

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
ИНСТИТУТ МЕТАЛЛУРГИИ И МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ
ИМ. А.А. БАЙКОВА РОССИЙСКОЙ АКАДЕМИИ НАУК
(ИМЕТ РАН)

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»

Диссертация на соискание учёной степени доктора технических наук

Научный консультант:

член-корреспондент РАН

КОЛМАКОВ Алексей Георгиевич

Москва - 2018

СОДЕРЖАНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	6
Глава 1 ПРОБЛЕМА СОЗДАНИЯ НОВЫХ МАТЕРИАЛОВ ТРИБОТЕХНИЧЕСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ РАБОТОСПОСОБНОСТИ и ДОЛГОВЕЧНОСТИ МАШИН И МЕХАНИЗМОВ	15
1.1 Трибосопряжения, применяемые в машинах и механизмах	16
1.2 Традиционные антифрикционные материалы трибосопряжений	22
1.3 Общие сведения о композиционных материалах	30
1.4 Механические и триботехнические свойства дисперсно-наполненных композиционных материалов	37
1.5 Межфазное взаимодействие в композиционных материалах	54
1.5.1 Система Al-SiC	54
1.5.2 Система Al-TiC	57
1.6 Продукты межфазного взаимодействия в системе железо-алюминия	69
1.7 Методы формирования структуры и свойств покрытий из композиционных материалов	77
1.7.1 Процессы наплавки покрытий из композиционных материалов	78
1.7.2 Модифицирующая обработка поверхности композиционных материалов	79
1.7.3 Особенности формирования структуры и свойств сталеалюминиевых слоистых композиций	83
1.8 Постановка цели и задач исследования	93

Глава 2	ИСХОДНЫЕ МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ	97
2.1	Составы исходных материалов	97
2.1.1	Матричные сплавы	97
2.1.2	Наполнители - армирующие частицы	100
2.1.3	Наполнители - модифицирующие частицы	102
2.2	Методы исследований структуры	107
2.3	Определение физических характеристик образцов	111
2.4	Определение механических характеристик образцов	112
2.5	Определение упругих характеристик образцов	115
2.6	Обеспечение для математического моделирования процесса дуговой наплавки	117
2.7	Испытания на трение и износ	121
Глава 3	РАЗРАБОТКА НАПЛАВОЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ	129
3.1	Композиционные материалы на основе алюминия	129
3.1.1	Изготовление и структура объемно-армированных КМ	129
3.1.2	Механические свойства объемно-армированных КМ	148
3.1.3	Триботехнические свойства объемно-армированных КМ	152
3.1.4	Изготовление наплавочных материалов из композиционных материалов на основе алюминия	180
3.2	Композиционные материалы на основе олова	192
3.2.1	Изготовление наплавочных прутков из композиционных материалов на основе олова	192
3.2.2	Изготовление наплавочных гранул из композиционных материалов на основе олова	204
3.3	Оценка работоспособности композиционных материалов на основе олова при высоких трибонагрузках	215
3.4	Выводы по главе 3	229

Глава 4	НАНЕСЕНИЕ ПОКРЫТИЙ ИЗ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ	232
4.1	Нанесение покрытий из композиционных материалов на основе алюминия	232
4.2	Разработка технологии нанесения на сталь покрытий из композиционных материалов на основе алюминия.	243
4.2.1	Получение и исследование промежуточных слоев на стали	243
4.2.2	Выбор схемы получения на стали покрытий из алюмоматричных КМ	252
4.2.3	Разработка и верификация математической модели процесса дуговой наплавки	278
4.2.4	Определение критических температур нагрева границы раздела сталь-алюминий	290
4.3	Нанесение покрытий из композиционных материалов на основе олова	295
4.3.1	Дуговая наплавка покрытий из композиционных материалов на основе олова	296
4.3.2	Плазменно-порошковая наплавка покрытий из композиционных материалов на основе олова	307
4.4	Выводы по главе 4	320
Глава 5	Триботехнические свойства покрытий из композиционных материалов	325
5.1	Покрытия из композиционных материалов на основе алюминия	326
5.2	Покрытия из композиционных материалов на основе олова	335
5.2.1	Покрытия, полученные процессом дуговой наплавки	335
5.2.2	Покрытия, полученные процессом плазменно-порошковой наплавки	344

5.3	Выводы по главе 5	356
Глава 6	МОДИФИЦИРУЮЩАЯ ОБРАБОТКА ПОВЕРХНОСТИ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ	360
6.1	Дуговое оплавление поверхности образцов композиционных материалов с воздействием на дугу магнитным полем	361
6.2	Модифицирующая обработка образцов композиционных материалов лазерным оплавлением	370
6.3	Результаты испытания модифицированных поверхностных слоев композиционных материалов на трение и износ	376
6.4	Выводы по главе 6	385
	ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ	388
	СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ	392
	ПРИЛОЖЕНИЯ	427

ВВЕДЕНИЕ

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-Al₂O₃, Al-B₄C, Mg-B₄C, Al-TiB₂, 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 объемные изделия, 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, что значительно сократит 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 с покрытиями 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 результатов работы заключается в развитии нового научного направления - создания 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 (Al₂O₃), интерметаллидов системы Al_xTi_y, серебристого графита (C), а также субмикронные частицы бора (B), карбида бора (B₄C), 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» «Центр разработки нефтедобывающего оборудования» (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 конференция молодых научных сотрудников и аспирантов с международным участием "Физико-химия и технология неорганических материалов" (Москва, 2006, 2007, 2008, 2009, 2010, 2017 г.); Всероссийской конференция по наноматериалам НАНО-2007 и НАНО-2013 (Новосибирск, 2007 г., Звенигород, 2013 г.); IX-ый Российско-Китайском симпозиум «Новые материалы и технологии» (Астрахань, 2007 г.); Международной конференции «Junior Euromat-2008», «JuniorEuromat-2014», (Швейцария, Лозанна, 2008, 2014 г.); V Международной конференции «Материалы и покрытия в экстремальных условиях: исследования, применение, экологически чистые технологии производства и утилизации изделий» (Украина, Жуковка, 2008 г.); Научно-технической конференции с участием иностранных специалистов «Трибология -

Машиностроению» (Москва, 2008, 2016 гг.); VI Международной конференции «Теория и практика технологии производства изделий из композиционных материалов и новых металлических сплавов» (Москва, 2009 г.); VI Международной конференции «High Temperature Capillarity-2009» (Греция, Афины, 2009 г.); II Международном форуме по нанотехнологиям (Москва, 2009 г.); IX Международной научной конференции «Трибология и надежность» (Санкт-Петербург, 2009 г.); III, VI Международной конференции «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов» (Москва, 2009, 2015 гг.); X Китайско-Российском симпозиуме «Новые материалы и технологии» (КНР, Дзясин, 2009 г.); Международной конференции «Fundamentals of Laser Assisted Micro- and Nanotechnologies» (FLAMN-10) (Санкт-Петербург, 2010 г.); Европейском симпозиуме «European symposium on Friction, Wear and Wear protection» (Германия, Карлсруэ, 2014 г.); XII Международной конференции по наноструктурным материалам «NANO 2014», (Москва, 2014 г.); Конференции, посвященной 110-летию со дня рождения д.т.н. М.В. Поплавко-Михайлова «Технологии сварки плавлением новых конструкционных материалов», (Москва, 2014 г.); Междисциплинарном научном форуме «Новые материалы. Дни науки» (Санкт-Петербург, 2015г.); (Москва, 2016 г.); 17-ом Международном научно-техническом семинаре «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 рисунка, 66 таблиц.

ГЛАВА 1. ПРОБЛЕМА СОЗДАНИЯ НОВЫХ МАТЕРИАЛОВ ТРИБОТЕХНИЧЕСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ РАБОТОСПОСОБНОСТИ И ДОЛГОВЕЧНОСТИ МАШИН И МЕХАНИЗМОВ

Работоспособность и долговечность машин и механизмов обеспечиваются во многом безотказным функционированием их подвижных опор, создающих конструктивное оформление технических устройств. К опорным узлам трения предъявляются повышенные требования, обусловленные в первую очередь параметрами их эксплуатации, основными из которых являются: высокие скорости перемещающихся деталей, значительные статические и ударные нагрузки, а также повышенная надежность. Удовлетворение данных требований гарантирует высокий уровень технических характеристик, необходимых для современной и перспективной техники.

В тоже время, наиболее распространенной причиной преждевременного выхода из строя большинства деталей машин и механизмов (85...90%) является не поломка, а преждевременное повреждение рабочих органов вследствие износа подвижных сопряжений или трибосопряжений. Поэтому в настоящее время остро стоит вопрос повышения долговечности и надежности трибосопряжений, под которыми понимают способность сохранять работоспособность узла трения до предельного состояния, а также снижения энергозатрат на трение [1-3].

Повышение эффективности узлов трения может быть достигнуто конструктивными, технологическими и эксплуатационными способами в число которых входят: соответствующий выбор конструкторских решений при проектировании или подбор материалов, характеризующихся высоким уровнем триботехнических свойств; совершенствование способов обработки трущихся поверхностей, обеспечивающих повышение их чистоты и

твердости; создание условий для жидкостного трения; соблюдение рационального режима смазки, а также предохранение контактирующих поверхностей от загрязнений и другие. Причем во многих случаях определяющее значение, и, как следствие, решающее вклад, приобретают конструкция или материалы трибосопряжений [2-5].

1.1 Трибосопряжения, применяемые в машинах и механизмах

Трибосопряжения, применяемые в машинах и механизмах, можно разделить на 2 группы: подшипники качения или скольжения [2-6].

Использование подшипников качения, несмотря на широкую номенклатуру их типоразмеров и высокое качество изготовления, оказывается во многих случаях нерациональным, а иногда и невозможным. В частности, они недостаточно долговечны и ненадежны при высоких скоростях и динамических нагрузках, а также не пригодны в тех случаях, когда для удобства монтажа и демонтажа требуются разъемные опоры трения. Применением подшипников качения не всегда удастся удовлетворить требования бесшумности, химической и тепловой стойкости опорных узлов. Поэтому в подобных условиях, имеющих место во многих машинах и механизмах, эксплуатирующихся в разных отраслях промышленности, рациональное решение может быть найдено при использовании опорных узлов с подшипниками скольжения [6-9].

Опорные узлы трения с подшипниками скольжения предназначены для восприятия усилий от движущихся деталей (обычно вращающихся, например, валы, оси) и передачи их на неподвижные основные части машин и механизмов (корпуса и станины) (рис.1.1). При этом, в некоторых случаях вращающейся деталью может являться корпус, а неподвижной – ось [9-11].



Рисунок 1.1.

Примеры конструкций подшипников скольжения.

Основные особенности узлов трения скольжения, обеспечивающие их массовое применение в промышленности, связаны с малыми габаритными размерами (например, по наружному диаметру и по массе подшипники скольжения в 2-3 раза меньше шариковых подшипников качения средней серии); широкой номенклатурой конструктивного исполнения; простотой монтажа, демонтажа и ремонта; пригодностью к работе при высоких скоростях и нагрузках в условиях недостаточной смазки, а в ряде специальных конструкций даже без смазки; а также долговечностью и меньшей чувствительностью к ударам и временным перегрузкам по сравнению с подшипниками качения. Кроме того, подшипники скольжения не вызывают, в отличие от подшипников качения, дополнительных вибраций что делает их незаменимыми для работы в вибрационно-нагруженных опорных узлах машин и механизмов. В тоже время сравнительно большой

момент трения при пуске; больший, чем у узлов трения качения, коэффициент трения (при несовершенной смазке); повышенный износ и связанное с износом уменьшение точности работы механизма ограничивают применение подшипников скольжения [7-11]. Однако, во многих случаях, например в кривошипно-шатунных и других группах механизмов и машин различного назначения, применение узлов трения скольжения является рациональным и единственно возможным [8, 10].

По виду воспринимаемой нагрузки подшипники скольжения делят на радиальные, упорные и радиально-упорные (рис.1.2). Радиальные опоры скольжения предназначены для восприятия усилий, действующих поперек оси вала; упорные – для восприятия усилий, действующих вдоль оси вала; а радиально-упорные – для восприятия комбинированных радиальных и осевых нагрузок.

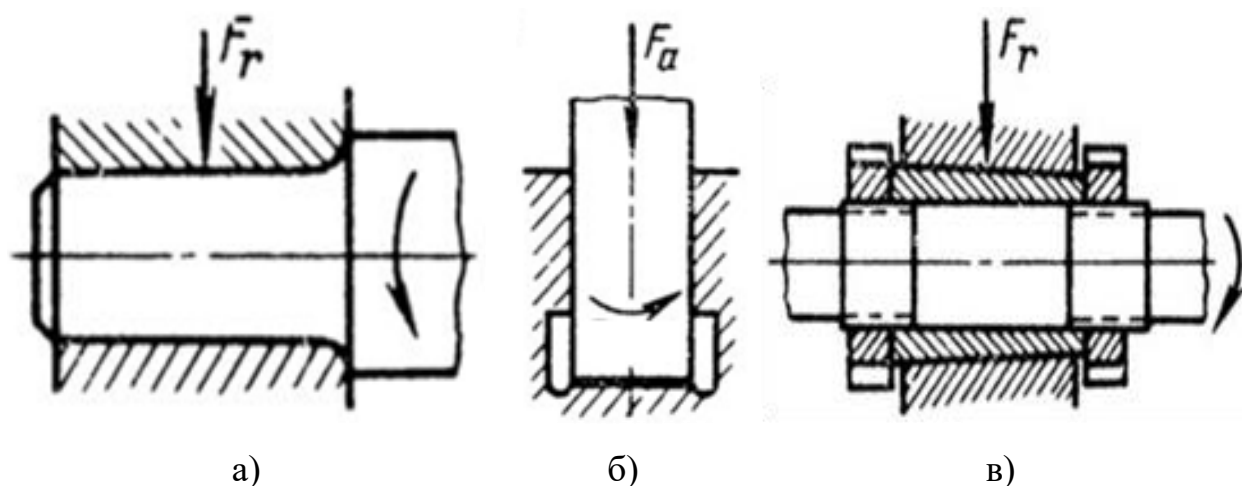


Рисунок 1.2.

Типы подшипников скольжения:

а) радиальный; б) упорный; в) радиально-упорный [11].

В зависимости от конструктивных требований подшипники скольжения могут выполняться разъемными или неразъемными. При этом недостатком последних является неудобство монтажа и демонтажа узла из-за необходимости вставлять вал при сборке в подшипник только с торца, а также невозможность регулирования зазора между цапфой и вкладышем.

В общем случае подшипники скольжения состоят из корпуса, изготовленного обычно из низкоуглеродистой стали или чугуна, а также вкладыша или колодок, установленных в нем. Вкладыши или колодки соприкасаются непосредственно с вращающейся цапфой вала или оси, воспринимая передаваемую нагрузку. В случае неподвижной цапфы вала или оси вкладыш может иметь вращение. Для уменьшения износа и возникающей при работе подшипника скольжения силы трения между поверхностями цапфы и вкладыша (колодки) в зазор между ними вводится смазка. Причем вкладыши или колодки, отвечающие за режим работы и долговечность узла трения, представляют собой как металлические конструкции, выполненные из антифрикционных материалов, так и биметаллические конструкции в которых рабочий антифрикционный слой расположен на основаниях из более прочного материала (сталь, бронза, латунь) в качестве которых чаще всего применяют низкоуглеродистую сталь, ограничивающую пластическую деформацию антифрикционного материала рабочего слоя (рис.1.3). В последнем случае решающее влияние оказывают свойства рабочего поверхностного слоя [2, 3].



а)



б)

Рисунок 1.3.

Схема (а) и внешний вид (б) биметаллического вкладыша (колодки)

подшипника скольжения: 1 – антифрикционный материал;

2 – основание из низкоуглеродистой стали.

Согласно схеме развития функционального отказа выход из строя опор скольжения обусловлен воздействием температурного и коррозионного факторов; увеличением величины осевого усилия, являющегося следствием нештатных режимов работы машин и механизмов; разнотолщинностью и перекосом колодок при монтаже; а также ростом зазора между трущимися поверхностями из-за износа и повреждения антифрикционного слоя (рис.1.4). Максимальные значения износа характерны для моментов пуска и останова из-за отсутствия сплошной прослойки масла между поверхностями трения [12, 13].

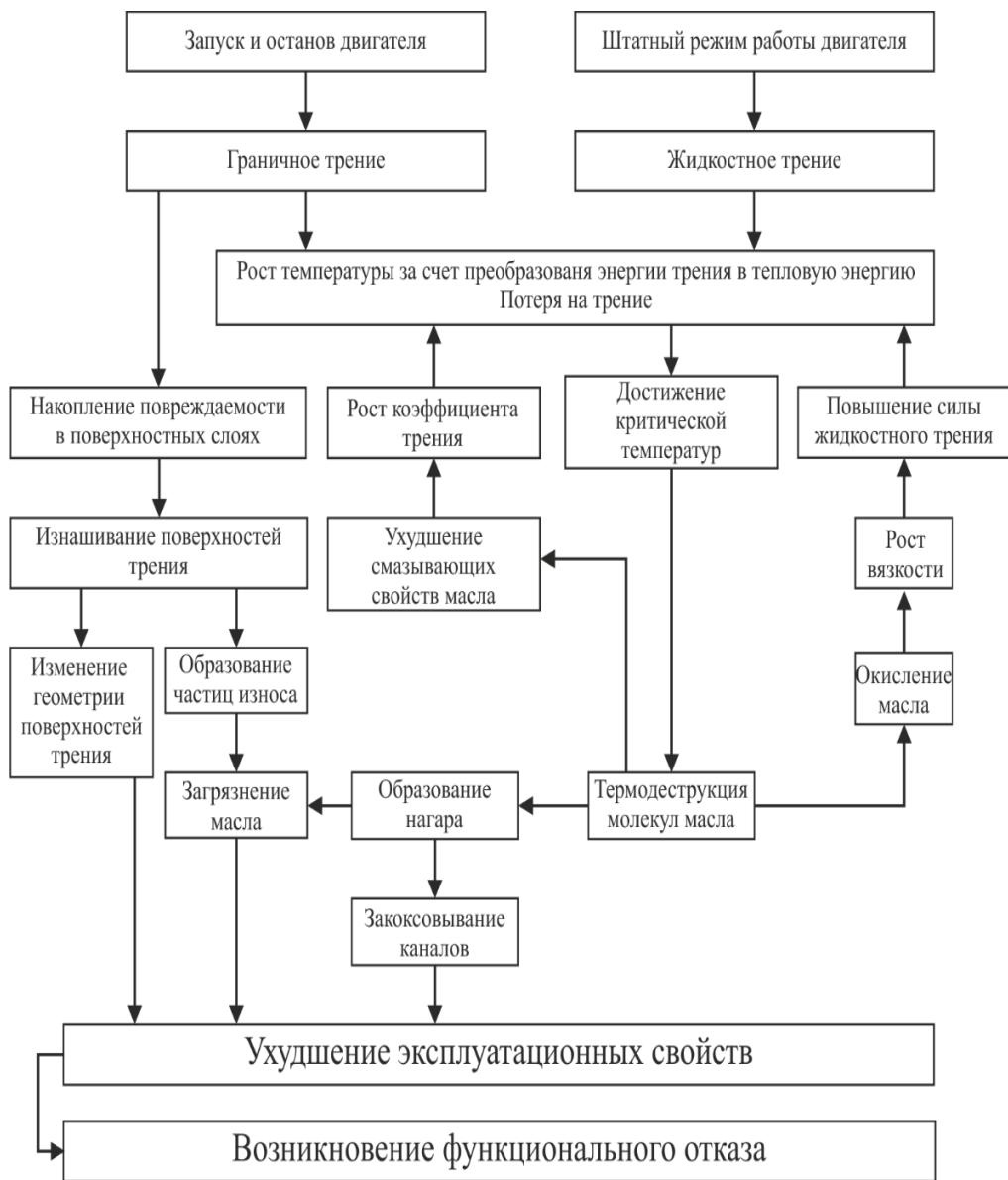


Рисунок 1.4.

Схема развития функционального отказа опор скольжения [12].

Анализ причин повреждения опор скольжения на примере упорных подшипников паровых турбин представлен на рис.1.5 и показывает, что наибольшее число выходов из строя (61,5%) связано с увеличением осевого усилия [13].

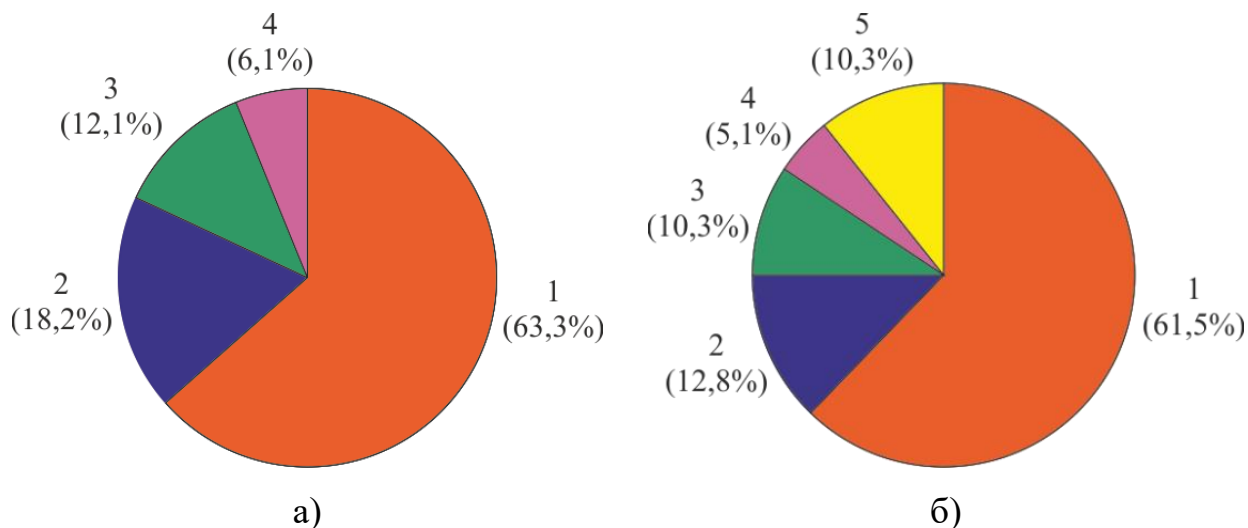


Рисунок 1.5.

Повреждения упорных подшипников скольжения [13]:

- а) признаки, наблюдаемые при повреждении: 1 – увеличение осевого сдвига;
 2 – повышение температуры вкладышей; 3 – течь масла;
 4 – нарушение нормального вибросостояния;
- б) распределение причин повреждений: 1 – увеличение осевого усилия;
 2 – низкое качество масла; 3 – дефекты ремонта;
 4 – стесненное перемещение подшипника; 5 – прочее.

Таким образом, повышение работоспособности и долговечности машин и механизмов за счет уменьшения доли преждевременных отказов и увеличения их надежности вследствие роста несущей способности подшипников скольжения, определяемой во многом применяемыми антифрикционными материалами, является чрезвычайно важным и перспективным направлением, отвечающим современным тенденциям.

1.2 Традиционные антифрикционные материалы трибосопряжений

Согласно многочисленным работам антифрикционные свойства подшипниковых материалов должны [2-11, 14, 15]:

- обеспечивать низкую температуру на поверхности трения, предохраняющую тончайший (граничный) смазочный слой от разрушения;
- способствовать образованию адсорбционной граничной пленки смазки, разрушающейся при высоких температурах и давлениях;
- способствовать восстановлению разрушенного по каким-либо причинам слоя смазки (вследствие пористости материала и выделению из его пор необходимой смазки).

Дополнительными требованиями, предъявляемыми к антифрикционным материалам, применяемым в подшипниках скольжения, являются возможность противостоять заеданию, а также переносу частиц материала на поверхность контртела. Под заеданием понимают схватывание и разрыв образовавшихся металлических связей в локальных зонах трибоконтакта. Это становится возможным в результате непосредственного контакта трущихся поверхностей – при полном удалении смазочной пленки, что является следствием достижения высоких температур в трибоконтакте. Причем перенос металла на поверхность контртела (наволакивание, налипание) происходит в результате молекулярного схватывания, которое может произойти в ряде случаев и при отсутствии высоких температур.

Большое значение для подшипниковых материалов имеют износостойкость и прирабатываемость. Однако, чем лучше прирабатываемость материала, тем ниже его твердость и механические свойства. При приработке увеличивается площадь прилегания контактирующих поверхностей, и, следовательно, уменьшается удельное давление на фактических участках контакта, а также снижаются значения сил трения. В результате происходит уменьшение температур на трущихся поверхностях, что создает благоприятные условия для смазки. Приработка

происходит вследствие износа и пластического деформирования антифрикционного материала. Причем, в период приработки повышенный износ является желательным (особенно у непластических материалов), так как сокращается время приработки. Однако, после окончания периода приработки износ трущихся поверхностей является вредным в связи с уменьшением долговечности опор, и его значения обычно уменьшаются.

В общем случае выбор антифрикционных материалов производится исходя из условий эксплуатации данной детали или узла трения, материала сопрягаемой детали, а также имеющегося опыта применения. Из условий эксплуатации необходимо учитывать: величину и характер нагрузки, скоростные и температурные режимы, применяемые условия смазки и окружающую среду, в которой будет работать деталь. При выборе антифрикционного материала дополнительно следует обращать внимание на рентабельность применения этого материала, его дефицитность, технологичность и другие характеристики.

Таким образом, антифрикционные материалы подшипников скольжения, должны обладать следующими свойствами: низким коэффициентом трения, высокой износостойкостью, способностью противостоять заеданию и хорошо прирабатываться к сопрягаемой детали, критерием антифрикционных свойств является также величина износа сопрягаемой детали. Кроме того, они должны характеризоваться достаточной прочностью, высокой теплопроводностью, достаточной пластичностью, коэффициентом расширения, близким таковому для сопрягаемой детали, и устойчивостью против коррозии. Для обеспечения этих свойств структура антифрикционных материалов, согласно правилу Шарпи, должна быть гетерогенной и состоять из мягкой пластичной основы и включений твердых частиц. В процессе трения скольжения контртело опирается на прочный каркас из твердых частиц, который повышает несущую способность рабочей поверхности и способствует снижению коэффициента трения, а мягкая основа, истирающаяся быстрее, обеспечивает хорошую прирабатываемость к

контртелу и образует сеть микроскопических каналов (микрорельеф), по которым циркулирует смазочный материал, и уносятся продукты износа. Этими свойствами в разной степени обладают некоторые сплавы из цветных металлов – на оловянной (Б83, Б83С, Б88, SnSb8Cu4), свинцовой (Б16, БН, PbSb10Sn6, PbSb15Sn10), медной (БрОЦС4-4-2,5, БрОЦС4-4-4, БрО10С10, БрО6С6Ц3, БрО4Ц4С17, БрО5С25, CuPb10Sn10, CuPb24Sn4, CuPb24Sn, CuPb30), и алюминиевой (АО6-1, АО9-1, АО12-1, АО20-1, АМК, AlSn6Cu, AlSn11Cu, AlZn5Si1; AlSn10Si3, AlSn6Si4) основе [16-20].

Сплавы на оловянной или свинцовой основе называют баббитами и применяют преимущественно в подшипниках скольжения машин и механизмов ответственного назначения к которым относятся: прокатные станы, паровые и газовые турбины, распределительные валы двигателей и компрессоров и другие тяжело нагруженные изделия. Благоприятное сочетание свойств: низкий коэффициент трения, высокая демпфирующая способность и степень прирабатываемости в динамических условиях работы, незначительный износ сопряженной детали и низкий уровень энергозатрат, позволяет эксплуатировать изделия из подобных материалов при высоких скоростях и нагрузках с возможными перекосами осей, вызывающими повышенные краевые давления [8, 11].

Оценивая антифрикционные свойства баббитов, следует отметить, что в этом отношении лучшей маркой среди них является баббит Б83, характеризующийся не только минимальными значениями коэффициента трения, в том числе при работе в условиях сухого трения без смазки, но и обладающий сравнительно высокой вязкостью, а также минимальной способностью к выкрашиванию в процессе эксплуатации. Однако, по сравнению с оловом ударная вязкость у баббита Б83 на порядок меньше, вследствие чего при значительных ударных нагрузках происходит его разрушение. Чистое олово или свинец, обладающие высокой ударной вязкостью, не применяются в качестве антифрикционных материалов из-за низкой механической прочности.

Баббит Б83 является многокомпонентным сплавом основу, которого составляет система Sn-Sb (рис.1.6). Мягкая основа сплава – α -твердый раствор сурьмы в олове, а крупные кристаллы (200-300 мкм) – β -фаза, представляющая собой твердый раствор на основе химического соединения SnSb. Таким образом, сурьма упрочняет мягкую основу баббитов и создает включения высокой твердости. Однако, сурьма и олово отличаются по плотности, поэтому баббиты характеризуются склонностью к значительной ликвации. Для предупреждения этого дефекта в баббиты вводят медь. Она образует с оловом химическое соединение Cu_3Sn – игольчатые частицы γ -фазы. Интерметаллидные соединения имеют более высокую температуру плавления и кристаллизуются первыми, образуя разветвленные дендриты, которые препятствуют ликвации кубических кристаллов β -фазы (SnSb). Плотность и твердость структурных составляющих баббита Б83 представлены в табл.1.1.

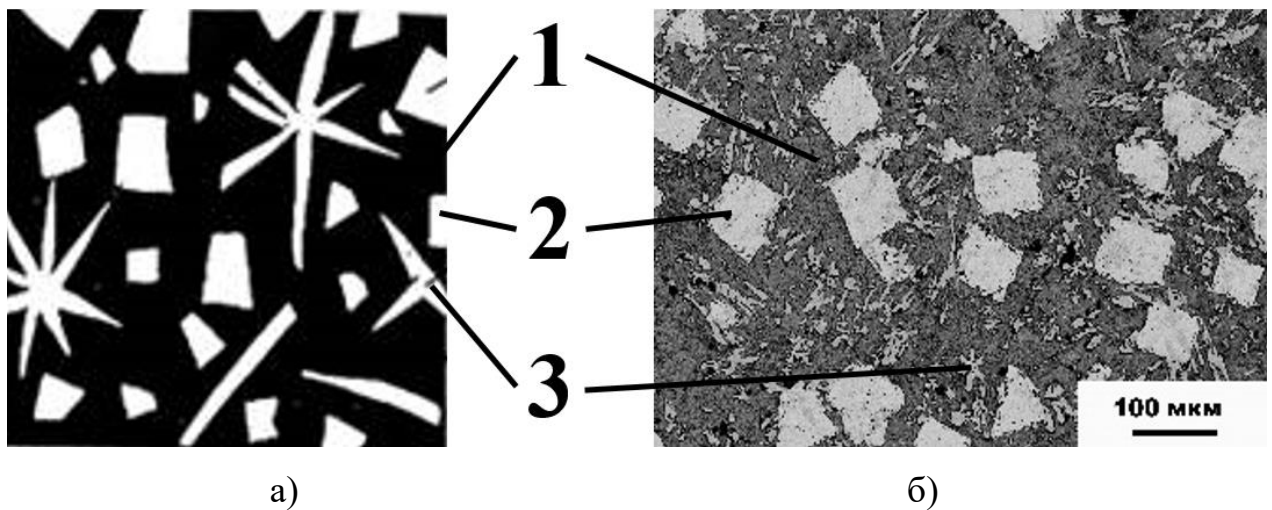


Рисунок 1.6.

Схематичное изображение (а) и оптическая микроскопия (б)

структуры баббита Б83. Цифрами обозначены:

1 - α -твердый раствор сурьмы в олове; 2 - β -фаза (SnSb); 3 – γ -фаза (Cu_3Sn).

Таблица 1.1.

Свойства структурных составляющих баббита Б83 [21-23].

Структурная составляющая	Плотность, ρ , кг/м ³	Твердость, НВ	Микротвердость НV	Температура кристаллизации К
α -фаза (твердый раствор сурьмы в олове)	7,25	-	22	515
β -фаза (SnSb)	6,96-7,12	54	95	546
γ -фаза (Cu ₃ Sn)	10,91	383	320	648

Структурные составляющие оказывают существенное влияние на трибологические свойства баббита. Наличие легко выкрашивающихся частиц β -фазы обуславливает невысокую износостойкость баббита Б83 [24, 25]. Однако, за счет измельчения и равномерного распределения указанных структурных составляющих можно обеспечить повышение износостойкости баббитового вкладыша (табл.1.2) [21, 26, 27].

Таблица 1.2.

Влияние размеров β -фазы на свойства баббита [27]

Размер частиц, мкм	Твердость частиц, НВ	Интенсивность изнашивания I_m ¹⁾ , $\times 10^8$ мг/мм ³
150	27	2,679
40	23	2,260
5	20	2,003

¹⁾ $I_m = \Delta m / S L$, где Δm – потеря массы; S – площадь контакта; L – путь трения.

Еще одним недостатком баббита Б83 является низкий предел усталости при знакопеременных нагрузках, что сдерживает применение этого сплава в подшипниках с повышенным удельным давлением. Низкую усталостную прочность баббита Б83 объясняют избыточной гетерогенностью сплава и,

особенно, присутствием кубических кристаллов β -фазы [28]. В связи с различием кристаллических решеток включения β -фазы слабо связаны с α -твердым раствором и являются источником возникновения микро- и макротрещин при незначительном нагружении баббита. Таким образом, усталостная прочность баббита напрямую зависит от формы, дисперсности и равномерности распределения структурных составляющих. Кроме того, неблагоприятная морфология интерметаллидов β - и γ -фазы (остроугольная, сильно разветвленная геометрическая форма) определяет низкую технологичность сплава Б83, например, отсутствие возможности пластической деформации, а также малую усталостную прочность. При механическом нагружении формируются зоны высокой концентрации напряжений, особенно в вершинах и по граням интерметаллидов, что лишает этот сплав как возможно достижимой прочности, так и пластичности [11].

Хорошая прирабатываемость баббитов приводит к тому, что они характеризуются высокой пластичностью и имеют недостаточную твердость, вследствие чего при нагрузке и нагреве могут деформироваться, изменяя установленные зазоры, что вызывает заедания. Поэтому баббиты могут успешно эксплуатироваться только в подшипниках скольжения, имеющих прочный корпус из стали или чугуна.

Олово, являющееся основным компонентом в составе баббитов марки Б83, является дорогим с экономической точки зрения исходным материалом, что обуславливает высокую стоимость антифрикционных сплавов подобного состава. Поэтому для уменьшения расхода дефицитного олова во многих случаях баббиты применяют в виде рабочих слоев толщиной до 6 мм сформированных на твердой, прочной основе, например из низкоуглеродистой стали, обеспечивающей достаточный уровень прочности. Близкие значения коэффициентов линейного термического расширения обеспечивают отсутствие остаточных деформаций при нагреве биметаллических конструкций трибоузлов в условиях эксплуатации, а также

сохранение первоначальных зазоров и режимов работы подшипников скольжения.

Другим существенным недостатком баббитов, ухудшающим работу подшипников скольжения, является снижение всех показателей механической прочности при повышении температуры, наиболее критичным из которых является сопротивление усталости [5, 6]. Поэтому верхние пределы рабочих температур таких подшипников скольжения ограничены значениями (343-348) К [11, 20, 29]. Превышение этих температур в процессе эксплуатации приводит к подплавлению поверхности и частичному выкрашиванию баббита, результатом чего является потеря работоспособности всего трибоузла [13]. Кроме того, нельзя исключать вероятность разрушения стального контртела в результате воздействия расплава меди, образовавшегося при подплавлении баббита (эффект Ребиндера). Определенное влияние на работоспособность подшипников скольжения оказывает и кавитационный износ, возникающий в результате коррозионной активности смазочных материалов по отношению к баббитам, содержащих в своем составе щелочные металлы [30].

Таким образом, в условиях переменных нагрузок и повышенных температур баббиты характеризуются недостаточной надежностью, что ограничивает их применение в узлах трения и эксплуатационные характеристики новых машин, и механизмов.

В узлах трения, где нужна высокая усталостная прочность применяют сплавы на основе меди: оловянные или свинцовистые бронзы, а также латуни. Медьсодержащие сплавы характеризуются высокими прочностными свойствами, но не всегда обладают в достаточной степени необходимым уровнем триботехнических характеристик. Поэтому для повышения триботехнических свойств при изготовлении и ремонте подшипников скольжения на их поверхность наносят так называемые приработочные слои из баббита.

Применение в узлах трения доступных и дешевых алюминиевых антифрикционных сплавов обеспечивает следующие преимущества по сравнению с баббитами и сплавами на основе меди [15, 31-36]:

- повышенные значения износостойкости и задиростойкости;
- коррозионную стойкость;
- отсутствие вероятности хрупкого разрушения вала вследствие расплавления антифрикционного слоя, поскольку алюминиевые сплавы не являются поверхностно-активными;
- возможность эффективного поглощения абразивных частиц.

По сравнению с баббитами, алюминиевые сплавы имеют более широкий диапазон рабочих температур, ограниченный верхним значением 493К, и большую несущую способность [33, 36]. Кроме того, сплавы на основе алюминия превосходят все антифрикционные материалы по удельным свойствам. Необходимую прирабатываемость и уменьшение значения коэффициента трения удастся достичь нанесением на рабочую поверхность изделия из алюминиевого сплава тонкого приработочного покрытия на основе олова [37, 38].

Целесообразность замены сплавов на основе меди алюминиевыми сплавами доказана многолетним опытом эксплуатации на железнодорожном транспорте сталелюминиевых вкладышей, успешно заменивших сталелатунные с гальваническим покрытием [31, 33, 36, 39]. Однако, для алюминиевых антифрикционных сплавов характерно возникновение повреждений в переходных и неустановившихся режимах работы, особенно во время пуска-останова [31, 36, 40]. Поэтому возникает необходимость увеличения задиростойкости и износостойкости подобных материалов.

Таким образом, среди антифрикционных материалов наибольшим потенциалом по критерию массового применения в промышленности обладают сплавы на основе олова (баббиты), поскольку они характеризуются лучшей прирабатываемостью и минимальными значениями коэффициента трения, а по критерию стоимости и удельных характеристик алюминиевые

сплавы. Однако, в настоящее время уровень служебных характеристик существующих антифрикционных материалов достиг максимальных значений и не отвечает непрерывно возрастающим современным требованиям. Дальнейшее их совершенствование за счет легирования или специальной обработки исчерпало себя и практически невозможно. Поэтому единственным многообещающим и эффективным способом повышения механических свойств, несущей способности, износостойкости, а также снижения стоимости изделий из антифрикционных материалов является их замена другими материалами.

1.3 Общие сведения о композиционных материалах

Как было показано ранее, современное развитие уровня техники требует разработки новых антифрикционных материалов. Среди них наибольшим потенциалом обладают композиционные материалы (далее КМ). Это объясняется тем, что многие актуальные запросы триботехники удается удовлетворить путем создания гетерофазных структур, способных длительно эксплуатироваться без смазки, при повышенных температурах и в других экстремальных условиях.

КМ – это особый класс новых гетерофазных материалов, состоящих из наполнителя и связующего, или матрицы. Главным преимуществом КМ являются возможность получить материал с такими свойствами, которыми не обладает ни один традиционный, классический материал, а также возможность сконструировать материал в соответствии с заданными требованиями [41, 42]. Кроме того, для КМ оказываются эффективными и традиционные пути повышения износостойкости, и прочностных характеристик, такие как наполнение твердыми смазками, введение наномодификаторов для улучшения структуры, термическая и термомеханическая обработки.

Совместная работа разнородных компонентов дает эффект, равносильный созданию нового материала, свойства которого количественно

и качественно отличаются от свойств каждого из составляющих. Многообразие форм КМ, позволяет направленно регулировать прочность, жесткость, износостойкость, уровень рабочих температур, и другие свойства материалов путем подбора состава или изменения соотношения компонентов. Эффективность применения композитов зависит от числа, размеров, формы, характера расположения и физико-механических свойств структурных составляющих, а также от прочности связи между ними. Матрица обеспечивает передачу и равномерное распределение нагрузки, препятствует распространению трещин, формирует компактный материал с заданным геометрическим расположением наполнителя.

Согласно многочисленным работам в области материаловедения КМ основные признаки КМ сводятся к следующему [41, 43-54]:

- материал отсутствует в природе в естественном виде и является искусственно созданным продуктом;
- материал содержит два или более компонентов (фаз), отличающихся по своему составу и разделенных четко выраженными границами;
- в материале заранее проектируется сочетание, форма, размер и распределение компонентов;
- свойства материала определяются каждым из его компонентов, которые присутствуют в нем в достаточных количествах;
- материал обладает такими свойствами, какими не обладают его компоненты, взятые в отдельности;
- материал является неоднородным в микромасштабе, но может быть однороден макроскопически.

Сочетание в одном материале веществ, существенно различающихся по химическому составу и физическим свойствам, выдвигает на первый план при разработке, изготовлении и эксплуатации КМ проблемы термодинамической и кинетической совместимости компонентов [45, 49].

Под термодинамической совместимостью понимают способность матрицы и армирующего наполнителя находиться в состоянии

термодинамического равновесия неограниченное время при температурах получения и дальнейшей эксплуатации.

Кинетической совместимостью называют способность компонентов КМ сохранять метастабильное равновесие в определенных температурно-временных интервалах. Проблема кинетической совместимости имеет два аспекта:

1) физико-химический – обеспечение прочной связи между компонентами при одновременном ограничении на поверхностях раздела процессов растворения, гетеро- и реакционной диффузии, которые ведут к образованию хрупких продуктов взаимодействия и деградации прочности армирующих фаз и КМ в целом;

2) термомеханический – при сохранении прочной связи между компонентами достижение минимального уровня внутренних напряжений термического и механического происхождения; снижение их уровня; обеспечение благоприятного соотношения между деформационным упрочнением матрицы и ее способностью к релаксации напряжений, предупреждающей перегрузку и преждевременное разрушение упрочняющих фаз.

Известен ряд приемов обеспечения физико-химической совместимости компонентов в КМ [46, 47]:

- выбор в качестве наполнителей КМ веществ, химически стойких в контакте с матрицами при высоких температурах;
- нанесение на армирующие наполнители барьерных покрытий;
- применение матриц такого состава, при котором ограничено химическое взаимодействие на поверхностях раздела за счет уменьшения растворения наполнителя или образования сегрегаций, экранирующих взаимодействие;
- выбор температурно-временных условий контактирования компонентов КМ, исключая интенсивное межфазное взаимодействие.

Для достижения термомеханической совместимости оказываются эффективными:

- выбор матричных сплавов и упрочняющих элементов с минимальными различиями в модулях упругости, коэффициентах Пуассона, коэффициентах термического расширения;
- применение промежуточных слоев и покрытий, уменьшающих различия в физических свойствах матрицы и наполнителей;
- переход к полиармированию, т.е. сочетанию в одном КМ армирующих частиц, различающихся по размеру, составу и физическим свойствам;
- выбор формы деталей и соединений из КМ, схемы и масштаба армирования, морфологии, размера и объемной доли наполнителей.

По морфологии армирующих фаз КМ подразделяют на:

- нульмерные, или упрочненные частицами различной дисперсности, беспорядочно распределенными в матрице;
- одномерные волокнистые, или упрочненные однонаправленными непрерывными или короткими волокнами;
- двумерные слоистые, или содержащие одинаково ориентированные упрочняющие ламели и ленты.

Можно осуществить и комбинированное армирование металлических матриц, например, упрочнение волокнами и лентами; упрочнение лентами, волокнами и частицами и т.д.

По распределению армирующих фаз или схеме армирования можно выделить КМ с одноосным (однонаправленным), двухосным (плоскостным, например ортогональным) и трехосным (объемным) армированием. КМ первых двух типов являются анизотропными, последнего – изотропными.

По размеру армирующих фаз или размеру ячейки армирования КМ подразделяют на:

- субмикрочкомпозиаты (размеры ячейки армирования, диаметр волокон или частиц < 1 мкм), например дисперсно-упрочненные сплавы или волокнистые КМ с очень тонкими волокнами;

- микрокомпозиты (размер ячейки армирования, диаметр волокон, частиц или толщина слоев >1 мкм), например КМ, армированные волокнами углерода, карбида кремния, бора, частицами диаметром до 100 мкм и т.д., однонаправленные эвтектические сплавы;

- макрокомпозиты (диаметр или толщина армирующих компонентов >100 мкм), например, детали из медных сплавов, армированные вольфрамовой или стальной проволокой, или фольгой.

Температура эксплуатации изделий из КМ определяется в основном материалом матрицы. Поэтому наиболее универсальными являются дисперсно-наполненные КМ с металлическими матрицами, перекрывающие температурные интервалы работы других материалов [45, 46, 49]. В таких КМ сочетаются достоинства конструкционных металлических материалов с достоинствами наполнителя. В результате равномерного распределения дисперсных частиц наполнителей в матрице образуется изотропная структура, эффективно сопротивляющаяся пластической деформации. Распределение дисперсных включений в матрице даже при значительном увеличении температуры не изменяется, поскольку включения, разобщенные матрицей, не агломерируют. Частицы наполнителя эффективно тормозят движение дислокаций и, следовательно, повышают прочность матричных сплавов. Дислокации, встречая на пути частицы, либо огибают их, либо перерезают, что требует дополнительной энергии. Однако задача создания новых материалов не сводится только к обеспечению прочностных показателей, для решения проблемы работоспособности и долговечности конструкций требуется материал с высокой вязкостью разрушения. В металломатричных КМ эффективное торможение дислокаций дисперсными частицами упрочнителя должно сочетаться с их равномерным распределением в объеме матрицы и с подвижностью скапливающихся у барьеров дислокаций, обеспечиваемой матрицей, что и предотвращает хрупкое разрушение. Это позволяет получать металломатричные КМ, характеризующиеся высокими значениями прочности и жесткости в

сочетании с высокой вязкостью разрушения, высокими удельными прочностью и жесткостью (отношения временного сопротивления и модуля упругости к плотности: σ/γ и E/γ); высоким пределом усталости; высокой жаропрочностью; малой чувствительностью к тепловым ударам, облучению, наличию поверхностных дефектов; хладостойкостью, высокими демпфирующими свойствами, электро- и теплопроводностью, технологичностью при конструировании, обработке и соединении.

В настоящее время в промышленности применяют КМ на основе практически всех технически важных металлических материалов [43-54]. Правильный выбор материала матрицы позволяет реализовать высокие характеристики исходных компонентов и получить материал, отвечающий требуемым условиям работы и конструкции. Выбирая сплавы для матриц, необходимо учитывать не только их механические и эксплуатационные свойства, но и технологичность изготовления и назначение КМ. Поэтому как было показано ранее, наибольший потенциал для применения в качестве антифрикционных материалов узлов трения имеют КМ с матрицами из сплавов алюминия или олова [55-63]. Введение в цветные сплавы армирующих наполнителей существенно повышает прочность, вязкость разрушения и несущую способность материала при незначительном изменении массы. Основными преимуществами таких КМ являются высокие показатели электро- и теплопроводности, теплоемкости, демпфирующая способность, высокие технологические свойства. Кроме того, традиционные пути повышения износостойкости и прочностных характеристик, такие как введение модифицирующих наполнителей для улучшения структуры; наполнение твердыми смазками; термическая и термомеханическая обработки оказываются эффективными и для КМ подобного состава [55].

В качестве армирующих наполнителей или добавок, модифицирующих структуру матричного сплава КМ, обычно применяют высокомодульные тугоплавкие вещества с высокой энергией межатомной связи - нитевидные кристаллы (НК), частицы или короткие волокна керамики, например, такие

как SiC, TiC, TiB₂, Al₂O₃, B₄C и др., имеющие высокие механические свойства, а также для осуществления режимов самосмазывания углеродсодержащие материалы разной дисперсности (табл.1.3). Среди керамических наполнителей наибольшее распространение получили карбидокремниевые частицы, характеризующиеся низкой себестоимостью изготовления и широко представленные на рынке. Примерами углеродсодержащих материалов являются тубулярные наноструктуры в виде углеродных нанотрубок (далее УНТ), поверхность которых состоит из правильных шестичленных углеродных циклов, или природные наполнители из шунгитовых пород, содержащие углерод в форме гиперфуллереновых структур.

Таблица 1.3.

Свойства керамических наполнителей для дисперсно-наполненных композиционных материалов [49, 64-66]

Свойства	Наполнитель				
	SiC	TiC	TiB ₂	Al ₂ O ₃	B ₄ C
Кристаллическая структура	Гекс.	ГЦК	Гекс.	Гекс.	Ромб.
Плотность, г/см ³	3,19-3,21	4,9-4,99	4,52	3,9-4,0	2,51
E, x10 ⁹ Н/м ²	350-490	440	500	380-490	440-480
σ _в , x10 ⁹ Н/м ²	0,4-1,7	1,2-1,54	1,29	0,2-6,5	0,35-3,5
σ _{сж} , x10 ⁹ Н/м ²	1,4-1,7	-----	-----	1,7-2,5	1,4-3,4
HV, x10 ⁹ Н/м ²	2,4-2,8	3,2	3,37	1,5-1,8	3,7
T _{пл} , К	2873-2970	3433	3253	2313	2723
c, кДж/(кг*К)	0,62-0,75	-----	0,636	-----	-----
λ, Вт/(м*К)	15,57	30	64,5	27,21	29
ТКЛР, x10 ⁻⁶ , К ⁻¹	4,63-4,7	6,52-7,15	4,6-8,1	3,6-9,5	4,78-5,0

Возможность комбинирования алюминиевых или оловянных сплавов с армирующими или модифицирующими наполнителями различного состава,

морфологии и размера, а также применение частиц твердой смазки открывают перспективы для широкого применения дисперсно-наполненных КМ при изготовлении деталей различного назначения.

Наличие в матрице даже небольшого количества наполнителей (до 10 масс.%) приводит к улучшению механических характеристик КМ в широком интервале температур, снижению износа материала и улучшению микрогидродинамики процесса трения [67-69]. Высокие износостойкость и задиростойкость делают перспективным и экономически целесообразным применение КМ на основе алюминия, олова и их сплавов в парах трения скольжения [66, 68, 70]. При этом мягкой структурной составляющей сплава является твердый раствор, а высокомодульные, высокопрочные керамические частицы наполнителя выполняют роль поддерживающих опор, снижая коэффициент трения в широком диапазоне параметров нагружения [68-72]. Химические и физические свойства дискретных наполнителей, их количество, форма и распределение в матрице влияют не только на процесс трения, но и на статическую и динамическую прочность трибоузла.

1.4 Механические и триботехнические свойства композиционных материалов

Уровень механических и триботехнических свойств КМ определяется следующими характеристиками: механическими свойствами и объемным соотношением исходных компонентов – наполнителей и матричного сплава; фракционным составом и распределением наполнителей в матрице; прочностью связи между матрицей и наполнителями; структурой матрицы и характером последующей обработки КМ – термической или термомеханической [55, 73-75]. В общем случае такие важные механические свойства как прочность при растяжении и пластичность у КМ ниже, чем у матричных сплавов, что обусловлено преимущественным зарождением трещин на поверхностях раздела или в участках скопления наполнителей.

Модуль упругости КМ, армированных частицами, рассчитывают по правилу смесей [76]:

$$E_c = V_m E_m + V_p E_p \quad (1.1)$$

где V_m и V_p – объемные доли матрицы и частиц, E_c , E_m и E_p – модули упругости КМ, матрицы и частиц соответственно. Увеличение доли наполнителя в КМ приводит к увеличению прочностных характеристик, однако пластичность при этом заметно снижается. Реальные модули упругости КМ несколько отличаются от расчетных.

Важным показателем, характерным для гетерофазных материалов, является связь по границам раздела. Высокий уровень прочности связи между металлической матрицей и наполнителем наряду с равномерным распределением армирующей фазы имеют являются необходимыми условиями для достижения оптимальных свойств КМ [74]. Граница раздела наполнитель-матрица должна иметь определенные свойства, чтобы обеспечить эффективную передачу механической нагрузки. Высокая степень адгезии на границе раздела увеличивает временное сопротивление и жесткость КМ а также снижает вероятность декогезии [75]. Адгезионная связь по границе раздела не должна разрушаться под действием термических и усадочных напряжений, т.е. матрица должна быть термомеханически совместима с упрочняющими элементами. С другой стороны, физико-химическое взаимодействие по границам раздела не должно приводить к деградации свойств составляющих КМ.

Уровень прочности межфазной связи между наполнителем и матрицей в КМ определяется видом упрочняющих частиц [76-80]. Керамические частицы с ионной или ковалентной связью (например, такие как Al_2O_3 или SiC) характеризуются высокой прочностью связи между атомами. Достижение высокой энергии адгезии между металлической матрицей и керамическими частицами такого типа предлагает диссоциацию связи в керамических частицах, а также наличие химической реакции между атомами наполнителя и матрицы.

При армировании металлической матрицы карбидами переходных металлов (таких как TiC), имеющими более однородное распределение электронной плотности и большую составляющую металлической связи, достаточным условием для установления прочной связи между керамической и металлической фазами является достижение физического контакта между контактирующими поверхностями [81]. Главным препятствием для получения прочной межфазной связи в таких материалах являются оксидные пленки и загрязнения, покрывающие поверхности металлов и керамических частиц.

Среди КМ на основе Al, упрочненных 20 об.% частиц SiC, TiC, TiB₂ и B₄C одинакового среднего размера (40 мкм), изготовленных методом порошковой металлургии, наиболее высокими значениями модуля упругости, близким к теоретическому, рассчитанному по правилу смесей, обладают КМ, содержащие в качестве наполнителя частицы SiC и TiC (рис.1.7) [79].

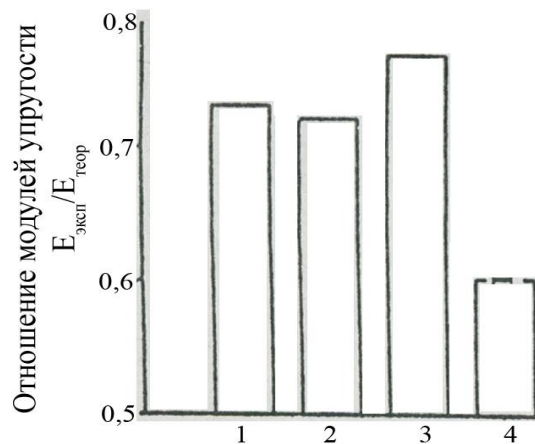


Рисунок 1.7.

Отношение экспериментального модуля упругости к таковому, рассчитанному по правилу смесей для КМ, упрочненных частицами SiC (1), B₄C (2), TiC (3), TiB₂ (4) [79].

Минимальные значения отношения измеренного модуля упругости к теоретическому характерны для КМ, упрочненных частицами TiB₂. Следовательно, наиболее прочная межфазная связь достигается в КМ, упрочненных частицами TiC и SiC. Сравнение механических свойств этих

КМ показывает, что максимальные значения твердости (HV), предела текучести (σ_T), временного сопротивления (σ_B), относительного удлинения (ϵ) характерны для КМ системы Al-TiC (табл.1.4) [79]. Несколько меньшими значениями этих параметров обладают КМ системы Al-SiC.

Таблица 1.4.

Механические свойства алюмоматричных КМ [79].

Состав образцов, масс. %	Твердость, HV	Предел текучести, σ_T , МПа	Временное сопротивление, σ_B , МПа	Относительное удлинение, ϵ , %
Al + 20 TiC	110	152,5	261,2	8,5
Al + 20 SiC	59	122,8	211,7	7,9
Al + 20 TiB ₂	85	121,2	190,6	10,5
Al + 20 B ₄ C	92	129,0	214,7	7,2

Сравнение механических свойств дисперсно-наполненных КМ систем Al-SiC и Al-TiC проведено и в работе [78]. Образцы КМ изготавливали методом механического замешивания армирующих частиц в матричный расплав сплава А356 (масс. %: 7-Si; 0,3-Mg; основа-Al). Объемная доля наполнителя составляла 15% при среднем размере армирующих частиц SiC - 20 мкм, TiC - 10 мкм. Результаты механических испытаний представлены в табл.1.5. Видно, что введение армирующих частиц значительно увеличивает модуль упругости (E), но при этом снижаются временное сопротивление (σ_B) и относительное удлинение (ϵ). Модуль упругости КМ, содержащего частицы TiC в качестве наполнителя, гораздо выше по сравнению с КМ системы Al-SiC, но временное сопротивление и относительное удлинение у КМ системы Al-TiC несколько меньше в сравнении с КМ Al-SiC.

Механические свойства сплава А356 и КМ на его основе [78].

Состав образца, масс. %	Модуль Юнга, Е, ГПа	Временное сопротивление, σ_B , МПа	Относительное удлинение, ϵ , %
Матрица (А356)	72	260	5,7
КМ А356 + 15 TiC ₍₁₀₎	96	134	1,0
КМ А356 + 15 SiC ₍₂₀₎	88	174	1,3

Другим фактором, определяющим микроструктуру и, как следствие, свойства получаемых материалов, является метод изготовления КМ. Существующие на сегодняшний день многочисленные технологические методы изготовления объемно-армированных или изотропных КМ можно разделить на две группы: жидкофазные и твердофазные [78]. Процесс жидкофазного совмещения компонентов КМ можно осуществлять как за счет введения готовых керамических упрочняющих частиц в матричные расплавы (ex-situ), так и за счет химических реакций образования упрочняющих фаз непосредственно в расплаве из исходных компонентов КМ (in-situ). К жидкофазным методам относят методы литья (механическое замешивание наполнителя, ex-situ, пропитку каркасов из армирующих наполнителей самопроизвольную или компрессионную [79, 80], методы реакционного литья, или формирования наполнителя in-situ [81-87] и т.д.). Литейными методами можно получить изделия сложной формы, почти беспористые, с удовлетворительным распределением армирующего наполнителя, не требующие или почти не требующие последующей механической обработки. К твердофазным методам относят компактирование твердых компонентов КМ: прессование, прокатку, экструзию, ковку, штамповку, уплотнение взрывом, волочение, диффузионную сварку, осаждение и т.д. Недостатками твердофазных методов изготовления КМ являются неконтролируемое

качество связи между армирующим наполнителем и матрицей, пористость и рост зерна матрицы при горячей обработке КМ.

Прочность границ раздела частица - матрица может быть оценена по виду изломов, а также по изменению модуля упругости при пластической деформации. Согласно [88] при низких степенях деформации разрушение КМ на основе цветных сплавов, армированных дисперсными частицами карбида кремния (SiC) размером менее 20 мкм, происходило главным образом по границе раздела частица-матрица. Уменьшение отношения модулей упругости $E_{\tau}/E_{исх}$, где E_{τ} – модуль упругости при некоторой степени пластической деформации, $E_{исх}$ – модуль упругости при степени деформации $\varepsilon=0$, считали показателем степени повреждения связи по поверхностям раздела в КМ. В работе [89] по этому показателю оценивали межфазную связь в КМ системы Al-TiC, содержащих 10 об.% армирующих частиц карбида титана (TiC) со средним размером $d=10$ мкм, в зависимости от вариантов совмещения (рис.1.8). Образцы КМ были изготовлены:

1) по литейной технологии – смесь частиц $TiC_{(10)}$ с флюсом системы K-Al-F вводили в алюминиевый расплав, находящийся при температуре 1073 К, и после выдержки в течение $t=10$ минут разливали в металлические формы;

2) горячим изостатическим прессованием порошковой смеси из частиц $TiC_{(10)}$ и гранул Al со средним размером $d=20$ мкм. Прессование осуществляли в атмосфере аргона с усилием $P=125$ МПа при температуре $T=853$ К в течение $t=120$ минут;

3) механическим легированием порошков $TiC_{(10)}$ и $Al_{(20)}$ при обработке в атриторе (частота вращения $n=1100$ об/мин, время $t=300$ мин.) с последующим горячим изостатическим прессованием. Прессование осуществляли в атмосфере аргона с усилием $P=125$ МПа при температуре $T=853$ К в течение $t=120$ минут;

4) экструзией порошковой смеси $TiC_{(10)}$ и $Al_{(20)}$ со скоростью $V=0,5$ мм/с при температуре $T=673$ К и параметре экструзии $R=13:1$;

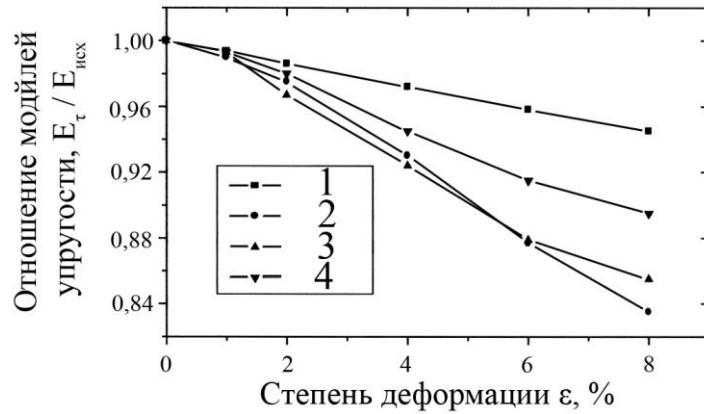


Рисунок 1.8.

Изменение модулей упругости КМ Al-10%TiC, изготовленных разными способами, в зависимости от степени пластической деформации [89].

(Точки 1, 2, 3, 4 соответствуют технологиям 1-4.)

Небольшие различия в отношении модулей упругости $E_\tau/E_{исх}$ показывают, что характер передачи нагрузки при низких деформациях одинаков для всех КМ, но при более высоких деформациях способ изготовления КМ влияет на степень повреждения межфазной связи. Самую низкую степень повреждения имеют КМ, изготовленные по литейной технологии с использованием флюса, что свидетельствует о прочной межфазной связи в таких КМ. Это объясняют рафинирующим действием флюса, который препятствует окислению частиц при их введении в расплав. В литых КМ частицы TiC становятся центрами кристаллизации, зарождение и рост зерен Al происходит на поверхности TiC [77]. Поглощение частиц TiC зернами Al при затвердевании расплава свидетельствует о сродстве матричного материала к упрочняющим частицам и образованию сильной межфазной связи, являющейся необходимым условием высоких механических свойств [75, 90], износостойкости и низкого коэффициента трения [91].

Влияние методов изготовления на механические и триботехнические свойства гетерогенных материалов обсуждено в работе [92]. КМ систем Al-SiC и Al-Al₂O₃ изготавливали жидкофазным (механическое замешивание

армирующих частиц в матричный расплав чистого алюминия) и твердофазным (прессование порошковых смесей при $P=360$ МПа и последующее спекание при $T=873$ К в течение 30 мин) методами. Дисперсные частицы Al_2O_3 и SiC имели размеры 15-20 и 55-60 мкм соответственно. При изготовлении образцов твердофазным способом применяли порошок чистого Al средним размером 10 мкм. Испытания на сухое трение скольжение проводили по схеме палец (испытываемый образец из КМ) - диск (контртело, сталь SAE1020, $HRC \geq 50$) при удельной нагрузке 10 Н, скорости скольжения 0,63 м/с и дистанции скольжения 1130 м. Полученные результаты измерения механических свойств и изнашивания образцов представлены в табл.1.6 и на рис.1.9. Видно, что образцы, полученные жидкофазным способом, обладают твердостью и прочностью в 1,5-2 раза большими и более высокой износостойкостью, чем образцы, изготовленные твердофазным способом.

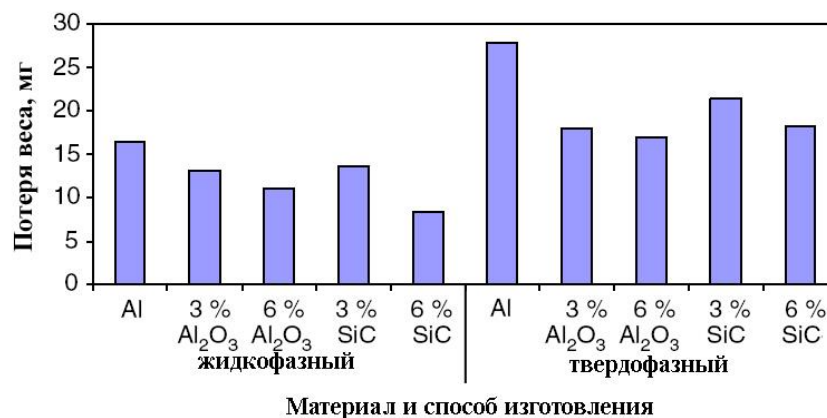


Рисунок 1.9.

Потеря веса образцов при трении скольжении в зависимости от способа изготовления КМ [92].

Параметры испытаний: осевая нагрузка – 10 Н, путь трения - 1130 м, скорость скольжения – 0,63 м/с.

Механические свойства КМ в зависимости от способа изготовления [92].

Состав образца, масс. %	Способ изготовления	Временное сопротивление при растяжении σ_b , МПа	Твердость НВ
Al	твердофазный	130	35
Al-3SiC	жидкофазный	120	62
	твердофазный	110	57
Al-3Al ₂ O ₃	жидкофазный	155	66
	твердофазный	100	65
Al-6SiC	жидкофазный	102	68
	твердофазный	90	53
Al-6Al ₂ O ₃	жидкофазный	115	70
	твердофазный	60	65

Наиболее технологичным жидкофазным способом изготовления КМ на основе алюминия или олова, содержащих до 20 масс.% упрочняющей фазы, является механическое замешивание в матричный расплав готовых упрочняющих частиц (ex-situ) [46, 78, 93, 94]. Качество получаемых при этом дисперсно-наполненных КМ (распределение армирующего наполнителя, уровень межфазной связи, наличие продуктов взаимодействия и др.) зависит от смачивания наполнителя матричным расплавом, условий замешивания и последующей обработки. Смачивание обеспечивает непрерывный физический контакт между фазами, необходимый для достижения прочных адгезионных связей. Известными способами улучшения смачивания является формирование методами химического или газофазного осаждения на поверхности наполнителей технологических покрытий, или модифицирование матрицы поверхностно-активными добавками (Mg, Ca, Li, Na), которые сегрегируют на границе раздела наполнитель-матрица, уменьшая ее энергию [46, 66, 93]. Технологически значимыми параметрами для получения качественных литых КМ являются конструкция установки для

замешивания; режимы замешивания и затвердевания (температуры расплава и предварительного нагрева частиц, скорость вращения импеллера и скорость подачи частиц, длительность замешивания и выдержки композиционной смеси перед разливкой, скорость кристаллизации). Механическое перемешивание композиционного расплава обеспечивает равномерное распределение армирующих частиц.

Другими многообещающими и перспективными способами изготовления КМ являются технологии *in-situ*, привлекательные из-за их простоты, экономичности и гибкости [93-96]. КМ, содержащие упрочняющие фазы, сформированные в контролируемых химических реакциях *in-situ* при совмещении компонентов, характеризуются высокой термической стабильностью вследствие формирования когерентных или частично когерентных границ между матрицей и новыми фазами, зародившимися в экзотермических реакциях. Армирующие фазы являются термодинамически стабильными, не имеют загрязнений на поверхности, и обладают лучшими межфазными свойствами (смачиваемостью). Одной из таких технологий является самопроизвольный высокотемпературный синтез (СВС). Данная технология имеет ряд ценных особенностей. Она требует меньше энергии, обладает низкой себестоимостью, высокой продуктивностью, создает продукты высокой чистоты [97].

Самопроизвольный высокотемпературный синтез осуществляют путем введения в матрицу реакционно-активных компонентов (СВС-шихты), взаимодействие которых с матрицей, либо между собой приводит к образованию упрочняющих фаз. Технологии *in-situ*, осуществляемые с участием матричных расплавов, получили название реакционного литья. В работе [98] показано, что структуру и свойства синтезируемых продуктов можно контролировать с помощью параметров реакционного литья, в том числе начальной температуры расплава, размеров частиц исходных порошков, объемного содержания и стехиометрических соотношений, наличия флюса, газовой защиты и др.

Вариант изготовления КМ системы Al-TiC за счет реакции in-situ изложен в работе [99]. Компонентами для протекания химической реакции служили сплав Al + 5 масс.% Ti + 0,2 масс.% В и углерод в виде графита. После достижения $T=1323$ К в расплав погружали ротор, выполненный из пористого графита. Скорость вращения ротора регулировали в пределах 50-400 об/мин. Поверхность расплава покрывали тонким слоем флюса для защиты расплава от окисления. Частицы TiC начинали образовываться сразу же после ввода графитового ротора в расплав в связи с удовлетворительной смачиваемостью углерода расплавом при указанной температуре. Фаза TiC формируется на поверхности ротора за счет химической реакции (1.2) между Ti, растворенным в алюминиевом расплаве, и графитом:



$$\Delta G^{\circ} = -183600 + 13,22 \cdot T \text{ [Дж/моль]}, (T=1155-2200 \text{ К})$$

Частицы TiC росли до критического размера, достигнув которого отрывались от поверхности ротора за счет центробежных сил и распределялись в объеме расплава. Полученные таким способом КМ характеризуются однородным распределением частиц армирующей фазы TiC, имеющих средний размер 3 мкм, и отсутствием карбидов Al_4C_3 . При более длительной выдержке расплава при температуре $T=1323$ К начинает образовываться нежелательная фаза Al_4C_3 .

В работе [100] обсужден другой процесс изготовления КМ системы Al-TiC по технологии реакционного литья. Порошковую смесь из частиц Ti размером ≤ 160 мкм и частиц C размером ≤ 15 мкм, помещенную в оболочку из алюминиевой фольги, вводили в алюминиевый расплав, нагретый до температуры 1273 К. Количество вводимой порошковой смеси соответствовало получению КМ состава Al + 15 масс.% TiC. Нагрев производили без флюса и с флюсами Na_3AlF_6 или K_3AlF_6 . Определяли интервал времени между моментом введения порошковой смеси и началом реакции in-situ (задержку реакции in-situ), а также максимальную температуру расплава, достигаемую в процессе реакции in-situ (перегрев

расплава). В присутствии флюсов температура перегрева расплава увеличивалась на 20-40 К и значительно (в 3-5 раз) уменьшалось время задержки реакции. Микроструктура образцов, изготовленных с использованием флюсов, была однородной и без включений флюса. Наименьшую задержку реакции *in-situ* обеспечивал флюс K_3AlF_6 . Частицы карбида титана, полученные при использовании флюса Na_3AlF_6 , имели значение параметра кристаллической решетки 4,331 Å, что соответствует стехиометрическому соотношению C/Ti равному 0,8 [101]. В КМ, изготовленных без флюса или с флюсом K_3AlF_6 , параметр решетки TiC был равен 4,327 Å и 4,326 Å, что соответствует стехиометрическому соотношению C/Ti в интервале 0,9 – 1,0. Следовательно, использование флюса K_3AlF_6 приводит к большей степени завершенности реакции образования TiC.

Однако, малые размеры армирующих частиц, получаемых реакционным литьем, ограничивают применение таких КМ в трибосопряжениях, о чем свидетельствует отсутствие работ, авторы которых изучают триботехнические свойства КМ, изготовленных по этой технологии. Поэтому изготовление КМ введением готовых армирующих частиц в матричный расплав (*ex-situ*) является более предпочтительным.

Таким образом, преимущества жидкофазных методов изготовления дисперсно-армированных *ex-situ* КМ очевидны. Кроме того, эти методы привлекательны с экономической точки зрения, так как допускают использование стандартного литейного оборудования и позволяют получать готовые изделия необходимой формы и размера без дополнительной механической обработки [102]. Однако недостатком жидкофазных методов изготовления КМ является вероятность неоднородного распределения армирующих частиц в матрице в результате недостаточного смачивания, агломерации и седиментации [103]. Причем последнее вследствие значительной разницы в плотности между наполнителями и матричными сплавами характерно преимущественно для КМ на основе олова [104-107].

Для преодоления этих недостатков применяют различные технологические приемы, сущность которых сводится к интенсивному перемешиванию композиционного расплава при изготовлении КМ, или подбору состава матриц, обеспечивающего лучшее смачивание.

В общем случае наличие в пластичных матрицах из цветных сплавов твердых дисперсных частиц повышает износостойкость сплавов. Этот факт отмечен еще при изучении триботехнических свойств силуминов и баббитов [106-115]. В работах [108, 111, 114, 115] показано, что износ образцов из заэвтектических сплавов системы Al-Si-Mg или сплавов системы Sn-Sb-Cu в условиях сухого трения скольжения снижается с увеличением в их структуре объемной доли соответственно кристаллов кремния или интерметаллидов. Уменьшению износа способствует также измельчение первичных кристаллов кремния или интерметаллидов при модифицировании силуминов и баббитов, что связывают с уменьшением на поверхности трения общей площади и относительных размеров участков твердого раствора, склонного к схватыванию. Согласно данным [105, 111], сплавы алюминия или олова, содержащие дисперсные фазы высокой твердости, отличаются повышенным сопротивлением “заеданию”, особенно при высоких скоростях скольжения.

Введение в цветные сплавы армирующих частиц микронных размеров с резко отличной от матрицы твердостью приводит к увеличению износостойкости [55]. При соответствующем выборе состава матричных сплавов и объемной доли наполнителя КМ обладают высокой прирабатываемостью и низкими коэффициентами трения.

Согласно современным представлениям, износостойкость гетерофазных материалов является интегральной характеристикой, зависящей от физико-химических свойств составляющих материалы фаз и их соотношения. В работе [116] для определения удельного сопротивления КМ абразивному износу предложено уравнение:

$$\Omega = \left(\frac{A_p}{A}\right) \times \Omega_p + \left(\frac{A_m}{A}\right) \times \Omega_m \quad (1.3)$$

где Ω_p и Ω_m – удельное сопротивление износу соответственно наполнителя и матрицы; A_p и A_m – площади, занятые на поверхности трения частицами наполнителя и матрицей; A – общая площадь трения.

Из уравнения (1.3) следует, что КМ с большей объемной долей наполнителя, обладающего высоким сопротивлением износу, должны иметь лучшую износостойкость. Более прочные (твердые) частицы с высоким сопротивлением схватыванию при прочих равных условиях (равные объемная доля, фракционный состав, одинаковая прочность связи по межфазным границам) должны существенно повышать сопротивление износу. При сопоставлении эффективности влияния на износ упрочняющих фаз различной природы особенно важна прочность межфазной связи, так как она определяет соотношение механизмов изнашивания: механического (абразивного, усталостного) или молекулярно-механического (адгезионного). В случае слабой связи частиц с матрицей из-за выкрашивания частиц возрастает роль абразивного изнашивания.

В работах, касающихся поведения КМ на основе цветных сплавов в условиях трения скольжения без смазки, рассмотрено влияние таких факторов, как контактное давление [105, 117-123], скорость скольжения [120, 121, 124], температура [125, 126], материал контртела [119, 120] и матрицы [71, 107, 115, 127], объемное содержание [68, 71, 105, 119, 123] и размер частиц наполнителя [71], влияние предварительной термообработки КМ [107, 127, 128]. Механизмы повреждения многофазных материалов при трении скольжения и причины улучшения триботехнических характеристик при введении в мягкую матрицу высокопрочных частиц обсуждается в работах [71, 107, 116, 130-135]. Отмечают сложность и многообразие процессов, происходящих в поверхностных слоях КМ, работающих в трибосопряжении.

Экспериментальные результаты, полученные в работах [55, 71, 123, 125], показывают, что увеличение размера и объемной доли керамических частиц в матричных сплавах приводит к снижению скорости износа и увеличению критического контактного давления, при котором наблюдается переход от

умеренного типа изнашивания к жесткому. Однако с ростом степени армирования КМ происходит увеличение скорости износа контртела, поэтому необходима корректировка состава КМ с учетом материала контртела и условий трибонагружения [119, 121, 124]. При равном объемном содержании наполнителя наиболее высокие триботехнические свойства - низкий коэффициент трения, задиростойкость - характерны для КМ с более прочной матрицей [71, 127].

Значительное влияние на триботехнические свойства КМ оказывает тип упрочняющей фазы. Установлено, что наибольшее увеличение износостойкости КМ, изготовленных методами литья, достигается при использовании в качестве наполнителей керамических частиц SiC, TiC, Al₂O₃ [124]. Сравнение характера изнашивания КМ, содержащих частицы карбида кремния (SiC) и оксида алюминия (Al₂O₃), показало преимущества первых, так как они имеют большие значения твердости и сопротивления разрушению вследствие большей твердости частиц SiC (табл.1.3) и лучшей связи между матрицей и армирующими частицами [71, 125]. Использование в качестве упрочнителя частиц TiC приводит к наибольшему увеличению износостойкости КМ по сравнению с армированием другими упрочняющими частицами при прочих равных условиях (одинаковый размер частиц и их объемное содержание в КМ) [55, 91, 136].

Обобщенную оценку роли дискретного наполнителя в формировании износостойкости КМ содержит работа [134]. В ней отмечены как положительные, так и отрицательные стороны армирования твердыми частицами пластичных матриц (табл.1.4.4). Однако, согласно другим публикациям [71, 137, 138], участие частиц в создании «третьего тела» нельзя отнести к факторам, снижающим износостойкость КМ. Вероятно, более точно отнести этот фактор к работоспособности трибосопряжения в целом.

Влияние армирования частицами на сопротивление износу КМ [134].

положительное	отрицательное
Перераспределение нагрузки (повышение несущей способности)	Формирование мест преимущественного зарождения трещин
Повышение сопротивления схватыванию, образованию задиров	Ускорение распространения трещин
Повышение термической стабильности	Формирование “третьего тела”, содержащего твердые частицы
Ускоренное деформационное упрочнение	—

Таким образом, объемно-армированные КМ на основе сплавов алюминия или олова с макрооднородной структурой являются альтернативой антифрикционным материалам, а их применение в узлах трения целесообразно с точки зрения увеличения работоспособности и долговечности, за счет повышения нагрузочной способности и продления ресурса работы трибосопряжений вследствие высокой износостойкости и уменьшения вероятности поломки в случае нештатных ситуаций. С позиции достижения наиболее высоких характеристик КМ, содержащие в качестве наполнителя частицы SiC и TiC, представляют наибольший интерес, поскольку обладают лучшими механическими и триботехническими свойствами в сравнении с дисперсно-наполненными КМ, армированными фазами другого вида.

Широкое применение в современной технике антифрикционных покрытий, наносимых на поверхность деталей трибосопряжений, обуславливает особый интерес к созданию функционально-градиентных слоистых композиций с покрытиями из подобных композиционных материалов на основе цветных сплавов. В отличие от традиционных

изотропных материалов функционально-градиентные композиции характеризуются наличием пространственно неоднородных структур, благодаря которым они приобретают новые свойства и функции.

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

Выбор технологических вариантов создания покрытий из КМ, обладающих необходимой структурой и заданными эксплуатационными свойствами, тесно связан с задачами по исследованию физико-химических процессов, протекающих при синтезе, а также предварительной и последующей обработки формируемых материалов. Не менее важным является получение и учет детальной информации о термодинамической и кинетической совместимости между наполнителем и матрицей, а в ряде случаев, например при нанесении покрытий из КМ на основе алюминия на основания из низкоуглеродистой стали, между матрицей и материалом подложки, поскольку именно этим во многом определяется уровень достигаемых свойств и характеристик композиционных покрытий. Основными показателями совместимости являются смачивающая и реакционная способность, определяющие качество межфазной связи, или, адгезию, между компонентами и, поэтому, оказывающие значительное влияние на эксплуатационные свойства КМ [45, 74, 139]. Под реакционной способностью понимают склонность компонентов КМ к межфазному взаимодействию с образованием новых химических соединений. 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 покрытий из КМ [140]. Поэтому решение этой проблемы явилось одной из задач данного исследования.

1.5 Межфазное взаимодействие в композиционных материалах

Как было показано ранее, наибольший интерес для замены традиционных антифрикционных материалов представляют функционально-градиентные слоистые композиции с рабочими покрытиями из КМ на основе сплавов алюминия или олова, содержащие в качестве наполнителя армирующие частицы SiC или TiC, а также модифицирующие добавки в том числе и углеродсодержащие материалы. Среди них, согласно литературным данным, высокая вероятность межфазного взаимодействия характерна для системы Al-SiC, Al-TiC [46, 55, 140]. Главной особенностью КМ на основе олова является в ряде случаев неудовлетворительная смачиваемость наполнителя матричным расплавом, а также склонность к зональной ликвации вследствие значительной разницы в плотности матричного сплава и наполнителя (например, для частиц SiC: $\rho=3,2$ г/см³, для сплава Б83: $\rho=7,38$ г/см³).

1.5.1 Система Al-SiC

В термодинамически нестабильной системе Al-SiC химическое взаимодействие между расплавом алюминиевой матрицы и карбидом кремния происходит с образованием карбида алюминия [46, 55, 141-144]. Согласно работам [46, 145-147] взаимодействие между Al и SiC начинается при температуре 923 К, которая всего на 10 К ниже температуры плавления алюминия. При температурах ниже 923 К взаимодействие не наблюдается даже при длительной выдержке (рис.1.10, а). Повышение температуры с 923 до 1620 К приводит к межфазному взаимодействию по следующей реакции:



Данная реакция протекает довольно быстро [46, 140, 142-145]. Фаза Al_4C_3 обнаруживается в образцах, выдержанных в течение 5 мин при температуре 1150 К (рис.1.10, б): на поверхности частиц SiC образуется карбид алюминия (Al_4C_3) в виде темных кристаллов, причем его распределение по поверхности неравномерное. Увеличение температуры до 1270 К и длительности выдержки до 1 ч приводит к увеличению количества фазы Al_4C_3 (рис.1.10, в).

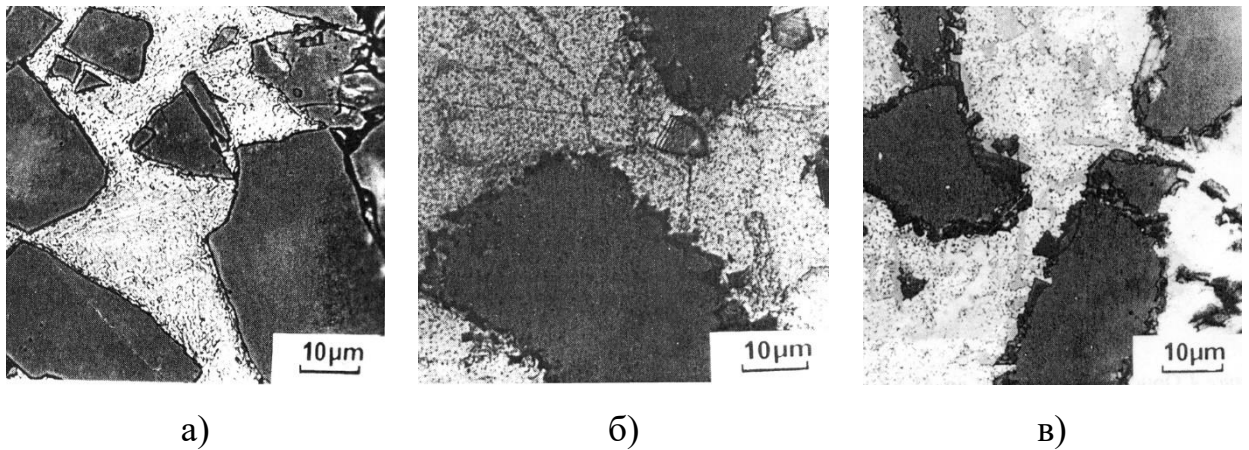


Рисунок 1.10.

Микроструктура образцов КМ $\text{Al} + 40 \text{ масс.}\% \text{ SiC}_{(\langle 50 \rangle)^1}$ [145]:

- а) нагрев до 840 К, выдержка - 1200 ч; б) нагрев до 1150 К, выдержка - 5 мин;
в) нагрев 1270 К, выдержка - 1 ч.

Примечание: ¹⁾ - Цифра в скобках при обозначении компонента означает средний размер частиц в мкм.

При температурах, превышающих 1620 К, в системе Al-SiC появляется тройной карбид Al_4SiC_4 по реакции:



Кристаллы тройного карбида алюминия имеют форму игл, направленных по нормали от частиц SiC в жидкую фазу (рис.1.11). Присутствие Al_4SiC_4 во внутренних областях частиц карбида кремния означает, что рост тройного карбида алюминия (Al_4SiC_4) может также продолжаться при диффузии в твёрдом состоянии.

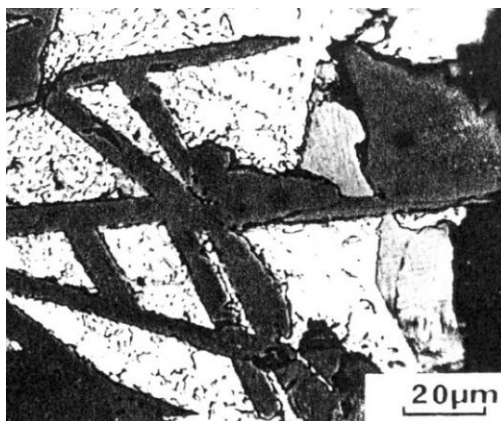


Рисунок 1.11.

Микроструктура образцов КМ Al + 40 масс.% SiC_(<50), нагретых до 1770К и выдержанных в течение 30 мин [145].

Согласно результатам работ [141, 143, 145] при нагреве композиционного расплава, содержащего менее 10 масс. % частиц SiC, до температур более 1620 К в результате реакций (1.4) и (1.5) все частицы SiC превращаются в карбиды алюминия. Однако, при содержании частиц SiC более 40 масс. % реакция взаимодействия протекает не до конца (рис.1.12). Это может быть связано с тем, что выделившийся в процессе реакции свободный кремний останавливает дальнейшее взаимодействие расплава алюминия с частицами карбида кремния.

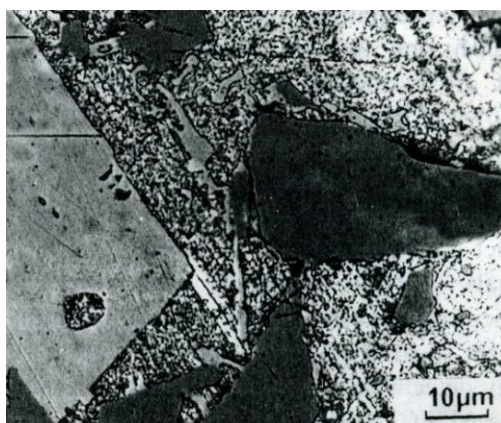


Рисунок 1.12.

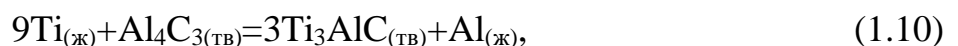
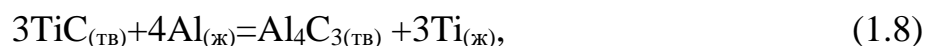
Микроструктура образцов КМ с матрицей из сплава Al + 10 масс.% Si, армированного 40 масс. % SiC_(<50), после нагрева до температуры 1270 К и выдержки в течение 1 часа [145].

Существенное влияние кремния, содержащегося в алюминиевой матрице, на степень протекания реакций (1.4) и (1.5) отмечено в работах [143-149]. При температурах расплава вблизи температуры ликвидуса кремний распределен в расплаве неравномерно [150]. В композиционном расплаве, располагаясь преимущественно вокруг частиц SiC, кремний тормозит диффузию в расплав свободного кремния, образованного в результате реакций (1.4) и (1.5). Развитие этих реакций возможно только при снижении степени концентрации кремния до критической, или превышении определенной температуры [148, 151].

1.5.2 Система Al-TiC

В системе Al-TiC, как и в других подобных КМ, армированных керамическими фазами, наблюдается межфазное взаимодействие, но его скорость значительно меньше вследствие того, что алюмоматричные КМ, содержащие частицы TiC, характеризуются большей термодинамической стабильностью между матрицей и наполнителем по сравнению с КМ, упрочненными частицами карбида кремния [77, 78, 152-154]. Так для завершения межфазного взаимодействия в системе Al-TiC при температуре 973 К требуется более 48 ч, в то время как для системы Al-SiC – менее 1 ч [155, 156].

Согласно [154, 156-162] взаимодействие TiC с алюминиевым расплавом может приводить к образованию соединений Al_4C_3 , Al_3Ti , Ti_3AlC в результате следующих химических реакций:



Результатом этих реакций является уменьшение межфазного натяжения и улучшение смачиваемости частиц TiC алюминиевым расплавом.

Результаты расчетов термодинамического равновесия системы, состоящей из 4-х компонентов (Al, TiC, Al₃Ti, Al₄C₃), проведенные в некоторых работах, противоречивы. Считают, что данная система находится в инвариантном четырехфазном равновесии при температуре 966 К [163], 1027 и 1070 К [164, 165], а также 1085 К [166] и 1450 К [167, 168], а протекание реакций (1.6-1.10) с образованием фаз Al₃Ti или Al₄C₃ возможно только при меньших температурах.

Вероятность взаимодействия наполнителя с матричным расплавом с образованием межфазных продуктов зависит от стехиометрического состава керамических соединений [158, 159, 169]. Карбид титана имеет широкий интервал стабильности ($0,55 < C/Ti \leq 1$), а его химические, физические и механические свойства сильно зависят от стехиометрического состава. Химическая инертность и твердость возрастают с увеличением отношения C/Ti. Зависимости краевого угла смачивания TiC_x разных стехиометрических составов жидким Al от длительности выдержки и температуры представлены на рис.1.13 и рис.1.14. Видно, что увеличение смачиваемости в системе вызвано изменением природы связей в TiC_x. С уменьшением значения x, когда начинает преобладать металлический тип связи, переход от несмачивания к смачиванию имеет место при более низких температурах нагрева. Например, полное смачивание подложки TiC_{0,5} с малым содержанием углерода происходит уже при 1073 К.

Фаза TiC_x, где $x > 0,9$, сосуществует без взаимодействия в равновесии с жидким Al при достаточно высоких температурах (более 1100 К). Несмачиваемость подложки TiC_x при $x \geq 0,8$ ниже температуры $T = 1173$ К связывают с наличием оксидного слоя, покрывающего поверхность жидкого Al. При более высокой температуре на границе раздела Al/слой Al₂O₃ образуется фаза Al₂O, нарушающая непрерывность оксидного слоя Al₂O₃ [161]:



Условием, обеспечивающим протекание данной химической реакции, является наличие неплотной, тонкой оксидной пленки на поверхности алюминия перед плавлением.

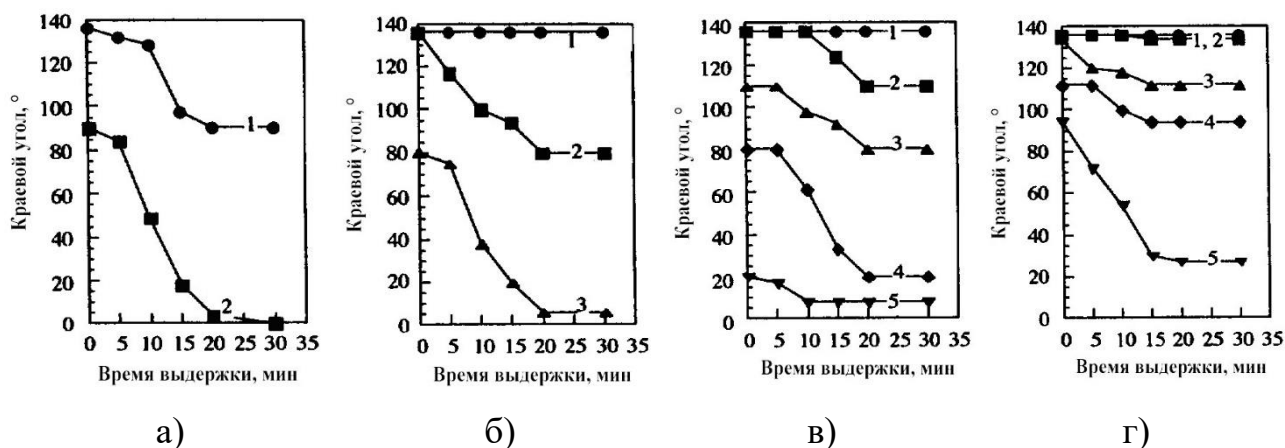


Рисунок 1.13.

Краевые углы смачивания (θ) в системе $TiC_x-Al_{(l)}$ в зависимости от времени выдержки [158]: а) $x=0.5$; б) $x=0.7$; в) $x=0.8$; г) $x=1$.

Кривые соответствуют температурам (Т): (1) - 973 К; (2) – 1073 К; (3) – 1173 К; (4) – 1273 К; (5) – 1373 К.

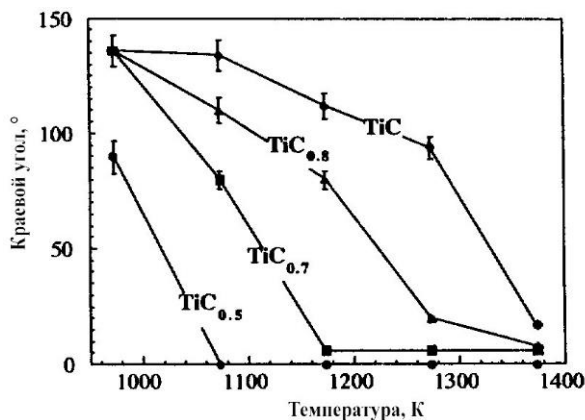


Рисунок 1.14.

Равновесный краевой угол для жидкого Al на поверхности TiC_x ($x=0.5-1$) в зависимости от температуры (Т) [158].

При меньших значениях «х» доминирующий металлический характер связи в наполнителе ведет к усиливающейся химической реакции с расплавом и растворению карбида. Количество Ti, которое растворилось в расплаве Al, значительно больше, чем количество углерода, которое может

переходить в расплав. Такой вариант взаимодействия и возросшее содержание Ti на межфазных границах может препятствовать формированию карбида Al_4C_3 . На рис.1.15 приведены карты распределения Ti вблизи межфазной границы TiC_x-Al . Видно, что избыток Ti, растворенного в Al расплаве, в системах, содержащих $TiC_{0.5}$ и $TiC_{0.7}$, приводит к образованию иглообразных или пластинчатых выделений интерметаллида $TiAl_3$. В системах $Al-TiC_x$ с большими значениями «x» образуются преимущественно фаза Al_4C_3 , интерметаллиды отсутствуют.

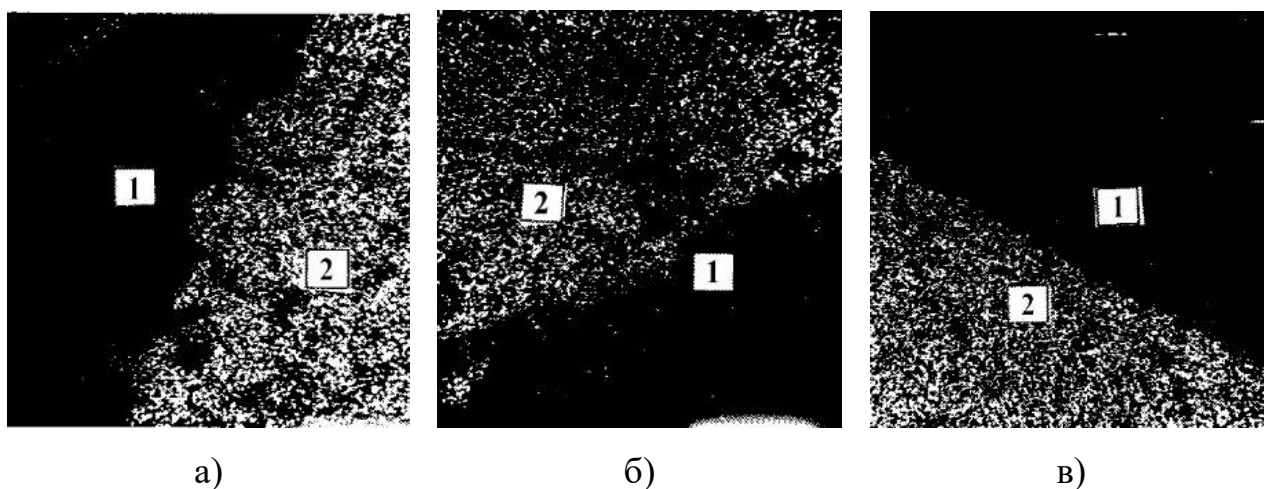


Рисунок 1.15.

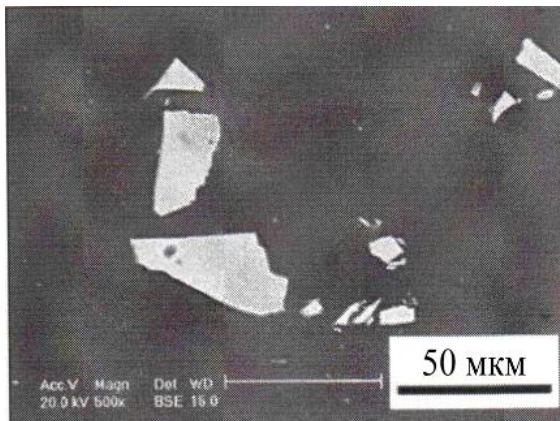
Карта ЭДС-распределения Ti в образцах $Al-TiC_x$ при $x=0.5$ (а), 0.7 (б) и 1 (в). 1 – участок расплава, 2 – подложка из TiC_x .

Условия контакта: 1373 К, в течение 30 мин [158]

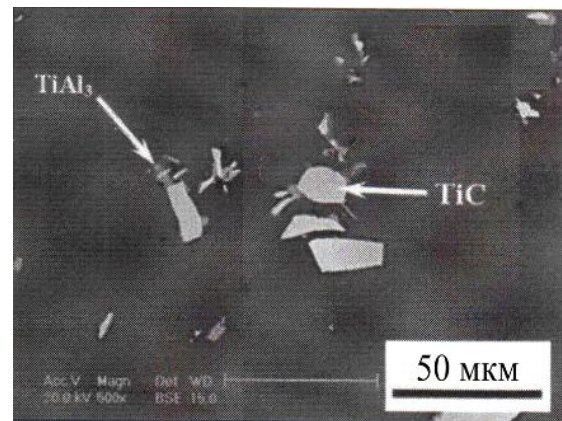
Стабильность частиц TiC в алюминиевой матрице при повышенных температурах исследована в работе [161]. Частицы $TiC_{0.96}$, близкие по составу к стехиометрическому средним размером 18 мкм в количестве 10 масс.% вводили в расплав чистого Al с помощью флюса системы K-Al-F. Температура расплава составляла 1053 К. После выдержки в течение 10 мин. проводили разливку композиционного расплава в форму. Полученные образцы КМ подвергали нагреву в интервале температур от 873 до 1273 К в течение 48 ч, и затем быстро охлаждали (длительность кристаллизации

составляла менее 1 мин). Структура литого КМ состава Al + 10 масс.% TiC не содержит продуктов межфазного взаимодействия (рис.1.16, а).

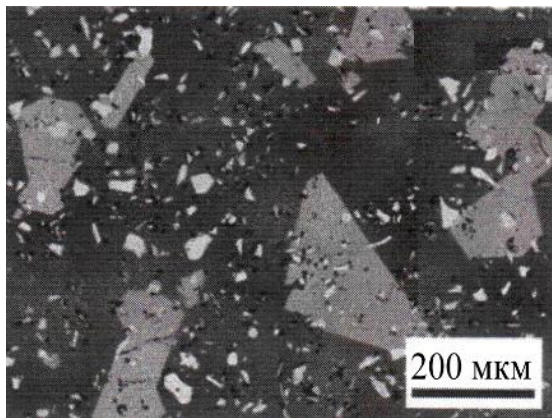
После выдержки при температуре 873 и 923 К на границе раздела наполнитель матрица появляются признаки реакции в виде светлых фаз (рис.1.16, б). Межфазное взаимодействие, хотя и с очень низкой скоростью, может происходить и в твердом состоянии, но для образования продуктов взаимодействия требуется выдержка в течение 496 ч при температуре 913 К [162, 170-172].



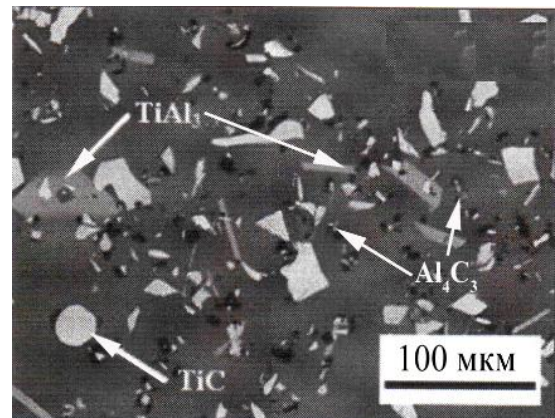
а)



б)



в)



г)

Рисунок 1.16.

Структура литого КМ состава Al + 10 масс.% TiC в исходном состоянии (а) и после выдержки в течение 48 ч при температуре 923 К (б), 1023 (в) [161]

При увеличении температуры выдержки до 1023 К межфазное взаимодействие в КМ усиливается. На границах раздела КМ наблюдается

значительное количество блочных крупных по размеру светлых кристаллических фаз, определенных как Al_3Ti , в сочетании с темными фазами, расшифрованными как Al_4C_3 . Образование блочных кристаллов интерметаллида Al_3Ti в матричном расплаве свидетельствует о достижении при соответствующей температуре предела растворимости Ti в алюминии (рис.1.16, в). Наибольшее количество продуктов межфазного взаимодействия в структуре КМ соответствует выдержке КМ в расплавленном состоянии при температуре 998 К, хотя некоторые исследователи сообщают о наибольшей степени реактивности в системе $Al-TiC$ при температуре 1023 К [164, 165].

Количество частиц TiC с повышением температуры выдержки уменьшается и достигает минимального значения при температуре 998 К (рис.1.17, а). Максимальную реактивность TiC в этих условиях связывают с истощением по углероду структуры TiC_x до значения $x=0,885$. Дальнейшее увеличение температуры выдержки приводит к уменьшению количества интерметаллидов и карбидов в КМ (рис.1.16, г). В структуре КМ присутствуют малые по размеру частицы Al_4C_3 и иглообразные фазы Al_3Ti . Количество TiC приближается к исходному при температуре 1273 К. Доля продуктов межфазного взаимодействия, отнесенная к количеству частиц TiC , снижается (рис.1.17, б). Фаза Al_3Ti практически отсутствует при температурах выдержки более 1048 К.

Частицы TiC в алюминиевой матрице относительно стабильны при температурах более 1048 К, а количество частиц Al_4C_3 , являющихся основным продуктом межфазного взаимодействия, уменьшается по мере роста температуры нагрева КМ, что подтверждает наличие взаимодействия, но с очень низкой скоростью. Отсутствие в структуре КМ при повышенных температурах выдержки крупных блочных интерметаллидов означает, что предел растворимости титана в алюминии не достигнут. Скорость растворения частиц TiC алюминиевой матрице, достигнув максимального значения при нагреве между 973 и 1023 К, при дальнейшем повышении температуры выдержки уменьшается.

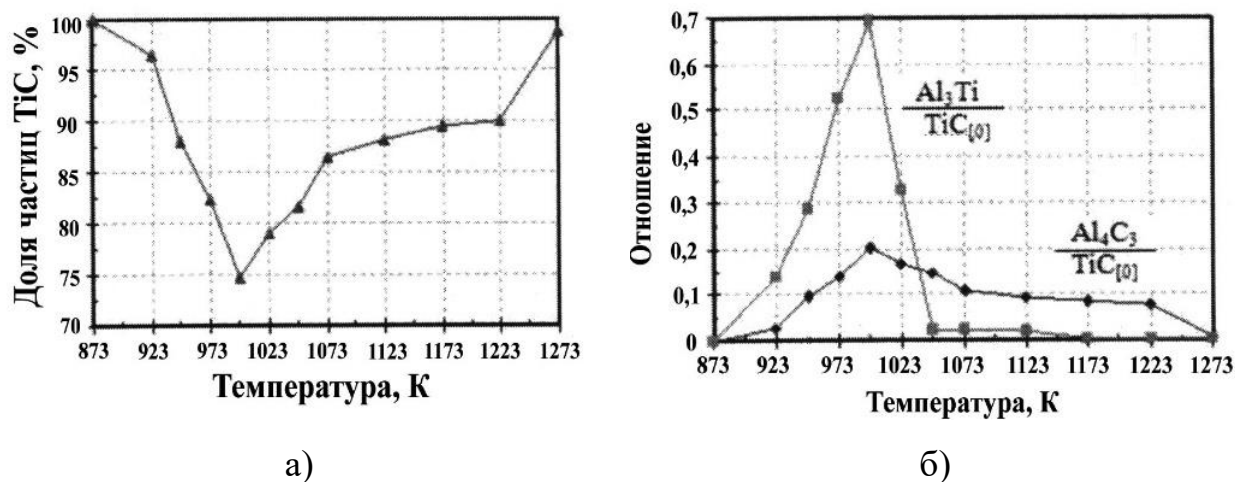


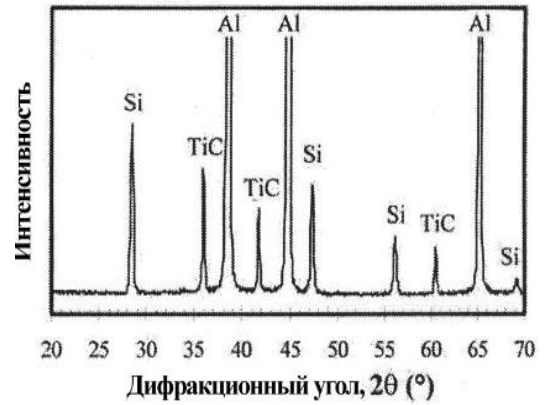
Рисунок 1.17.

Количество частиц TiC (а) и относительная доля продуктов межфазного взаимодействия (б) в структуре КМ состава Al + 10 масс.% TiC после выдержки в течение 48 ч в зависимости от температуры [173]

Легирование алюминиевого матричного расплава в системе Al-TiC благодаря межфазной сегрегации оказывает влияние на образование соединений [173-175]. Влияние легирования матричного сплава на характер межфазного взаимодействия системы Al-TiC при повышенных температурах можно проследить, сопоставляя результаты работ [161, 173]. В работе [173] частицы $TiC_{0,96}$, близкие по составу к стехиометрическому, производства Kennametal (Latrobe, USA) со средним размером 18 мкм в количестве 10 масс.% вводили в расплав сплава Al-7 масс.% Si с помощью флюса системы K-Al-F. Температура расплава благодаря присутствию кремния была снижена по сравнению с [161] до 973 К. После выдержки в течение 10 мин проводили разливку композиционного расплава в форму. Полученные образцы КМ выдерживали в течение 6 ч при повышенных температурах в интервале от 773 до 1273 К.

Структура КМ в исходном литом состоянии характеризуется достаточно равномерным распределением частиц TiC, несмотря на то, что они расположены преимущественно в междендритных областях и окружены эвтектическим кремнием (рис.1.18, а). Продукты межфазного

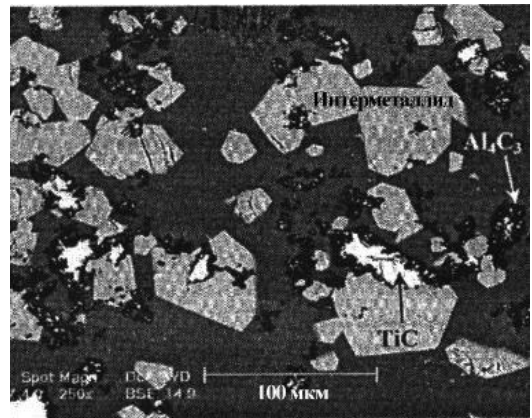
взаимодействия в структуре КМ Al + 7 масс.% Si + 10 масс.% TiC не обнаружены.



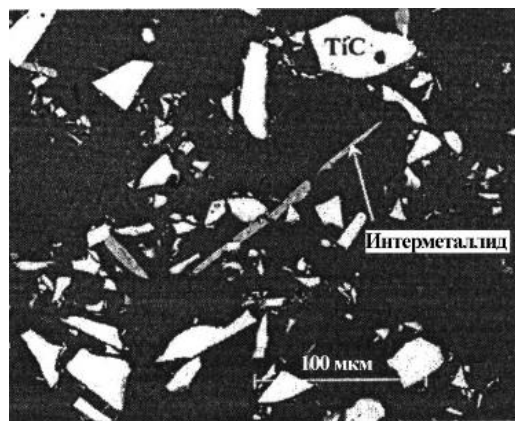
а)



б)



в)



г)

Рисунок 1.18.

Микроструктура КМ Al + 7 масс.% Si + 10 масс.% TiC в исходном литом состоянии (а) и после выдержки при температуре 873 К (б), 1073 К (в), 1273 К (г) в течение 6 ч [1.173].

Выдержка в течение 6 ч. при температуре 773 и 823 К не изменяет структуру КМ. Возможно, что межфазное взаимодействие происходит при этой температуре, но его скорость мала, и для образования различных продуктов реакции требуется большее время выдержки при указанной температуре.

Повышение температуры выдержки до 873 К приводит к изменениям в структуре КМ (рис.1.18, б). При указанной температуре в твердо-жидком состоянии частицы TiC начинают взаимодействовать с матрицей. Вокруг частиц TiC появляются светлые блочные кристаллы, определенные как интерметаллид состава $TiAl_{2,03}Si_{0,48}$. Кроме того, в структуре КМ обнаружены темные фазы, размеры которых не позволяют установить их состав. Выдержка при температуре 923 К, когда матрица переходит полностью в жидкое состояние, увеличивает количество и размеры темных фаз по границам частиц TiC, определенных как карбиды состава Al_4C_3 . Кроме того, увеличиваются размеры интерметаллидов.

Дальнейшее увеличение температуры выдержки до 1023 и 1073 К повышает скорость деградации частиц TiC в матрице до максимальной. Вокруг частиц TiC образуется значительное количество карбидов Al_4C_3 (рис.1.18, в). Интерметаллиды $TiAl_{2,03}Si_{0,48}$ укрупняются в размерах и объединяются в блочные кристаллы, наибольшее количество которых наблюдается при температуре выдержки 1073 К.

После выдержки при температуре 1123 К в структуре КМ появляются первые иглообразные частицы интерметаллидов при сокращении общего количества продуктов взаимодействия.

Выдержка при температуре в интервале от 1173 до 1273 К приводит к образованию в структуре КМ иглообразных интерметаллидных фаз, определенных как $TiAl_{2,14}Si_{0,38}$, и незначительного количества карбидов Al_4C_3 , а также к исчезновению блочных кристаллических фаз (рис.1.18, г). Интерметаллидное соединение состава $TiAl_{2,14}Si_{0,38}$ образуется за счет

частичного замещения атомов Al атомами Si и характеризуется кристаллической структурой близкой к Al_3Ti [176, 177].

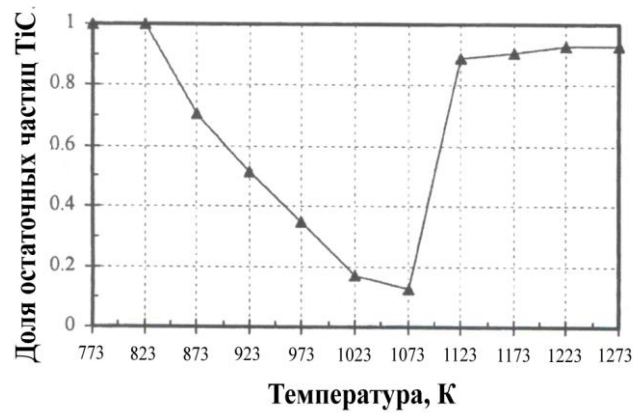
В интервале от температуры плавления до 1123 К происходит растворение TiC в расплаве Al-7 масс.% Si вследствие диффузии Ti и C в расплав. Углерод имеет очень низкую растворимость в жидком алюминии, а легирование кремнием снижает предел растворимости титана в алюминии [178, 179]. Это приводит к быстрому насыщению расплава Ti и C до предела растворимости, и образованию интерметаллидов системы Ti-Al-C и соединений Al_4C_3 на границе раздела наполнитель/матрица.

В структуре КМ после выдержки при температурах более 1123 К увеличивается число частиц TiC, но сохраняются частицы Al_4C_3 , несмотря на уменьшение интенсивности межфазного взаимодействия. Отсутствие блочных кристаллов интерметаллидов в микроструктуре КМ свидетельствует о том, что предел растворимости Ti в Al не достигнут.

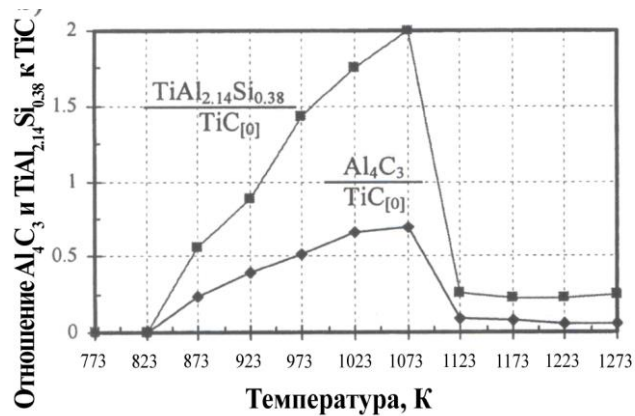
Количество частиц TiC с повышением температуры выдержки уменьшается и достигает минимального значения при температуре 1073 К (рис.1.19, а). Однако дальнейшее увеличение температуры выдержки сопровождается увеличением количества TiC, которое приближается к исходному при температуре 1273 К. Доля продуктов межфазного взаимодействия, отнесенная к исходному количеству TiC, изменяется в обратной пропорции к количеству остаточных частиц TiC (рис.1.19, б). Фаза Al_3Ti практически отсутствует при температурах выдержки более 1123 К.

На рис.1.20 приведены результаты цифровой сканирующей калориметрии литых образцов в исходном состоянии и после выдержки при 973 К в течение 6 ч. Видно, что при нагреве литого образца появляется эндотермический пик, соответствующий плавлению эвтектики Al-Si при температуре 850 К, завершающийся при температуре 883 К; далее тепловые эффекты отсутствуют. Термически обработанный образец также характеризуется плавлением эвтектики при 850 К, но эндотермический пик снижен в результате изменения концентрации свободного Si, отчасти

связанного в интерметаллид. Кроме того, появление рядом с эндотермическим экзотермического пика свидетельствует о более сложном процессе плавления образцов.



а)



б)

Рисунок 1.19.

Доля оставшихся частиц TiC (а) и продуктов межфазного взаимодействия, отнесенных к исходному количеству частиц TiC (б) в структуре КМ состава

$Al + 7 \text{ масс.}\% Si + 10 \text{ масс.}\% TiC$ после выдержки в течение 6 ч

в зависимости от температуры [173].

При высокотемпературной выдержке образцов, подвергнутых обработке при 973 К, имеет место эндотермический пик при температуре 1158 К (рис.1.20). Он характеризует химическую реакцию между интерметаллидом состава Ti-Al-Si и карбидом Al_4C_3 в матричном расплаве, в результате

которой образуются TiC и Ti_3SiC_2 и свободный Si , который затем растворяется в матричном расплаве.

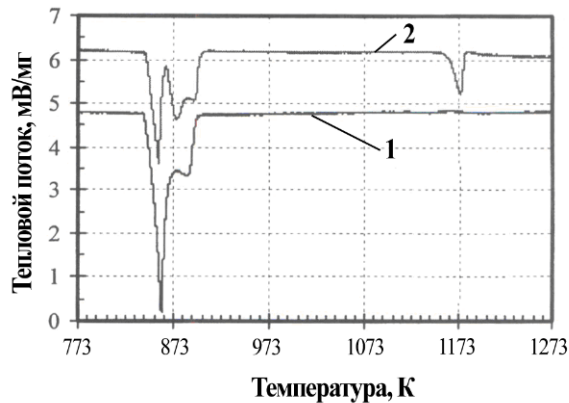


Рисунок 1.20.

Цифровая сканирующая калориметрия КМ состава $Al + 7 \text{ масс.}\% Si + 10 \text{ масс.}\% TiC$ в исходном литом состоянии (1) и после выдержки в течение 6 ч при температуре 973 К (2) [1.173]

Фазы TiC и Ti_3SiC_2 , заменяющие Al_4C_3 , располагаются преимущественно на границах раздела наполнитель-матрица. Наиболее вероятным механизмом этой реакции является растворение интерметаллидной фазы в расплаве и последующее взаимодействие между растворенным Ti и Al_4C_3 с образованием TiC и Ti_3SiC_2 [167].

Таким образом, из сопоставления результатов работ [161, 173] со всей очевидностью следует, что легирование матрицы оказывает заметное влияние на стабильность частиц TiC в КМ при высокотемпературной обработке.

Как уже было отмечено ранее, в системе $Al-TiC$ на базе чистого алюминиевого расплава максимум реактивности отмечен в интервале 973-1023 К; результатом декомпозиции TiC является формирование фаз Al_4C_3 и Al_3Ti : при температуре расплава 1173 К и выше стабильность TiC возрастает.

В композиции $(Al-7 \text{ масс.}\% Si)-TiC$ присутствие кремния существенно увеличивает скорость растворения TiC . Результатом растворения является формирование Al_4C_3 и комплексного интерметаллида $Ti-Al-Si$,

аппроксимируемого как соединение $TiAl_{2,14}Si_{0,38}$ или $TiAl_{2,6}Si_{0,4}$. Согласно [179] в матрице из чистого алюминия растворяется 51 масс.% введенных частиц TiC после выдержки при 973 К в течение 240 ч, в то время как в силумине Al-7 масс.% Si при этой же температуре в реакции растворения участвует уже 61 масс.% частиц TiC после выдержки 6 ч.

В работах [174, 178] показано, что в КМ с высоколегированными матрицами возможно образование интерметаллидных фаз $CuAl_2$, $MgAl_2$, Mg_2Si и других на границе раздела Al-TiC, которые уменьшают количество нежелательной фазы Al_4C_3 . Так, легирование матрицы медью может предотвратить образование Al_4C_3 , так как Cu уменьшает растворимость Ti в жидком Al. Однако уменьшение количества Ti, перешедшего в расплав, приводит к ухудшению смачиваемости, что является нежелательным, например при изготовлении КМ жидкофазными методами.

1.6 Продукты межфазного взаимодействия в системе железо-алюминия

Получение соединений стали, основным компонентом которой является железо, и алюминия сопряжено с рядом сложностей. Значительные различия основных свойств железа и алюминия (табл.1.8), наличие тугоплавкой оксидной пленки на поверхности алюминия, а также несовместимость этих металлов, следствием которой является химическое взаимодействие между ними, приводящее к образованию интерметаллидных соединений, значительно осложняют получение сталеалюминиевых композиций. Причем последнее из перечисленных препятствий можно считать основным [180].

Основные характеристики алюминия и железа [180].

Характеристика	Алюминий	Железо
Кристаллическая решетка	ГЦК	ОЦК
Параметры решетки, Å	4,050	2,866
Плотность, г/см ³	2,7	7,8
Теплопроводность, Вт/(м·К)	203,5	74
Удельная теплоемкость, Дж/(кг·К)	0,9	0,4
Коррозионная стойкость	высокая	низкая
Электропроводность, См/м	$37 \cdot 10^6$	$10 \cdot 10^6$
Пластичность, %	50	40
Температура плавления, К	933	1809
Основные оксиды	Al ₂ O ₃	Fe ₃ O ₄ , FeO, Fe ₂ O ₃ , Fe ₄ O ₅
Температура плавления оксидов, К	2323	1873

Способность материалов создавать неразъемные соединения определяется возможностью образовывать ряд непрерывных растворов этих материалов друг в друге [181]. Взаимная растворимость элементов определяется подобием кристаллических решеток растворителя и растворяемого компонента, различием значений атомных радиусов компонентов и величиной электроотрицательности, характеризующей энергию связи между двумя элементами (рис.1.21). Железо и алюминий находятся на границе внешнего эллипса с большой осью равной $\pm 0,4$ единицы электроотрицательности и малой осью равной $\pm 15\%$ разницы в атомных радиусах, что указывает на сложности образования твердых растворов вследствие ограниченной взаимной растворимости этих металлов [182].

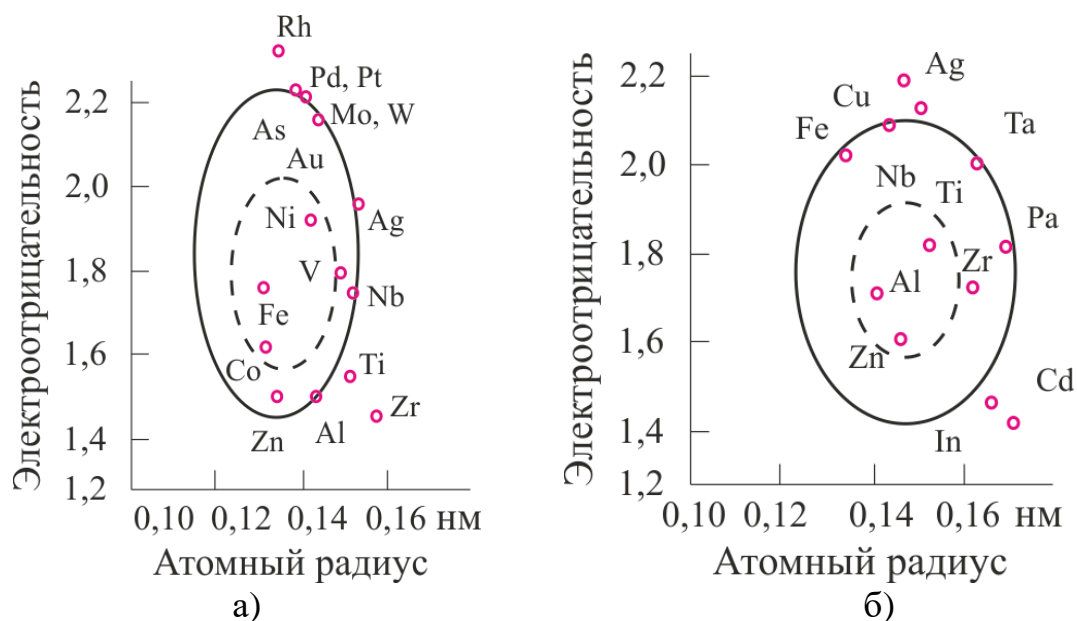


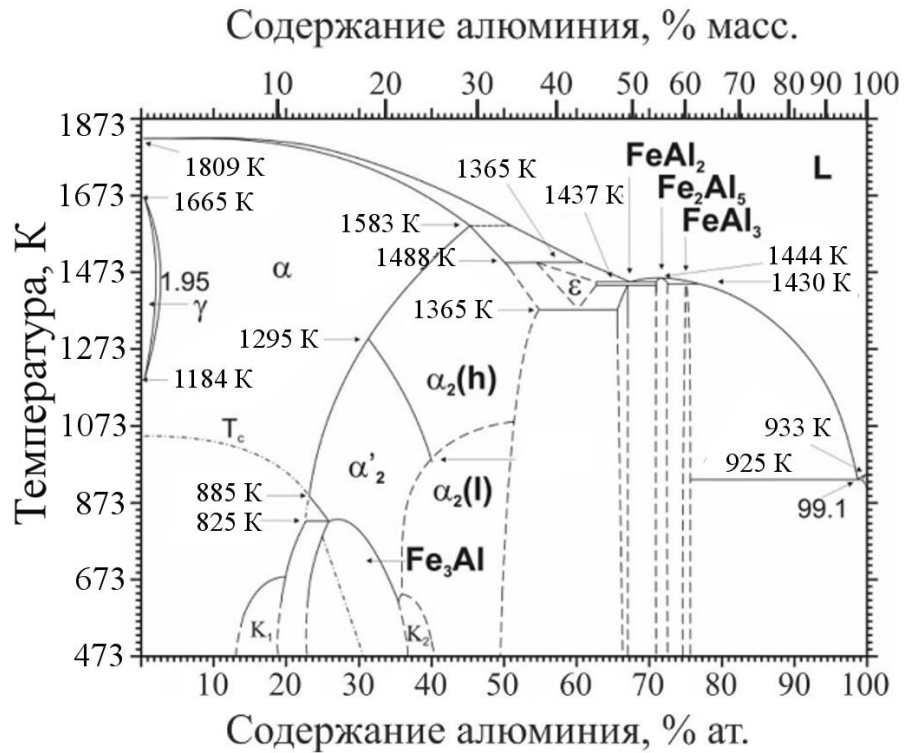
Рисунок 1.21.

Влияние атомного радиуса и электроотрицательности
на растворимость в железе (а) и алюминии (б)
различных элементов в твердом состоянии [182].

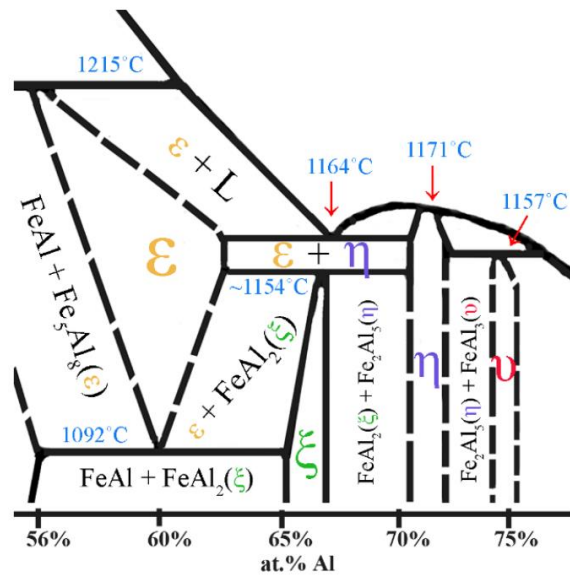
Растворимость железа в твердом алюминии весьма незначительна: например, при температурах в интервале (498-873) К она составляет (0,01 – 0,022)%, а при эвтектической температуре равной 927 К она увеличивается до 0,053%, что также осложняет процесс формирования неразъемного соединения [1.183]. В результате этого согласно диаграмме состояния железо-алюминий на границе раздела между содержащими в достаточном количестве железо или алюминий материалами образуются интерметаллидные соединения (рис.1.22).

При кристаллизации в структуре сплавов алюминия, содержащих даже небольшое количество железа (более 1,8 масс.%), происходит образование интерметаллида $FeAl_3$. Дальнейшее увеличение содержания железа приводит к появлению химических соединений железа и алюминия разного стехиометрического состава, основными из которых являются: Fe_2Al_7 (~62,93 масс.% Al); Fe_2Al_5 (~54,71 масс.% Al); $FeAl_2$ (~49,13 масс.% Al); $FeAl$ (~32,57

масс.% Al), которые характеризуются высокой твердостью и низкой пластичностью (табл.1.9) [1.183].



а)



б)

Рисунок 1.22.

Диаграмма состояния железо-алюминий (а)
и ее центральная часть (б) [184-1.186].

Основные виды и свойства интерметаллидных соединений
в системе железо-алюминия [183, 1.186-1.189].

Интерметаллид	Тип кристаллической решетки	Содержание алюминия, ат.%,	Микро-твердость, HV	σ_b при растяжении, МПа	σ_b при сжатии, МПа
FeAl ₆	-	-	-	-	-
FeAl ₃	Моноклинная	74,5-76,5	772-1017	15	45
Fe ₂ Al ₅	Орторомбическая	70-73	1000-1158	17	75
FeAl ₂	Триклинная	66-66,9	1058-1070	42	60
Fe ₂ Al ₃	Кубическая	58-65	-	-	-
FeAl	DO3	23-55	470-667	>100	980
Fe ₃ Al	Кубическая объемноцентрированная	23-34	330-368	>100	900
Примечания: - σ_b для А00 составляет 60 МПа; - σ_b для АРМКО-железа составляет 260 МПа.					

Образующиеся по диффузионному механизму интерметаллиды являются единственными, возможными фазами, формирующимися на границе раздела сталеалюминиевых соединений. Поэтому для получения удовлетворительных эксплуатационных характеристик особое значение при изготовлении биметаллических сталеалюминиевых композиций необходимо уделять кинетике процесса образования диффузионной зоны, состоящей из интерметаллидов.

Влияние температуры и времени взаимодействия алюминия со сталью на кинетику образования интерметаллидов изучено авторами работы [183]. Для исключения влияния углерода на свойства интерметаллидов, образцы из биметалла алюминий-АРМКО-железо изготавливали методом однокомпонентной прокатки в холодном состоянии. Биметаллические образцы помещали в запаянные кварцевые ампулы и отжигали в муфельных

печах при температурах от 573 до 923 К и времени выдержки от 0,25 до 8 часов (табл.1.10).

Таблица 1.10.

Влияние температуры и времени выдержки на толщину интерметаллидного слоя между АРМКО-железом и алюминием [183].

Температура отжига, К	Толщина интерметаллидного слоя, мкм							Примечания
	при выдержке, часы							
	0,25	0,5	1	2	3	6	8	
573	Интерметаллида нет			6	8	9	10	–
673	То же		5,1	8,5	10,2	12	14	–
773	5,7	–	8,5	14	–	15,8	16	–
873	10,7	14	30,7	51	56,6	85,8	–	со стороны алюминия
903	Нет	Нет	148	199	310	420	–	со стороны стали
923	10,7	14	168	246	384	473	–	общая

Результаты исследований показали, что увеличение температуры приводит к росту толщины интерметаллидного слоя даже при минимальном времени выдержки 0,25 ч, что связано с повышением диффузионной подвижности атомов алюминия и железа. Влияние длительности выдержки при постоянной температуре нагрева на толщину слоя из интерметаллидов имеет аналогичный характер. Однако, выдержка в течение максимального времени 6 часов при температурах до 773 К не вызывала роста интерметаллидного слоя более 16 мкм. Увеличение температуры нагрева выше 773 К сопровождалось резким ростом скорости образования интерметаллидов, приводя к росту толщины интерметаллидного слоя до 10,7 мкм при минимальной длительности выдержки (0,25 ч), а при выдержке в течение 8 часов толщина слоя увеличилась до 473 мкм. Отмеченная тенденция подтверждается результатами исследования воздействия

лазерного излучения на поверхность биметаллических образцов, изготовленных сваркой взрывом [188]. Авторы отмечают во всех случаях рост на (12-38)% толщины интерметаллидного слоя по сравнению с исходными образцами. Однако, измерение температур в области образования интерметаллидов в этом исследовании не проводились.

В работе [183, 190] приведена математическая зависимость толщины диффузионного слоя отдельных фаз от температуры нагрева и времени нахождения стальной пластины в жидкой алюминиевой ванне:

$$X = K * t^{0,5}, \quad (1.12)$$

где X – толщина диффузионного слоя, м; t – время алитирования, с; K – коэффициент, определяемый по формуле 1.13:

$$K = K_0 \exp(-Q/RT), \quad (1.13)$$

где K_0 – константа, м/сек^{0,5}; Q – энергия активации роста интерметаллидного слоя, Дж/моль; T – абсолютная температура, К; R – газовая постоянная, Дж/(моль·К).

Величина энергии активации роста для интерметаллидных фаз Fe_2Al_5 , $FeAl$, Fe_3Al указана в табл.1.11. Время, необходимое для образования интерметаллидов при контакте разнородных металлов, в общем виде может быть определено по формуле 1.14. Однако, значение этого времени для пары сталь-алюминий не установлено и может меняться в зависимости от температуры взаимодействия металлов [189]:

$$\tau_k = \tau_p + \tau_d + \tau_{o.z.} + \tau_{p.x.c} \quad (1.14)$$

где τ_p – время ретардации (время релаксации межфазной поверхностной энергии); τ_d – время развития процессов гетеродиффузии до образования пересыщенных твердых растворов; $\tau_{o.z.}$ – время, необходимое для образования устойчивых зародышей новых химических соединений; $\tau_{p.x.c}$ – время дальнейшего роста химических соединений.

Энергия активации роста
для некоторых интерметаллидных фаз системы Fe-Al [190, 191]

Интерметаллид	Энергия активации Q, $\times 10^3$ Дж/моль
Fe ₂ Al ₅	141
FeAl	180
Fe ₃ Al	260

Наличие интерметаллидного слоя в диффузионной зоне на границе соединения стали с алюминием отрицательно сказывается на прочностных свойствах биметаллической конструкции, поскольку приводит к охрупчиванию соединения и уменьшению механических характеристик. Однако, строгой зависимости между основными параметрами (толщиной и стехиометрическим составом) диффузионной зоны из интерметаллидов и прочностными свойствами соединения до настоящего времени не установлено. По результатам испытаний образцов из интерметаллидов на статическое разрушение под действием сжимающих и растягивающих усилий отмечают хрупкий характер разрушения с отсутствием площадки текучести [183]. Также установлено, что в зависимости от способа получения соединения, структура диффузионной зоны на границе раздела между сталью и алюминием может иметь различный характер и отличаться по своим свойствам. Поэтому при выборе способа формирования функционально-градиентных сталеалюминиевых слоистых композиций с рабочими композиционными покрытиями следует учитывать не только достигаемый уровень трибологических свойств, но и обращать особое внимание на состав, а также структуру диффузионной зоны, образующейся на границе раздела подложка-покрытие.

1.7 Методы формирования структуры и свойств покрытий из композиционных материалов

Технологии синтеза покрытий довольно сложны и постоянно совершенствуются. В общем случае покрытия триботехнического назначения должны иметь высокую адгезию к поверхности подложки и близкий к материалу подложки коэффициент линейного теплового расширения, хорошую теплопроводность, низкие коэффициенты трения и изнашивания, а также высокую износостойкость и коэффициент стабильности процесса трения, близкий к единице. При формировании структуры и свойств покрытий из КМ кроме указанных выше требований необходимо обеспечивать ряд дополнительных условий: совместимость составляющих, равномерное или функциональное распределение армирующего наполнителя, заданный уровень прочности связи по границе раздела матрица-наполнитель, а также простоту и экономичность процесса совмещения.

Технологические процессы изготовления функционально-градиентных слоистых композиций с рабочими покрытиями из КМ могут быть разделены на три группы [58, 192-199]:

- твердофазные методы (например, прокатка пакетов из материала матрицы и КМ, сварка взрывом, термомеханическая обработка поверхностного слоя КМ);

- жидкофазные методы (например, инфльтрация специально собранных порошковых каркасов переменного состава, центробежное литье, наплавка, модифицирующая обработка оплавлением);

- методы нанесения покрытий из газовой фазы.

Однако, большинство из них требуют сложного, дорогостоящего и специального оборудования. Наиболее экономичными и перспективными для применения в промышленность по критериям: производительности, универсальности, уровня внедрения и доступности являются способы создания функционально-градиентных слоистых композиций жидкофазными

процессами наплавки, позволяющие за счет послойного синтеза осуществлять формирование необходимой структуры и заданных свойств покрытий из КМ [55, 193]. Другим многообещающим методом изменения структуры и свойств рабочих поверхностных слоев гетерофазных материалов является модифицирующая обработка поверхности готовых изделий высококонцентрированными потоками энергии (лучом лазера, плазмой и др.).

1.7.1 Процессы наплавки покрытий из композиционных материалов

Износостойкие покрытия из дисперсно-наполненных КМ могут быть нанесены жидкофазными методами дуговой, плазменно-порошковой, лазерной наплавки [55, 193, 200]. Наиболее универсальными среди названных методов нанесения композиционных слоев являются дуговая и плазменно-порошковая наплавка. Основными преимуществами выбранных процессов являются простота, технологичность и доступность оборудования. При правильном выборе технологических параметров дуговой наплавки можно получить прочную связь между наплавленным слоем из КМ и материалом подложки в сочетании с отсутствием пористости. Технология плазменно-порошковой наплавки обеспечивает минимальное проплавление подложки и стабильность качества нанесенного покрытия, а также легко поддается автоматизации. Кроме того, данный процесс характеризуется высокой производительностью (до 2 кг/ч) и малыми потерями на угар и разбрызгивание (не более 10%) [200].

Однако широкое внедрение выбранных процессов нанесения композиционных слоев и восстановления изношенных изделий ограничено в связи с отсутствием наплавочного материала из дисперсно-наполненных КМ. Основными требованиями, предъявляемыми к подобным наплавочным материалам, являются удовлетворительное формирование получаемого слоя при сохранении и равномерном распределении упрочняющих частиц в нем, а также отсутствие их деградации в процессе наплавки. В ряде случаев,

например для процесса плазменно-порошковой наплавки, не менее важное значение приобретают технологические характеристики наплавочных материалов: насыпная плотность и сыпучесть, достаточные для прохождения порошкообразного композиционного материала в зону наплавки по транспортировочным каналам горелки плазменной установки.

С другой стороны наплавленные слои должны иметь триботехнические свойства (износостойкость, коэффициент трения, коэффициент стабильности процесса трения и др.) не хуже, чем объемно-армированные КМ того же состава. Поэтому разработка наплавочных композиционных материалов, удовлетворяющих этим требованиям, стала одной из задач настоящего исследования.

1.7.2 Модифицирующая обработка поверхности композиционных материалов

Модифицирующая обработка поверхности конструкционных материалов, в том числе дисперсно-наполненных КМ, может быть осуществлена деформационным упрочнением (накатывание, виброударное упрочнение, обработка взрывом, электромеханическая обработка, обработка ультразвуковыми колебаниями и др.), обработкой концентрированными источниками энергии (лазерный луч, сварочная дуга в магнитном поле, микроплазменная обработка и др.), диффузионным нанесением легирующих элементов (науглероживание, борирование, цианирование, азотирование, нитроцементация и др.) [199, 201]. Применительно к дисперсно-наполненным КМ наиболее перспективными являются методы модифицирования поверхности концентрированными потоками энергии [55]. Модифицирование основано на локальном нагреве участка поверхности под воздействием концентрированного потока энергии и охлаждении этого участка со сверхвысокой скоростью за счет теплоотвода во внутренние слои образца. Это приводит к значительному измельчению исходной структуры и улучшению свойств поверхности. Основной особенностью этих методов

является локальный характер теплового воздействия на материал. Регулирование скоростей нагрева и охлаждения, времени пребывания материала при высоких температурах, за счет изменения параметров и режимов позволяет получать требуемую структуру поверхностного слоя и соответствующие свойства.

В работах [202-208] сообщают об обработке поверхностного слоя конструкционных материалов, в том числе и дисперсно-наполненных КМ, потоками микроплазмы или плазмы, а также лучом лазера. Эффективность использования плазмы и лазерного излучения для получения градиентной структуры обусловлена высокой плотностью потока энергии, локальностью воздействия и возможностью бесконтактной передачи энергии в зону обработки. Есть все основания полагать, что данный способ позволит улучшить физико-механические свойства изделий и обеспечит высокие твердость и износостойкость, необходимые для изделий, используемых в парах трения [206, 207]. Однако, применение этих методов не всегда оправдано с экономической точки зрения ввиду низких скоростей обработки, а также необходимости сложного и дорогостоящего оборудования. Например, микроплазменная обработка поверхности изделий осуществляется в вакуумных камерах и связана с ограничениями в размерах изделий [202].

Основной сложностью при обработке поверхности дисперсно-наполненных КМ высококонцентрированными источниками энергии является опасность деградации армирующей фазы вследствие ее взаимодействия с материалом матрицы. Так, в работе [208] изучали изменения микроструктуры поверхностного слоя образца КМ на основе сплава 2014 (Al – 4 масс.% Cu), упрочненного частицами SiC размером 14 мкм в количестве 20 об.%, при лазерной обработке непрерывным лучом CO₂-лазера диаметром $d=0,4$ мм при мощности излучения $W=1$ кВт. Плотность энергии лазерного излучения составляла $7,96$ кВт/мм². Показано, что при такой плотности энергии излучения достигается проплавление порядка 2,5-3 мм (рис.1.23, а). По границам оплавленной зоны имеет место пористость,

вызванная высокой вязкостью композиционного расплава. Структура оплавленной зоны состоит из твердого раствора алюминия и дисперсных частиц, преимущественно иглообразной формы (рис.1.23, б). Рентгенофазовый анализ показывает, что иглообразные частицы представляют собой фазу Al_4C_3 . Таким образом, в процессе обработки поверхности КМ непрерывным лазерным излучением с плотностью энергии $7,96 \text{ кВт/мм}^2$ происходит деградация исходных армирующих частиц SiC, что является недопустимым и приводит к снижению эксплуатационных свойств КМ.

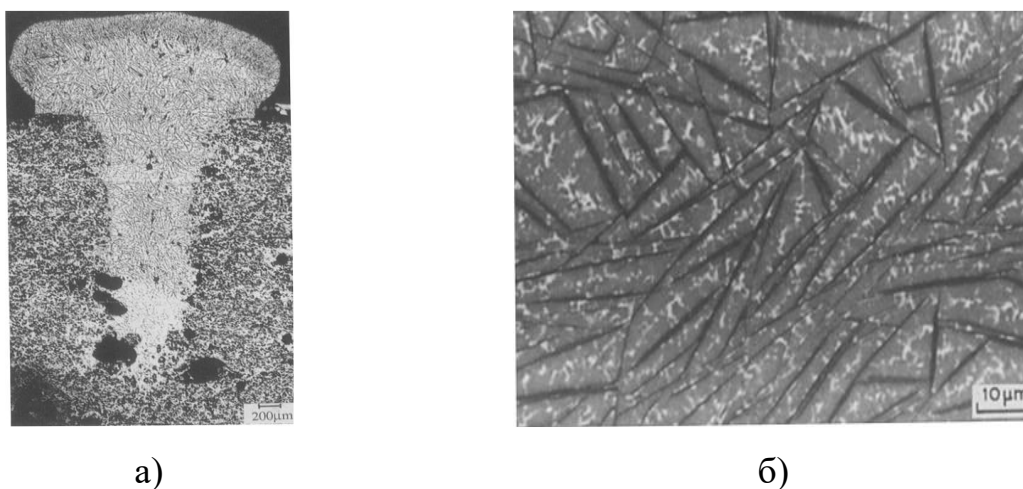


Рисунок 1.23.

Внешний вид образца из КМ после лазерного оплавление (а) и структура центральной части обработанной зоны (б) [208].

В работе [209] исследовали влияние плотности энергии лазерного излучения на структуру дисперсно-наполненных КМ при обработке импульсно-периодическим Nd-YAG лазером. Образцы КМ были изготовлены на основе сплава А356 (масс. %: 7-Si, 0,3-Mg, основа-Al), упрочненного 10 об. % SiC средним размером 40 мкм. Плотность энергии излучения изменяли в пределах от $4,17$ до $33,33 \text{ кВт/мм}^2$. На рис.1.24 представлен внешний вид образца из КМ после обработки лазерным излучением с минимальной удельной энергией $4,17 \text{ кВт/мм}^2$. Даже при минимальной удельной энергии лазерного излучения структура образцов характеризуется наличием наряду с

частицами SiC иглообразных включений, идентифицированных как фаза Al_4C_3 (рис.1.24, б). При значениях удельной энергии более 13 кВт/мм² происходит полная деградация армирующих частиц SiC.

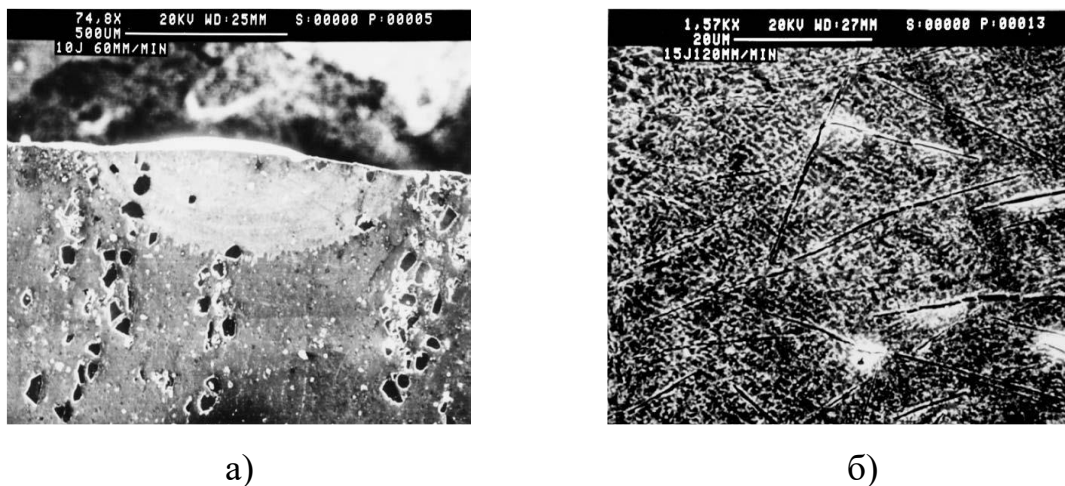


Рисунок 1.24.

Внешний вид образца из КМ после лазерного оплавление (а) и структура центральной части обработанной зоны (б) (удельная энергия 4,17 кВт/мм²) [209].

Таким образом, для успешной обработки поверхности изделий из КМ лазерным излучением с целью получения градиентных поверхностных слоев необходимо корректировать технологические параметры процесса обработки. В частности, следует выбирать режимы обработки с удельной энергией, не превышающей некоторые критические значения, при которых происходит деградация наполнителя. Также следует подбирать состав КМ, способствующий предупреждению интенсивного межфазного взаимодействия между наполнителем и матрицей в процессе лазерной обработки. Необходим также учет отражающих или поглощающих свойств компонентов КМ [207-210].

Другим перспективным методом обработки поверхности КМ может стать дуговое оплавление с воздействием на дугу и расплавленную ванну магнитным полем [211]. Применение магнитной системы позволяет регулировать геометрические размеры сварочной дуги и, следовательно,

зоны обработки, тем самым регулировать тепловые условия в сварочной ванне таким образом, чтобы обеспечивать необходимую степень диспергирования исходной структуры материала. Однако, опыт обработки дисперсно-наполненных КМ дугой с воздействием на нее магнитным полем отсутствует в настоящее время.

1.7.3 Особенности формирования структуры и свойств сталеалюминиевых слоистых композиций

В настоящее время для серийного производства сталеалюминиевых подшипников с покрытием из оловосодержащих алюминиевых антифрикционных сплавов широко применяют твердофазные процессы сварки прокаткой или взрывом. Соединения, изготовленные процессом сварки взрывом, обладают прочностными характеристиками на срез и на отрыв до 90 и 112 МПа соответственно, что выше на 15% таковых значений для биметаллических образцов, изготовленных сваркой прокаткой [33, 212, 213]. Аналогичная тенденция наблюдается при сопоставлении значений усталостной прочности биметаллических образцов изготовленных процессом сварки взрывом и прокаткой. Это связано с тем, что в процессе сварки взрывом соединение образуется преимущественно по без диффузионному механизму, что позволяет снизить вероятность появления интерметаллидов [214]. Время силового воздействия при сварке взрывом не превышает 10^{-6} секунды, за которое, по-видимому, не успевают развиваться процессы диффузии, приводящие к образованию интерметаллидной фазы. Эти особенности получения соединений сваркой взрывом приводят к образованию между материалами специфической границы раздела с очень развитым микрорельефом, который представляет собой набор сопряженных чередующихся участков с резко различными свойствами: мягких, пластичных и твердых, с ограниченной деформационной способностью. На пластичных участках отсутствует интерметаллидная фаза, в то время как твердые участки представляют собой «оплавы» или дискретные области, где

произошло расплавление соединяемых металлов и, в процессе кристаллизации, образовались интерметаллиды. Сочетание твердых и мягких структурных составляющих создает характерное напряженно-деформационное состояние, препятствующее развитию трещин в зоне соединения. Поэтому развитие усталостных трещин в биметаллах сталь-алюминий, полученных процессом сварки взрывом происходит по менее прочному алюминиевому материалу. При испытаниях биметалла, полученного сваркой прокаткой, усталостное разрушение практически во всех случаях происходит по границе соединения алюминия со сталью [30]. Именно поэтому процесс сварки взрывом в настоящее время является предпочтительным вариантом изготовления неразъемных сталеалюминиевых соединений.

Однако, твердофазные методы изготовления сталеалюминиевых композиций имеют ограничения по геометрии соединяемых поверхностей и твердости алюминиевого сплава. Так, при значениях твердости алюминиевого сплава выше 480 HV сварка стали с алюминием за счет интенсивной локальной пластической деформации становится невозможной [216]. Дисперсно-наполненные КМ на основе алюминия характеризуются значениями твердости в диапазоне от 675 до 900 HV в зависимости от химического состава матричного материала и массовой доли наполнителя [216]. Поэтому для получения подобных покрытий на стали предпочтение следует отдавать жидкофазным способам, при реализации которых происходит образование интерметаллидов системы Fe-Al.

Механизм образования и роста интерметаллидного слоя можно разделить на несколько этапов (рис.1.25) [183]:

а) взаимная диффузия контактирующих металлов с различной скоростью, возникновение локально пересыщенных твердых растворов вокруг дефектов кристаллического строения со стороны алюминия;

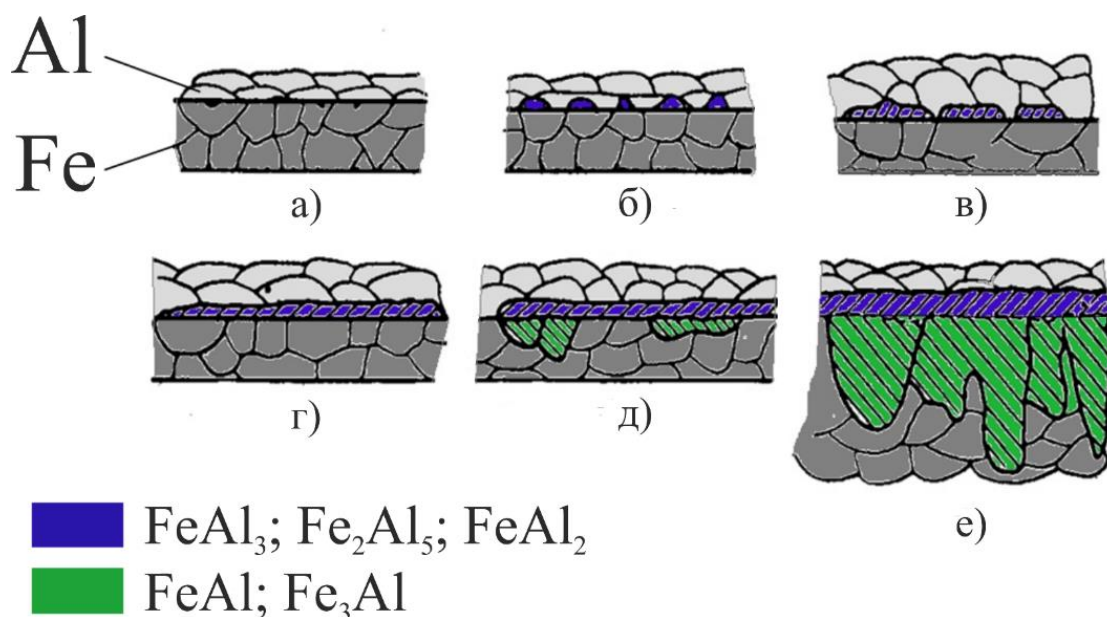


Рисунок 1.25.

Схема образования и роста интерметаллидов при взаимодействии алюминия (Al) с железом (Fe) [183].

б) образование первых центров новой фазы в дефектных участках с повышенной концентрацией диффундирующего элемента со стороны алюминия;

в) поперечный рост интерметаллидной фазы вдоль плоскости стыка со стороны алюминия;

г) смыкание и нормальный рост прослойки интерметаллидов со стороны алюминия;

д) появление первых центров интерметаллидной прослойки со стороны стали, продолжение нормального роста интерметаллидов со стороны алюминия;

е) смыкание интерметаллидной прослойки со стороны стали, в результате ее поперечного роста и последующее увеличение ее толщины в сторону стали за счет диффузии атомов алюминия.

Среди жидкофазных методов изготовления сталеалюминиевых соединений наибольший интерес для промышленного внедрения представляют процессы сварки плавлением. Альтернативные им литейные

методы, например, процесс заливки, характеризуются высокой вероятностью образования несплавлений, которые являются недопустимыми дефектами в сталеалюминиевых соединениях, поскольку в процессе работы могут приводить к отслоению алюминиевого покрытия от стальной основы.

Согласно результатам испытаний на статическое растяжение биметаллических сталеалюминиевых соединений, полученных процессом дуговой сварки плавлением, увеличение толщины диффузионного слоя приводит к уменьшению временного сопротивления на разрыв сварного соединения (рис.1.26). Разрушение подобных соединений происходит по основному металлу со стороны алюминия при толщине диффузионного слоя до 30 мкм, в то время как для соединения стали и сплавов алюминия, характеризующихся значениями $\sigma_{в} \leq 300$ МПа, при толщине не более 10 мкм [217-221]. При этом значения прочности на срез нахлесточных соединений стали с алюминием могут составлять до 175 МПа [220].

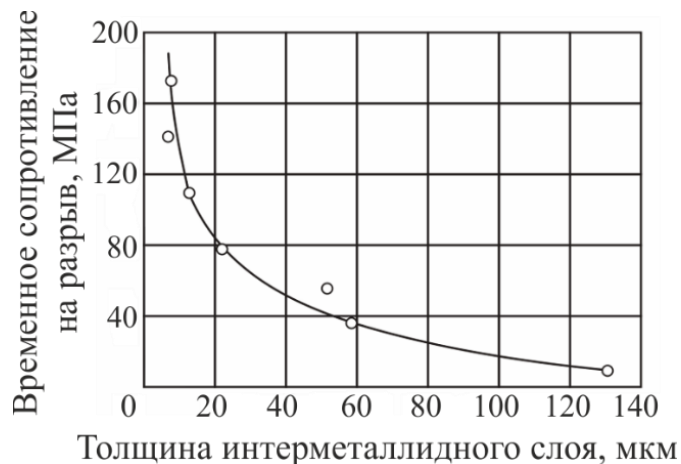


Рисунок 1.26.

Зависимость временного сопротивления разрыву биметаллических сталеалюминиевых соединений полученных дуговой сваркой от толщины интерметаллидного слоя [221].

Результаты работ по оценке прочностных характеристик сталеалюминиевых образцов, изготовленных процессом лазерной сварки, входящей в группу жидкофазных способов, не противоречат вышеуказанной зависимости. При испытаниях на статическое растяжение, разрушение

биметаллических образцов происходит по алюминиевой части соединения при значениях толщины интерметаллидного слоя в диапазоне 4-8 мкм (рис.1.27) [222].

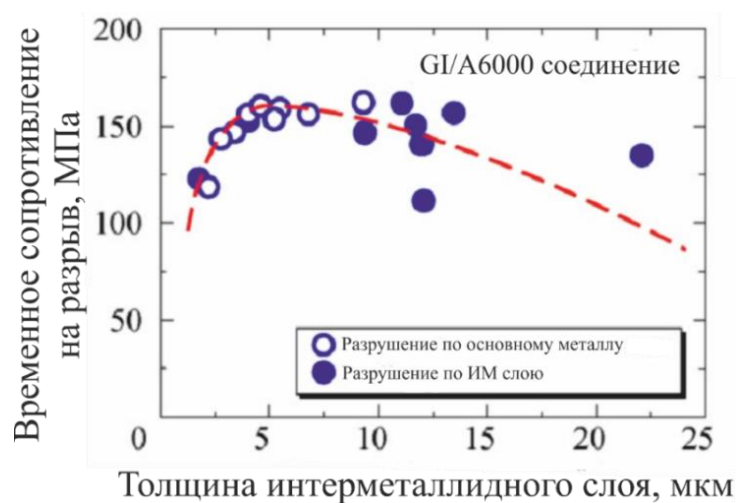


Рисунок 1.27.

Зависимость временного сопротивления разрыву нахлесточных соединений алюминиевого сплава А6000 и оцинкованной стали, полученных лазерной сваркой от толщины интерметаллидного слоя [222].

Применение процесса дуговой сварки неплавящимся электродом при условии ограничения роста толщины интерметаллидного слоя позволяет получать биметаллические соединения, характеризующиеся уровнем прочности сопоставимым с алюминием, являющимся наименее прочным из соединяемых материалов [223-225].

Таким образом, несмотря на противоречивый характер литературных данных о влиянии значений толщины интерметаллидного слоя на прочностные характеристики сталеалюминиевых соединений, можно сделать вывод о том, что максимальная толщина интерметаллидного слоя, при которой возможно получение соединений, обладающих достаточным уровнем характеристик (например, не менее 60 МПа для подшипников скольжения паровых турбин [226]), должна быть в пределах 10 мкм.

Ограничивать рост толщины интерметаллидного слоя можно следующими способами:

1) регулированием температуры нагрева границы раздела сталь-алюминий, без учета времени нахождения при этой температуре;

2) регулированием времени пребывания границы раздела сталь-алюминий при температурах, превышающих температуры образования интерметаллидов системы Fe-Al.

Наряду с температурно-временным фактором на толщину и свойства диффузионной зоны, и, как следствие, прочностные характеристики сталеалюминиевых биметаллических соединений, оказывают влияние легирующие элементы [217, 221, 227-231]. Причем, поскольку в качестве материала основания биметаллических узлов трения скольжения машин и механизмов широко применяют низкоуглеродистые стали, содержащие ограниченное количество легирующих элементов, то основное значение приобретают легирующие элементы, присутствующие в составе сплава на основе алюминия. Среди них наибольший положительный эффект на прочностные характеристики сталеалюминиевых соединений оказывают кремний и марганец (рис.1.28) [228].

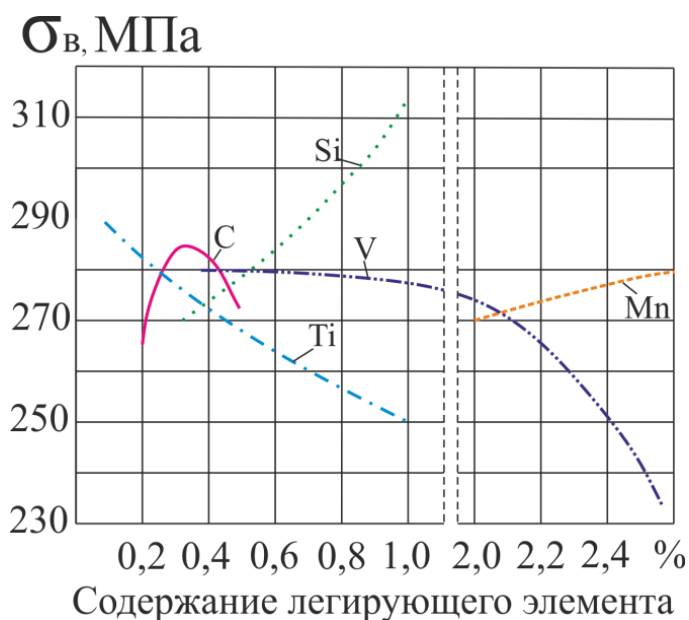


Рисунок 1.28.

Влияние легирующих элементов

на временное сопротивление разрыву сталеалюминиевых соединений, полученных процессом дуговой сварки [228].

Однако, максимальное влияние на прочность подобных соединений оказывает кремний. Так, введение в алюминиевый расплав даже небольшого количества (0,1 масс.%) кремния приводит при температурах 783 К к образованию тройных интерметаллидных фаз системы Fe-Al-Si, в результате чего толщина интерметаллидного слоя снижается [232].

Характер влияния содержания кремния в составе наплавочных материалов на прочность сталеалюминиевых соединений, полученных процессом сварки плавлением на одинаковых режимах, исследован в работе [230]. Установлено, что при легировании наплавочного материала кремнием до 12 масс.% биметаллические сталеалюминиевые соединения характеризуются минимальной толщиной интерметаллидного слоя (2 мкм) и обладают максимальным уровнем прочности (до 136 МПа). Это связано с диффузией кремния из алюминиевого расплава и его распределением во всем объеме интерметаллидного слоя, сформированного на границе раздела между стальной подложкой и алюминиевым расплавом (рис.1.29). Меньшая по сравнению с интерметаллидами системы Fe-Al скорость роста тройных интерметаллидных фаз системы Fe-Al-Si обеспечивает замедление кинетики роста интерметаллидов [230, 233].

Применение наплавочных материалов, содержащих в своем составе медь, позволяет получить неразъемные сталеалюминиевые соединения с толщиной интерметаллидного слоя 7 мкм, характеризующиеся величиной временного сопротивления на разрыв 110 МПа. Минимальными прочностными характеристиками (63 МПа) при наибольшем значении толщины интерметаллидного слоя (10 мкм) обладают сталеалюминиевые соединения, изготовленные с применением наплавочных материалов на основе цинка, содержащих 15 масс.% алюминия (табл.1.12).

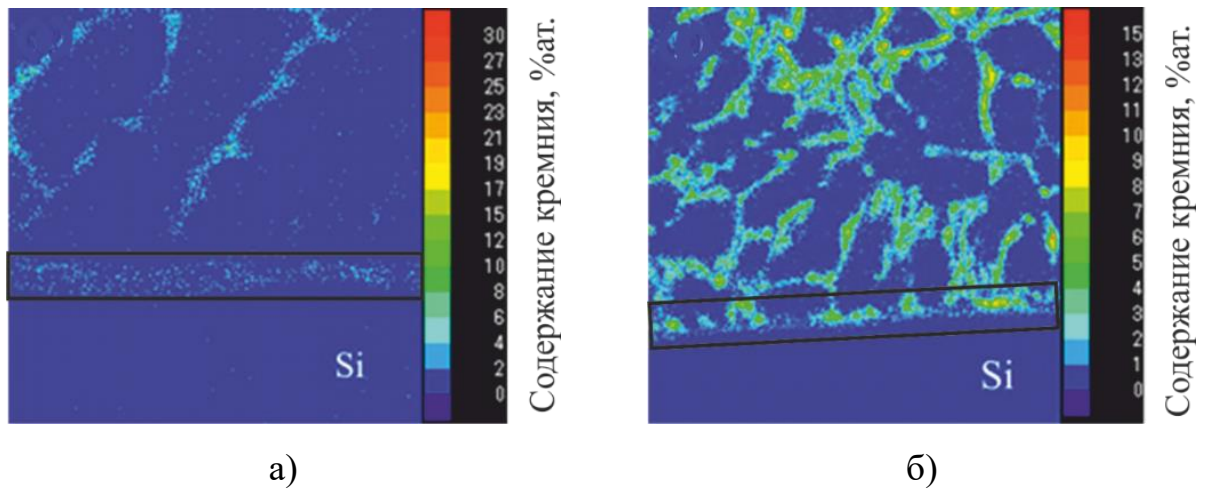


Рисунок 1.29.

Распределение кремния в диффузионной зоне на границе раздела сталь-алюминий соединения, полученного при сварке неплавящимся электродом с применением сварочной проволоки, содержащей 5 (а) и 12 масс.% (б) кремния [230]. Диффузионная зона выделена линиями.

Таблица 1.12.

Химический состав наплавочных материалов и результаты испытания сварных соединений на статическое растяжение [230]

Наплавочный материал, масс. %	Содержание химического элемента, масс. %									Толщина ИМ слоя, мкм	σ_b , МПа
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al		
Al - 5Si	4,5–5	0,8	0,3	0,05	0,05	-	0,1	0,2	-	5	134
Al – 12Si	11–13	0,8	0,3	0,15	0,1	-	0,2	-	-	2	136
Al – 6Cu	0,2	0,3	5,8–6,8	0,2–0,4	0,02	-	0,1	0,1–0,2	-	7	110
Al – 10Si – 4Cu	9,3–10,7	0,8	3,3–4,7	0,15	0,15	0,15	0,2	-	-	4	116
Zn – 15Al	-	-	0,5	-	0,015	-	-	-	15	10	63

Таким образом, жидкофазные методы позволяют получать биметаллические сталеалюминиевые соединения, не уступающие по прочности при статическом растяжении соединениям, полученным твердофазными методами. При этом жидкофазные методы по простоте, технологичности и стоимости оборудования являются предпочтительными и

представляют определенный интерес для получения сталеалюминиевых функционально-градиентных композиций. Среди них процесс дуговой наплавки с применением КМ в качестве наплавочного материала наиболее перспективен для внедрения в промышленность, поскольку характеризуется универсальностью и позволяет получать как готовые покрытия необходимой формы и размера без дополнительной механической обработки, так и осуществлять их последующий ремонт.

Основными требованиями при реализации жидкофазных процессов получения сталеалюминиевых соединений являются ограничение межфазного взаимодействия и обеспечение смачиваемости твердой стали жидким алюминием. Поэтому целесообразным является предварительное нанесение на поверхность стали промежуточных или переходных слоев из элементов, расположенных на диаграммах растворимости в твердом состоянии в пределах внутреннего эллипса с большой осью размером $\pm 0,2$ единицы электроотрицательности и малой осью $\pm 0,8\%$ разницы в атомных радиусах (рис.1.21). К числу таких элементов относятся: цинк (Zn), серебро (Ag), ниобий (Nb), никель (Ni) и др. Среди них наиболее широкое применение в промышленности, благодаря экономичности и простоте получения, получил цинк, промежуточные слои из которого, обеспечивают не только снижение диффузионной активности элементов в процессе дуговой наплавки, тем самым способствуя уменьшению толщины образующегося слоя интерметаллидов и, соответственно, росту прочности биметаллического соединения, но и увеличение смачиваемости матричным расплавом твердой стали (рис.1.30) [217-219].

Другим технологическим решением вышеуказанных трудностей, возникающих при формировании сталеалюминиевых соединений, является применение промежуточного слоя из чистого алюминия, что в дальнейшем позволит отказаться от учета смачиваемости и химической совместимости между железом и алюминием при получении алюмоматричных композиционных. Причем для нанесения промежуточного алюминиевого

слоя можно применять как жидкофазные так и твердофазные методы, что обеспечивает универсальность данного технологического решения.

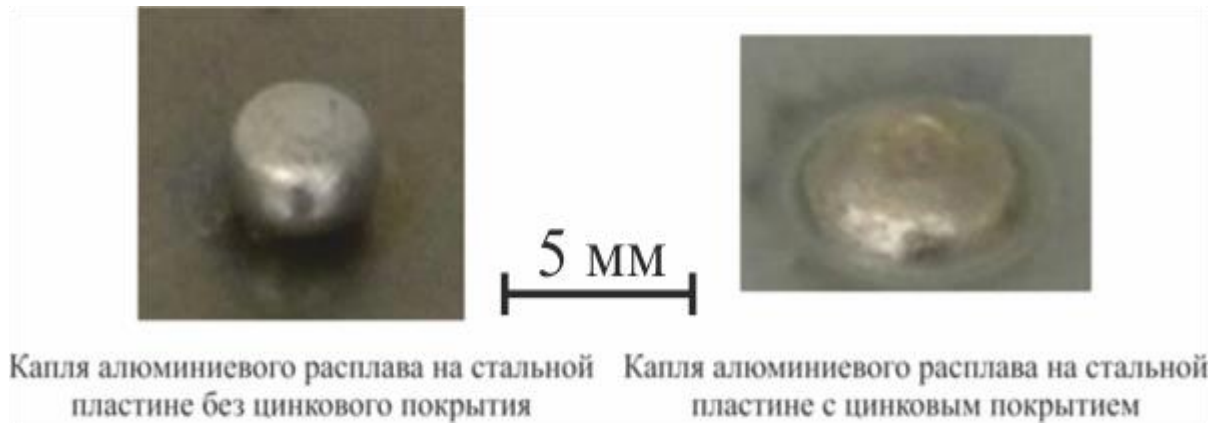


Рисунок 1.30.

Влияние промежуточного слоя из цинка на смачиваемость твердой стали алюминиевым расплавом [183].

Основное требование, предъявляемое к жидкофазным методам получения промежуточного алюминиевого слоя, заключается в ограничении тепловложения. При изготовлении качественных покрытий процессом алитирования за счет погружения образцов в ванну с алюминиевым расплавом необходим предварительный нагрев образцов, а для получения покрытий с толщиной несколько миллиметров, увеличение времени выдержки в ванне с расплавом, что, несомненно, сопровождается ростом интерметаллидов на границе раздела сталь-алюминий. Поэтому более предпочтительным является альтернативный процесс дугового алитирования по технологии «холодного каплепереноса» или «Cold Metal Transfer» (CMT), позволяющий ограничить рост интерметаллидов за счет регулирования тепловложения. В отличие от процесса классического каплепереноса, где перегретая жидкая капля попадает в сварочную ванну за счет электромагнитных сил и собственной массы, перенос материала в CMT процессе происходит после касания сварочной ванны жидкой каплей, образовавшейся на торце присадочной проволоки, за счет механических сил при ее движении в направлении обратном от сварочной ванны (рис.1.31).

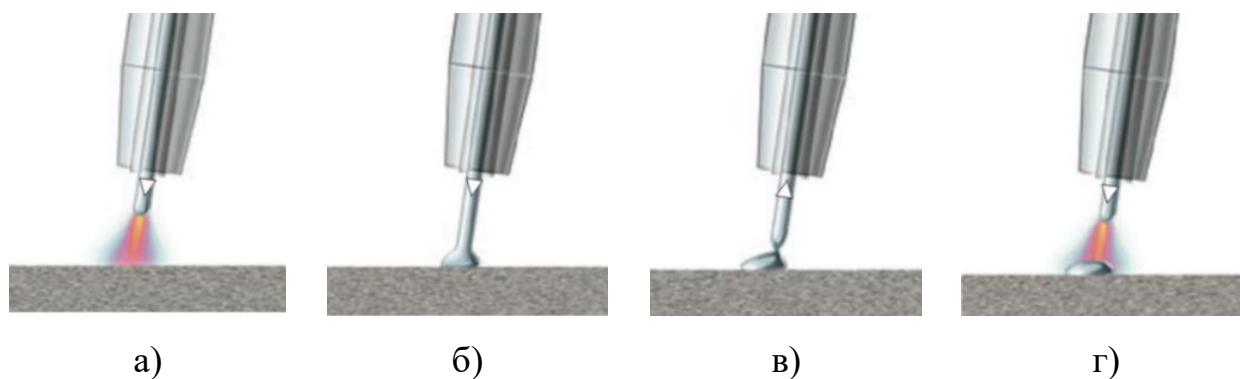


Рисунок 1.31.

Схема процесса «холодного каплепереноса» (СМТ): а – зажигание дуги и подведение присадочной проволоки к сварочной ванне; б – касание торца проволоки сварочной ванны; в – механическое движение проволоки в направлении от сварочной ванны и отделение капли; г – возобновление процесса.

Наиболее экономичным твердофазным методом нанесения на поверхность стали промежуточного слоя из алюминия в настоящее время считается процесс сварки взрывом. Высокая степень локализации пластической деформации, характерная для данного процесса, а также пластические свойства чистого алюминия обуславливают возможность применения процесса сварки взрывом для плакирования им поверхности стали и получения соединений, характеризующихся высокой адгезионной прочностью несмотря на вероятность присутствия тонкой прослойки интерметаллидов системы Fe_xAl_y как было показано ранее [234-236].

1.8 Постановка цели и задач работы

Из литературного обзора следует, что дисперсно-наполненные композиционные материалы на основе алюминия, олова или их сплавов обладают рядом ценных физических и технологических свойств. Введение в алюминиевые, оловянные сплавы армирующих частиц и модифицирующих добавок не только повышает модуль упругости и твердость сплавов, но и обеспечивает высокую износостойкость и низкие значения коэффициента

трения в широком диапазоне параметров нагружения по сравнению с традиционными материалами триботехнического назначения. Поэтому дисперсно-наполненные КМ на основе цветных сплавов являются весьма перспективными для применения в узлах трения с целью повышения работоспособности и долговечности машин и механизмов за счет уменьшения доли преждевременных отказов и увеличения их надежности вследствие роста несущей способности подшипников скольжения и уменьшения вероятности поломки в случае нештатных ситуаций.

С позиции достижения наиболее высоких характеристик КМ, содержащие в качестве наполнителей частицы SiC и TiC, а также модифицирующие добавки разной степени графитизации, представляют наибольший интерес, поскольку обладают лучшими механическими и триботехническими свойствами в сравнении с дисперсно-наполненными КМ, армированными фазами другого вида. Среди них, согласно литературным данным, высокая вероятность межфазного взаимодействия характерна для системы Al-SiC, Al-TiC. Главной особенностью КМ на основе олова является в ряде случаев неудовлетворительная смачиваемость наполнителя матричным расплавом, а также склонность к зональной ликвации вследствие значительной разницы в плотности матричного сплава и наполнителя.

Анализ литературных и патентных источников показал, что в настоящее время дисперсно-наполненные КМ на основе цветных сплавов изготавливают преимущественно в форме металлических конструкций с макрооднородной структурой. В тоже время, массогабаритные и экономические характеристики, сложность конструкций и необходимость проведения ремонтов узлов трения скольжения, в том числе и в условиях монтажа, выдвигают требования по нанесению покрытий из композиционных материалов и созданию функционально-градиентных слоистых композиций. Применение подобных композиций с повышенными триботехническими свойствами позволит уменьшить расход дефицитных антифрикционных сплавов, значительно сократит затраты на изготовление

узлов трения, а также предоставит возможность проведения восстановительных ремонтов в процессе их эксплуатации. Причем, наиболее перспективными для внедрения в промышленность являются способы получения функционально-градиентных слоистых композиций процессами дуговой и плазменно-порошковой наплавки, а также модифицирующей обработкой высококонцентрированными источниками энергии готовых изделий из КМ с целью повышения свойств рабочего поверхностного слоя.

Однако, на сегодняшний момент реализация высоких потенциальных возможностей применения дисперсно-наполненных композиционных материалов на основе цветных металлов в качестве рабочих покрытий трибоузлов сдерживается отсутствием комплексных научных исследований о закономерностях формирования структуры и свойств КМ, определяющих выбор перспективных технологий изготовления изделий из функционально-градиентных слоистых композиций, обладающих необходимыми физико-механическими и эксплуатационными свойствами. В частности:

- отсутствуют новые составы КМ на основе алюминия, олова и их сплавов для покрытий, обеспечивающие не только высокие эксплуатационные триботехнические свойства, но и технологичность для изготовления наплавочных материалов требуемой формы и стандартных размеров, а также возможность формирования бездефектных покрытий;

- отсутствуют опыт получения функционально-градиентных слоистых композиций, а также рекомендации по выбору схем, технологических параметров процессов наплавки и модифицирующей обработки, обеспечивающих сохранение наполнителя при отсутствии его дегградации;

- отсутствует опыт применения функционально-градиентных слоистых композиций и покрытий из композиционных материалов на основе алюминия, олова и их сплавов в условиях трения и износа.

Целью данной работы является разработка научных основ технологий формирования новых функционально-градиентных слоистых композиций и

покрытий из композиционных материалов на основе алюминия, олова и их сплавов, обладающих повышенными триботехническими свойствами.

Для ее достижения 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 процессов 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 новые составы КМ при изготовлении изделий, применяемых в конструкциях машин и механизмов.

Глава 2. ИСХОДНЫЕ МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

2.1 Составы исходных материалов

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

2.1.1 Матричные сплавы

В качестве матричных сплавов применяли чистый алюминий А99 (ГОСТ 11069), алюминиевые сплавы систем Al-Si-Mg, Al-Si-Cu, Al-Mg, Al-Cu-Mg, Al-Sn-Cu: АК7 (6-8 масс.% Si, <1,5 масс.% Cu, 0,2-0,6 масс.% Mn, 0,2-0,5 масс.% Mg, <0,5 масс.% Zn, <1,1 масс.% Fe, Al – остальное, ГОСТ 1583), АК9 (9-11 масс.% Si, ≤1 масс.% Cu, 0,2-0,4 масс.% Mg, 0,2-0,5 масс.% Mn, ≤0,3 масс.% Ni, ≤0,5 масс.% Zn, ≤1,3 масс.% Fe, Al-остальное, ГОСТ 1583), АК12 (10-13 масс.% Si, <0,6 масс.% Cu, <0,5 масс.% Mn, <0,1 масс.% Mg, <0,3 масс.% Zn, <0,7 масс.% Fe, <0,1 масс.% Ni, < 0,1 масс.% Ti, Al – остальное, ГОСТ 1583), АК12М2МгН (11–13 масс.% Si, 1,5–3 масс.% Cu, 0,3-0,6 масс.% Mn, 0,85–1,35 масс.% Mg, <0,5 масс.% Zn, 0,05–1,2 масс.% Ti, 0,3–1,3 масс.% Ni, <0,8 масс.% Fe, <0,2 масс.% Cr, <0,1 масс.% Sn, Al – остальное, ГОСТ 1583), АМг3 (0,5-0,8 масс.% Si, <0,1 масс.% Cu, 0,3-0,6 масс.% Mn, 3,2-3,8 масс.% Mg, <0,2 масс.% Zn, <0,5 масс.% Fe, Al - остальное, ГОСТ 4784), Д16 (<0,5 масс.% Si, 3,8-4,9 масс.% Cu, 0,3-0,9 масс.% Mn, 1,2-1,8 масс.% Mg, <0,25 масс.% Zn, <0,5 масс.% Fe, <0,15 масс.% Ti, Al – остальное, ГОСТ 4784-97), АО20-1 (17,5-22,5 масс.% Sn, 0,7-1,3 масс.% Cu, <0,7 масс.% Si, <0,7 масс.% Fe, <0,7 масс.% Mn, <0,2 масс.% Ti, <0,1 масс.% Ni, Al –

остальное, ГОСТ 4383), а также оловянные баббиты системы Sn-Sb-Cu: Б83 (10-12 масс.% Sb, 5,5-6,5 масс.% Cu, <0,5 масс.% Fe, <0,05 масс.% As, <0,05 масс.% Zn, <0,35 масс.% Pb, <0,05 масс.% Bi, <0,005 масс.% Al, Sn – остальное, ГОСТ 1320), SnSb8Cu4 (7-8 масс.% Sb, 3-4 масс.% Cu, <0,1 масс.% Fe, <0,1 масс.% As, <0,01 масс.% Zn, <0,35 масс.% Pb, <0,08 масс.% Bi, <0,01 масс.% Al, Sn – остальное, ISO 4381).

Алюминиевые сплавы АК7, АК9, АК12 и АК12М2МгН являются литейными силуминами, а АМг3 и Д16 относятся к группе термоупрочняемых деформируемых сплавов. Сплавы АО20-1 на основе алюминия, а также Б83 и SnSb8Cu4 на основе олова являются широко применяемыми в промышленности традиционными антифрикционными материалами. Лучшим сочетанием литейных свойств среди них характеризуются эвтектические силумины: сплавы АК12 и АК12М2МгН (табл.2.1). Значительное количество кремния (10-13 масс.%) в составе матричных сплавов увеличивает жидкотекучесть композиционных расплавов, что особенно важно при осуществлении жидкофазных процессов, таких как литье, сварка, наплавка. Важно отметить, что согласно [143-148, 237, 238] кремний подавляет интенсивное межфазное взаимодействие между алюминиевыми расплавами и армирующими частицами SiC, а также способствует снижению скорости диффузии алюминия и железа через двойные интерметаллиды системы Al-Fe занимая структурные вакансии в них.

Механические свойства выбранных в качестве матричных для КМ сплавов приведены в табл.2.2. Видно, что максимальный уровень механических характеристик характерен для термоупрочняемых деформируемых сплавов на основе алюминия (например, Д16). В тоже время высокопрочные силумины, к числу которых относится сплав АК12М2МгН, также обладают высокими механическими свойствами.

Таблица 2.1

Литейные свойства матричных сплавов КМ [239]

Марка сплава	ПЖ ¹⁾ , мм		ПЛУ ²⁾ , %	ПГ ³⁾ , мм	Герметичность ⁴⁾	
	пруток	спираль			Р(N ₂) ⁵⁾ , ГПа	Р(H ₂ O) ⁵⁾ , ГПа
AK7	340	760	1,0-1,2	<5	-	-
AK9	350	780	1,0-1,1	<5	-	-
AK12	420	820	0,9-1	<5	3	12, разрыв
AK12M2MgH	425	---	1,15	5,0	3	15, разрыв

¹⁾ – показатель жидкотекучести (температура заливки 973К);
²⁾ – полная литейная усадка;
³⁾ – показатель горячеломкости (критическая ширина кольца на пробе ВИАМ);
⁴⁾ – после старения при T=(573±10) К, t=(2-4) ч;
⁵⁾ – давление азота и воды.

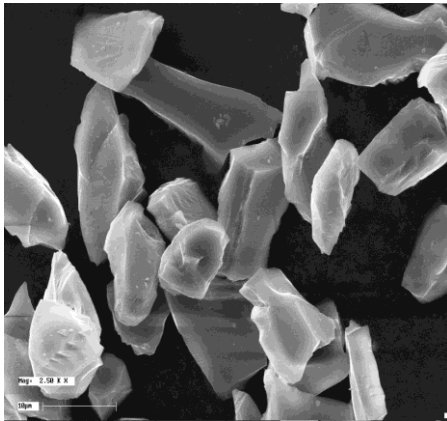
Таблица 2.2

Механические свойства матричных сплавов КМ [239-245]

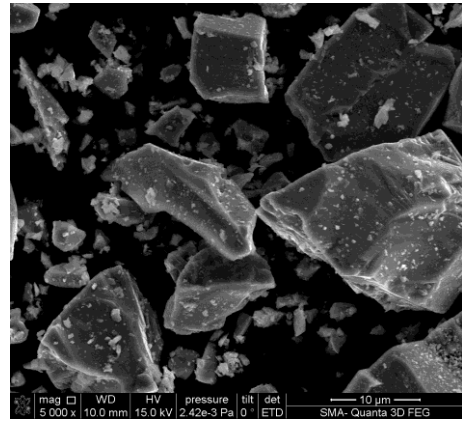
Марка сплава	Временное сопротивление разрыву (σ_B), МПа	Относительное удлинение (δ), %	Твердость по Бринеллю, НВ
AK7	157	1,0	60
AK9	157	1,0	60
AK12	147	2,0	50
AK12M2MgH	186	0,5	90
AMg3	175	13	45
Д16	245	12	42
АО20-1	-	-	30
Б83	-	-	27
SnSb8Cu4	-	-	18

2.1.2 Наполнители - армирующие частицы

Наполнителем микронного размера для КМ служили армирующие частицы: карбида кремния зеленого α -SiC, карбида титана TiC и оксида алюминия Al_2O_3 . Частицы карбида кремния (марка 64С ГОСТ 26327-84) имели гексагональную кристаллическую решетку и средний размер 14, 28 и 40 мкм, частицы оксида алюминия имели средний размер 40 мкм, частицы карбида титана, изготовленные химическим гидридно-кальциевым способом на предприятии ООО «Метсинтез» (д.т.н. А.В. Касимцев), имели средний размер 15-20, ≤ 40 , 40-100 мкм (рис.2.1). Химический состав исходных карбидных порошков по данным рентгенофазового анализа приведен в табл.2.3.



а)



б)

Рисунок 2.1

Порошки карбида кремния (а) и карбида титана (б) в исходном состоянии.

Таблица 2.3

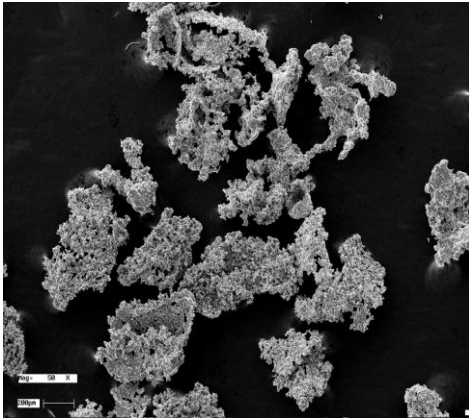
Химический состав порошков SiC и TiC
по данным рентгенофазового анализа.

Состав порошка	Фаза и ее содержание, об.%					
	SiC	TiC	Si	SiO ₂	С, общий	С, свободный
SiC	96,26	-	1,87	1,87	-	-
TiC	-	98,87	-	-	0,78	0,75

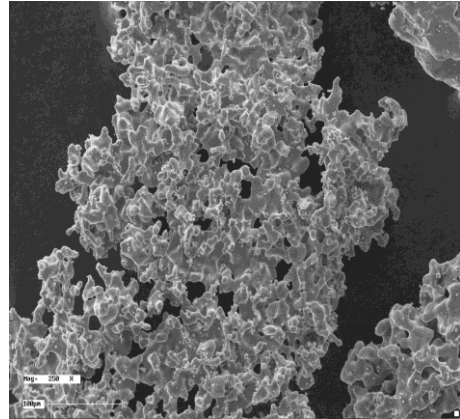
Наряду с керамическими частицами в матричные расплавы вводили порошки графита, серебристого графита и титана марки ТПП 5 (ТУ 1794-449-05785388-99). Частицы графита имели средний размер 15 мкм. Порошок серебристого графита со средним размером 100-400 мкм вводили в КМ в качестве сухой смазки. Введение титана в матричный расплав приводит к химическому взаимодействию с алюминием по реакции (2.6), сопровождающейся экзотермическим эффектом [246, 247]. Локальное увеличение температуры композиционного расплава вследствие экзотермического эффекта химической реакции создает градиент температуры в композиционном расплаве и способствует улучшению смачиваемости частиц керамики, что приводит к более прочной межфазной связи матрица-наполнитель, тем самым обеспечивая высокий уровень свойств КМ [247, 248]. В результате этой реакции происходит образование интерметаллида алюминий-титан (Al_xTi_y) непосредственно в матричном расплаве (так называемый *in-situ* процесс) [249, 250]. Интерметаллидные фазы, сформированные *in-situ*, характеризуются высоким уровнем связи по поверхностям раздела вследствие малого несоответствия кристаллических решеток новых фаз и матрицы, а также высокой термической стабильностью. Наличие в матрице КМ дисперсных частиц разной природы и размера (полиармирование) открывает дополнительные возможности в целенаправленном регулировании свойств КМ и позволяет усилить эффект армирования и обеспечить высокий уровень механических и специальных свойств КМ.

Частицы титана (рис.2.2) имели размер ≤ 100 и 630-1000 мкм и развитую поверхность, что способствовало улучшению доступа матричного расплава к частицам титана и уменьшало время, необходимое для завершения протекания экзотермических реакций образования интерметаллидов алюминий-титан. Кроме того, благодаря губчатой морфологии поверхности частиц титана их можно применять в качестве порошка-носителя при

получении полиармированных КМ, тем самым обеспечивая лучшую равномерность распределения наполнителя в матрице КМ.



а)



б)

Рисунок 2.2

Порошок титана в исходном состоянии.

2.1.3 Наполнители - модифицирующие частицы

В качестве наполнителей, оказывающих модифицирующее влияние на матричные сплавы КМ, применяли субмикронные неметаллические частицы бора, карбида бора (B_4C), а также углеродсодержащие наноматериалы. Согласно литературным данным, применение модификаторов способствует кристаллизации структурных составляющих, характеризующихся округлой равноостной формой, значительному их измельчению и равномерному распределению по всему объему матрицы. Модификаторы первого рода — поверхностно-активные - избирательно адсорбируются на гранях зародышей, замедляют рост зерен и препятствуют их слиянию. Модификаторы второго рода увеличивают число центров кристаллизации, уменьшая работу образования зародышей [251, 252].

Модифицирующая способность субмикронных и нанодобавок основана на их большом энергетическом потенциале и огромной удельной поверхности, позволяющей при незначительных концентрациях частиц перекрыть всю площадь границ раздела в расплаве и служить барьерами на поверхности растущих кристаллов. Дополнительным преимуществом

применения подобных модификаторов является возможность инокулировании расплавов нанофазами, т.е. образование искусственных центров кристаллизации [253].

Частицы бора и карбида бора, изготовленные по ТУ 113-12-132-83, имели размер соответственно менее 0,5 и 1 мкм (рис.2.3).

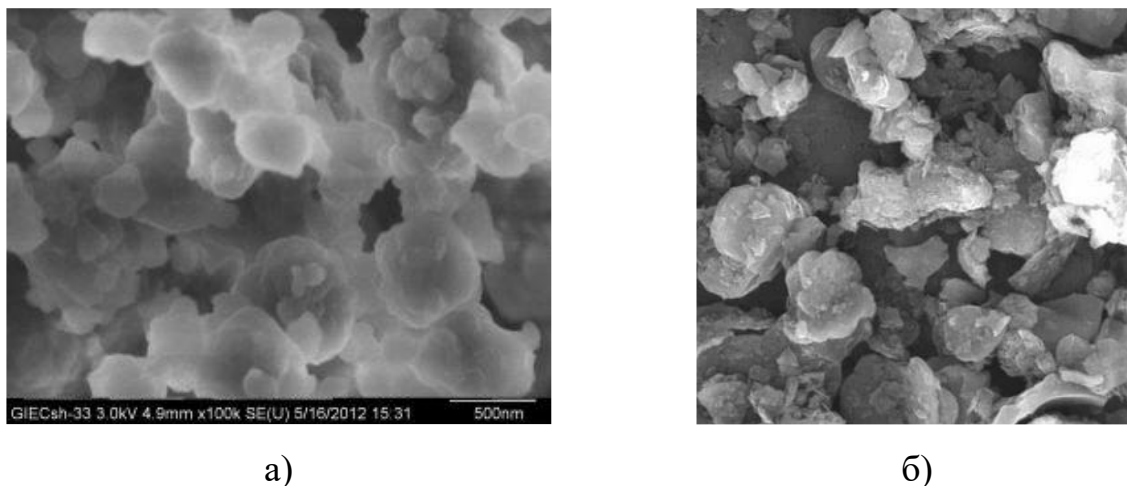


Рисунок 2.3

Порошки бора (а) и карбида бора (б) в исходном состоянии.

Углеродные нанотрубки (далее УНТ) изготавливали в ВлГУ (д.т.н. В.Е. Ваганов). Многослойные углеродные нанотрубки (далее УНТ-П) были синтезированы методом каталитического пиролиза смеси пропан-бутан на катализаторе NiO/MgO при температурах 873-923 К. Изготовленные УНТ-П представляли собой длинные полые волокна диаметром 30-40 нм и длиной 1-3 мкм, сформированные графеновыми плоскостями, ориентированными по отношению к продольной оси волокна (рис.2.4). Общий объем примесей в УНТ-П, в том числе остаточный катализатор - аморфный углерод, не превышал 5 масс. %; насыпная плотность не превышала 400 кг/м³, удельная геометрическая поверхность не более 190 м²/г, а термостабильность до 873 К.

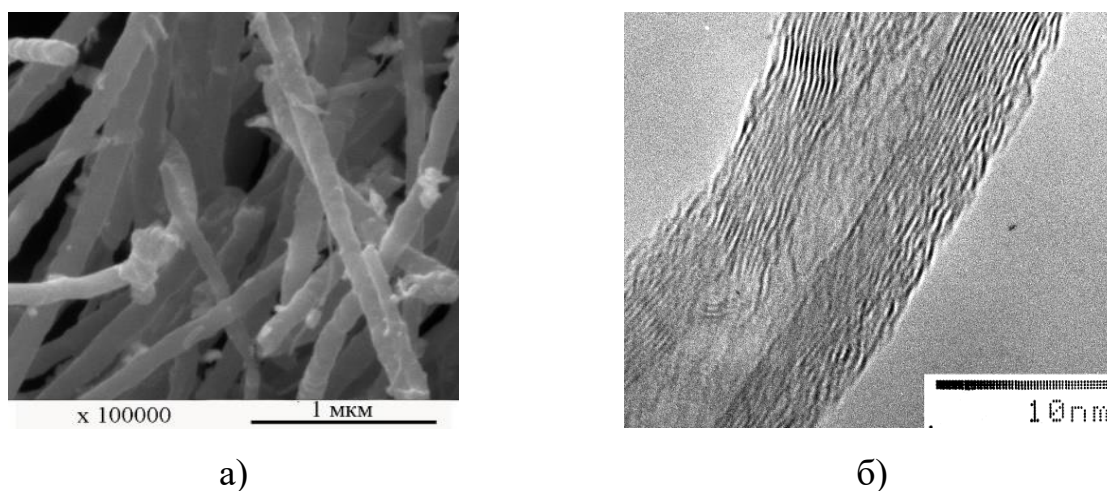


Рисунок 2.4

Многослойные углеродные нанотрубки (УНТ-II):
растровая (а) и просвечивающая (б) электронная микроскопия.

Как было показано в Гл.1 одним из необходимых условий эффективного применения углеродсодержащих структур в качестве модификаторов металлических материалов является не только равномерное распределение наполнителя в объеме упрочняемого материала, но достаточный уровень адгезии. Поэтому для увеличения уровня адгезионной связи матричного оловосодержащего материала с графеновыми поверхностями углеродных нанотрубок, а также дополнительного упрочнения сформированной интерметаллидной γ -фазы (Cu_3Sn) в качестве наполнителя были апробированы модифицированные УНТ с функционализированной медью поверхностью. Причем различные технологии модифицирования обеспечивали существенные отличия по структурно-морфологическим особенностям и химическому составу таких модификаторов.

На рис.2.5 приведены фотографии, полученные средствами растровой электронной микроскопии, модифицированных углеродных нанотрубок (далее УНТ-С), изготовленные прямым синтезом на поверхности медного порошка размером 5-10 мкм в отсутствие каталитических частиц при температуре 873-923 К по технологии разработанной авторами [254, 255]. В

качестве углеродосодержащего газа, обеспечивающего максимально активный рост углеродных структур, применялся ацетилен. Причем обязательным условием для синтеза УНТ-С являлось присутствие водорода в объеме камеры. На поверхности частично оплавленных и спекшихся порошинок меди в виде темных облаков присутствуют скопления УНТ-С, характеризующихся тубулярной формой и имеющих средний диаметр 20-30 нм и длину 3-5 мкм.

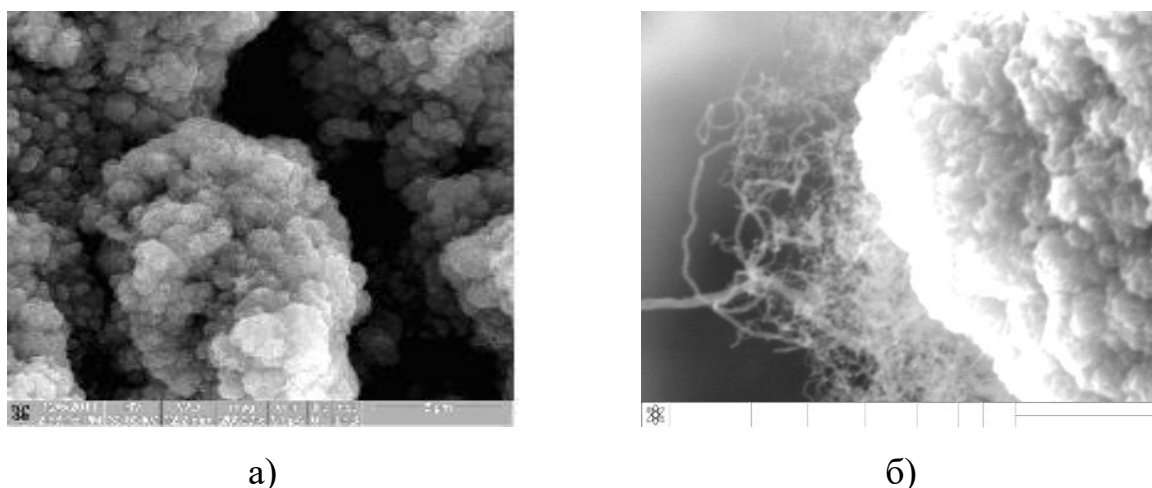


Рисунок 2.5

Модифицированные углеродные нанотрубки (УНТ-С),
полученные прямым синтезом на поверхности медного порошка:
общий вид (а), изображение единичной УНТ-С (б).

Газофазная функционализация термическим разложением формиата меди на поверхности УНТ-П, полученных методом каталитического пиролиза смеси пропан-бутан на катализаторе NiO/MgO, позволяла синтезировать углеродные нанотрубки (УНТ-М) диаметром 30-40 нм и длиной 1-3 мкм с поверхностью, декорированной субмикронными частицами (рис.2.6). Согласно данным рентгенофазового анализа основным компонентом в составе таких субмикронных частиц является медь (более 98 масс.%), содержание закиси (Cu_2O) и окиси (CuO) меди не превышает 2 масс.% [256, 257].

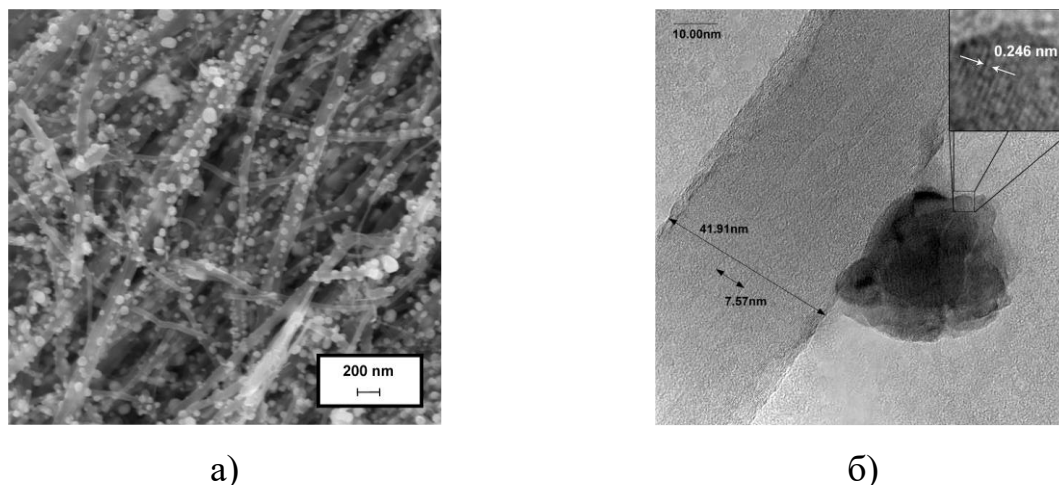


Рисунок 2.6

Модифицированные углеродные нанотрубки (УНТ-М), полученные термическим разложением формиата меди на поверхности УНТ-П в среде аргона: общий вид (а), изображение единичной УНТ-М (б).

Другим углеродсодержащим материалом, опробованным в качестве модификатора, были природные наполнители из модифицированных шунгитовых пород (далее МШП) (рис.2.7).

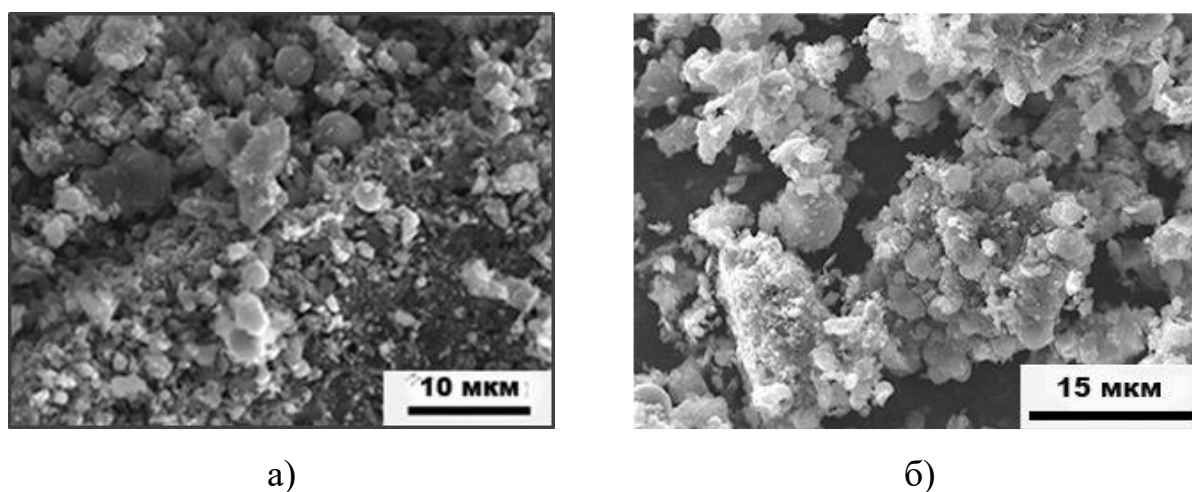


Рисунок 2.7

Модифицированная шунгитовая порода (МШП).

Исходным сырьем являлась шунгитовая порода, добываемая ООО НПК "Карбон-шунгит" и соответствующая ТУ 88-003-90. В результате твердофазных реакций, в том числе каталитически инициированных, между

микро- и нано-размерными порообразующими минералами (кварц, слюда) и некристаллическим углеродом (шунгитом), проводимых в Институте геологии Карельского НЦ РАН (д.г.-м.н. В.В. Ковалевский), в МШП увеличивалось содержание углерода в форме гиперфуллереновых (полых сферических или эллипсоидных частиц, образованных плавно изогнутыми пакетами углеродных слоев) структур, а также наноразмерных волокон и частиц SiC (табл.2.3).

Таблица 2.3

Состав модифицированной шунгитовой породы
по данным рентгенофазового анализа

Фаза	Содержание, об.%
Некристаллический углерод	36
Кварц	3,5
Кристобалит	2
Карбид кремния (SiC)	29
Силицид железа (Fe ₃ Si)	23,5
Пироксен	6

2.2 Методы исследований структуры

Исследования структуры литых, наплавленных и модифицированных КМ проводили с использованием световых микроскопов Neophot, БИОМЕД MMP-2, Axiovert 200 (Carl Zeiss) и Leika DMILM, укомплектованных цифровыми камерами, а также растровых электронных микроскопов Helios NanoLab 660, TESCAN VEGA, Leo 430i и FEI Quanta 3D FEG, оснащенных приставками для проведения рентгеноспектрального микроанализа.

Подготовку образцов к проведению исследований их структуры осуществляли механическим способом процессом шлифования на наждачной водостойкой бумаге разной зернистости (номера наждачной бумаги P400-P800-P1500-P2000-P2500), механическим полированием поверхности шлифа

суспензией окиси хрома Cr_2O_3 (паста ГОИ №2 согласно ТУ 6-18-36-85) в воде с доводкой шлифа полированием поверхности на алмазной пасте (размер частиц алмаза менее 0,1 мкм). Проведение последней операции необходимо для получения высококачественных шлифов исключительно в КМ, состоящих из пластической матрицы и высокопрочных дисперсных армирующих частиц. Структуру образцов исследовали в исходном состоянии и после травления. Для травления применяли реактив 10мл $\text{HF}(40\%)$ – 15мл HCl (конц.) – 90 мл H_2O , а также 20% спиртовой раствор азотной кислоты, позволяющий выявлять элементы структуры диффузионной зоны на границе раздела в биметаллических сталеалюминиевых композициях. После обработки поверхности шлифов реактивом образцы промывали водой, 3% раствором HNO_3 в воде и снова водой.

Фазовый состав определяли на дифрактометре ДРОН-3М. Элементный состав образцов определяли химическим анализом. Проводили фрактографические исследования изломов образцов.

Для анализа и обработки изображений микроструктур применяли программные продукты Qwin и ImageJ. Размер структурно-фазовых составляющих и однородность распределения наполнителя в матрице количественно оценивали несколькими методами, базирующимися на обработке данных металлографического анализа: среди них расчет величины зерна согласно ГОСТ 5639-82, метод случайных точек Глаголева, метод хорд Спектора, метод Салтыкова определения среднего размера аггломераций, метод равноячейстого разбиения и оцифровывания фотоизображений структур, метод мозаик Дирихле и др. [258-265]. Последний метод считают наиболее достоверным [264]. Сущность метода мозаик заключается в построении вокруг каждой армирующей частицы ячейки в форме многоугольника, ограничивающего область, прилегающую к данной частице. Стороны ячеек образованы перпендикулярами к середине отрезков, соединяющих центры соседних частиц (рис.2.8). Построенные таким образом

мозаики подвергают компьютерной обработке с целью определения площади каждой ячейки (A_i), среднего значения площадей ячеек (\bar{A}) и дисперсии V :

$$V = \frac{1}{n} \cdot \sum_{i=1}^n (A_i - \bar{A})^2, \quad (2.1)$$

где n – число ячеек.

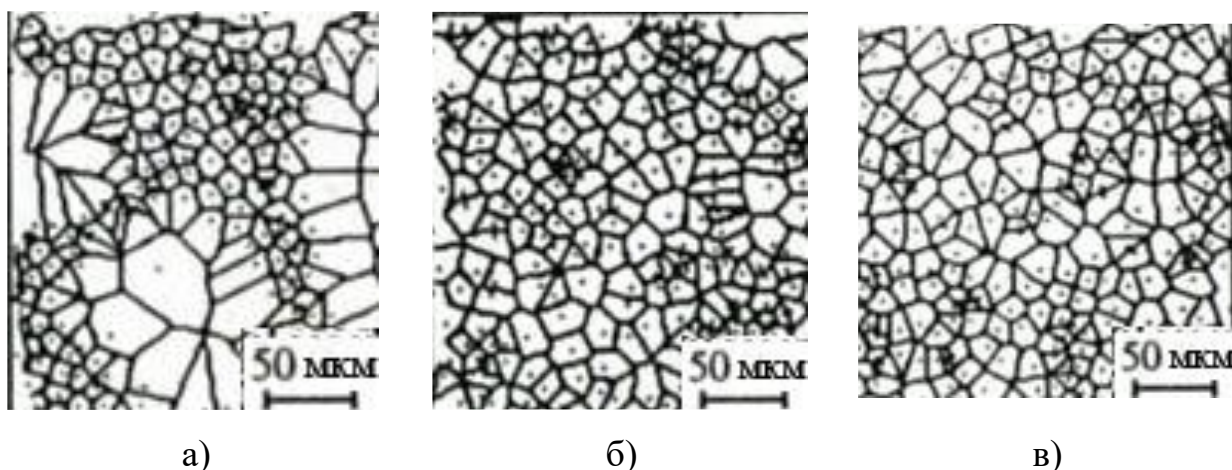


Рисунок 2.8

Оценка однородности распределения наполнителя в матрице КМ

по методу мозаик Дирихле [263, 264]:

а) сильно кластеризованная структура ($P > 1$);

б) слегка регулярная структура ($0,5 < P < 1$);

в) регулярная в значительной степени структура ($P < 0,5$).

На базе произведенных измерений с помощью метода Монте-Карло определяют случайное распределение ячеек по размерам. Сравнивают реальную картину распределения частиц и результаты статистического моделирования. Для этой цели применяют параметр кластеризации P .

$$P = \frac{V}{V_r}, \quad (2.2)$$

где V_r – дисперсия значений площадей для картины случайного распределения.

В результате такого сравнения однородность распределения наполнителя в матрице может быть определена как [263, 264]:

- а) сильно кластеризованная ($P > 1$);
- б) слегка регулярная ($0,5 < P < 1$);
- в) регулярная в значительной степени ($P < 0,5$).

Оценку диффузионной зоны, образующейся на границе раздела сталь-алюминий в функционально-градиентных слоистых композициях проводили по следующим параметрам [184]:

- стехиометрический состав интерметаллидов в диффузионной зоне;
- толщина интерметаллидного слоя: минимальная (h_{\min}), средняя (h_{cp}) и максимальная (h_{\max});
- сплошность интерметаллидного слоя (K), характеризующая наличие или отсутствие интерметаллидов Fe-Al на протяжении всей границы сталеалюминиевого соединения;

Сплошность и толщину образующейся интерметаллидной фазы, относящиеся к числу количественных среди указанных характеристик, определяли по схеме, представленной на рис.2.9.

При дискретном характере распределения интерметаллидов в диффузионной зоне относительную протяженность интерметаллидной фазы определяли по формуле:

$$K = \frac{\Sigma l}{L} \cdot 100\% , \quad (2.3)$$

где Σl , мкм – суммарная длина диффузионной зоны, занимаемая интерметаллидной фазой на исследуемом участке шлифа; L , мкм – длина исследуемого участка шлифа.

Максимальные и минимальные толщины интерметаллидного слоя измеряли для каждого участка на фотографиях микроструктуры. Среднюю толщину интерметаллидного слоя определяли через отношение площади к суммарной длине диффузионной зоны, занимаемой интерметаллидной фазой на исследуемом участке шлифа:

$$h_{cp} = \frac{S}{\Sigma l}, \quad (2.4)$$

где h_{cp} , мкм – средняя толщина диффузионного слоя; S , мкм² – площадь диффузионной зоны, занимаемой интерметаллидной фазой, определенная программным способом.

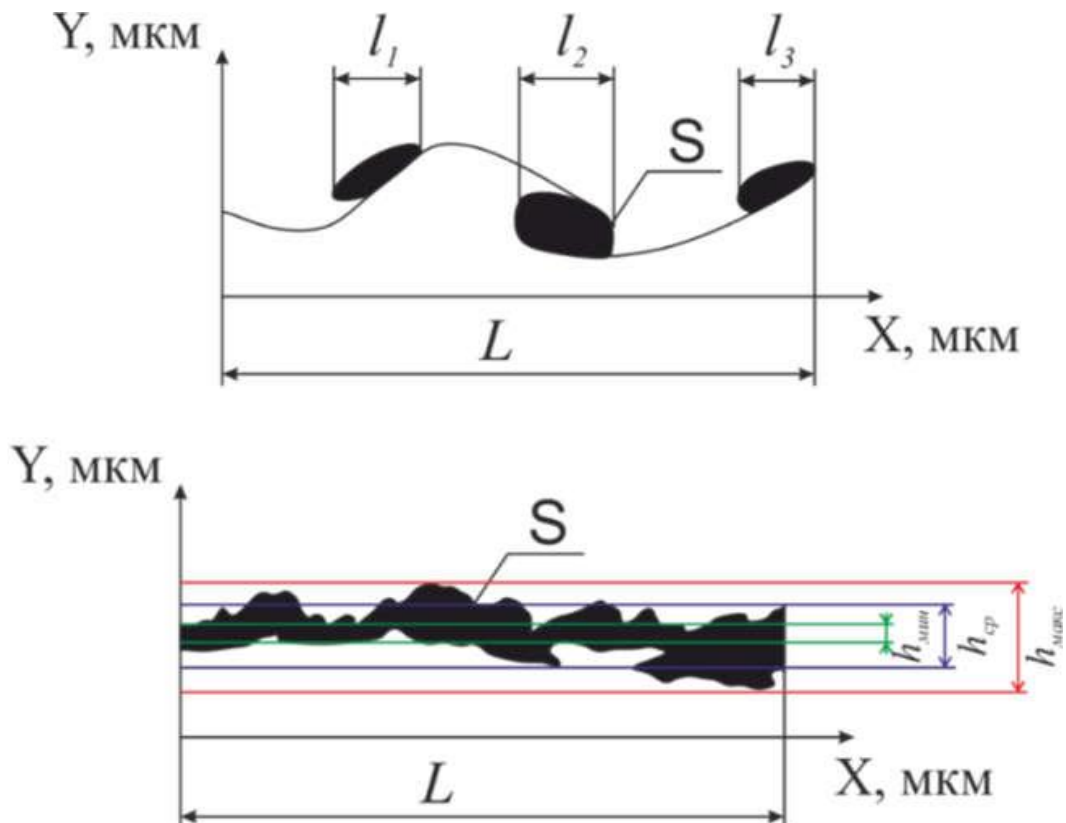


Рисунок 2.9

Схемы измерения параметров интерметаллидного слоя на границе раздела сталь-алюминий в функционально-градиентных слоистых композициях

2.3 Определение физических характеристик образцов

Основными физическими характеристиками материалов, во многом определяющих их эксплуатационные свойства, являются плотность и пористость. Поэтому для разработанных и изготовленных КМ проводили оценку указанных характеристик. Знание исходных компонентов и составов КМ позволяло путем измерения плотности определять пористость, от

которой, в свою очередь, зависят многие другие характеристики материалов, в первую очередь механические.

Если образец исследуемого материала имеет правильную геометрическую форму, то, определяя путем взвешивания массу и рассчитывая, используя линейные измерения, объем можно с достаточной точностью определить его плотность. Однако, в большинстве случаев определение объема тела путем измерения линейных размеров весьма затруднительно. Поэтому количественную оценку плотности осуществляли гидростатическим взвешиванием образцов по ГОСТ 15139. Данный метод измерения плотности (объемной массы) твердых формованных изделий (стержни, бруски, трубки и т.д.) основан на законе Архимеда, и обеспечивает точность измерения до 0,1%. Предварительно на аналитических весах ВЛР 200 (II класс точности по ГОСТ 24104) с дискретностью измерений 0,001 г. определяли массу одинаковых объемов испытуемого вещества на воздухе (M) и в жидкости (m) известной плотности в качестве которой применяли дистиллированную воду. Значение кажущейся плотности определяли согласно формуле:

$$\rho = \frac{M}{M - m} * \rho_{ж}, \quad (2.5)$$

где M – масса тела на воздухе, m – масса тела в жидкости, $\rho_{ж}$ – плотность жидкости.

2.4 Определение механических характеристик образцов

Для оценки поведения образцов при деформировании и качества межфазной связи в образцах из разработанных КМ проводили испытания на статическое сжатие (ГОСТ 25.503). Испытания осуществляли на установке Instron 3382 при скорости нагружения 1 мм/мин и максимальной нагрузке 100 кН. Образцы для испытаний имели цилиндрическую форму (диаметр d=6 мм, высота h=9 мм). Для уменьшения погрешности измерений

механических характеристик проводили испытания не менее 3-х образцов одного состава.

Измеряли твердость и микротвердость образцов. Измерения твердости по Бринеллю - НВ проводили по ГОСТ 9012 на приборе Wilson Wolpert 930N путем вдавливания индентора (стального шарика диаметром 2,5 мм) при нагрузке 620 Н в течение 15 с. Выбор размера индентора и величины нагрузки обусловлен необходимостью получения отпечатка на поверхности шлифа, занимающего площадь, содержащую не менее 5-8 армирующих частиц, что позволяет оценивать эффект армирования.

Измерения микротвердости (твердость по Виккерсу – HV) проводили по ГОСТ 9450 на приборах WHV-CCD и DuraScan 70 путем вдавливания индентора (алмазной пирамидки с квадратным основанием противоположные стороны которой сходятся в вершине под углом 136°) при нагрузке 0,5 Н в течение 10 с. Измерения величины микротвердости позволяют оценивать упрочнение матрицы вследствие применения модифицирующих наполнителей, размеры диффузионной зоны, формирующейся на границе раздела подложка-покрытие, а также получить количественные данные о характеристиках интерметаллидов, образующих диффузионную зону в функционально-градиентных сталеалюминиевых композициях, и свойствах поверхностных слоев материала при модифицировании, нанесении покрытий и трении.

Для уменьшения погрешности измерений твердости и микротвердости выполняли не менее 10 замеров на каждом участке.

Оценку адгезионной прочности наплавленных покрытий из КМ, характеризующую уровень свойств функционально-градиентных слоистых композиций, проводили по результатам испытаний по схемам: на отрыв и на срез согласно РД 31.28.09 и ОСТ 92.8629 соответственно (рис.2.10, рис.2.11). Выбор данных схем испытаний обусловлен их широким применением в промышленности при изготовлении биметаллических конструкций узлов трения и композиционных биметаллических материалов [226, 266].

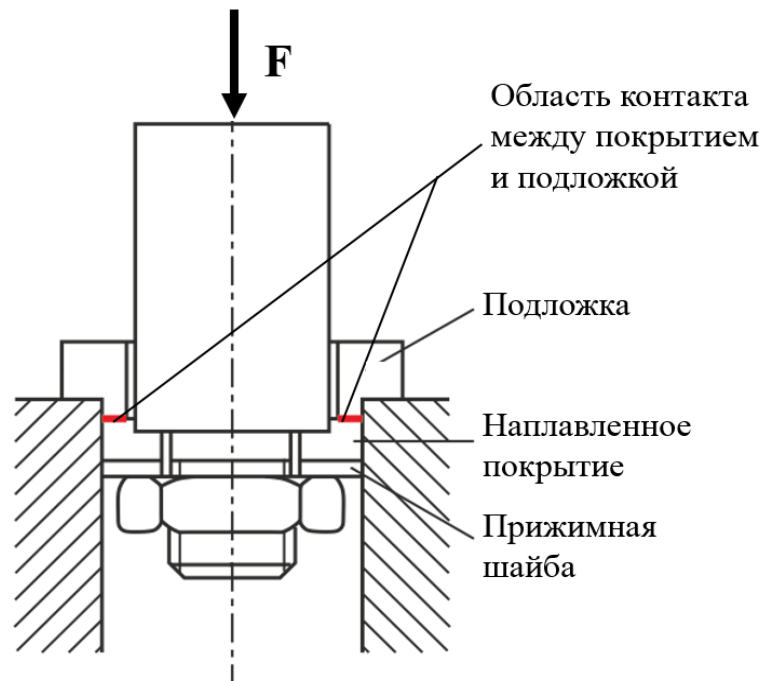


Рисунок 2.10

Схема испытания адгезионной прочности на отрыв наплавленных покрытий [226]

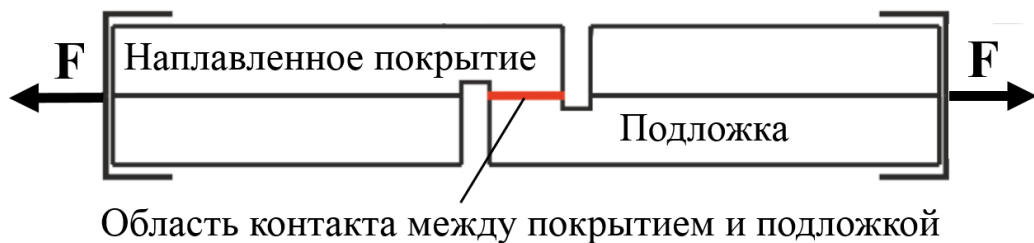


Рисунок 2.11

Схема испытания адгезионной прочности на срез наплавленных покрытий [266]

При реализации выбранных схем на разрывной машине 2054 р-5 нагрузка прикладывалась ступенчато при скорости перемещения захватов 2 мм/мин. Значение нагрузки регистрировали в момент разрушения образцов, которое может происходить как по границе раздела, так и по менее прочному материалу системы КМ/промежуточный слой/подложка. Величину адгезионной прочности определяли из соотношения:

$$\sigma_{адг.} = \frac{F}{S}, \quad (2.6)$$

где F , N – приложенная нагрузка, приводящее к отслаиванию покрытия от подложки или разрушению материала; S – площадь контакта между покрытием и подложкой, отмеченного на рис.2.10 и 2.11.

2.5 Определение упругих характеристик образцов

В качестве неразрушающего метода оценки упругих характеристик образцов (модуля Юнга, модуля сдвига, коэффициента Пуассона) применяли лазерный оптико-акустический метод (далее - ЛОАМ) разработанный и развитый д.ф.-м.н. А.А. Карабутовым и к.ф.-м.н. Н.Б. Подымовой (МГУ им. М.В. Ломоносова). Метод основан на лазерном термооптическом возбуждении зондирующих широкополосных ультразвуковых импульсов продольных и сдвиговых акустических волн в спектральном диапазоне 0,2-50 МГц, измерении фазовых скоростей этих волн и акустического импеданса образцов, и сравнении результатов с расчетным значением, полученным с использованием теоретической модели распространения акустических волн в двухфазной среде [267-270]. Основное преимущество ЛОАМ перед традиционными ультразвуковыми методами заключается в возможности эффективного лазерного возбуждения мощных зондирующих акустических импульсов субмикросекундной длительности. Это позволяет осуществлять диагностику структуры и проводить измерение механических и акустических параметров для сильно поглощающих и рассеивающих ультразвук материалов, к числу которых относятся исследуемые в работе КМ.

Поскольку плотность и скорость акустических волн в покрытии уменьшаются с увеличением объемной закрытой пористости [271], сравнение фактических значений акустического импеданса изготовленных функционально-градиентных слоистых композиций с теоретически рассчитанными значениями для материала покрытия, характеризующегося отсутствием несплошностей в виде пор, позволяет определить наличие и

оценить значение пористости в сформированных покрытиях. Расчётное значение акустического импеданса (Z_c) наплавленных покрытий определяли с использованием теоретической модели распространения продольных акустических волн в двухфазной среде согласно [268, 270]:

$$Z_c = C_c * \rho_c, \quad (2.7)$$

где C_c – фазовая скорость продольных акустических волн в наплавленном композиционном покрытии, ρ_c – плотность композиционного покрытия.

Модуль Юнга, модуль сдвига, коэффициент Пуассона для исследуемых функционально-градиентных слоистых композиций рассчитывали по измеренным значениям плотности образцов и фазовых скоростей продольных и сдвиговых акустических волн в них с использованием известных соотношений между упругими постоянными и фазовыми скоростями акустических волн для изотропного твёрдого тела [270].

Качество адгезии покрытия к подложке определяли по результатам сравнения измеренного коэффициента отражения ультразвукового импульса от границы раздела подложка-покрытие с его теоретическим значением, полученным для соответствующего расчетного акустического импеданса покрытия и известного импеданса металлической подложки из низкоуглеродистой стали $Z_{ст} = 46,8 \times 10^6$ кг/(м² с) [272].

Для возбуждения ультразвуковых импульсов использовалось излучение основной гармоники импульсного Nd:YAG лазера с диодной накачкой с модуляцией добротности, которое по оптоволоконному кабелю передавалось в специально разработанный лазерно-ультразвуковой преобразователь [270]. В этом преобразователе происходило термооптическое возбуждение зондирующих ультразвуковых импульсов и пьезоэлектрическая регистрация ультразвуковых импульсов, отраженных от поверхности образцов. Для записи и цифровой обработки этих импульсов использовали двухканальный скоростной цифровой осциллограф типа Tektronix. Математическую обработку всех сигналов осуществляли на

персональном компьютере с использованием специально разработанного программного обеспечения.

Данный метод не требователен к форме и размерам исследуемых образцов. Толщина образцов может составлять (0,1-70) мм, локальность измерений в поперечном направлении (1-2) мм, максимальная относительная погрешность определения модуля Юнга (E) составляет 6%, модуля сдвига (G) – 4%, коэффициента Пуассона (ν) – 5%.

Преимуществом ЛОАМ является отсутствие необходимости измерений габаритов (или объема) и массы покрытия для определения его возможной пористости, в отличие от метода гидростатического взвешивания. Другим преимуществом является отсутствие необходимости отделения покрытия от подложки и возможность учета шероховатости покрытия при измерениях акустического импеданса.

2.6 Обеспечение для математического моделирования процесса дуговой наплавки

Моделирование термического воздействия процесса дуговой наплавки на образец проводилось в программном комплексе «СВАРКА» (далее ПК «СВАРКА»), разработанном на кафедре «Технологии сварки и диагностики» МГТУ им. Н.Э. Баумана. Данный комплекс позволяет осуществить компьютерное моделирование физических процессов, происходящих в металлах при сварке или наплавке [273]. Расчеты значений требуемых величин в ПК «СВАРКА» проводятся методом конечных элементов, который в настоящее время признан одним из наиболее эффективных для компьютерного моделирования [274].

Исходными данными для проведения расчетов тепловых процессов в ПК «СВАРКА» являлись [273]:

- геометрические параметры объекта моделирования;

- таблица соответствий между номерами элементов и номерами материалов, заполняющих элементы объекта моделирования;
- таблицы теплофизических свойств материалов объекта моделирования;
- параметры тепловых нагрузок источника нагрева;
- граничные условия объекта моделирования для температурной задачи;
- вспомогательные параметры, определяющие порядок выполнения расчетов.

Геометрическая модель объекта при моделировании процесса дуговой наплавки задается в виде единого тела, которое в случае формирования композиционных покрытий с матрицами из цветных сплавов на стальных основаниях может состоять из различных материалов (рис.2.12).

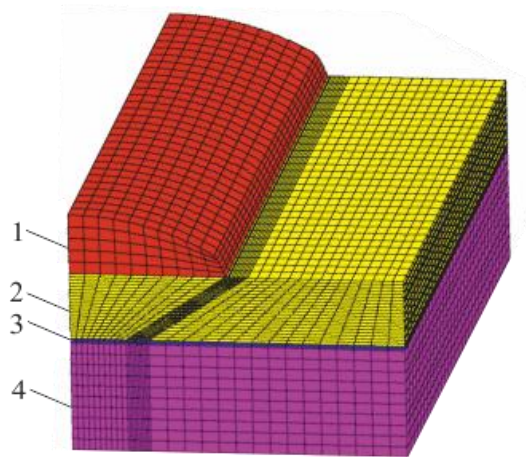


Рисунок 2.12.

Пример созданного в ПК «СВАРКА» конечноэлементного объекта:
 1 – наплавленный валик из алюмокремниевого сплава; 2 – алюминиевый промежуточный слой; 3 – диффузионный слой на границе раздела сталь-алюминий; 4 – стальная подложка.

Каждому конечному элементу геометрической модели объекта присваивается соответствующий номер материала, определяющий его свойства. Конечные элементы, которые заполняются материалом в процессе моделирования, например, наплавляемый валик, получают отрицательные значения номера и, таким образом, при расчете отличаются от основного

материала. Причем при наплавке валика заполнение соответствующих элементов происходит следующим образом: теплота от источника энергии расходуется как на нагрев основного металла, так и на нагрев валика до тех пор, пока температура ячейки не достигнет значения температуры плавления наплавляемого материала. В этот момент отрицательный комбинированный номер преобразуется в положительный внутренний – соответственно элемент включается в расчет [275].

Для повышения точности решения тепловой задачи при моделировании в базу данных ПК «СВАРКА» добавляли зависимости теплофизических свойств (теплопроводности и теплоемкости единицы массы вещества при постоянных давлении и объеме) отсутствующих в ней исследуемых материалов от температуры нагрева (табл.2.4).

Таблица 2.4.

Теплофизические свойства алюминия марки АД1 и стали 20
в зависимости от температуры нагрева [276, 277]

Температура нагрева, К	Теплопроводность (λ), Вт/(м·К)		Теплоемкость (С), Дж/(кг·К)	
	АД1	Сталь 20	АД1	Сталь 20
300	237	58	903,7	461
400	240	53	951,3	504
500	236	-	991,8	-
600	230	48	1036,7	586
700	225	-	1090,2	-
800	218	42	1153,8	691
900	210	-	1228,2	-
933,6	208	-	1255,8	-
933,7	98,1	-	1176,7	-
1000	100,6	34	1176,7	512
1200	106,4	27	1176,7	673

Параметрами тепловых нагрузок источника нагрева являются: скорость движения, мощность, распределение вдоль и поперек шва, а также наличие и марка наплавочного материала. Кроме того, ПК «СВАРКА» предусматривает при необходимости введение через диалоговую панель условий окружающей среды на границе образца и траектории движения источника нагрева (рис.2.13).

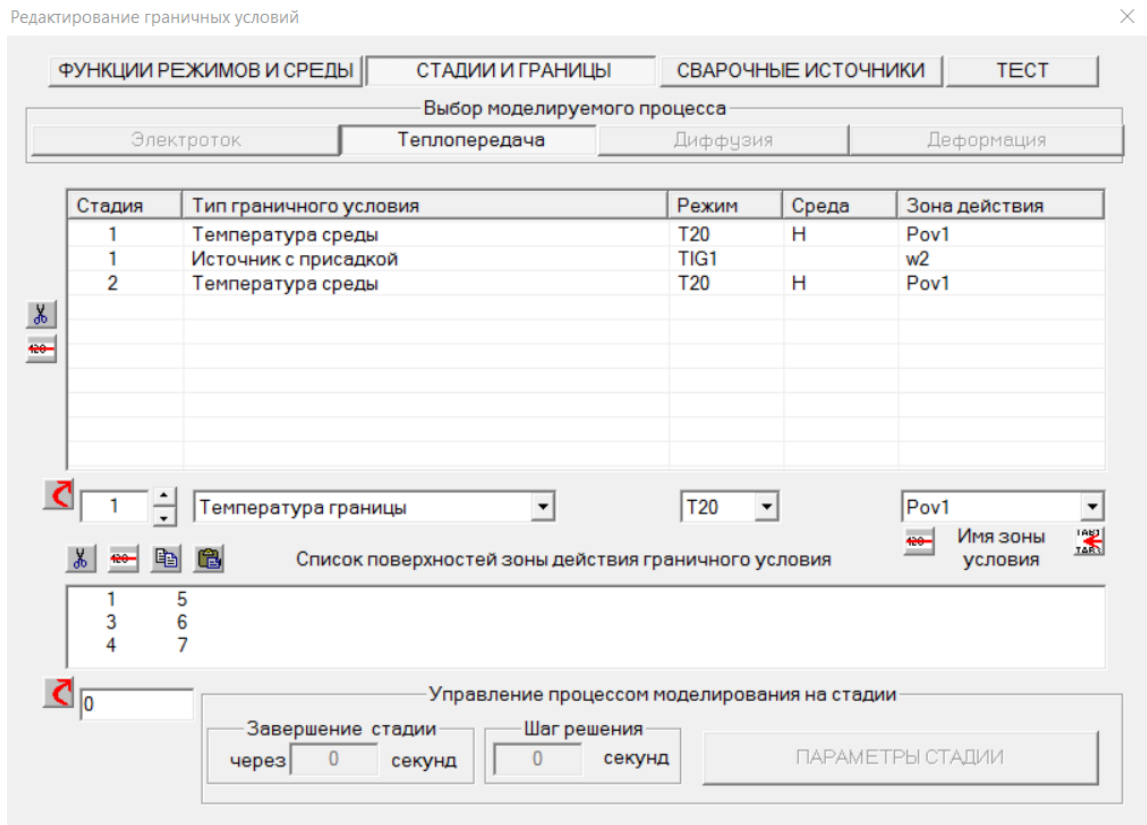


Рисунок 2.13.

Внешний вид диалоговой панели

«Редактирование сварочных источников и границ материала» ПК «СВАРКА»

Регистрацию температур в контрольных точках образцов для верификации математической модели осуществляли контактным методом с применением термопар хромель-алюмель (тип К) диаметром 0,3 мм. Установку и закрепление термопар на образцах осуществляли конденсаторной сваркой с энергией разряда 50 Дж, что обеспечивало плотный контакт термопары с поверхностью образца и, соответственно, условия теплопередачи. Выходным сигналом термопар являлся термоЭДС,

для измерения величины которого применяли устройства аналогового ввода-вывода, передающие данные на персональный компьютер через преобразователь интерфейсов. Данные сохранялись в виде массива чисел и обрабатывались в дальнейшем программными комплексами Microsoft Excel и MATLAB. В качестве устройств аналогового ввода-вывода применяли 32-х канальный регистратор параметров сварки производства ЗАО «Лаборатория электроники» с периодом опроса одного канала 0,1 секунда, что являлось достаточным для достоверного определения максимальных температур нагрева образцов в контрольных точках в условиях дуговой наплавки.

Для тарировки на регистратор подавали фиксированное напряжение, значение которого измеряли потенциометром. Дальнейшее сравнение значений температур, определенных регистратором, с таковыми, указанными в градуировочных таблицах ГОСТ Р 8.585—2001, показало, что отклонения показаний прибора не превышали ± 2 К для измеряемых температур в пределах до 1273 К.

2.7 Испытания на трение и износ

Испытания на трение и износ или трибологические испытания проводили на объемно-армированных (изотропных) образцах КМ, а также на функционально-градиентных слоистых композициях с модифицированным и наплавленным поверхностным слоем из КМ и на образцах литых матричных сплавов для сравнения.

Трибологические испытания материалов включают в себя оценку антифрикционных, противоизносных и противозадирных свойств, долговечности в заданных условиях, изменения их функционального поведения в процессе работы и их соответствия требованиям эксплуатации трибосопряжений. Подобные испытания могут проводиться либо на лабораторных установках с испытательными образцами простой геометрической формы (пластины, цилиндры, сферы и т. д.), либо на

установках и стендах, образцы для которых представляют собой серийные детали (например, пара кулачок–толкатель) [278].

Для лабораторных исследований используют машины трения или устройства для воспроизведения трибологического процесса в контролируемых условиях, обеспечивающие контроль входных и выходных параметров. Современные машины трения обеспечивают широкий диапазон изменения условий испытаний. В контакте трущихся тел может быть воспроизведено скольжение, качение, качение со скольжением, верчение (рис.2.14). В табл.2.5 представлена классификация наиболее часто встречающихся схем трения, реализованных в лабораторных установках для испытания материалов пар трения, отличающихся как относительным перемещением (однонаправленным, знакопеременным), так и коэффициентами взаимного перекрытия трущихся поверхностей. Очевидно, что испытания, осуществляемые по разным схемам, дают не сопоставимые между собой результаты.

Таблица 2.5.

Классификация установок для испытания материалов на трение [278].

Коэффициент взаимного перекрытия	Относительное перемещение (по рис.2.14)			
	однонаправленное (I)		двунаправленное (II)	
	Торцовое трение	Трение по образующей	Торцовое трение	Трение по образующей
$0,5 < K_{вз} \leq 1$	а	б	в	г
$0 \leq K_{вз} < 1$	д	е	ж	з

Типовая машина трения включает в себя привод, осуществляющий относительное перемещение контактирующих образцов; устройства для установки испытательных образцов; устройства для нагружения узла трения; устройства для контроля выходных параметров; ряд дополнительных устройств (для подачи смазочного материала на фрикционный контакт, нагрева узла трения или создания в нем криогенных температур, для

обеспечения проведения испытания в контролируемой атмосфере и т. д.) [2.50].

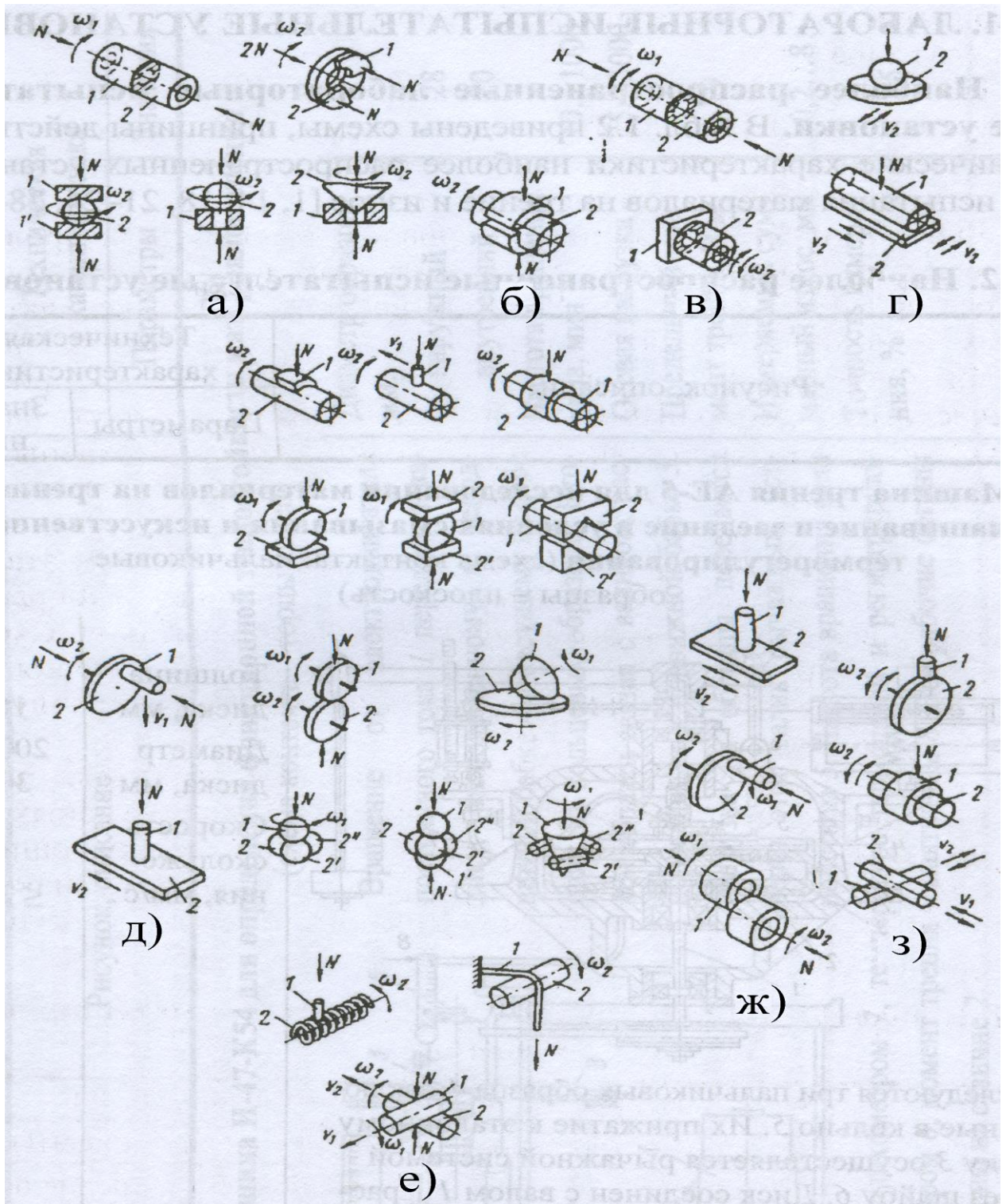


Рисунок 2.14.

Схемы контактного взаимодействия при испытании материалов на трение (N – нагрузка; v – скорость поступательного движения; ω – скорость вращательного движения; 1, 2 – пары трения) [278].

В работе трибологические испытания на трение и износ проводили в условиях сухого трения скольжения характерных для экстремальных случаев эксплуатации трибоузлов, и, поэтому, определяющих их работоспособность. В идеальном случае сухое трение имеет место при отсутствии смазочного материал между трущимися поверхностями только в вакууме. Однако, условно сухое трение при наличии адсорбированных пленок на поверхности твердых тел имеет место в моменты пуска и останова, при нештатных режимах работы: аварийное прекращение подачи смазки или нарушение зазора между трущимися поверхностями, а также встречается во многих узлах трения текстильной, пищевой и химической промышленности, где смазка во избежание порчи продукции либо по соображениям безопасности является недопустимой.

На универсальных машинах трения CERT UMT Multi-Specimen Test System и МТУ-01 (ТУ 4271-001-29034600-2004) были реализованы схемы трибоконтакта, главные отличия между которыми заключались в условиях теплоотдачи, определяющих температуру в зоне трения и физико-химические процессы образования, взаимодействия с поверхностью и удаления из зоны трибоконтакта продуктов износа или дебриса (рис.2.15).



а)



б)

Рисунок 2.15.

Универсальные машины трения

CERT UMT Multi-Specimen Test System (а) и МТУ-01 (б).

Схема «палец-диск» при которой торец неподвижного пальца (испытываемый образец) скользит по поверхности вращающегося диска (контртело из стали 40X, $HRC \geq 45$) характеризуется коэффициентом взаимного перекрытия равным нулю (рис.2.16, а). Значительная часть тепла, выделяемого в трибопаре, уходит в окружающую среду, т.е. в контакт вступает охлажденная поверхность. Данная схема испытаний на трение и износ является одной из самых распространённых, поскольку в этих условиях получают наиболее высокую износостойкость материалов и низкие значения коэффициента трения.

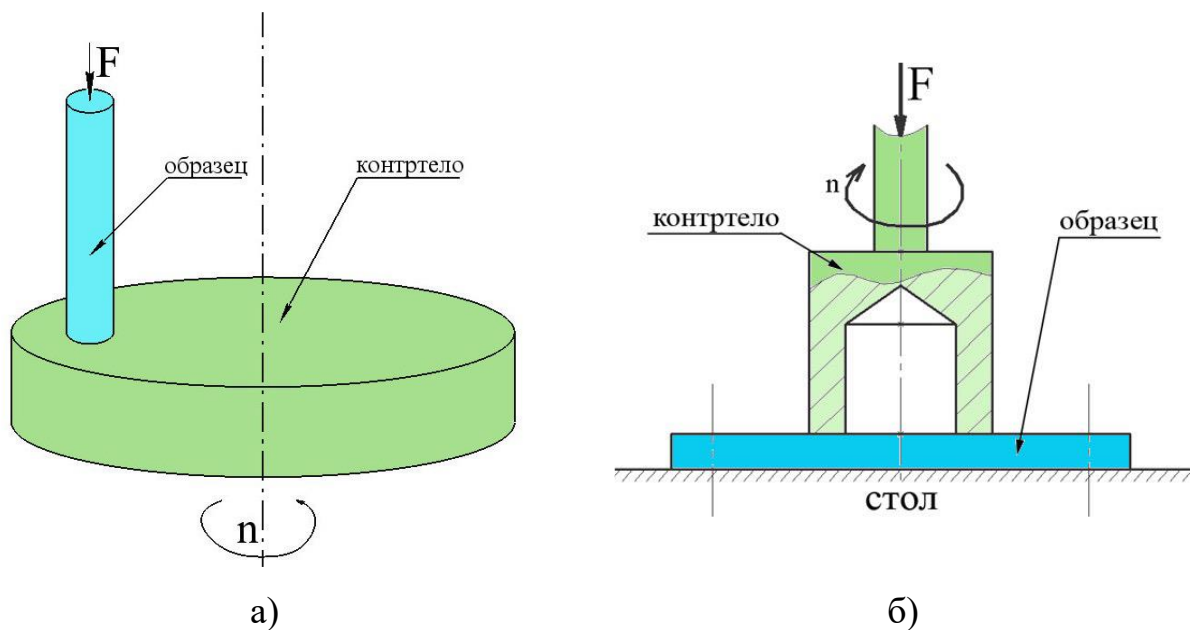


Рисунок 2.16.

Схемы трибоконтакта, реализованные при испытаниях образцов на трение и износ: «палец-диск» (а), «втулка по диску» (б).

F – осевая нагрузка, n – частота вращения.

При реализации схемы «втулка по диску», повторяющей работу большинства реальных узлов трения, торец вращающейся втулки (контртело из стали 40X, $HRC \geq 45$) скользит по поверхности неподвижного диска (испытываемый образец) и коэффициент взаимного перекрытия равен единице (рис.2.16, б). Все тепло, генерируемое при трении, поступает в

контактирующие тела, что оказывает влияние на физико-химические процессы в трибосопряжении.

Для определения области применения различных антифрикционных материалов в узлах трения применяются следующие параметры: среднее удельное давление (МПа), скорость скольжения (м/с) и параметр pV (МПа м/с), характеризующий удельную работу трения трибоузла и его тепловую напряженность. Указанные параметры не могут полностью характеризовать работу или пригодность данного трибоузла, так как не учитывают всех условий его работы. Однако, основываясь на опыте эксплуатации узлов трения с определенными конструктивными особенностями, температурным и скоростным режимом, теплоотводом, смазкой и пр., следует отметить, что эти параметры пригодны для приблизительной, ориентировочной или сравнительной оценки антифрикционных материалов. Поэтому испытания проводили в интервале удельных давлений от 0,2 до 4,4 МПа (осевая нагрузка от 6 до 350 Н) при окружных скоростях скольжения от 0,39 до 1,0 м/с (табл.2.6). Согласно ранее проведенным исследованиям выбранные параметры трибологических испытаний (удельное давление, окружная скорость скольжения) находятся в диапазоне реальных параметров трибонагружения узлов трения и конструкций из КМ, что позволяет сравнивать триботехнические свойства новых разработанных составов КМ и покрытий из них, и их зарубежных аналогов [66, 68, 91, 93, 279]. Кроме того, некоторые матричные сплавы, например А99, переходят в задир при минимальных из выбранных значениях удельного давления и окружной скорости скольжения.

Первый этап трибонагружения длительностью 15 мин при минимальном удельном давлении 0,2 МПа считали приработочным. Последующие этапы трибонагружения имели длительность 10 мин при каждом удельном давлении. Испытания проводили при нормальных атмосферных условиях: на воздухе при температуре (293 ± 1) К и влажности (60 ± 4) %.

Параметры испытаний образцов на трение и износ.

Параметр	Значение в зависимости от схемы испытания:	
	«палец-диск»	«втулка по диску»
Осевая нагрузка (F), Н	от 6 до 100	от 18 до 350
Удельное давление (p), МПа	от 0,2 до 3,3	от 0,2 до 4,2
Частота вращения (n), об/мин	от 540 до 1385	540
Окружная скорость скольжения (V), м/с	от 0,39 до 1,0	0,39
Напряженность работы (pV), МПа*м/с	от 0,08 до 3,3	от 0,08 до 1,6
Характеристика контртела	сталь 40Х по ГОСТ 4543 (HRC \geq 45)	

В процессе испытания регистрировали момент трения, при помощи тензодатчика с записью на цифровой носитель, а коэффициент трения рассчитывался путем автоматического программного подсчета. Изменение массы образцов Δm определяли путем их взвешивания на аналитических весах ВЛР 200 (II класс точности по ГОСТ 24104-2001) до и после испытания с точностью ($\pm 0,5 \cdot 10^{-3}$) г.

$$\Delta m = m_1 - m_2, \quad (2.8)$$

где m_1 , m_2 , г – масса образца до и после испытаний.

Поведение образцов в процессе сухого трения скольжения оценивали по величине объемной (I_v) и массовой (I_m) интенсивности изнашивания, коэффициенту трения (f), коэффициенту изнашивания (K) и коэффициенту стабильности ($\alpha_{ст}$). Их значения определяли по формулам [1.4, 1.5, 280, 281]:

$$I_v = \frac{\Delta m}{\rho \cdot L}, \quad (2.9)$$

$$Im = \frac{\Delta m}{L}, \quad (2.10)$$

$$f = \frac{M}{R_{cp} \cdot F}, \quad (2.11)$$

$$K = \frac{Iv \cdot H}{F} \quad (2.12)$$

$$\alpha_{cm} = \frac{f_{cp}}{f_{max}} \quad (2.13)$$

где ρ , г/мм³ – плотность образца; L , м – путь трения; M , Н*м – момент трения; R_{cp} , мм – средний радиус контртела; F , Н – приложенная осевая нагрузка; H , МПа – твердость образца; f_{cp} – средний коэффициент трения; f_{max} – максимальный коэффициент трения.

Коэффициент стабильности ($\alpha_{ст}$) представляет собой безразмерную величину и характеризует устойчивость процесса трения скольжения, определяющую уровень вибраций и шума достигаемые при трении. Коэффициент изнашивания (K) также является безразмерной величиной, характеризующей вероятность отделения частиц износа при трении.

Анализ поверхностей трения и продуктов изнашивания (дебриса), образующихся в процессе сухого трения скольжения, проводили методами оптической, растровой электронной микроскопии и рентгеновского энергодисперсионного анализа.

Глава 3. РАЗРАБОТКА НАПЛАВОЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

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 разработка технологий изготовления и создание составов наплавочных материалов являлись важными задачами, решение которых необходимо для успешной реализации процессов нанесения композиционных покрытий.

Важно отметить, что согласно современным представлениям, работоспособность гетерофазных материалов является интегральной характеристикой, зависящей от физико-химических свойств фаз, составляющих материалы, и их соотношения [55, 66, 70, 93, 123]. 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 объемно-армированных (изотропных) образцов КМ.

3.1 Композиционные материалы на основе алюминия

3.1.1 Изготовление и структура объемно-армированных КМ

Для изготовления изотропных образцов из КМ на основе алюминия и его сплавов, содержащих наполнитель разного типа с контролируемым

уровнем межфазной связи, были разработаны технологии жидкофазного совмещения дискретных наполнителей и матричных расплавов. Одной из главных задач при этом являлось обеспечение равномерного распределения армирующей фазы в объеме матрицы. Применение методов механического замешивания армирующих частиц и введения композиционных порошковых брикетов в матричный расплав, выбор состава расплава, а также режимов совмещения компонентов, позволяли достичь однородного распределения наполнителя в объеме матрицы, тем самым обеспечить максимальный уровень свойств объемно-армированных КМ.

Механическое замешивание дискретного наполнителя в матричный расплав благодаря возможности варьирования в широких пределах температурно-временных параметров и составов компонентов является одним из наиболее распространенных методов жидкофазного совмещения компонентов КМ [46, 102]. Необходимым условием осуществления процесса является смачивание наполнителя матричным расплавом.

Механическое замешивание армирующих частиц в матричный расплав осуществляли на установке, схема которой представлена на рис.3.1, а. Эта установка имеет следующие основные узлы: вертикальную муфельную печь сопротивления (1); устройство измерения и регулирования рабочей температуры печи (до 1173 К) (2); устройство для введения (замешивания) дискретного наполнителя в расплав (3), позволяющее регулировать глубину погружения и скорость вращения лопастного замешивателя (импелера) для формирования устойчивой воронки, куда и подается порошок наполнителя; устройство для введения армирующей фазы в матричный расплав (4), позволяющее регулировать скорость подачи порошка.

Предварительно на поверхность матричного расплава наносили слой флюса систем K-Al-F и Na-Al-F, который удалял или растворял окисную пленку и адсорбированные газы, что повышало смачиваемость наполнителя матричным расплавом и обеспечивало проникновение армирующих частиц под зеркало расплава. После этого в него способом механического

замешивания вводили частицы наполнителя. Перед замешиванием порошки наполнителя выдерживали в печи при температуре (823-873) К в течение 2 часов для сушки, выжигания случайных органических загрязнений и окисления свободного кремния (для частиц карбида кремния) и вводили в матричный расплав в течение 45-60 с.

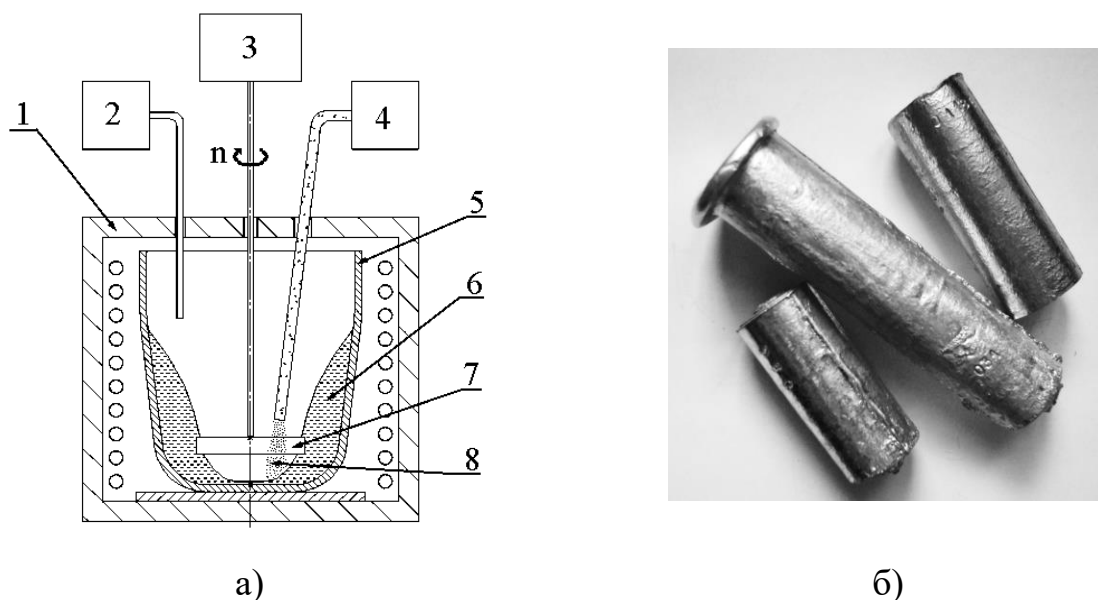


Рисунок 3.1.

Схема установки для механического замешивания армирующих частиц в матричный расплав (а) и внешний вид отливок изотропных КМ (б).

1 – вертикальная муфельная печь; 2 – устройство измерения и регулирования рабочей температуры печи; 3 – устройство замешивания дискретного наполнителя в матричный расплав; 4 – устройство подачи дискретного наполнителя в матричный расплав; 5 – тигель; 6 – композиционный расплав; 7 – лопастной замешиватель (импеллер); 8 – частицы армирующей фазы.

Замешивание производили лопастной мешалкой со скоростью 600 мин^{-1} . Температура матричного расплава составляла (1073-1123) К. По окончании подачи порошка перемешивание продолжали в течение 15-20 с, после чего мешалку поднимали из тигля. Композиционный расплав при названной выше температуре выдерживали в течение 20 минут для уменьшения количества газовых включений, удаляли оксидную пленку с его поверхности, повторно

перемешивали и проводили разливку в объемные графитовые формы. Цилиндрические отливки имели диаметр $d=30$ мм (рис.3.1, б).

При изготовлении *КМ, упрочненных частицами SiC*, методом механического замешивания в качестве матричных сплавов применяли силумины (сплавы систем Al-Si-Mg и Al-Si-Cu). Выбор матричных сплавов такого состава обоснован в Гл.1. Состав изготовленных образцов изотропных КМ представлен в табл.3.1.

Таблица 3.1.

Состав КМ системы Al-SiC, изготовленных механическим замешиванием.

№	Шихтовый состав масс. %	Средний размер частиц наполнителя, мкм
1	AK12M2MgH + 3,8SiC	14
2	AK12M2MgH + 5SiC	14
3	AK12M2MgH + 7,7SiC	14
4	AK12M2MgH + 15,5SiC	14
5	AK12M2MgH + 5SiC	40
6	AK12M2MgH + 10SiC	40
7	AK12 + 10SiC	40

Микроструктура КМ, изготовленных методом механического замешивания частиц SiC в расплав, представлена на рис.3.2 и 3.3. Видно, что структура литых КМ состоит из матричного сплава с характерной для литого металла ячеисто-дендритной химической неоднородностью и армирующих частиц. Хотя состав матричных сплавов является эвтектическим, из-за неравновесных условий кристаллизации в затвердевающем расплаве в первую очередь появляются кристаллы первичного кремния и дендриты α -Al. Частицы SiC не становятся центрами кристаллизации для α -Al, так как обладают низкой теплопроводностью (0,121—0,410 по сравнению с 2,26 Вт·см⁻¹·К⁻¹ у алюминия), плохо смачиваются Al расплавом, и оттесняются растущими дендритами α -алюминия в участки затвердевания эвтектик. Согласно МРСА в эвтектике сплава AK12 присутствуют Al и Si, в эвтектике сплава

AK12M2MgH – Al, Si, Cu, Mg и Ni, последние три в виде интерметаллидов Al_2Cu , Mg_2Si , Al_3Ni и др. [239].

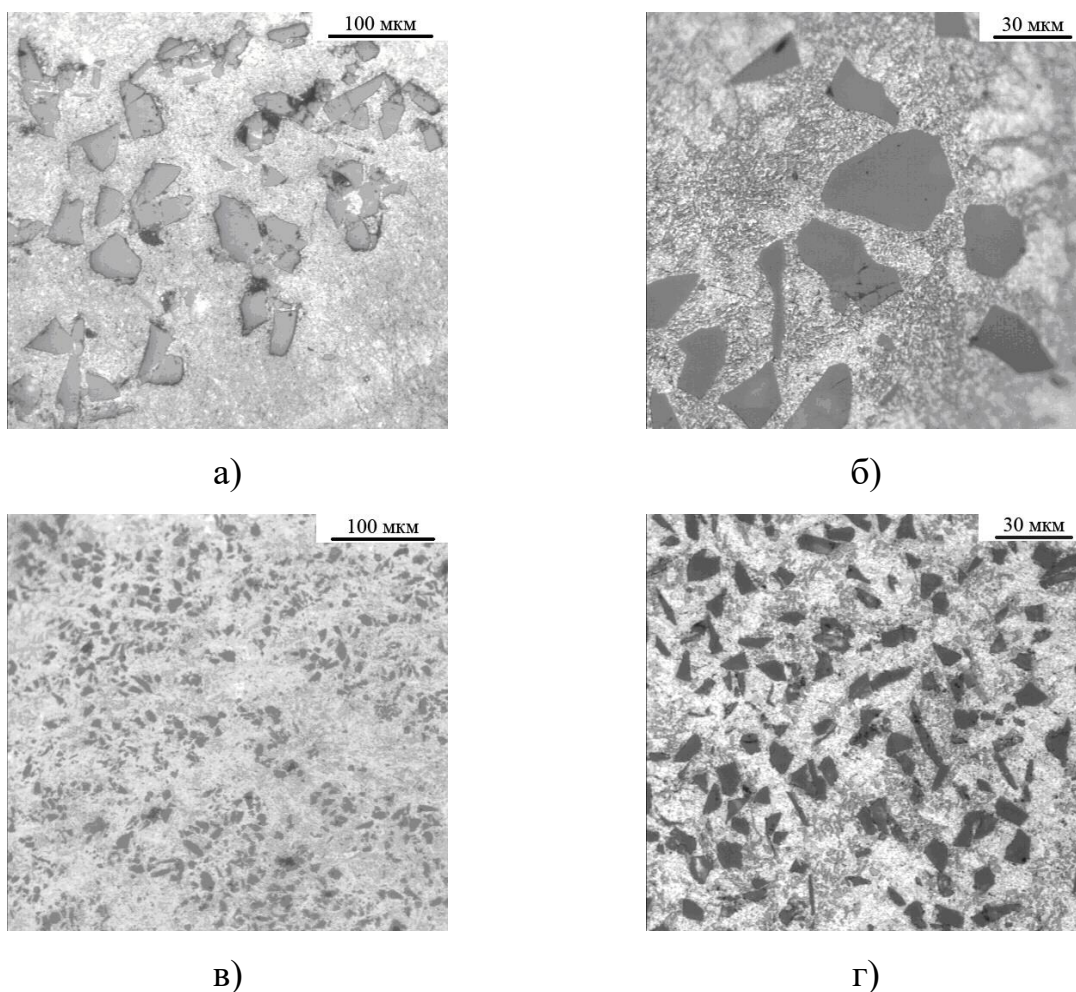


Рисунок 3.2.

Типичная микроструктура литых изотропных КМ. Состав образцов, масс. %:
AK12 + 10SiC₍₄₀₎ (а, б), AK12M2MgH + 15,5SiC₍₁₄₎ (в, г).

В процессе жидкофазного совмещения частицы SiC не теряют исходной скользящей граничности (рис.3.2, б, г), что свидетельствует об отсутствии интенсивного межфазного взаимодействия между наполнителем и матрицей. Межфазные границы матрица/наполнитель непрерывны, поры и несплошности вдоль границ раздела отсутствуют, что позволяет говорить об удовлетворительной межфазной связи между наполнителем и матрицей (рис.3.3).

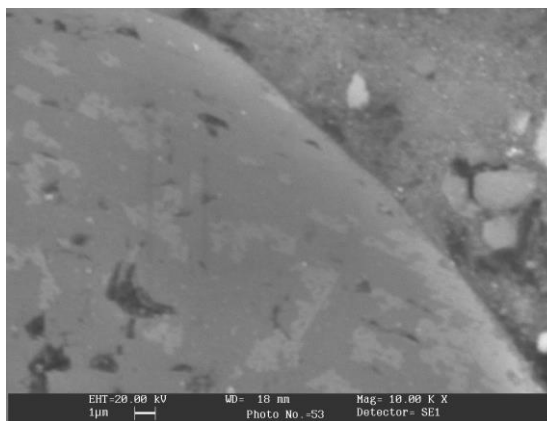


Рисунок 3.3.

Межфазная граница в КМ системы АК12-SiC.

При оценке влияния матричного сплава на однородность распределения наполнителя в матрице КМ по методу мозаик Дирихле (Гл.3) установлено, что наименьшие значения среднего размера площади ячеек \bar{A} , дисперсии V и параметра кластеризации P характерны для КМ на основе сплава АК12, в то время как для КМ на основе сплава АК12М2МгН эти значения несколько выше (табл.3.2). Это связано с большей степенью легирования сплава АК12М2МгН, что приводит к высокой суммарной объемной доле избыточных фаз, затрудняющих однородное распределение наполнителя. Также следует учитывать различия в значениях интервала кристаллизации матричных сплавов АК12 и АК12М2МгН равных 15 и 33 К соответственно [239]. Меньший интервал кристаллизации способствует более регулярному распределению наполнителя в КМ [282-284]. Распределение частиц SiC в объеме матриц КМ можно охарактеризовать как слегка регулярное. Дендритный параметр структуры матричного сплава в КМ АК12М2МгН + 10 масс.% SiC₍₄₀₎ примерно вдвое меньше, чем в слитке такого же размера из матричного сплава ($\lambda=10-15$ и $20-25$ мкм, соответственно), что обусловлено ограничением объемов расплава, в которых происходит ликвация [46].

Статистические данные о распределении площади ячеек Дирихле-мозаик в КМ.

Параметр	Обозначение	Значение в зависимости от состава КМ, масс.%		
		AK12 - 10SiC ₍₄₀₎	AK12M2MгН -10SiC ₍₄₀₎	AK12M2MгН -10TiC ₍₄₀₋₁₀₀₎
Средняя измеренная площадь ячейки	\bar{A} , мкм ²	378,74	572,16	541,52
Средняя площадь ячейки случайного распределения	\bar{A}_r , мкм ²	346,02	540,43	504,21
Отношение средней измеренной и средней случайной площади ячейки	N	1,095	1,059	1,074
Дисперсия значений площадей для измеренного распределения	V	54202	212071	169498
Дисперсия значений площадей для случайного распределения	V _r	77503	261816	245650
Параметр кластеризации	P	0,7	0,81	0,69

Несмотря на целесообразность применения карбида титана (TiC) в качестве наполнителя для достижения лучших служебных свойств наиболее изученными среди объемно-армированных КМ на основе алюминия и его сплавов являются материалы, упрочненные частицами карбида кремния (SiC) [46, 56-58, 285]. Отечественный опыт изготовления КМ на основе алюминия, упрочненных частицами карбида титана, ограничен, отчасти в связи с более высокой стоимостью частиц TiC по сравнению с частицами SiC.

Первые эксперименты по изготовлению *КМ системы Al-TiC* методом механического замешивания наполнителя проводили при использовании в качестве матричного расплава чистого алюминия А99, что позволило исключить влияние легирующих элементов матрицы на формирование

межфазных продуктов между армирующими частицами и матричным расплавом.

Наряду с прямым замешиванием частиц TiC в алюминиевый расплав было проведено полиармирование при введении частиц TiC на носителе [286]. Полиармирование заключается в одновременном армировании матрицы частицами различной природы и размера. В данном случае интерес представляет введение в матричный расплав смеси из частиц TiC и реакционно-активных элементов (Ti, Ni, Fe, Zr и др.), приводящих согласно термодинамическим и кинетическим особенностям к образованию интерметаллидных фаз непосредственно в матричном расплаве в результате химических реакций (так называемые in-situ процессы) [93, 246-250]. В работе в качестве реакционно-активного элемента применяли титан выбранный по критериям: низкой плотности и стоимости [93]. Введение титана в матричный расплав приводит к химическому взаимодействию с алюминием по реакции (1.9), сопровождающейся экзотермическим эффектом [249, 250]. Локальное увеличение температуры композиционного расплава вследствие экзотермического эффекта создает градиент температуры в композиционном расплаве и способствует улучшению смачиваемости частиц TiC, что приводит к более прочной межфазной связи матрица-наполнитель, тем самым обеспечивая высокий уровень свойств КМ [247, 250].

Состав образцов для исследований представлен в таблице 3.3.

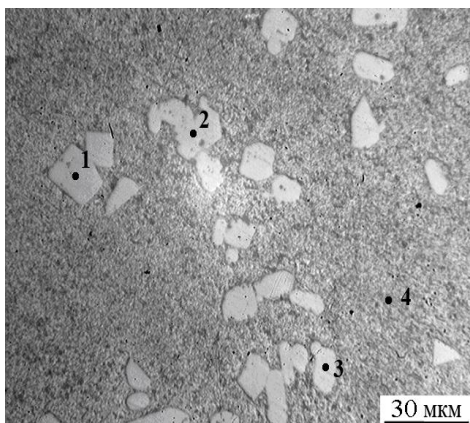
Таблица 3.3.

Шихтовый состав и прогнозируемое содержание фазы Al₃Ti.

№	Состав по шихте, масс. % (об. %)	Al ₃ Ti, масс. % (об. %)
1	A99	-----
2	A99 - 2 (1,14) Ti	5,4 (4,3)
3	A99 - 2 (1,1) TiC ₍₁₅₋₂₀₎	-----
4	A99 - 2 (1,2) Ti - 2 (1,1) TiC ₍₁₅₋₂₀₎	5,4 (4,2)

Согласно [150, 248] при разливке композиционного расплава системы Al-Ti сразу после завершения экзотермической реакции (1.9) кристаллы интерметаллидного соединения Al_3Ti имеют иглообразную форму. Высокотемпературная выдержка расплава изменяет морфологию кристаллов алюминида титана на блочную (ограниченную). Блочные включения интерметаллидов обладают большей термической устойчивостью и более сильным инакулирующим эффектом в алюминиевом расплаве, поскольку имеют несколько изоморфных алюминию кристаллографических плоскостей, в то время как иглообразные включения только одну [287].

В работе интерметаллиды системы Al-Ti в образцах дисперсно-наполненных КМ, разлитых после 20-минутной выдержки расплава, имеют преимущественно форму блочных кристаллов (рис.3.4, а). Благодаря близкому эпитаксиальному соответствию частицы алюминида титана становятся центрами кристаллизации для зерен матрицы. Завершенность экзотермической реакции (2.6) образования интерметаллидов алюминий-титан (Al_3Ti) подтверждается данными МРСА (рис.3.4, б). Межфазные границы между матрицей и частицами Al_3Ti , образованными в реакции *in situ*, непрерывны и свободны от загрязнений (рис.3.5). Фазы AlTi, AlTi₃, а также непрореагировавшие частицы титана в структуре КМ не обнаружены.



а)

Элемент, % ат.	Номер точки			
	1	2	3	4
Al	77,89	74,53	75,48	99,86
Ti	22,11	25,47	24,52	0,16

б)

Рисунок 3.4.

Структура образца состава A99-5,4% Al_3Ti (а)
и поэлементный состав фаз в точках (б).

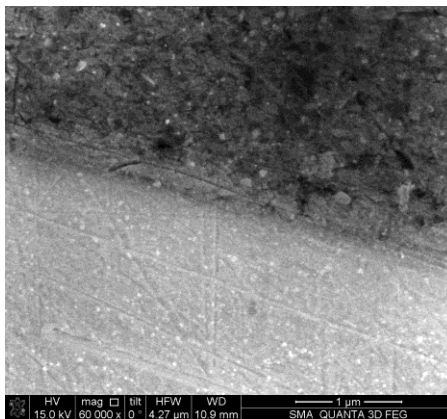


Рисунок 3.5.

Межфазная граница в КМ Al-Al₃Ti.

Структура образцов из КМ, содержащих в качестве наполнителя частицы карбида титана, представлена на рис.3.6. Видно, что частицы TiC, введенные в расплав ex-situ, не оттесняются растущими кристаллами α-Al в межзеренные пространства, а являются центрами кристаллизации. Согласно литературным данным взаимодействие TiC с алюминиевым расплавом может приводить к образованию на межфазных границах соединений Al₄C₃, Al₃Ti, Ti₃AlC по химическим реакциям 1.6-1.10. Результатом этих реакций является уменьшение межфазного натяжения и улучшение смачиваемости. Однако, МРСА и рентгенофазовый анализ образцов КМ системы Al-TiC, проведенный в данной работе, не выявил продуктов межфазного взаимодействия. Частицы TiC сохраняют исходную скользящую огранку, межфазные границы непрерывны, без видимых пустот (рис.3.6, б).

Полиармированные образцы КМ, полученные введением в алюминиевую матрицу порошковой смеси из Ti и TiC, имеют структуру, представленную на рис.3.7. В составе таких КМ присутствуют как интерметаллидные фазы Al₃Ti, образованные in-situ, так и частицы TiC, введенных ex-situ. Распределение интерметаллидных фаз и частиц TiC в полиармированных образцах можно определить как слегка регулярное [264]. Признаком незначительного межфазного взаимодействия между

алюминиевой матрицей и частицам TiC в процессе жидкофазного совмещения является сохранение армирующими частицами исходной скользящей огранки. Частицы непрореагировавшего титана в структуре полиармированных дисперсно-наполненных КМ не обнаружены.

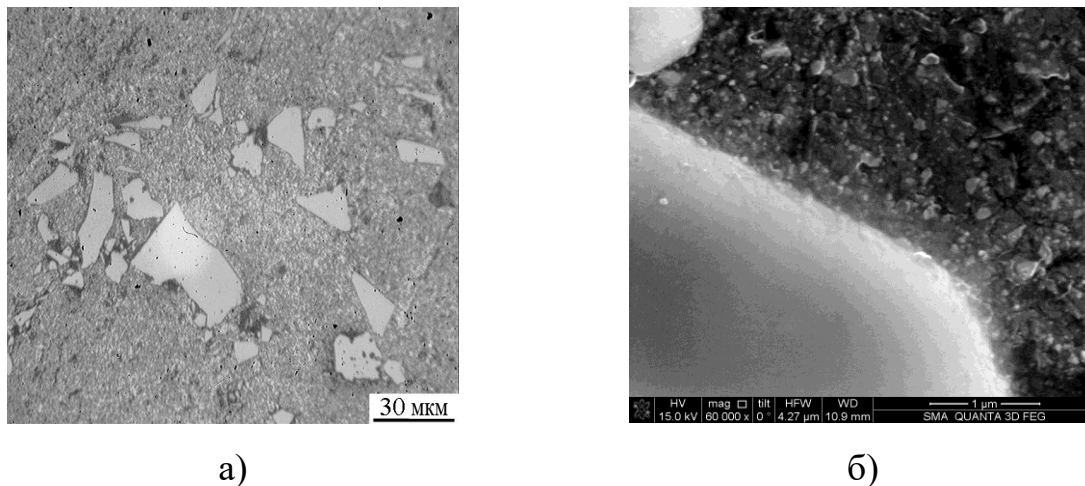


Рисунок 3.6.

Структура (а) и межфазная граница (б) в КМ А99 + 2 масс.% TiC₍₁₅₋₂₀₎.

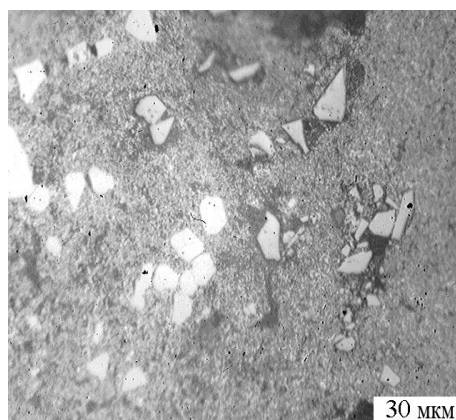


Рисунок 3.7.

Структура полиармированных образцов состава
А99 + 5,4 масс.% Al₃Ti + 2 масс.% TiC₍₁₅₋₂₀₎.

Таким образом, в результате изучения структуры КМ системы Al-Ti-TiC было установлено, что частицы карбида титана могут быть введены в алюминиевый расплав методом механического замешивания без применения реакционного активного порошка носителя. Поэтому в дальнейших исследованиях изготавливали КМ, упрочненные частицами карбида титана,

на базе высокопрочных литейных матриц без применения реакционно-активных добавок (табл.3.4). Кроме того, для трибологических испытаний были отлиты образцы из антифрикционного сплава АО20-1 и КМ с матрицей из этого сплава.

Таблица 3.4.

Состав по шихте образцов КМ, армированных частицами TiC,
с матрицами из силуминов и сплава АО20-1.

№	Шихтовый состав масс. %	Средний размер частиц наполнителя, мкм
1	AK12M2MgH + 5TiC	≤40
2	AK12M2MgH + 10TiC	≤40
3	AK12M2MgH + 10TiC	40-100
4	AK12 + 5TiC	40-100
5	AK12 + 10TiC	40-100
6	АО20-1	-
7	АО20-1 + 5TiC	40-100
8	АО20-1 + 10TiC	40-100

Микроструктура сплава АО20-1 характеризуется присутствием олова по границам зерен алюминия (рис.3.8). Наличие в составе этого сплава меди приводит к появлению в эвтектических прослойках фазы Al_2Cu .

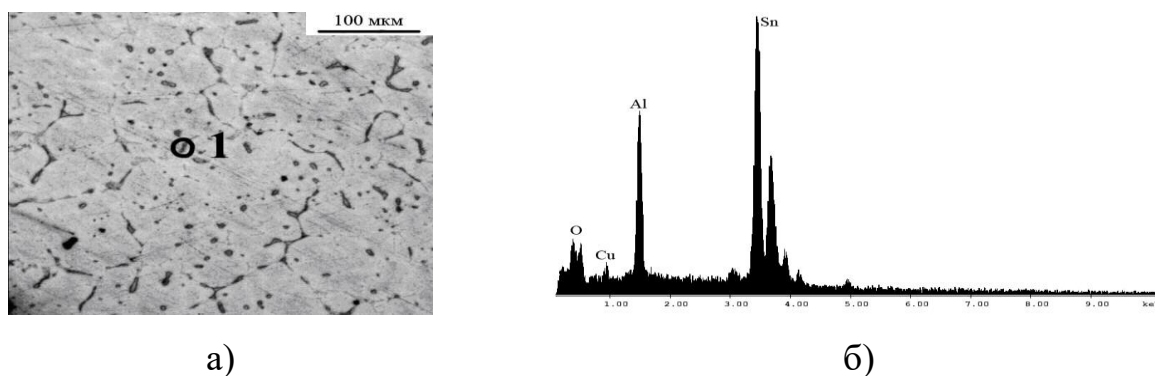
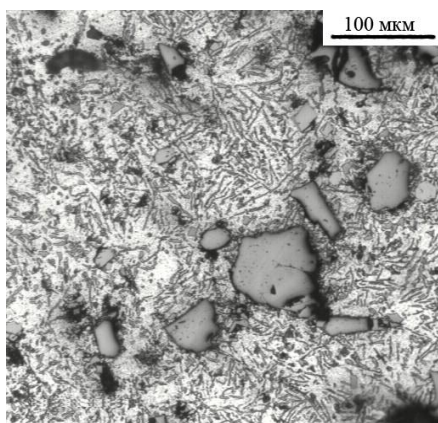


Рисунок 3.8.

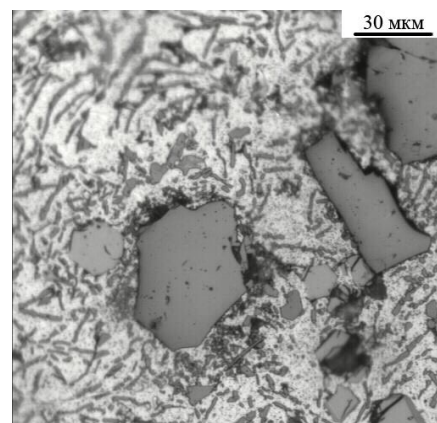
Микроструктура (а) и поэлементный состав в точке 1 (б) сплава АО20-1.

Структура КМ на основе сплавов АК12 и АК12М2МгН (рис.3.9) характеризуется отсутствием зон, свободных от частиц TiC и скоплений частиц. Распределение частиц TiC в матрице можно охарактеризовать как слегка регулярное [264]. Однако, значение параметра кластеризации структуры КМ состава АК12М2МгН-10мас.%TiC₍₄₀₋₁₀₀₎ меньше, чем в КМ АК12М2МгН-10 мас.% SiC₍₄₀₎ (табл.3.2). В КМ на основе сплава АО20-1 распределение TiC несколько хуже, чем в КМ на основе силуминов (параметр кластеризации P=0,85), но также может быть охарактеризовано как слегка регулярное [264]. Равномерное распределение армирующих частиц в объеме матрицы связано с удовлетворительной смачиваемостью TiC матричными расплавами, поскольку, как уже было отмечено, соединения TiC характеризуются значительной металлической составляющей химической связи [79]. Также положительное влияние на смачиваемость частиц TiC матричными расплавами могут оказывать продукты межфазного взаимодействия, образующиеся на границе раздела [157-160, 163, 169, 174]. Однако МРСА КМ системы Al-TiC не обнаружил в отливках продуктов межфазного взаимодействия (фаз Al₃Ti и Al₄C₃).

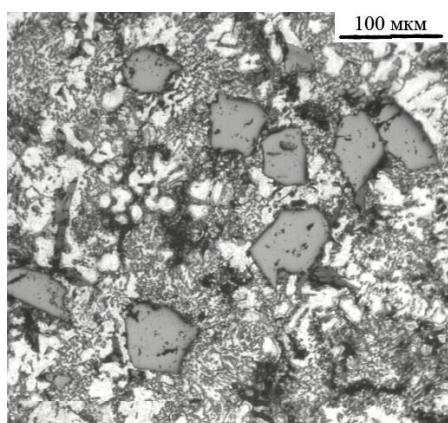
При увеличении доли армирующих частиц TiC в КМ эффективность их действия в качестве центров кристаллизации уменьшается. Это объясняют тем, что при наличии в расплаве избыточного количества зародышей реколесценция, возникающая в процессе кристаллизации расплава, препятствует формированию и росту новых зерен [77, 288]. Таким образом, увеличение количества наполнителя в КМ приводит к росту доли частиц, которые не поглощаются растущими зернами, а оттесняются ими и скапливаются в межзеренных пространствах. Поэтому для достижения равномерного распределения компонентов в дисперсно-наполненных КМ доля упрочняющих частиц – инокуляторов не должна превышать оптимальную.



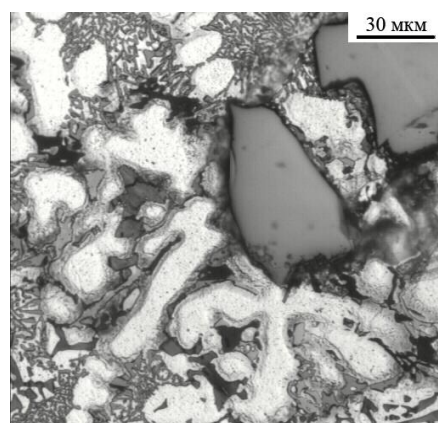
а)



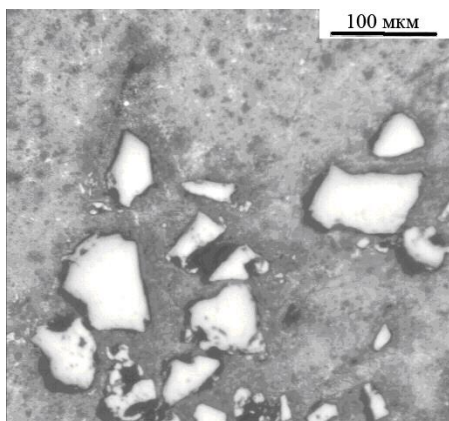
б)



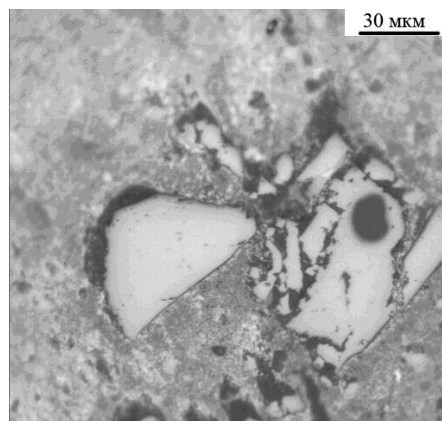
в)



г)



д)



е)

Рисунок 3.9.

Микроструктуры дисперсно-наполненных КМ состава, масс. %:

AK12 + 5 $TiC_{(40-100)}$ (а, б); AK12M2MgH + 10 $TiC_{(40-100)}$ (в, г);

АОМ 20-1 + 5 $TiC_{(40-100)}$ (д, е).

Введение порошковых композиционных брикетов в матричный расплав является прогрессивным методом изготовления изотропных КМ.

Требуемые составы КМ можно получить при введении в алюминиевые расплавы прессованных брикетов, содержащих высокую объемную долю наполнителя с соответствующим пересчетом на необходимую концентрацию заданного состава. Возможность применения композиционных порошковых брикетов при производстве объемно-армированных КМ определяется их способностью образовывать композиционную смесь с матричным расплавом без приложения внешнего воздействия.

Были опробованы порошковые брикеты из композиционных смесей нескольких составов, представленных в табл.3.5. Основными компонентами композиционных порошковых смесей являлись частицы SiC средним размером 14 мкм, порошки сплава АМгЗ и титана со средним размером 25 и 100 мкм соответственно. Добавки в виде частиц титана размером 100 мкм и частиц графита размером 15 мкм вводили в смеси для организации экзотермических реакций, облегчающих получение однородного распределения компонентов в расплаве.

Таблица 3.5.

Состав композиционных порошковых смесей для изготовления брикетов КМ.

№	Состав композиционной смеси, масс.%
1	$AMg_{(25)} + 30SiC_{(14)}$
2	$AMg_{(25)} + 30SiC_{(14)} + 5Ti_{(100)}$
3	$AMg_{(25)} + 30SiC_{(14)} + 5Ti_{(100)} + 1C_{(15)}$
4	$Ti_{(100)} + 30\%SiC_{(14)}$
5	$Ti_{(100)} + 20\%C_{(15)}$

Процесс приготовления смесей начинали с сортировки порошков по размерам частиц. Частицы керамики SiC промывали проточной холодной водой, высушивали при температуре 473 К и прокаливали при 873 К в течение 4 часов. Порошки из алюминиевого сплава подвергали травлению в NaOH, промывали водой и высушивали при температуре 473 К.

Смешивание основных компонентов композиционных смесей проводили в атриторе в течение 2 минут. Далее осуществляли прямое прессование, когда засыпанную в приспособление композиционную смесь подвергали сжатию на прессе с различными усилиями прессования. Прессование осуществляли в капсуле из алюминиевой фольги. В результате проведенных технологических операций были получены брикеты КМ цилиндрической формы (рис.3.10), диаметром $d=15$ мм и высотой $h=5$ мм с различной относительной плотностью $\rho/\rho_{\text{теор.}}$.

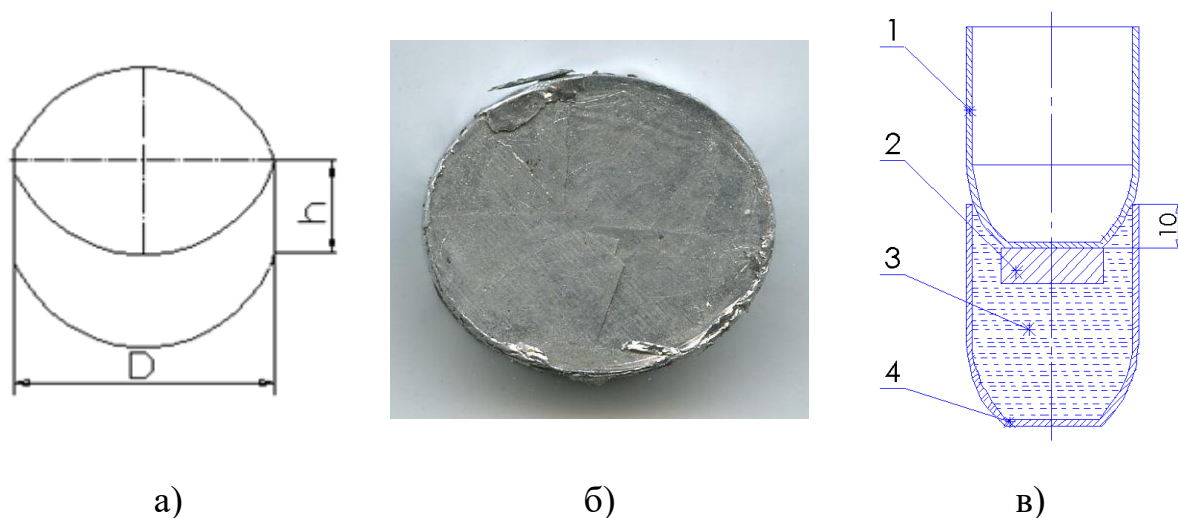


Рисунок 3.10.

Чертеж (а), фотография (б) и схема введения спрессованного порошкового брикета из КМ в алюминиевый расплав: 1) устройство для погружения брикета, 2) брикет из КМ, 3) алюминиевый расплав, 4) тигель.

Значение истинной плотности брикета вычисляли по формуле:

$$\rho = \frac{m}{V}, \quad (3.1)$$

где m – масса полученного брикета, V - объем полученного брикета.

Все брикеты имели заданную геометрию и целостность до момента введения непосредственно в тигель с расплавом чистого алюминия А99 (рис.3.10, в). Погружение брикета в алюминиевый расплав осуществляли на глубину 10 мм под зеркало расплава. После выдержки в течение 30 минут

при установившейся температуре тигли вынимали из индукционной печи и охлаждали на воздухе. Эксперименты с порошковыми брикетами, не содержащими в своем составе графита (табл.3.5, брикеты №1, 2, 4), проводили при температуре алюминиевого расплава $T=(1053-1073)$ К, которая является достаточной для получения интерметаллида Al_3Ti [246]. Для экспериментов с брикетами, в состав которых входит графит (табл.3.5, брикеты №3, 5), алюминиевый расплав нагревали до температуры (1173-1223) К, при которой возможно образование карбида титана TiC [95, 246].

На рис.3.11 показаны макрошлифы образцов после введения брикетов в алюминиевый расплав. Видно, что композиционные брикеты, основным компонентом которых является порошок $AlMg_3$, сохраняют исходную форму, в матричном расплаве, или частично разрушаются при добавлении в брикет титана (рис.3.11, а, б, в). Композиционные брикеты, полученные из смесей, где основным компонентом являлись гранулы титана, разрушаются в алюминиевом расплаве (рис.3.11, г, д).

На микрофотографиях литых образцов с добавками Ti (рис.3.12) видны оболочки из интерметаллидов вокруг гранул Ti (а), иглы или блочные кристаллы Al_3Ti (б, в), образовавшиеся в результате экзотермической реакции (1.9). Частицы SiC относительно равномерно распределены в алюминиевой матрице вокруг кристаллов интерметаллидов. Следы взаимодействия на межфазных границах частиц SiC отсутствуют. В КМ, полученных добавлением композиционных брикетов, имеющих в своем составе титан и графит, появляются интерметаллиды Al_3Ti , включения TiC металлографически не обнаружены, что согласуется с термодинамическими оценками взаимодействия в этой системе [159, 163].

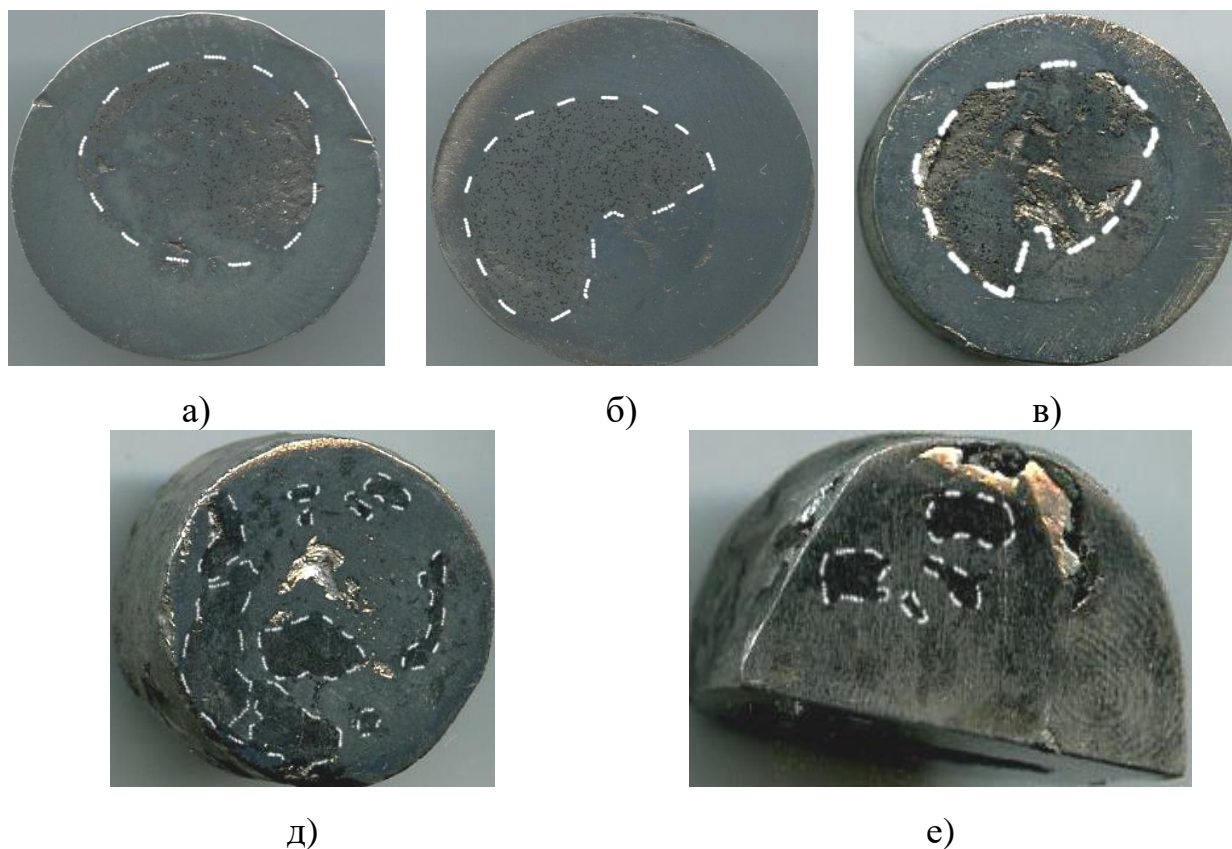


Рисунок 3.11.

Макрошлифы литых образцов после введения в расплав алюминия (А99)

композиционных брикетов следующих составов, масс. %:

$AMg_{3(25)} + 30SiC_{(14)}$ (а); $AMg_{3(25)} + 30SiC_{(14)} + 5Ti_{(100)}$ (б);

$AMg_{3(25)} + 30SiC_{(14)} + 5Ti_{(100)} + 1C_{(15)}$ (в); $Ti_{(100)} + 30SiC_{(14)}$ (г); $Ti_{(100)} + 20C_{(15)}$ (д).

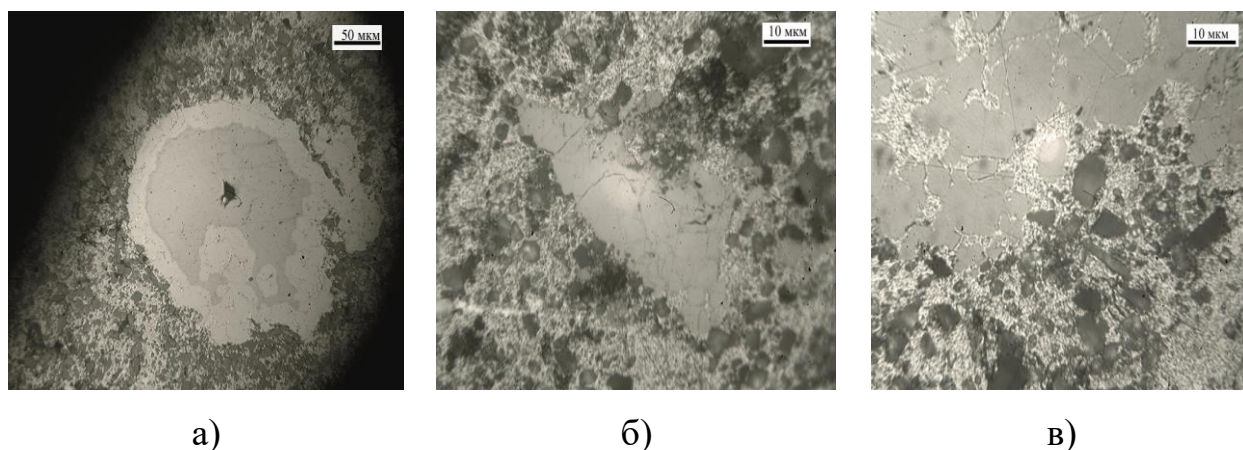


Рисунок 3.12.

Микроструктура литых образцов из КМ после введения в расплав алюминия

(А99) композиционных брикетов следующих составов, масс. %:

$AMg_{3(25)} + 30SiC_{(14)} + 5Ti_{(100)}$ (а, б); $AMg_{3(25)} + 30SiC_{(14)} + 5Ti_{(100)} + 1C_{(15)}$ (в).

Результаты визуального анализа микрошлифов отливок, полученных при введении брикетов, сведены в табл.3.6. Видно, что лучшую способность к формированию композиционных расплавов обнаружили порошковые брикеты, в составе которых отсутствуют алюминиевые порошки, а содержание титана составляет не менее 70%. Увеличение температуры алюминиевого расплава не только интенсифицирует формирование композиционного расплава, но и изменяет форму образующихся интерметаллидных фаз от оболочковой к блочной или иглообразной. Увеличение пористости брикетов также способствует формированию композиционных расплавов. Эти наблюдения могут оказаться полезными также при разработке порошковых присадочных материалов из КМ для дуговой наплавки, поскольку в этом процессе реализуется схема, практически схожая с описанной технологией.

Таблица 3.6.

Качественная оценка результатов экспериментов
по введению в Al-расплав композиционных брикетов.

№	Входные параметры											Выходные параметры		
	Состав брикета согласно табл.4.5					Вес исходных навесок, г			Параметры ввода брикета в Al расплав			$\rho/\rho_{\text{теор}}$	Получение литого КМ	Образование М/Ф продуктов
									Т, К		t, мин			
	1	2	3	4	5	1,8	2,1	2,4	1053-1073	1173-1223	30			
<i>1</i>	<i>2</i>	<i>3</i>	<i>4</i>	<i>5</i>	<i>6</i>	<i>7</i>	<i>8</i>	<i>9</i>	<i>10</i>	<i>11</i>	<i>12</i>	<i>13</i>	<i>14</i>	<i>15</i>
1	+	-	-	-	-	+	-	-	+	-	+	0,71	неуд.	нет
2	+	-	-	-	-	-	-	+	+	-	+	0,87	неуд.	нет
3	-	+	-	-	-	+	-	-	+	-	+	0,71	неуд.	да
4	-	+	-	-	-	-	+	-	+	-	+	0,79	неуд.	да

Продолжение таблицы 3.6.

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15
5	-	+	-	-	-	-	-	+	+	-	+	0,95	неуд.	да
6	-	-	+	-	-	+	-	-	-	+	+	0,71	неуд.	да
7	-	-	+	-	-	-	+	-	-	+	+	0,79	неуд.	да
8	-	-	+	-	-	-	-	+	-	+	+	0,95	неуд.	да
9	-	-	-	+	-	+	-	-	+	-	+	0,49	уд.	да
10	-	-	-	+	-	-	+	-	+	-	+	0,58	уд.	да
11	-	-	-	+	-	-	-	+	+	-	+	0,67	уд.	да
12	-	-	-	-	+	+	-	-	-	+	+	0,50	уд.	да
13	-	-	-	-	+	-	+	-	-	+	+	0,55	уд.	да
14	-	-	-	-	+	-	-	+	-	+	+	0,65	уд.	да

3.1.2 Механические свойства объемно-армированных КМ

Механические свойства дисперсно-наполненных КМ определяли при статическом сжатии согласно ГОСТ 25.503-97 и при измерение твердости. Полученные результаты измерения механических характеристик образцов дисперсно-наполненных КМ представлены в табл.3.7 и 3.8.

Таблица 3.7.

Механические характеристики образцов КМ при статическом сжатии.

Состав образца, масс.%	Относительная деформация $\delta, \%$	Предел пропор- циональности $\sigma_{\text{пц}}, \text{МПа}$	Предел текучести $\sigma_{\text{т}}, \text{МПа}$	Предел прочности $\sigma_{\text{в}}, \text{МПа}$	Модуль упругости, $E, \text{ГПа}$
AK12M2MgH	17,01	253	311	489	64,76
AK12M2MgH-10TiC ₍₄₀₋₁₀₀₎	12,65	220	293	470	69,02
AK12M2MgH-10SiC ₍₄₀₎	10,1	236	316	435	63,97

Видно, что введение армирующих частиц в алюминиевый сплав AK12M2MgH приводит к снижению степени деформации при сжатии (рис.3.13). Также происходит уменьшение значений прочностных

характеристик (пределов пропорциональности $\sigma_{\text{пц}}^c$, текучести $\sigma_{\text{т}}^c$ и прочности $\sigma_{\text{в}}^c$), связанное с преимущественным зарождением трещин на поверхностях раздела или в участках скопления армирующих частиц.

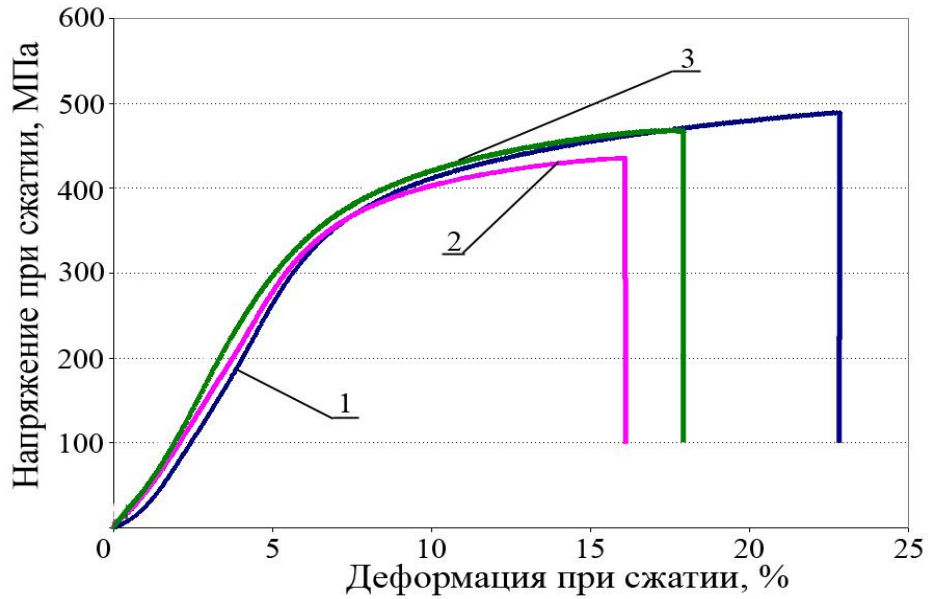
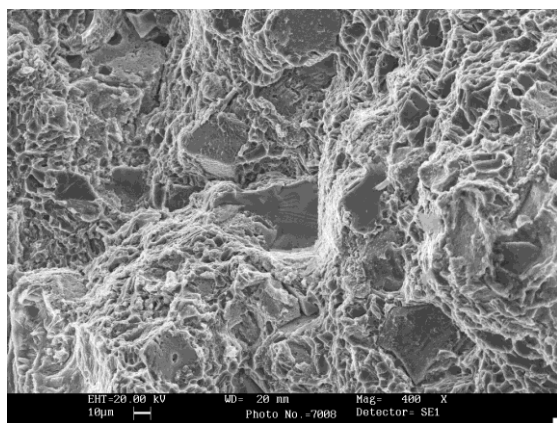


Рисунок 3.13.

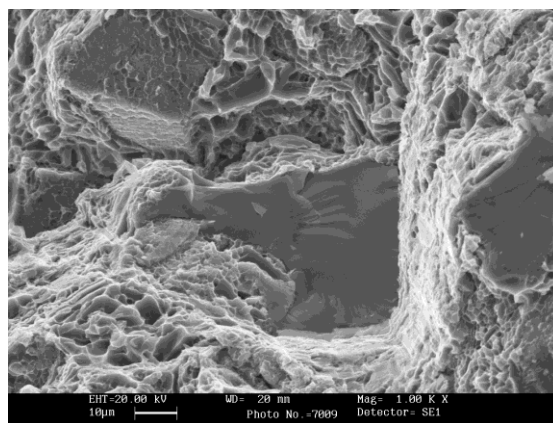
Механические свойства матричного сплава – АК12М2МгН (кривая 1) и дисперсно-наполненных КМ на его основе, масс. %:
 АК12М2МгН + 10SiC₍₄₀₎ (кривая 2); АК12М2МгН + 10TiC₍₄₀₋₁₀₀₎ (кривая 3).

На рис.3.14 приведены типичные фрактограммы КМ, упрочненных частицами TiC и SiC. Особенностью картин разрушения образцов КМ является их смешанный характер: сочетание в одном изломе скольных фасеток, соответствующих разрушению по межфазным границам частица/матрица, и участков вязкого разрушения матрицы со слабым или сильным ветвлением трещин. Корреляции между размерами ямок вязкого разрушения и размерами армирующих частиц нет, хотя на дне некоторых ямок эти частицы присутствуют. С увеличением объемной доли частиц размеры ямок уменьшаются, возрастает доля площади в изломе, занятая скольными и квазискольными фасетками, пластичность КМ снижается. При выходе армирующих частиц в плоскость излома на поверхности частиц

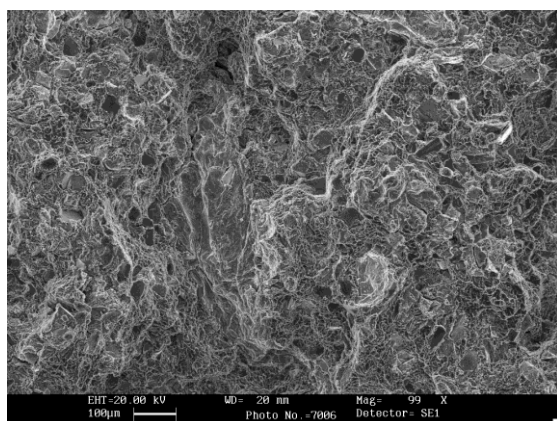
обнаруживаются островки матрицы, что свидетельствует о прочной межфазной связи в КМ.



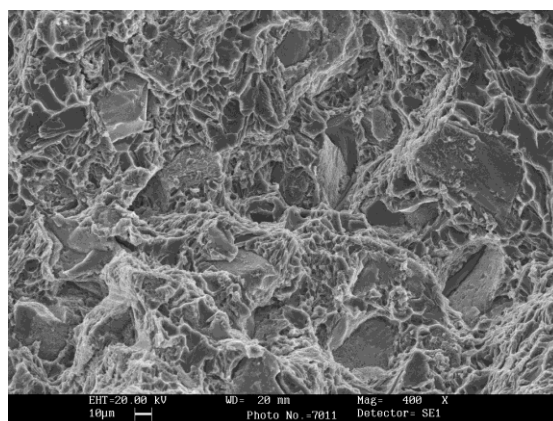
а)



б)



в)



г)

Рисунок 3.14.

Типичные изломы литых КМ состава, масс. %: АК12+10TiC₍₄₀₋₁₀₀₎ (а, б); АК12+10SiC₍₄₀₎ (в, г).

Результаты измерения твердости модельных образцов (табл.3.8, п. 1-4) показывают, что введение в алюминиевую матрицу (А99) реакционно-активных порошков титана или армирующих частиц карбида титана способствует увеличению твердости по сравнению с матричным сплавом на $\Delta HВ=30$ и 50 МПа соответственно. Несмотря на большее содержание интерметаллидных частиц Al_3Ti в составе КМ по сравнению с частицами TiC (5,4 и 2 масс.% соответственно) наибольшая степень упрочнения достигается за счет введения последних. Это связано с более высокими прочностными

характеристиками частиц TiC (3200 HV) по сравнению с Al₃Ti (400-700 HV) [285]. Наибольшая твердость (240 МПа) характерна для полиармированного КМ, что связано с присутствием в его составе большего количества упрочняющих частиц (до 7,4 масс.%).

Таблица 3.8.

Твердость матричных сплавов и КМ на их основе.

№	Материал матрицы	Тип наполнителя	Доля наполнителя, мас.%	Размер наполнителя, мкм	Твердость НВ, МПа
1	А99	-	-	-	150
2		Al ₃ Ti	5,4	10-20	180
3		TiC	2	15-20	200
4		Al ₃ Ti; TiC	5,4; 2	10-20; 15-20	240
5	АК12М2МгН	-	-	-	831,5
6		SiC	3,8	14	850,2
7			5	14	856
8			40	866,4	
9			7,7	14	864,7
10			10	40	895,4
11			15,5	14	916
12		TiC	5	≤40	879,4
13			10	≤40	895,2
14			40-100	934	
15	АК12	-	-	-	591
16		SiC	10	40	637,4
17		TiC	5	40-100	629,2
18			10		647
19	АО20-1	-	-	-	287,8
20		TiC	5	40-100	347
21			10		381,6

Увеличение доли армирующих частиц SiC и TiC в сплавах алюминия, приводит к повышению твердости образцов (табл.3.8, п.5-21). Степень прироста твердости КМ по сравнению с материалом матричного сплава зависит от твердости последнего. При равных размерах и доли наполнителя большая степень упрочнения характерна для КМ на основе менее твердых матричных сплавов (сплав АО20-1, табл.3.8, п.20, 21). Также к увеличению твердости образцов КМ приводит увеличение размера упрочняющих частиц (табл.3.8, п.7, 8, 13, 14), что согласуется с [289].

Сравнение механических характеристик дисперсно-наполненных КМ в зависимости от типа упрочнителя (SiC или TiC), показывает, что образцы, содержащие в качестве армирующего компонента частицы TiC, обладают более высокими значениями твердости (НВ), относительного удлинения (δ), предела прочности (σ^c_B) и модуля упругости (E). Причиной этого являются лучшие прочностные свойства частиц TiC (табл.1.3), а также высокая прочность межфазной связи в КМ системы Al-TiC.

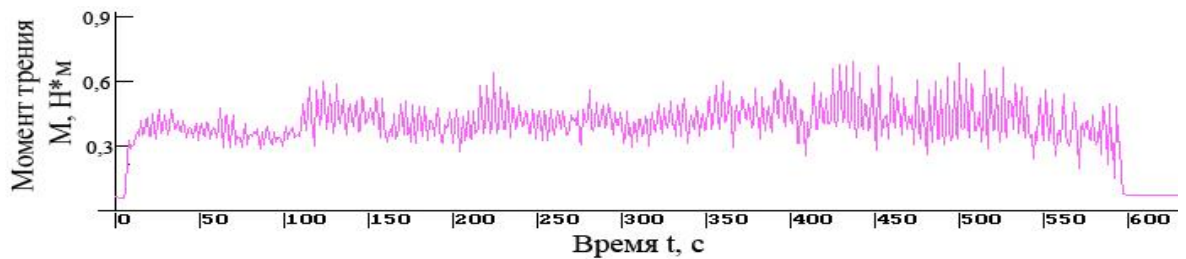
3.1.3 Триботехнические свойства объемно-армированных КМ

Дисперсно-наполненные КМ на основе сплавов алюминия находят практическое применение в узлах трения. Известно, что при испытании таких материалов на трение скольжения дисперсные частицы наполнителя действуют как опоры, препятствующие уносу материала матрицы, тем самым повышая задиро- и износостойкость КМ. Кроме того, вследствие гетерогенности КМ увеличивается вероятность существования во фрикционном контакте так называемых вторичных структур, обеспечивающих режим стабильного трения в широком диапазоне параметров нагружения.

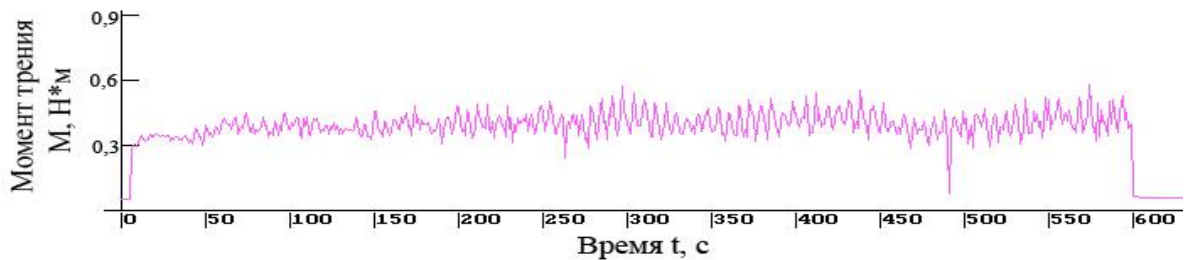
В настоящее время трибология металломатричных КМ не вышла еще из стадии накопления эмпирических данных. Однако, как показано в Гл.1, даже небольшой опыт применения новых антифрикционных КМ в узлах трения

различных видов техники свидетельствует об их высокой эксплуатационной надежности.

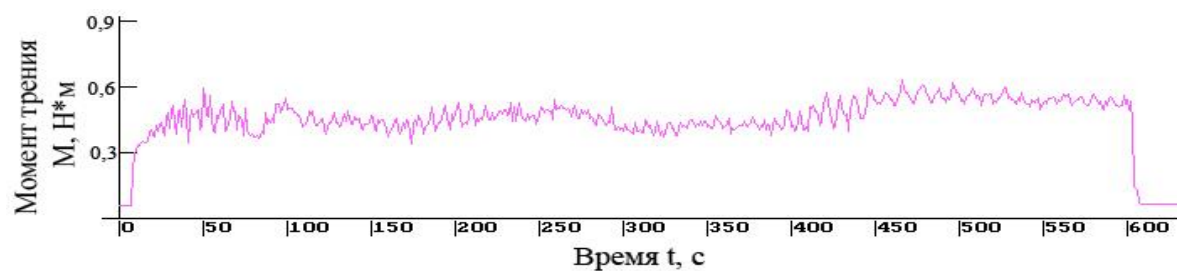
Испытания на сухое трение скольжения образцов из материала матриц и дисперсно-наполненных КМ против контртела из стали 40Х (HRC \geq 45) проводили на универсальной машине трения МТУ-01(ТУ 4271-001-29034600-2004). Фиксировали величину момента трения и потерю массы образцов, далее по формулам (2.9-2.11) рассчитывали интенсивность изнашивания и коэффициент трения.



а)



б)



в)

Рисунок 3.15.

Типичные диаграммы изменения момента трения образцов состава, масс. %:
 АК12М2МгН (а); АК12М2МгН+10TiC₍₄₀₋₁₀₀₎ (б); АК12М2МгН+10SiC₍₄₀₎ (в).

Удельное давление $p=0,7$ МПа, скорость скольжения $V=0,39$ м/с.

На рис.3.15 представлены типичные диаграммы изменения моментов трения при максимальном удельном давлении $p=0,7$ МПа для образцов из сплава АК12М2МгН и КМ на его основе, упрочненных частицами SiC или TiC. Всплески значений момента трения на диаграммах могут быть вызваны изменением формы канавки трения, кратковременным возникновением режима схватывания/проскальзывания, который на некоторое время огрубляет поверхность трения и приводит к прерывистому движению. При этом происходит пластическая деформация вершин неровностей поверхности трения и возникновение новых. Эти процессы приводят к изменению фактической площади контакта, что в свою очередь отражается на величине момента трения. Процесс сухого трения скольжения образцов из дисперсно-наполненных КМ характеризуется большей устойчивостью (меньшим разбросом значений момента трения) по сравнению с матричным материалом.

Полученные значения коэффициента трения (f) и коэффициента стабильности процесса сухого трения скольжения ($\alpha_{ст}$) матричных сплавов и дисперсно-наполненных КМ на их основе, содержащих в качестве наполнителя частицы SiC или TiC, интерметаллиды (Al_3Ti), а также полиармированных представлены в табл.3.9. Видно, что введение армирующих частиц в матричный сплав способствует снижению коэффициента трения независимо от удельного давления. При удельном давлении более 0,46 МПа наблюдается уменьшение коэффициента трения образцов КМ, что связано с формированием вторичных структур и характерно для стадии стабильного процесса трения [14, 279]. Все образцы литых КМ характеризуются коэффициентами стабильности процесса трения скольжения без смазки близкими к единице, что свидетельствует об устойчивом характере процесса сухого трения скольжения.

Коэффициенты трения и коэффициент стабильности процесса сухого трения скольжения матричных сплавов и литых КМ на их основе
(контртело – сталь 40Х, скорость скольжения – 0,39 м/с).

Состав образцов, масс. %	Коэффициент трения f / Коэффициент стабильности $\alpha_{ст}$ в зависимости от удельного давления p , МПа				
	0,2	0,33	0,46	0,59	0,7
<i>1</i>	<i>2</i>	<i>3</i>	<i>4</i>	<i>5</i>	<i>6</i>
A99	2,53 / 0,91	1,83 / 0,84	задир		
A99 + 5,4Al ₃ Ti	1,02 / 0,91	1 / 0,86	0,96 / 0,75	0,91 / 0,78	0,9 / 0,73
A99 + 2TiC	1,18 / 0,95	0,82 / 0,89	0,68 / 0,88	0,62 / 0,9	0,56 / 0,93
A99 + 5,4Al ₃ Ti + 2TiC	1,02 / 0,91	0,83 / 0,89	0,74 / 0,84	0,66 / 0,89	0,6 / 0,9
AK12M2MgH	1,09 / 0,87	0,85 / 0,88	0,77 / 0,88	0,68 / 0,88	0,67 / 0,94
AK12M2MgH + 3,8SiC ₍₁₄₎	1,15 / 0,87	1,12 / 0,83	0,93 / 0,84	0,77 / 0,85	0,69 / 0,87
AK12M2MgH + 5SiC ₍₁₄₎	0,89 / 0,91	0,81 / 0,93	0,7 / 0,88	0,64 / 0,89	0,63 / 0,89
AK12M2MgH + 5SiC ₍₄₀₎	0,91 / 0,89	0,78 / 0,93	0,61 / 0,82	0,62 / 0,94	0,66 / 0,85
AK12M2MgH + 7,7SiC ₍₁₄₎	1,13 / 0,86	0,93 / 0,88	0,87 / 0,88	0,84 / 0,93	0,78 / 0,97
AK12M2MgH + 10SiC ₍₄₀₎	0,92 / 0,81	0,81 / 0,94	0,77 / 0,92	0,73 / 0,9	0,69 / 0,83
AK12M2MgH + 15,5SiC ₍₁₄₎	0,79 / 0,98	0,7 / 0,91	0,68 / 0,95	0,66 / 0,9	0,58 / 0,85
AK12M2MgH + 5TiC _(≤40)	0,96 / 0,86	0,89 / 0,9	0,73 / 0,86	0,64 / 0,88	0,59 / 0,82
AK12M2MgH + 10TiC _(≤40)	1,02 / 0,91	0,97 / 0,94	0,77 / 0,92	0,75 / 0,92	0,7 / 0,96

Продолжение таблицы 3.9.

<i>1</i>	<i>2</i>	<i>3</i>	<i>4</i>	<i>5</i>	<i>6</i>
AK12M2MгH + 10TiC ₍₄₀₋₁₀₀₎	0,82 / 0,88	0,78 / 0,93	0,68 / 0,96	0,54 / 0,94	0,52 / 0,92
AK12	0,86 / 0,93	0,82 / 0,84	0,73 / 0,86	0,67 / 0,88	0,65 / 0,89
AK12 + 10SiC ₍₄₀₎	1,2 / 0,89	1,03 / 0,84	0,85 / 0,88	0,81 / 0,89	0,64 / 0,88
AK12 + 5TiC ₍₄₀₋₁₀₀₎	1,13 / 0,92	0,85 / 0,82	0,84 / 0,9	0,72 / 0,86	0,67 / 0,84
AK12 + 10TiC ₍₄₀₋₁₀₀₎	1,1 / 0,9	0,9 / 0,92	0,82 / 0,88	0,77 / 0,95	0,7 / 0,91
AO20-1	0,91 / 0,89	0,75 / 0,89	0,61 / 0,93	задир	
AO20-1 + 5TiC ₍₄₀₋₁₀₀₎	0,87 / 0,84	0,85 / 0,82	0,63 / 0,96	0,48 / 0,94	0,49 / 0,89
AO20-1 + 10TiC ₍₄₀₋₁₀₀₎	1,16 / 0,87	0,89 / 0,9	0,85 / 0,9	0,81 / 0,94	0,7 / 0,91

На рис.3.16 сопоставлены приведенные коэффициенты трения модельных образцов КМ на основе чистого алюминия А99 ($f_{\text{КМ}} / f_{\text{М}}$ – отношение коэффициента трения образца из КМ к коэффициенту трения матрицы) в зависимости от удельного давления. Видно, что КМ имеют более низкие коэффициенты трения, чем матрица. Формирование методом in-situ в алюминиевой матрице интерметаллидных фаз Al_3Ti приводит к снижению коэффициента трения на 30-60%. Еще заметнее снижается коэффициент трения при армировании КМ частицами TiC или полиармировании. Значения коэффициентов трения этих КМ близки по своей величине во всем диапазоне опробованных нагрузок. Вероятно, это связано с формированием в условиях стабильного трения скольжения переходного слоя, или «третьего тела», защищающего образец от изнашивания [290]. Согласно [109, 290-292] переходный слой представляет собой механическую наноструктурированную смесь из материала контртела и испытываемого образца, а также их окислов, которая и обеспечивает низкие значения коэффициентов трения.

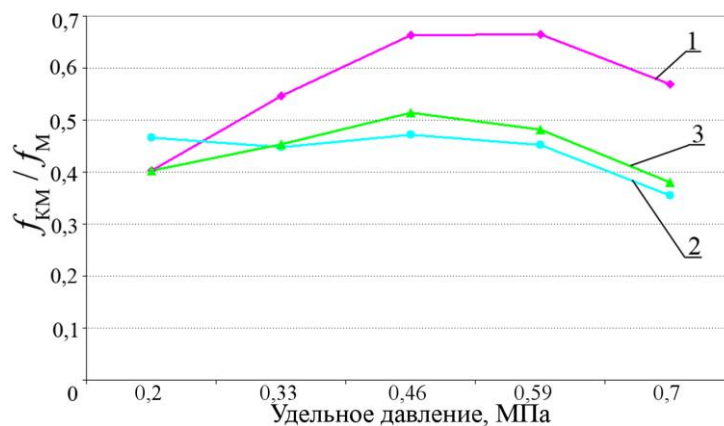


Рисунок 3.16.

Приведенный коэффициент трения $f_{\text{KM}}/f_{\text{M}}$ в зависимости от удельного давления для образцов КМ состава, масс. %: 1) A99 + 5,4Al₃Ti; 2) A99 + 2TiC; 3) A99 + 5,4Al₃Ti + 2TiC. (f_{M} соответствует удельному давлению 0,33 МПа). Скорость скольжения $V_{\text{ск}}=0,39$ м/с.

Влияние состава матричных сплавов на коэффициент трения дисперсно-наполненных КМ показано на рис.3.17. Видно, что наименьшие значения коэффициента трения среди матричных сплавов характерны для антифрикционного сплава АО20-1. Однако диапазон трибонагружения этого матричного материала ограничен максимальным удельным давлением 0,46 МПа. При больших удельных давлениях этот сплав переходит в задира (отмечен характерный рельеф задира на поверхности трения, а также рост веса контртела), поэтому дальнейшие испытания были прекращены, в то время как более прочные сплавы АК12 и АК12М2МгН были испытаны на трение при удельных давлениях до 0,7 МПа без признаков задира. Матричные сплавы АК12 и АК12М2МгН характеризуются достаточно близкими друг к другу значениями коэффициентов трения, особенно при удельных давлениях более 0,46 МПа, что может быть связано с образованием на контактирующих поверхностях переходных слоев, близких по составу и дисперсности.

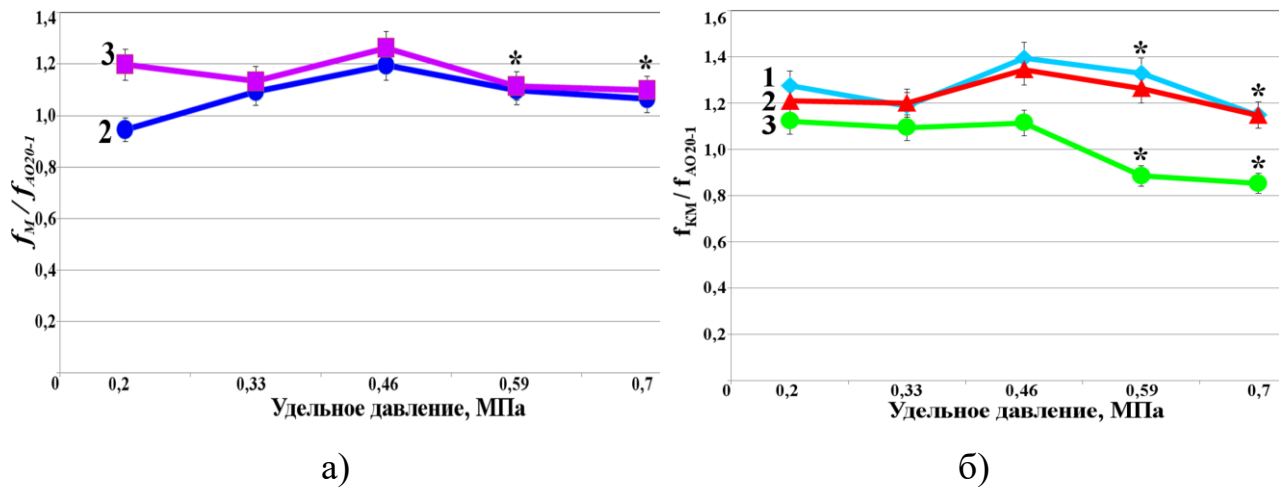


Рисунок 3.17.

Приведенные коэффициенты трения (f_M/f_{AO20-1} , f_{KM}/f_{AO20-1}) матричных сплавов (а) и КМ на их основе, упрочненных 10 масс.% $TiC_{(40-100)}$ (б) в зависимости от удельного давления при скорости скольжения $V_{ск}=0,39$ м/с. Состав матричных сплавов: 1-АО20-1; 2-АК12; 3-АК12М2МгН, (*- значение $f_{АОМ20-1}$ при удельном давлении 0,46 МПа).

Среди КМ, армированных частицами TiC , наименьшие значения коэффициента трения имеют образцы с матрицей из сплава АК12М2МгН (рис.3.17, б). Причиной этого могут быть наилучшие прочностные характеристики КМ этого состава (табл.3.8). Образцы КМ с матрицами из сплавов АО20-1 и АК12 обладают близкими значениями коэффициентов трения во всем диапазоне трибонагружения. Таким образом, наличие в сплаве АО20-1 мягкой структурной составляющей в виде олова, образующей защитную пленку на трущихся поверхностях, обеспечивая тем самым хорошую антифрикционность, не оказывают значительного влияния на процесс трения дисперсно-наполненных КМ на основе этого антифрикционного сплава.

Влияние размера армирующих частиц на коэффициент трения дисперсно-наполненных КМ, армированных частицами TiC и SiC , показано на рис.3.18. Видно, что значения коэффициентов трения КМ с частицами SiC средним размером 14 и 40 мкм остаются близкими друг к другу во всем

диапазоне трибонагружения (рис.3.18, а). Это может быть связано с формированием на контактирующих поверхностях переходного слоя близкого по составу и дисперсности.

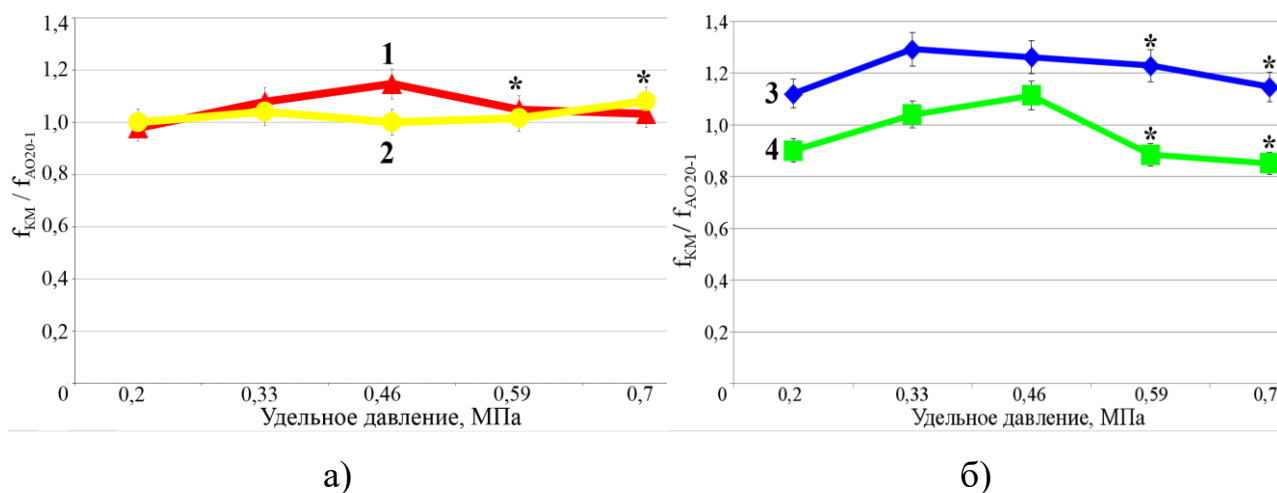


Рисунок 3.18.

Приведенные коэффициенты трения (f_{KM}/f_{AO20-1}) КМ систем Al-SiC (а) и Al-TiC (б) в зависимости от типа и размера наполнителя и величины удельного давления при скорости скольжения $V_{ск}=0,39$ м/с.

Состав образцов, масс. %: 1-АК12М2МГН+5SiC₍₁₄₎; 2-АК12М2МГН+5SiC₍₄₀₎; 3-АК12М2МГН+10TiC_(≤40); 4-АК12М2МГН+10TiC₍₄₀₋₁₀₀₎.

(* - значение $f_{АОМ20-1}$ при удельном давлении 0,46 МПа).

В КМ, армированных частицами TiC, изменение размеров наполнителя существенно отражается на значениях коэффициентов трения (рис.3.18, б). Дисперсно-наполненные КМ, содержащие частицы TiC размером 40-100 мкм, обладают меньшими значениями коэффициента трения, чем образцы КМ, содержащие в качестве армирующей фазы частицы размером ≤ 40 мкм, что согласуется с результатами работ [68, 123].

Дисперсно-наполненные КМ характеризуются меньшими значениями коэффициента трения по сравнению с матричными сплавами во всем диапазоне трибонагружения (рис.3.19). Заметное влияние на коэффициент трения КМ оказывает тип наполнителя. Образцы КМ, упрочненные частицами TiC, обладают меньшими значениями коэффициентов трения, чем

образцы, армированные частицами SiC. Причиной этого являются лучшие прочностные свойства, а также большая прочность межфазной связи КМ системы Al-TiC (табл.3.7) по сравнению с КМ, армированными частицами SiC [74, 293].

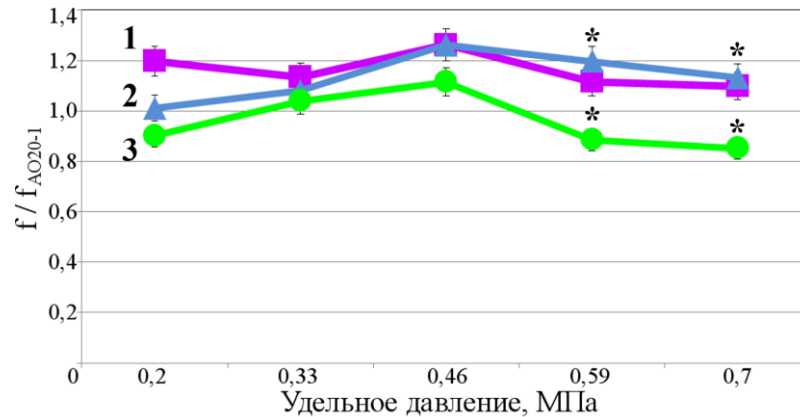


Рисунок 3.19.

Влияние типа наполнителя на приведенный коэффициент трения (f / f_{AO20-1}). Состав образцов, масс. %: 1 – АК12М2МгН; 2 – АК12М2МгН + 10TiC₍₄₀₋₁₀₀₎; 3 – АК12М2МгН + 10SiC₍₄₀₎.

В табл.3.10 представлены результаты определения интенсивности и коэффициента изнашивания литых образцов из матричных сплавов и дисперсно-наполненных КМ в условиях сухого трения скольжения. Видно, что увеличение удельного давления приводит к повышению интенсивности изнашивания всех образцов. Максимальные значения интенсивности изнашивания и коэффициента изнашивания имеют неармированные образцы, т.е. матричные сплавы.

Анализ результатов, полученных при испытаниях на трение модельных образцов КМ на основе сплава А99, показывает, что формирование в матричном сплаве в реакциях in-situ интерметаллидных фаз Al₃Ti или введение ex-situ армирующих частиц TiC даже в небольшом количестве (до 2 масс.%) значительно снижает интенсивность и коэффициент изнашивания (рис.3.20).

Интенсивность и коэффициент изнашивания матричных сплавов и литых КМ на их основе (контртело – сталь 40Х, скорость скольжения – 0,39 м/с).

Состав образцов, масс.%	Интенсивность изнашивания I_v , $\times 10^{-3}$ мм ³ /м / Коэффициент изнашивания K , $\times 10^{-4}$ в зависимости от удельного давления p , МПа				
	0,2	0,33	0,46	0,59	0,7
<i>1</i>	<i>2</i>	<i>3</i>	<i>4</i>	<i>5</i>	<i>6</i>
A99	12,9 / 1,08	20,1 / 1,08	задир		
A99 + 5,4Al ₃ Ti	10,2 / 1,02	18,2 / 1,17	23,9 / 1,1	30,9 / 1,11	51,4 / 1,54
A99 + 2TiC	10,2 / 0,92	12,2 / 0,87	21,9 / 1,12	24 / 0,96	28,6 / 0,95
A99 + 5,4Al ₃ Ti + 2TiC	7,46 / 1	10,2 / 0,87	11,9 / 0,73	18,3 / 0,88	22 / 0,88
AK12M2MgH	5,1 / 2,36	7,3 / 2,17	9,79 / 2,08	10,6 / 1,76	13,69 / 1,89
AK12M2MgH + 3,8SiC ₍₁₄₎	5,01 / 2,37	5,48 / 1,66	8,46 / 1,84	10 / 1,7	11,03 / 1,56
AK12M2MgH + 5SiC ₍₁₄₎	3,43 / 1,63	4,42 / 1,35	5,14 / 1,13	6,14 / 1,05	9,36 / 1,34
AK12M2MgH + 5SiC ₍₄₀₎	2,56 / 1,23	2,73 / 0,85	3,79 / 0,84	7,08 / 1,23	9,13 / 1,32
AK12M2MgH + 7,7SiC ₍₁₄₎	3,43 / 1,65	4,28 / 1,32	4,99 / 1,11	6,14 / 1,06	7,47 / 1,08
AK12M2MgH + 10SiC ₍₄₀₎	1,78 / 0,89	3,02 / 0,97	4,5 / 1,03	6,04 / 1,08	7,3 / 1,09
AK12M2MgH- 15,5SiC ₍₁₄₎	2,23 / 1,13	3,91 / 1,28	4,32 / 1,02	5,99 / 1,1	7,14 / 1,09
AK12M2MgH + 5TiC _(≤40)	2,75 / 1,34	4,51 / 1,42	4,58 / 1,03	5,96 / 1,05	8,86 / 1,3
AK12M2MgH + 10TiC _(≤40)	2,96 / 1,47	4,06 / 1,3	4,52 / 1,04	5,18 / 0,93	6,66 / 1

Продолжение таблицы 3.10.

Состав образцов, масс.%	Интенсивность изнашивания I_v , $\times 10^{-3}$ мм ³ /м / Коэффициент изнашивания K , $\times 10^{-4}$ в зависимости от удельного давления p , МПа				
	0,2	0,33	0,46	0,59	0,7
<i>1</i>	<i>2</i>	<i>3</i>	<i>4</i>	<i>5</i>	<i>6</i>
AK12M2MгH + 10TiC ₍₄₀₋₁₀₀₎	2,11 / 1,1	3,44 / 1,15	4,25 / 1,02	5,29 / 0,99	6,77 / 1,05
AK12	8,45 / 2,77	14,8 / 3,12	18,7 / 2,83	26,6 / 3,15	29,6 / 2,92
AK12 + 10SiC ₍₄₀₎	4,02 / 1,42	5,87 / 1,34	6,82 / 1,11	8,27 / 1,05	9,91 / 1,05
AK12 + 5TiC ₍₄₀₋₁₀₀₎	4,62 / 1,62	5,58 / 1,25	7,81 / 1,26	9,29 / 1,17	11,2 / 1,18
AK12 + 10TiC ₍₄₀₋₁₀₀₎	3,65 / 1,32	6,28 / 1,45	7,12 / 1,18	8,31 / 1,08	9,71 / 1,05
AO20-1	10,2 / 1,69	15 / 1,54	18,9 / 1,4	задир	
AO20-1 + 5TiC ₍₄₀₋₁₀₀₎	6,3 / 1,21	8,92 / 1,11	11,44 / 1,02	15,1 / 1,05	16 / 0,93
AO20-1 + 10TiC ₍₄₀₋₁₀₀₎	5,11 / 1,08	5,4 / 0,74	6,42 / 0,63	7,88 / 0,6	9,93 / 0,63

Сравнение КМ, имеющих в своем составе только интерметаллиды или только частицы карбида титана, показывает, что последние характеризуются меньшими значениями интенсивности и коэффициента изнашивания. Различия особенно заметны при увеличении удельного давления выше 0,59 МПа. Это можно объяснить тем, что при таких нагрузках частицы TiC еще выполняют роль несущих опор, в то время как частицы интерметаллидов Al₃Ti, обладающие более низкими по сравнению с частицами TiC прочностными характеристиками, начинают разрушаться и теряют способность защищать матрицу от изнашивания по усталостному (деламинационному) и адгезионному механизмам [130, 292].

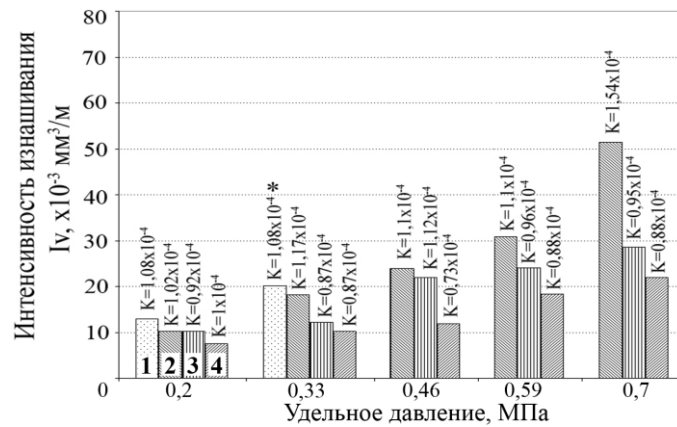


Рисунок 3.20.

Интенсивность и коэффициент изнашивания для литых КМ системы Al-Ti-TiC. Состав образцов, масс. %: A99 (1); A99 + 5,4Al₃Ti (2); A99 + 2TiC (3); A99 + 5,4Al₃Ti + 2TiC (4), (*- задир).

Полиармированные КМ обладают наименьшими значениями интенсивности и коэффициента изнашивания во всем диапазоне трибонагружения. Дополнительное введение прочных частиц TiC приводит к уменьшению нагрузки на интерметаллиды Al₃Ti, тем самым препятствуя их разрушению под действием высоких внешних давлений. Кроме того, присутствие в полиармированных КМ большего количества армирующих фаз, чем в других образцах КМ, обеспечивает не только снижение нагрузки на каждую армирующую частицу в отдельности, но и уменьшение доли матрицы в поверхности трения, что снижает опасность задира.

При сравнении значений интенсивности и коэффициента изнашивания матричных сплавов видно, что антифрикционный сплав АО20-1 наименее износостоек и переходит в задир при удельных давлениях более 0,46 МПа. Сплав АК12 характеризуется несколько лучшей износостойкостью, а минимальные значения интенсивности изнашивания характерны для сплава АК12М2МгН во всем диапазоне трибонагружения (рис.3.21, а). Эта же последовательность в изменении *Iv* сохраняется и при испытаниях на износ КМ на основе этих сплавов, упрочненных 10 масс.% частиц TiC, с той разницей, что в задир образцы КМ не переходят (рис.3.21, б). Эти результаты

еще раз подтверждают тот факт, что КМ, обладающие более высокими прочностными характеристиками, обладают лучшей износостойкостью [66, 68, 71].

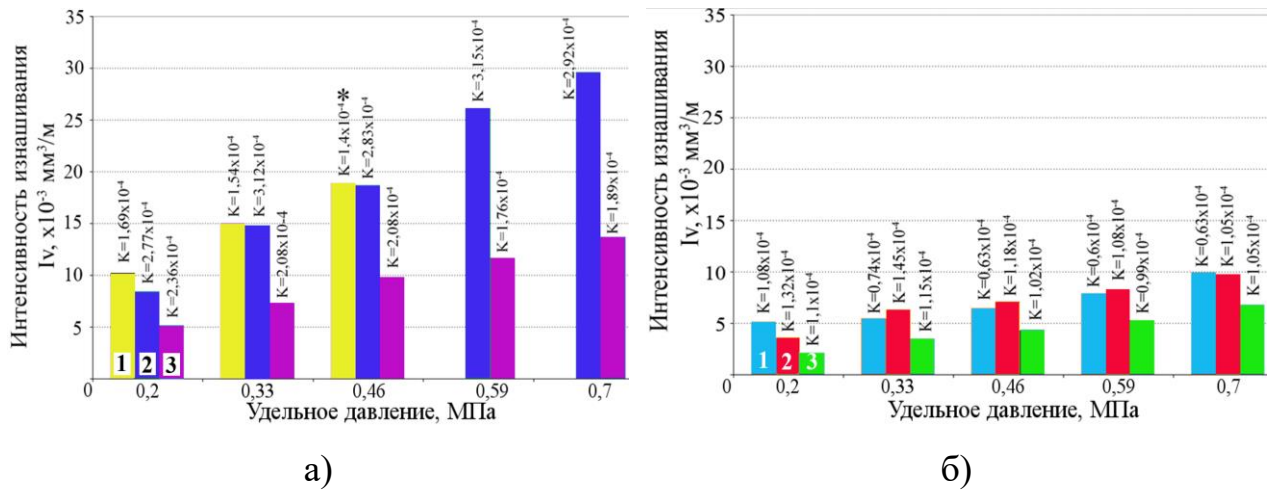


Рисунок 3.21.

Интенсивность и коэффициент изнашивания матричных сплавов (а) и КМ на их основе, упрочненных 10 масс.% частиц TiC размером 40-100 мкм (б)

в зависимости от удельного давления. Состав матричных сплавов:

АО20-1 (1); АК12 (2); АК12М2МгН (3), (* - задир).

Коэффициенты изнашивания матричного сплава АК12 и КМ на его основе оказываются выше, чем у сплава АК12М2МгН и соответствующих ему КМ, что свидетельствует о меньшей склонности последних к деламинационному разрушению при трении. Однако наименьшими значениями коэффициента изнашивания характеризуется антифрикционный сплав АО20-1, как и КМ на его основе.

Увеличение доли наполнителя в дисперсно-наполненных КМ приводит к уменьшению интенсивности и коэффициента изнашивания (рис.3.22, а). При этом, как было показано ранее, влияние твердых армирующих частиц на износостойкость и коэффициент изнашивания тем заметнее, чем менее прочной является матрица КМ. Кроме того, следует отметить, что значение интенсивности изнашивания контртела, выполненного из стали 40Х

(HRC>45), остается незначительным (не более 1×10^{-3} мм³/м) даже при максимальном (10 масс.%) содержании наполнителя в КМ (рис.3.22, б).

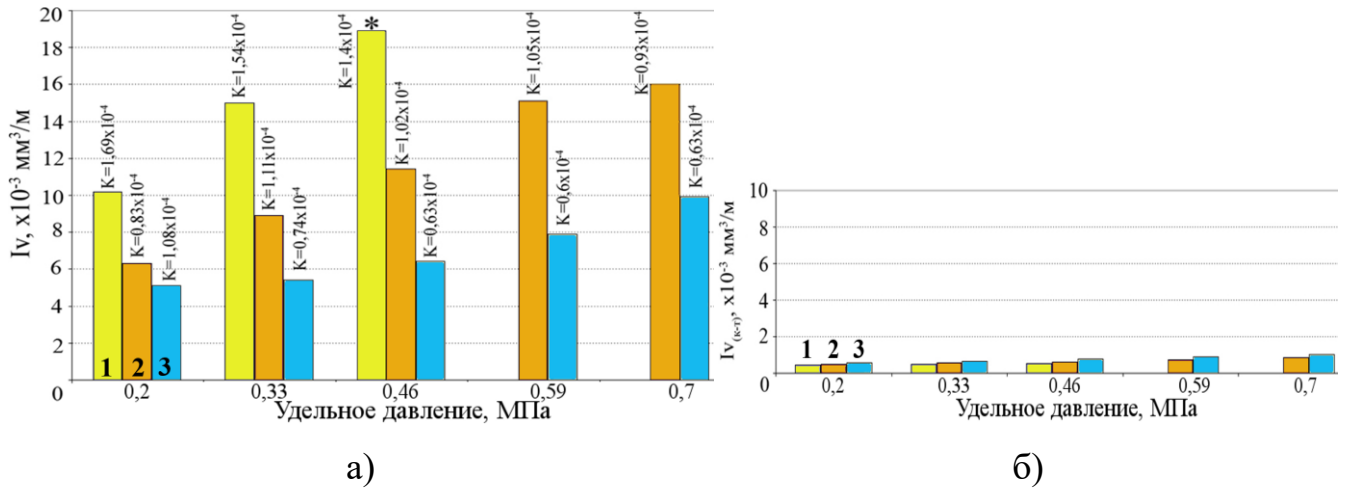


Рисунок 3.22.

Интенсивность и коэффициент изнашивания сплава АО20-1 и КМ на его основе (а) и контртела (б), работающего в паре с ними, в зависимости от удельного давления. Состав образцов, масс. %: АО20-1 (1); АО20-1 + 5TiC₍₄₀₋₁₀₀₎ (2); АО20-1 + 10TiC₍₄₀₋₁₀₀₎ (3), (* - задир).

Большее количество армирующих частиц в КМ приводит к уменьшению доли матрицы в поверхности трения, а также к снижению нагрузки на каждую частицу в отдельности при выполнении ими роли поддерживающих элементов на контактной поверхности. Тем самым существенно расширяется диапазон допустимых параметров трибонагружения КМ (удельных давлений, скоростей скольжения и длительностей нагружения).

Влияние размера наполнителя на интенсивность и коэффициент изнашивания показано на рис.3.23. Видно, что КМ, содержащие в качестве упрочнителя дисперсные частицы большего размера, характеризуются меньшими значениями интенсивности и коэффициента изнашивания при удельных давлениях до 0,46 МПа. Дальнейшее увеличение удельного давления устраняет различия в значениях интенсивности и коэффициента изнашивания КМ, упрочненных частицами разного размера. Данная тенденция сохраняется для всех КМ вне зависимости от типа наполнителя

(SiC или TiC). Считается, что при малых удельных давлениях, когда велика доля абразивного изнашивания, частицы меньшего размера легче выкрашиваются из матрицы. Кроме того, при малых размерах армирующих частиц материал мягкой матрицы может легче переноситься на частицы, увеличивая объем износа матрицы. Крупные армирующие частицы в аналогичных условиях воспринимают основную нагрузку и выполняют роль несущих опор, защищающих матрицу от изнашивания и предупреждающих развитие схватывания.

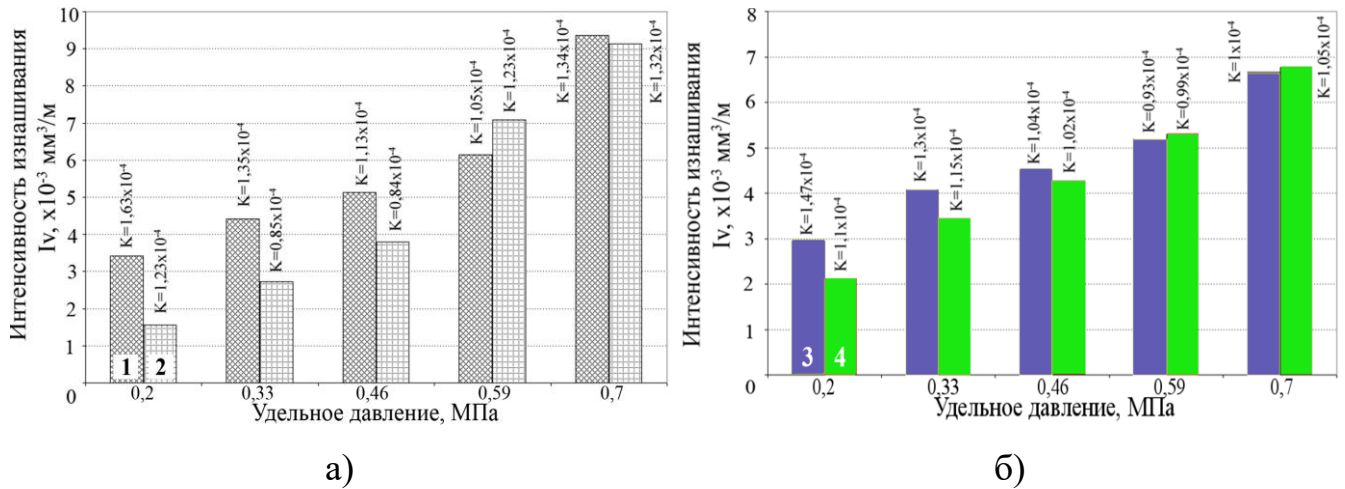


Рисунок 3.23.

Интенсивность и коэффициент изнашивания КМ, армированных частицами SiC (а) и TiC (б), в зависимости от размера наполнителя и удельного давления.

Состав образцов, масс. %: 1 - АК12М2МгН + 5SiC₍₁₄₎; 2- АК12М2МгН + 5SiC₍₄₀₎;
3 - АК12М2МгН + 10TiC_(≤40); 4 - АК12М2МгН + 10TiC₍₄₀₋₁₀₀₎.

Вероятно, имеет значение и толщина переходного слоя, сформированного на контактирующих поверхностях в процессе сухого трения скольжения. При малых удельных давлениях (менее 0,46 МПа), толщина переходного слоя в КМ, упрочненных мелкими по размеру частицами, недостаточна для защиты от изнашивания их поверхности. При армировании более крупными частицами толщина переходного слоя становится существенно выше. Это связано с большим истирающим воздействием крупных частиц в отношении контртела, а также лучшей

способностью частиц большего размера удерживать переходный слой на контактирующих поверхностях [127, 291]. При удельных давлениях более 0,46 МПа толщина переходного слоя, образованного на контактирующих поверхностях в КМ, армированных мелкими или крупными по размеру частицами, становится одинаковой, тем самым обеспечивая близкие значения интенсивности и коэффициента изнашивания.

Сравнение значений интенсивности и коэффициента изнашивания литых КМ в зависимости от типа наполнителя (SiC или TiC) показывает, что минимальные значения этих параметров характерны для КМ, содержащих в качестве упрочнителя частицы TiC (рис.3.24). Причиной этого являются как лучшие прочностные свойства КМ, упрочненных частицами TiC, так и более прочная связь между материалом матрицы и наполнителем.

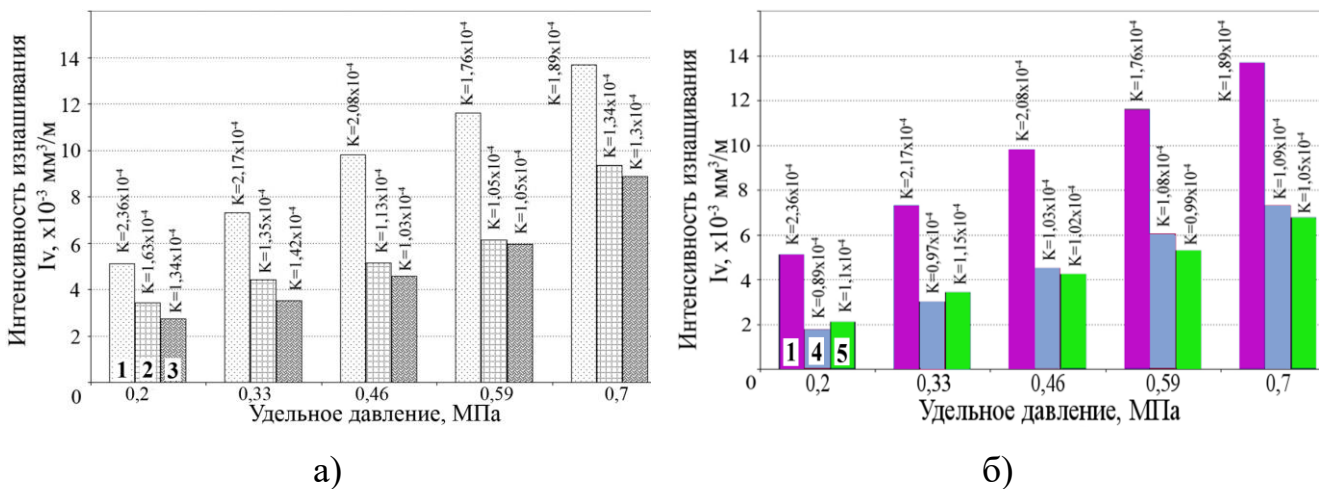


Рисунок 3.24.

Влияние типа армирующей фазы на интенсивность и коэффициент изнашивания КМ в зависимости от удельного давления. Состав образцов, масс. %:

1 – АК12М2МгН; 2 - АК12М2МгН + 5SiC₍₁₄₎; 3 - АК12М2МгН + 10TiC_(≤40);
 4 - АК12М2МгН + 10SiC₍₄₀₎; 5 - АК12М2МгН + 10TiC₍₄₀₋₁₀₀₎.

При визуальном и микроскопическом анализе образцов после испытаний на сухое трение скольжение установлено, что уже на начальных этапах испытаний при малых удельных давлениях (0,2 МПа) на поверхности трения образцов в направлении скольжения под действием неровностей

контртела формируются канавки пластического сдвига глубиной более 10 мкм и шагом между гребнями 0,02-0,2 мм (рис.4.25). Часть канавок и царапин, параллельных направлению скольжения, может появиться в результате царапающего и режущего действия твердых армирующих частиц, выкрашивающихся из матрицы [135]. В КМ, где частицы наполнителя играют роль несущих опор, размер и количество канавок меньше по сравнению с неармированными матричными сплавами, что, вероятно, вызвано защитным действием армирующих частиц, препятствующих пластической деформации и уносу материала матрицы.

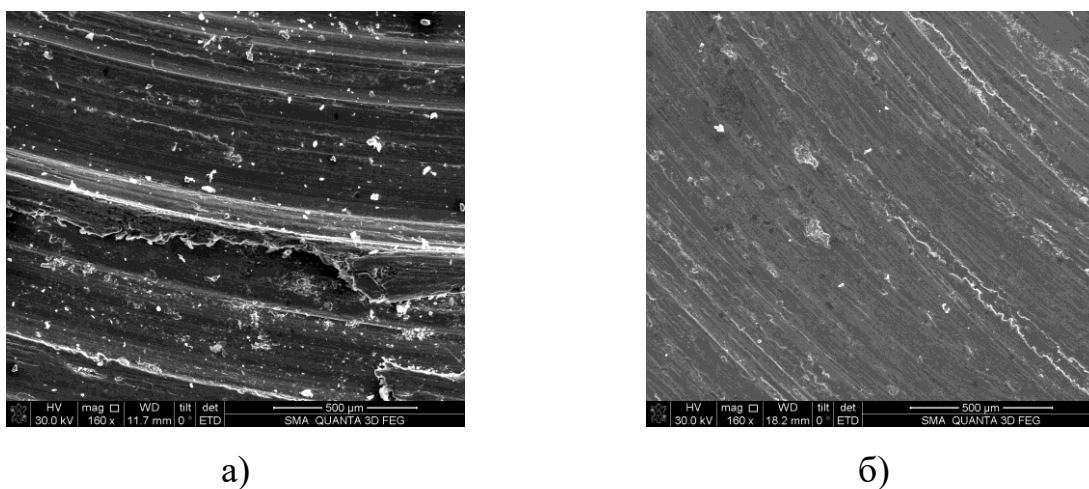


Рисунок 3.25.

Поверхность трения образцов АК12 (а) и АК12 + 10 масс.% $\text{TiC}_{(40-100)}$ (б) после испытаний при удельном давлении 0,2 МПа и скорости скольжения 0,39 м/с.

В работах [66, 68, 123] показано, что при средних режимах нагружения на стадии установившегося изнашивания КМ в полосах пластического деформирования образцов КМ появляются признаки структурной самоорганизации в виде ячеек размером 5-10 мкм, оконтуренных керамическими частицами размером ~ 1 мкм. Последнее считают результатом декогезии и разрушения частиц с последующим шаржированием их в матрицу. Формирование на поверхности трения такого рода диссипативных, или фрактальных, структур определяют как устойчивое промежуточное состояние, обеспечивающее высокую износостойкость

образцов КМ, поскольку вторичные структуры типа ячеистых, как известно, способны минимизировать разрушение поверхностных слоев и экранировать недопустимые процессы схватывания. С увеличением параметров и длительности испытания размеры фрагментов диссипативных структур уменьшаются. Одновременно от поверхности трения вглубь образцов расширяется зона пластических сдвигов, проявляющаяся в виде изгиба и поворота осей α -дендритов, дробления кристаллов эвтектического кремния и ориентации армирующих частиц в направлении скольжения (рис.3.26). Глубина зоны деформирования зависит от условий трения (давления, скорости и длительности испытания) и состава образцов. Чем прочнее матрица, тем меньше глубина зоны сдвигов (150 и 80 мкм после задира образцов из сплавов АК12 и АК12М2МгН соответственно) [127]. Наличие армирующей фазы ограничивает развитие пластической деформации вглубь образца.

Именно на стадии установившегося изнашивания, происходящего преимущественно по окислительному механизму, в слое, прилегающем непосредственно к поверхности трения, в результате контактного взаимодействия образуется дисперсная механическая смесь из материала матричных сплавов, армирующих частиц, контртела и их оксидов (рис.3.26, в). Присутствие в этом слое железа, вероятно, является результатом абразивного действия на контртело твердых армирующих частиц. Этот граничный слой может быть определен как переходный или «третье тело». Переходный слой препятствует прямому контакту трущихся поверхностей, тем самым, защищает образец от разрушительного адгезионного изнашивания и способствует росту критических нагрузок, при которых наблюдается переход от режима слабого изнашивания к интенсивному изнашиванию [109, 290, 291, 294, 295].

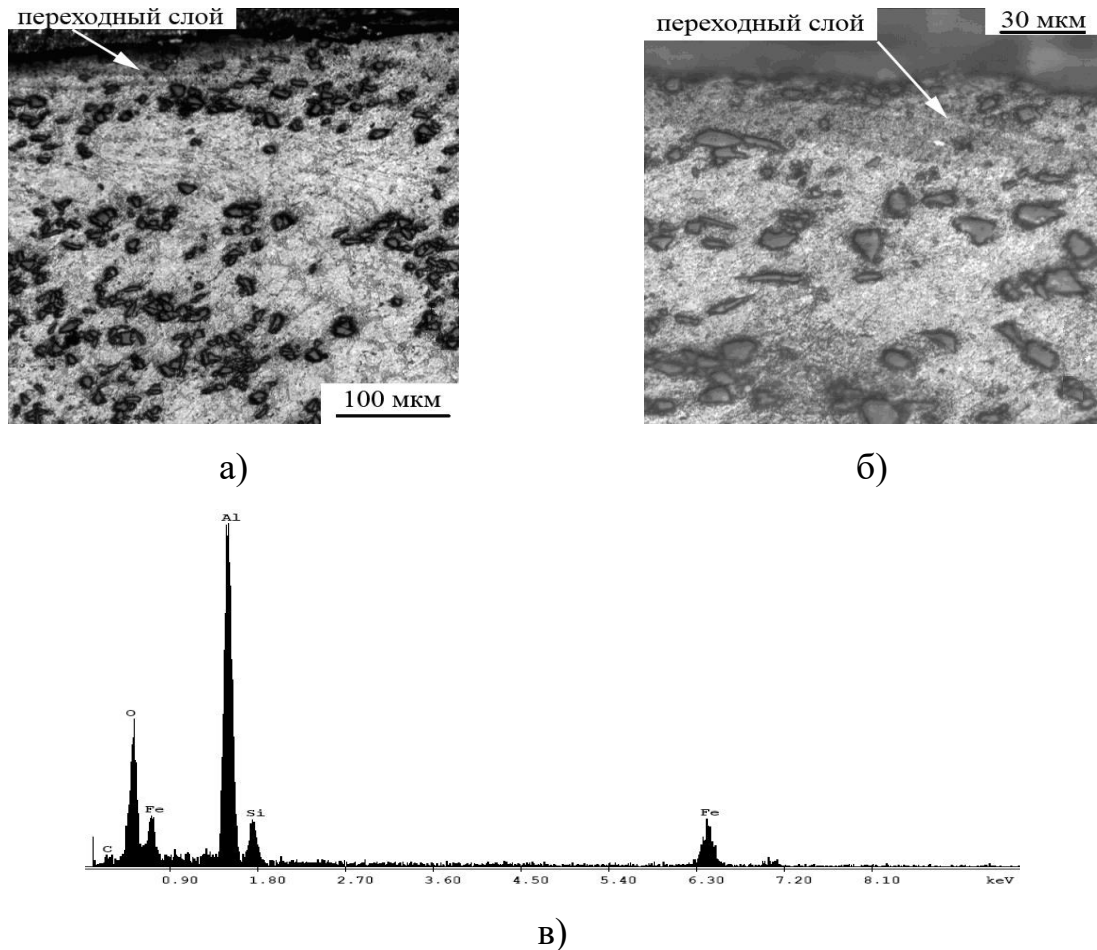


Рисунок 3.26.

Микроструктура приповерхностных слоев (а, б) КМ состава АК12М2МгН + 15,5 масс.% SiC₍₁₄₎ и поэлементный состав переходного слоя (в) после испытаний в режиме установившегося изнашивания ($p=0,7$ МПа, $t=10$ мин).

Однако, после испытаний при удельных давлениях 0,7 МПа и более вид поверхности трения образцов существенно изменяется. На поверхности трения образцов из чистого алюминия и КМ системы Al-Ti обнаруживаются наряду с канавками кратеры макроскопических размеров, вытянутые в направлении скольжения (рис.3.27, а, б). Данный рельеф изношенной поверхности является результатом изменения в механизме изнашивания и его переходу к адгезионному типу. Характерными признаками адгезионного изнашивания являются схватывание и перенос материала матрицы на поверхность контртела. Вызываемые при этом высокие уровни деформаций и

напряжений в подповерхностном слое приводят к существенному повреждению материала, однако частицы интерметаллидов присутствуют на поверхности трения (рис.3.27, в), возможно, вследствие прочной связи с матрицей.

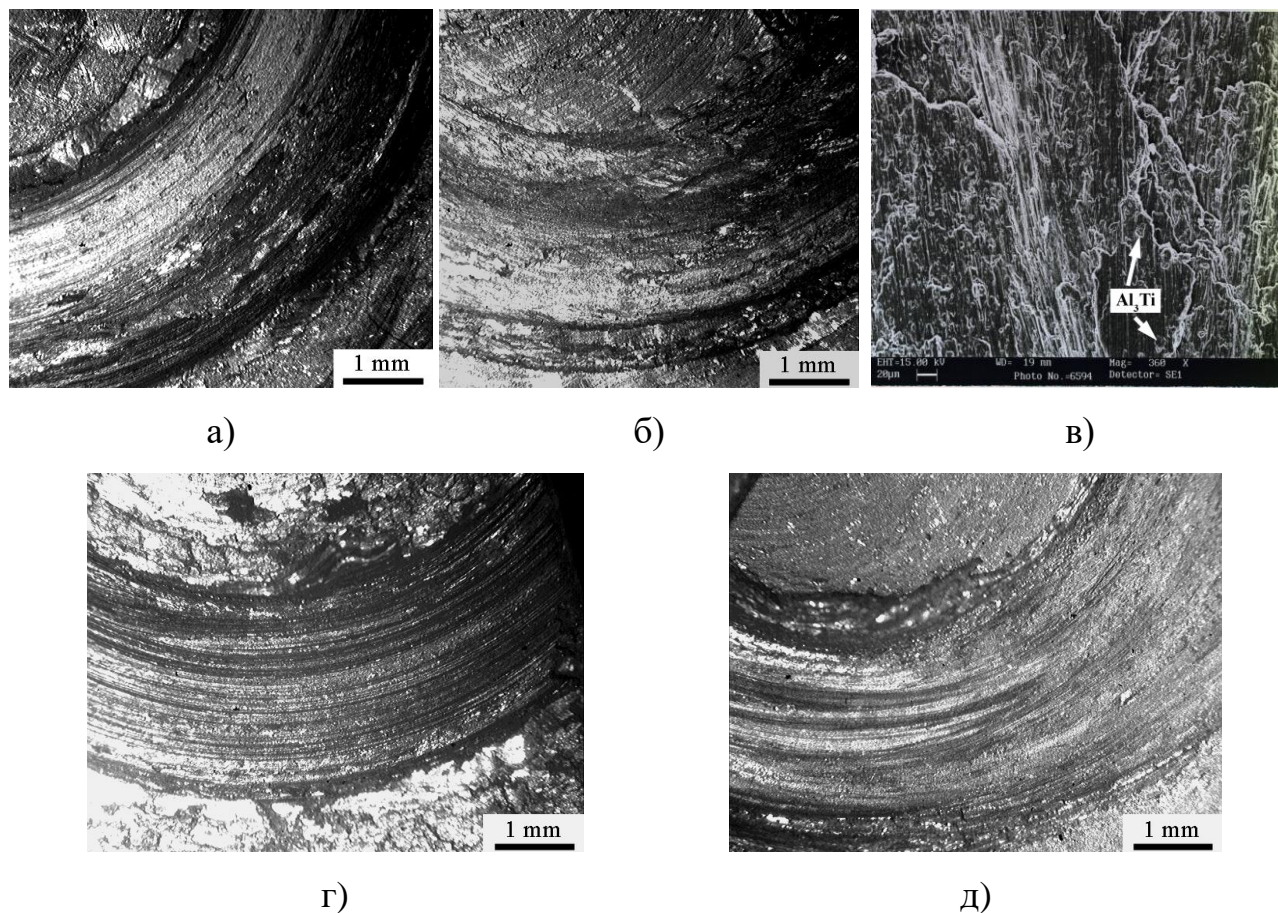


Рисунок 3.27.

Поверхности трения после испытаний образцов состава, масс. %: А99 (а), А99 + 5,4Al₃Ti (б, в), А99 + 2TiC (г), А99 + 5,4Al₃Ti + 2TiC (д).

Удельное давление: 0,2 МПа (а), 0,7 МПа (б, в, г, д).

Достаточно гладкие поверхности трения образцов, армированных частицами TiC или полиармированных частицами Al₃Ti и TiC после испытаний при удельном давлении 0,7 МПа (рис.3.27, в, г) свидетельствуют об умеренном изнашивании, происходящем по окислительному механизму.

При просмотре на растровом электронном микроскопе поверхности трения антифрикционного сплава АО20-1 после испытаний при удельном давлении 0,46 МПа обнаружены глубокие шероховатые борозды, вытянутые

в направлении скольжения (рис.3.28, а). Такой вид поверхности трения характерен для начальной стадии адгезионного изнашивания.

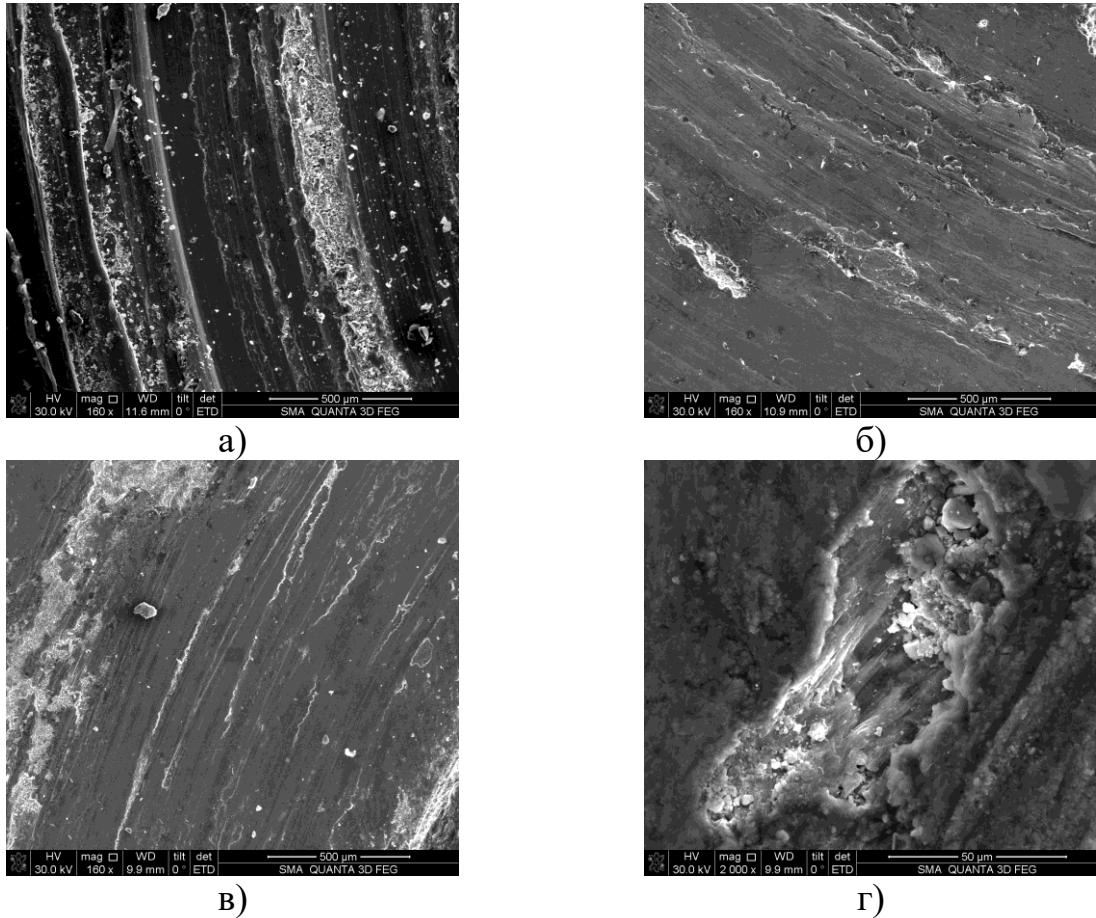


Рисунок 3.28.

Микрофотографии поверхностей трения образцов, масс. %: АО20-1 (а);
 АО20-1 + 5TiC₍₄₀₋₁₀₀₎ (б); АО20-1 + 10TiC₍₄₀₋₁₀₀₎(в, г).
 Удельное давление: 0,46 МПа (а), 0,7 МПа (б, в, г).

В образцах дисперсно-наполненных КМ на основе сплава АО20-1 преобладают достаточно гладкие поверхности трения (рис.3.28, б, в), вероятно, в результате образования переходного слоя, свойственного окислительному механизму изнашиванию. Однако, присутствие на поверхности трения незначительного количества кратеров (рис.3.28, г), может быть связано с нарушением переходного слоя и возникновением кратковременного режима схватывания.

На фотографиях поверхностей трения сплава АК12М2МгН и КМ на его основе после испытаний при удельном давлении 0,7 МПа видно, что введение армирующих частиц в матричный сплав приводит к изменению микрорельефа (рис.3.29). В присутствии керамических частиц очаги схватывания имеют меньшую площадь, чем на неармированных матричных образцах и более фрагментированы.

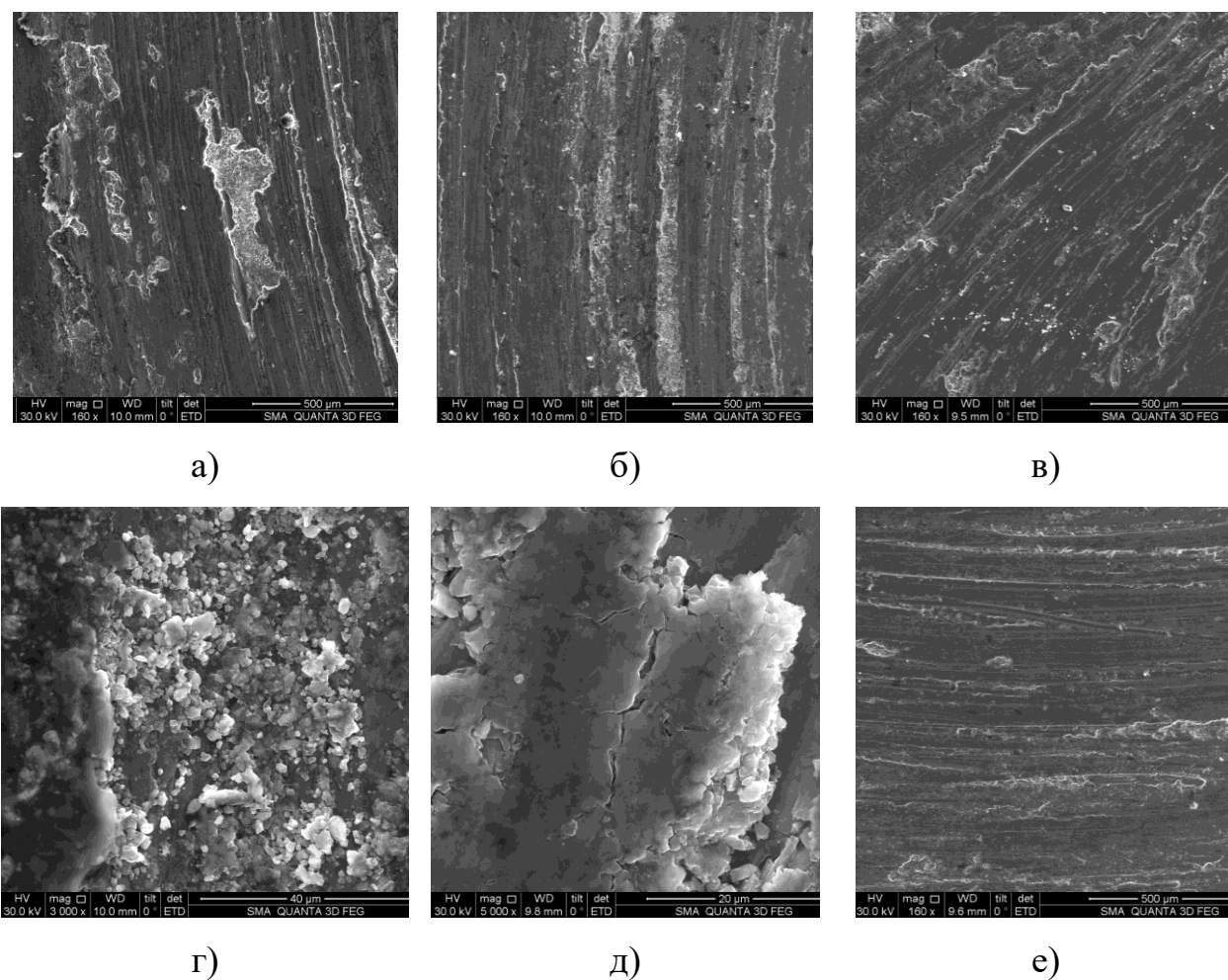


Рисунок 3.29.

Микрофотографии поверхностей трения после испытаний при нагрузке 60 Н образцов: АК12М2МгН (а); АК12М2МгН-10%TiC_(≤40)(б); АК12М2МгН-10%TiC₍₄₀₋₁₀₀₎(в, г, д); АК12М2МгН-10%SiC₍₄₀₎(е).

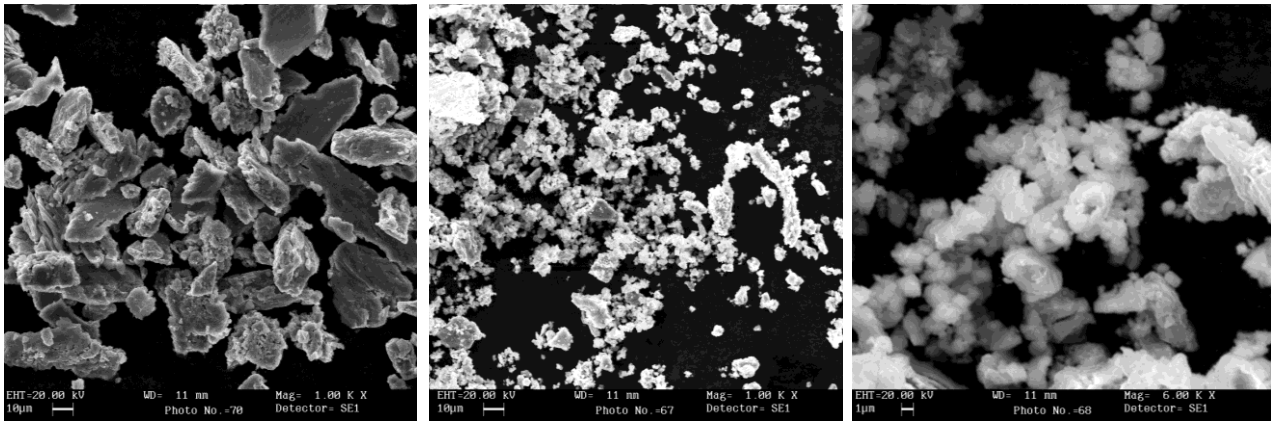
В некоторых очагах схватывания на поверхности трения образцов КМ обнаружены частицы дебриса в виде порошков равноосной формы и средним размером ~ 2 мкм (рис.3.29, г). Такой тип дебриса характерен для

окислительного механизма изнашивания. Также на поверхности трения образцов из КМ заметны следы растрескивания (рис.3.29, д). Образующиеся в результате пластической деформации поверхностные трещины предшествуют отделению (деламинации) фрагментов поверхностного слоя.

Размер наполнителя в КМ также оказывает влияние на морфологию поверхности трения. При увеличении размера наполнителя с ≤ 40 до 40-100 мкм площадь очагов схватывания на поверхности трения уменьшается (сравнить рис.3.29, б и рис.3.29, в). Причина этого, вероятно, заключается в том, что частицы большего размера лучше удерживают переходный слой на контактирующих поверхностях.

При сравнении поверхностей трения КМ на основе сплава АК12М2МгН, упрочненных частицами TiC и SiC (при равной доле и размере наполнителя), существенных различий в рельефе поверхностей трения не выявлено (сравнить рис.3.29, в и рис.3.29, е).

Дебрис (продукты изнашивания) при износе матричных сплавов и КМ на их основе имеет преимущественно форму чешуек и порошков (рис.3.30-3.32). После испытаний при минимальном удельном давлении (0,2 МПа) видны 3 типа дебриса, характерные для различных механизмов изнашивания: 1 – частицы ленточной формы размером до 150 мкм со следами резанья на поверхности являются продуктами абразивного износа, характерного для начальных этапов (стадии приработки) образцов из материала матрицы (рис.3.30, а); 2 – мелкие частицы, имеющие преимущественно равноосную форму и размер до 10 мкм, являются, скорее всего, продуктами окислительного износа (рис.3.30, б, в); 3 – шероховатые частицы пластинчатой формы размером от 20 до 100 мкм имеют признаки адгезионного разрушения (рис.3.30, б). Введение армирующих частиц в матрицу увеличивает долю дебриса, соответствующего окислительному механизму изнашивания. По данным МРСА в составе дебриса КМ появляется железо, как результат абразивного воздействия армирующих частиц на контртело.



а)

б)

в)

Рисунок 3.30.

Вид продуктов изнашивания литых образцов АО20-1 (а) и АО20-1 + 5 масс.% $TiC_{(40-100)}$ (б, в) в процессе сухого трения скольжения при удельном давлении 0,2 МПа.

Процесс сухого трения скольжения при максимальных трибонагрузках (0,46 МПа - матрица и 0,7 МПа - КМ) характеризуется дебрисом III типа с большим количеством частиц пластинчатой формы средним размером до 70 мкм и до 50 мкм соответственно в матричном материале и КМ (рис.3.31, а, в). Частицы несут на себе следы интенсивной деформации. Увеличение осевой нагрузки приводит к получению более равноосных и близких по размеру частиц с рваными фрагментированными краями, в случае образцов КМ – с надрывами и трещинами внутри частиц. Появление дебриса этого типа свидетельствует о развитии адгезионной составляющей в механизме изнашивания. В дебрисе КМ сохраняется и значительное количество равноосных мелких частиц, характерных для окислительного механизма изнашивания (рис.3.31, в, г).

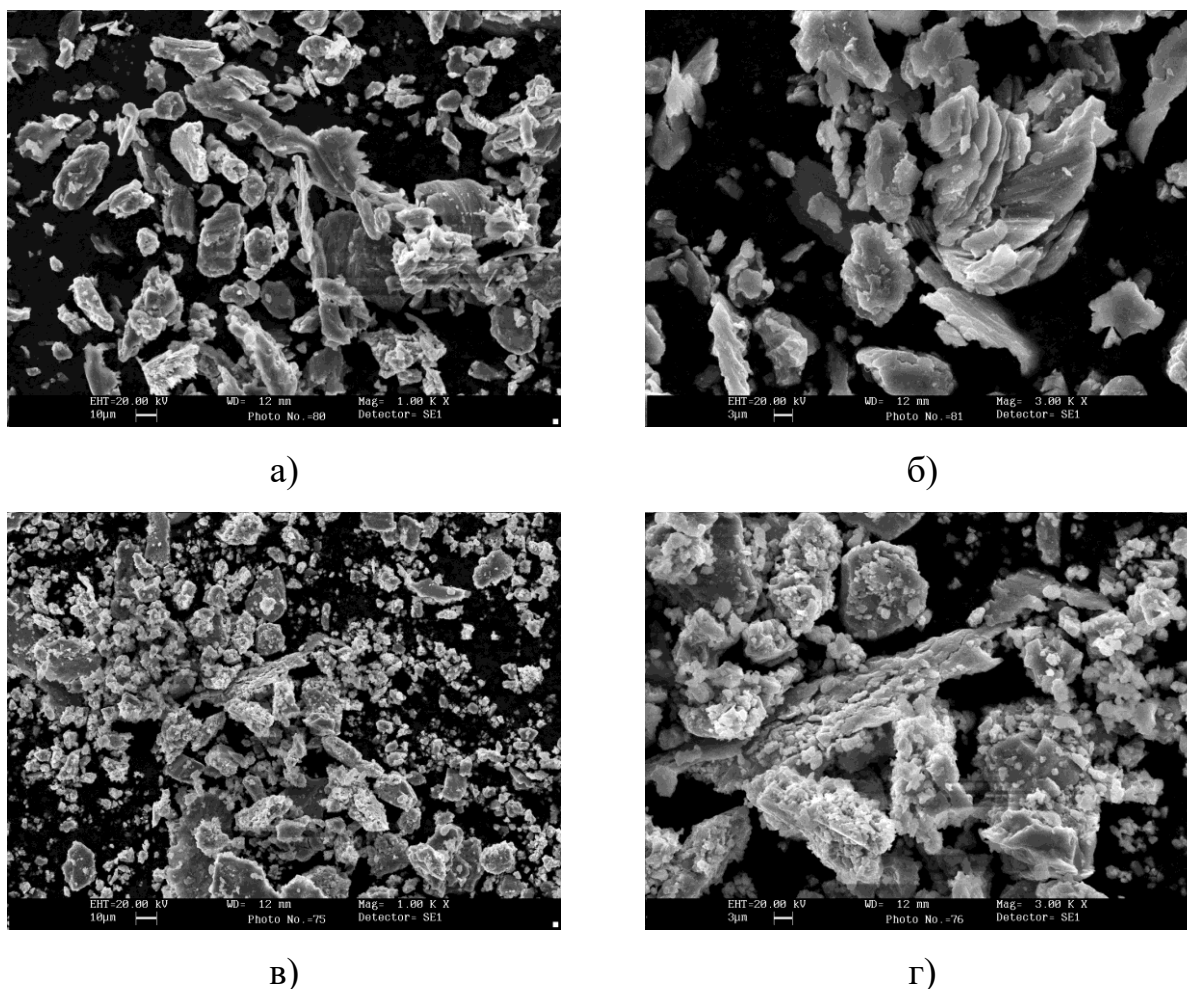
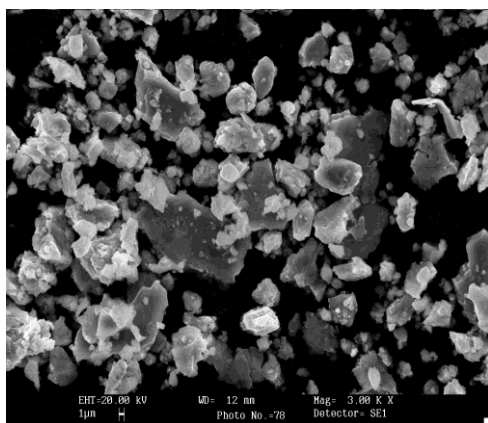


Рисунок 3.31.

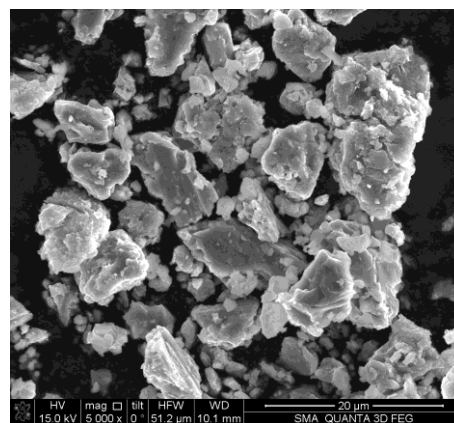
Вид продуктов изнашивания литых образцов АО20-1 (а, б) и АО20-1 + 5 масс.% $TiC_{(40-100)}$ (в, г) в процессе сухого трения скольжения. Удельное давление 0,46 МПа (а, б) и 0,7 МПа (в, г).

Продукты изнашивания дисперсно-наполненных КМ на основе сплава АК12М2МгН, содержащих 5 масс.% частиц $TiC_{(\leq 40)}$ или $SiC_{(14)}$, полученные при минимальном удельном давлении (0,2 МПа), представлены на рис.3.32, а, б. В дебрисе образцов видно несколько типов частиц, характерных для разных механизмов изнашивания. В дебрисе КМ, упроченных частицами TiC , преобладают мелкие равноосные частицы средним размером до 5-7 мкм, являющиеся результатом окислительного износа, тогда как в дебрисе КМ, содержащего частицы SiC , количество таких частиц существенно меньше. Это свидетельствует о доминировании окислительного типа изнашивания в

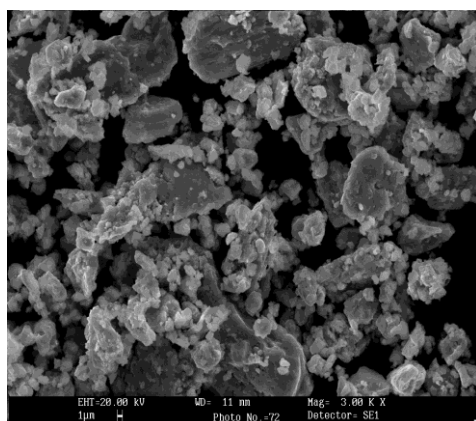
КМ системы Al-TiC и снижении роли этого механизма при трении КМ системы Al-SiC. Наличие некоторого количества шероховатых крупных частиц пластинчатой формы средним размером 15-20 мкм связано с кратковременным возникновением режима схватывания/проскальзывания в процессе трения, приводящего к адгезионному разрушению.



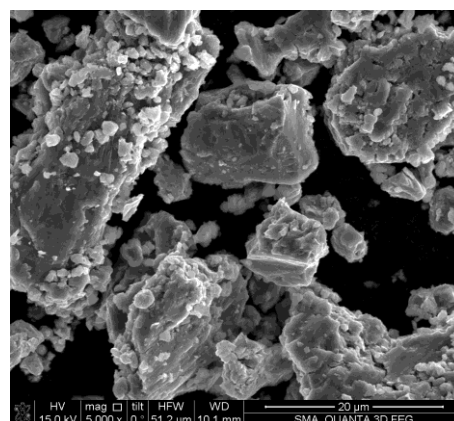
а)



б)



в)



г)

Рисунок 3.32.

Вид продуктов изнашивания КМ АК12М2МгН + 5 масс.% TiC_(≤40) (а, в)
и АК12М2МгН + 5 масс.% SiC₍₁₄₎ (б, г).

Удельное давление 0,2 (а, б) и 0,7 (в, г) МПа.

Увеличение удельного давления до 0,7 МПа приводит к увеличению средних размеров частиц адгезионного разрушения до 25-35 мкм, однако их количество растет незначительно как в КМ системы Al-TiC (рис.3.32, в), так и в КМ системы Al-SiC (рис.3.32, г). При максимальном удельной давлении

(0,7 МПа) мелкие частицы сохраняют доминирующую роль в дебрисе КМ системы Al-TiC, что является следствием изнашивания, происходящего преимущественно по окислительному механизму. Однако, вследствие роста температуры и давления в зоне контакта, происходит слипание мелких частиц как друг с другом, так и с крупными частицами (рис.3.32, в, г). Кроме того, увеличение удельного давления с 0,2 до 0,7 МПа приводит к повышению количества железа в дебрисе КМ (рис.3.33).

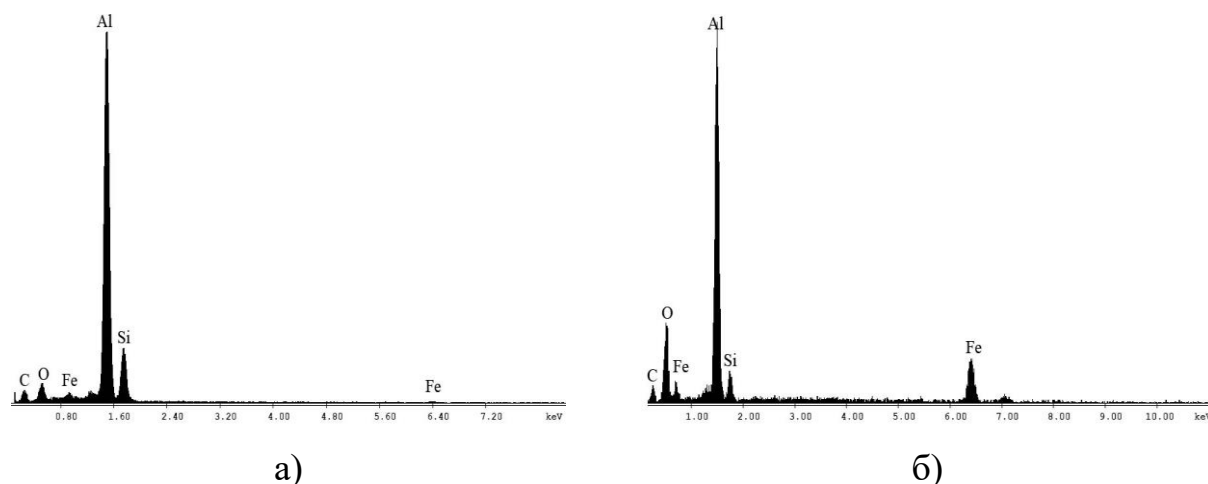


Рисунок 3.33.

Поэлементный состав дебриса КМ АК12М2МгН + 5 масс.% TiC_(≤40) после испытаний на сухое трение скольжения при удельном давлении 0,2 (а) и 0,7 (б) МПа.

Таким образом, в диапазоне удельных давлений от 0,2 до 0,7 МПа в дебрисе КМ систем Al-TiC и Al-SiC преобладают мелкие равноосные частицы, характерные для изнашивания по окислительному механизму. Однако, в дебрисе КМ системы Al-TiC их количество значительно больше, чем у КМ системы Al-SiC. Причиной этого, вероятно, является то, что частицы SiC, характеризующиеся менее прочной межфазной связью, в сравнении с частицами TiC, легче выкрашиваются из матрицы усиливая абразивное изнашивание.

Изменение доли армирующих частиц в дисперсно-наполненных КМ также оказывает влияние на морфологию продуктов изнашивания и

доминирующий механизм изнашивания. Повышение количества наполнителя (TiC) с 5 до 10 масс.% приводит к увеличению доли мелких равноосных частиц, характерных для окислительного изнашивания, и уменьшению количества и среднего размера крупных частиц дебриса пластинчатой формы с 25-35 мкм до 10-15 мкм (рис.3.34). Рваные края и шероховатость частиц дебриса свидетельствуют о возрастающей хрупкости КМ. Твердый керамический наполнитель препятствует пластической деформации, деламинации и переносу материала матрицы на контртело, расширяя диапазон стабильного трения.

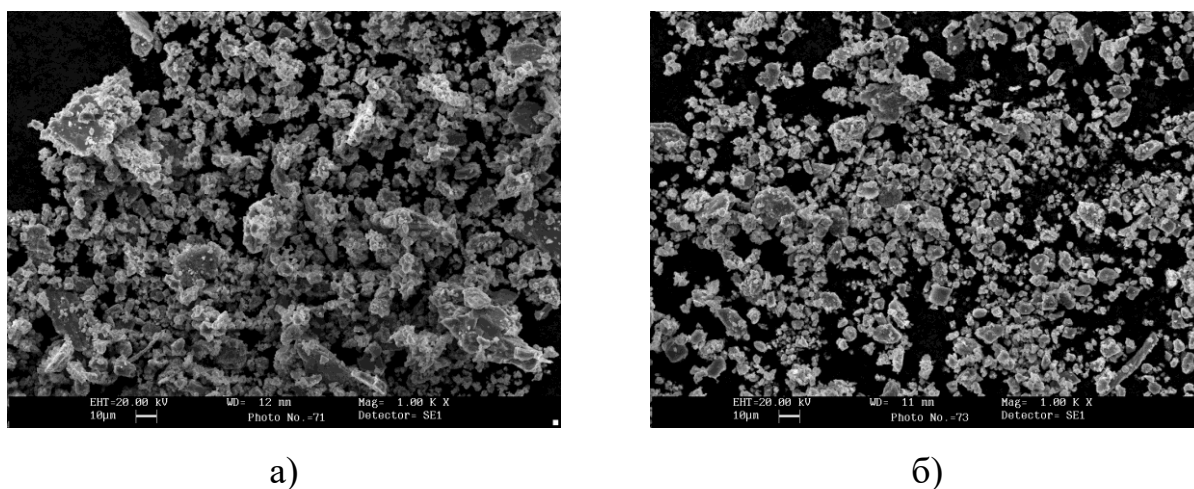


Рисунок 3.34.

Вид продуктов изнашивания КМ на основе сплава АК12М2МгН, содержащего 5 (а) и 10 (б) масс.% частиц $TiC_{(\leq 40)}$ в процессе сухого трения скольжения при удельном давлении 0,7 МПа.

Для апробации разработанных КМ на основе алюминия в трибосопряжениях машин и механизмов проводили стендовые испытания на трение и износ. Например, результаты испытаний, выполненных в ООО «ПК Борец» (Центр Разработки Нефтедобывающего Оборудования) 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 (Приложение 1). Кроме того, полученные результаты позволили организовать на предприятии ООО НПФ «УралМеталлГрафит» выпуск опытно-промышленной партии вкладышей подшипников скольжения электродвигателя из КМ системы Al-TiC, что привело к улучшению эксплуатационных характеристик деталей при сохранении требований к их качеству и надежности (Приложение 2).

3.1.4 Изготовление наплавочных материалов из композиционных материалов на основе алюминия

Для решения задачи по изготовлению наплавочных материалов из дисперсно-наполненных КМ на основе алюминия впервые предложена литейная технология, обеспечивающая, как было показано в Гл.1, однородность распределения армирующих частиц, отсутствие загрязнений на границе раздела частица/матрица и интенсивного межфазного взаимодействия в процессе их получения, а также незначительную пористость (патент на изобретение №2361710, приоритет от 12.02.2008 г., Приложение 3). Наплавочные материалы изготавливали в форме прутков на кафедре «Литейные процессы и конструкционные материалы» Владимирского Государственного Университета, путем разливки композиционного расплава в разъемные литейные формы, нагретые до 723 К для увеличения жидкотекучести композиционного расплава. Применяемые для изготовления прутков оборудование и оснастка обеспечивали их размеры в соответствии с ГОСТ 21449, что позволяло решить важную технологическую задачу – использования стандартного сварочного оборудования для процесса дуговой наплавки. Литые прутки имели гладкую, чистую поверхность без значительных загрязнений и дефектов (рис.3.35) и следующие геометрические размеры: диаметр $d=5\pm 0,1$ мм; длину $L=450\pm 9$ мм.

Как было отмечено в Гл.1, для получения качественных наплавленных покрытий сварочная композиционная ванны должна иметь удовлетворительную жидкотекучесть. Жидкотекучесть композиционного

расплава зависит от состава матрицы, типа, размера и доли армирующих частиц. Поэтому при разработке наплавочных материалов из КМ для дуговой наплавки функционально-градиентных композиций на основе алюминия вопросу выбора состава КМ, обеспечивающих высокую жидкотекучесть, уделяли особое внимание.



Рисунок 3.35.

Внешний вид наплавочных прутков из КМ на основе алюминия.

В соответствии с формулой Эйнштейна введение в матричный сплав армирующих частиц должно приводить к снижению жидкотекучести композиционного расплава [150]:

$$\eta = \eta_0 \cdot (1 + 2,5 \cdot V_p), \quad (3.2)$$

где η и η_0 – динамическая вязкость композиционного и исходного расплава соответственно, V_p – объемная доля дисперсных частиц. При равном объемном содержании меньшие по размеру частицы сильнее снижают жидкотекучесть [46, 79].

В связи с этим, при разработке наплавочных материалов из КМ особое внимание следует уделять выбору доли и размера армирующих частиц, при которых сохраняется жидкотекучесть, достаточная для качественного формирования наплавленных слоев. Также необходимо учитывать тип армирующих частиц, так как частицы разного типа по-разному смачиваются матричным расплавом, что также отражается на жидкотекучести.

При оценке влияния типа наполнителя и состава матричного сплава на жидкотекучесть композиционного расплава и выборе допустимой доли армирующих частиц руководствовались результатами оценки жидкотекучести сварочной ванны по методу А.А. Ерохина [297]. Под жидкотекучестью сварочной ванны понимают сложный комплекс свойств, определяющий ее способность изменять свою форму под действием силы тяжести и других сил, например, давления дуги. В литейной технологии для оценки жидкотекучести металла пользуются разного рода технологическими пробами, имитирующими условия производства. Сущность этих проб сводится к тому, что некоторое количество металла, нагретого до определенной температуры, заливают в специальную форму, имеющую спиральный или другого вида канал, и судят о степени жидкотекучести по длине заполненной металлом части канала. Для условий сварочного процесса такого рода пробы не пригодны, так как при сварке, в отличие от литья, жидкий металл в различных точках сварочной ванны имеет разную температуру. Так, если непосредственно под дугой температура поверхностного слоя приближается к температуре кипения металла, то на периферии ванны температура металла близка к точке ликвидуса. В связи с этим практический интерес представляет определение жидкотекучести сварочной ванны в целом как интегральной характеристики.

В методе А.А. Ерохина жидкотекучесть композиционной ванны оценивается косвенно - по нарушению симметричности поперечного сечения горизонтального валика, полученного оплавлением или наплавкой на наклонную плоскость (угол наклона $\alpha=35^\circ$) [296, 297]. Несимметричность сечения валика характеризуют отношением площадей F_2/F_1 (рис.3.36). Очевидно, что большему значению F_2/F_1 соответствует лучшая жидкотекучесть сварочной ванны. При оценке величины жидкотекучести сварочной композиционной ванны проводили не менее трех измерений площадей F_1 и F_2 для каждого состава сварочной композиционной ванны при постоянных технологических параметрах режима. Помимо определения F_1 и

F_2 проводили измерения значений краевых углов оттеkania φ_1 и натеkania φ_2 , которые зависят от соотношения вязкости расплава и поверхностных натяжений расплав-газ, расплав-твердое тело, твердое тело-газ [297].

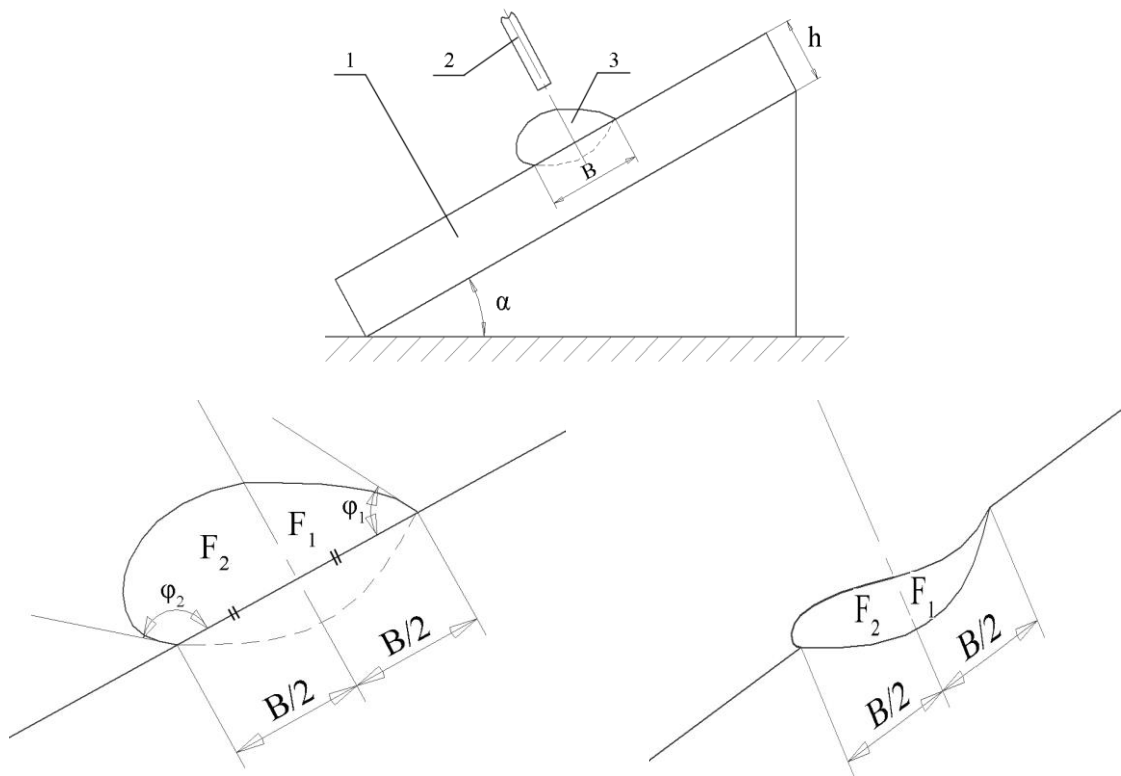


Рисунок 3.36.

Оценка жидкотекучести композиционного материала по методу [296]:

- 1 – наклонная пластина, 2 - присадочный композиционный пруток,
3 –наплавленный валик.

Для оценки влияния типа наполнителя и состава матричного сплава на жидкотекучесть композиционного расплава проводили горизонтальное оплавление сварочной дугой дисков из дисперсно-наполненных КМ, установленных наклонно ($\alpha=35^\circ$). Размер дисков: диаметр $d=98$ мм, толщина $h=8$ мм. Режим оплавления: $I=200-210$ А, $U=18-20$ В, $V_0=12$ м/ч. Внешний вид макрошлифов поперечных сечений горизонтальных валиков представлен на рис.3.37.

Сравнение геометрических размеров валиков показывает, что наибольшую ширину имеют валики, полученные оплавлением КМ состава АК12 + 10 масс.% $TiC_{(40-100)}$ (табл.3.11). Дисперсно-упрочненные КМ,

армированные частицами TiC, характеризуются большими значениями несимметричности поперечного сечения горизонтального валика и, следовательно, лучшей жидкотекучестью по сравнению с КМ, упрочненными частицами SiC, при сохранении состава матрицы, размера и доли наполнителя в КМ. Причиной этого может быть влияние типа наполнителя на жидкотекучесть композиционного расплава. Частицы TiC в отличие от частиц SiC являются термодинамически стабильными, т.е. не склонными к интенсивному межфазному взаимодействию с материалом матрицы, которое негативно сказывается на жидкотекучести композиционного расплава.

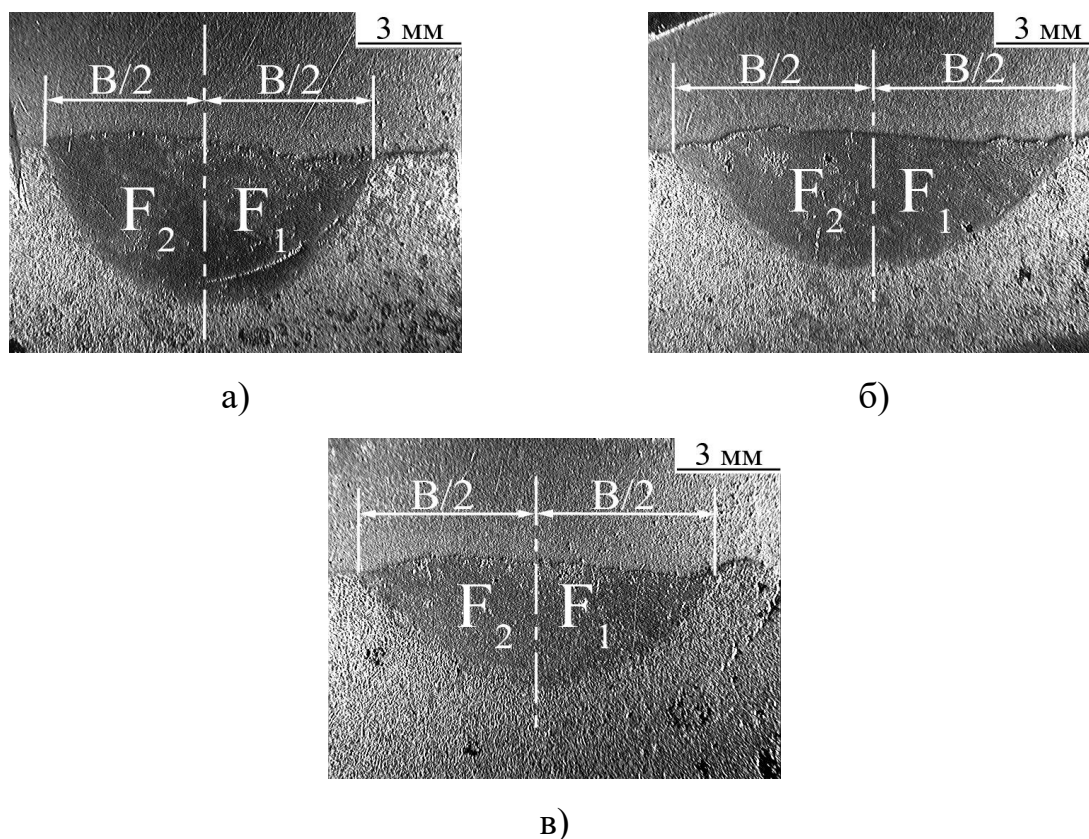


Рисунок 3.37.

Макрошлифы поперечного сечения горизонтальных валиков, полученных оплавлением литых КМ, состава, масс. %: а) АК12 + 10SiC₍₄₀₎, б) АК12 + 10TiC₍₄₀₋₁₀₀₎, в) АК7 + 10TiC₍₄₀₋₁₀₀₎.

Ни анализ структуры, ни МРСА не обнаружил в оплавленных зонах КМ, армированных частицами TiC, продуктов межфазного взаимодействия (фаз

Al_3Ti и Al_4C_3). Частицы TiC сохраняют исходную скользящую огранку, межфазные границы непрерывны, без видимых пустот (рис.3.38). После оплавления образцов КМ, упрочненных частицами SiC и TiC происходит увеличение твердости с 637,4 и 647 МПа в исходном состоянии до 653 и 668,2 МПа соответственно, вероятно, за счет диспергирования структуры матричного сплава.

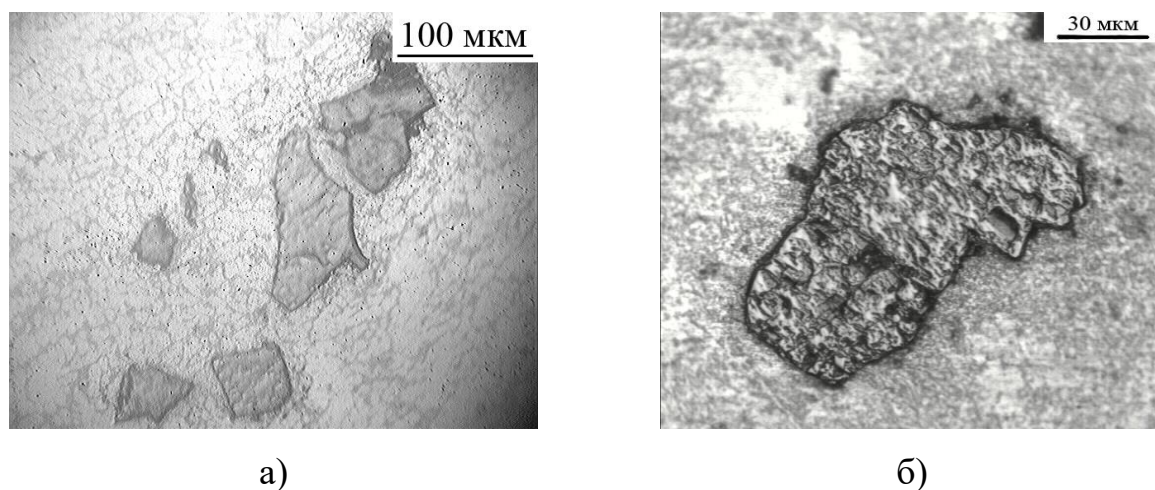


Рисунок 3.38.

Микроструктура КМ на основе сплава АК12, содержащего 10 масс.% частиц $TiC_{(40-100)}$ после оплавления.

Таблица 3.11.

Влияние состава матричного сплава и типа наполнителя на геометрические размеры и несимметричность сечения оплавленных валиков.

Состав композиционного расплава, масс.%	Ширина валика В, мм	Высота валика Н, мм	F_2/F_1
АК12 + 10 $SiC_{(40)}$	10	4	1,204
АК12 + 10 $TiC_{(40-100)}$	12,75	3,5	1,244
АК7 + 10 $TiC_{(40-100)}$	11,25	3,5	1,165

Количество кремния в матричном сплаве также влияет на жидкотекучесть композиционного расплава. При уменьшении содержания кремния от (11-13) масс.% в сплаве АК12 до (6-8) масс.% в сплаве АК7 степень несимметричности сечения валика уменьшается с 1,244 до 1,165,

геометрические размеры оплавленной зоны также уменьшаются (табл.3.11). Это связано с повышением температуры ликвидуса, расширением эффективного интервала кристаллизации и уменьшением в структуре матрицы доли эвтектической составляющей. Поэтому, для достижения высоких сварочно-технологических свойств КМ необходимым условием является высокое содержание кремния в матричном сплаве, отвечающее эвтектическому ~ 13 масс.%.

Таким образом, жидкотекучесть композиционного расплава, содержащего в качестве армирующей фазы частицы TiC, оказалась выше, чем таковая расплава КМ системы Al-SiC. 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 разработать технологические приемы получения и составы 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.

Выбор доли наполнителя в наплавочном материале, обеспечивающей удовлетворительное формирование наплавленных слоев, проводили по нарушению симметричности поперечного сечения горизонтального валика, полученного наплавкой на наклонную плоскость (рис.3.36). Режим наплавки горизонтальных валиков: I=150-160 А, U=18-20 В, V_н=12 м/ч. Учитывали не только содержание, но и размер армирующих частиц, так как при равном объемном содержании меньшие по размеру частицы сильнее снижают жидкотекучесть.

В качестве матричных сплавов при изготовлении наплавочных материалов из КМ применяли сплавы АК12 и АК12М2MgH, выбранные по результатам испытаний на трение и износ (п.3.1.3). Согласно литературным данным, эти сплавы характеризуются близкими значениями жидкотекучести

(при оценке по прутковой пробе жидкотекучесть соответствует 420 и 425 мм [3.8, 3.54]). Это позволяет оценивать жидкотекучесть сварочной композиционной ванны в зависимости от количества и размера армирующей фазы, пренебрегая различиями в жидкотекучести матричных сплавов.

На рис.3.39 представлен внешний вид макрошлифов поперечных сечений горизонтальных валиков, наплавленных на наклонную плоскость литыми прутками из КМ, содержащими 5, 10 и 15 масс.% армирующих частиц. Результаты измерений несимметричности сечений наплавленных валиков приведены в табл.3.12.

Таблица 3.12.

Влияние состава наплавочных прутков на краевые углы (оттекания φ_1 и натекания φ_2) и несимметричность сечения наплавленных валиков.

№	Состав наплавочного прутка, масс.%	F_2/F_1	$\varphi_1, ^\circ$	$\varphi_2, ^\circ$
1	AK12M2MgH + 5SiC ₍₁₄₎	2,11	50,3	132
2	AK12M2MgH + 10SiC ₍₁₄₎	1,68	53	126
3	AK12M2MgH – 15SiC ₍₁₄₎	1,37	91	118,4
4	AK12 + 5SiC ₍₄₀₎	2,23	18,1	70,3
5	AK12 + 10SiC ₍₄₀₎	2,0	20,3	66,2
6	AK12 + 15SiC ₍₄₀₎	1,65	23,6	65

Видно, что увеличение доли наполнителя в составе присадочного материала из КМ приводит к уменьшению значений несимметричности сечения наплавленных валиков, что означает ухудшение жидкотекучести сварочной композиционной ванны. Кроме того, значения краевых углов натекания и оттекания между поверхностью подложки и профилем наплавки у валиков, содержащих большее количество наполнителя, соответственно уменьшаются и увеличиваются, что затрудняет растекание сварочной композиционной ванны и препятствует формированию удовлетворительных наплавленных слоев. При величине несимметричности сечения валиков менее 1,65 жидкотекучесть сварочной композиционной ванны становится

недостаточной для удовлетворительного формирования и получения бездефектных покрытий.

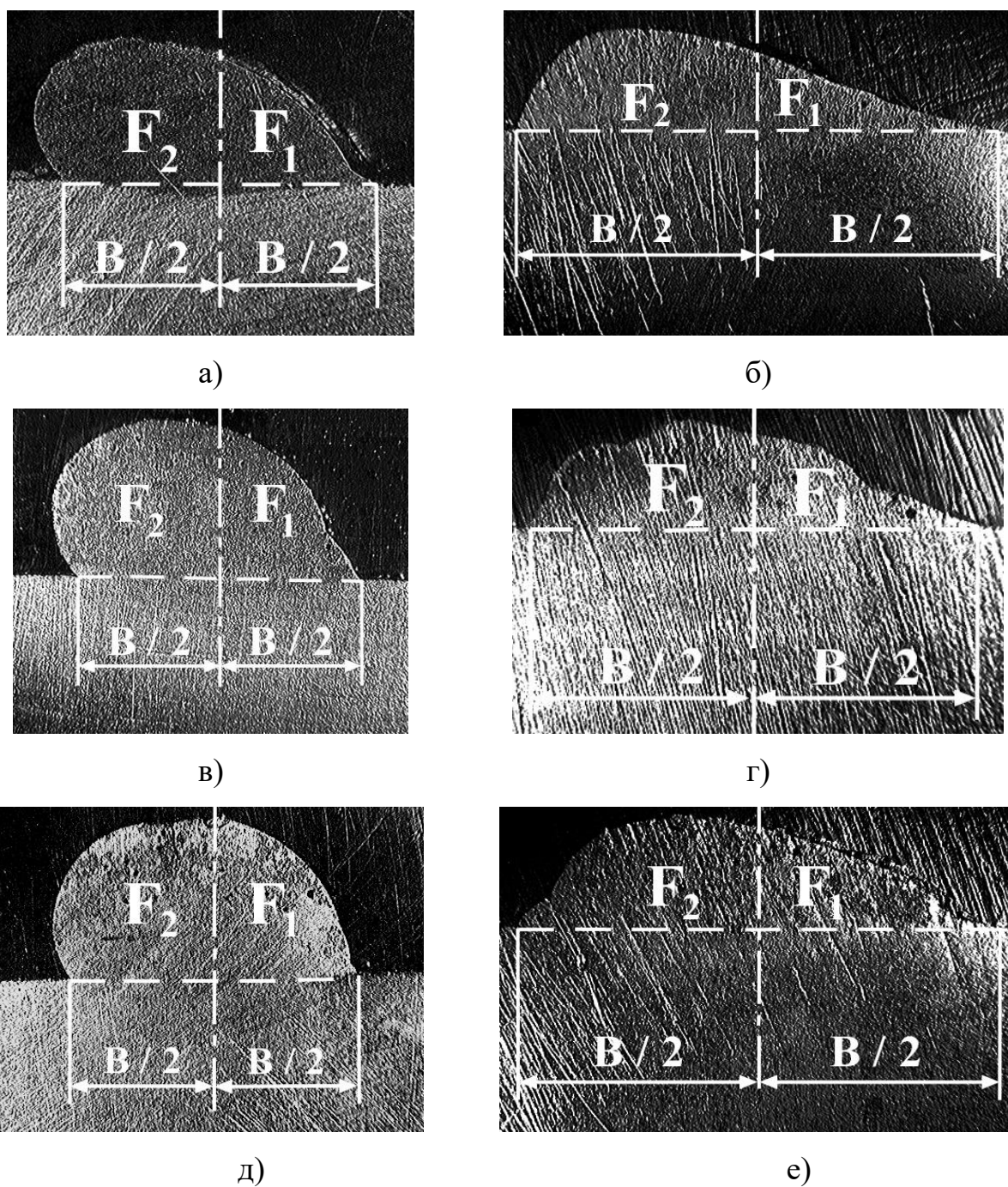


Рисунок 3.39.

Макрошлифы поперечных сечений горизонтальных валиков, наплавленных на наклонную плоскость прутками состава, масс. %:

а) АК12М2МгН + 5SiC₍₁₄₎; б) АК12 + 5SiC₍₄₀₎; в) АК12М2МгН + 10SiC₍₁₄₎;
 г) АК12 + 10SiC₍₄₀₎; д) АК12М2МгН + 15SiC₍₁₄₎; е) АК12 + 15SiC₍₄₀₎.

При равной доле армирования валики из КМ с частицами размером 40 мкм имеют большие значения несимметричности и, следовательно, характеризуются лучшей жидкотекучестью по сравнению с валиками из КМ с частицами размером 14 мкм. Значения краевых углов натекания и оттекания между поверхностью подложки и профилем наплавки у валиков, армированных частицами размером 40 мкм, заметно меньше, что обеспечивает растекание сварочной композиционной ванны и качественное формирование наплавленных слоев.

Таким образом, эксперименты по оценке краевых углов и жидкотекучести сварочной композиционной ванны показали, что содержание частиц SiC средним размером 14 мкм в композиционных наплавочных прутках не должно превышать 10 мас.%. При наплавке прутками с частицами размером 40 мкм жидкотекучесть сварочной композиционной ванны возрастает, формирование наплавленного валика улучшается, что позволяет увеличить долю наполнителя в прутках. Однако, большое содержание армирующей фазы в наплавленном поверхностном слое приводит к значительному износу контртела в паре трения [119, 289]. Поэтому при наплавке покрытий композиционными прутками верхний предел армирования следует выбирать с учетом материала сопряженного тела.

С учетом результатов исследования жидкотекучести сварочной композиционной ванны были изготовлены наплавочные композиционные прутки на основе алюминиевых сплавов АК12 и АК12М2МгН, упрочненные частицами SiC в количестве от 5 до 10 масс.% (табл.3.13). Причем на разработанные наплавочные материалы из КМ на основе алюминия разработаны комплекты конструкторской документации, позволяющие организовать их выпуск в промышленных условиях (Приложение 4).

Составы изготовленных наплавочных композиционных прутков
на основе алюминия.

Матричный сплав	Наполнитель		
	тип	масс. %	размер, мкм
AK12	SiC	5	40
		10	
AK12M2MgH		5	14
		10	

Структура литых наплавочных композиционных прутков, несмотря на высокое содержание наполнителя (до 10 масс.%), характеризуется равномерным распределением армирующей фазы по всей длине прутков (рис.3.40).

Скользящая огранка частиц карбида кремния свидетельствует об отсутствии интенсивного межфазного взаимодействия с алюминием в процессе изготовления прутков. Межфазная граница частица-матрица непрерывна, поры и несплошности отсутствуют, продукты межфазного взаимодействия не обнаружены (рис.3.40, в, е).

На рис.3.41 приведены фрактограммы литых наплавочных прутков из КМ на основе алюминия. Разрушение имеет типичный для дисперсно-наполненных КМ смешанный характер: в одном изломе сочетаются скользящие фасетки межфазного разрушения и участки вязкого разрушения матрицы. При выходе армирующих частиц в плоскость излома на их поверхности видны отдельные островки матрицы, свидетельствующие о дискретной межфазной связи частиц с матрицей (рис.3.41, б).

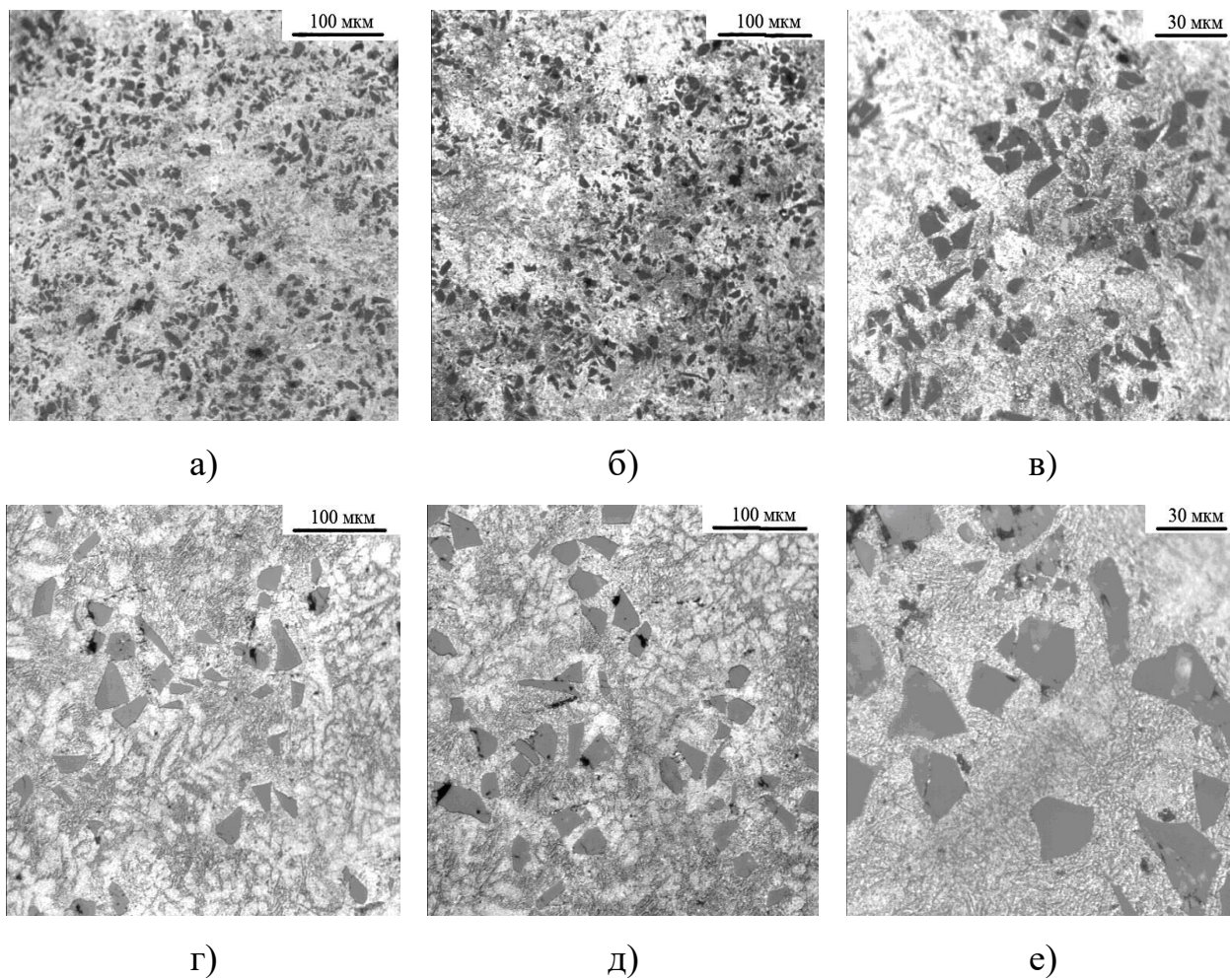


Рисунок 3.40.

Микроструктура наплавочных прутков составов, масс. %:
 АК12М2МgН + 10SiC₍₁₄₎ (а, б, в) и АК12 + 10SiC₍₄₀₎ (г, д, е):

а, г) начало; б, в, г, д) конец прутка.

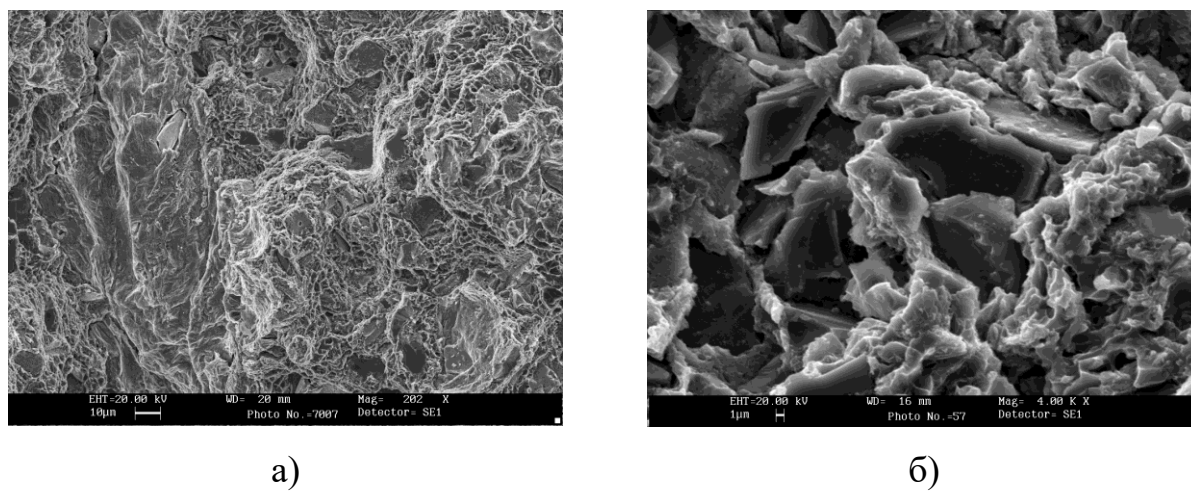


Рисунок 3.41.

Изломы литого наплавочного прутка состава АК12М2МgН+10 масс.%SiC₍₁₄₎.

3.2 Композиционные материалы на основе олова

Предпочтительными методами формирования покрытий из оловосодержащих КМ, согласно литературным данным (Гл.1), являются технологические процессы дуговой и плазменно-порошковой наплавки. Поэтому наплавочные материалы из КМ на основе олова, необходимые для реализации вышеуказанных процессов должны иметь принципиальные отличия. В первом случае в качестве наплавочного материала допускается применение композиционных прутков, в то время как, во втором – предпочтение следует отдавать КМ в порошкообразном виде. Кроме того, главная особенность КМ на основе олова связана со значительными различиями в значениях плотности матричного сплава и наполнителя (например, для частиц SiC: $\rho=3,2$ г/см³, для сплава Б83: $\rho=7,38$ г/см³), что обуславливает высокую вероятность зональной ликвации, а также в ряде случаев с неудовлетворительной смачиваемостью наполнителя матричным расплавом. Поэтому для изготовления объемно-армированных образцов из КМ на основе олова были выбраны технологии порошковой металлургии, позволяющие получать требуемые материалы, содержащие дискретные армирующие наполнители (патент на изобретение №2585588, приоритет от 11.12.2014 г., Приложение 5).

3.2.1 Изготовление наплавочных прутков из композиционных материалов на основе олова

Для обеспечения возможности применения в сочетании со стандартным сварочным оборудованием наплавочные материалы из дисперсно-наполненных КМ на основе олова изготавливали в форме прутков с размерами согласно ГОСТ 21449 в соответствии с предложенной технологией, состоящей из последовательных стадий: механического легирования и холодного прессования порошковой композиционной смеси; спекания и горячей экструзии компакта (рис.3.42, а). Применение разработанной технологии позволяет ввести и обеспечить равномерное

распределение в оловосодержащей матрице плохо смачивающихся наполнителей и модифицирующих добавок, отличающихся по типу и фракционному составу. Для реализации процесса получения наплавочных прутков из КМ на основе олова было изготовлено оборудование (установка и оснастка) и определены технологические приемы и параметры, позволяющие организовать выпуск длинномерных (до 2 м) заготовок, из которых в дальнейшем получали прутки мерной длины (рис.3.42, б). 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 трибологических свойств, которые являлись важными критериями при выборе составов наплавочных материалов, изготавливали композиционные прутки диаметром 6 мм.

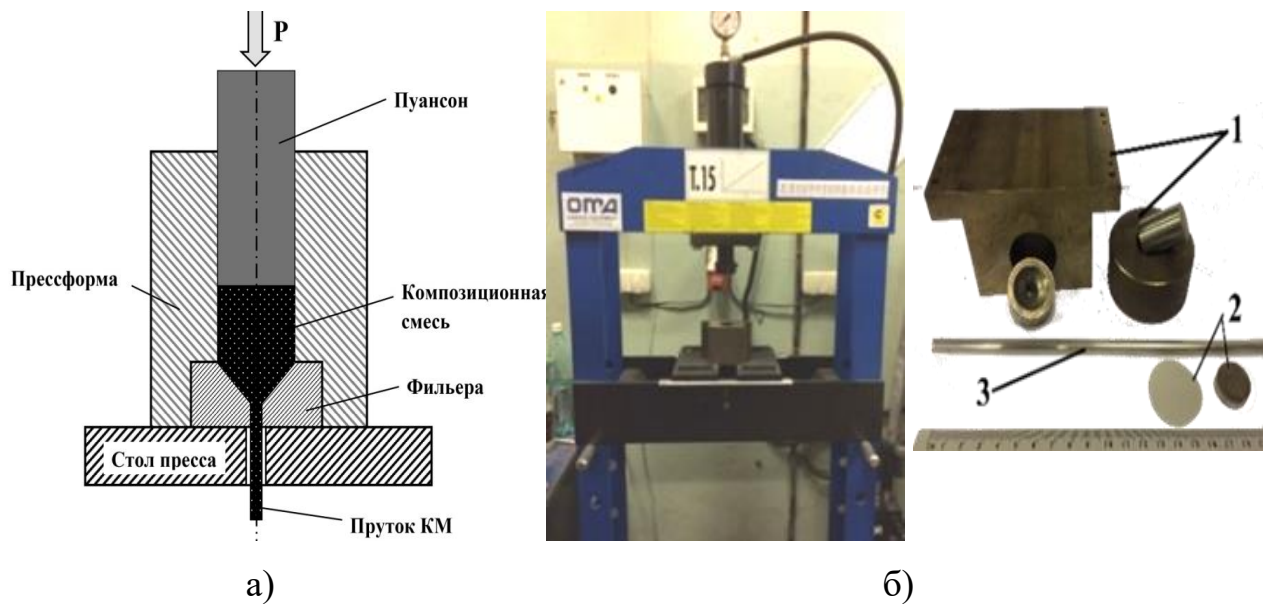


Рисунок 3.42.

Схема процесса экструзии (а), внешний вид оборудования, оснастки, исходных компонентов и наплавочных прутков из КМ на основе олова (б).

Цифрами обозначены: 1 - оборудование и оснастка;

2 – исходные компоненты; 3 – наплавочные прутки.

Наплавочные прутки изготавливали методом горячей экструзии компакта, состоящего из порошковых смесей исходными компонентами

которых являлись порошок баббита Б83, служащий матрицей, и наполнители: частицы карбида кремния со средним размером 40 мкм, модифицированная шунгитовая порода, субмикронные частицы бора и карбида бора размер которых не превышал 1 мкм.

Порошок матричного баббита фракции (300-400) мкм получали процессом механического размолла стружки литой заготовки из сплава Б83 в планетарной мельнице «Retsch PM100» при частоте вращения барабана 200 об/мин и времени обработки 120 мин.

Композиционную порошковую смесь заданного состава для экструзии получали методом механического легирования, подбирая технологические параметры процесса (частоту вращения барабана планетарной мельницы и время обработки) опытным путем. Установленные технологические параметры изготовления порошковых смесей процессом механического легирования в планетарной мельнице представлены в табл.3.14.

Таблица 3.14.

Составы и режимы получения порошка баббита Б83
и композиционных смесей на его основе.

№	Состав порошковой смеси, масс. %	Режимы механического легирования	
		частота вращения, об/мин	время обработки, мин
1	Б83	200	120
2	Б83 + 3SiC ₍₄₀₎	150	10
3	Б83 + 5SiC ₍₄₀₎	150	10
4	Б83 + 7SiC ₍₄₀₎	150	10
5	Б83 + 0,5МШП	200	120
6	Б83 + 0,5МШП + 3SiC ₍₄₀₎	200 ¹⁾ ; 150 ²⁾	120 ¹⁾ ; 10 ²⁾
7	Б83 + 0,25B _(<0,5)	200	120
8	Б83 + 0,25B ₄ C _(<1)	200	120
9	Б83 + 0,25B ₄ C _(<1) + 5SiC ₍₄₀₎	200 ¹⁾ ; 150 ²⁾	60 ¹⁾ ; 10 ²⁾
¹⁾ на этапе обработки №1; ²⁾ на этапе обработки №2.			

Важно отметить, что технология изготовления композиционных смесей, состоящих из трех компонентов (№6 и №9 в табл.3.14), состояла из двух этапов. На первом этапе проводили обработку в планетарной мельнице порошка баббита и субмикронных частиц наполнителя. Второй этап заключался в перемешивании композиционной смеси, изготовленной на этапе 1 и частиц карбидокремниевого наполнителя микронного размера. Для контроля процесса механического легирования обработанные в планетарной мельнице порошковые смеси просеивали с помощью ситового анализатора «Retsch AS200». Критерием оценки завершенности процесса механического легирования являлось отсутствие разделения полученной композиционной смеси на исходные компоненты (рис.3.43). Это свидетельствовало о равномерном распределении наполнителя в объеме смеси и полном его внедрении в порошок баббита.

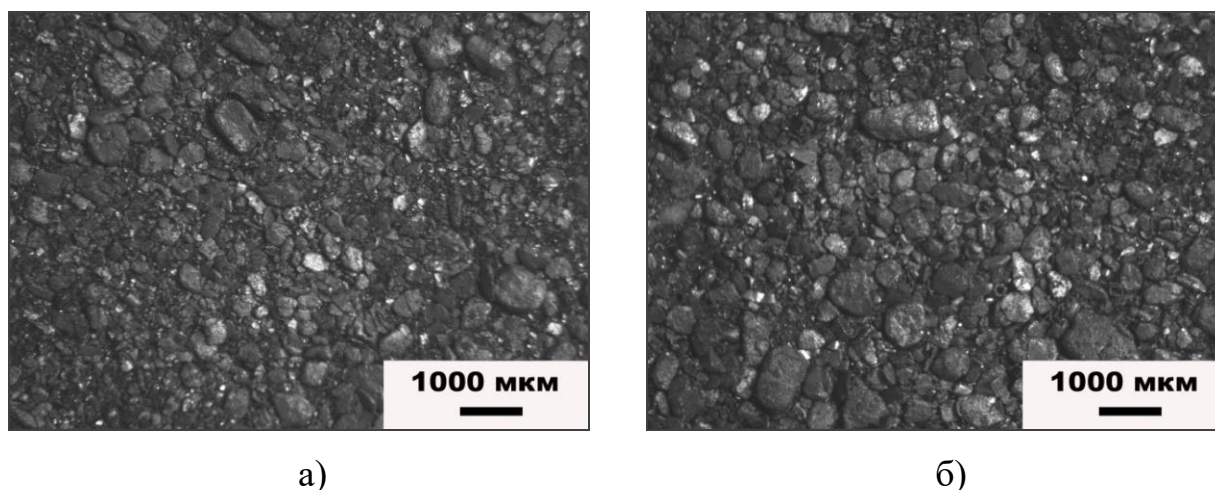


Рисунок 3.43.

Внешний вид изготовленной процессом механического легирования композиционной порошковой смеси состава, масс. %:

а) $B83 + 3SiC_{(40)}$, б) $B83 + 0,5MШП + 3SiC_{(40)}$.

Навески из полученной методом механического легирования порошковой смеси массой 80 г засыпали в пресс-форму и подвергали холодному прессованию при давлении пресса (320-340) МПа. Следующая технологическая операция заключалась в помещении заполненной холодным

компактом пресс-формы в муфельную печь и ее нагреве до температуры $(583\pm 10)\text{K}$. После выдержки при данной температуре нагрева в течение 30 мин, проводили горячее экструдирование нагретого компакта на механическом прессе ОМА ($P_{\max}=15\text{ кН}$) при давлении $(320\pm 5)\text{ МПа}$. Температуру нагрева компакта из порошков, пресс-формы фильеры определяли по критерию обеспечения расходования всего объема порошковой формовки и получения длинномерного прутка.

Внешний вид полученных по разработанной технологии композиционных прутков с гладкой и бездефектной поверхностью представлен на рис.3.44. Причем, в зависимости от диаметра используемой фильеры были изготовлены прутки, длина которых составляла от 0,5 до 2 м. Для использования в качестве наплавочных материалов двухметровые прутки диаметром 3 мм механически нарезали на стержни длиной 400 мм. Из прутков диаметром 6 мм изготавливали образцы для проведения металлографических, фрактографических исследований, определения плотности и твердости, а также оценки триботехнических свойств в условиях сухого трения скольжения.

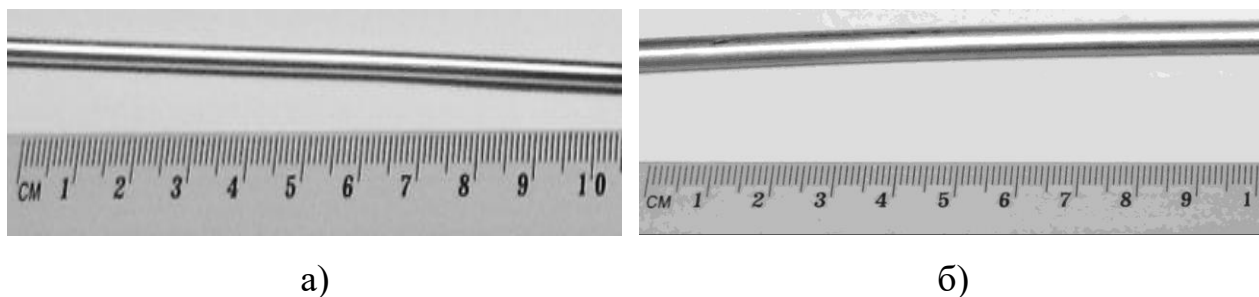


Рисунок 3.44.

Внешний вид изготовленных наплавочных прутков диаметром 3 (а) и 6 (б) мм.

Как было отмечено ранее (Гл.1), структура литого баббита Б83 характеризуется присутствием интерметаллидов Cu_3Sn (γ -фаза) и системы SnSb (β -фаза) (рис.3.45, а, б). Последние представляют собой крупные соединения прямоугольной формы, некогерентно сопряженные с твердым раствором сурьмы и меди в олове (α -фаза), и являются источником

возникновения микро- и макротрещин. После механической обработки в шаровой мельнице стружки из сплава Б83 и последующей экструзии происходит диспергирование соединений Cu_3Sn и SnSb и изменение их морфологии, в результате чего форма интерметаллидов становится округлой, а развитая поверхность способствует улучшению их связи с матрицей, тем самым повышая стойкость к разрушению поверхностного слоя при трении (рис.3.45, в).

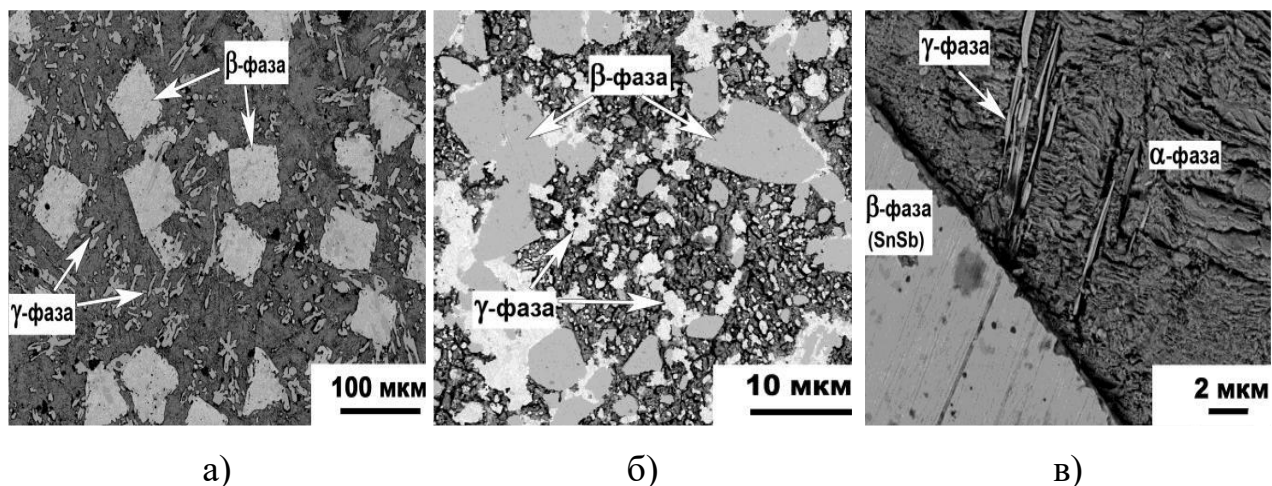


Рисунок 3.45.

Микроструктура сплава Б83 в исходном литом состоянии (а) и после экструзии (б, в).

Микроструктура композиционных прутков на основе сплава Б83 представлена на рис.3.46 и 3.47. Измельчение интерметаллидных фаз, отмеченное для прутков из матричного сплава Б83, наблюдается и в изготовленных методом экструзии композиционных прутках. За счет интенсивного механического воздействия при перемешивании исходных порошков и кристаллизацией под давлением в присутствии тугоплавких упрочняющих добавок, являющихся термическими стопорами, ограничивающими кристаллизующиеся объемы, средний размер интерметаллидных соединений SnSb (L_{cp}), характеризующий их способность к выкрашиванию в процессе трения, уменьшается в (1,5-1,8) раз по сравнению с литым матричным сплавом Б83 (табл.3.15).

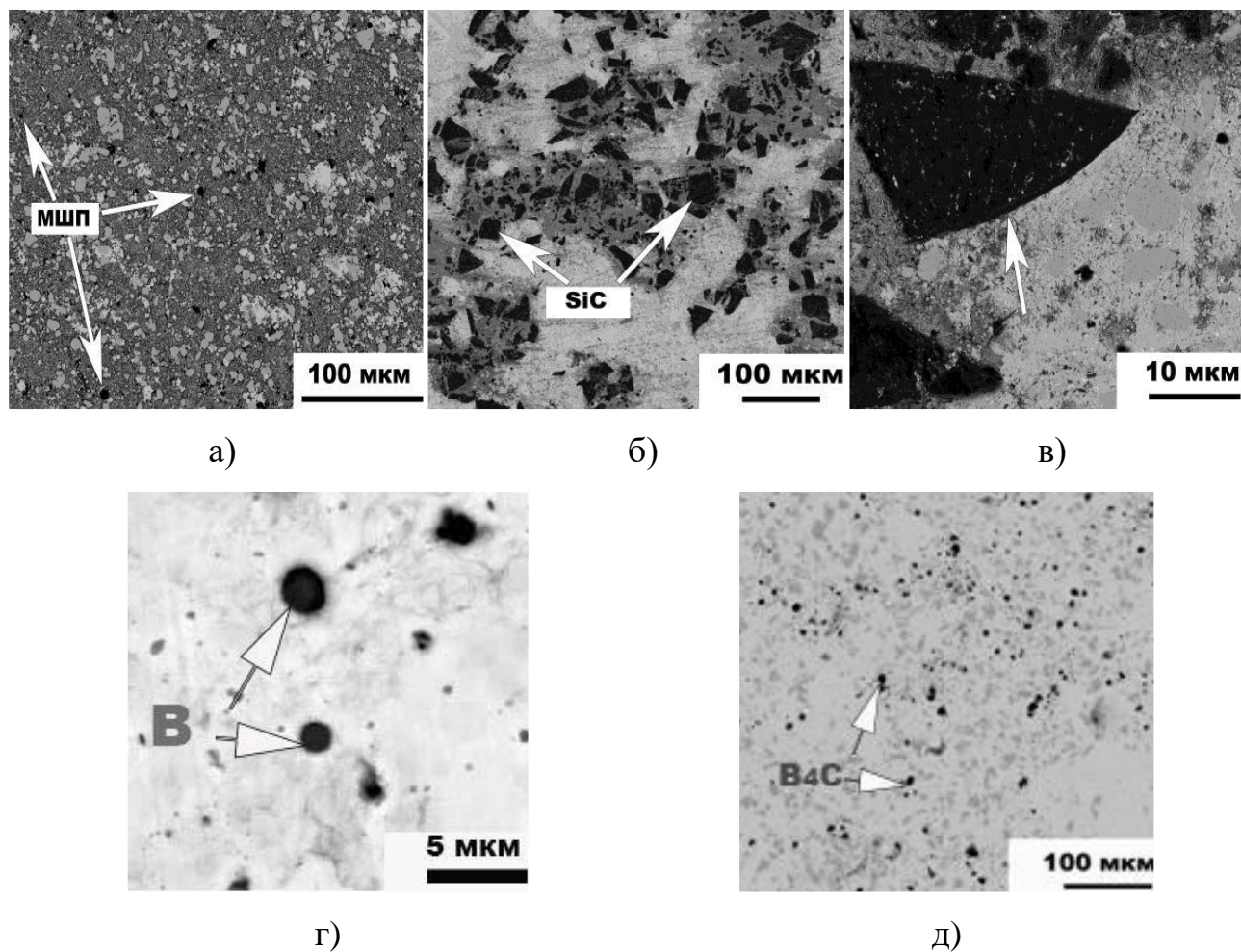


Рисунок 3.46.

Микроструктура изготовленных методом экструзии композиционных прутков составов, масс. %: а) B83 + 0,5MSP; б, в) B83 + 5SiC₍₄₀₎; г) B83 + 0,25B_(<0,5); д) B83 + 0,25B₄C_(<1).

Согласно данным микрорентгеноспектрального анализа (МРСА) в матрице наплавочных прутков присутствуют армирующие частицы, в то время как продуктов межфазного взаимодействия обнаружено не было (рис.3.47, б, в). Распределение наполнителей в матрице является достаточно равномерным (параметр кластеризации не более 0,76). Когерентные или частично когерентные границы раздела между наполнителем и матрицей являются бездефектными и не содержат пор или несплошностей (рис.3.46, в). Все это, 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 наплавочных прутков.

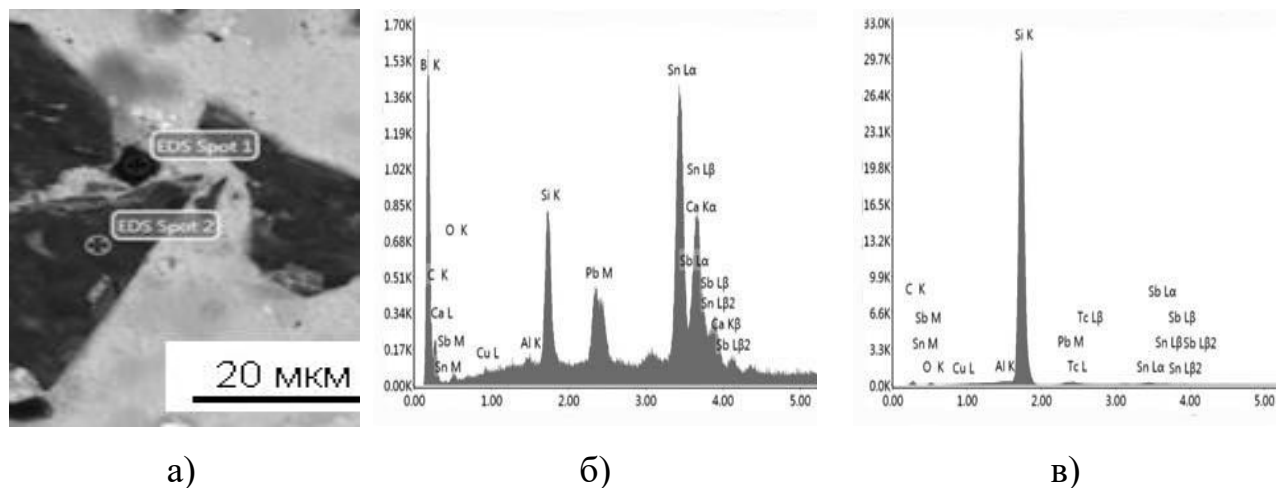


Рисунок 3.47.

Микроструктура (а) и МРСА в точке 1 (б) и 2 (в) изготовленных методом экструзии композиционных прутков Б83 + 0,25 масс.% $V_4C_{(<1)}$ + 5 масс.% $SiC_{(40)}$.

Таблица 3.15.

Свойства сплава Б83 и композиционных прутков на его основе.

№	Состав образца, масс.%	L_{cp} , мкм	Плотность, ρ , г/см ³	Твердость, НВ
1	Б83 ¹⁾	82	7,56	23,6
2	Б83	68	7,63	23,3
3	Б83 + 3 $SiC_{(40)}$	52	6,86	25,0
4	Б83 + 5 $SiC_{(40)}$	51	6,72	25,4
5	Б83 + 7 $SiC_{(40)}$	51	6,25	24,6
6	Б83 + 0,5МШП	45	7,39	24,2
7	Б83 + 0,5МШП + 3 $SiC_{(40)}$	49	7,31	25,2
8	Б83 + 0,25 $V_{(<0,5)}$	54	7,38	23,9
9	Б83 + 0,25 $V_4C_{(<1)}$	56	7,39	23,2
10	Б83 + 0,25 $V_4C_{(<1)}$ + 5 $SiC_{(40)}$	54	6,82	25,6

¹⁾ изготовленный по литейной технологии.

В изломах прутков из КМ на основе олова, полученных методом экструзии, видны интерметаллиды системы Sn-Sb, а также частицы SiC (рис.3.48, 3.49). Частицы бора, карбида бора или МШП на поверхностях изломов визуально не определяются вследствие малого количества (не более 0,5 мас.%) и большой дисперсности. Смешанный характер разрушения, когда в одном изломе сочетаются скольные фасетки межфазного разрушения и участки вязкого разрушения матрицы, является типичным для дисперсно-наполненных КМ. При выходе армирующих частиц в плоскость излома на их поверхности видны отдельные островки матрицы, свидетельствующие о дискретной межфазной связи частиц с матрицей (рис.3.48, в). Результаты анализа поверхностей излома прутков из КМ на основе олова свидетельствуют об отсутствии признаков деградации наполнителя и подтверждают его сохранение в составе прутков.

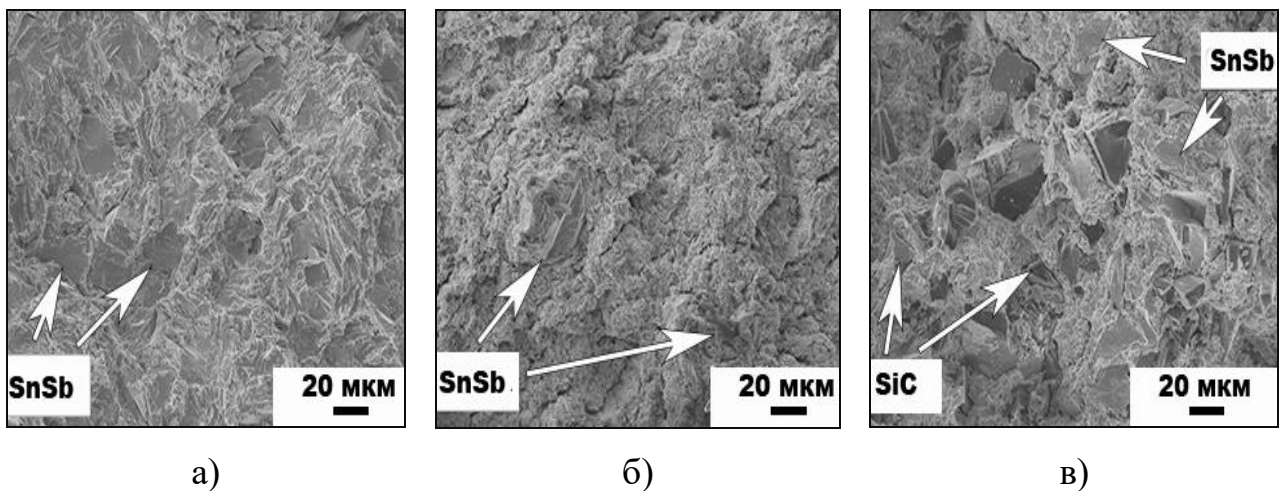


Рисунок 3.48.

Изломы литого баббита Б83 (а) и экструдированных прутков состава, масс.‰: б) Б83, в) Б83 + 5SiC₍₄₀₎.

Для выбора доли наполнителя в составе наплавленных прутков из КМ на основе олова проводили оценку уровня механических свойств и сплошности, характеризуемой плотностью, значение которой определяли методом гидростатического взвешивания (Гл.2).

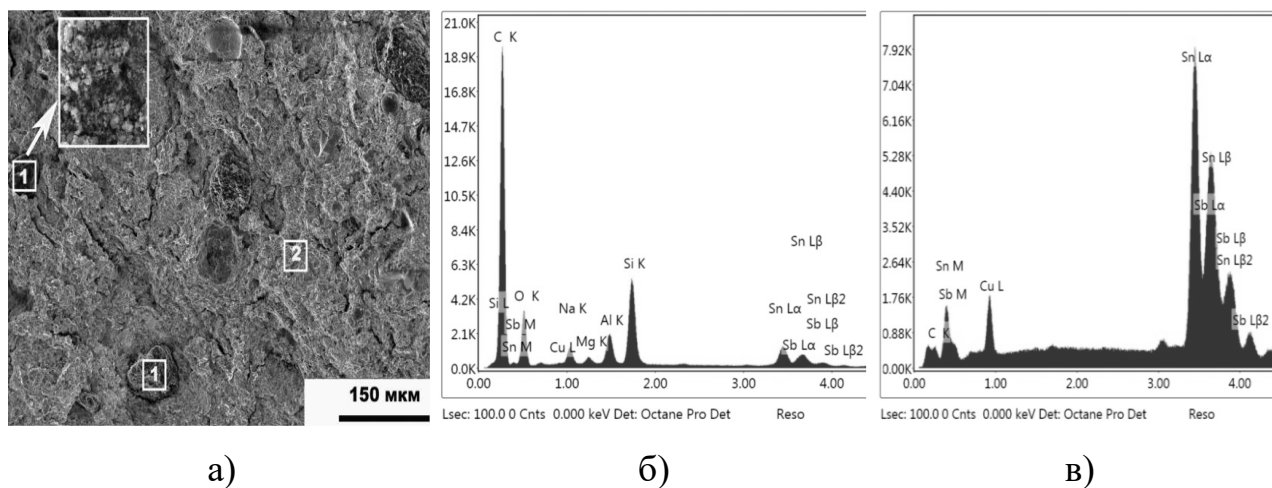


Рисунок 3.49.

Излом (а) и результаты МРСА в точке 1 (б) и 2 (в) экструдированных прутков состава Б83 + 0,5 масс.% МШП

Результаты измерения значений твердости экструдированных прутков свидетельствуют, что присутствие в их составе высокопрочных керамических частиц карбида кремния, а также более дисперсных фаз системы SnSb, в среднем на 10% увеличивает твердость образцов (табл.3.15). При введении или увеличении количества наполнителя значения плотности прутков закономерно уменьшаются. Это связано с меньшими по сравнению с матричным сплавом Б83 ($7,6 \text{ г/см}^3$) значениями удельных массовых характеристик наполнителей: SiC – $3,2 \text{ г/см}^3$; МШП – $(1,8-2,84) \text{ г/см}^3$; В – $2,34 \text{ г/см}^3$; $\text{В}_4\text{С}$ – $2,52 \text{ г/см}^3$. Однако при содержании частиц SiC 7 масс.% значения твердости прутков снижаются до 24,6 НВ, вероятно, вследствие образования пустот внутри конгломератов частиц, что приводит к нарушению сплошности образцов из-за затруднения заполнения матричным материалом межчастичных пространств. Это вполне согласуется с уменьшением значения плотности образца при данном количестве армирующего наполнителя: при увеличении доли наполнителя с 3 до 5 масс.% плотность уменьшается на 2% (табл.3.15, сравнить обр. №3 и №4), что не противоречит правилу смесей для данного соотношения компонентов. Дальнейшее увеличение доли наполнителя на 2 масс.% (с 5 до 7 масс.%)

сопровождается падением значения плотности на 7% (табл.3.15, сравнить обр. №4 и №5).

Результаты оптико-акустических измерений скоростей ультразвуковых волн и упругих параметров образцов экструдированных прутков представлены в табл.3.16. Видно, что прутки из матричного сплава Б83, а также содержащие в качестве наполнителей 3 масс.% SiC, 0,5 масс.% МШП и полиармированные (обр. №10), характеризуются соизмеримыми значениями упругих характеристик. Максимальным уровнем упругих характеристик обладают композиционные прутки с 5 масс.% карбида кремния (обр. №4). С увеличением доли армирования до 7 масс.% значения модулей Юнга, сдвига и коэффициента Пуассона значительно снижаются, что вероятно, связано с нарушением сплошности и возросшей пористостью КМ из-за затруднения заполнения матричным материалом межчастичного пространства в скоплениях армирующих частиц.

Таблица 3.16.

Результаты оптико-акустических измерений упругих характеристик
композиционных прутков.

№	Состав образца, масс.%	c_L , м/с	c_S , м/с	E, ГПа	G, ГПа	ν
2	Б83	3370±17	1720±30	57,9±4,6	21,9±1,5	0,324±0,016
3	Б83 + 3SiC ₍₄₀₎	3417±17	1725±30	56,1±4,5	21,1±1,5	0,329±0,016
4	Б83 + 5SiC ₍₄₀₎	3532±18	1856±32	61,7±4,9	23,6±1,6	0,309±0,015
5	Б83 + 7SiC ₍₄₀₎	3135±16	1716±30	42,8±3,4	16,6±1,2	0,286±0,014
6	Б83 + 0,5МШП	3280±17	1720±30	56,0±4,5	21,4±1,5	0,310±0,016
7	Б83 + 0,5МШП + 3SiC ₍₄₀₎	3300±17	1732±30	53,5±4,3	20,4±1,4	0,310±0,016

Трибологические испытания изготовленных образцов проводили в условиях сухого трения скольжения на машине трения CETR UMT Multi-Specimen Test System по схеме «палец (пруток из КМ) – диск (сталь 40Х

($HRC \geq 45$)). Испытания каждого образца продолжительностью 35 или 60 минут осуществляли при удельном давлении 1,06 и 1,8 МПа, а также скорости скольжения 0,5 и 0,39 м/с соответственно. Поведение образцов оценивали по значениям интенсивности изнашивания и коэффициента стабильности процесса трения, величины которых рассчитывали по формулам (2.10, 2.13). Согласно результатам испытаний на трение и износ значения коэффициентов трения экструдированных прутков сохраняются на уровне литого матричного сплава Б83, в то время как износостойкость и коэффициент стабильности процесса трения увеличивается (табл.3.17). Например, в диапазоне удельных давлений до 1,8 МПа интенсивность изнашивания прутков из матричного сплава Б83 уменьшается с 25,4 до $22,6 \times 10^{-6}$ г/м по сравнению с литым сплавом Б83. 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 МШП или В в количестве соответственно 0,5 и 0,25 масс.% - на 15%. Коэффициент стабильности процесса трения увеличивается для экструдированных прутков с 0,74 до 0,8 по сравнению с литым сплавом Б83. Наилучшие результаты испытаний на трение и износ характерны для армированных прутков из КМ состава Б83 + 0,5 масс.% МШП + 3 масс.% SiC₍₄₀₎ или Б83 + 0,25 масс.% В₄С_(<1) + 5 масс.% SiC₍₄₀₎. Субмикронные частицы МШП или В₄С оказывают модифицирующее воздействие на матричный сплав и обеспечивают эффекты самосмазывания в условиях сухого трения скольжения, а высокопрочные частицы SiC микронного размера являются несущими опорами поверхности трения, воспринимающими нагрузку. Следствием такого комбинированного воздействия является уменьшение до 2 раз интенсивности изнашивания и достижение значений коэффициента стабильности процесса трения на уровне

0,89 для полиармированных прутков по сравнению литым сплавом Б83. Это подтверждает целесообразность комплексного введения в состав наплавочных прутков высокопрочных керамических частиц SiC и субмикронных наполнителей, содержащих, в том числе и углеродные структуры.

Таблица 3.17.

Интенсивность изнашивания и коэффициент стабильности процесса трения литого сплава Б83 и композиционных прутков на его основе.

(контртело – сталь 40X, скорость скольжения – 0,39 м/с).

№	Состав образца, масс.%	Интенсивность изнашивания, I_m , $\times 10^{-6}$, г/м	Коэффициент стабильности процесса трения, α
1	Б83 ¹⁾	25,4 (18,0) ²⁾	0,74 (0,79) ²⁾
2	Б83	22,6 (17,2) ²⁾	0,75 (0,82) ²⁾
3	Б83 + 3SiC ₍₄₀₎	20,9	0,80
4	Б83 + 5SiC ₍₄₀₎	18,7 (15,6) ²⁾	0,72 (0,81) ²⁾
5	Б83 + 7SiC ₍₄₀₎	16,7	0,70
6	Б83 + 0,5МШП	21,4	0,76
7	Б83 + 0,5МШП + 3SiC ₍₄₀₎	13,5	0,83
8	Б83 + 0,25В _(<0,5)	14,4 ²⁾	0,81 ²⁾
9	Б83 + 0,25В ₄ С _(<1)	17,1 ²⁾	0,96 ²⁾
10	Б83 + 0,25В ₄ С _(<1) + 5SiC ₍₄₀₎	16,1 ²⁾	0,89 ²⁾

Параметры испытаний на трение и износ: схема «палец по диску»; удельное давление 1,8 МПа; скорость скольжения 0,39 м/с; длительность 60 мин.

¹⁾ изготовлен по литейной технологии.

²⁾ - удельное давление 1,06 МПа; скорость скольжения 0,5 м/с; длительность 35 мин.

3.2.2 Изготовление наплавочных гранул из композиционных материалов на основе олова

Для реализации процесса плазменно-порошковой наплавки применяют порошки различного размера и состава [200, 299]. Поэтому при разработке

наплавочного материала для формирования композиционных покрытий таким способом в качестве матричного применяли широко используемый в промышленности для создания антифрикционных покрытий сплав SnSb8Cu4 по ИСО 4381-91, выпускаемый в порошкообразной форме. С целью увеличения ресурса работы и расширения диапазона трибонагружения антифрикционных покрытий как наполнитель были апробированы 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 создания материалов, позволяющих ввести УНТ в наплавленный металл, применяют разные подходы, основным из которых является применение композиционных гранул (КГ) [300-304]. Поэтому процесс введения УНТ в состав антифрикционных покрытий осуществляли с помощью разработанных КГ, полученных за счет совмещения исходных порошков по технологии порошковой металлургии методом механического легирования в планетарной мельнице «Retsch PM100». Компонентами смеси являлись порошки сплава SnSb8Cu4, имеющие сферическую форму и средний диаметр 50 мкм, а также углеродные нанотрубки, в том числе модифицированные с функционализированной медью поверхностью, в количестве до 0,25 масс.%.

Технологические параметры режима обработки исходных компонентов в планетарной мельнице, обеспечивающие получение однородной порошковой смеси, подбирали экспериментальным методом из диапазона значений времени обработки - от 5 до 210 мин, и частоты вращения барабана - от 300 до 630 об/мин, применяемых для механического легирования [305]. Кроме того, в качестве рабочих тел процесса механического легирования применяли 8 шаров, изготовленных из стали марки ШХ9 (ГОСТ 80178), в однородном (все шары одинакового диаметра – 10 мм) и комбинированном (4 шара диаметром 15 мм, и 4 шара диаметром 10 мм) сочетаниях.

Критериями при выборе технологических параметров процесса изготовления КГ являлись не только обеспечение надежного закрепления на их поверхности УНТ и отсутствие разделения изготовленных КГ на исходные компоненты в процессе просеивания с помощью ситового анализатора «Retsch AS200», 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 композиционных гранул, представляющую собой отношение их массы к объему (г/см^3), и позволяющую также косвенно оценивать количество УНТ, закрепившихся на поверхности КГ, оценивали по ГОСТ 19440. Поскольку плотность УНТ имеет на порядок меньшее значение по сравнению с таковой для баббита (менее $0,5 \text{ г/см}^3$ против $7,35 \text{ г/см}^3$), то увеличение количества УНТ в составе порошковой смеси будет сопровождаться снижением значения насыпной плотности КГ. Для расчета величины насыпной плотности осуществляли измерение массы полностью заполнивших емкость объемом 30 мл КГ, находящихся в свободно насыпанном состоянии. Для обеспечения свободно насыпанного состояния заполнение емкости производили с помощью воронки, расположенной на расстоянии 100 мм от ее поверхность.

Для определения сыпучести композиционных гранул, характеризующей скорость их протекания через транспортировочные каналы горелки плазменной установки, применяли методику по ГОСТ 25139, заключающуюся в измерении времени течения материала через воронку, диаметр выходного отверстия которой соответствовал транспортировочному каналу горелки. Измерение значений времени течения порошка проводили с помощью цифрового секундомера, характеризующегося точностью 0,1 с. Воронка, применяемая для оценки насыпной плотности и сыпучести, была изготовлена из коррозионностойкой стали и имела форму усеченного конуса

с углом наклона образующей к плоскости основания равным $(20\pm 2)^\circ$ и выходное отверстие диаметром $3\pm 0,5$ мм.

Выполненный средствами растровой электронной микроскопии анализ поверхности изготовленных КГ показал, что увеличение времени обработки исходных порошков в планетарной мельнице приводит к росту степени деформации КГ (рис.3.50).

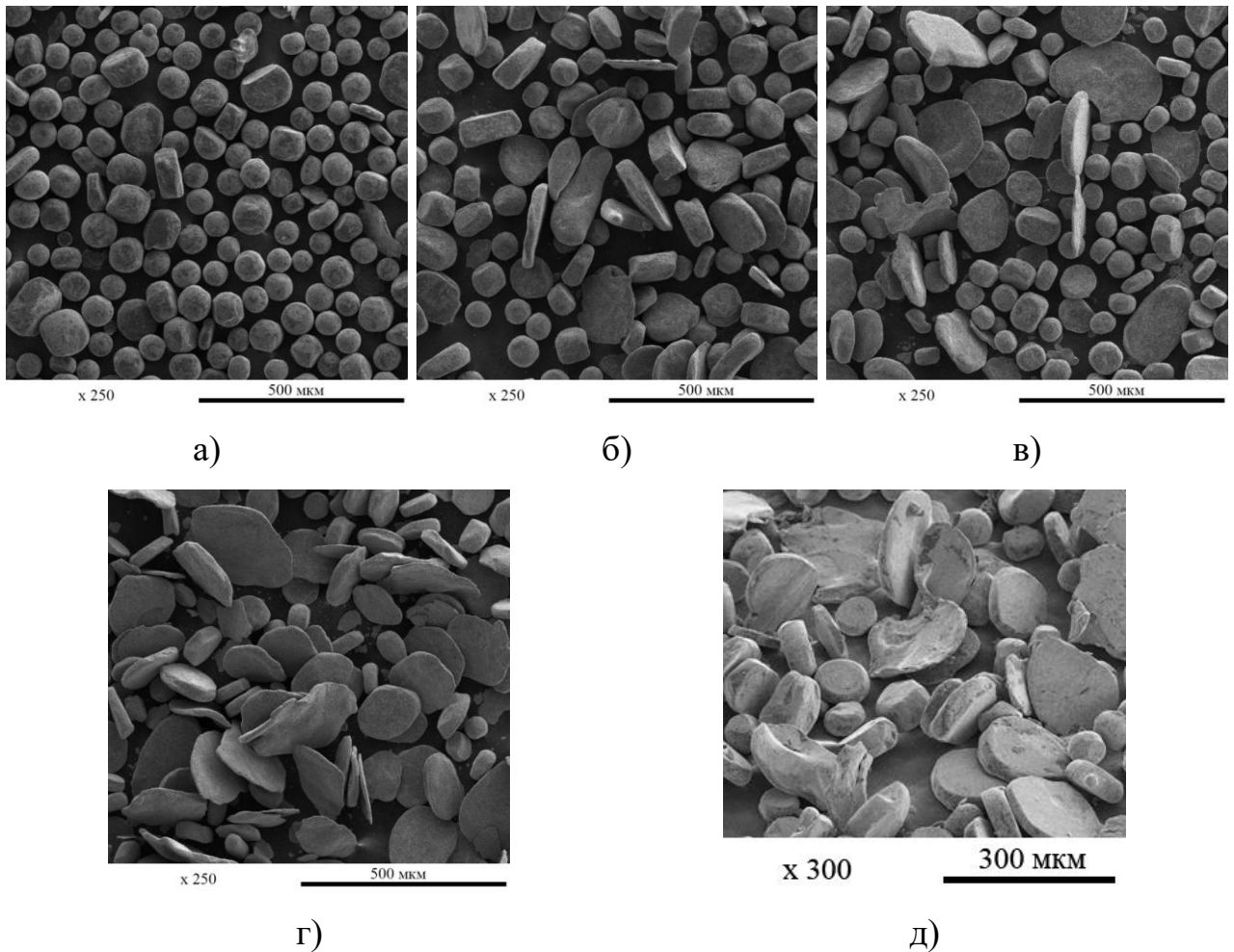


Рисунок 3.50.

Внешний вид КГ состава $\text{SnSb}_8\text{Cu}_4 + 0,25$ масс.% УНТ-П в зависимости от времени обработки исходных порошков в планетарной мельнице с частотой вращения барабана 630 (а-г) и 300 об/мин (д).

Время обработки, мин: а) 5; б) 10; в) 15; г, д) 25.

Видно, что при значениях времени обработки порошков 25 мин и более композиционные гранулы, содержащие изготовленные разными способами

УНТ, принимают вид пластинчатых чешуек даже при минимальной из опробованного диапазона величине скорости вращения барабана – 300 об/мин (рис.3.50, г, д). Такая геометрическая форма КГ будет отрицательно влиять на технологические свойства КГ и препятствовать их прохождению в зону наплавки, поэтому максимальное время обработки исходных порошков в планетарной мельнице не должно превышать 25 мин.

Качественная оценка количества УНТ, расположенных на поверхности КГ, проведенная при больших увеличениях (свыше 2500 крат), позволила выявить влияние структурно-морфологических особенностей УНТ на их склонность к закреплению на поверхности матричного порошка. Поверхность КГ, изготовленных при любом параметре режима из опробованного диапазона и содержащих многослойные углеродные нанотрубки, характеризуется наличием единичных фрагментов УНТ-П, в то время как большинство из них агломерирует и образует скопления, расположенные между поверхностями соседних КГ, а также в деформированных участках порошка сплава SnSb_8Cu_4 (рис.3.51, а-г).

УНТ-М, изготовленные процессом газофазной функционализации термическим разложением формиата меди на поверхности многослойный углеродных нанотрубок, достаточно равномерно расположены на поверхности КГ, полученных при минимальном из опробованного диапазона значении времени обработки, составляющем 5 мин (рис.3.51, д, е). Это связано с присутствием на поверхности УНТ-М субмикронных медьсодержащих частиц, являющихся дополнительными активными очагами взаимодействия и схватывания на поверхности КГ. Причем, с увеличением частоты вращения барабана с 300 до 630 об/мин на поверхности КГ формируется слой УНТ-М, характеризующийся большей равномерностью (рис.3.52). Поэтому в дальнейших исследованиях применяли КГ, изготовленные при частоте вращения барабана планетарной мельнице равной 630 об/мин и времени обработки 5 мин.

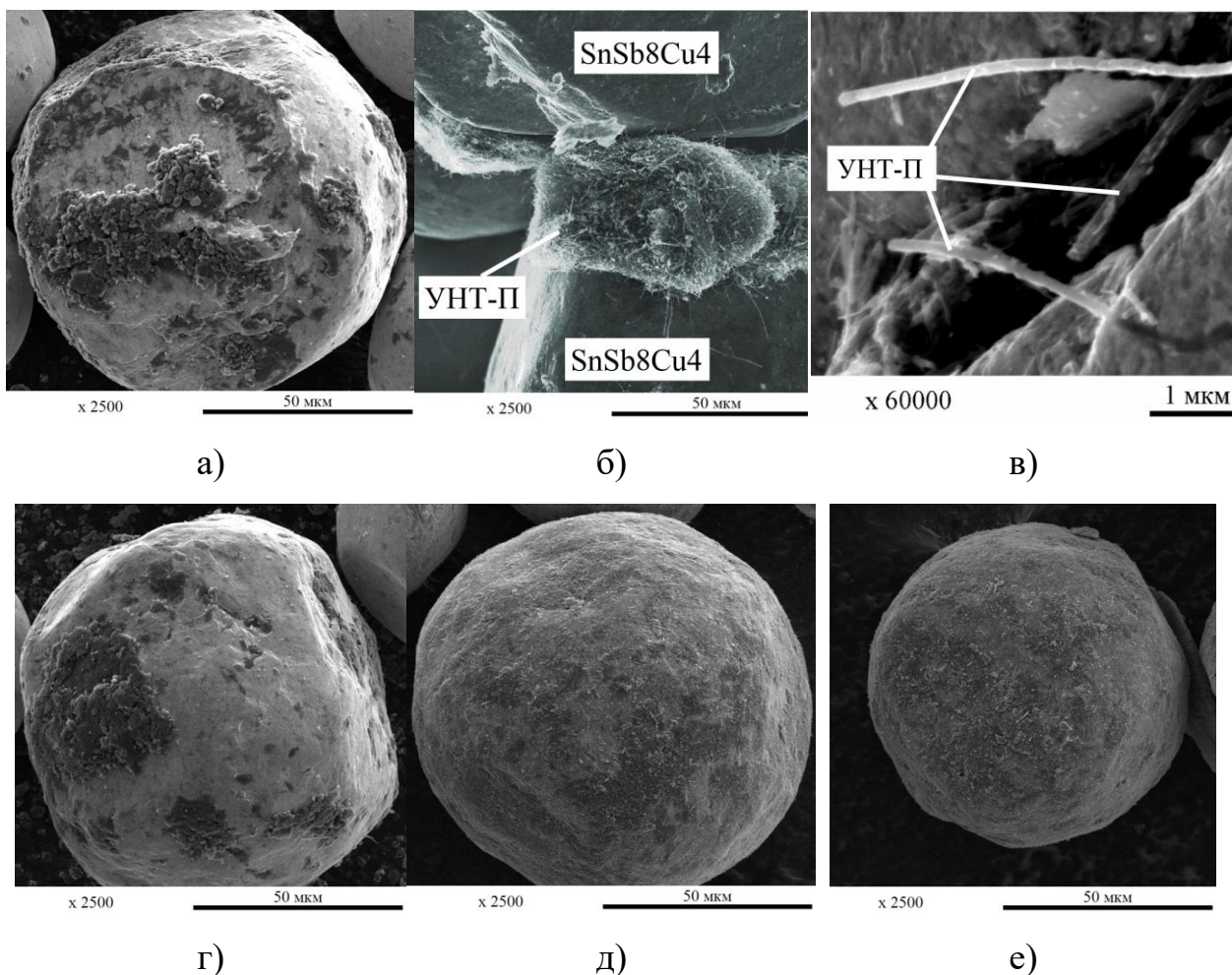


Рисунок 3.51.

Поверхность КГ, содержащих УНТ-П (а-г) или УНТ-М (д, е) в количестве 0,25 масс.% в зависимости от времени обработки исходных порошков в планетарной мельнице с частотой вращения барабана 630 об/мин.

Время обработки, мин: а, б, в, д) 5; г, е) 10.

Для характеристики слоя углеродных нанотрубок, сформированного на поверхности наплавочных гранул, средствами растровой электронной микроскопии проводили их анализ при увеличениях свыше 35000 крат. Видно, что изменение сочетания рабочих тел процесса механического легирования не приводит к значительным деформациям КГ, оказывая при этом влияние на характеристики поверхностного слоя из УНТ-М (рис.3.53). Так, поверхность КГ, изготовленных с применением рабочих шаров в однородном сочетании, характеризуются более равномерным и густым слоем

УНТ-М, по сравнению с таковой, при использовании комбинированного сочетания рабочих тел.

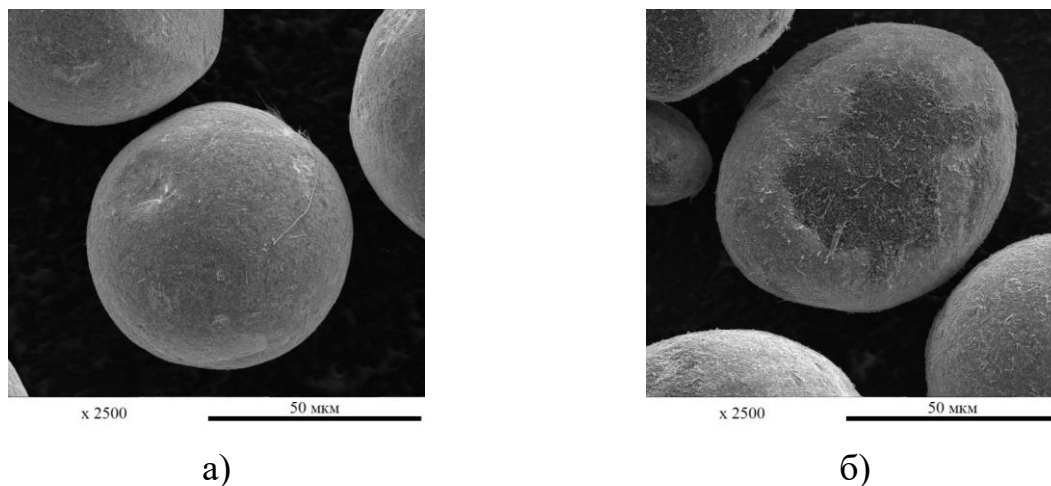


Рисунок 3.52.

Поверхность КГ состава $\text{SnSb}_8\text{Cu}_4 + 0,25$ масс.% УНТ-П, изготовленных при времени обработки 5 мин и частоте вращения барабана 300 (а) и 630 (б) об/мин.

Другим фактором, оказывающим влияние на характеристики поверхностного слоя КГ, является количество углеродных нанотрубок в составе исходной порошковой смеси. Увеличение массовой доли УНТ в составе порошковой смеси в 2,5 раза (с 0,1 до 0,25%) приводит к получению на поверхности КГ сплошного слоя модифицирующих наноструктур большей толщины, что является результатом повышения количества закрепившихся на поверхности матричного порошка УНТ (рис.3.53). Важно отметить, что увеличение количества многослойных углеродных нанотрубок (УНТ-П), вводимых в барабан мельницы перед обработкой, не приводит к заметному изменению характера образующегося на поверхности КГ слоя из них. Поэтому установленная особенность, характерна для модифицированных углеродных нанотрубок, поверхность которых декорирована субмикронными медьсодержащими частицами, выполняющих функцию очагов взаимодействия и участвующих в процессах схватывания на поверхности КГ.

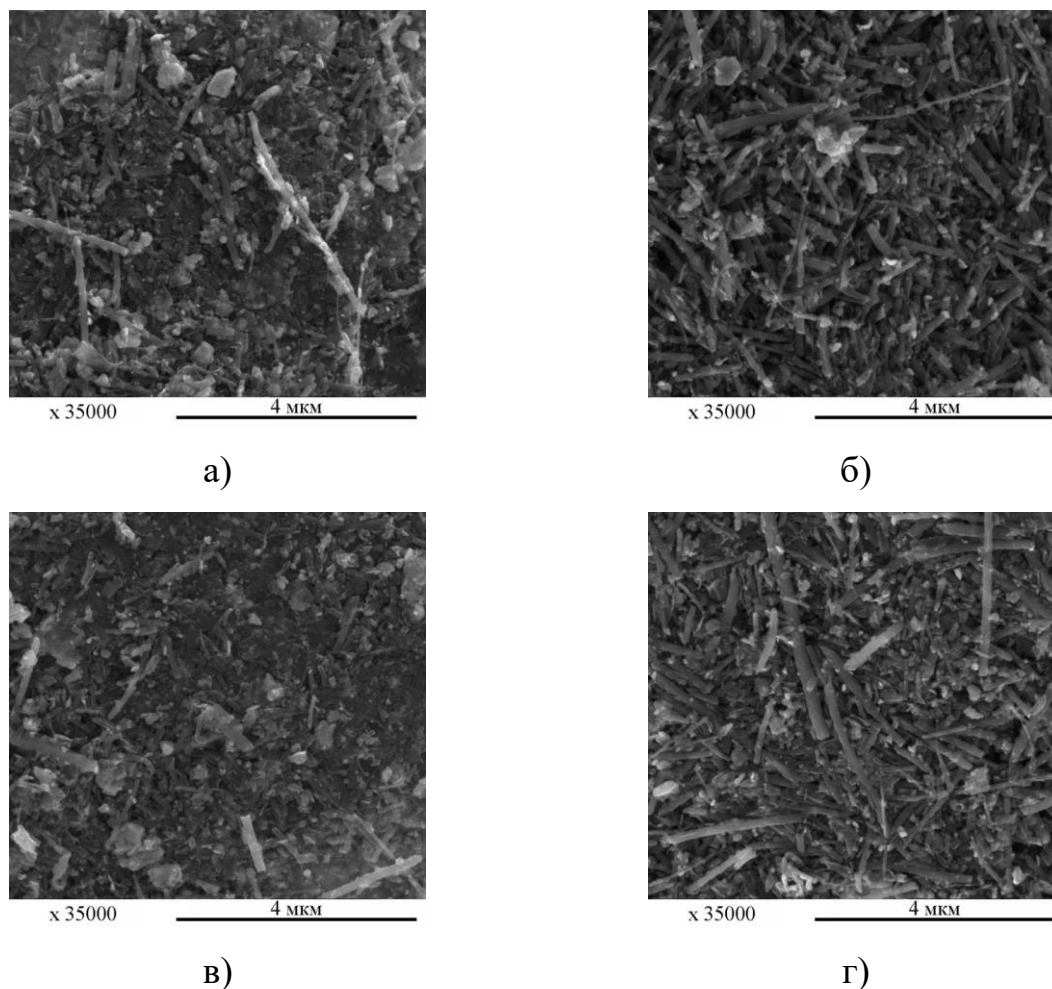


Рисунок 3.53.

Поверхность КГ, изготовленных при времени обработки в течение 5 мин и частоте вращения барабана 630 об/мин в зависимости от сочетания рабочих тел: однородное (а, б); комбинированное (в, г); и количества УНТ-М: 0,1 (а, в) и 0,2 масс.% (б, г)

Влияние времени обработки и количества углеродных нанотрубок на значения насыпной плотности и сыпучести КГ в зависимости от сочетания рабочих тел приведены на рис.3.54. Значения, указанные при времени обработки равной нулю, характеризуют, исходный порошок сплава SnSb8Cu4. Видно, что с увеличением времени обработки значения насыпной плотности и сыпучести КГ уменьшаются. Это может быть связано как с повышением степени деформации КГ при увеличении времени обработки исходных порошков в планетарной мельнице, так и с присутствием на

поверхности КГ углеродных наноструктур, имеющих меньшую по сравнению с матричным сплавом плотность.

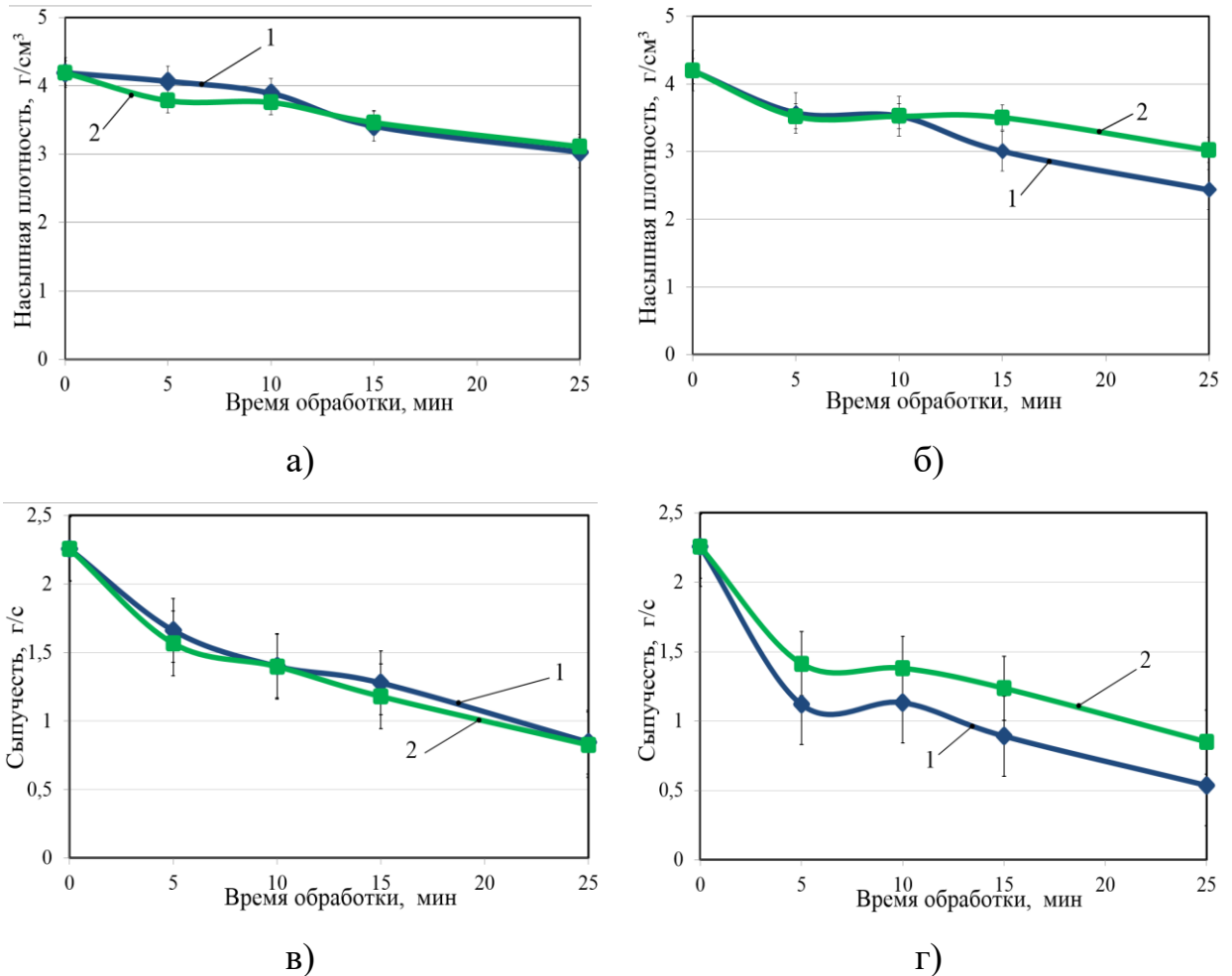


Рисунок 3.54.

Влияние времени обработки и вида рабочих тел на значения насыпной плотности (а, б) и сыпучести (в, г) КГ, содержащих 0,1 масс.% (а, в) и 0,25 масс.% (б, г) УНТ-М. Сочетание рабочих тел: 1 – однородное, 2 – комбинированное.

Насыпная плотность и сыпучесть КГ при количестве УНТ-М, изготовленных процессом газовой функционализации термическим разложением формиата меди на поверхности многослойных углеродных нанотрубок, составляющем 0,1 масс.%, не зависит от сочетания применяемых рабочих тел. Однако, увеличение до 0,25 масс.% количества УНТ-М приводит к снижению значений насыпной плотности КГ,

изготовленных с применением рабочих тел в однородном сочетании, по сравнению с таковой, характерной для КГ, полученных при комбинированном сочетании рабочих тел. Ранее было отмечено, что сочетание рабочих тел не оказывает видимого влияния на степень деформации КГ. Поэтому меньшие значения насыпной плотности при однородном сочетании рабочих тел, свидетельствуют о закреплении большего количества УНТ-М на поверхности гранулы, что также отражается на их сыпучести. Так, расположенные на поверхности КГ наполнители могут затруднять возможность относительного проскальзывания гранул между собой и увеличивать время их прохождения через воронку, что приводит к уменьшению их сыпучести.

На рис.3.55 представлено влияние времени обработки и вида рабочих тел на значения насыпной плотности и сыпучести КГ в зависимости от количества наполнителя. Видно, что при обработке матричного порошка и УНТ в планетарной мельнице с применением однородного сочетания рабочих тел значения насыпной плотности и сыпучести изготовленных КГ зависят от количества введенных углеродных наноструктур (рис.3.55, а, в). С увеличением количества УНТ-М закономерно уменьшаются насыпная плотность и сыпучесть. Это согласуется с результатами исследования поверхности КГ средствами растровой электронной микроскопии и позволяет косвенно судить о закреплении большего количества нанотрубок на поверхности гранул.

Увеличение количества УНТ-М с 0,1 до 0,25 масс.% не оказывает влияние на значения насыпной плотности и сыпучести КГ, полученных при комбинированном сочетании рабочих тел (рис.3.55, б, г). Это может быть связано с одинаковым количеством углеродных нанотрубок, закрепившихся на поверхности изготовленных подобным образом гранул, при разной доли УНТ-М в составе исходной композиционной смеси.

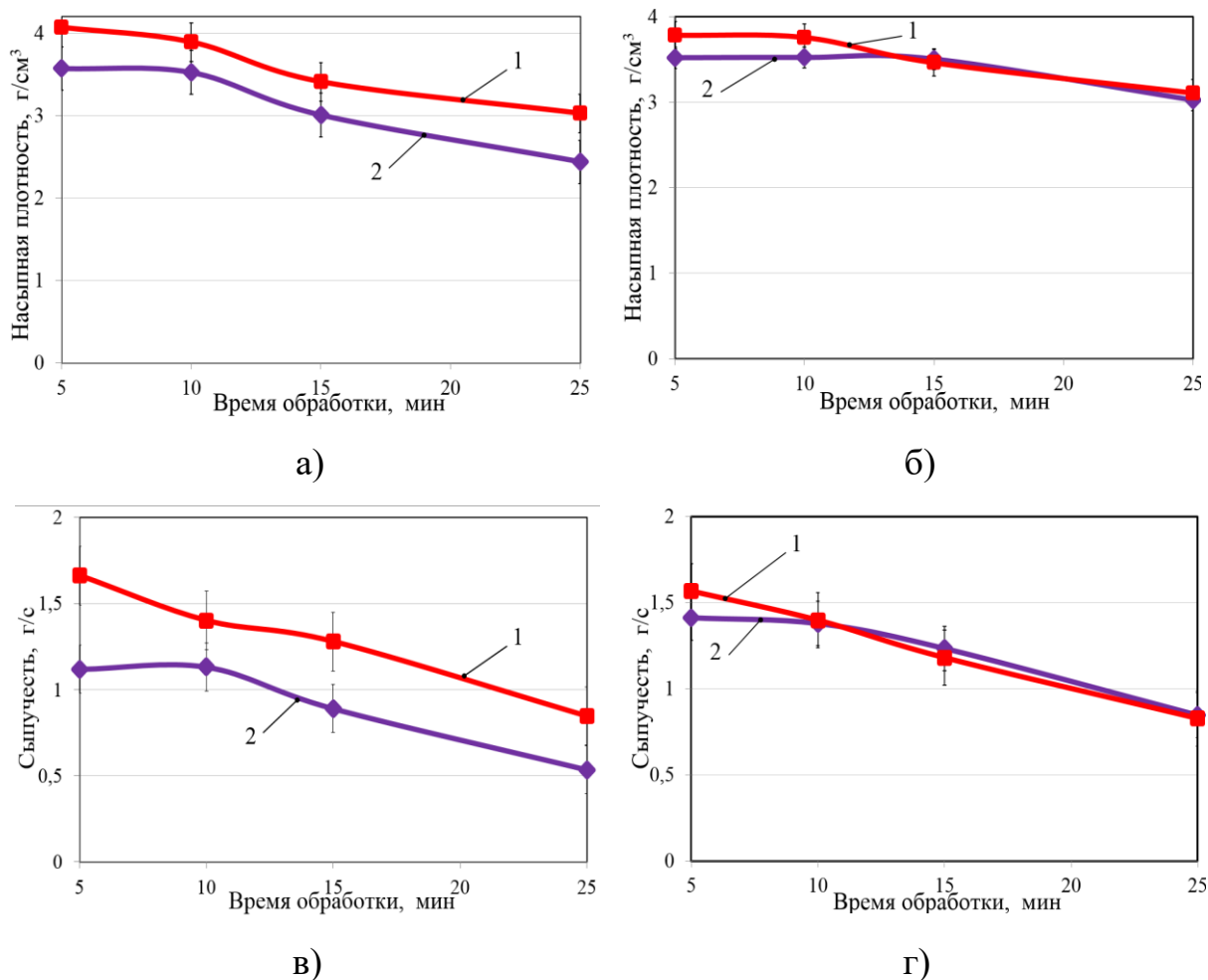


Рисунок 3.55.

Влияние времени обработки и доли наполнителя на значения насыпной плотности (а, б) и сыпучести (в, г) КГ, полученных с применением рабочих тел в однородном (а, в) и комбинированном (б, г) сочетании.

Содержание УНТ-М, масс. %: 1 – 0,1, 2 – 0,25.

Результаты проведенных исследований позволяют для изготовления по технологии порошковой металлургии методом механического легирования КГ с равномерным поверхностным слоем углеродных наноструктур рекомендовать следующие режимы совмещения исходных компонентов: длительность обработки в планетарной мельнице 5 мин и частоту вращения барабана 630 об/мин при однородном сочетании рабочих тел. Достигаемая при этом малая деформация матричного порошка обеспечивает получение содержащих до 0,25 масс. % УНТ КГ, обладающих сниженными на 15% и в 2

раза насыпной плотность и сыпучестью, значения которых позволяют осуществлять процесс плазменно-порошковой наплавки.

Применение в качестве наполнителя модифицированных углеродных наноструктур с функционализированной субмикронными медьсодержащими частицами поверхностью, которые являются дополнительными активными очагами взаимодействия и схватывания, приводит к формированию на поверхности КГ равномерного слоя наполнителя. В случае применения многослойных углеродных нанотрубок на поверхности КГ закрепляется незначительное и нестабильное количество УНТ-П, что не позволяет, с большой долей вероятности, говорить о сохранении заданного количества наполнителя в КГ.

3.3 Оценка работоспособности композиционных материалов 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 (Приложение 6).

Смесь исходных порошков в виде стружки матричного сплава (Б83) и наполнителей различной природы получали методом механического легирования в планетарной мельнице «RETSCН-PM100». Технологические параметры процесса механического легирования (скорость (V) вращения мельницы и время (t) взаимодействия компонентов), представленные в табл.3.18, подбирали опытным путем по критериям: установления надежных механических связей между порошками наполнителя и матрицы, а также отсутствия раздробления армирующих частиц.

Таблица 3.18.

Технологические параметры изготовления образцов
из КМ на основе баббита Б83 и их свойства.

№	Составы образцов, масс.%	Режимы механического легирования		Твердость, НВ	Плотность, г/см ³
		V, об/мин	t, мин		
1	Б83 ¹⁾	-	-	23,6	7,39
2	Б83	200	120	29,1	7,38
3	Б83 + 0,5МШП	200	120	26,1	7,30
4	Б83 + 3SiC ₍₄₀₎	200	5	29,2	7,19
5	Б83 + 0,5МШП + 3SiC ₍₄₀₎	200	(120+5) ²⁾	27,8	7,25
¹⁾ образец №1 вырезан из литой заготовки баббита Б83 в состоянии поставки; ²⁾ сначала осуществляли механическое легирование с МШП в течение 120 мин, затем перемешивание полученной смеси с частицами SiC в течение 5 мин.					

Предварительное прессование навески композиционной смеси массой 20 г осуществляли при давлении (320±5) МПа на механическом прессе ОМА (P_{max} - 15 т). Полученные композиционные полуфабрикаты имели диаметр – 20 мм, и высоту – 7 мм. Последующее спекание изготовленных

полуфабрикатов, помещенных в оснастку (пресс-форму), проводили в муфельной печи при температуре нагрева (533 ± 10) К в течение 30 мин до появления жидкой фазы. На заключительном этапе технологического процесса осуществляли ГП компакта при давлении (320 ± 5) МПа и начальной температуре (533 ± 10) К с последующим охлаждением образца на воздухе.

Структура изготовленных процессом горячего прессования КМ на основе сплава Б83 (рис.3.56) характеризуется присутствием в относительно мягкой матрице (твердый раствор сурьмы и меди в олове, α -фаза) кристаллов интерметаллидных соединений (SnSb – β -фаза и Cu_3Sn – γ -фаза) и высокопрочных частиц SiC микронных размеров. Следует отметить, практически однородное распределение интерметаллидов и карбидокремниевых частиц в объеме полученных образцов КМ.

Результаты измерений среднего размера ($L_{\text{cp.}}$) изолированных включений интерметаллидной фазы SnSb , выполненные с использованием программы $Qwin$ для анализа изображений, представлены на рис.3.57. Видно, что в образцах сплава Б83 и КМ на его основе, изготовленных процессом ГП, происходит уменьшение с 82 до 49 мкм среднего размеров интерметаллидных фаз по сравнению с исходным литым состоянием. Наблюдаемое диспергирование структуры связано с интенсивным механическим воздействием при перемешивании исходных порошков и кристаллизацией образцов под давлением в присутствии высокопрочных и тугоплавких модифицирующих и упрочняющих добавок, являющихся термическими стопорами, ограничивающими кристаллизующиеся объемы.

Измельчение интерметаллидов сопровождается изменением их морфологии в результате которого фазы SnSb и Cu_3Sn приобретают округлую форму с развитой поверхностью вместо равносторонней остроугольной, присущей им в литом состоянии. Такая форма интерметаллидов вследствие эффективного их сцепления с матрицей, по-видимому, должна оказать положительное влияние на сопротивление разрушению контактной поверхности при трении.

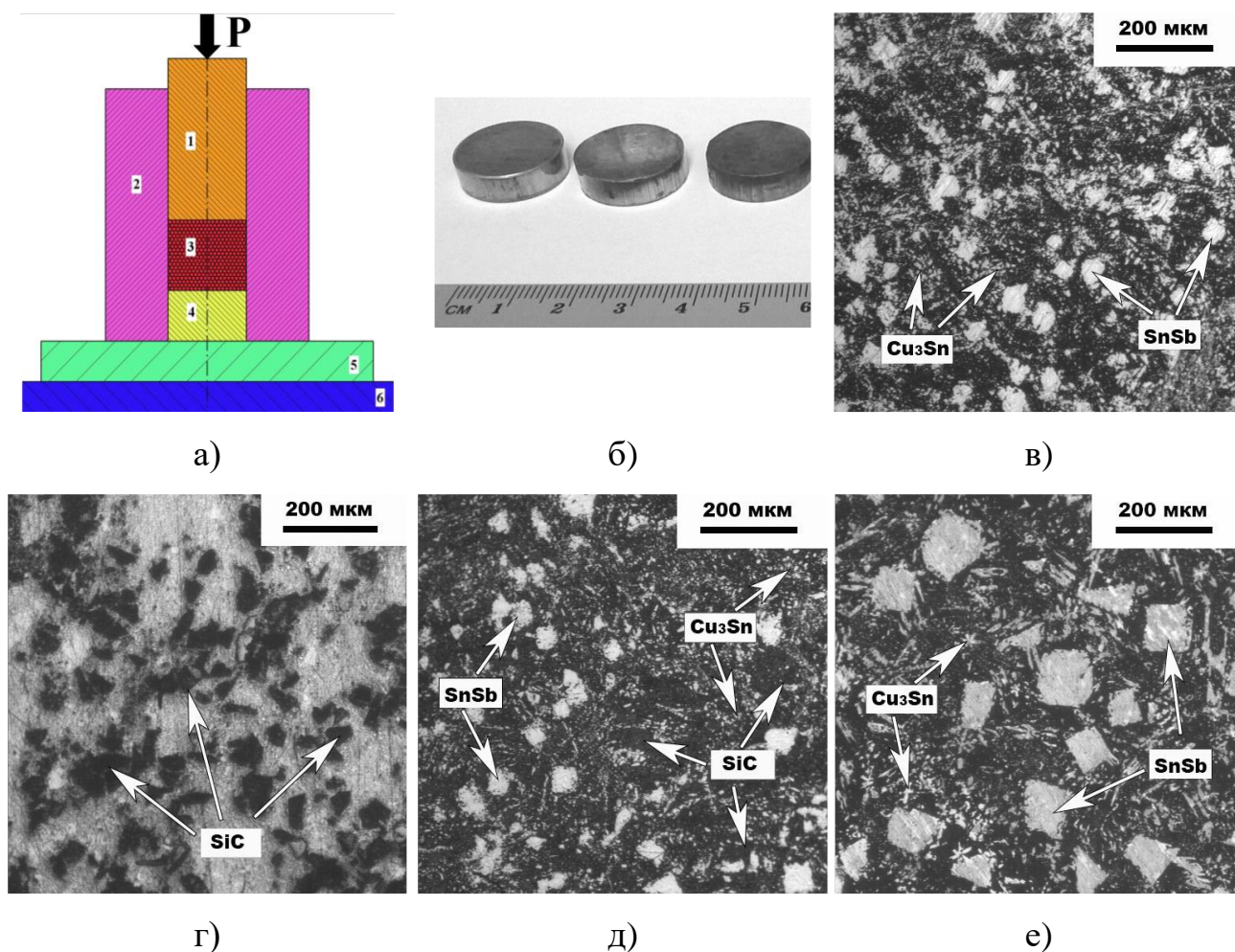


Рисунок 3.56.

Схема (а) процесса, внешний вид (б) и микроструктура (в, г, д, е) образцов, изготовленных процессом ГП. Состав образцов, масс. %: в) Б83; г) Б83 + 3SiC₍₄₀₎; д) Б83 + 0,5МШП + 3SiC₍₄₀₎; е) Б83 (литейная технология).

Цифрам обозначены: 1 – верхний пуансон; 2 – прессформа; 3 – компакт из КМ; 4 – нижний пуансон; 5 – основание; 6 – стол пресса.

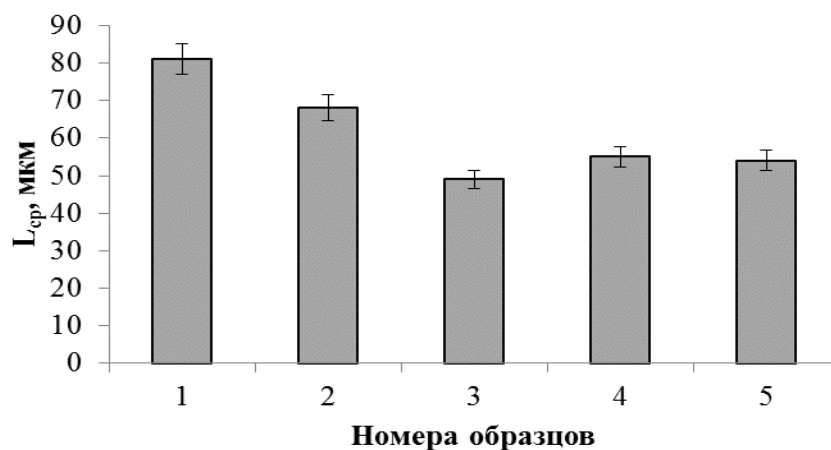


Рисунок 3.57.

Средний размер ($L_{ср.}$) интерметаллидов SnSb.

Номера образцов согласно табл.4.17.

На рис.3.58 приведены фрактограммы и результаты МРСА изготовленных процессом ГП КМ на основе олова. Разрушение имеет типичный для дисперсно-наполненных КМ смешанный характер: в одном изломе сочетаются скольные фасетки межфазного разрушения и участки вязкого разрушения матрицы. При выходе армирующих частиц в плоскость излома на их поверхности видны отдельные островки матрицы, свидетельствующие о дискретной межфазной связи частиц с матрицей. Интерметаллиды SnSb и частицы наполнителя SiC характеризуются когерентными или частично когерентными межфазными границами с матричным сплавом без признаков межфазного взаимодействия или наличия трещин.

Из табл.3.18 видно, что значения твёрдости образцов КМ после горячего прессования, близки к таковым для литого баббита или превосходят их, что особенно заметно для образцов, армированных частицами SiC или полиармированных, т.е. содержащих в качестве наполнителя SiC и МШП. Плотность композиционных образцов уменьшается с увеличением содержания наполнителя, что обусловлено значительной разницей значений удельной плотности матрицы и армирующих компонентов. В общем случае удельная плотность полученных КМ близка к расчетному значению при

данном соотношении компонентов, что исключает наличие пористости и подтверждает перспективность получения таких материалов методами порошковой металлургии.

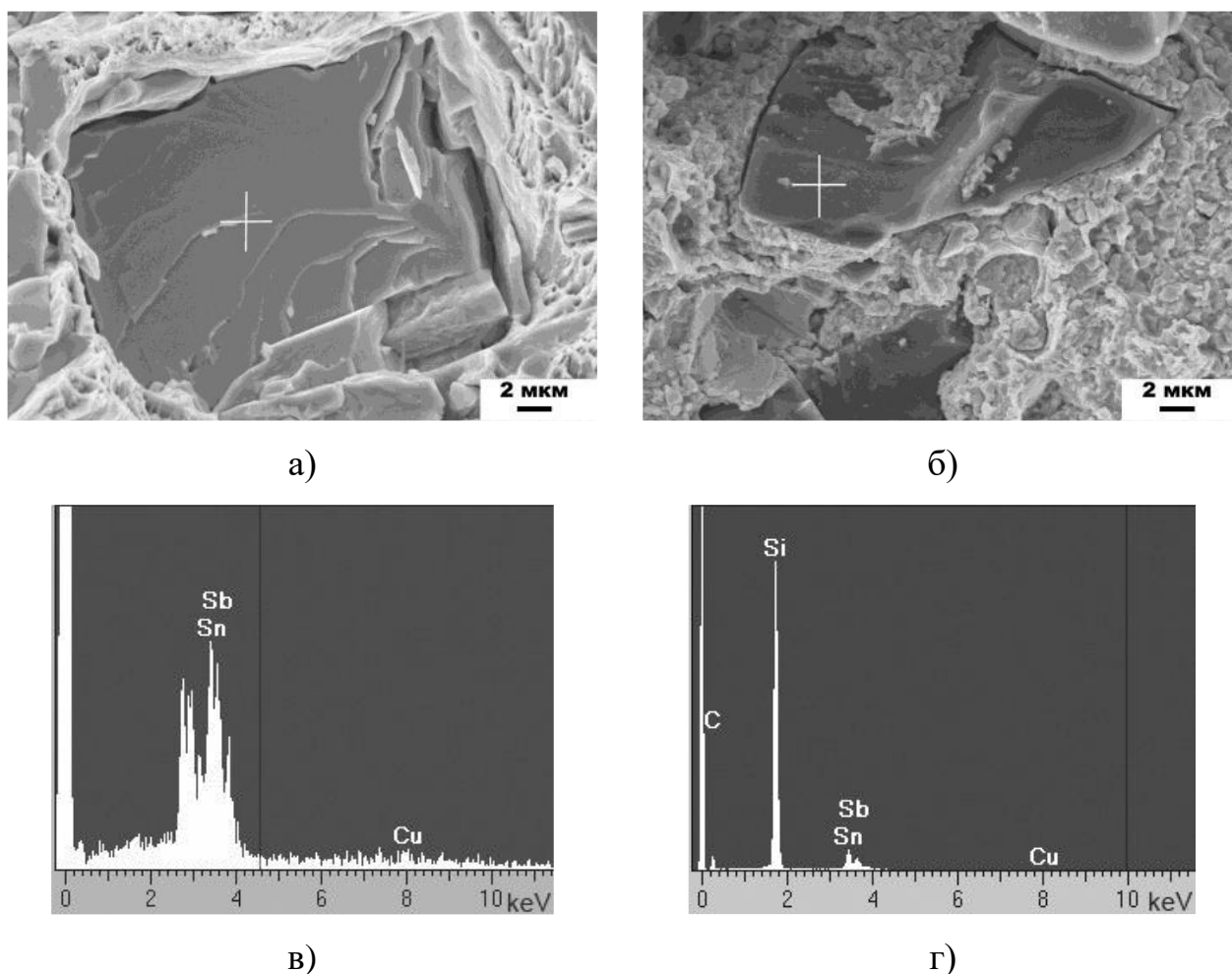


Рисунок 3.58.

Изломы (а, б) и результаты МРСА в точках (в, г) образцов состава, масс. %:
а, в) B83; б, г) B83 + 3SiC₍₄₀₎.

Испытания на сухое трение скольжения изготовленных процессом ГП образцов из материала матриц и дисперсно-наполненных КМ против контртела из стали 40X (HRC≥45) проводили на машине трения CETR UMT Multi-Specimen Test System при последовательном ступенчатом нагружении в два этапа:

- этап 1: значения удельных давлений: 0,2; 0,33; 0,46; 0,59 и 0,7 МПа;

- этап 2: значения удельных давлений: 1,2; 1,5; 1,8; 2,1; 2,4; 2,7; 3,0; 3,3; 3,6; 3,9 и 4,2 МПа. Время испытаний при каждом значении удельного давления составляло 10 мин. Потерю массы образцов фиксировали после полного цикла первого и второго этапа испытания взвешиванием образцов на аналитических весах, далее по формулам (2.10, 2.13) рассчитывали интенсивность изнашивания и коэффициент стабильности процесса трения.

Полученные на первом этапе триботехнических испытаний значения коэффициентов трения (f), стабильности процесса сухого трения скольжения ($\alpha_{ст}$) и интенсивности изнашивания (I_m) образцов сплава Б83 и дисперсно-наполненных КМ на его основе представлены в табл.3.19 и на рис.3.59, а.

Таблица 3.19.

Коэффициенты трения и стабильности процесса сухого трения скольжения сплава Б83 и КМ на его основе после этапа 1 испытаний.

№ ¹⁾	Коэффициент трения f / Коэффициент стабильности $\alpha_{ст}$ в зависимости от удельного давления p , МПа				
	0,2	0,33	0,46	0,59	0,7
1	0,50 / 0,65	0,44 / 0,79	0,40 / 0,99	0,39 / 1	0,38 / 1
2	0,52 / 0,86	0,49 / 0,86	0,43 / 0,89	0,38 / 0,97	0,37 / 0,95
3	0,48 / 0,92	0,43 / 0,85	0,41 / 0,81	0,39 / 0,98	0,39 / 1
4	0,53 / 0,91	0,48 / 0,98	0,45 / 0,95	0,45 / 0,95	0,45 / 0,96
5	0,51 / 0,91	0,49 / 1	0,42 / 1	0,42 / 0,99	0,39 / 0,98
¹⁾ номер образцов в соответствии с табл.3.18.					

Видно, что при удельных давлениях до 0,7 МПа, соответствующих первому этапу испытаний, значения коэффициентов трения и коэффициентов стабильности процесса трения остаются на уровне показателей литого антифрикционного сплава Б83. Несмотря на выявленную тенденцию к уменьшению интенсивности изнашивания при введении в состав матричного сплава наполнителей, образцы КМ демонстрируют износостойкость практически сопоставимую с таковой для литого матричного сплава Б83. Эти

результаты свидетельствуют о возможности и перспективности применения методов порошковой металлургии для изготовления антифрикционных материалов на основе сплава Б83.

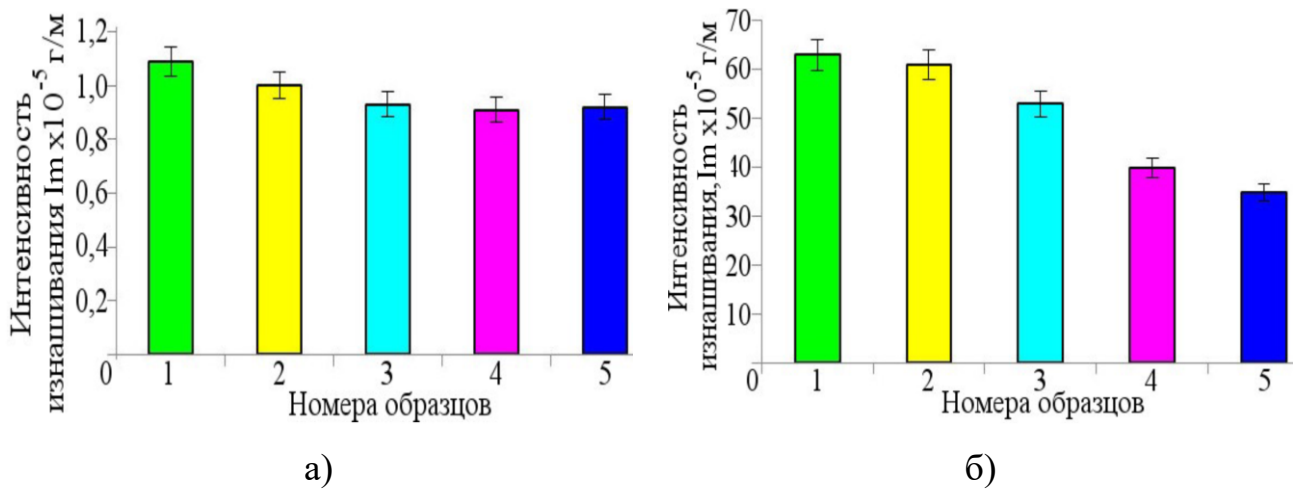


Рисунок 3.59.

Интенсивности изнашивания образцов после испытаний на этапе 1 (а); и 2 (б).
Номера образцов в соответствии с табл.3.18.

Результаты, полученные в рамках второго этапа испытаний изготовленных образцов КМ на трение и износ в области сверхвысоких удельных давлений (1,2-4,2) МПа, представлены в табл.3.20 и на рис.3.59, б. Видно, что диспергирование интерметаллидной фазы SnSb (уменьшение среднего размера до 20%) и изменение ее морфологии (отсутствие острых углов – концентраторов напряжений) достигнутые в результате обработки в планетарной мельнице и компактирования порошковых композиционных смесей под давлением, позволили уменьшить коэффициент трения и увеличить сопротивление хрупкому разрушению поверхностного слоя в процессе трения матричного сплава Б83 (сравнить №1 и №2 в табл.3.20).

КМ (№3 в табл.3.20), содержащий в качестве наполнителя наноструктурированные частицы МШП, характеризуется более низкими коэффициентом трения и интенсивностью изнашивания по сравнению с литым сплавом Б83, что подтверждает целесообразность введения в матрицу наноразмерных шунгитовых частиц, обеспечивающих диспергирование

структуры и эффекты самосмазывания в условиях ограниченной смазки и сухого трения скольжения.

Таблица 3.20.

Коэффициенты трения и стабильности процесса сухого трения скольжения сплава Б83 и КМ на его основе после этапа 2 испытаний.

№ ¹⁾	Коэффициент трения f / Коэффициент стабильности $\alpha_{ст}$ в зависимости от удельного давления p , МПа										
	1,2	1,5	1,8	2,1	2,4	2,7	3,0	3,3	3,6	3,9	4,2
1	0,37 / 0,83	0,31 / 0,84	0,27 / 0,92	0,23 / 0,93	0,21 / 0,91	0,18 / 0,8	0,14 / 0,71	0,11 / 0,61	0,06 / 0,55	0,05 / 0,53	0,04 / 0,47
2	0,38 / 0,72	0,31 / 0,95	0,31 / 0,95	0,29 / 0,87	0,25 / 0,94	0,19 / 0,95	0,15 / 0,86	0,09 / 0,98	0,07 / 0,98	0,08 / 0,93	0,10 / 0,53
3	0,45 / 0,86	0,42 / 0,96	0,40 / 0,94	0,35 / 0,91	0,32 / 0,92	0,32 / 0,96	0,26 / 0,85	0,21 / 0,98	0,20 / 0,98	0,17 / 0,95	0,14 / 0,98
4	0,38 / 0,8	0,41 / 0,94	0,37 / 0,90	0,3 / 0,81	0,24 / 0,82	0,21 / 0,91	0,15 / 0,65	0,12 / 0,84	0,09 / 0,78	0,08 / 0,93	0,07 / 0,8
5	0,37 / 0,92	0,36 / 0,95	0,31 / 0,93	0,3 / 0,95	0,23 / 0,89	0,15 / 0,94	0,06 / 0,93	0,05 / 0,97	0,04 / 0,98	0,05 / 0,99	0,05 / 0,94
¹⁾ номер образцов в соответствии с табл.3.18.											

Повышение износостойкости в 1,5 раза, достигаемое при армировании матрицы высокопрочными частицами карбида кремния микронного размера, являющимися несущими опорами на поверхности трения, характерно для образца №4. Однако при этом наблюдается некоторое увеличение значения коэффициента трения и повышенный износ контртела (втулки).

Совместное введение в оловянную матрицу наноструктурированных частиц МШП и SiC (обр.№5, табл.3.18) позволяет обеспечить нормальное протекание процессов трения и изнашивания в широком диапазоне параметров трибонагружения. т.е. решить задачу увеличения ресурса работы

бabbитового сплава. Коэффициент трения у КМ подобного состава ниже, а износостойкость увеличена в два раза по сравнению с литым сплавом Б83.

На рис.3.60 приведены диаграммы изменения коэффициента трения и стабильности процесса трения в зависимости от удельного давления во всем диапазоне трибонагружения изготовленных процессом ГП образцов. Видно, что образцы КМ сохраняют близкие к единице значения коэффициента стабильности процесса сухого трения скольжения, в то время как для литого матричного сплава Б83 они резко снижаются при удельных давлениях более 2,4 МПа, что является особенно критичным для узлов трения, работающих в таких отраслях как турбостроение.

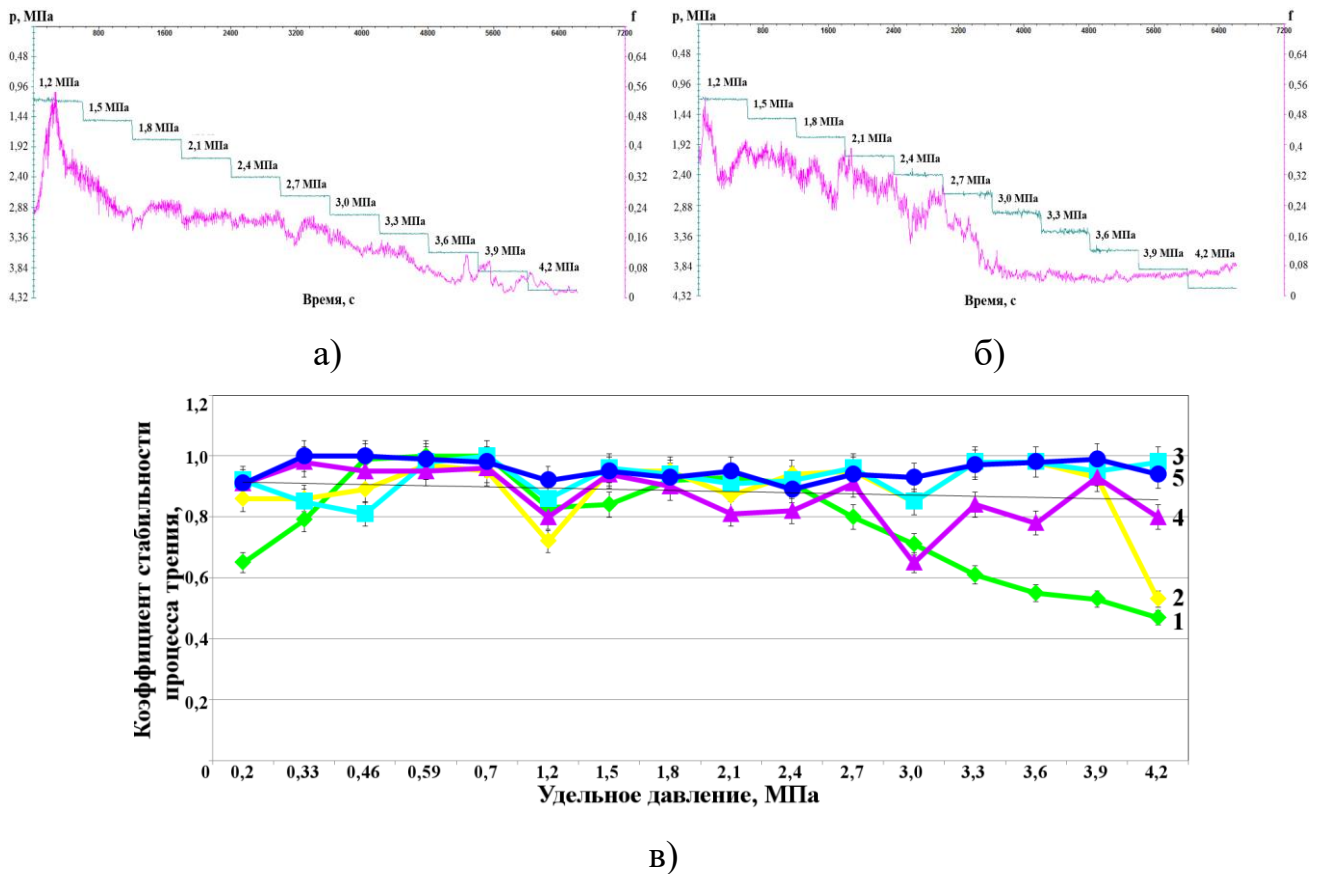


Рисунок 3.60.

Зависимость коэффициента трения для образцов №1 (а), №5 (б) и коэффициента стабильности процесса трения (в) от удельного давления.

Номера образцов в соответствии с табл.3.18.

Результаты комплексных исследования морфологии и состава поверхностей трения, а также продуктов изнашивания изготовленных образцов, проведенные после завершения полного цикла испытаний на трение и износ, представлены на рис.3.61 и рис.3.62.

Согласно результатам визуального и микроскопического анализа после испытаний на трение и износ на поверхностях образцов присутствуют борозды или канавки пластического деформирования, а также кратеры макроскопических размеров, вытянутые в направлении скольжения (рис.3.61). Причем в образце из матричного сплава Б83 (№1, табл.3.18), изготовленного по литейной технологии, такие борозды и кратеры занимают практически всю поверхность трения (рис.3.61, а). Данный рельеф изношенной поверхности является результатом изменения в механизме изнашивания и его переходу к адгезионному типу. Характерными признаками адгезионного изнашивания являются схватывание и перенос материала образца на поверхность контртела. Обработка матричных и армирующих порошков в планетарной мельнице, применение метода горячего прессования в присутствии жидкой фазы (обр. №2, 3, табл.3.18) и введение углеродсодержащих компонентов, выполняющих роль сухой смазки (обр. №3 табл.3.18) приводит к уменьшению размеров и количества канавок пластического деформирования, кратеров и появлению на поверхности трения достаточно гладких участков относительного проскальзывания трущихся тел, вследствие формирования при контактом взаимодействии дисперсной механической смеси из материала матричных сплавов, армирующих частиц, контртела и их оксидов, характерной для установившейся стадии изнашивания.

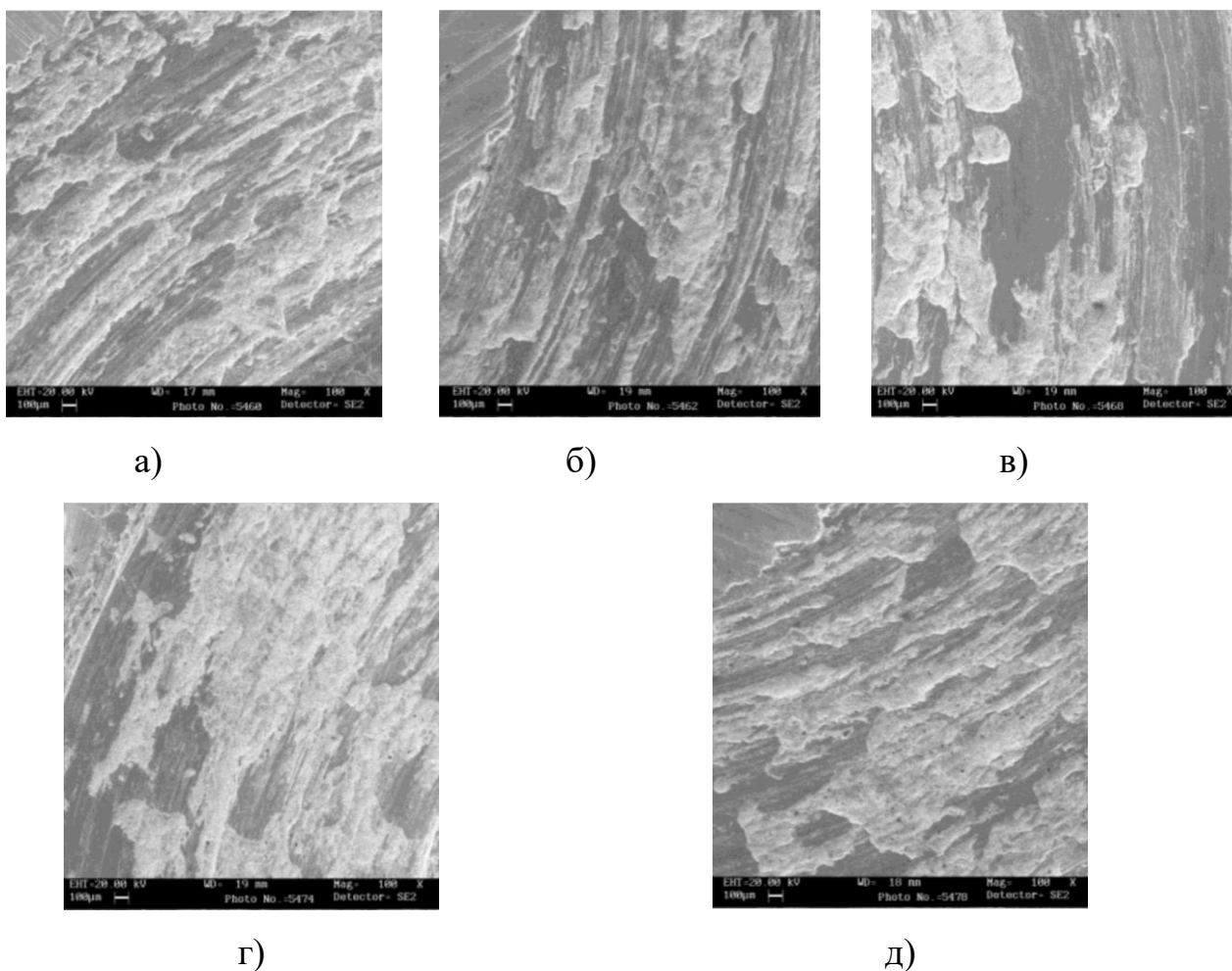


Рисунок 3.61.

Поверхности трения образцов: №1 (а), №2 (б); №3 (в); №4 (г) и №5 (д).

Номера образцов в соответствии с табл.3.17.

Сравнивая состав поверхностей трения испытанных образцов по содержанию основного компонента сплава Б83 - олова, видно, что доля матрицы на поверхности трения у литого баббита значительно выше (66,50 ат.%), чем у образцов, изготовленных процессом горячего прессования (табл.3.21). Это свидетельствует о частичном разрушении и выкрашивании крупных соединений интерметаллидов SnSb и «пропахивании» ими поверхности трения. Содержание железа, появление которого связано с изнашиванием контртела, на поверхности трения образца баббита Б83 является минимальным (20,54 ат.%), что подтверждает слабую связь интерметаллидов SnSb с относительно мягкой матрицей α -твердого раствора.

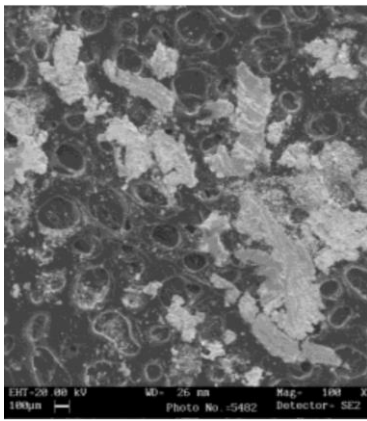
На поверхности трения изготовленного образца КМ, содержащего частицы SiC (обр.№4, табл.3.18), обнаружено максимальное среди всех испытанных материалов содержание железа (35,48 ат.%). Это связано с выполнением керамическими частицами роли опор, предотвращающих износ матричного металла и воздействующих на контртело, в результате чего достигается снижение износостойкости при некотором увеличении коэффициента трения.

Таблица 3.21.

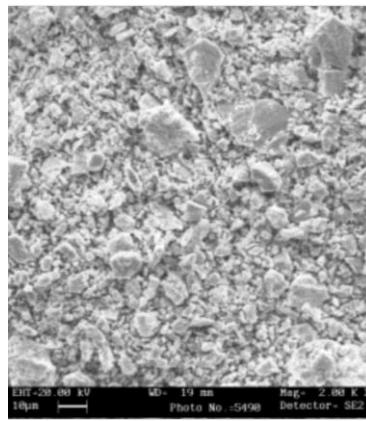
Данные МРСА поверхностей трения изготовленных процессом ГП образцов.

№ ¹⁾	Содержание элемента, ат.%				
	железо (Fe)	медь (Cu)	олово (Sn)	сурьма (Sb)	кремний (Si)
1	20,54	6,39	66,5	6,56	-
2	28,52	7,59	57,56	6,34	-
3	28,68	7,19	58,53	5,6	-
4	35,48	5,51	47,47	4,87	6,67
5	24,75	5,45	58,43	4,98	6,39
¹⁾ Номера образцов в соответствии с табл.3.18.					

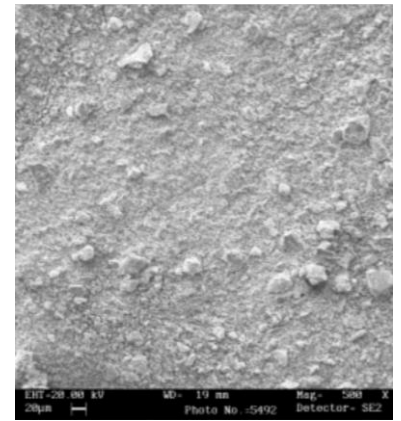
Дебрис (продукты изнашивания) при износе матричных сплава Б83, изготовленного по литейной технологии имеет преимущественно форму чешуек пластинчатой формы размером от 20 до 100 мкм (рис.3.62, а). Появление в продуктах изнашивания таких крупных частиц-чешуек свидетельствует об усталостном разрушении поверхности трения, сопровождающегося деламинацией, то есть расслоением поверхностных слоев, что является признаком перехода от нормального к деламинационному режиму изнашивания, и при дальнейшем увеличении трибонагружения может привести к подплавлению и схватыванию трущихся поверхностей.



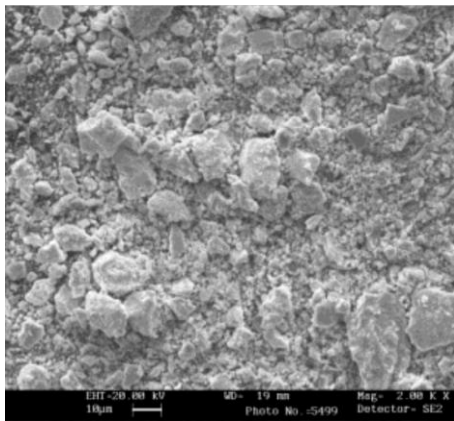
а)



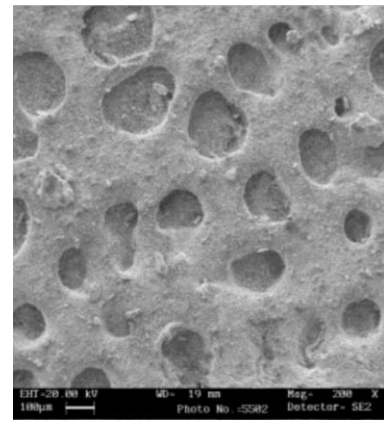
б)



в)



г)



д)

Рисунок 3.62.

Продукты износа образцов: №1 (а), №2 (б); №3 (в); №4 (г) и №5 (д).

Номера образцов в соответствии с табл.3.18.

Продукты изнашивания образцов из матричного сплава и КМ, изготовленных процессом горячего прессования, характеризуются большей дискретностью (рис.3.62, б-д). В дебрисе преобладают мелкие равноосные частицы средним размером до 10 мкм, являющиеся результатом окислительного износа. Наличие некоторого количества шероховатых крупных частиц пластинчатой формы средним размером 15-20 мкм связано с кратковременным возникновением режима схватывания/проскальзывания в процессе трения, приводящего к адгезионному разрушению.

3.4 Выводы по главе 3

1. Разработаны новые КМ для триботехнических покрытий с матрицами на основе алюминиевых сплавов систем Al-Si-Mg, Al-Si-Cu, Al-Sn-Cu и оловянных баббитов системы Sn-Sb-Cu, содержащие в качестве наполнителей микронные карбидные частицы (SiC, TiC), интерметаллиды системы Al_xTi_y , а также субмикронные частицы бора, карбида бора, углеродные нанотрубки и порошки модифицированной шунгитовой породы.

2. Определены технологические параметры и разработаны технологии совмещения матричных материалов на основе алюминия или олова, дискретных наполнителей и модифицирующих добавок, позволяющие изготавливать изотропные КМ с контролируемым уровнем межфазной связи и слегка регулярным распределением наполнителя. Показано, что введение армирующих частиц и модифицирующих добавок способствует диспергированию исходной структуры матричных сплавов, а также интерметаллидных фаз SnSb и Cu_3Sn в оловосодержащих КМ.

3. Раскрыто влияние структурных факторов (состава матричного сплава, доли, размера и типа наполнителя) на триботехнические характеристики КМ. В частности, показано, что введение наполнителя в матричные сплавы расширяет допустимый диапазон трибонагружения, приводит к снижению коэффициента трения, повышению износостойкости и стабилизации процесса трения. Причем, лучшим сочетанием триботехнических характеристик обладают КМ на основе более прочных матричных сплавов (например, АК12М2МгН). Определено, что при доле армирования до 10 масс.% определяющий работоспособность трибоузла собственный износ контртела в паре с разработанными КМ практически отсутствует (например, $I_V=9,93 \times 10^{-3}$ и $0,95 \times 10^{-3}$ мм³/м соответственно для КМ состава АО20-1 + 10 масс.% TiC₍₄₀₋₁₀₀₎ и контртела). При прочих равных условиях применение наполнителей с большей долей составляющей металлической связи, например TiC, эффективнее повышает триботехнические характеристики за счет лучших механических свойств (твердости, временного сопротивления на

разрыв и модуля упругости) обусловленных формированием прочной межфазной связи наполнитель-матрица. Показано, что увеличение размера частиц наполнителя при равной доле армирования приводит к повышению износостойкости КМ (особенно при малых удельных давлениях до 0,46 МПа) и снижению коэффициента трения. Полиармированные КМ, содержащие в своем составе наполнители разной природы и размера, характеризуются минимальными коэффициентами изнашивания и трения в сочетании с максимальной износостойкостью.

4. Обоснован выбор составов и разработаны технологии, а также изготовлено оборудование и оснастка для получения стандартных наплавочных материалов в виде: прутков из КМ на основе алюминия и олова (патент на изобретение №2361710, приоритет от 12.02.2008 г., патент на изобретение №2585588, приоритет от 11.12.2014 г.) и композиционных гранул из КМ на основе олова, обладающих необходимыми технологическими свойствами для реализации процессов дуговой и плазменно-порошковой наплавки. В частности, показано, что для достижения требуемого качества формирования композиционных покрытий на основе алюминия, несимметричность поперечного сечения наплавленных на наклонную плоскость валиков, являющаяся косвенным критерием оценки жидкотекучести, 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 композиционных прутков на основе олова доля наполнителя 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, что позволяет достигать наибольшую равномерность и сплошность слоя наноматериалов на поверхности композиционных гранул.

5. Анализ поверхностей трения и продуктов изнашивания показал, что в исследованном диапазоне трибонагружения (удельные давления от 0,2 до 4,2 МПа, скорости скольжения от 0,39 до 1 м/с) изнашивание разработанных КМ происходит преимущественно по окислительному механизму, в то время как в матричных сплавах велика адгезионная составляющая изнашивания. По мере увеличения удельного давления возрастает доля адгезионного изнашивания. На поверхности трения формируется переходный слой, в составе которого, как и в продуктах изнашивания, обнаружено железо, что является следствием абразивного воздействия армирующих частиц на контртело.

Глава 4. НАНЕСЕНИЕ ПОКРЫТИЙ ИЗ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Применение разработанных 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. 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.

4.1 Нанесение покрытий из композиционных материалов на основе алюминия

Как было показано в Гл.1 для изготовления функционально-градиентных слоистых композиций представляет определённый интерес процесс дуговой наплавки. Дуговую наплавку КМ осуществляли на экспериментальной установке, собранной на базе модульной системы КМ–50 фирмы КЕМРРІ (рис.4.1, а). Механизм перемещения обеспечивает движение сварочной головки в продольном направлении с плавной регулировкой скорости от 0 до 170 м/ч и точностью 5%. Сварочная головка состоит из аргонодуговой водоохлаждаемой горелки с вольфрамовым электродом диаметром 4 мм и механизма подачи присадочных прутков (рис.4.1, б). Установка для наплавки оснащена сварочным источником питания фирмы КЕМРРІ PSS 5000, обеспечивающим ведение процесса на переменном токе величиной до 500 А. Возбуждение дуги осуществляли с помощью блока

осциллятора TU20. При наплавке для эффективной защиты неплавящегося электрода и легкоокисляемых наплавляемых материалов применяли защитный газ – аргон высшего сорта по ГОСТ 10157.

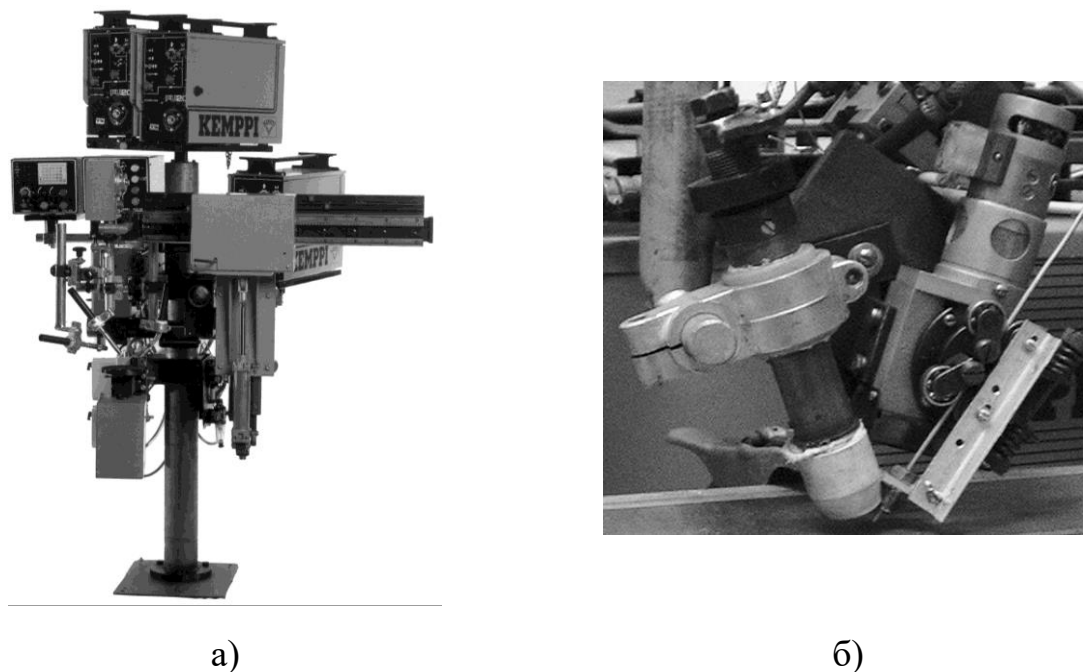


Рисунок 4.1.
Установка КМ-50 (а) и сварочная головка (б)
для процесса дуговой наплавки покрытий из КМ.

Основным фактором, определяющим выбор схемы и режимов наплавки прутками системы Al-SiC является предотвращение деградации армирующей фазы, поскольку фаза SiC является склонной к взаимодействию с алюминием при повышенных температурах с образованием таких нежелательных продуктов, как Al_4C_3 и Al_4SiC_4 [55, 141-146].

В работе были апробированы варианты, отличающиеся температурно-временным воздействием на наплавочный материал: схемы с введением наплавочного материала в головную (по переднему фронту) или в хвостовую часть сварочной ванны (рис.4.2). При реализации этих схем наплавочный материал подвергается различным тепловым воздействиям [306]. Наибольшему тепловому воздействию при максимальной длительности пребывания в жидкой ванне подвергается КМ при использовании первой

схемы. Вторая схема характеризуется меньшим тепловым воздействием на КМ и малой длительностью контакта наполнителя с жидкой ванной.

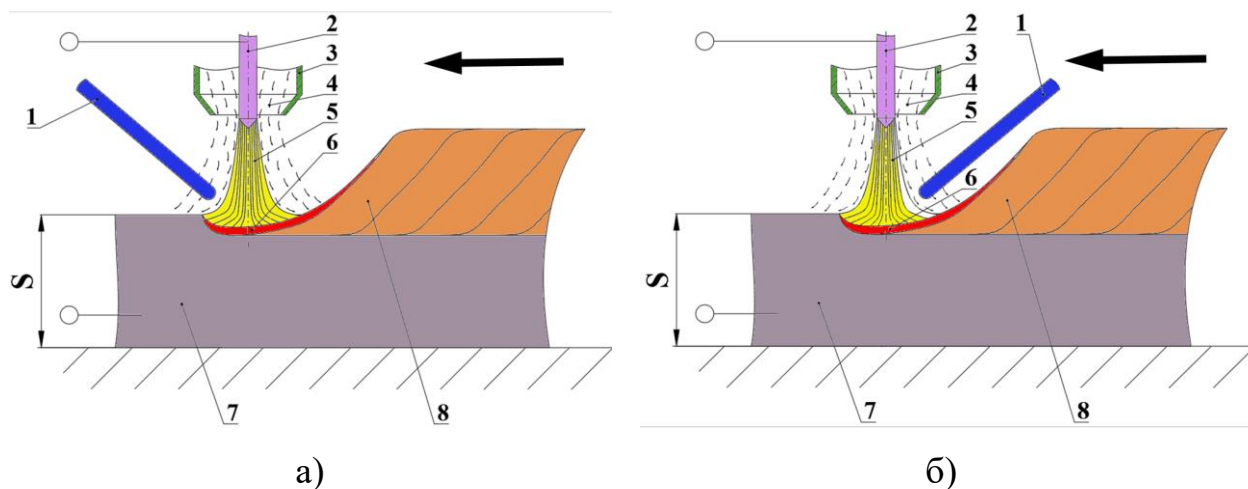


Рисунок 4.2.

Апробированные схемы аргонодуговой наплавки: наплавочный материал подаётся по переднему фронту (а) и в хвостовую часть (б) сварочной ванны.

Цифрами обозначены: 1 – горелка; 2 – наплавочный материал;

3 – наплавленный слой; 4 – подложка; 5 – ванна расплавленного металла;

S – толщина подложки; стрелкой указано направление наплавки.

Технологические параметры режима аргонодуговой наплавки композиционных покрытий системы Al–SiC, представленные в табл.4.1, были выбраны по критериям минимальной степени проплавления подложки, сохранения заданного кода армирования и качественного формирования валиков и оставались постоянными [193].

Наплавку производили на пластины размером 100x200x5 мм из алюминиевого сплава АМг3. Непосредственно перед наплавкой осуществляли обработку поверхности пластины, на которую производилась наплавка, и разработанных в Гл.3 композиционных прутков на основе алюминия. Механическую зачистку производили с помощью металлических щеток из нержавеющей стали. Затем пластину и прутки обезжировали спиртом и подвергали травлению в течение 1-3 минут в 5% растворе щелочи NaOH. Остатки щелочи и продукты реакции смывали сначала горячей, а

потом холодной водой. После промывки детали пассивировали 20% азотной кислотой (HNO_3), нагретой до температуры 333 К. Извлеченные из азотной кислоты детали промывали холодной, затем горячей водой и просушивали.

Таблица 4.1.

Режим аргонодуговой наплавки износостойких покрытий
из КМ на основе алюминия.

Параметр режима	Значения
Ток дуги $I_{св}$, А	150-160
Напряжение на дуге U_d , В	18-20
Скорость наплавки V_n , м/ч	11-13
Скорость подачи наплавочного материала $V_{пп}$, м/мин	0,7
Расход защитного газа (Ar) $V_{зг}$, л/мин	12 -15

Анализ микроструктуры покрытий, полученных при разных схемах введения прутков из КМ, показывает, что во всех случаях в наплавленном слое нет признаков интенсивного межфазного взаимодействия (рис.4.3, 4.4), что связано с присутствием в составе матричных сплавов кремния (в количестве до 13 масс.%). Однако заметно меняется распределение частиц в покрытии. Если микроструктуру слоев, полученных дуговой наплавкой при подаче композиционных прутков в головную часть сварочной ванны, можно охарактеризовать согласно методу Дирихле [264, 265] как слегка регулярную (рис.4.3), то при введении наплавочного материала в хвостовую часть сварочной ванны получается сильно кластеризованный наплавленный слой (рис.4.4). Такое различие в распределении армирующих частиц связано с различными тепловыми воздействиями, характерными для каждой схемы наплавки. При наплавке с подачей композиционного прутка в головную наиболее нагретую часть сварочной ванны КМ расплав максимально разогрет, что приводит к повышенной жидкотекучести и удовлетворительному формированию наплавленного слоя. Длительность

пребывания армирующих частиц в матричном расплаве в этом случае максимальна, что обеспечивает их равномерное распределение в наплавленном слое.

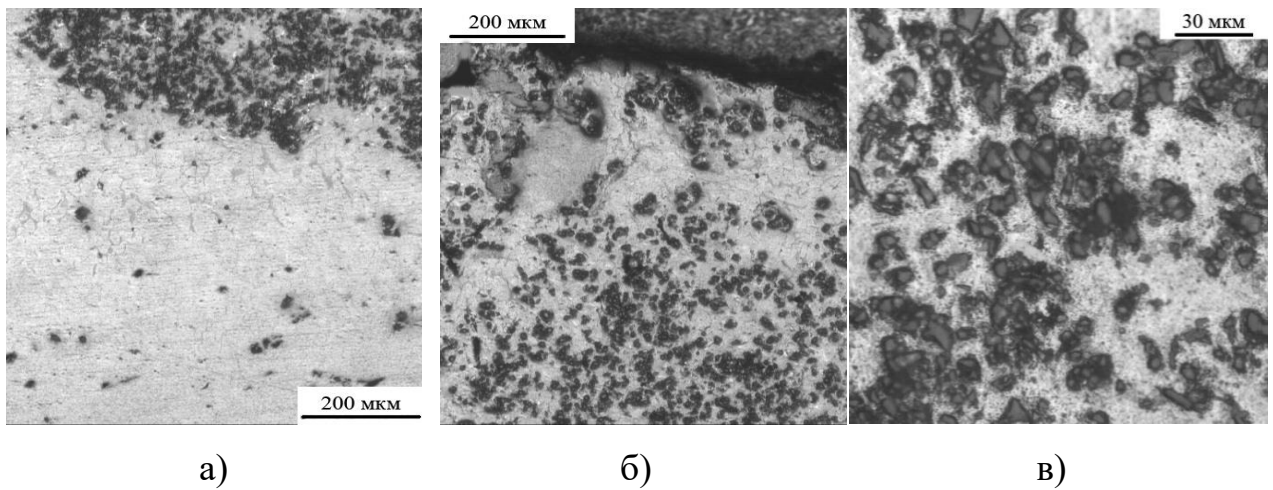


Рисунок 4.3.

Микроструктура наплавленного материала при подаче композиционного прутка АК12М2МгН + 10 масс.% SiC₍₁₄₎ в головную часть сварочной ванны:
а) линия сплавления; б) верхняя часть валика; в) центральная часть валика.

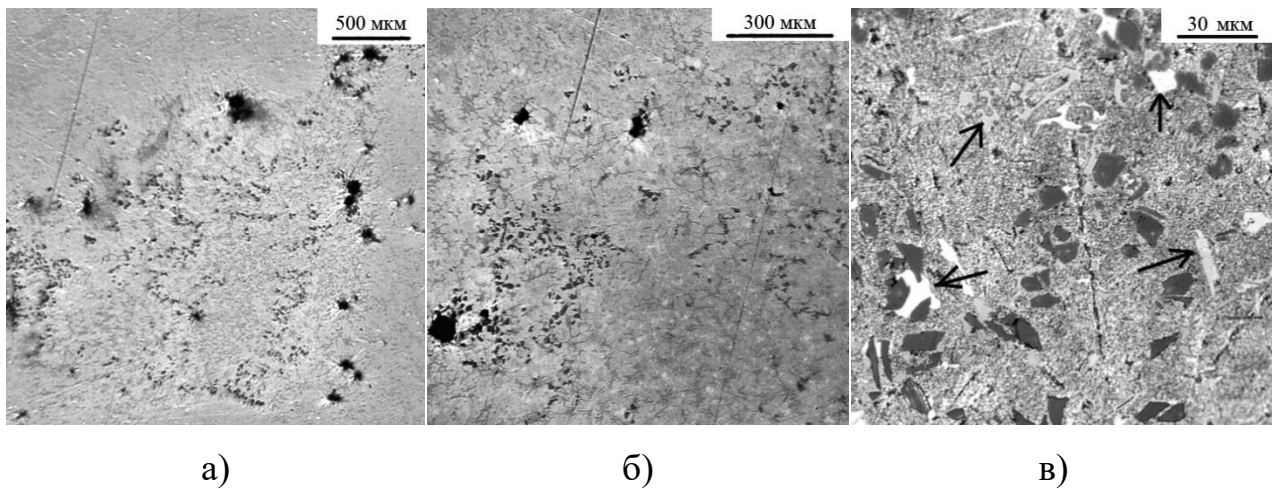


Рисунок 4.4.

Микроструктура покрытия при подаче композиционного прутка АК12М2МгН + 10 масс.% SiC₍₁₄₎ в хвостовую часть сварочной ванны:
а) линия сплавления; б) верхняя часть валика; в) центральная часть валика.

При подаче наплавочного прутка в хвостовую часть сварочной ванны вязкость композиционного расплава повышена из-за недостаточного

разогрева. Этому же способствует превышение эвтектического уровня содержания кремния в матричном расплаве (учитывая возможность образования обогащенных кремнием зон вокруг частиц SiC [148]). В результате в структуре наплавленных покрытий из КМ системы Al-SiC появляются кристаллы первичного заэвтектического кремния (показаны стрелками на рис.4.4, в), формирование валиков ухудшается. Таким образом, при дуговой наплавке дисперсно-наполненных композиционных покрытий на основе сплавов системы Al-Si наплавочный материал следует подавать в головную часть сварочной ванны.

На рис.4.5 представлен внешний вид наплавленных валиков из дисперсно-наполненных КМ, на рис.4.6 - макрошлифы продольного сечения наплавленных слоев. Видно, что валики, наплавленные с применением прутков, содержащих 10 масс.% частиц SiC средним размером 14 мкм, характеризуются достаточно гладкой поверхностью с плавным переходом к металлу подложки (рис.4.5, а). При увеличении доли частиц SiC в составе прутков до 15 масс.% формирование валиков не происходит (рис.4.5, б), что подтверждает результаты, установленные при оценке жидкотекучести (Гл.3).

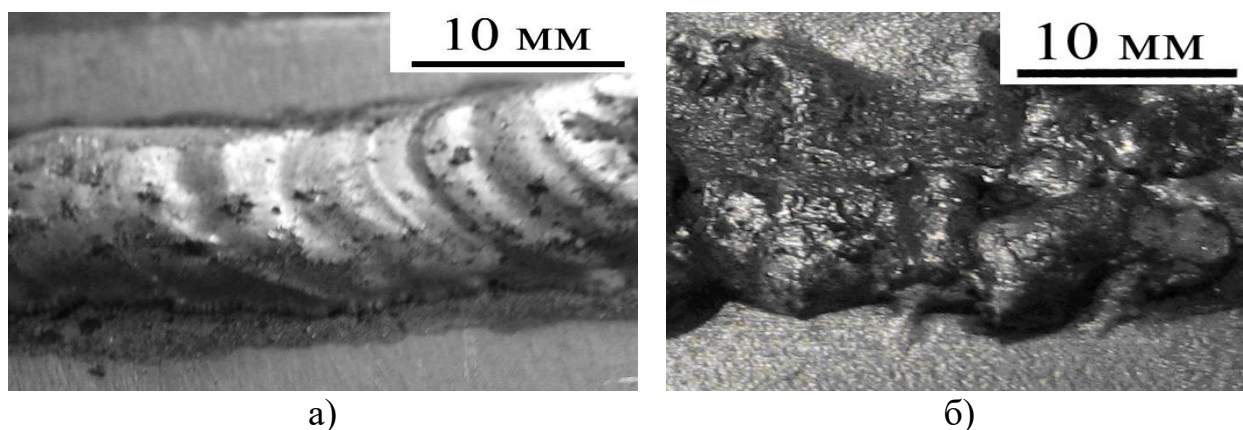


Рисунок 4.5.

Внешний вид отдельного валика, наплавленного с применением прутков состава, масс.‰: АК12М2МГН + 10SiC₍₁₄₎ (а) и АК12М2МГН + 15SiC₍₁₄₎ (б).

После механической обработки, необходимой для выравнивания плоскости износостойкой поверхности, наплавленные покрытия имеют толщину 2,5-3 мм. Отсутствие пористости в покрытиях даже при

значительной доле наполнителя (до 10 масс.%) подтверждает правильность выбора технологических параметров режима дуговой наплавки покрытий.

При больших увеличениях по линии сплавления видны признаки эпитаксиальной кристаллизации (рис.4.6, в), свидетельствующие о высокой адгезии между подложкой и наплавленным слоем. Таким образом, по результатам визуального анализа формы валиков и просмотра макрошлифов качество наплавленных покрытий можно охарактеризовать как удовлетворительное.

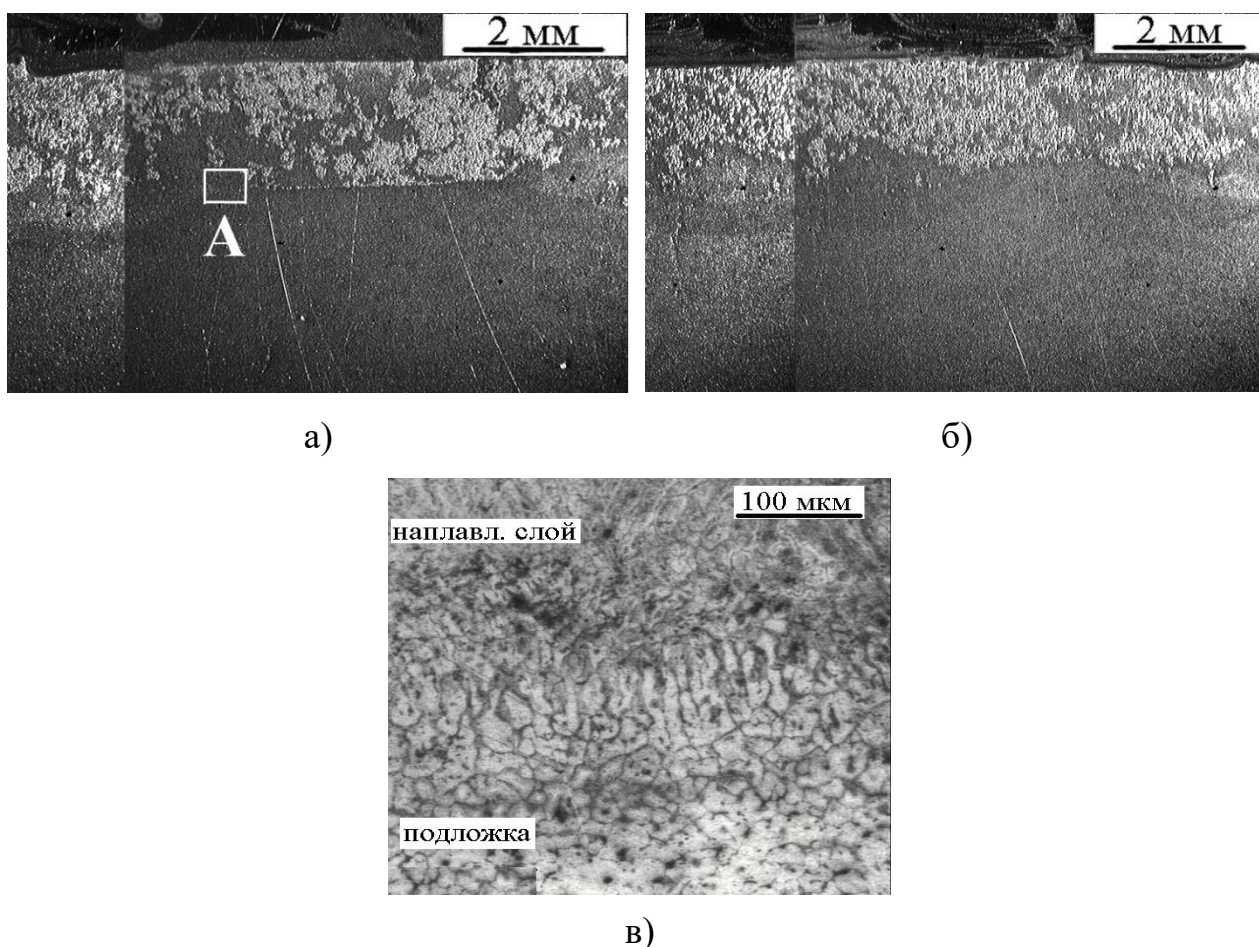


Рисунок 4.6.

Макроструктура покрытий, наплавленных с применением композиционных прутков составов, масс. %: а) АК12М2МгН + 10SiC₍₁₄₎; б) АК12 + 10SiC₍₄₀₎, и микроструктура участка А вблизи линии сплавления (в)

Микроструктура покрытий характеризуется относительно равномерным распределением упрочняющих частиц наполнителя в объеме матрицы даже

при 10 масс.% наполнителя в наплавочных прутках (рис.4.7, 4.8). Некоторые различия в характере распределения частиц SiC при наплавке прутками разного состава могут быть связаны с изменением вязкости композиционного расплава, а также изменением состава матрицы, доли и размера частиц, что отражается на схеме кристаллизации и величине дендритного параметра [307].

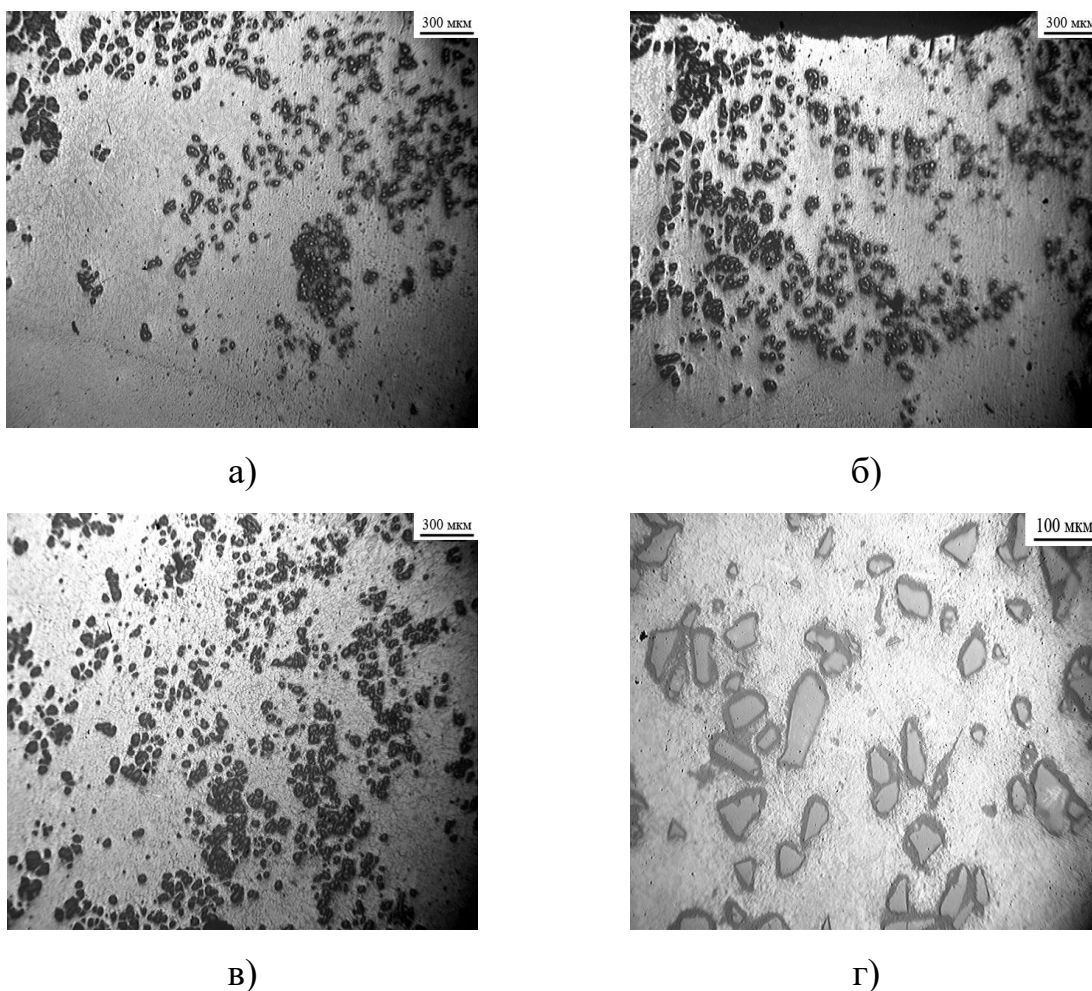


Рисунок 4.7.

Микроструктура покрытия, наплавленного прутками состава

AK12 + 10 масс.% SiC₍₄₀₎: а - вблизи линии сплавления;

б - верхняя часть валика; в, г - центральная часть валика.

Частицы армирующей фазы в наплавленном слое практически не изменяют исходной скользящей огранки, т.е. нет следов интенсивного межфазного взаимодействия с матричным материалом, что, как уже было

отмечено, обусловлено повышенным содержанием кремния в матричных сплавах АК12 и АК12М2МгН (до 13 масс.% Si). Межфазные границы непрерывны; поры, несплошности, продукты межфазных реакций не обнаружены при увеличениях оптического микроскопа.

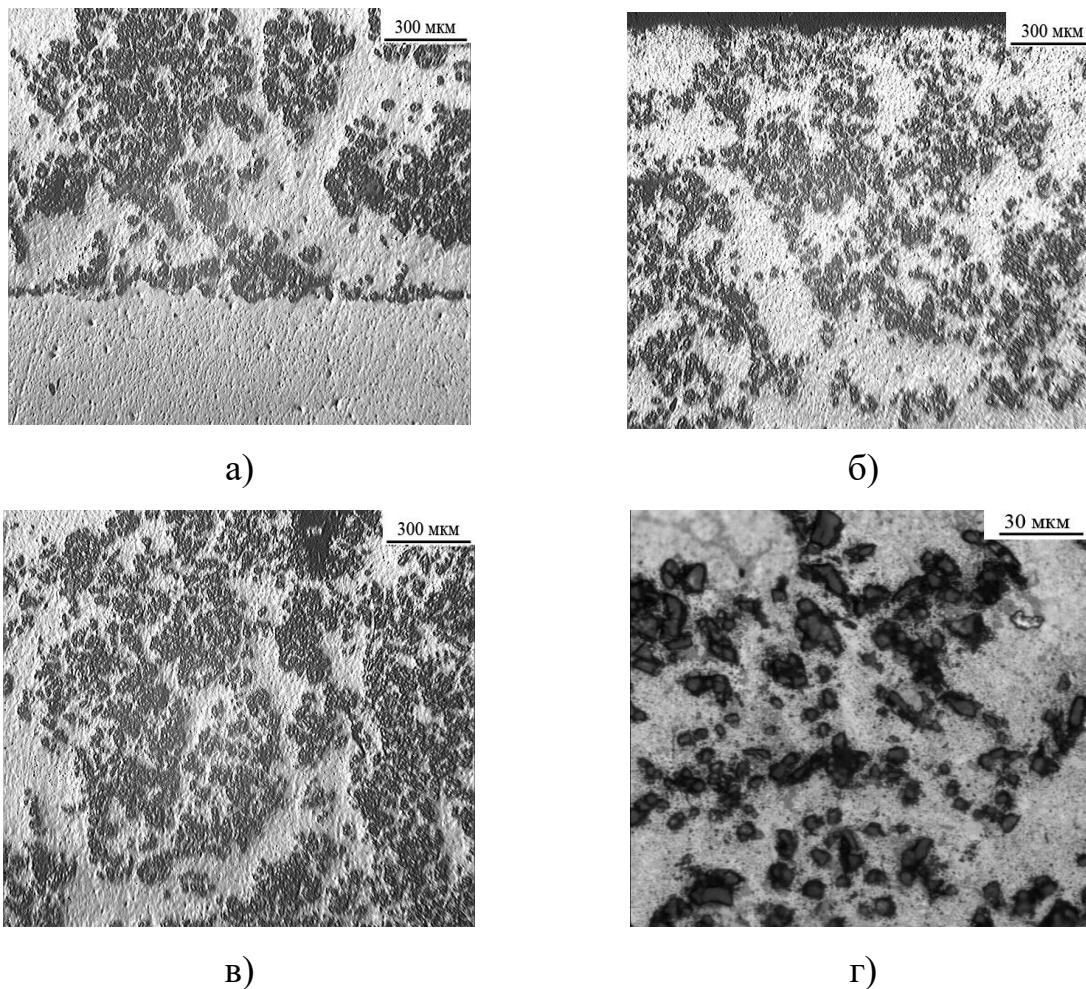


Рисунок 4.8.

Микроструктура покрытия, наплавленного прутками состава АК12М2МгН + 10 масс.% SiC₍₁₄₎: а - вблизи линии сплавления; б - верхняя часть валика; в, г - центральная часть валика.

Кроме металлографических исследований проводили измерения твердости по Бринеллю наплавленных покрытий. Твердость измеряли в участках, показанных на рис.4.9, а. Полученные значения величины твердости приведены в табл.4.2. Видно, что твердость по глубине наплавленных слоев меняется незначительно (рис.4.9, б), что обеспечено

достаточно равномерным распределением упрочняющих частиц в объеме наплавки.

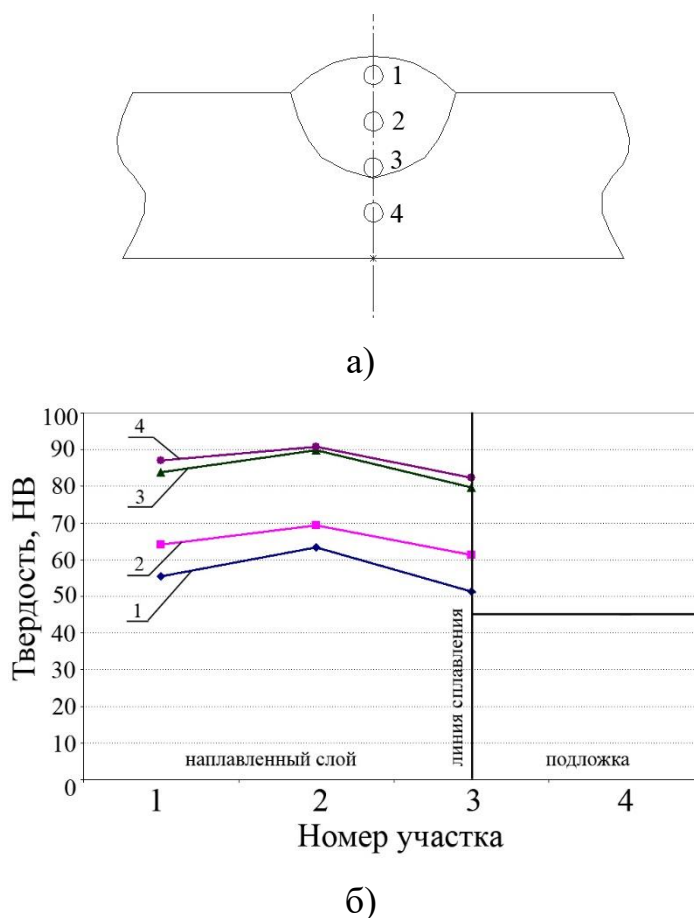


Рисунок 4.9.

Схема (а) и результаты измерения твердости в поперечном сечении образцов, наплавленных с использованием прутков из КМ составов, масс. %:

AK12 + 5SiC₍₄₀₎ (1); AK12 + 10SiC₍₄₀₎ (2); AK12M2MgH + 5SiC₍₁₄₎ (3);
AK12M2MgH + 10SiC₍₁₄₎ (4).

Большее количество наполнителя в композиционном прутке способствует большему повышению твердости сформированного покрытия. По сравнению с материалом подложки (сплав АМгЗ) увеличение твердости в результате нанесения покрытия из дисперсно-наполненных КМ на базе сплава АК12 составляет более 30%, на базе сплава АК12М2МгН – более 70%, что позволяет рекомендовать такие покрытия для элементов деталей, воспринимающих нагрузку и подвергаемых динамическому нагружению.

Например, нанесение разработанных покрытий из КМ на основе сплава АК12М2МгН, содержащих 5 масс.% частиц $\text{SiC}_{(14)}$, на ООО «НПП «КУРС» позволило восстановить и увеличить ресурс работы корпуса редукторного механизма 1Ц2Н (Приложение 7). Таким образом, методом дуговой наплавки прутками из дисперсно-наполненных КМ удастся получить однородные по составу композиционные слои и обеспечить значительное упрочнение поверхности наплавленных деталей.

Таблица 4.2.

Результаты измерения твердости наплавленных покрытий.

Состав композиционного прутка, масс.%	Участок	Твердость НВ
АК12 - $5\text{SiC}_{(40)}$	1	55,5
	2	63,3
	3	51,4
	4	45,0
АК12 - $10\text{SiC}_{(40)}$	1	64,1
	2	69,4
	3	61,2
	4	48,6
АК12М2МгН - $5\text{SiC}_{(14)}$	1	83,8
	2	89,8
	3	79,7
	4	46,6
АК12М2МгН - $10\text{SiC}_{(14)}$	1	87,1
	2	90,7
	3	82,3
	4	46,2

4.2 Разработка технологии нанесения на сталь покрытий из композиционных материалов на основе алюминия.

Для изготовления широко применяемых в узлах трения биметаллических композиций одной из задач поставленных в работе была разработка технологии нанесения алюмоматричных композиционных покрытий на основания из качественной низкоуглеродистой стали 20 (0,17-0,24 масс.% C; 0,17-0,37 масс.% Si; 0,35-0,65 масс.% Mn; $\leq 0,25$ масс.% Cr; Fe – остальное по ГОСТ 1050). Главной сложностью при этом, как было показано в Гл.1, является образование хрупкого слоя интерметаллидов на границе раздела подложка-покрытие. Характер и размеры интерметаллидного слоя зависят преимущественно от температуры нагрева и длительности выдержки при ней. Поэтому при разработке технологии нанесения покрытий на основе алюминия на стальные основание вопросу исследования интерметаллидного слоя, а также его влиянию на прочностные характеристики соединения, уделяли особое внимание.

4.2.1 Получение и исследование промежуточных слоев на стали

В качестве материалов промежуточных слоев, необходимость применения которых обоснована в Гл.1, использовали алюминий марки: АД1 ($\leq 0,3$ масс.% Fe; $\leq 0,3$ масс.% Si; $\leq 0,025$ масс.% Mn; $\leq 0,15$ масс.% Ti; $\leq 0,05$ масс.% Cu; $\leq 0,1$ масс.% Zn; Al – остальное по ГОСТ 4784-97), и А5 (0,2-0,35 масс.% Fe; 0,1-0,25 масс.% Si, $\leq 0,015$ масс.% Cu; Al – остальное по ГОСТ 7871-75), а также цинк. Применение для промежуточных слоев чистых металлов, позволяло учитывать влияние на характеристики диффузионной зоны легирующих элементов, присутствующих только в составе наплавочного материала.

Способ нанесения *цинкового промежуточного слоя* на поверхность стали не оказывает существенного влияния на ее смачиваемость алюминиевым расплавом [308]. Поэтому для формирования на поверхности стали промежуточного слоя цинка применяли экономичный и простой в реализации метод горячего цинкования (рис.4.10, а).

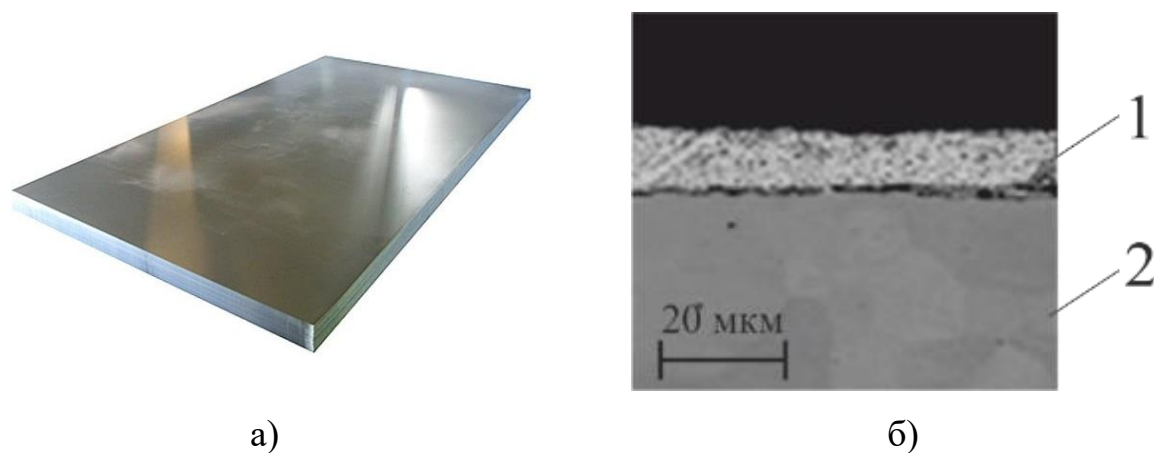


Рисунок 4.10.

Внешний вид (а) и микроструктура границы раздела (б) образцов с цинковым промежуточным слоем: 1 – цинк; 2 – сталь 20.

Предварительно поверхность стальных образцов механически зачищали от грязи и ржавчины, обезжиривали с помощью Нефраса С2-80/120 ГОСТ 443-76, при температуре 353 К, и промывали в дистиллированной воде. Травление осуществляли в ванне с соляной кислотой, имеющей концентрацию от 120 до 210 г/л, при температуре (293-298) К, после чего образцы промывали в проточной воде. На заключительном этапе с целью удаления поверхностных оксидов и получения химически стабильной пленки, которая предотвращает последующее окисление и обеспечивает хорошее смачивание стальной поверхности расплавом цинка, осуществляли флюсование путем погружения образцов в нагретый до (313-323) К водный раствор хлоридов цинка и аммония. Погружение стальных образцов в расплав чистого цинка (не менее 90 масс.%), имеющий температуру (723-743) К, и последующая выдержка в течение 3 минут, обеспечивали получение промежуточного слоя толщиной 9-12 мкм, при отсутствии интерметаллидов Fe-Zn по границе раздела сталь-цинковый слой (рис.4.10, б). Данная толщина является достаточной для обеспечения смачивания стали композиционным расплавом, а также позволяет избежать интенсивного порообразования в процессе жидкофазного нанесения композиционного

покрытия из-за существенного превышения температура испарения цинка, составляющей 1180 К [309].

Для получения *алюминиевого промежуточного слоя* в работе применяли два метода, отличающихся по состоянию вещества: в твердой или жидкой фазе. Это обеспечивало изменение в кинетике образования диффузионной зоны на границе раздела, что приводило к формированию отличающихся друг от друга интерметаллидных слоев.

Среди жидкофазных методов, как было показано ранее (Гл.1), предпочтение следует отдавать способам дугового алитирования или наплавки, характеризующимся минимальным тепловложением, например процессу «холодного каплепереноса» или «Cold Metal Transfer» (СМТ).

Технологию СМТ реализовывали на специализированном сварочном оборудовании TransPuls Synergic 2700, Fronius. На пластинах размером 150x200x2 мм, выполненных из стали 20, процессом СМТ получали алюминиевый промежуточный слой толщиной до 2 мм. Параметры дугового алитирования: ток импульса – 150 А; базовый ток – 40 А; напряжение – 18 В; скорость наплавки – 0,5 м/мин, были выбраны согласно [229]. Предварительно для улучшения смачивания алюминиевым расплавом на поверхность стальных пластин методом горячего цинкования наносили цинковое покрытие, которое полностью испарялось в процессе СМТ. В качестве присадочных материалов применяли проволоку марки Св-А5 диаметром 1,2 мм.

Интерметаллидный слой, образовавшийся на границе раздела в процессе дугового алитирования, характеризуется сплошным характером и толщиной (4-10) мкм, при среднем значении - 8,2 мкм (рис.4.11).

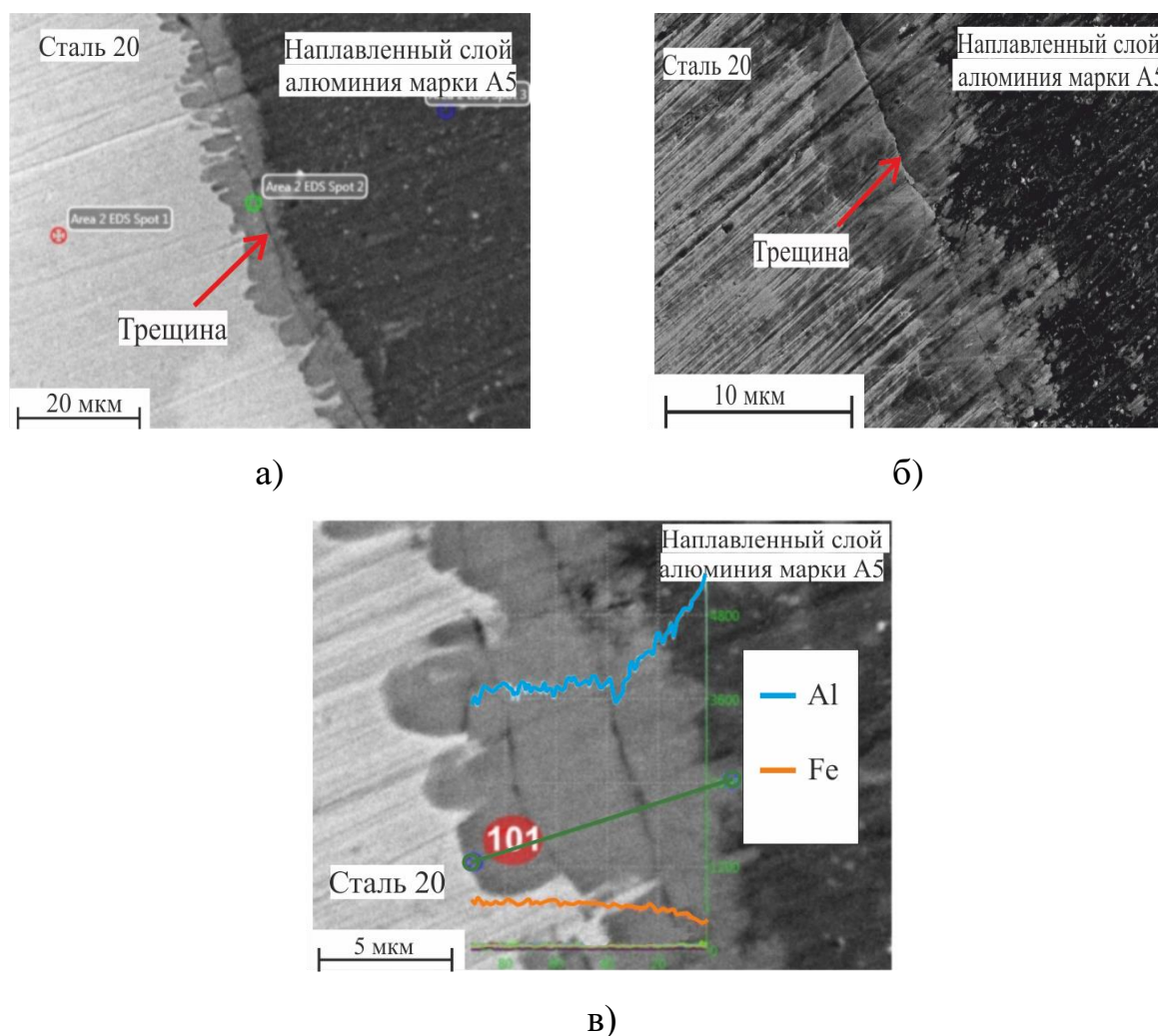


Рисунок 4.11.

Микроструктура (а, б) и распределение химических элементов (в) слоя интерметаллидов на границе раздела сталь-промежуточный слой из алюминия марки А5, полученный дуговым алитированием по технологии СМТ.

При этом следует отметить, что по всей протяженности границы раздела в нем наблюдается трещина, разделяющая его на две области. Область, прилегающая к наплавленному алюминиевому слою, имеет среднюю толщину 3,6 мкм и состоит, согласно данным МРСА, из интерметаллидов на основе алюминия $FeAl_3$ и Fe_2Al_5 , обладающих максимальными среди интерметаллидов двойной системы Fe-Al значениями твердости (рис.4.11, в). Образование интерметаллидной фазы $FeAl_3$ происходит при контакте алюминиевого расплава с твердой сталью за счет растворения железа в

алюминии. В дальнейшем со стороны стали формируется фаза Fe_2Al_5 в результате химического взаимодействия по реакции:



Интерметаллиды на основе железа Fe_2Al_3 , FeAl , Fe_3Al , имеющие меньшую твердость, располагаются в области, прилегающей к стальной подложке и характеризуются формой языкообразных выростов в направлении стали, образуя при этом сплошной слой переменной толщины, среднее значение которой составляет 4,6 мкм (рис.4.11, в).

Разные значения толщин областей в интерметаллидном слое, формируемых соединениями на основе алюминия и железа, соответственно 3,6 и 4,6 мкм, связаны с большей длительностью процесса диффузии алюминия в железо по сравнению с противоположным по направлению процессом диффузии железа в алюминий. Неравномерность толщины интерметаллидного слоя обусловлена анизотропией диффузионных свойств интерметаллидной фазы Fe_2Al_5 , характеризующейся способностью прохождения атомов алюминия в направлении роста оси «с» (рис.4.12) [310].

Максимальные значения толщины интерметаллидного слоя со стороны стальной подложки наблюдаются при соблюдении условий роста кристалла Fe_2Al_5 по нормали к поверхности. Отклонение направления роста кристаллов от нормали приводит к уменьшению значений скорости роста вплоть до полного его прекращения со стороны стали. Образование интерметаллидов на границе раздела сталь-алюминий сопровождается значительным увеличением объема конечной фазы, вступающим в реакцию с объемами стали и алюминия. Образующиеся новые слои интерметаллидов оказывают силовое воздействие на образовавшиеся ранее. Возникающие в результате такого воздействия значительные напряжения могут привести к появлению в слое интерметаллидов продольных трещин, что объясняет наличие трещин в полученных образцах [310].

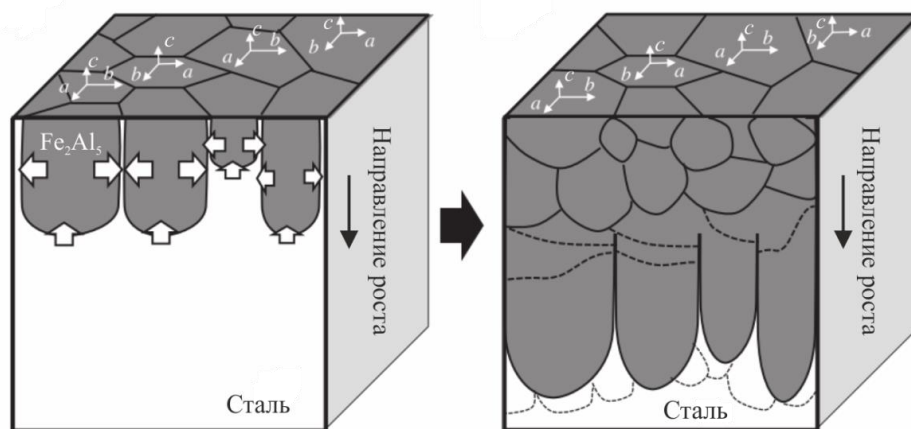


Рисунок 4.12.

Схема роста интерметаллидов в направлении стали от поверхности ее контакта с алюминиевым расплавом [310].

Твердофазные методы характеризуются по сравнению с жидкофазными возможностью получения за одну технологическую операцию промежуточного слоя из алюминия большей толщины (до 20 мм) [311]. Увеличение толщины промежуточного слоя позволяет при нанесении процессом дуговой наплавки алюмоматричных композиционных покрытий снизить вероятность или избежать контакта расплава КМ с твердой сталью. Промежуточный слой из алюминия марки АД1 наносили процессом сварки взрывом на пластины из стали 20 размером 300x150x(3-15) мм. Выбранный процесс является наиболее экономичным среди твердофазных методов и обеспечивает максимальный уровень адгезионной прочности сталеполученной композиции [215, 311, 312].

Процесс сварки взрывом осуществляли в ВолгГТУ (д.т.н. С.В. Кузьмин) по параллельной схеме, обеспечивающей постоянство кинематических параметров в пределах всей площади заготовки (рис.4.14, а). При выборе технологических параметров процесса сварки взрывом руководствовались результатами работ [30, 182, 215]: скорость сварки составляла $V_k=2000..2200$ м/с, скорость соударения соединяемых элементов $V_c=380$ м/с, а в качестве взрывчатого вещества применяли аммонит №6ЖВ по ГОСТ 21984. Были изготовлены биметаллические образцы с толщиной промежуточного слоя 3;

3,5; 5 и 8 мм, что в дальнейшем предоставляло широкие возможности при оценке влияния технологических параметров режимов нанесения композиционных покрытий, а также обеспечивало получение данных, необходимых для создания математической модели процесса дуговой наплавки на биметаллические образцы (рис.4.13).

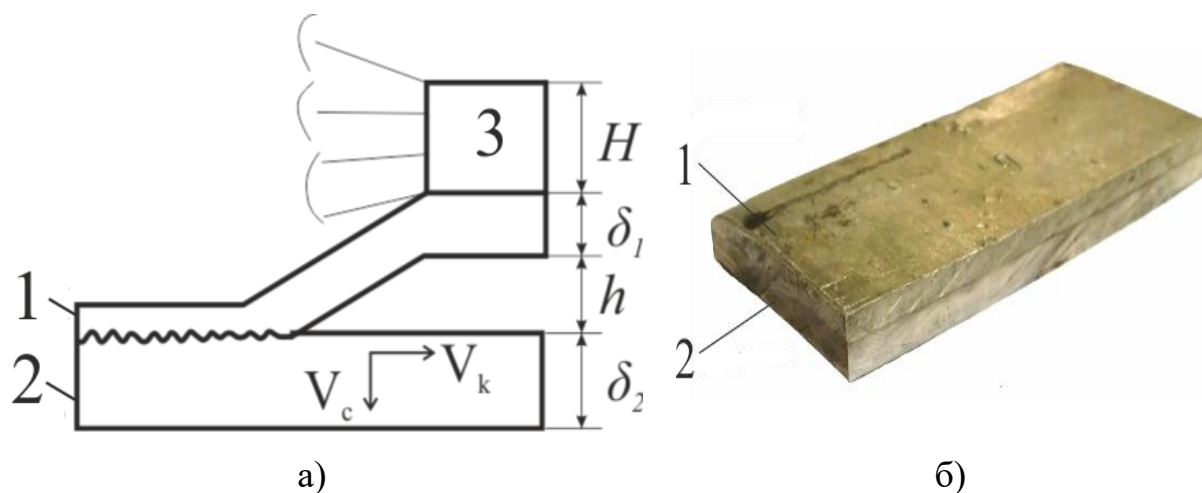


Рисунок 4.13.

Схема процесса сварки взрывом (а) и внешний вид изготовленных образцов (б).

1 – промежуточный слой из алюминия марки АД1;

2 – сталь 20; 3 – взрывчатое вещество.

H - высота насыпки взрывчатого вещества; h -зазор; δ_1 - толщина μεταемой алюминиевой пластины, δ_2 - толщина неподвижной стальной пластины.

На границе раздела полученных сваркой взрывом биметаллических образцов формируется диффузионная зона, состоящая из интерметаллидов системы Fe-Al в виде «оплавов», имеющих дискретный характер и неравномерную толщину от 5 до 30 мкм (в среднем 16 мкм), а также зон свободных от них (рис.4.14). Кроме того, на удалении до 50 мкм от границы раздела наблюдаются многочисленные отколы интерметаллидной фазы.

«Оплавы» однородны по строению и образованы согласно результатам МРСА преимущественно интерметаллидами состава: Fe_2Al_5 , $FeAl_5$ и $FeAl_6$ (рис.4.14, б). Согласно литературным данным указанные фазы формируются

при высоких скоростях кристаллизации, характерных для процесса сварки взрывом [30, 313, 314].

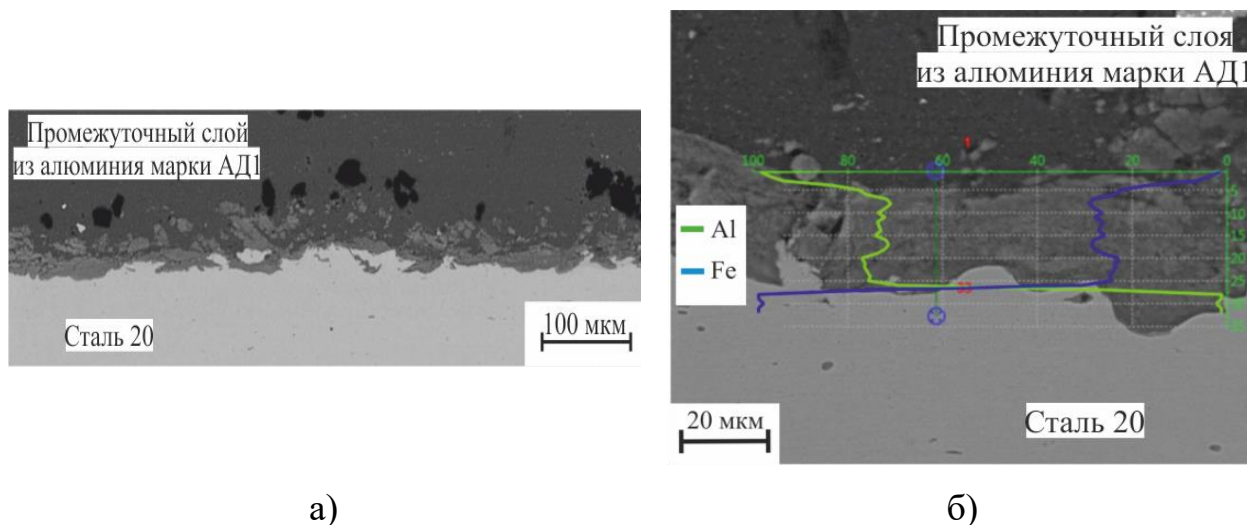


Рисунок 4.14.

Микроструктура диффузионной зоны (а) и распределение химических элементов в интерметаллидах (б) на границе раздела сталь-промежуточный слой из алюминия марки АД1, полученный сваркой взрывом.

Результаты измерения микротвердости диффузионной зоны позволили выделить в ней различные области: «оплавы», имеющие микротвердость по всему своему объему в диапазоне (1010-1222) HV; включения эвтектик и твердого раствора, характеризующиеся средним значением микротвердости 723 HV, а также зоны, свободные от «оплавок» со значениями микротвердости в диапазоне (65-104) HV (рис.4.15). При этом средние значения микротвердости материала промежуточного слоя АД1 и подложки из стали 20 составляют 47 и 210 HV соответственно.

Значения адгезионной прочности промежуточного слоя из алюминия марки АД1, нанесенного на стальное основание процессом сварки взрывом, определенные при испытаниях на срез оставили от 37 до 65 МПа (среднее значение 51 МПа), на отрыв от 65 до 128 МПа (среднее значение 110 МПа). Большой разброс значений связан с различными значениями относительной протяженности и размера интерметаллидной фазы по площади контакта промежуточного слоя и подложки.

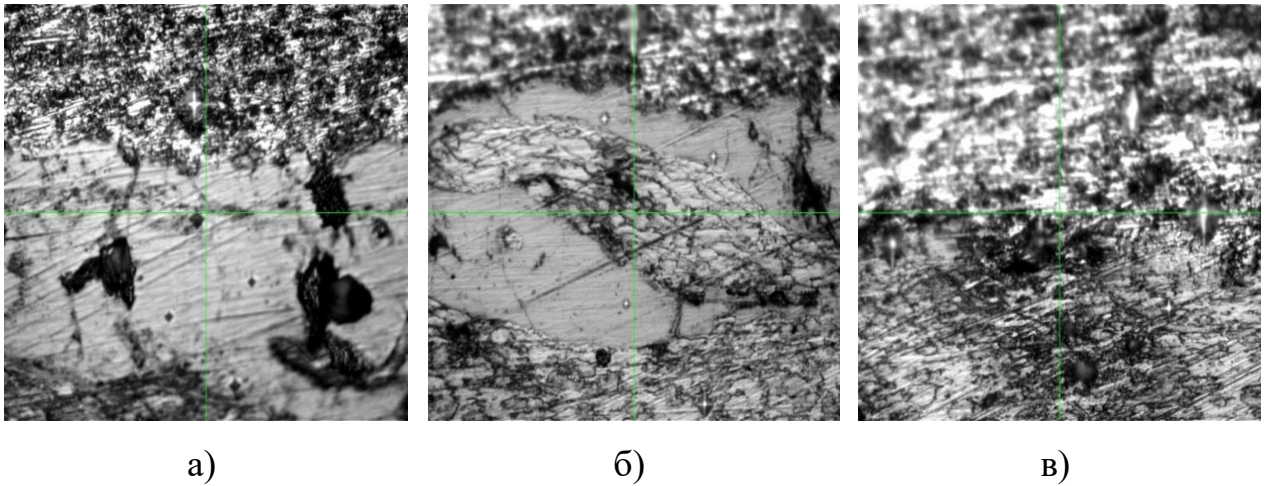


Рисунок 4.15.

Микроструктура характерных участков диффузионной зоны после сварки взрывом и измерения микротвердости: а, б – «оплавы» и твердый раствор; в – зоны, свободные от «оплавок».

На рис.4.16 представлены типичные фрактограммы изломов образцов, характеризующихся максимальными значениями адгезионной прочности. Присутствие областей ямочного излома, свидетельствуют о локализации пластической деформации по границам зерен, приводящей к возникновению вязкого разрушения [315, 316].

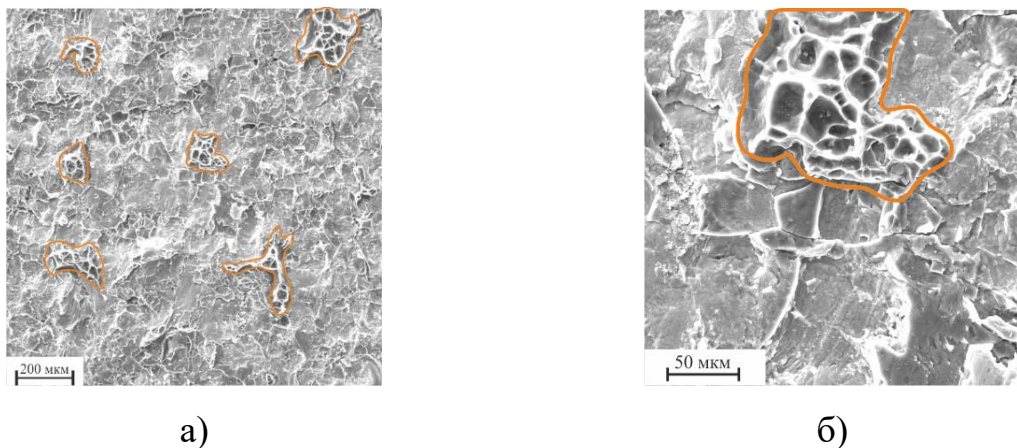


Рисунок 4.16.

Типичные фрактограммы изломов полученных сваркой взрывом сталеалюминиевых образцов.

Результаты микрорентгеноспектрального анализа областей ямочного излома показали присутствие в них алюминия без следов интерметаллидной фазы, что свидетельствует о разрушении в этих местах по материалу промежуточного слоя.

4.2.2 Выбор схемы получения на стали покрытий из алюмоматричных КМ

Наличие или отсутствие армирующих частиц не оказывает влияния на кинетику роста интерметаллидов, а в первую очередь определяет заданный уровень характеристик КМ. Поэтому в экспериментах по выбору схемы процесса получения на стали покрытий из алюмоматричных КМ, были применены менее дефицитные наплавочные материалы аналогичные по химическому составу матричным сплавам КМ: прутки марки ОК Tigrod 4047 ($\leq 0,6$ масс.% Fe; 11-13 масс.% Si; $\leq 0,15$ масс.% Mn; $\leq 0,05$ масс.% Cu; Al – остальное по AWS A5.10) диаметром 2,4 мм и проволока сплошного сечения ОК Autrod 4047 ($\leq 0,6$ масс.% Fe; 11-13 масс.% Si; $\leq 0,15$ масс.% Mn; $\leq 0,05$ масс.% Cu; Al – остальное по AWS A5.10) диаметром 1,2 мм.

Присутствие прослойки интерметаллидов на границе раздела сталь-алюминий позволяло оценить влияние термомодеформационного цикла последующего процесса дуговой наплавки алюмоматричного композиционного покрытия на характер изменения ее толщины и стехиометрического состава.

В зависимости от толщины промежуточного слоя, при создании покрытий из алюмоматричных КМ, возможны различные физико-химические условия образования соединения, достигаемые при наличии или отсутствии контакта композиционного расплава с твердой стальной поверхностью. Поэтому для исследования кинетики образования диффузионной зоны и последующего выбора схемы нанесения покрытий были опробованы:

а) аргодуговая наплавка на сталь с промежуточным слоем из цинка и полным его проплавлением, т.е. с контактом расплава с твердой сталью (рис.4.17, а);

б) аргодуговая наплавка на сталь с промежуточным слоем из алюминия и полным его проплавлением, т.е. с контактом расплава с твердой сталью (рис.4.17, б);

в) аргодуговая наплавка на сталь с промежуточным слоем из алюминия и частичным его проплавлением, т.е. без контакта расплава с твердой сталью (рис.4.17, в).

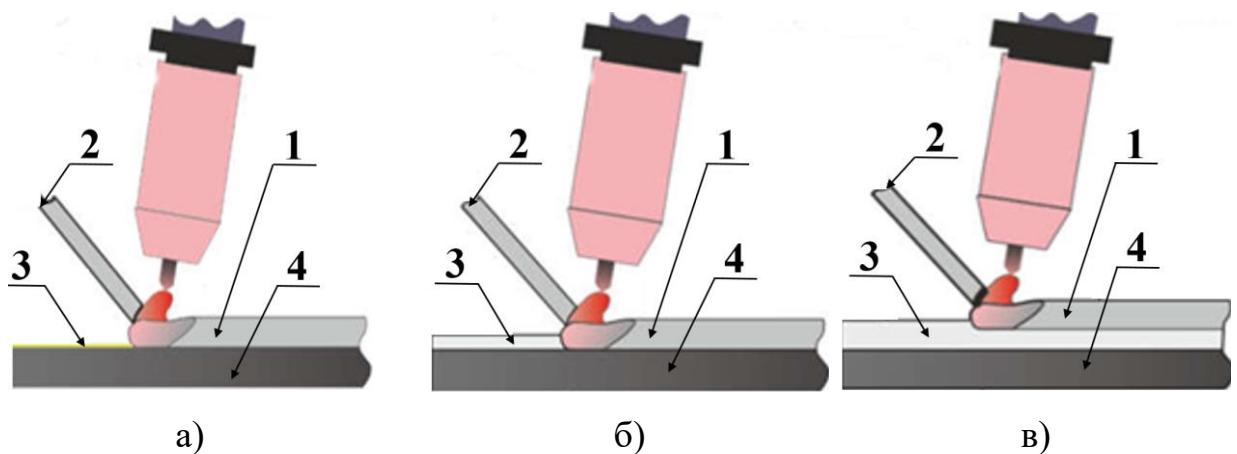


Рисунок 4.17.

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.

Степень проплавления промежуточного слоя из алюминия обеспечивалась применением технологических параметров режима наплавки установленных для наплавки алюмоматричных КМ (табл.4.3).

Технологические параметры режима нанесения покрытий
из алюмоматричных сплавов композиционных материалов на сталь

Схема дуговой наплавки в соответствии с рис.4.17	Сварочный ток, $I_{св}$, А	Напряжение на дуге, U_d , В	Скорость наплавки, V_H , м/час
«а»	150-160	18-20	11-13
«б» ¹⁾	150-160	18-20	11-13
«б» ²⁾	190-200	19-21	11-13
«в»	120-160	18-20	11-13
¹⁾ промежуточный алюминиевый слой получен по технологии СМТ; ²⁾ промежуточный алюминиевый слой получен процессом сварки взрывом.			

Применение *схемы наплавки с полным проплавлением промежуточного слоя цинка* позволяет за один проход формировать на стали покрытия из алюминиевого сплава 4047 толщиной до 6 мм (рис.4.18, а). Отсутствие цинка в области между наплавленным покрытием и сталью связано с его испарением и оттеснением к границам сварочной ванны.

Образовавшийся на границе раздела интерметаллидный слой имеет сплошной характер и неравномерен по толщине, значения которой составляют от 3 до 9 мкм (в среднем 7 мкм) (рис.4.18, б). В интерметаллидном слое, а также по его границе со стальной подложкой присутствуют трещины (рис.4.18, в). Их появление, не в меньшей степени, чем значение толщины слоя интерметаллидов, увеличивает вероятность получения низкого уровня адгезионной прочности соединения, и связано с высокой склонностью интерметаллидов к хрупкому разрушению вследствие термомодеформационного цикла процесса наплавки.

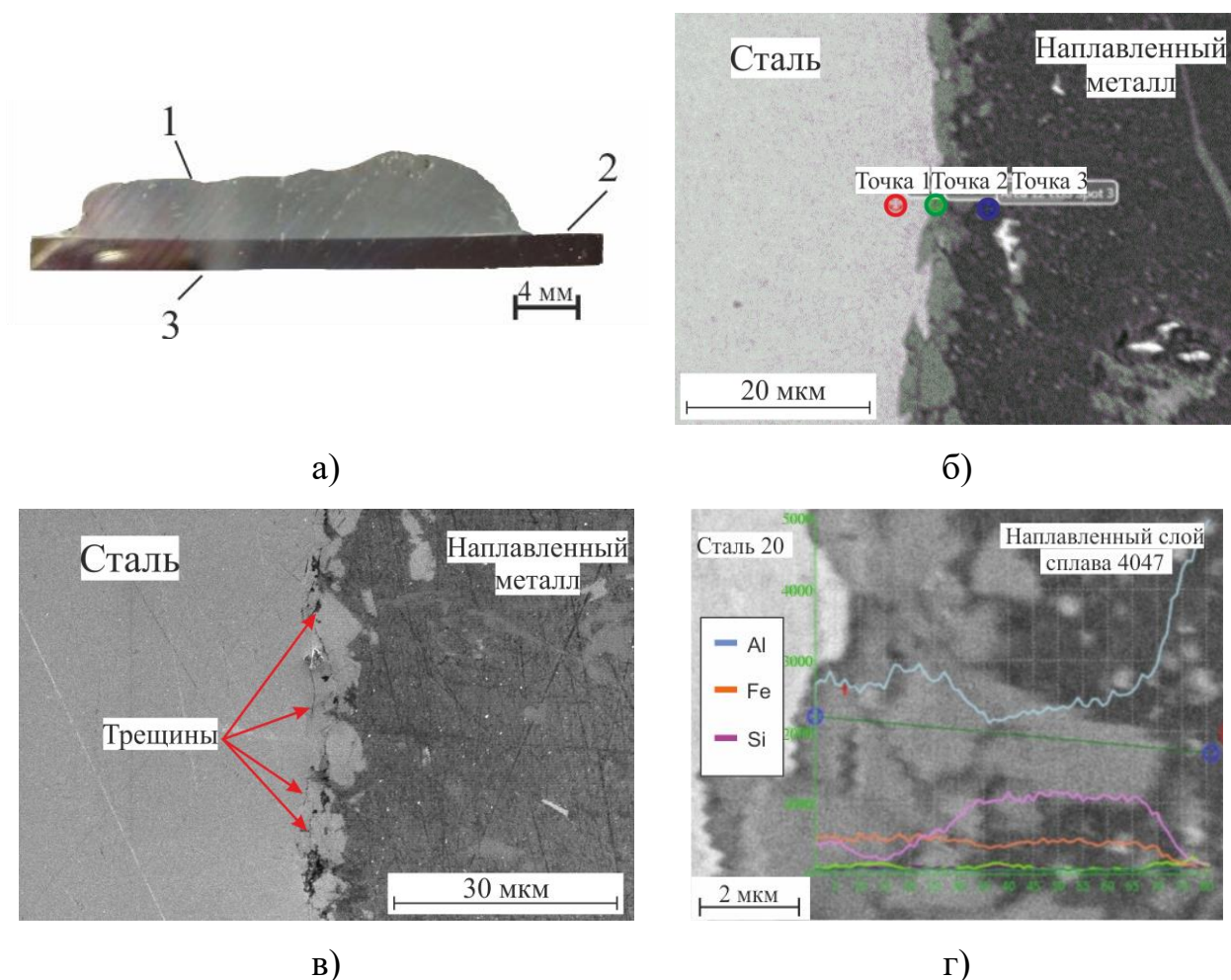


Рисунок 4.18.

Внешний вид образца полученного наплавкой алюминиевого покрытия на сталь с промежуточным слоем из цинка (а), микроструктура (б, в) и состав (г) интерметаллидного слоя: 1 – алюминиевый сплав 4047; 2 – цинк; 3 – сталь 20.

Результаты МРСА показали, что в составе интерметаллидного слоя присутствует ограничивающий взаимную диффузию железа и алюминия кремний (табл.4.4). Максимальная концентрация кремния достигается в приграничной к наплавленному покрытию из алюминиевого сплава 4047 области диффузионной зоны, состоящей из интерметаллидной фазы $Al_{7,4}Fe_2Si$ толщиной 4 мкм (рис.4.18, г). По мере дальнейшего движения в направлении стальной подложки количество кремния в составе диффузионного слоя уменьшается, что свидетельствует о появлении соединения $Fe(Al,Si)_3$ [223].

Химический состав диффузионной зоны образца, полученного наплавкой алюминиевого покрытия на сталь с промежуточным слоем из цинка

Номер точки согласно рис.4.18, в	Содержание элемента, ат.%		
	Fe	Al	Si
1	99,2	0,8	-
2	19,15	67,11	8,06
3	-	96,44	4,64

Образование тройных интерметаллидных фаз системы Fe-Al-Si происходит за счет замещения алюминия кремнием в составе двойных интерметаллидов Fe-Al (Fe_2Al_5 ; $FeAl_3$). Подтверждением этого является снижение содержания кремния в составе интерметаллидного слоя при одновременном увеличении количества алюминия, в то время как доля железа остается практически неизменной (рис.4.18, г). Кроме того, следует отметить, что при образовании тройных интерметаллидов системы Fe-Al-Si, кремний занимает структурные вакансии в двойных интерметаллидах системы Fe-Al, способствуя уменьшению скорости диффузии алюминия и железа через них [230, 233, 237]. Таким образом, механизм образования интерметаллидного слоя при взаимодействии алюминиевого кремнийсодержащего расплава с твердой стальной подложкой в процессе аргонодуговой наплавки покрытий на сталь с промежуточным слоем цинка согласуется с результатами работы [223] и может быть представлен следующим образом (рис.4.19):

1) на первой стадии происходит смачивание и растекание алюминиевого кремнийсодержащего расплава по поверхности стальной подложки (рис.4.19, а).

2) вторая стадия характеризуется началом растворения железа в расплаве и его диффузией в объем наплавляемого металла. Атомы кремния в

это же время агрегируют и образуют на поверхности подложки интерметаллидные соединения $\theta\text{-Fe}(\text{Al},\text{Si})_3$, имеющие температуру плавления 1373 К. (рис.4.19, б).

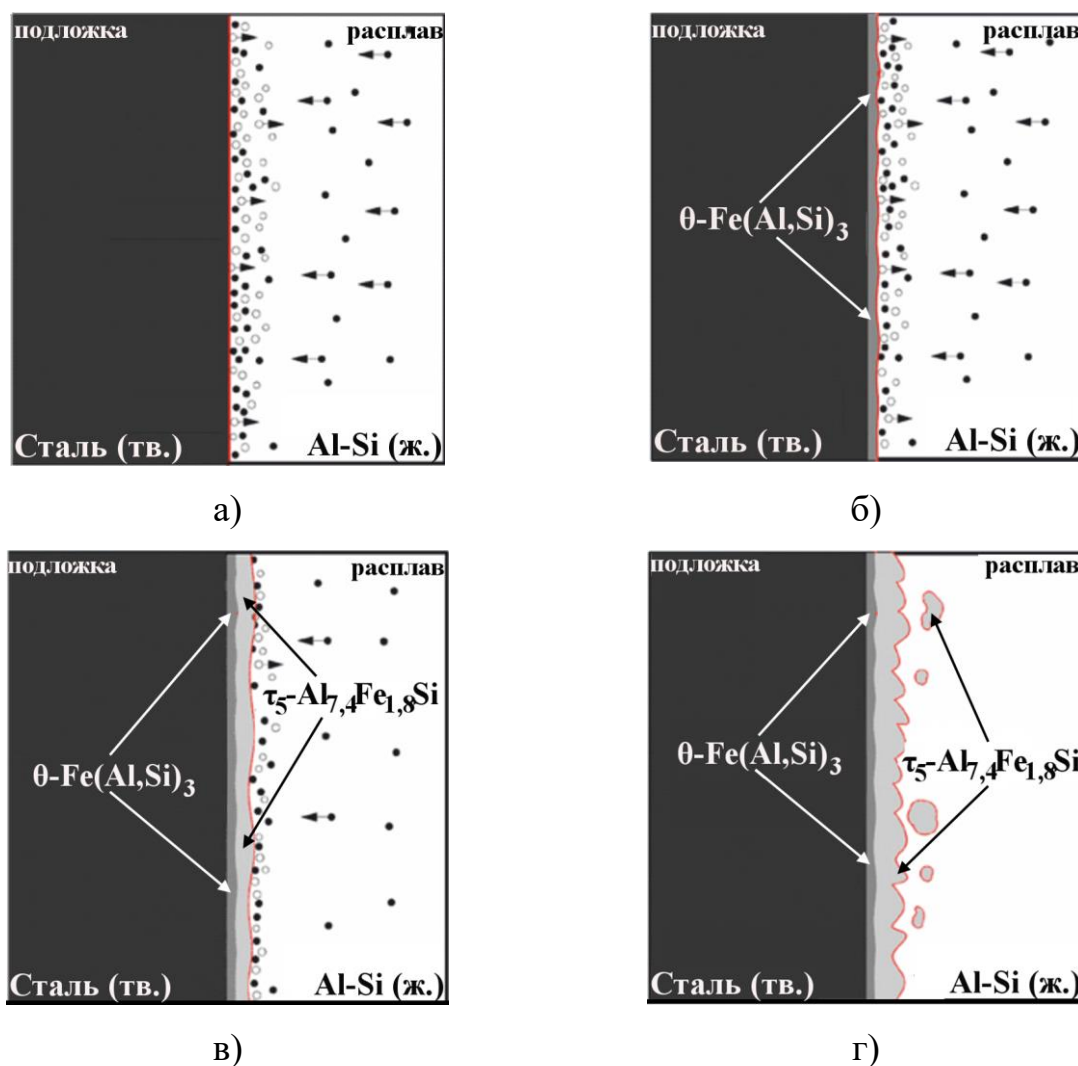


Рисунок 4.19.

Схема формирования интерметаллидного слоя при наплавке алюмокремниевого покрытия на сталь с промежуточным слоем цинка.

● Атомы расплава Al и Si ○ Атомы Fe

3) третья стадия связана с формированием и последующим ростом со стороны наплавленного покрытия интерметаллидов $\tau_5\text{-Al}_{7,4}\text{Fe}_{1,8}\text{Si}$, обладающих температурой плавления 1123 К. При повышенных температурах (свыше 893 К) указанное соединение образуется по моновариантной перитектической реакции [317, 318]:



в соответствии с которой τ_5 фаза кристаллизуется одновременно с интерметаллидами $\theta\text{-Fe(Al,Si)}_3$. При температурах менее 893 К формирование τ_5 фазы происходит в соответствии с квазиперитектической реакцией [319, 320]:



Образование на границе раздела покрытие-подложка непрерывного интерметаллидного слоя соединения $\tau_5\text{-Al}_{7,4}\text{Fe}_{1,8}\text{Si}$ препятствует дальнейшему росту фазы $\theta\text{-Fe(Al,Si)}_3$. Поэтому, расположенные со стороны стальной подложки интерметаллиды $\theta\text{-Fe(Al,Si)}_3$ представляют тонкий слой с иглообразными выростами (рис.4.19, в).

4) на четвертой стадии продолжается рост расположенной со стороны наплавленного алюмокремниевого покрытия интерметаллидной фазы $\tau_5\text{-Al}_{7,4}\text{Fe}_{1,8}\text{Si}$. Таким образом, указанное соединение становится основной составляющей интерметаллидного слоя на границе раздела сталь-алюминий при аргонодуговой наплавке алюмокремниевого сплава на поверхность стали с промежуточным цинковым покрытием (рис.4.19, г). Меньшая по сравнению с интерметаллидами системы Fe-Al скорость роста тройных интерметаллидных фаз системы Fe-Al-Si приводит к получению диффузионного слоя достаточно небольшой для процессов сварки плавлением средней толщины 7 мкм [321].

Измеренные значения микротвердости интерметаллидного слоя лежат в диапазоне (327-423) HV. Однако, в процессе измерения микротвердости происходило растрескивание и разрушение по границе раздела фаз $\text{Al}_{7,4}\text{Fe}_2\text{Si}$ и Fe(Al,Si)_3 вследствие их малой пластичности и высокой хрупкости, что и обуславливает получение таких низких значений микротвердости. Дополнительным подтверждением этого являются результаты оценки адгезионной прочности, согласно которым разрушение полученных биметаллических композиций происходило от незначительного силового

воздействия при их подготовке к испытаниям. Таким образом, полученные результаты дают основания считать функционально-градиентные слоистые сталеалюминиевые композиции, изготовленные процессом аргонодуговой наплавки на стали покрытий из алюмоматричных КМ с полным проплавлением промежуточного слоя цинка, неработоспособными, несмотря на низкое значение средней толщины интерметаллидного слоя (7 мкм).

Покрyтия из алюминийевого сплава 4047, сформированные на стали *по схеме наплавки с полным проплавлением промежуточного слоя алюминия*, имеют толщину до 5 мм. Особенностью данной схемы, в отличие от рассмотренной ранее, является взаимодействие кремнийсодержащего алюминийевого расплава не с поверхностью стальной подложки, а с имеющимся на границе раздела сталь-алюминий слоем интерметаллидов, образовавшимся в процессе формирования промежуточного слоя. Причем, как было показано ранее, в зависимости от применяемого способа нанесения промежуточного слоя (жидкофазного или твердофазного) интерметаллиды могут обладать как сплошным, так и дискретным характером, а также иметь и другие отличия.

По сравнению с исходным состоянием на границе раздела изготовленных по схеме с полным проплавлением промежуточного алюминийевого слоя образцов происходят значительные изменения в результате которых в ней можно выделить две характерные области (рис.4.20):

- область I, образовавшаяся в результате полного проплавления алюминийевого промежуточного слоя;
- область II, подвергшаяся термическому влиянию в процессе аргонодуговой наплавки алюминийевого покрытия.

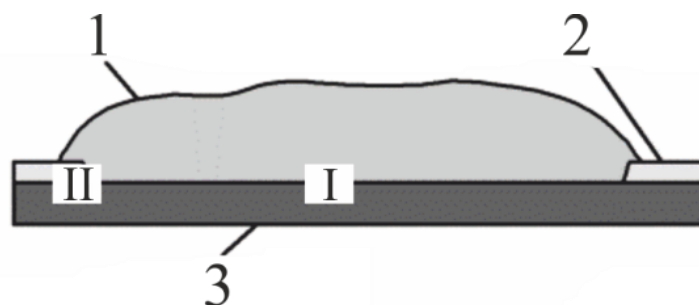


Рисунок 4.20.

Схема образцов, полученных наплавкой алюминиевого покрытия на сталь с полным проплавлением промежуточного слоя из алюминия: 1 – алюминиевый сплав 4047; 2 – чистый алюминий марки А5 или АД1; 3 – сталь 20.

Образцы, изготовленные *наплавкой на сталь с полным проплавлением полученного дуговым алитированием промежуточного слоя из алюминия*, характеризуются большими значениями толщины интерметаллидного слоя, чем при нанесении на сталь с цинковым промежуточным слоем (сравнить рис.4.18 и рис.4.21). Значения толщины интерметаллидного слоя в области I, ограниченной размерами контактирующей с твердой сталью сварочной ванны, лежат в диапазоне от 7 до 22 мкм, в среднем – 18 мкм. В области II, образованной вследствие нагрева выше температур начала интенсивного роста интерметаллидов системы Fe-Al и характеризующейся протяженностью до 400 мкм от наплавленного металла, толщина интерметаллидного слоя составляет от 6 до 14 мкм при среднем значении 12 мкм (рис.4.21).

Расположенный в области I слой интерметаллидов схож по внешнему виду с таковым, характерным для образцов, изготовленных по схеме наплавки с полным проплавлением промежуточного слоя цинка. Результаты МРСА показывают присутствие в составе интерметаллидов кремния, что свидетельствует об образовании тройных фаз системы Fe-Al-Si разного стехиометрического состава (рис.4.21, а).

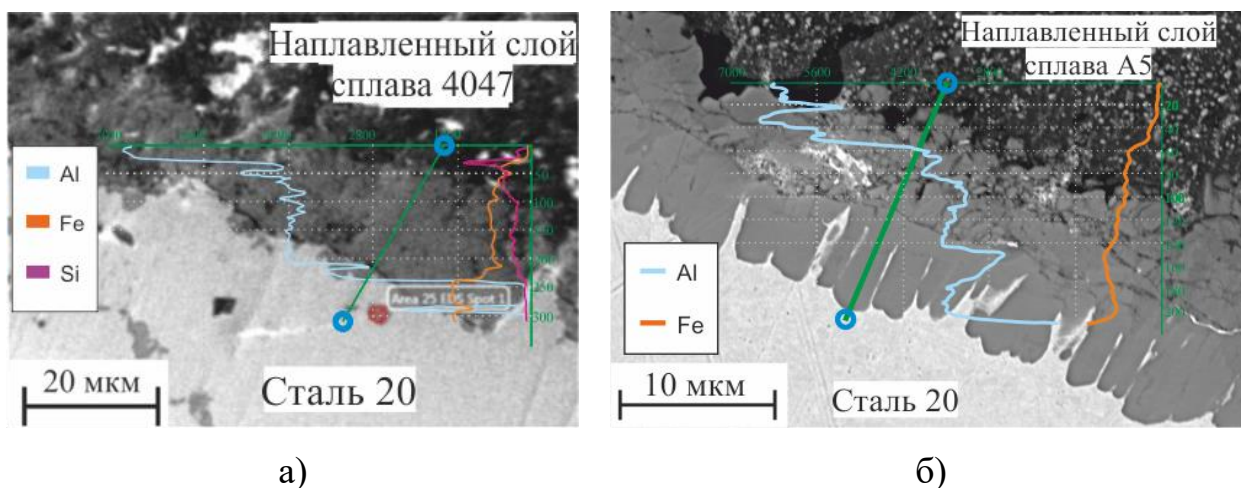


Рисунок 4.21.

Микроструктура и состав области I (а) и II (б) интерметаллидного слоя образца, изготовленного наплавкой алюминиевого покрытия на сталь с полным проплавлением полученного по технологии СМТ промежуточного алюминиевого слоя.

Полное проплавление промежуточного слоя в процессе наплавки покрытий с применением кремнийсодержащих наплавочных прутков приводит к частичному растворению слоя интерметаллидов двойной системы Fe-Al, сформированного при нанесении алюминиевого промежуточного слоя, а также развитию процесса диффузии в него кремния, следствием которого является образование тройных интерметаллидных фаз. Полное расплавление диффузионного слоя при этом практически исключено, так как температура сварочной ванны, препятствующей прямому воздействию высокотемпературной электрической дуги, согласно [322] не превышает 1173 К, что значительно ниже температуры плавления интерметаллидов (табл.4.5).

Увеличение на 11 мкм средней толщины интерметаллидного слоя в области I по сравнению с образцами, имеющими цинковый промежуточный слой, связано со снижением количества кремния в составе наплавленного покрытия в результате его разбавления полностью расплавленным промежуточным слоем из чистого алюминия. Другим фактором, приводящим к увеличению толщины интерметаллидного слоя в области I можно считать

неполное его растворение при контакте с алюмокремниевым расплавом. Важно отметить, что скорость образования новых интерметаллидных фаз при этом превышает скорость растворения интерметаллидного слоя.

Таблица 4.5.

Температуры плавления интерметаллидов системы Fe-Al
различного стехиометрического состава [323]

Соединение	Состав соединения (в долях)	Температура плавления, К
FeAl	$\text{Fe}_{1/2}\text{Al}_{1/2}$	1583
FeAl ₂	$\text{Fe}_{1/3}\text{Al}_{2/3}$	1365
FeAl ₃	$\text{Fe}_{1/4}\text{Al}_{3/4}$	1430
Fe ₂ Al ₅	$\text{Fe}_{2/7}\text{Al}_{5/7}$	1444
Fe ₃ Al	$\text{Fe}_{3/4}\text{Al}_{1/4}$	1825

Схема формирования интерметаллидного слоя при наплавке покрытий с полным проплавлением промежуточного алюминиевого слоя, полученным дуговым алитированием, представлена на рис.4.22 и включает следующие стадии:

1) на первой стадии алюмокремниевый расплав смачивает и растекается по поверхности сплошного интерметаллидного слоя. Одновременно с этим происходит растворение поверхностного слоя интерметаллидов, имеющих состав FeAl₃, что в дальнейшем обеспечивает возможность физического контакта расплава с расположенным со стороны стальной подложки слоем из интерметаллидов состава Fe₂Al₅ (рис.4.22, а, б).

2) вторая стадия характеризуется развитием процесса диффузии кремния в кристаллическую решетку интерметаллидов Fe₂Al₅ по вакансионному механизму. Достигаемая на этой стадии глубина проникновения кремния практически сравнима со всей толщиной интерметаллидного слоя. В результате этого даже в местах отсутствия языкообразных выростов в направлении стальной подложки образуются тройные интерметаллиды $\theta\text{-Fe}(\text{Al},\text{Si})_3$ (рис.4.22, в).

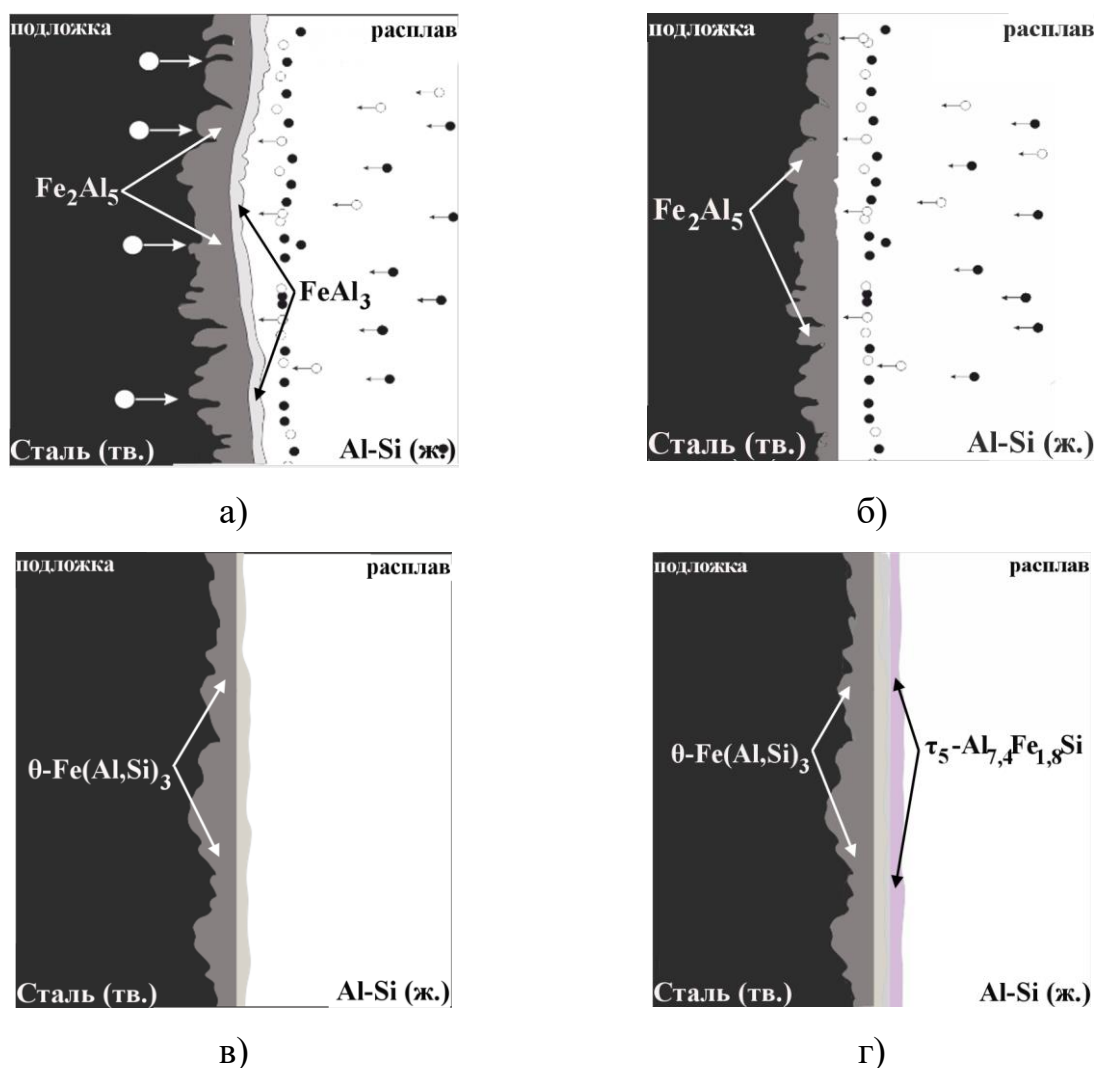


Рисунок 4.22.

Схема формирования интерметаллидного слоя при наплавке алюмокремниевого покрытия на сталь с полным проплавлением полученного по технологии СМТ промежуточного алюминиевого слоя

● Атомы расплава Al и Si ○ Атомы Fe

3) третья стадия связана с образованием в соответствии с рассмотренными ранее химическими реакциями (4.2) и (4.3) интерметаллидной фазы $\tau_5\text{-Al}_{7,4}\text{Fe}_{1,8}\text{Si}$ на месте растворившегося соединения состава FeAl_3 (рис.4.22, г).

4) четвертая стадии сопровождается увеличением размеров интерметаллидов $\tau_5\text{-Al}_{7,4}\text{Fe}_{1,8}\text{Si}$ и кристаллизацией алюмокремниевого расплава.

Фазовый состав интерметаллидного слоя области II аналогичен по строению таковому, образованному при получении промежуточного слоя из чистого алюминия марки А5 процессом дугового алитирования по технологии СМТ (сравнить рис.4.11 и рис.4.21, б). Главные отличия связаны с его толщиной, а также присутствием в нем многочисленных трещин. Увеличение по сравнению с исходным состоянием с 8 до 12 мкм (на 50%) средней толщины слоя интерметаллидов в области II является следствием нагрева до значений температур превышающих начало интенсивного роста интерметаллидов в процессе наплавки покрытия. Приграничная к промежуточному алюминиевому слою прослойка интерметаллидов характеризуется множеством трещин, появление которых связано с высокой твердостью и хрупкостью образующих ее фаз на основе алюминия (FeAl_3 и Fe_2Al_5), что подтверждается данными МРСА. Увеличение средней толщины прослойки, состоящей из интерметаллидов на основе алюминия, в результате теплового воздействия процесса наплавки составило 66% (средняя толщина: 3,6 мкм в исходном состоянии, и 6 мкм после нанесения покрытия). Другая часть интерметаллидного слоя, расположенная со стороны стальной подложки, имеет сопоставимую среднюю толщину (увеличение составило 30% от начального значения: с 4,6 до 6 мкм) и представляет собой языкообразные включения интерметаллидов двойной системы Fe-Al на основе железа (Fe_2Al_3 , FeAl, Fe_3Al), образование и рост которых связаны с процессом диффузии алюминия в сталь при нагреве в процессе наплавки. Эти результаты позволяют сделать вывод о том, что в твердой фазе процесс диффузии железа в алюминий через интерметаллидный слой имеет большую скорость по сравнению с диффузией алюминия в железо.

Таким образом, увеличение скорости диффузии в результате термического воздействия при нанесении алюминиевого покрытия на сталь с полным проплавлением промежуточного подслоя из чистого алюминия марки А5, полученного предварительно по технологии СМТ, в сочетании с неравномерным распределением интерметаллидов различного

стехиометрического состава, приводят к увеличению толщины интерметаллидного слоя на величину до 50% по сравнению с исходными образцами, а также значительному растрескиванию преимущественно со стороны наплавленного слоя из алюминия, что должно отрицательно сказываться на значениях адгезионной прочности.

Несмотря на отсутствие возможности определения микротвердости интерметаллидного слоя по причине большого количества трещин, оценку механических характеристик образцов проводили при статических испытаниях на адгезионную прочность. Полученные значения адгезионной прочности не превышали 15 и 25 МПа при испытаниях на срез и отрыв соответственно, что является недостаточным для выбора данной схемы получения на стали покрытий из алюмоматричных КМ, поскольку, как было показано в главе 2, минимальные значения адгезионной прочности биметаллических сталесплавных элементов подшипников скольжения ответственных машин и механизмов (например, турбин) составляют 60 МПа.

В образцах, полученных *наплавкой на сталь с полным проплавлением нанесенного сваркой взрывом промежуточного слоя алюминия*, ширина зоны контакта алюмокремниевого расплава с твердой сталью определяется во многом толщиной промежуточного слоя (рис.4.23, а, б). Кроме того, в области I, образовавшейся в результате полного проплавления промежуточного слоя, можно выделить две зоны: А и Б, расположенные соответственно в периферийной и центральной части наплавленного валика (рис.4.23, в).

Зона А расположена в области I на границе проплавления и имеет протяженность 180 мкм для образца с толщиной промежуточного слоя 3 мм. Интерметаллидный слой в этой зоне имеет непрерывный характер и состоит из соединений, образованных в процессе наплавки, а также полученных предварительно при сварке взрывом, которые не успели полностью раствориться в наплавленном металле. Причем, непрерывность и сплошность данный слой приобретает в процессе наплавки за счет образования

интерметаллидов в местах их отсутствия на границе раздела исходного образца в результате диффузионного взаимодействия между сталью и алюминием при контакте алюминиевого расплава с поверхностью твердой стали. Однако, высокие скорости охлаждения сварочной ванны, свойственные процессу аргодуговой наплавки, ограничивают длительность этого взаимодействия, поэтому толщина интерметаллидного слоя в зоне А области I не превышает 10 мкм (рис.4.24, а).

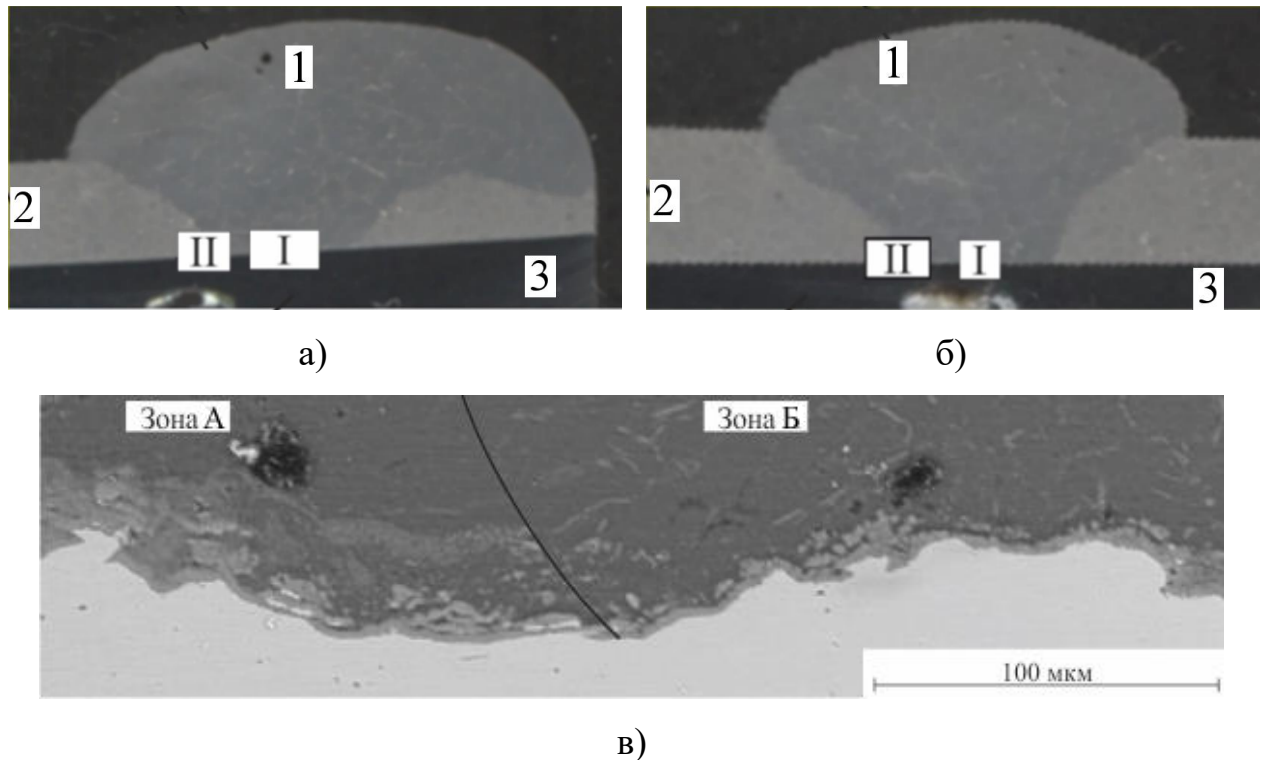


Рисунок 4.23.

Макро- (а, б) и микроструктура в области I (в) образца, изготовленного наплавкой алюминиевого покрытия на сталь с полным проплавлением полученного сваркой взрывом промежуточного слоя толщиной 3(а) и 5 мм(б).
1 – алюминиевый сплав 4047; 2 – чистый алюминия марки АД1; 3 – сталь 20.

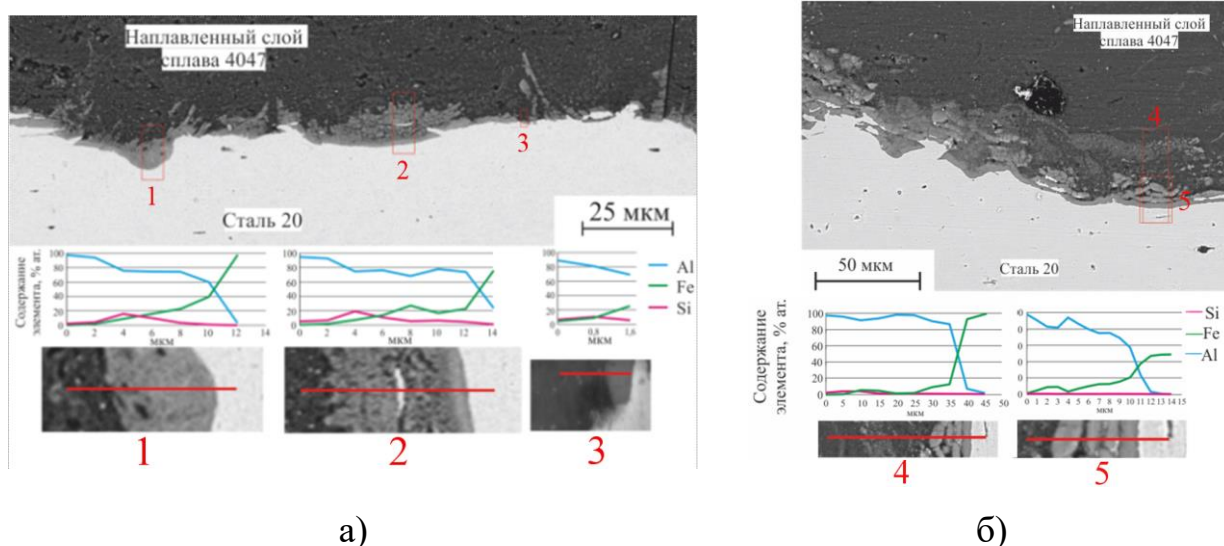


Рисунок 4.24.

Микроструктура и результаты МРСА (1, 2, 3, 4, 5) интерметаллидного слоя в зоне А области I образца с полным проплавлением полученного сваркой взрывом промежуточного алюминиевого слоя толщиной 3 (а) и 5 мм (б).

В зоне А области I границы раздела появляется кремний, входящий в состав наплавочного материала. Максимальная концентрация кремния (до 19 ат.%) достигается в интерметаллидном слое на глубине не более 4 мкм со стороны наплавленного покрытия (рис.4.24, а). Как было показано ранее, наличие в системе Fe-Al кремния приводит к образованию интерметаллидных соединений тройной системы Fe-Al-Si, обладающих меньшими значениями скорости роста. Кроме того, в части интерметаллидного слоя, прилегающей к подложке, происходит выравнивание концентрации железа до значений (20-40) ат.%, приводящее к образованию фаз стехиометрического состава $FeAl_2$, Fe_2Al_5 .

При увеличении толщины полученного сваркой взрывом промежуточного алюминиевого слоя марки АД1 с 3 до 5 мм, степень растворения исходных интерметаллидов расположенных в зоне А области I в процессе дуговой наплавки уменьшается. Интерметаллиды при этом сохраняют первоначальное расположение на границе раздела сталь-алюминий в виде сплошных слоев или скоплений раздробленных частиц

(рис.4.24, б). Кроме того, меньшее (до 8 ат.%) содержание кремния в составе интерметаллидов свидетельствует о снижении скорости его диффузии вследствие уменьшения его концентрации в сварочной ванне (сравнить рис.4.24, а и б). Эти различия в характере и составе области I интерметаллидного слоя образцов с различной толщиной промежуточного слоя связаны главным образом с тем, что основная часть тепловой энергии электрической дуги в процессе наплавки затрачивается на проплавление промежуточного слоя. Кроме того, происходит интенсивный отвод теплоты из зоны наплавки, в результате чего значительно сокращается время существования сварочной ванны и длительность взаимодействия между алюмокремниевым расплавом и твердой стальной подложкой, что приводит к уменьшению степени растворения интерметаллидного слоя и количества кремния в его составе.

Интерметаллидный слой в зоне Б (центральная часть наплавленного валика) несколько отличается от такового в зоне А (периферийная часть наплавленного валика) области I для образцов с толщиной алюминиевого промежуточного слоя 3 мм. При большей толщине промежуточного слоя (например, 5 мм) различий в характере интерметаллидного слоя не обнаружено. Поэтому далее приведено описание зоны Б области I образцов с толщиной промежуточного алюминиевого слоя 3 мм.

Интерметаллидный слой в зоне Б области I характеризуется сплошностью, непрерывностью и значениями толщины от 2 до 7 мкм (среднее - 5 мкм), а также присутствием иглообразных включений, прорастающих в направлении нанесенного покрытия на глубину до 25 мкм. Согласно результатам рентгеноспектрального анализа, эти включения представляют собой интерметаллиды, содержащие незначительное (до 6 ат.%) количество железа (рис.4.25).

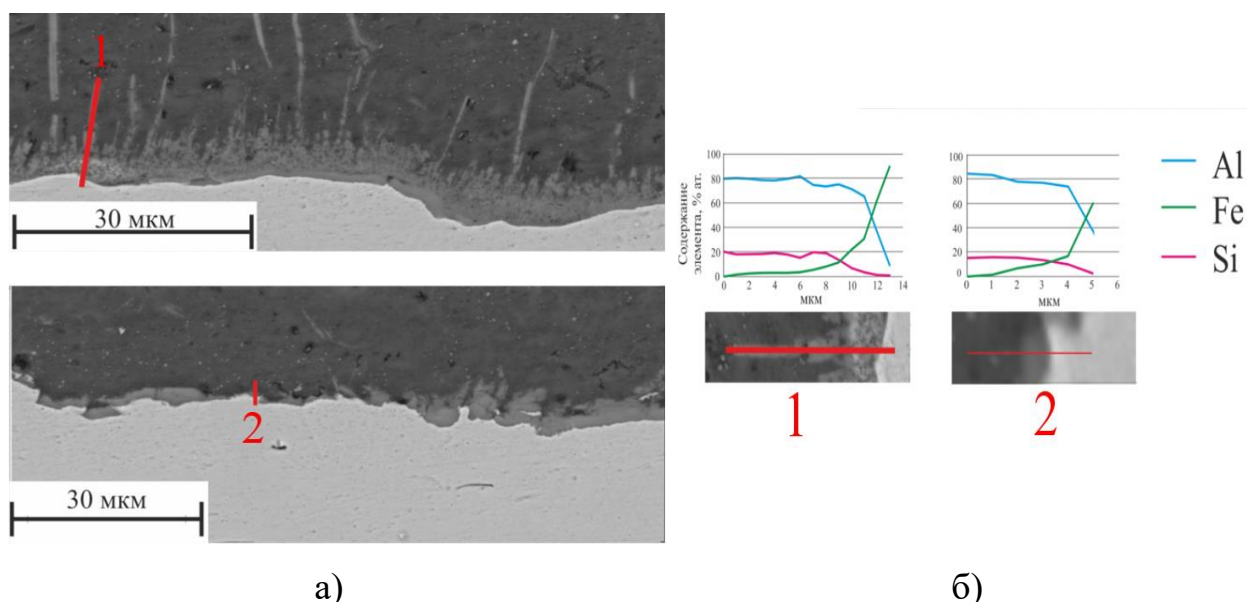


Рисунок 4.25.

Микроструктура (а) и результаты МРСА (б) интерметаллидного слоя в зоне Б области I образца с полным проплавлением полученного сваркой взрывом промежуточного алюминиевого слоя.

Меньшие значения толщины интерметаллидного слоя в зоне Б области I образца, изготовленного наплавкой с полным проплавлением нанесенного сваркой взрывом промежуточного слоя, по сравнению с полученным по аналогичной схеме образцом, имеющим промежуточный слой, сформированных дуговым алитированием по технологии СМТ, связаны с различиями в структуре исходного интерметаллидного слоя, образовавшегося при синтезе на стали алюминиевого промежуточного слоя, определяющими кинетику протекания реакции между железом и алюминием по границе раздела.

При контакте с алюминиевым расплавом сплошной интерметаллидный слой полностью не растворяется, что приводит к увеличению его толщины. При дискретном характере слоя в его составе наряду с интерметаллидами системы Al-Fe присутствует алюминий в виде эвтектики [4.23]. Вследствие этого скорость растворения интерметаллидов увеличивается, а ее значение превышает скорость образования новых интерметаллидов, которые могут

переходить в объем наплавляемого металла. Кроме того, наличие кремния в составе наплавочного материала оказывает положительное влияние на ограничение скорости образования и роста новых интерметаллидных фаз.

При растворении интерметаллидных фаз, образовавшихся в процессе нанесения промежуточного слоя из алюминия марки АД1 сваркой взрывом, происходит насыщение сварочной ванны железом. Кристаллизация такого пересыщенного расплава сопровождается выделением вблизи границы раздела сталь-алюминий фаз иглообразной формы (рис.4.26). Результаты МРСА показали, что иглообразные включения представляют собой тройную систему интерметаллидов Fe-Al-Si (табл.4.6), и аналогичны по химическому составу включениям ($Al_{7,7}Si_{1,7}Fe$), обнаруженным в зоне Б области I (рис.4.25).

Таблица 4.6.

Химический состав включений интерметаллидов системы Al-Si-Fe,
расположенных в объеме наплавленного покрытия

Химические элементы	Al	Si	Fe
Количество, ат.%	76,3	18,0	5,6

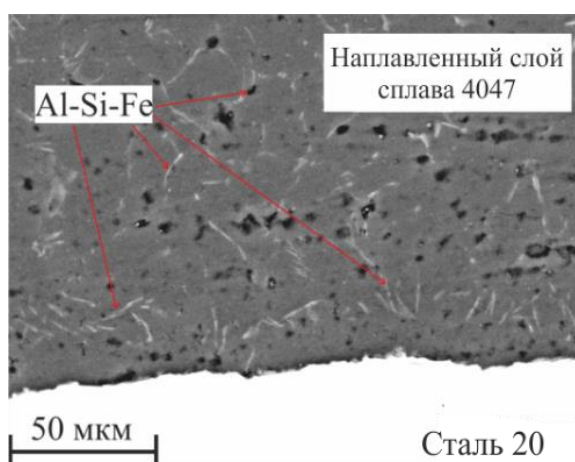


Рисунок 4.26.

Микроструктура покрытия, наплавленного по схеме с полным проплавлением полученного сваркой взрывом промежуточного слоя.

Таким образом, механизм образования интерметаллидного слоя при наплавке покрытий с полным проплавлением полученного сваркой взрывом промежуточного алюминиевого слоя может быть представлен следующим образом (рис.4.27):

1) на первой стадии при полном расплавлении промежуточного слоя из алюминия дискретная интерметаллидная фаза, расположенная с его стороны, будет удаляться, в то время как присутствующие со стороны стальной подложки «оплавы» сохраняются в исходном состоянии (рис.4.27, а). Последующее смачивание и растекание алюмокремниевого расплава по поверхности подложки обеспечивает его фактический контакт как со сталью, так и с «оплавами».

2) вторая стадия характеризуется возникновением в местах отсутствия «оплавок» соединений: $\theta\text{-Fe(Al,Si)}_3$ и $\tau_5\text{-Al}_{7,4}\text{Fe}_{1,8}\text{Si}$, образовавшихся по указанным ранее механизмам и химическим реакциям (4.2), (4.3). В результате контактного взаимодействия между «оплавами» и кремнийсодержащим алюминиевым расплавом образуются интерметаллиды FeAl_3 , характеризующиеся возможностью растворения до 7 ат.% кремния. Появление кремния в составе таких соединений значительно снижает скорость диффузии железа и алюминия, ограничивая тем самым рост толщины интерметаллидного слоя, что подтверждается результатами металлографических исследований. Кроме того, вследствие насыщения расплава железом происходит образование в его объеме иглообразных соединений $\text{Al}_{7,7}\text{Si}_{1,7}\text{Fe}$ (рис.4.27, б).

3) для третьей стадии на границе между «оплавами», алюмокремниевым расплавом и сформированными на предыдущих стадиях соединениями $\theta\text{-Fe(Al,Si)}_3$ характерно образование фазы $\tau_5\text{-Al}_{7,4}\text{Fe}_{1,8}\text{Si}$ по химическим реакциям (4.1) или (4.2) (рис.4.27, в).

4) на четвертой стадии продолжается рост толщины сплошного слоя, состоящего из фазы $\tau_5\text{-Al}_{7,4}\text{Fe}_{1,8}\text{Si}$, который завершается при кристаллизации кремнийсодержащего алюминиевого расплава (рис.4.27, г).

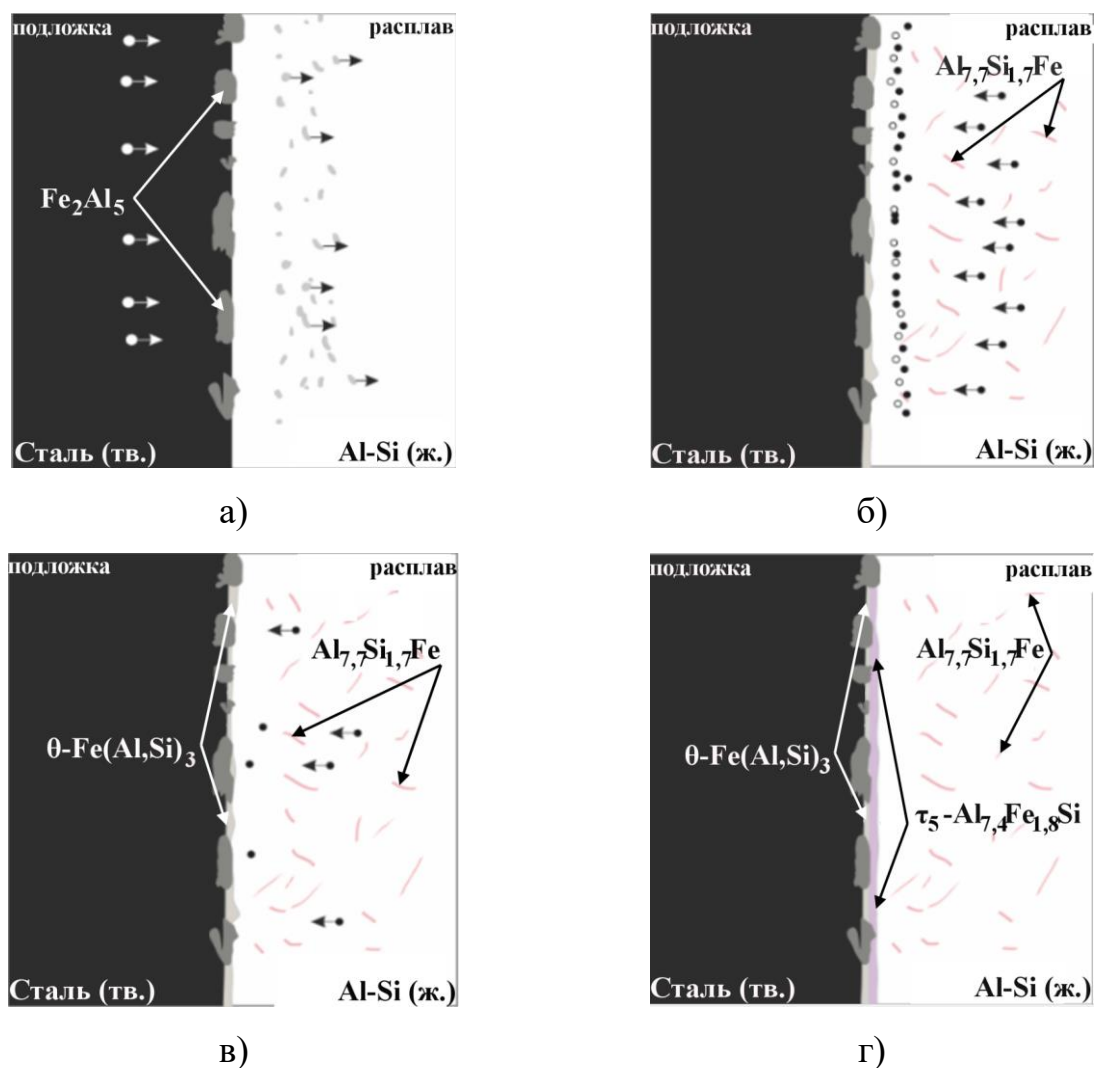


Рисунок 4.27.

Схема формирования интерметаллидного слоя при наплавке алюмокремниевого покрытия на сталь с полным проплавлением полученного сваркой взрывом промежуточного алюминиевого слоя

В процессе наплавки в интерметаллидном слое области II на протяжении (350-400) мкм от границы сварочной ванны имеет место рост «оплавок» и включений интерметаллидов (рис.4.28, а). В результате активации диффузионных процессов вследствие термического воздействия процесса наплавки интерметаллиды за счет насыщения железом изменяют свой стехиометрический состав с FeAl_5 и FeAl_6 на Fe_2Al_7 , FeAl_2 , Fe_2Al_5 (рис.4.28, б). Расположенные в наплавленном алюминиевом покрытии включения

интерметаллидов характеризуются увеличенным с 16 до 30 мкм по сравнению с исходным состоянием средним размером. Также, следует отметить, что они обладают переменным стехиометрическим составом: от FeAl_2 в центральной части до $\text{FeAl}_5/\text{FeAl}_6$ на периферии (рис.4.28, б).

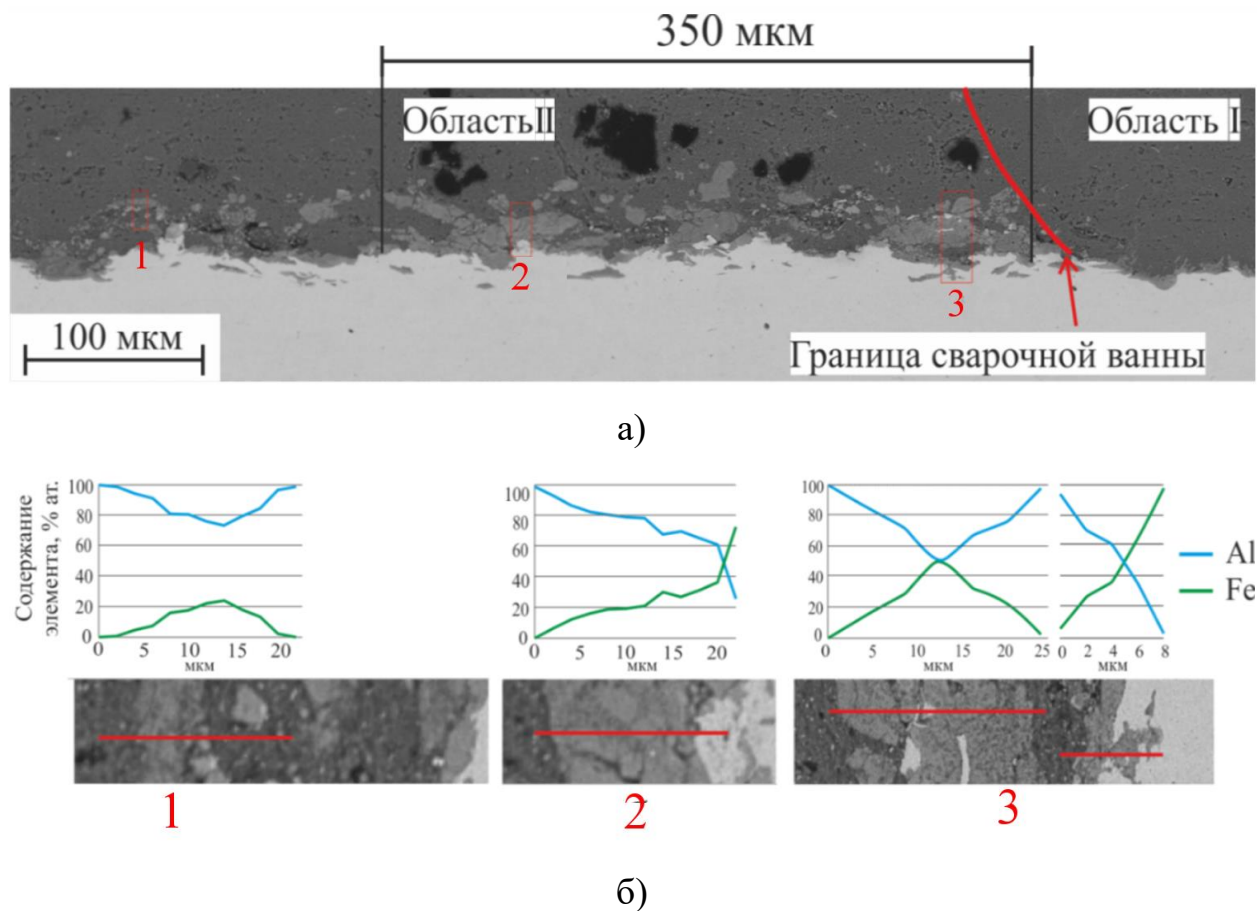


Рисунок 4.28.

Микроструктура (а) и результаты МРСА (б) интерметаллидного слоя в области II образца, изготовленного наплавкой с полным проплавлением полученного сваркой взрывом переходного слоя: 1 – состав интерметаллидов в исходном состоянии после сварки взрывом; 2, 3 – состав интерметаллидов, после термического воздействия процесса наплавки.

Микротвердость интерметаллидного слоя, образовавшегося в области I при контакте алюминиевого расплава с твердой стальной подложкой, составила (1182-1263) HV со стороны наплавленного покрытия и (458-872) со стороны стальной подложки. В области II, вблизи границы сварочной ванны

зафиксировано увеличение с (1010-1222) до (1307-1454) HV микротвердости оплавов по сравнению с исходным состояние после сварки взрывом.

Максимальные значения адгезионной прочности, полученные при испытании на срез и отрыв составили 37,8 и 43 МПа соответственно, что находится ниже нормативных значений и не позволяет рекомендовать данную технологию для изготовления сталеалюминиевых композиций с рабочими композиционными покрытиями.

На рис.4.29 приведены типичные фрактограммы изготовленных образцов после испытания на отрыв. Особенностью картин разрушения функционально-градиентных слоистых сталеалюминиевых композиций является их хрупкий характер: по границе интерметаллидов $\text{Fe}(\text{Al},\text{Si})_3$ - $\text{Al}_{7,4}\text{Fe}_2\text{Si}$ с образованием фасеток квазискола (светлые области на рис.4.29) или по границе интерметаллид-подложка (темный плоские области на рис.4.29), что и обуславливает низкий уровень адгезионной прочности.

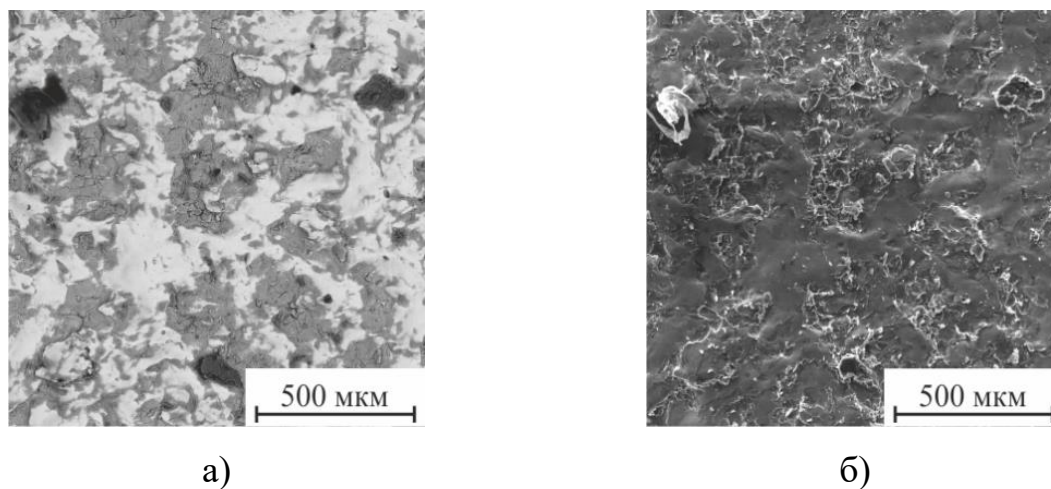


Рисунок 4.29.

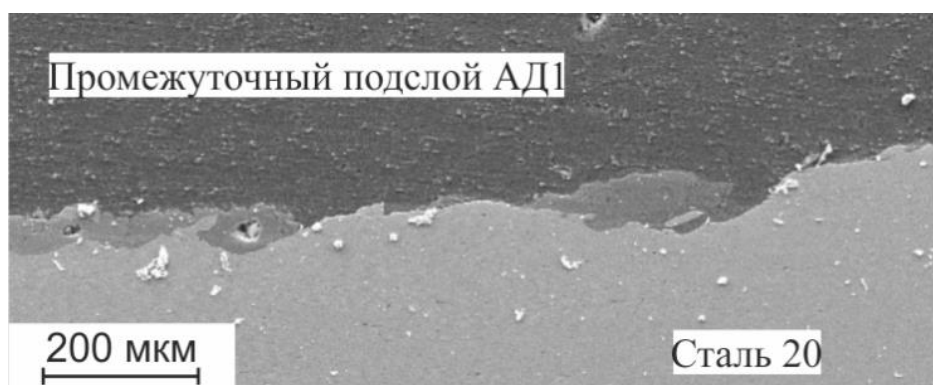
Изображения в обратно-рассеянных (а) и вторичных (б) электронах типичных изломов образцов, изготовленных наплавкой алюминиевого покрытия на сталь с полным проплавлением промежуточного слоя.

Исходя из установленных схем образования интерметаллидного слоя видно, что кремний благоприятно влияет на кинетику его формирования, обеспечивая уменьшение скорости роста при непосредственном контакте

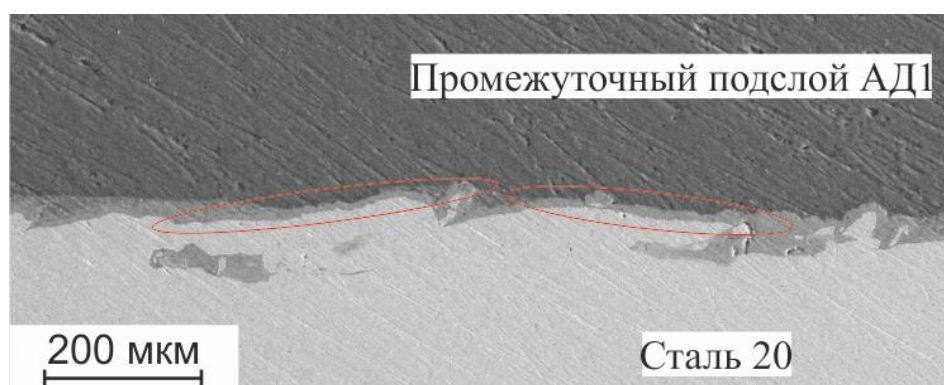
алюмокремниевом расплава со сталью или с интерметаллидным слоем системы Fe-Al, образовавшемся в процессе нанесения промежуточного алюминиевого слоя. Увеличение толщины сплошного слоя двойных интерметаллидов Fe-Al при его контакте с алюмокремниевым расплавом происходит за счет образования со стороны расплава интерметаллидов системы Fe-Al-Si, в то время как дискретный слой интерметаллидов Fe-Al может растворяться при аналогичных условиях, допуская непосредственный контакт алюмокремниевом сплава со сталью. Этим объясняется меньшие значения толщин интерметаллидного слоя при наплавке на подслои, полученный сваркой взрывом, по сравнению таковым при наплавке на подслои, полученный дуговым алитированием.

Частичное проплавление промежуточного алюминиевого слоя при реализации схемы наплавки алюмокремниевом покрытия на сталь обеспечивалось технологическими параметрами режима, приведенными в табл.4.3. Глубина проплавления сформированного на стали процессом сварки взрывом промежуточного слоя, имеющего толщину 5 мм, не превышала 3,5 мм. После нанесения покрытия интерметаллидная фаза, расположенная по границе раздела в виде «оплавок», не изменяет своих размеров и формы по сравнению с исходным состоянием (на рис.4.30 сравнить а и б).

Однако, в процессе наплавки в местах отсутствия «оплавок» происходит образование сплошного слоя интерметаллидов толщиной до 6 мкм, что подтверждается результатами металлографических исследований (рис.4.30, б). Согласно данным микрорентгеноспектрального анализа образовавшаяся тонкая прослойка по составу соответствует интерметаллидной фазе Fe_2Al_5 . Ее формирование является результатом превышения температуры начала интенсивного роста интерметаллидов системы Al-Fe и, как следствие, развития диффузионных процессов в твердой фазе. При этом увеличение такого технологического параметра процесса аргонодуговой наплавки как сила тока приводит к росту толщины сплошной прослойки, которая достигает максимального значения под наплавленным валиком.



а)



б)

Рисунок 4.30.

Микроструктура слоя интерметаллидов образцов после нанесения промежуточного слоя из алюминия марки АД1 процессом сварки взрывом (а) и после наплавки с частичным его проплавлением (б).

Если в исходных образцах с полученным сваркой взрывом алюминиевым промежуточным слоем общая протяженность свободной от интерметаллидной фазы зоны составляет (15-20)% от общей площади соединения, то в результате термического воздействия процесса наплавки с частичным проплавлением промежуточного слоя ее значение уменьшается до (2-5)% или она полностью исчезает (рис.4.31).

Результаты измерения микротвердости «оплавок» подтверждают отсутствие влияния на них процесса наплавки. Значения микротвердости оплавов после наплавки сохраняются на исходном уровне в диапазоне от 909 до 1200 НВ. Однако, в местах их отсутствия происходит увеличение

значений микротвердости от (65-104) HV до (450-800) HV, что обусловлено образованием тонкого слоя из интерметаллидов, обнаруженного металлографическим методом.



а)



б)

Рисунок 4.31.

Монохромное изображение границы раздела образцов после нанесения промежуточного слоя процессом сварки взрывом (а) и после наплавки с частичным его проплавлением (б).

Испытания по оценке адгезионной прочности показали, что полученные образцы обладают средними значениями прочности при испытаниях на срез - 47 МПа, на отрыв - 66,3 МПа, что является достаточным для применения композиций подобного состава в узлах трения машин и механизмов. Причем, с уменьшением протяженности свободной от «оплавок» зоны прочностные характеристики сталеалюминиевых композиций снижаются.

Таким образом, схема с частичным проплавлением полученного сваркой взрывом промежуточного алюминиевого слоя обеспечивает максимальный уровень адгезионной прочности и, поэтому, является предпочтительной для нанесения на стальные основания покрытий из алюмоматричных КМ процессом дуговой наплавки. Однако, для предотвращения роста интерметаллидов в твердой фазе и сохранения исходного уровня адгезионной прочности сталеалюминиевых соединений, полученных сваркой взрывом, необходимо раскрыть влияние термического воздействия процесса наплавки

на изменения структуры границы раздела подложка-промежуточный слой и решить поставленную в работе задачу по определению критических температур нагрева.

4.2.3 Разработка и верификация математической модели процесса дуговой наплавки

Как было показано ранее особое влияние на структуру интерметаллидного слоя, сформированного на границе раздела между стальным основанием и покрытием на основе алюминия, оказывает термическое воздействие процесса наплавки, которое определяет кинетику диффузионных процессов. Термическое воздействие процесса аргонодуговой наплавки характеризуется сочетанием высоких скоростей роста температуры под электрической дугой и скоростей охлаждения после удаления концентрированного источника нагрева. При этом из трех параметров (максимальная температура нагрева; время охлаждения и дифференциальной характеристики произведения максимальной температуры на время охлаждения), определяющих процесс получения неразъемного сталеалюминиевого соединения с применением концентрированного источника нагрева, наибольший эффект на скорость роста интерметаллидов оказывает максимальная температура нагрева границы раздела сталь-алюминий [322].

Согласно литературным данным при длительности контакта, сравнимой с существованием сварочной ванны, образование интерметаллидов Fe-Al, происходит при температуре выше 933 К [324, 325]. Однако, для сталеалюминиевых соединений, изготовленных твердофазным методом сварки взрывом, значения температуры начала образования интерметаллидов Fe-Al точно не определены, и находятся в диапазоне от 625 до 803 К [1823, 322]. Поэтому для определения критических температур нагрева, при которых происходит активация диффузионных процессов, в работе была поставлена задача разработки математической модели процесса дуговой

наплавки, позволяющей определять температуру нагрева не только на границе раздела, но и в любой точке исследуемого образца. Верификация данной модели позволит проводить расчеты для изделий любой геометрии, что имеет важное значение при разработке технологии аргонодуговой наплавки на сталь покрытий из КМ на основе алюминия.

Образцы, на поверхности которых процессом аргонодуговой наплавки формировали алюмокремниевое покрытие, при моделировании представляли собой состоящее из изотропных материалов массивное тело, на поверхности которого действует движущийся источник нагрева (q_2) и происходит теплообмен (q_h) с окружающей средой (рис.4.32).

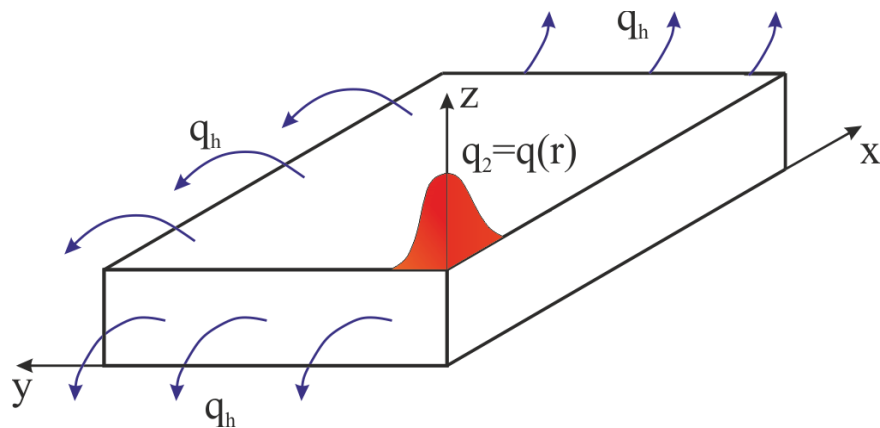


Рисунок 4.32.

Схема взаимодействия объекта моделирования с окружающей средой

Распространение тепла в образце происходит в соответствии с уравнением теплопроводности:

$$c\rho \frac{dT}{dt} = \frac{d}{dx} \left(\lambda_x \frac{dT}{dx} \right) + \frac{d}{dy} \left(\lambda_y \frac{dT}{dy} \right) + \frac{d}{dz} \left(\lambda_z \frac{dT}{dz} \right) + q_3(x, y, z, t), \quad (4.4)$$

где $\lambda_x(x, y, z, T)$, $\lambda_y(x, y, z, T)$, $\lambda_z(x, y, z, T)$ – функции, описывающие распределение теплопроводности материала по направлениям осей декартовой системы координат, $c\rho = c\rho(x, y, z, T)$ – функция, описывающая распределение объемной теплоемкости материала; $q_3(x, y, z, t)$ – функция, описывающая распределение удельной мощности объемных источников (стоков) теплоты.

Решение полученного дифференциального уравнения теплопроводности возможно только в случае задания начальных и граничных условий, описывающих соответственно распределение температур в начальный момент времени и взаимодействие массивного тела с окружающей средой на его границах (рис.4.32).

В соответствии с граничным условием второго рода кривая температуры на границе между источником нагрева и массивным телом может иметь любую ординату при обязательно заданном градиенте.

Взаимодействие между массивным телом и окружающей средой характеризуется граничным условием третьего рода:

$$q_n = H(T - T_{cp}), \quad (4.5)$$

где q_n , Вт/см² - тепловой поток, вызванный теплоотдачей с поверхности; H , Вт/(см² К) – коэффициент теплоотвода с поверхности; T , К – температура поверхности тела; T_{cp} , К – температура окружающей среды, значение которой составляло 293 К.

Расчет распространения тепла для процесса аргодуговой наплавки неплавящимся электродом целесообразно проводить по схеме с нормально-круговым источником теплоты, расположенным на поверхности плоского слоя, испытывающего ограничивающее влияние нижней плоскости листа. Выбранная расчетная схема отражает все основные особенности процесса аргодуговой наплавки, в число которых входят: введение тепла сварочной дуги в массивное тело с его поверхности; малая величина давления сварочной дуги; незначительное погружение активного пятна дуги в жидкий металл. Кроме того, данная схема позволяет учесть распределенность теплового потока источника, что имеет особое значение для определения при моделировании размеров сварочной ванны и значений температур в близкой к ней области. Распределение мощности ($q_2(r)$) нормально-кругового источника теплоты на поверхности массивного тела описывается выражением [326]:

$$q_2(r) = q_{2m} \cdot e^{-k \cdot r_{п.н.}^2}, \quad (4.6)$$

где q_{2m} , Вт/см² – максимальный удельный тепловой поток в центре пятна нагрева; k , см⁻² – коэффициент сосредоточенности, характеризующий распределенность теплового потока в пятне нагрева; $r_{п.н.}$, см – радиус пятна нагрева (рис.4.33).

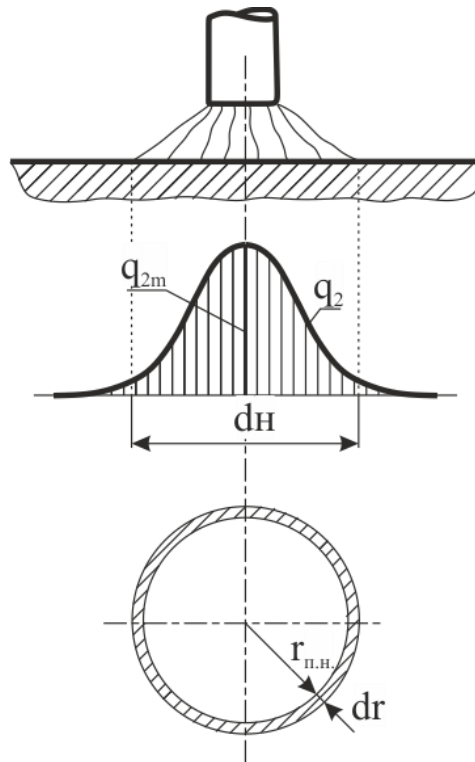


Рисунок 4.33.

Распределение удельного теплового потока q_2 при нагреве поверхности массивного тела нормально-круговым источником теплоты.

Максимальное значение удельного теплового потока (q_{2m}) определяется по следующей формуле [327]:

$$q_{2m} = \frac{k}{\pi} q, \quad (4.7)$$

где q – эффективная тепловая мощность источника теплоты, зависящая от технологических параметров режима процесса дуговой наплавки:

$$q = \eta \cdot I \cdot U, \quad (4.8)$$

где I , A – величина сварочного тока; U , B – величина напряжения на дуге; η – коэффициент полезного действия (далее - КПД) процесса дуговой наплавки.

Коэффициент сосредоточенности (k) связан с диаметром пятна нагрева ($d_{п.н.}$) по формуле:

$$k = \left(\frac{3,46}{d_{п.н.}} \right)^2, \quad (4.9)$$

Диаметр пятна нагрева является в ПК «СВАРКА» предельным значением функции распределения вдоль и поперек шва. Кроме того, математическая модель процесса наплавки является симметричной относительно оси наплавки, что позволяло задавать значения диаметра пятна нагрева через величину радиуса пятна нагрева.

Значения сварочного тока и напряжения на дуге для проведения расчетов соответствовали указанным в табл.4.1, а КПД и радиус пятна нагрева подбирали эмпирически в ходе экспериментов.

Постоянными в процессе моделирования являлись следующие исходные данные:

- геометрические размеры массивного тела, соответствовали таковым образцов для наплавки;
- теплофизические свойства материалов (теплоемкость и теплопроводность при различных температурах);
- режимы наплавки (величина сварочного тока, напряжения на дуге, скорости наплавки).

Для верификации полученной математической модели процесса наплавки проводили экспериментальное определение значений КПД (η) процесса наплавки и радиуса пятна нагрева ($r_{п.н.}$). Это потребовало создать условия, при которых в образце могут существовать зоны или точки, на температуру нагрева которых указанные параметры влияют независимо друг от друга. Поэтому при выборе размеров образцов и расположения точек измерения температур учитывался принцип местного влияния, в соответствии с которым температурное поле существенным образом зависит

от характера распределения источника тепла лишь на расстояниях одного порядка с размерами области, занятой источником нагрева. В области, удаленной от источника нагрева на расстояние более $3d$ (где d размеры области, занятой источником нагрева), температурное поле практически не изменяется если заменить распределенный на сосредоточенный источник теплоты равной мощности. Вблизи дуги температурное поле в изделии любой формы является пространственным и определяется в большей степени характером распределения тепла дуги [328]. Указанные допущения позволяли существенно упростить как расчетные, так и экспериментальные методы определения искомых параметров, ограничившись:

- получением данных о термических циклах в зоне высоких температур вблизи и непосредственно в сварочной ванне в зависимости от коэффициента сосредоточенности;

- получением значений температур нагрева в областях, удаленных от зоны наплавки на расстояние, превышающие размеры области, занятой источником нагрева.

Особое значение для решения тепловой задачи при моделировании процесса аргонодуговой наплавки приобретает движение жидкого металла в сварочной ванне, которое приводит к выравниванию температур в ее объеме. Для учета этого явления при моделировании тепловых процессов применяли специальный прием, согласно которому корректное поле температур достигается за счет скачкообразного повышения теплопроводности материала при его нагреве выше температуры ликвидуса [329].

Значения температур нагрева при моделировании определяются только в узлах сетки конечноэлементного объекта. Поэтому точность решения тепловой задачи зависит от размеров конечных элементов. Также следует учитывать, что чем меньше размер ячейки, тем большее их число входит в состав массивного тела при постоянных геометрических размерах и, соответственно, увеличивается продолжительность времени, необходимого для выполнения расчета. Поэтому в разработанной модели были

предусмотрены области со сгущением сетки конечных элементов: на расстоянии до 5 мм от оси наплавки в промежуточном алюминиевом слое размер ячеек составлял 100 мкм; на расстоянии от 5 до 10 мм - 500 мкм; далее до края образца 1000 мкм. Еще одним решением, позволяющим проводить расчет только половины образца, тем самым значительно сократить время расчета, является применение симметричных относительно оси наплавки образцов. Поэтому задаваемая тепловая мощность подводимого источника составляла половину таковой реального источника нагрева.

Верификация модели заключалась в сравнении полученных при моделировании расчетных температурных полей, с экспериментально измеренными значениями температур в контрольных точках образцов. Определение радиуса пятна нагрева проводили по ширине сварочной ванны на макрошлифах, так как известно, что на границе жидкой сварочной ванны и околошовной зоны температура нагрева составляет 933 К, что соответствует температуре плавления чистого алюминия марки АД1.

Для определения значений КПД на первом этапе проводили эксперименты по нагреву источником теплоты массивной пластины соответствующей материалу полученного сваркой взрывом промежуточного слоя (алюминия марки АД1) с размерами 250x160x15 мм. Применение массивной пластины позволило устранить влияние теплоотдачи с поверхности на результаты решения тепловой задачи и провести проверку правильности решения тепловой задачи в ПК «СВАРКА». Радиус пятна нагрева в этом случае не определялся, так как за счет размеров пластины сварочная ванна практически отсутствовала. Термопары устанавливались на расстоянии 10, 20, 30 и 40 мм от оси наплавки на верхней и нижней стороне в две линии, а также на торцах пластины (рис.4.34, а).

Сравнение полученных в результате моделирования и измеренных при проведении экспериментов значений температур нагрева позволило проверить правильность выполняемых ПК «СВАРКА» расчетов и

предварительно установить, что при значении КПД 0,68 различия между определенными температурами нагрева не превышают 5% (рис.4.34, б. в).

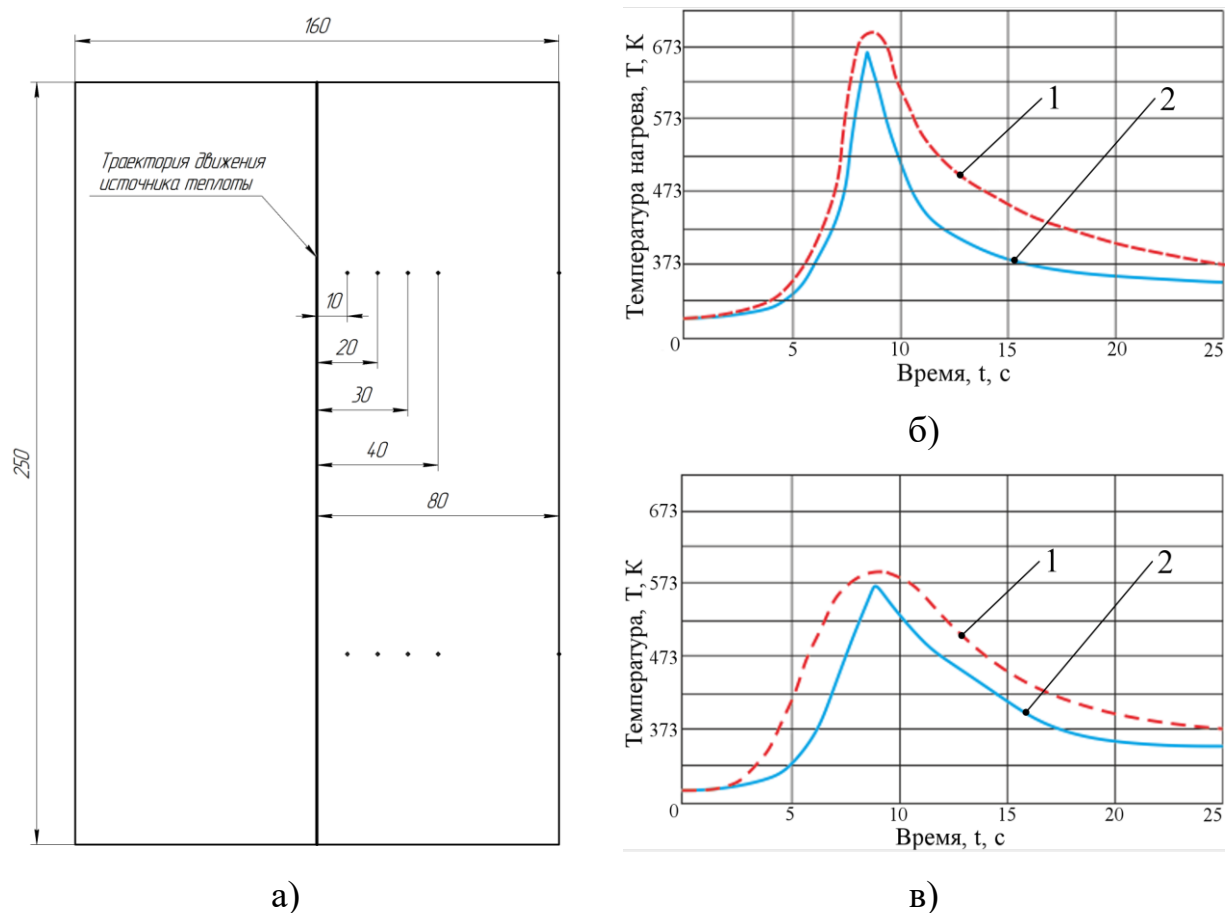


Рисунок 4.34.

Схема установки термопар (а) и сравнение термических циклов на расстоянии 20 (б), и 30 мм (в) от оси наплавки.

1 – результаты моделирования; 2 – результаты эксперимента.

На втором этапе была создана модель биметаллического соединения размером 90x50 мм с толщиной стального основания и промежуточного алюминиевого слоя 5 и 3,5 мм соответственно. Выбранные размеры соединения позволяли определять величину КПД по значениям температур на торцах образца, удаленных на 25 мм от центра тяжести приложенного источника нагрева. Коэффициент сосредоточенности оценивали по размерам сварочной ванны, а также значениям температур. Контрольные точки верификации располагались как под осью наплавки, так и на боковых

поверхностях биметаллического образца на расстоянии 20 мм друг от друга (рис.4.35). Глубину установки расположенных под осью наплавки термопар учитывали при сравнении измеренных температур с расчетными. Поэтому фактическое значение глубины установки термопар определяли после процесса наплавки образцов путем механической вырезки по сечению А-А на рис.4.35, а. Измеренные значения ширины сварочной ванны в этом сечении не превышали 10 мм, а расстояние от нее до боковой поверхности образца удовлетворяло условию независимого определения КПД и радиуса пятна нагрева.

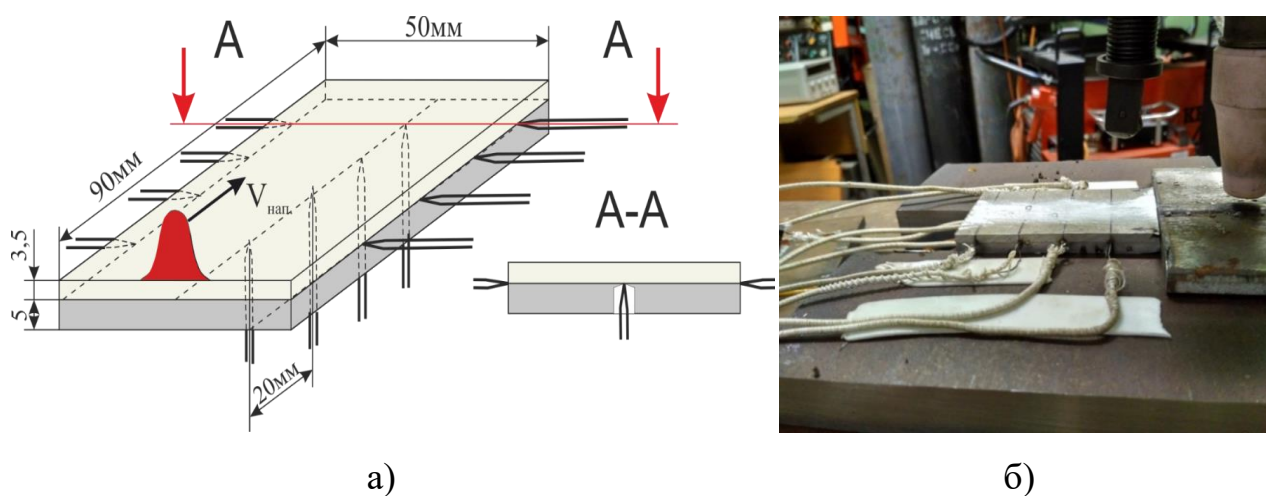


Рисунок 4.35.

Схематичное изображение (а) и внешний вид (б) биметаллического сталеалюминиевого образца.

Термические циклы процесса наплавки алюмокремниевого покрытия строили по среднему значению показаний установленных напротив друг друга термопар. Полученное значение КПД для процесса аргонодуговой наплавки неплавящимся электродом составило 0,64, что меньше такового, экспериментально определенного на первом этапе (0,68), вследствие затрат тепла на расплавление наплавочного материала.

Сравнение термических циклов процесса дуговой наплавки алюмокремниевого покрытия на биметаллический сталеалюминиевый образец, полученных при моделировании и по результатам измерения

температур нагрева расположенными на боковой поверхности образца термопарами показано на рис.4.36. Видно, что расхождение моделирования с результатами экспериментального измерения значений температур нагрева не превышает 8%.

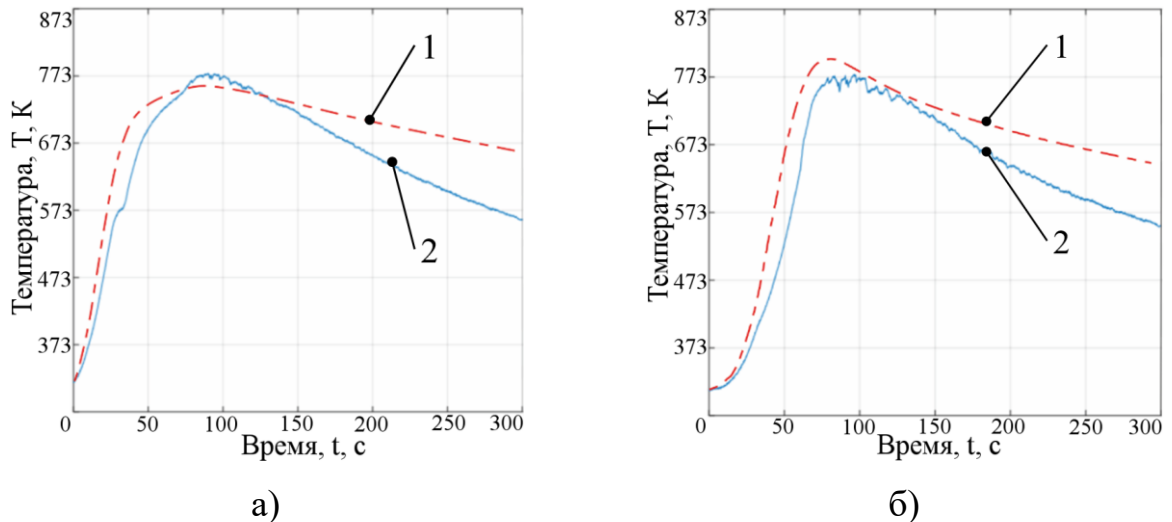


Рисунок 4.36.

Термические циклы процесса наплавки, полученные в расположенных на боковых поверхностях биметаллического образца точках на расстоянии 40 (а) и 80 (б) мм от начала наплавки. 1 – результаты моделирования; 2 – результаты эксперимента.

Сравнение размеров сварочной ванны на полученных экспериментально образцах с размерами нагретой выше 933 К зоны конечноэлементной модели показало, что при значении радиуса пятна нагрева 6 мм различия не превышают 8%, что является удовлетворительным результатом (рис.4.37).

Максимальная температура нагрева образцов в процессе дуговой наплавки покрытий, определенная по результатам моделирования и измерения, расположенными под осью наплавки термопарами, составила соответственно 949 и 881 К (рис.4.38).

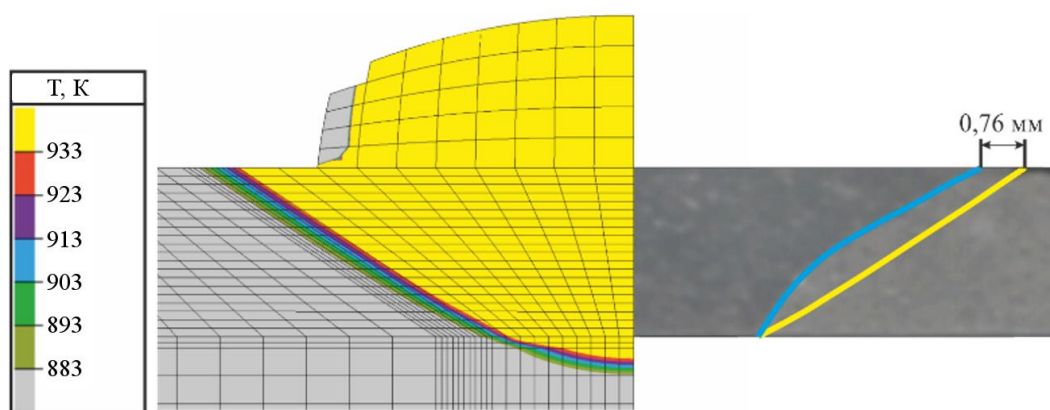


Рисунок 4.37.

Ширина сварочной ванны, полученная при моделировании (слева) и экспериментально (справа).

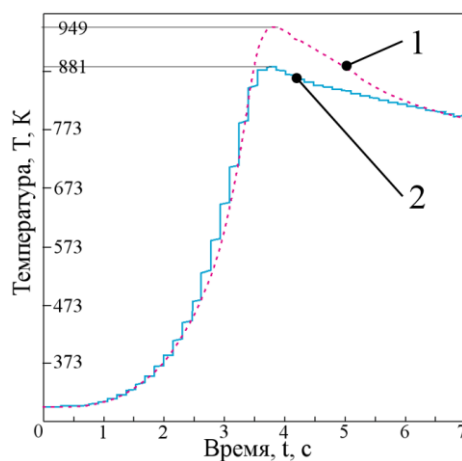


Рисунок 4.38.

Термические циклы процесса наплавки, полученные в расположенных под осью наплавки точках на расстоянии 60 мм от начала наплавки.

1 – результаты моделирования; 2 – результаты эксперимента.

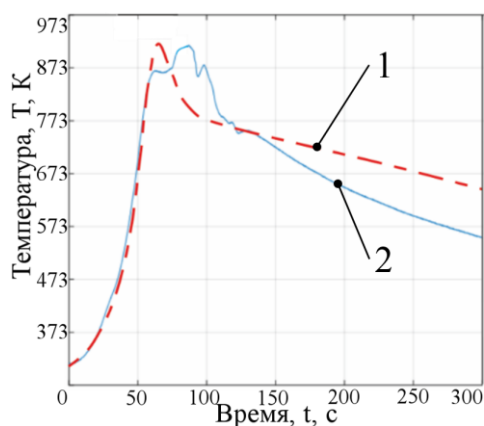
Таким образом, расхождение между результатами моделирования и эксперимента составляет более 10%, что является недопустимым. Такие различия значений температур нагрева могут быть связаны с образованием на границе раздела подложка-промежуточный слой в процессе наплавки сплошного слоя интерметаллидов, обладающих теплофизическими свойствами, отличными от промежуточного алюминиевого слоя. Поэтому в геометрию модели был добавлен слой интерметаллидов системы Fe-Al толщиной 50 мкм с теплофизическими свойствами, значения которых приведены в табл.4.7. Это

позволило уменьшить различия в значениях между расчетными и измеренными термопарами температурами нагрева до 8% (рис.4.39).

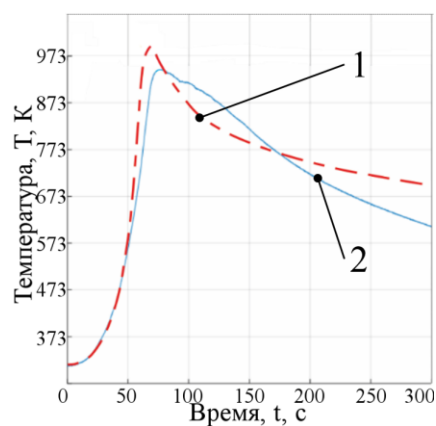
Таблица 4.7.

Теплофизические свойства интерметаллидов системы Fe-Al
в зависимости от температуры нагрева [330, 331]

Температура нагрева, К	Теплопроводность (λ), Вт/(м·К)	Теплоемкость (С), Дж/(кг·К)
293	10,4	560
373	11,2	600
473	12,4	620
573	13,6	650
673	14,4	660
773	15,2	680
873	16,1	700
973	16,6	722
1073	17,2	760



а)



б)

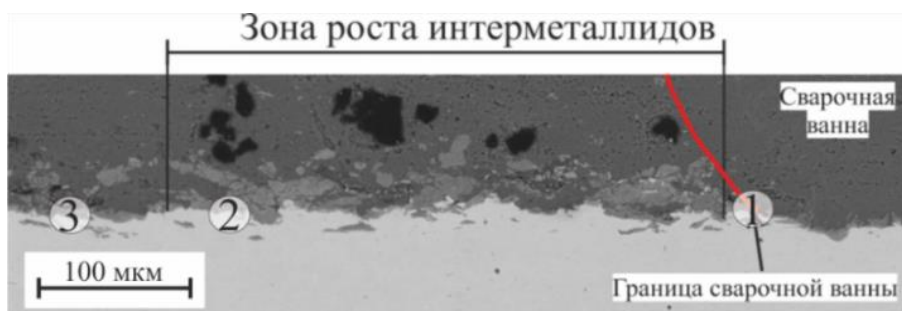
Рисунок 4.39.

Термические циклы процесса наплавки, полученные в расположенных под осью наплавки точках на расстоянии 60 (а) и 80 (б) мм от начала наплавки. 1 – результаты моделирования с учетом сплошного интерметаллидного слоя на границе раздела подложка-промежуточный слой; 2 – результаты эксперимента.

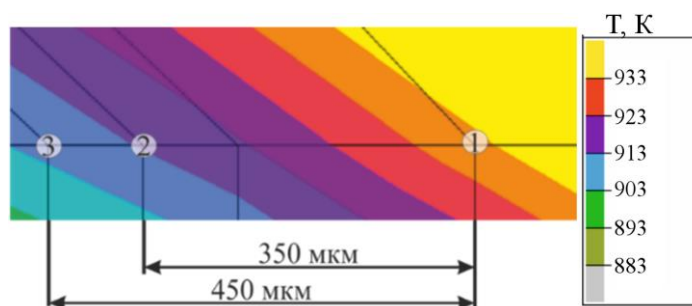
Таким образом, после верификации сходимость разработанной математической модели процесса дуговой наплавки, позволяющей определять температуру нагрева в любой точке исследуемого образца, с результатами, полученными экспериментальными методами оценки значений температур и размеров сварочной ванны, не превышает 8%, что является сопоставимым с погрешностями существующих программных комплексов моделирования процессов сварки и наплавки, и позволяет рекомендовать данную модель для определения температур нагрева границы раздела подложка-промежуточный слой при нанесении на сталь покрытий из алюмоматричных КМ.

4.2.4 Определение критических температур нагрева границы раздела сталь-алюминий

Моделирование тепловых процессов, происходящих при нанесении на сталь покрытий из алюмоматричных КМ, позволило установить, что диффузионные процессы, приводящие к увеличению размеров интерметаллидной фазы, представляющей собой осколки в виде включений, расположенных как в алюминиевом промежуточном слое, так и на границе раздела сталь-алюминий, активируются и приобретают значительное влияние при температурах нагрева свыше 893 К. При меньших значениях температур нагрева, которые наблюдаются при формировании покрытий на расстояниях более 450 мкм от границы сварочной ванны (точка 3, рис.4.40), интерметаллидный слой не претерпевает серьезных изменений, и сохраняет размеры и химический состав соответствующие таковому, образованному в процессе нанесения на сталь промежуточного слоя алюминия марки АД1 процессом сварки взрывом (рис.4.40).



а)



б)

Рисунок 4.40.

Микроструктура границы раздела подложка-промежуточный слой после нанесения алюмокремниевого покрытия (а) и распределение температурных полей в процессе наплавки (б)

Особо следует отметить, что образование интерметаллидной фазы в местах отсутствия «оплавок» происходит при температурах нагрева свыше 803 К (рис.4.41). Меньшие значения температур образования интерметаллидов (803 К), по сравнению с температурой, активирующей диффузионные процессы, приводящие к увеличению размеров «оплавок» (893 К), связаны с формированием в процессе сварки взрывом пересыщенных твердых растворов на границе раздела сталь-алюминий. Тепловое воздействие процесса дуговой наплавки при нанесении покрытий из алюмоматричных КМ приводит к образованию в этих местах зародышей интерметаллидных соединений, формирующих в дальнейшем сплошной слой интерметаллидов.

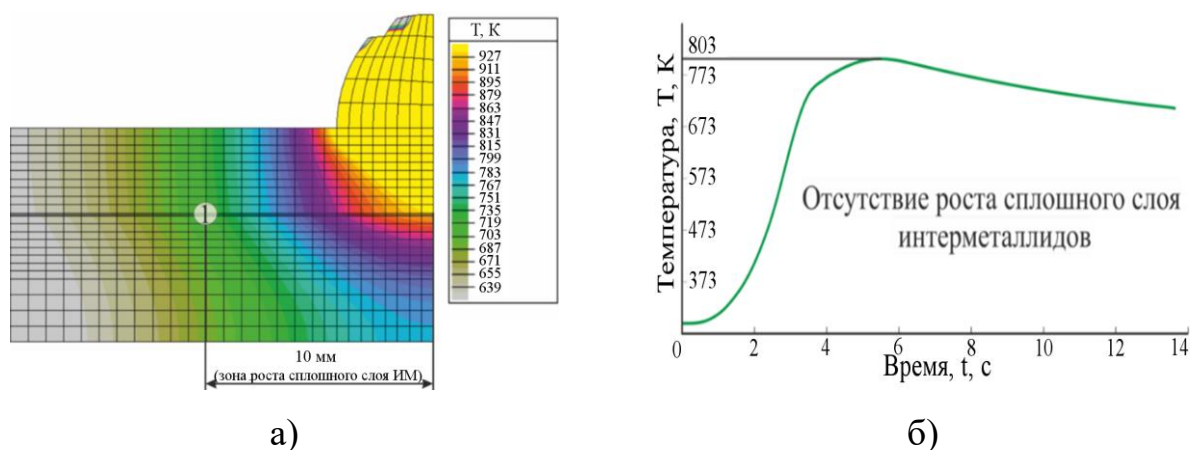


Рисунок 4.41.

Распределение температур (а) и термический цикл в точке 1 на рис.4.40 (б), при реализации схемы наплавки алюмокремниевого покрытия на сталь с частичным проплавлением промежуточного алюминиевого слоя, полученного сваркой взрывом.

Зависимость между температурой нагрева границы раздела сталь-алюминий, полученной при моделировании процесса наплавки алюмокремниевого слоя на сталь с частичным проплавлением нанесенного сваркой взрывом промежуточного слоя из алюминия, и средним значением адгезионной прочности изготовленных функционально-градиентных сталеалюминиевых композиций представлено на рис.4.42. Видно, что основные изменения адгезионной прочности происходят после нагрева границы раздела в интервале температур (803-933) К. С увеличением величины температуры нагрева адгезионная прочность, определенная по разным схемам испытаний (на срез, на отрыв), уменьшается и достигает практически нулевых значений при температурах нагрева свыше 933 К. Однако, следует отметить влияние схемы оценки адгезионной прочности на характер установленных зависимостей. При испытаниях на срез после нагрева границы раздела в интервале температур (823-893) К происходит резкое снижение адгезионной прочности, в то время как при температурах нагрева (803-823) К и (893-913) К значения адгезионной прочности практически не меняются (рис.4.42, а). Результаты оценки адгезионной

прочности при испытании на отрыв показывают, что после нагрева границы раздела до температур не превышающих 803 К адгезионная прочность функционально-градиентных сталеалюминевых композиций находится на уровне более 60 МПа, что удовлетворяет нормативным требованиям, предъявляемым к ответственным узлам трения, например подшипникам скольжения паровых турбин. Дальнейшее увеличение температуры нагрева сопровождается резким снижением среднего значения адгезионной прочности во всем исследованном диапазоне (рис.4.42, б).

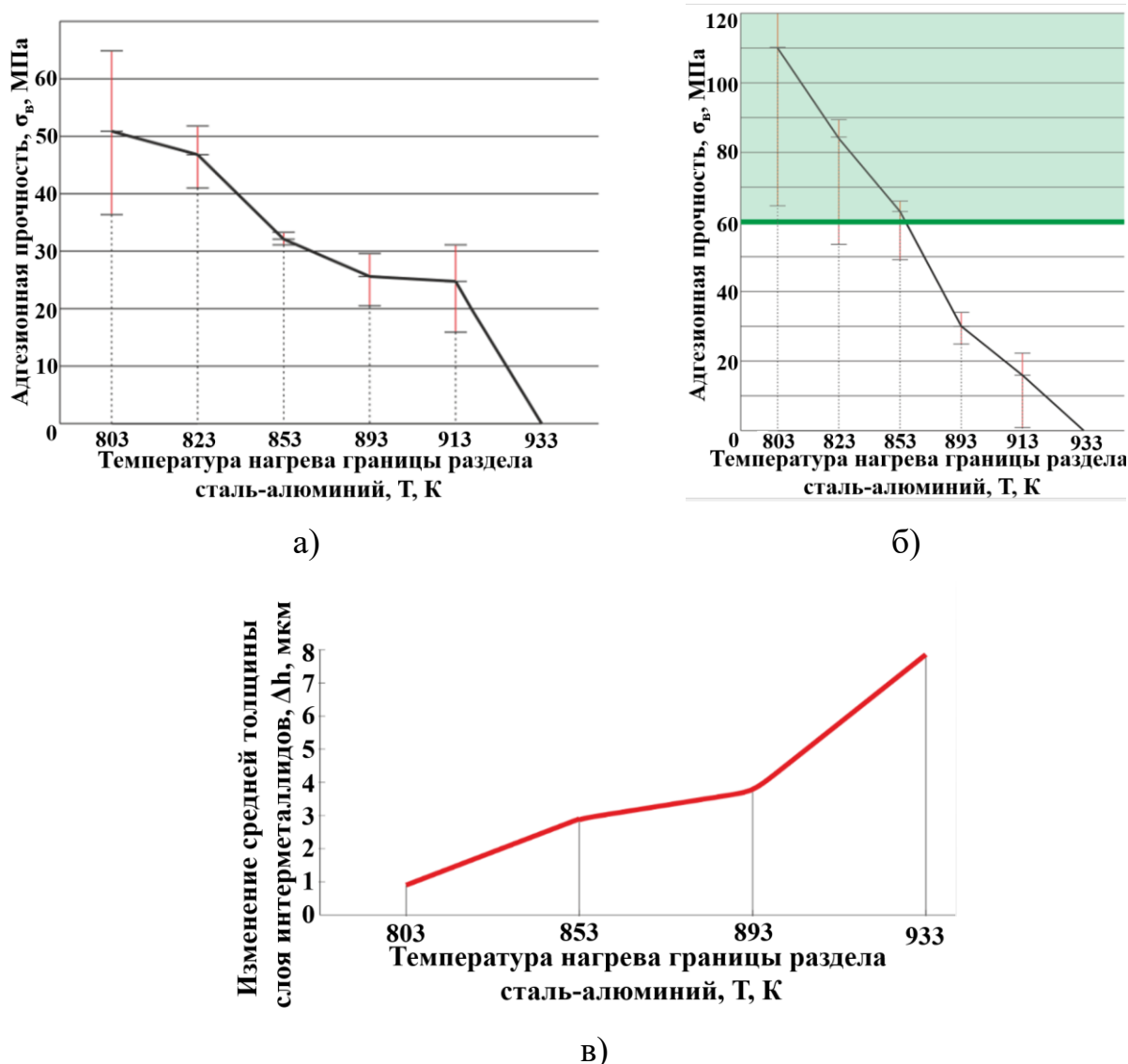


Рисунок 4.42.

Влияние температуры нагрева границы раздела сталь-алюминий на значения адгезионной прочности на срез (а), отрыв (б), и изменение средней толщины интерметаллидного слоя (в).

Изменения значений адгезионной прочности изготовленных образцов в зависимости от температуры нагрева связаны с толщиной слоя интерметаллидов, расположенного на границе раздела сталь-алюминий. Согласно современным представлениям выдержка сталеалюминиевых композиций при постоянной температуре нагрева приводит к снижению скорости роста интерметаллидного слоя. Однако, в условиях дуговой наплавки температура на границе раздела подложка-промежуточный слой постоянно изменяется. Поэтому такая характеристика, как длительность пребывания при постоянной температуре является неактуальной для процесса дуговой наплавки. Увеличение величины температуры нагрева приводит к росту средних значений толщины интерметаллидного слоя (рис.4.42, в). Причем, в зависимости от значений температуры нагрева происходит изменения величины скорости роста толщины интерметаллидного слоя, характеризующейся углом наклона кривой. В диапазоне температур (803-853) К наблюдается существенное увеличение средних значений толщины интерметаллидного слоя ($\Delta h=3$ мкм), что связано с образованием интерметаллидной фазы в местах отсутствия оплавок. Дальнейшее повышение температуры нагрева до 893 К сопровождается замедлением роста толщины интерметаллидного слоя ($\Delta h=1$ мкм). Уменьшение скорости роста при этом связано с повышенной толщиной слоя интерметаллидов, затрудняющего диффузию железа и алюминия. При температурах нагрева более 893 К наблюдается максимальная скорость роста интерметаллидного слоя, обеспечивающая наибольший прирост средних значений его толщины ($\Delta h=4$ мкм), что связано с активацией процессов диффузии через сплошной интерметаллидный слой, включая оплавы.

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, и моделирования процесса дуговой наплавки рабочих антифрикционных слоев биметаллических

элементов узлов трения деталей машин, и механизмов, предназначенных для эксплуатации в различных отраслях промышленности. Кроме того, положительные результаты промышленного опробования 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 (Приложение 8).

4.3 Нанесение покрытий из композиционных материалов на основе олова

Покрытия из композиционных материалов на основе олова наносили на поверхность массивной подложки размером 100x200x8 мм из низкоуглеродистой стали марки СтЗсп (0,14-0,22 масс.% С; 0,15-0,30 масс.% Si; 0,40-0,65 масс.% Mn; Fe – остальное по ГОСТ 380) процессами дуговой и плазменно-порошковой наплавки, выбор которых был обоснован в Гл.1. Оловосодержащие матричные сплавы в отличие от таковых на основе алюминия согласно известным диаграммам состояния характеризуются низкой вероятностью межфазного взаимодействия с армирующими и модифицирующими наполнителями, а также с материалом подложки. Важной особенностью формирования покрытий из КМ на основе олова процессами наплавки является их неудовлетворительная смачиваемость стальной подложки. Поэтому для повышения жидкотекучести оловосодержащих композиционных расплавов предварительно поверхность стальной подложки подвергали лужению. Промежуточный слой полуды из чистого олова, имеющий толщину не более 0,5 мм, получали с помощью электрического паяльника молоткового типа.

4.3.1 Дуговая наплавка покрытий из композиционных материалов на основе олова

Для дуговой наплавки композиционных оловосодержащих покрытий применяли экспериментальную сварочную установку, выполненную на базе модульной системы КМ-50 фирмы КЕМРРИ (рис.4.1), подробное описание которой представлено в разделе 4.1. Непосредственно перед наплавкой осуществляли обезжиривание спиртом поверхности стальной пластины и композиционных прутков. Изготовленные методом экструзии наплавочные прутки подавали в головную, наиболее нагретую часть сварочной ванны (схема «а» на рис.4.2), что обеспечивало достаточную для удовлетворительного формирования наплавленного слоя жидкотекучесть композиционного расплава.

Технологические параметры режима аргонодуговой наплавки композиционных покрытий на основе олова, представленные в табл.4.8, были выбраны по критериям сохранения стабильности фазового состава и структуры, отсутствия выгорания легирующих элементов и минимального перемешивание основного и наплавленного металла и оставались постоянными [332, 333].

Таблица 4.8.

Режим аргонодуговой наплавки износостойких покрытий
из дисперсно-наполненных КМ на основе олова.

Параметр режима	Значения
Ток дуги $I_{св}$, А	40-60
Напряжение на дуге U_d , В	16-18
Скорость наплавки V_n , м/ч	7-12
Скорость подачи наплавочного материала $V_{пш}$, м/мин	0,7
Расход защитного газа (Ar) $V_{зг}$, л/мин	12-15

Наплавленные на стальную подложку покрытия из КМ на основе олова характеризуются гладкой поверхностью с плавным переходом к металлу подложки (рис.4.43, а). После механической обработки, необходимой для выравнивания рабочей поверхности, толщина каждого слоя составляет 2,0-3,0 мм.

Отсутствие пористости в сформированных покрытиях даже при максимальной доле наполнителя (до 5 масс.%) в наплавочном композиционном прутке подтверждает правильный выбор технологических параметров дуговой наплавки. При изучении средствами оптической микроскопии определено, что линия сплавления наплавленных слоев с подложкой является непрерывной и не содержит несплошностей, что свидетельствует о высоком уровне адгезионной прочности покрытий (рис.4.43, б).

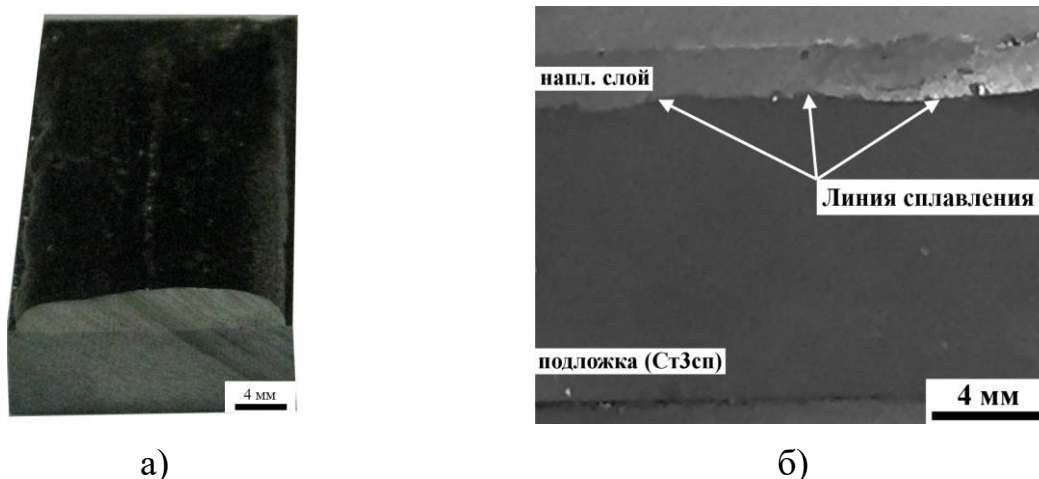
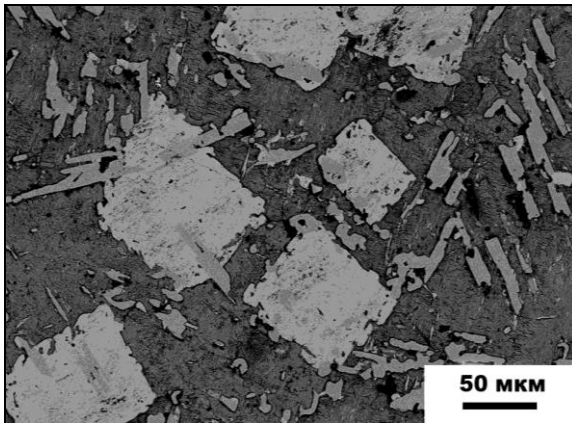


Рисунок 4.43.

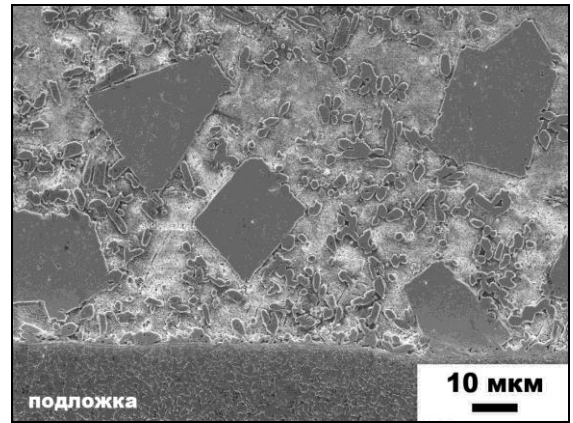
Внешний вид (а) и макроструктура (б) композиционных покрытий на основе олова, сформированных процессом дуговой наплавки.

В структуре наплавленного слоя из матричного сплава Б83 согласно данным МРСА присутствуют характерные для литого материала включения соединений систем Cu-Sn и Sn-Sb, отличающиеся развитой поверхностью (рис.4.44). Причем форма интерметаллидов Cu_3Sn претерпела значительные изменения: от иглообразной, свойственной материалу, изготовленному

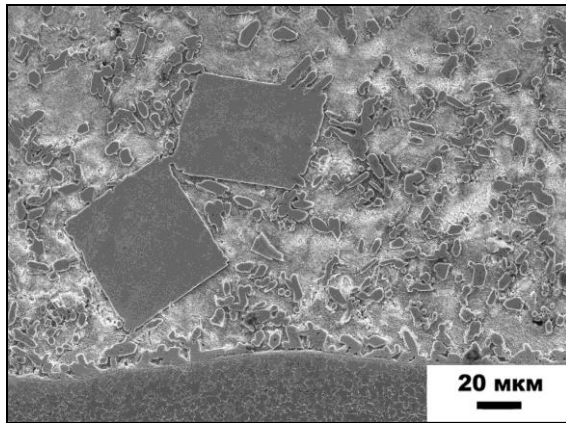
процессами литья, на более округлую, что связано с температурно-временными особенностями процесса дуговой наплавки.



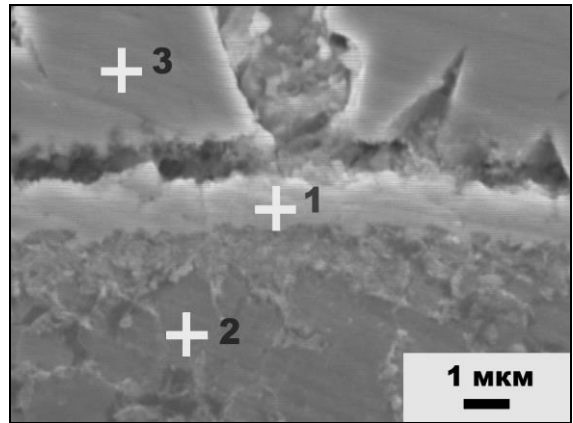
а)



б)



в)



г)

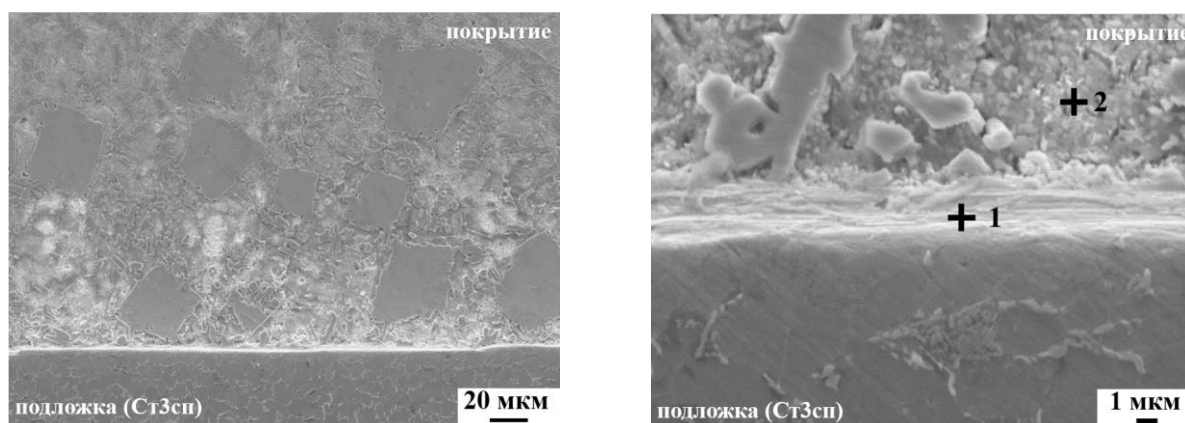
Элементы	Точка 1		Точка 2		Точка 3	
	масс. %	ат. %	масс. %	ат. %	масс. %	ат. %
Fe	20,63	31,21	99,28	99,66	0,76	1,22
Sn	51,48	38,61	0,72	0,34	59,09	44,97
Sb	11,20	7,83	-	-	4,11	3,02
Cu	16,69	22,35	-	-	36,04	50,79

д)

Рисунок 4.44.

Микроструктура сплава Б83 в литом состоянии (а) и полученных дуговой наплавкой покрытий (б, в), а также поэлементный состав фаз в точках (г, д).

Введение в состав наплавленных баббитовых покрытий модифицирующих субмикронных неметаллических частиц бора (В) или карбида бора (B_4C) приводит к измельчению интерметаллидов (рис.4.45 и рис.4.46). Морфология фаз $SnSb$ и Cu_3Sn изменяется от равносторонней и остроугольной, присущей им в литом состоянии, к более округлой с развитой поверхностью, что увеличивает их сцепление с матрицей, а также оказывает благоприятное влияние на стойкость к разрушению поверхностного слоя в процессе трения.



а)

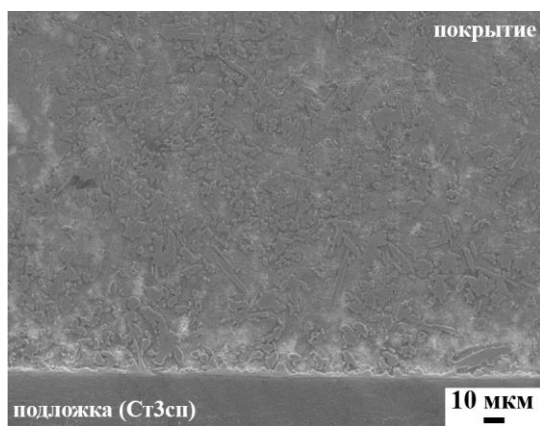
б)

Элементы	Точка 1		Точка 2	
	масс. %	ат. %	масс. %	ат. %
Fe	84,17	90,81	1,54	3,19
Sn	9,94	5,05	62,82	61,31
Sb	4,17	2,06	34,46	32,79
Cu	1,34	1,27	0,94	1,71

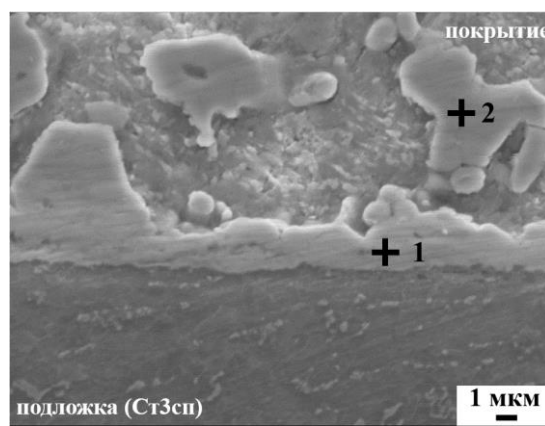
в)

Рисунок 4.45.

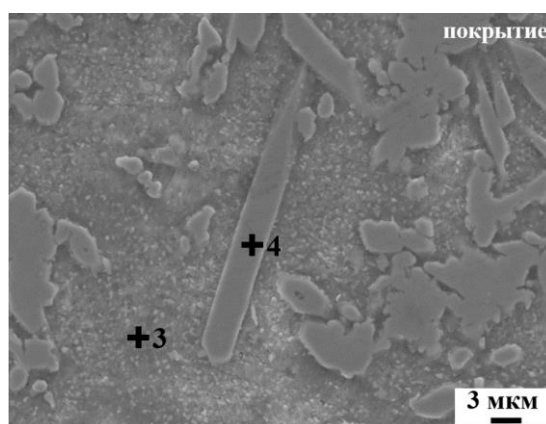
Микроструктура полученных дуговой наплавкой покрытий состава Б83 + 0,25 масс. % $B_{(<0,5)}$ (а), а также поэлементный состав фаз в точках (б, в).



а)



б)



в)

Элементы	Точка 1		Точка 2		Точка 3		Точка 4	
	масс. %	ат. %	масс. %	ат. %	масс. %	ат. %	масс. %	ат. %
Fe	19,09	32,87	16,71	28,56	0,82	1,72	-	-
Sn	77,76	63,00	76,35	61,39	76,74	75,90	61,98	47,04
Sb	1,91	1,51	1,63	1,28	22,21	21,42	2,53	1,87
Cu	0,85	1,29	4,88	7,32	-	-	35,05	49,69

в)

Рисунок 4.46.

Микроструктура полученных дуговой наплавкой покрытий состава Б83 + 0,25 масс. % $V_4C_{(<1)}$ (а), а также поэлементный состав фаз в точках (б, в, г).

Округлая форма кристаллов Cu_3Sn выявлена в структуре наплавленного покрытия из баббита Б83, армированного керамическими частицами SiC (рис.4.47). Интерметаллиды системы Sn-Sb характеризуются размерами,

сопоставимыми с таковыми в матричном нерамированном покрытии, но их границы теряют исходную остроугольную форму (рис.4.47, а). Несмотря на преобладание армирующих частиц в поверхностной области наплавленного покрытия вследствие различия в значениях плотности между наполнителем и матричным сплавом (для частиц SiC: $\rho=3,2$ г/см³, для сплава Б83: $\rho=7,38$ г/см³) его распределение может быть оценено согласно методу Дирихле [264, 265] как слегка регулярное (рис.4.47, б).

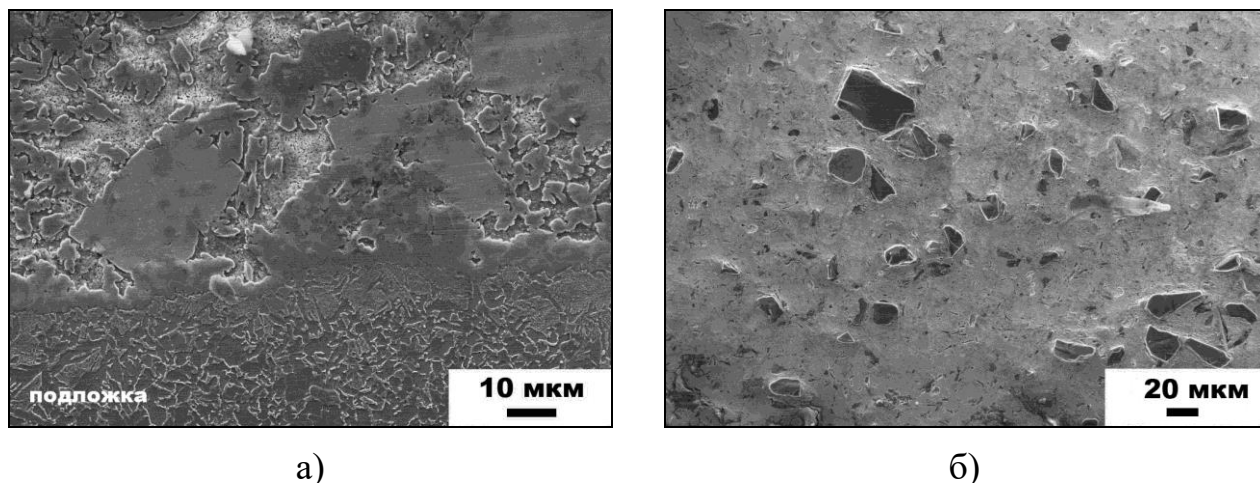
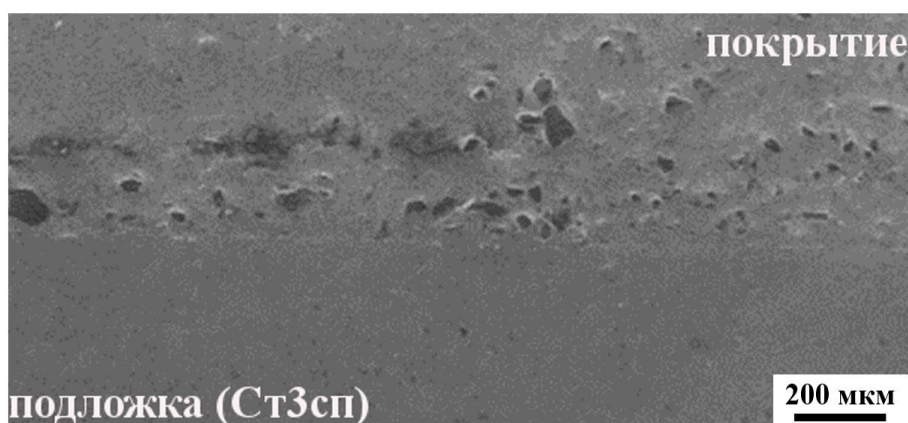


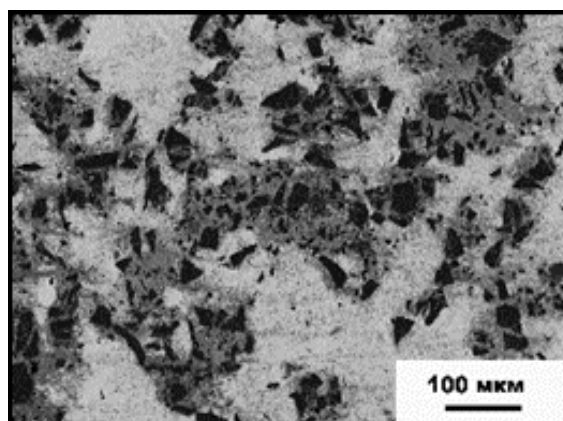
Рисунок 4.47.

Микроструктура полученных дуговой наплавкой покрытий состава Б83 + 5 масс.% SiC₍₄₀₎: линия сплавления (а) и центральная часть (б).

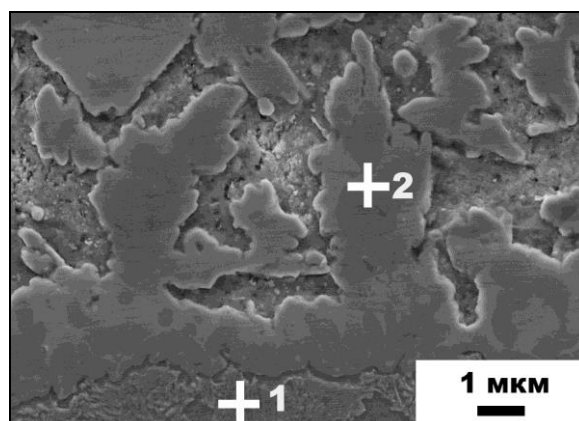
Структура покрытия, изготовленного процессом дуговой наплавки с применением полиармированных наплавочных прутков состава Б83 + 5 масс.% SiC₍₄₀₎ + 0,25 масс.% В₄С_(<1), представлена на рис.4.48. В полученных покрытиях наряду с интерметаллидами присутствуют частицы наполнителя (SiC) микронного размера, которые распределены относительно равномерно в объеме наплавленного металла (рис.4.48, в).



а)



б)



в)

Элементы	Точка 1		Точка 2	
	масс. %	ат. %	масс. %	ат. %
Fe	98,82	99,44	0,76	1,22
Sn	1,18	0,56	59,09	44,97
Sb	-	-	4,11	3,02
Cu	-	-	36,04	50,79

г)

Рисунок 4.48.

Микроструктура полученных дуговой наплавкой покрытий Б83 + 5 масс.% $\text{SiC}_{(40)} + 0,25\text{масс.}\% \text{B}_4\text{C}_{(<1)}$ (а, б) и поэлементный состав фаз в точках (в, г).

Особо следует отметить, что полученные процессом дуговой наплавки покрытия из КМ, содержащие в качестве наполнителя МШП, характеризуются значительной пористостью (рис.4.49), являющейся

результатом взаимодействия углерода с кислородом с образованием CO и CO₂. 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 (Гл.3).

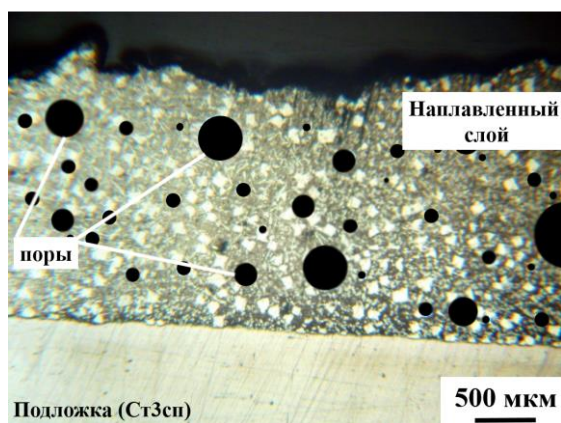


Рисунок 4.49.

Микроструктура полученных дуговой наплавкой покрытий Б83 + 0,5масс.%МШП.

Результаты измерений средней площади изолированных включений интерметаллидной фазы SnSb, выполненные с использованием программы Qwin для анализа изображений, представлены на рис.4.50. Видно, что в изготовленном по литейной технологии баббите Б83 значения площади интерметаллидов SnSb находятся в диапазоне от 1000 до 10000 мкм². Максимальное количество (до 80%) интерметаллидов характеризуются площадью от 3000 до 8000 мкм². В наплавленных покрытиях из сплава Б83 или КМ на его основе большинство (до 60%) кристаллов интерметаллидной фазы SnSb имеет значения площади не более 2000 мкм². Крупные интерметаллиды площадь которых свыше 6000 мкм² в наплавленных покрытиях не обнаружены.

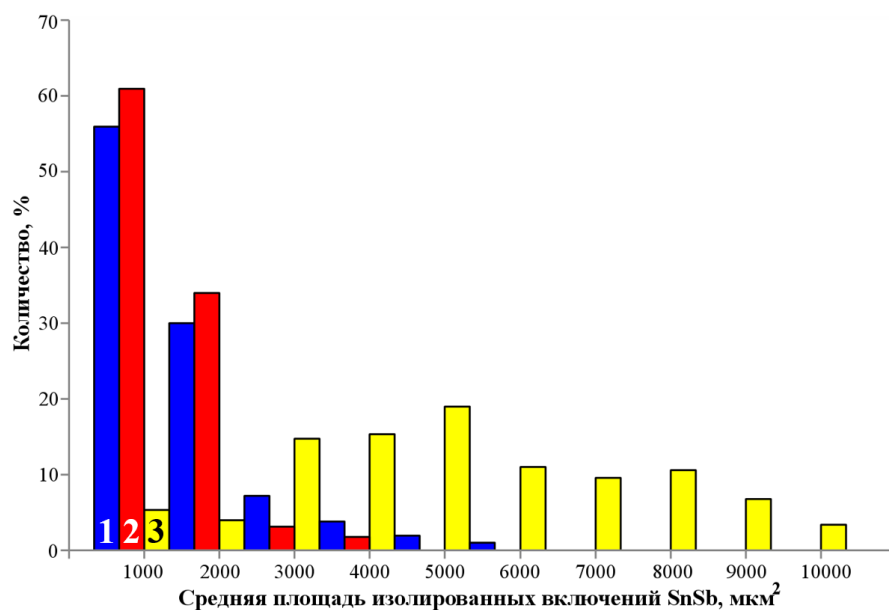


Рисунок 4.50.

Средняя площадь изолированных включений интерметаллидной фазы SnSb в наплавленных покрытиях состава: 1 - Б83 + 0,25 масс.% В_(<0,5); 2 - Б83; и изготовленном по литейной технологии сплаве Б83 (3).

Данные по среднему размеру интерметаллидной фазы SnSb и твердости наплавленных покрытий представлены в табл.4.9. По сравнению с исходным литым промышленным сплавом Б83, в котором средний размер интерметаллидов составляет 79 мкм, и экструдированными наплавочными прутками в сформированных покрытиях происходит уменьшение среднего размера интерметаллидов SnSb в 1,5-2 раза до значений 35-51 мкм. Причем минимальные значения размеров интерметаллидных соединений наблюдаются в присутствии субмикронных наполнителей, а также в полиармированных композиционных покрытиях. Результатом увеличения дисперсности структуры матричного сплава является повышение значений твердости наплавленных покрытий (табл.4.9).

Средний размер интерметаллидной фазы SnSb и твердость литого сплава Б83 и наплавленных покрытиях из КМ на его основе.

Состав образца, масс.%	Средний размер SnSb, мкм	Твердость, НВ
Б83 (литой)	79	23,6
Б83	47	25,3
Б83 + 0,25В _(<0,5)	38	27,6
Б83 + 0,25В ₄ С _(<1)	35	21,3
Б83 + 5SiC ₍₄₀₎	51	45,8
Б83 + 5SiC ₍₄₀₎ + 0,25В ₄ С _(<1)	39	27,3

Измельчение интерметаллидных фаз в процессе наплавки связано с высокими скоростями кристаллизации (до 15 К/с), малой длительностью существования сварочной ванны, а также присутствием в составе покрытий наполнителей разной природы и размера. Тугоплавкие частицы SiC микронного размера являются термическими стопорами, препятствующими развитию химических реакций роста интерметаллидных фаз, тогда как субмикронные частицы (В, В₄С) оказывают модифицирующее воздействие на структуру матрицы, являясь центрами зарождения интерметаллидных фаз при кристаллизации расплава на поверхности стальной основы.

Таким образом, введение в расплав тугоплавких упрочняющих частиц микронного и субмикронного размера является одним из способов объемного модифицирования за счет влияния на размеры образующихся интерметаллидных фаз, межфазное взаимодействие по поверхностям раздела между интерметаллидами, армирующими частицами и матричным расплавом, и дисперсностью элементов литой структуры матричного сплава после кристаллизации.

Выполненное при участии к.ф.-м.н. Н.Б. Подымовой сравнение результатов измерения акустического импеданса (Z_c) для изготовленных образцов наплавленных покрытий и соответствующих величин расчетного

акустического импеданса (Z_{c0}) сплошного, беспористого композиционного покрытия представлено в табл.4.10. При введении упрочняющих частиц плотность покрытий из КМ уменьшается за счет меньшей плотности наполнителей по сравнению с матричным сплавом Б83. Однако, скорость акустических волн в КМ при этом увеличивается за счет больших значений скорости достигаемых в наполнителе. Поэтому расчетный акустический импеданс всех исследованных покрытий из КМ оказался практически одинаковым. В качестве Z_c приведены значения, полученные усреднением результатов измерений акустического импеданса для трех различных участков каждого образца композиционного покрытия. Видно, что для всех образцов в пределах погрешности измерений значения Z_c совпадают с расчетными значениями для композиционного материала покрытия без пор. Это означает, что все исследованные образцы покрытий являются практически беспористыми.

Таблица 4.10.

Измеренные оптико-акустическим методом
и расчетные значения акустического импеданса наплавленных образцов

Состав образца, масс.%	$Z_c, \times 10^6, \text{ кг}/(\text{м}^2 \text{ с})$	$Z_{c0}, \times 10^6, \text{ кг}/(\text{м}^2 \text{ с})$
Б83	23,4±4,2	25,24
Б83 + 0,25В _(<0,5)	24,9±4,8	25,23
Б83 + 0,25В ₄ С _(<1)	26,5±5,3	25,22
Б83 + 5SiC ₍₄₀₎	28,1±5,9	25,32
Б83 + 5SiC ₍₄₀₎ + 0,25В ₄ С _(<1)	27,16±5,5	25,63

Результаты оптико-акустических измерений коэффициента отражения (R_{st3-c}) ультразвукового импульса от границы раздела подложка-покрытие и теоретические значения (R_{st3-c}^{theor}), полученные для соответствующего расчетного акустического импеданса покрытия и известного импеданса стальной подложки приведены в табл.4.11. Величины R_{st3-c} получены

усреднением результатов измерений соответствующего коэффициента отражения в трех различных участках каждого образца. Видно, что экспериментально полученные значения коэффициента отражения совпадают с теоретически рассчитанными значениями в пределах погрешности измерений. Эти результаты, наряду с непрерывной, не содержащей несплошностей линией сплавления, указывают на удовлетворительное качество адгезионной связи между наплавленными оловосодержащими композиционными покрытиями и стальной подложкой в функционально-градиентных слоистых композициях.

Таблица 4.11.

Измеренные и расчётные значения коэффициента отражения
ультразвукового импульса на границе раздела подложка-покрытие

Состав образца, масс.%	R_{st3-c}	R_{st3-c}^{theor}
Б83	0,278±0,058	0,299
Б83 + 0,25В _(<0,5)	0,269±0,057	0,299
Б83 + 0,25В ₄ С _(<1)	0,314±0,076	0,300
Б83 + 5SiС ₍₄₀₎	0,274±0,069	0,298
Б83 + 5SiС ₍₄₀₎ + 0,25В ₄ С _(<1)	0,284±0,069	0,292

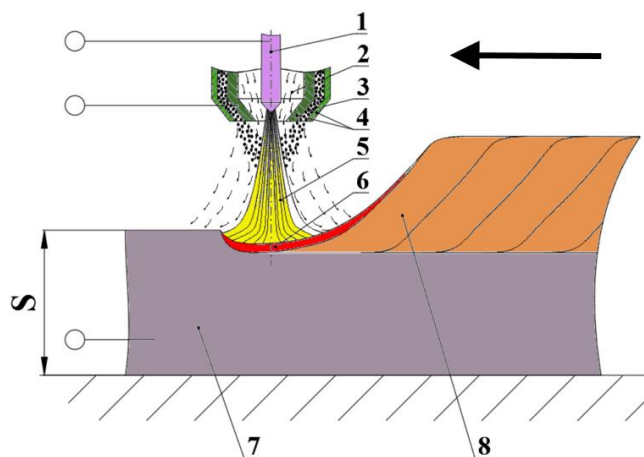
4.3.2 Плазменно-порошковая наплавка покрытий из композиционных материалов на основе олова

Для получения композиционных покрытий на основе олова применяли установку фирмы Castolin Eutectic EuTronic GAP 3002 AC/DC, позволяющую проводить процесс плазменно-порошковой наплавки на постоянном или переменном токе величиной до 320 А, регулировать скорость истечения плазмообразующего и транспортирующего газа в диапазоне от 0,1 до 5 л/мин и от 0,5 до 4,2 л/мин соответственно, тем самым устанавливать температурно-временные характеристики процесса наплавки в широком диапазоне значений (рис.4.51, а).

Наплавку выполняли на постоянном токе прямой полярности (сила тока - $I_{\text{п}}=45-50$ А, напряжение на дуге - $U_{\text{д}}=17-19$ В, скорость наплавки – $V_{\text{н}}=12-13$ м/ч, расход защитного газа (аргона) - $V_{\text{з.г.}}=12-15$ л/мин, расход плазмообразующего газа (аргона) – $V_{\text{п.г.}}=6-8$ л/мин) по схеме «углом назад» (рис.4.51, б). Выбор технологических параметров режима плазменно-порошковой наплавки осуществляли с учетом рекомендаций для получения антифрикционных покрытий из матричного сплава системы SnSb8Cu4, а также по критериям минимального проплавления основы и степени перемешивания основного и наплавленного металла, стабильности качества сформированного покрытия, а также отсутствия выгорания легирующих элементов [200, 300, 333, 334].



а)



б)

Рисунок 4.51.

Установка Castolin Eutectic EuTronic GAP 3002 AC/DC (а)

и схема (б) процесса плазменно-порошковой наплавки покрытий из КМ.

Цифрами обозначены: 1 – неплавящийся электрод; 2 – плазмообразующий газ;

3 – наплавочный порошок и защитный газ; 4 – сопло плазмотрона;

5 – плазменная дуга, 6 - ванна расплавленного металла;

7 – подложка, 8 - наплавленный слой.

S – толщина подложки; стрелкой указано направление наплавки.

В качестве наплавочных материалов применяли коммерческий порошок марки SnSb8Cu4 и разработанные на его основе композиционные гранулы,

модифицированные углеродсодержащими структурами субмикронного размера в форме углеродных нанотрубок (УНТ). Одними из важнейших условий, необходимых для эффективного применения в качестве наполнителей КМ углеродсодержащих структур субмикронного размера, к числу которых относятся углеродные нанотрубки, является их равномерное распределение в объеме матрицы и адгезия матричного материала с графеновыми поверхностями УНТ. Поэтому для оценки выполнимости данных условий и прогнозирования сохранения УНТ в наплавленном покрытии из КМ на основе олова при участии д.т.н. В.Е. Ваганова была построена физико-химическая модель взаимодействия атомов, входящих в состав оловосодержащего матричного сплава, с атомами углерода графеноподобной поверхности в присутствии атомов кислорода, попадающих в расплав вместе с УНТ, при температуре плавления баббитовых сплавов равной 643 К [334, 335]. Моделирование поведения УНТ в расплаве баббита выполняли методом *ab initio molecular dynamics* (AIMD) Борна-Оппенгеймера.

Численное решение уравнений движения атомов с временным шагом 1 фс выполняли согласно алгоритму Verlet [336]. Электронные состояния рассчитывали методом функционала плотности (Density Functional Theory, DFT) с применением градиентно-обобщенного обменно-корреляционного функционала Пердью-Бурке-Эрнцерхофа, модифицированного для эффективного описания неоднородностей электронного газа в плотноупакованных структурах и кристаллических поверхностях [337, 338]. Электронные состояния рассчитывали, используя сетку Монхорста-Пака размерами $9 \times 9 \times 1$ атомов [339]. Расчет траекторий перемещений атомов в ячейке с параметрами: $a=0,738$ нм; $b=0,738$ нм; $c=1,5$ нм, $\alpha=90^\circ$; $\beta=90^\circ$; $\gamma=120^\circ$ (рис.4.52) при тепловом движении выполняли в математическом пакете Quantum Espresso с применением псевдопотенциалов, значения которых определяли методом Rappe-Rabe-Kaxiras-Joannopoulos (RRKJ) [340, 341]. Выбранные значения параметров a , b , α , β и γ соответствовали

надъячейки графена размером 3×3 элементарных ячейки. Величина параметра c обеспечивала отсутствие взаимодействия между атомами графеновых поверхностей с таковыми соседних ячеек.

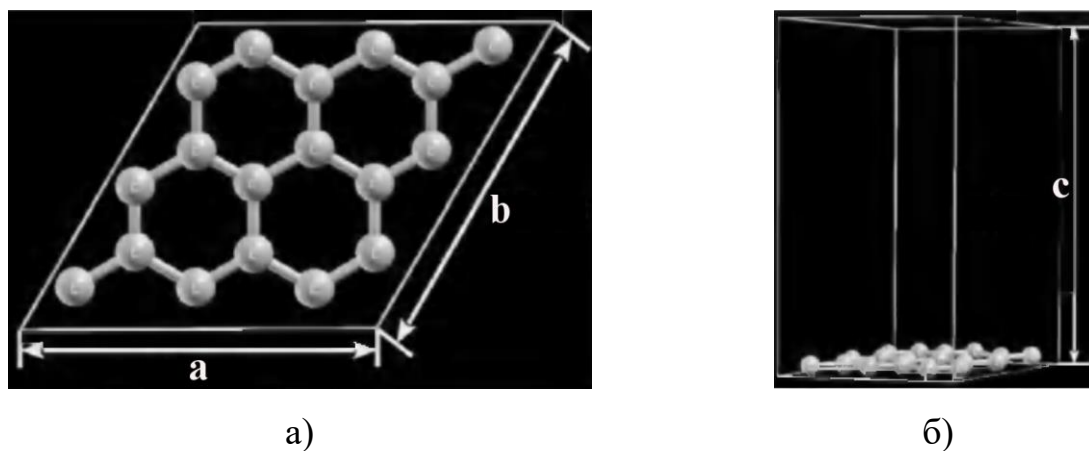


Рисунок 4.52.

Параметры сверхъчейки графена, примененной в разработанной физико-химической модели взаимодействия атомов.

В свободное пространство между соседними графеновыми поверхностями помещали атомы олова, меди и сурьмы, в количестве $19 \times 2 \times 2$ согласно химическому составу баббитового матричного сплава SnSb_8Cu_4 , а также атом кислорода, попадающий в расплав вместе с УНТ. Причем атом кислорода размещался вблизи графеновой плоскости, а остальные атомы располагались в ячейке случайным образом (контролировалось только расстояние между соседними атомами, значение которого составляло более 0,1 нм).

Расположение атомов в ячейке в разные моменты времени по результатам моделирования процесса взаимодействия УНТ и матричного расплава баббита представлено на рис.4.53. В течение первых 200 фс после начала расчета атом меди связывается с атомом кислорода, а также с двумя атомами углерода графеновой поверхности. Образующиеся связи являются устойчивыми и не нарушаются при хаотичном тепловом движении атомов в течение всего расчетного времени, составляющего 1000 фс. В процессе теплового движения и химического взаимодействия между атомами углерода

и меди согласно результатам моделирования гексагональная структура графена не нарушается.

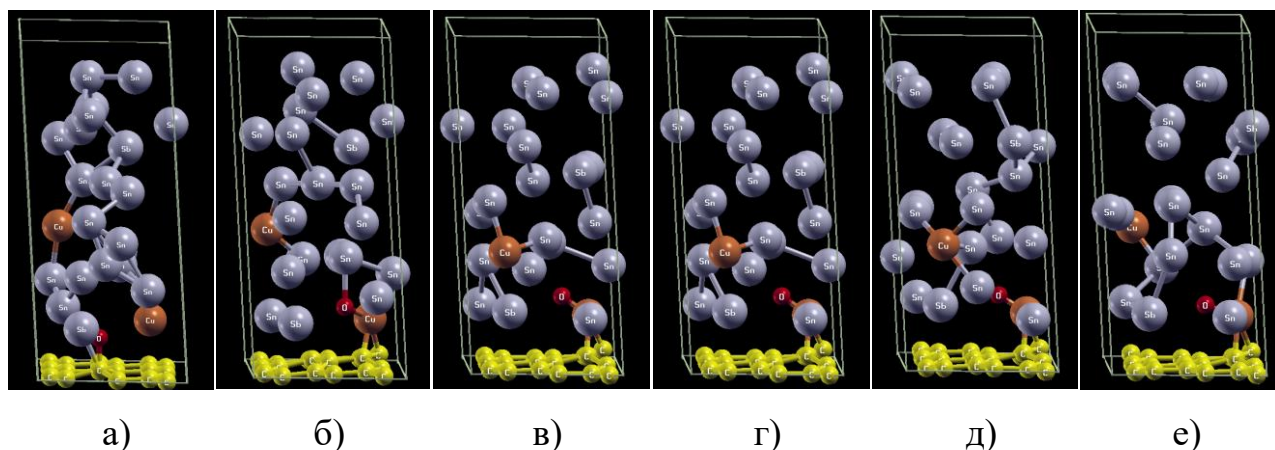


Рисунок 4.53.

Молекулярно-динамическая модель расплава баббита в присутствии графеновой поверхности и атомов кислорода: положения атомов в разные моменты времени $t=0$ (а), 200 (б), 400 (в), 600 (г), 800 (д), 1000 фс (е).

Для изучения характера взаимодействия между образующимся оксидом меди (CuO) и атомами углерода графеновой поверхности молекулу CuO размещали над поверхностью графена на расстоянии 0,3 нм для снижения уровня химического взаимодействия между ними. Межатомное расстояние между медью и углеродом в таком случае составляло 0,32 нм, что в 1,5 раза больше суммы Ван-дер-Ваальсовых радиусов углерода и меди (0,22 нм). Вследствие этого молекула CuO в процессе оптимизации сохраняла подвижность. Система графен-молекула оксида меди после оптимизации, заключающейся в поиске локального минимума энергии с применением градиентных методов, представлена на рисунке 4.54, а. Атом меди расположен над плоскостью графена и характеризуется наличием связей с двумя атомами углерода. Равнобедренный треугольник, образованный атомами меди и углерода, имеет ребра длиной 0,178 нм, а его плоскость расположена перпендикулярно плоскости графена. Согласно расчетам такая конфигурация является более устойчивой, так как характеризуется меньшей

энергией (3,58 эВ против 8,92 эВ), чем рассмотренная в работах других исследователей (рис.4.54, б).

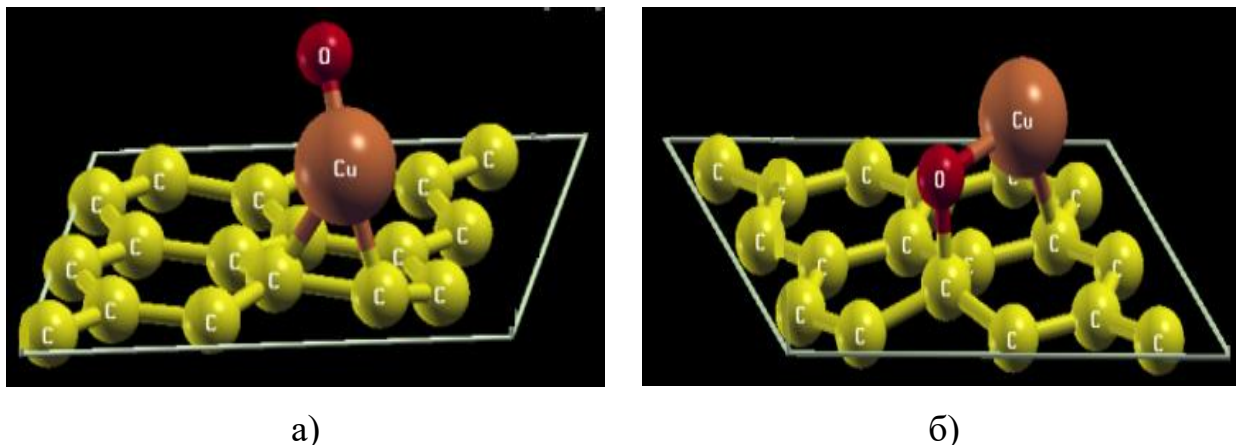


Рисунок 4.54.

Модель взаимодействия молекулы оксида меди с графеновой поверхностью после оптимизации (а) и согласно результатам работы [254].

Визуализация распределения электронной плотности между атомами углерода и меди позволяет проанализировать характер взаимодействия. На рис.4.55 представлены карты распределения электронной плотности в проекции на разные плоскости треугольника, образованного атомом меди и двумя ближайшими атомами углерода, участвующими в образовании связи. Видно, что в результате взаимодействия между молекулой CuO и атомами углерода графенового фрагмента происходит делокализация электронной плотности, т.е. повышение ее значений в пространстве между атомами меди и углерода. Аналогичную тенденцию демонстрирует карта электронной плотности в проекции на плоскость, параллельную графену и расположенную на расстоянии 0,089 нм над плоскостью графена, т.е. на одинаковом расстоянии от взаимодействующих атомов углерода и меди (рис.4.55, б). Видно, что между атомом меди и двумя атомами углерода графеновой плоскости осуществляется перераспределение заряда, которое сопровождается повышением электронной плотности между ядрами атомов, что приводит к образованию связи между атомами углерода и меди по обменному механизму.

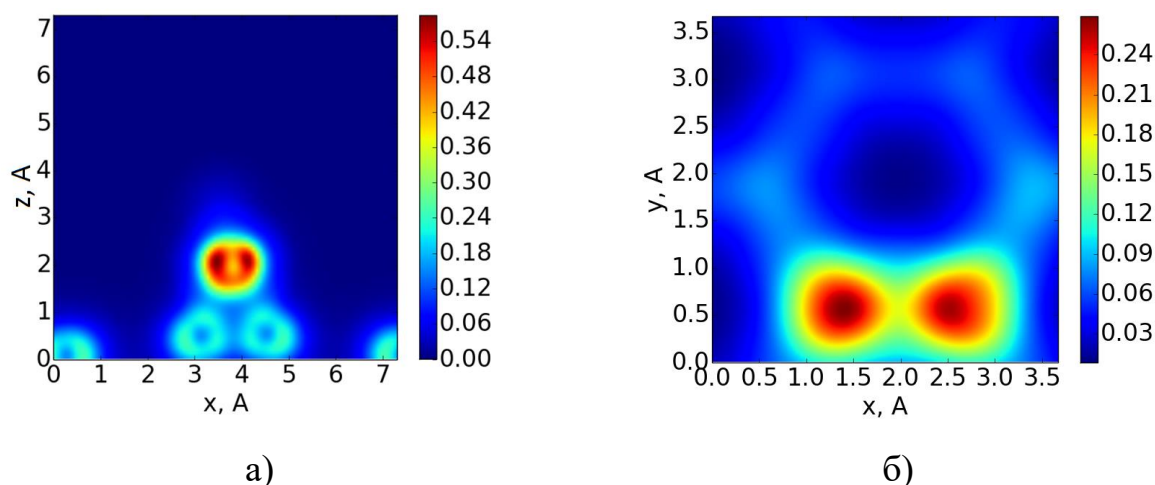


Рисунок 4.55.

Карта распределения электронной плотности в проекции на плоскости:
 а) расположенную перпендикулярно графену и проходящую через атомы углерода и меди; б) расположенную параллельно графену и проходящую посередине между атомами меди и углерода.

Анализ «заселенностей» показал, что взаимодействие молекулы CuO с графеном сопровождается переносом заряда: заряд молекулы CuO составил минус 0,357 е. Отрицательное значение заряда указывает на перенос электронной плотности от графеновой плоскости к молекуле CuO , а дробное значение связано с характером перехода электрона от атомов углерода графеновой плоскости к молекуле CuO . Рассмотренный механизм взаимодействия с π -структурами характерен для катионов переходных металлов с вакантной 3d-оболочкой, в том числе и для катионов меди. Расчеты показали, что молекула оксида меди, содержащая катион меди, так же способна вступать с графеном во взаимодействие такого рода. Возникновение связи сопровождается перекрыванием 3d-оболочки меди с π -оболочкой графена, на что указывалось в работах [4.51, 4.59].

Таким образом, результаты моделирования показали, что при введении в расплав баббита УНТ в присутствии атомов кислорода возможно образование интерфейсного слоя, обеспечивающего адгезию матрицы с поверхностью, имеющей графеноподобную структуру наночастиц. Поэтому УНТ могут

выполнять роль центров кристаллизации как для матричного сплава на основе олова, так и медьсодержащей интерметаллидной фазы системы Sn-Cu.

Оловосодержащие покрытия, сформированные процессом плазменно-порошковой наплавки на стальной подложке, имеют толщину 3,0-4,0 мм и характеризуются достаточно гладкой и ровной поверхностью с плавным переходом к металлу подложки, что позволяет снизить затраты на последующую механическую обработку (рис.4.56, а). Следует отметить, некоторое снижение жидкотекучести расплава сварочной ванны при использовании композиционных гранул, по сравнению с таковой в случае применения матричного порошка баббита, вследствие чего на поверхности композиционных покрытий в зоне перекрытия соседних валиков наблюдаются борозды глубиной не более 0,3 мм (рис.4.56, б).

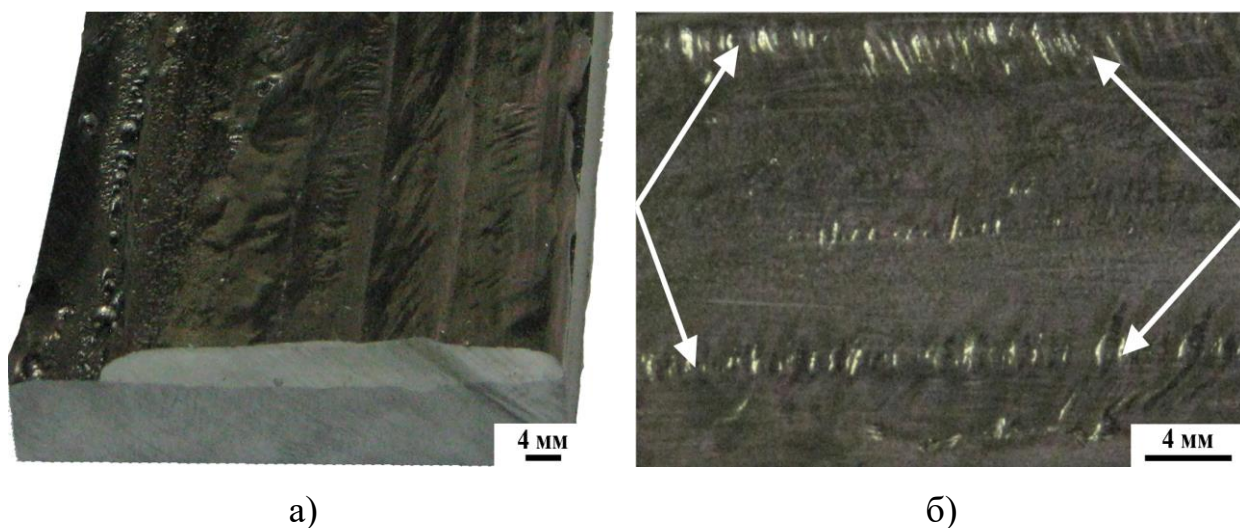


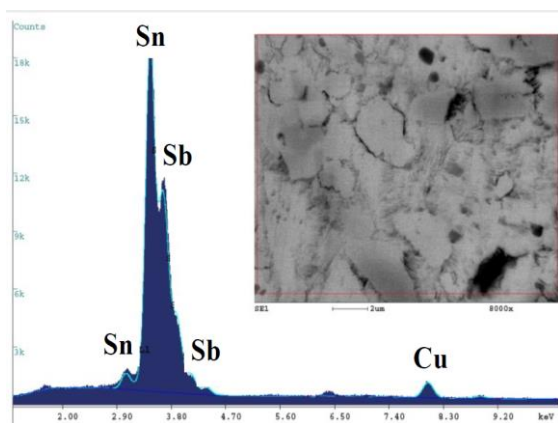
Рисунок 4.56.

Внешний вид (а) и поверхность (б) композиционных покрытий на основе олова, сформированных процессом плазменно-порошковой наплавки.

Стрелками отмечены борозды в зонах перекрытия валиков.

Структура наплавленных покрытий представляет собой пластичную матрицу (твердый раствор сурьмы и меди в олове, α -фаза) в которой равномерно распределены частицы интерметаллидных соединений γ -фазы (Cu_3Sn), что не противоречит результатам других исследователей [113, 114,

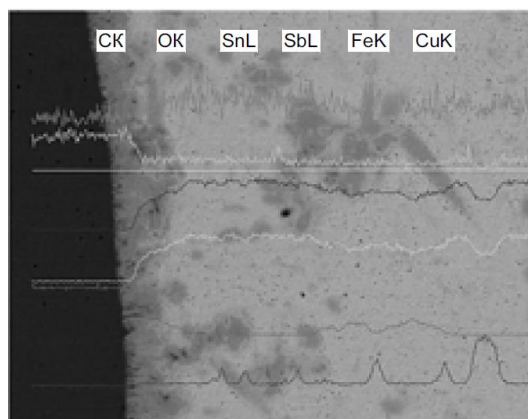
342]. Кристаллы β -фазы (SnSb) в структуре наплавленных покрытий не обнаружены, что связано с недостаточной степенью легирования матричного сплава SnSb8Cu4, поскольку твердый раствор сурьмы в олове содержит 9,4%Sb. Результаты МРСА наплавленного металла свидетельствуют об отсутствии значительного выгорания легирующих элементов в процессе плазменно-порошковой наплавки (рис.4.57, а, б).



а)

Элементы	Значения, масс.%	
	измеренные	ИСО 4381
Sn	87,49	от 88 до 90
Sb	8,51	от 7 до 8
Cu	4,00	от 3 до 4

б)



в)

Рисунок 4.57.

Результаты МРСА (а), поэлементный состав (б) наплавленного металла и зоны сплавления (в) образца, полученного процессом плазменно-порошковой наплавкой с применением композиционных гранул состава SnSb8Cu4 + 0,25 масс.% УНТ-П .

Присутствие следов материала подложки (железа - Fe) отмечено в наплавленном слое вдоль линии сплавления в зоне размером не более 2 мкм,

что свидетельствует о малой степени проплавления стального основания (рис.4.57, в). В зоне сплавления наблюдается минимальное перемешивание материала подложки и наплавленного металла, что свидетельствует о правильном выборе технологических параметров процесса плазменно-порошковой наплавки.

Введение в состав покрытий УНТ не приводит к изменениям структурно-фазовых составляющих, за исключением морфологии и размера γ -фазы (Cu_3Sn). Так в наплавленных покрытиях из матричного сплава SnSb8Cu4 интерметаллидные соединения Cu_3Sn характеризуются иглообразной формой, в то время как присутствие УНТ в наплавленном металле способствует формированию кристаллов γ -фазы более округлой формы с развитой поверхностью, например в виде «звездочек» (рис.4.58 и рис.4.59).

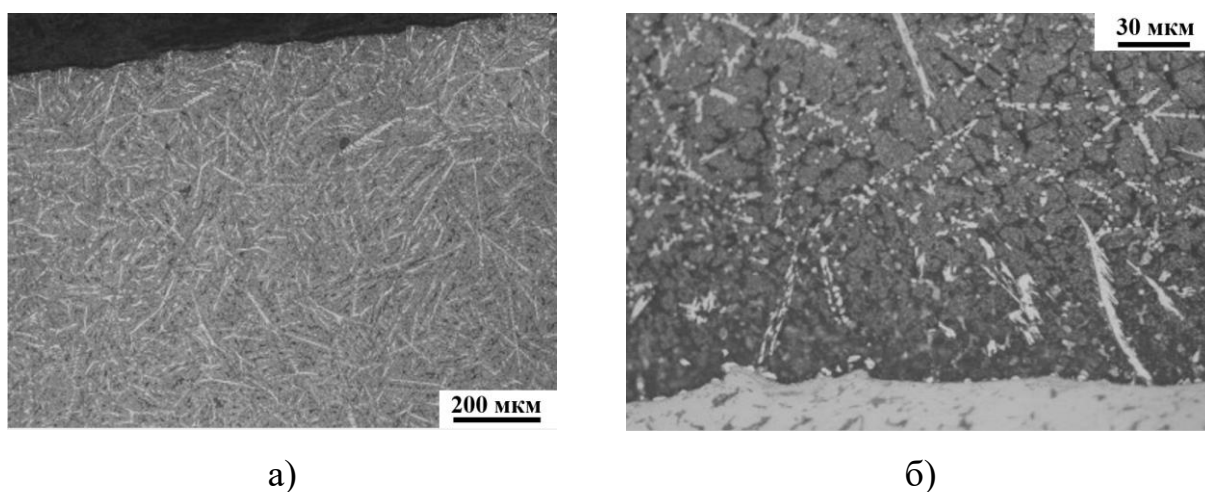
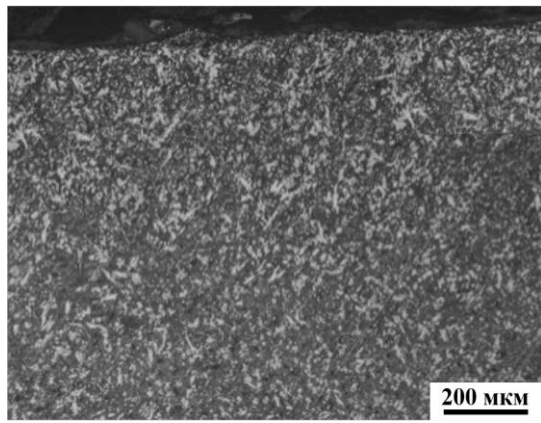
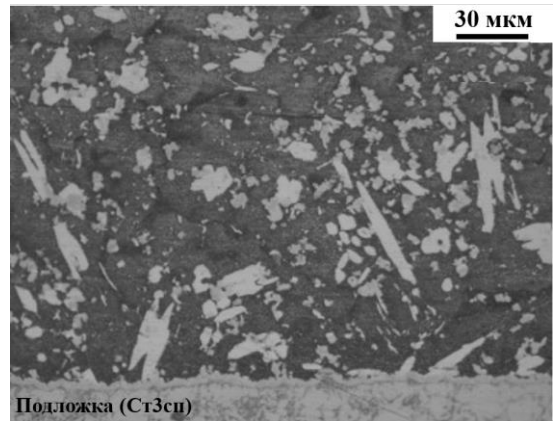


Рисунок 4.58.

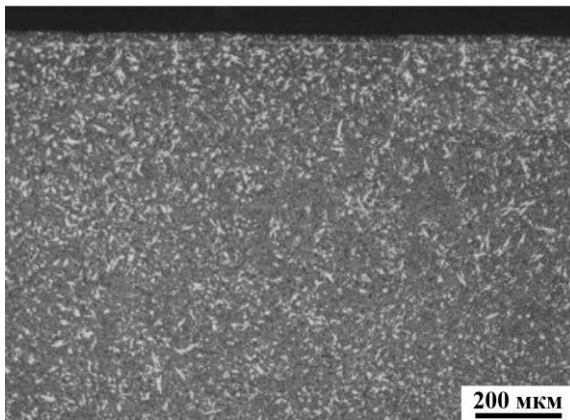
Микроструктура верхней (а) и нижней (б) части покрытия, наплавленного гранулами состава SnSb8Cu4 .



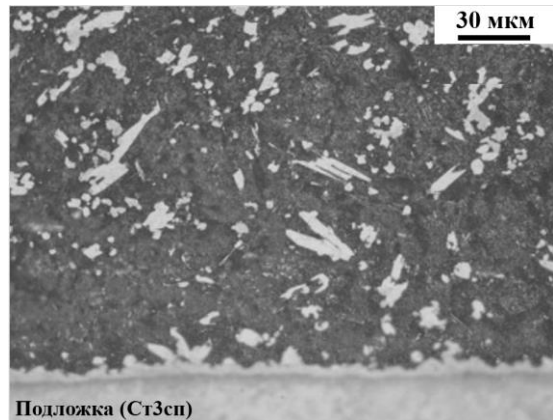
а)



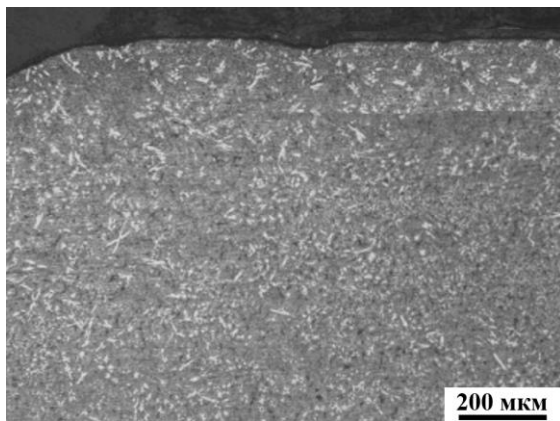
б)



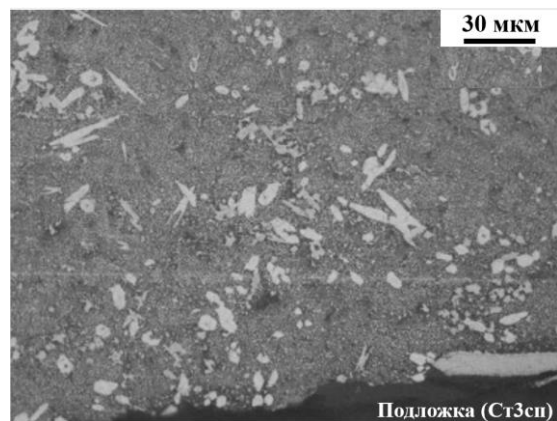
в)



г)



д)



е)

Рисунок 4.59.

Микроструктура верхней (а, в, д) и нижней (б, г, е) части покрытия, наплавленного гранулами состава: $\text{SnSb8Cu4} + 0,25$ масс.% УНТ-П (а, б); $\text{SnSb8Cu4} + 0,25$ масс.% УНТ-С (в, г); $\text{SnSb8Cu4} + 0,25$ масс.% УНТ-М (д, е).

Результаты измерения соотношения площадей изолированных включений интерметаллидов Cu_3Sn и всей поверхности поперечного сечения

наплавленного слоя, выполненные с использованием программы Qwin для анализа изображений, представлены на рис.4.60. Видно, что введение в наплавленный металл углеродных нанотрубок интенсифицирует процесс образования интерметаллидных соединений γ -фазы, площадь которой в поперечном сечении сформированных покрытий увеличивается с 6,5 до 10,5%.

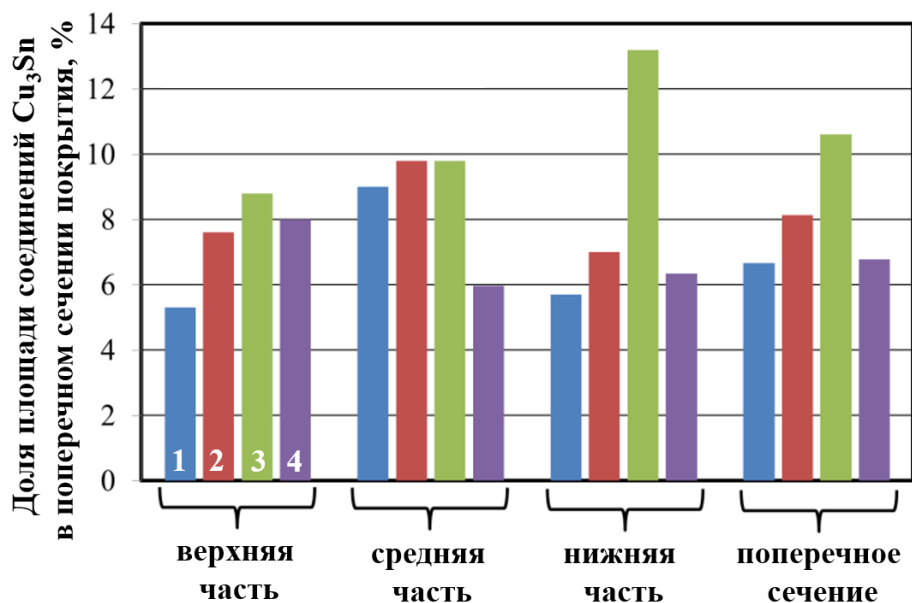


Рисунок 4.60.

Распределение изолированных включений интерметаллидной фазы Cu_3Sn

в поперечном сечении покрытий, наплавленных гранулами состава:

1 - SnSb8Cu4; 2 - SnSb8Cu4 + 0,25 масс.% УНТ-П;

3 - SnSb8Cu4 + 0,25 масс.% УНТ-С; 4 - SnSb8Cu4 + 0,25 масс.% УНТ-М.

Максимальное количество интерметаллидов Cu_3Sn образуется в покрытиях, содержащих модифицированные УНТ с функционализированной медью поверхностью. Это связано с присутствием дополнительного количества меди, обеспечивающей согласно результатам моделирования взаимодействия атомов в расплаве, не только увеличение уровня адгезионной связи матричного оловосодержащего материала с графеновыми поверхностями углеродных нанотрубок, но и участвующей в химической реакции образования соединений γ -фазы (Cu_3Sn).

УНТ, вследствие малых размеров металлографически не выявлены. Поэтому их присутствие в составе наплавленных покрытий оценивали по результатам фрактографических исследований. Фрактограммы изломов наплавленных образцов подтверждают наличие двухфазной структуры наплавленного металла (рис.4.61).

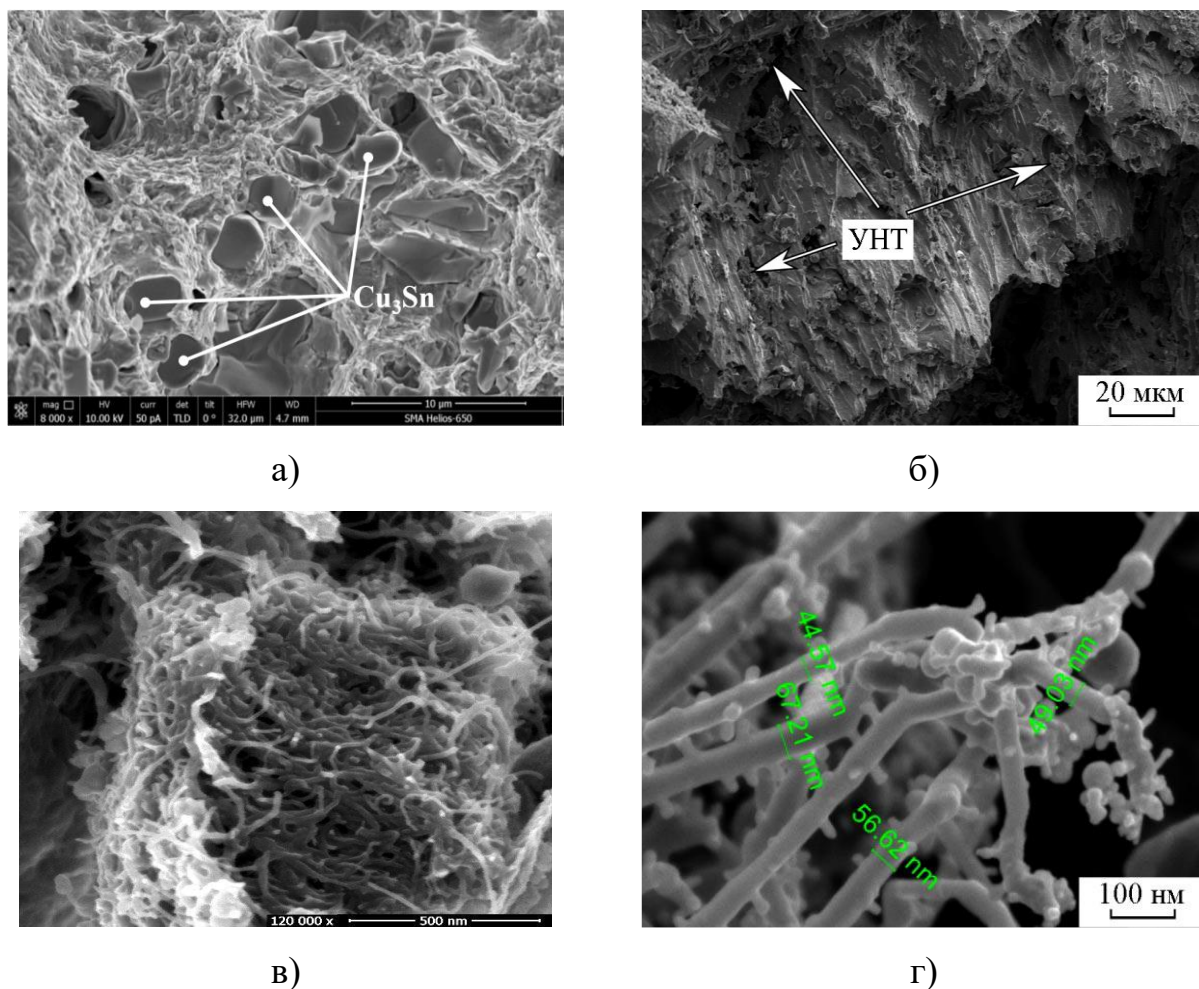


Рисунок 4.61.

Типичные изломы покрытий, полученных процессом плазменно-порошковой наплавки с применением композиционных гранул, содержащих УНТ.

а, б) общий вид; в, г) УНТ.

В пластичной матрице, состоящей из твердого раствора сурьмы и меди в олове (α -фаза), хаотично распределена хрупкая структурно-фазовая составляющая, по-видимому, являющаяся интерметаллидным соединением Cu₃Sn, что согласуется с выводами, сделанными по результатам

металлографического исследования структуры наплавленного металла. При этом, интерметаллиды имеют гладкую эллиптическую форму с ярко выраженными границами (рис.4.61, а).

При исследовании изломов наплавленного металла, полученного с применением композиционных гранул, были обнаружены УНТ (рис.4.61, б, в, г). Причем, обнаружены только те нанотрубки, которые скапливаются в дефектах (порах и полостях), присутствующих в наплавленном металле. УНТ сохраняют свою форму, что свидетельствует об их термической стабильности и отсутствии интенсивного взаимодействия в расплаве баббита в условиях, характерных для процесса плазменно-порошковой наплавки, вследствие малой длительности контакта между ними и высокотемпературной зоной плазменной дуги.

4.4 Выводы по главе 4

1. Разработаны методы синтеза новых функционально-градиентных слоистых композиций процессами дуговой и плазменно-порошковой наплавки, позволяющие формировать покрытия из дисперсно-наполненных КМ на основе сплавов алюминия и олова на подложках из конструкционных сталей и сплавов. Определены схемы и технологические параметры режимов дуговой и плазменно-порошковой наплавки, обеспечивающие получение покрытий, характеризующихся отсутствием пористости, качественной адгезией с подложкой, и обладающих композиционной структурой с заданной долей армирования, удовлетворительным распределением наполнителя и механическими свойствами не уступающими изотропным КМ близкого состава.

2. Установлено, что при формировании композиционных покрытий процессом дуговой наплавки разработанные прутки из КМ на основе алюминия или олова следует подавать в головную наиболее нагретую часть сварочной ванны. Такая схема подачи композиционных прутков обеспечивает удовлетворительное формирование наплавленного слоя

вследствие роста жидкотекучести расплава и однородное распределение наполнителя в материале матрицы за счет максимальной длительности пребывания армирующих частиц в матричном расплаве.

3. Экспериментально определено, что легирование алюминиевого покрытия, нанесенного на сталь методом дуговой наплавки, кремнием способствует уменьшению толщины интерметаллидного слоя, образующегося в диффузионной зоне на границе раздела подложка/покрытие. При контакте алюмокремниевого расплава с поверхностью твердой стали на границе раздела образуется сплошной интерметаллидный слой, состоящий из тройных интерметаллидов $Al_{7,4}Fe_2Si$ и $Fe(Al,Si)_3$, характеризующихся меньшей скоростью роста по сравнению с таковыми системы Fe-Al.

4. Показано, что при формировании на стальной подложке покрытий из алюмоматричных КМ тип промежуточного слоя определяет структуру диффузионной зоны. Цинковый промежуточный слой способствует смачиванию поверхности твердой стали алюмокремниевым расплавом и не изменяет известного механизма образования интерметаллидов системы Fe-Al-Si. В процессе дуговой наплавки на сталь с предварительно нанесенным промежуточным алюминиевым слоем в механизме образования интерметаллидов системы Fe-Al-Si происходят изменения вследствие контакта алюмокремниевого расплава не с чистой сталью, а со слоем интерметаллидов системы Fe-Al.

5. Раскрыты закономерности образования и роста интерметаллидов при контакте алюмокремниевого расплава со сталью или интерметаллидами системы Al-Fe при изготовлении процессом дуговой наплавки функционально-градиентных слоистых сталеалюминиевых композиций с рабочими покрытиями из КМ на основе алюминия:

Установлено, что взаимодействие алюмокремниевого расплава с имеющимся на границе раздела интерметаллидным слоем системы Fe-Al

сопровождается частичным его растворением, степень которого зависит от температуры и времени существования сварочной ванны.

При сплошном слое интерметаллидов системы Fe-Al, образующихся при нанесении промежуточного алюминиевого слоя методом дугового алитирования, скорость растворения исходных интерметаллидов меньше скорости образования новых тройных систем Fe-Al-Si, что приводит к росту с 8,2 до 18 мкм среднего значения толщины интерметаллидного слоя после процесса дуговой наплавки покрытий.

Дискретный интерметаллидный слой системы Fe-Al, образовавшийся при нанесении промежуточного алюминиевого слоя сваркой взрывом, полностью разрушается при контакте с алюмокремниевым расплавом, вследствие чего происходит образование нового сплошного слоя из тройных интерметаллидов системы Fe-Al-Si, характеризующегося меньшей толщиной (10 мкм против 16 мкм в исходном состоянии).

6. Определены закономерности влияния характера интерметаллидного слоя на значения адгезионной прочности функционально-градиентных слоистых сталеалюминиевых композиций. При наличии сплошного слоя интерметаллидов системы Fe-Al-Si адгезионная прочность изготовленных процессом дуговой наплавки с полным проплавлением промежуточного слоя из цинка или алюминия образцов не превышает 37,8 и 43 МПа соответственно при испытаниях на срез или на отрыв, что не удовлетворяет нормативным требованиям, предъявляемым к прочностным характеристикам антифрикционных покрытий подшипников скольжения, например 60 МПа для паровых турбин. В случае отсутствия полного проплавления алюминиевого промежуточного слоя за счет термического влияния процесса дуговой наплавки происходит рост интерметаллидов системы Fe-Al в твердой фазе, что приводит к уменьшению протяженности зон, в которых отсутствует интерметаллидная фаза с (15-20) до (2-5)% и падению значений адгезионной прочности в 2 раза по сравнению с исходным состоянием. В таком случае адгезионная прочность на срез и на отрыв составляет

соответственно не более 47 и 66,3 МПа, против 65 и 128 МПа в исходном состоянии.

7. Разработана и верифицирована математическая модель процесса дуговой наплавки, учитывающая теплофизические свойства промежуточного алюминиевого, а также расположенного в диффузионной зоне интерметаллидного слоя системы Fe-Al, и позволяющая с погрешностью до 8% определять температуру нагрева в любой точке образца при нанесении на сталь с частичным проплавлением промежуточного слоя покрытий из алюмоматричных КМ.

8. Раскрыто влияние термического воздействия процесса дуговой наплавки стальную подложку покрытий из алюмоматричных КМ при синтезе функционально-градиентных слоистых композиций на характеристики интерметаллидного слоя, образующегося в диффузионной зоне по границе раздела сталь-алюминий. Теоретически и экспериментально установлено, что для сохранения нормативного значения адгезионной прочности сталеалюминиевых композиций температура нагрева дискретного интерметаллидного слоя не должна превышать критического значения составляющего 803 К. Нагрев до больших температур приводит к началу роста в свободных от «оплавок» зонах интерметаллидов в твердой фазе. При температурах нагрева более 893 К наблюдается максимальная скорость роста интерметаллидного слоя, обеспечивающая наибольший прирост средних значений его толщины ($\Delta h=4$ мкм), что свидетельствует об активации процесса диффузии через сплошной слой интерметаллидов.

9. Проведено моделирование процесса взаимодействия атомов, входящих в состав оловосодержащего матричного сплава, с атомами углерода графеноподобной поверхности в присутствии атомов кислорода, попадающих в расплав вместе с УНТ, при температуре плавления баббитовых сплавов (664 К). Показано, что при введении в расплав баббита УНТ в таком случае возможно образование интерфейсного слоя, обеспечивающего адгезию матрицы с графеноподобной поверхностью

нанотрубок. В результате этого УНТ могут выполнять роль центров кристаллизации как для матричного сплава на основе олова, так и для медьсодержащей интерметаллидной фазы системы Sn-Cu.

ГЛАВА 5. 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 превышают его стоимость. Поэтому в настоящей работе была поставлена задача по разработке составов и технологий формирования 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, т.е. решить важную проблему энергосбережения и повышения энергоэффективности.

Для оценки работоспособности сформированных покрытий из КМ на основе цветных металлов результаты испытаний, полученные в условиях сухого трения скольжения, характерных для наиболее экстремальных режимов эксплуатации узлов трения машин и механизмов, сопоставляли с таковыми для разработанных и изготовленных жидкофазными методами и методами порошковой металлургии объемно-армированных КМ аналогичного или близкого состава (Гл.4), а также с результатами испытаний известных и широко применяемых в промышленности антифрикционных материалов на основе алюминия (АО20-1) и олова (Б83).

5.1 Покрyтия из композиционных материалов на основе алюминия

Триботехнические свойства наплавленных покрытий из КМ на основе алюминия оценивали путем испытаний на машине трения МТУ-01 по схеме «втулка по диску» (Гл.2). В процессе сухого трения скольжения регистрировали изменение момента трения. На рис.5.1 приведены типичные диаграммы изменения момента трения в процессе испытания на сухое трение скольжения наплавленных и литых образцов из КМ на основе алюминия. Резкие изменения или всплески значений момента трения на диаграммах, вероятно, связаны с изменением формы канавки трения, кратковременным возникновением режима схватывания/проскальзывания, который на некоторое время огрубляет поверхность трения и приводит к прерывистому движению. Результатом этого является изменение фактической площади контакта, что в свою очередь отражается на значении момента трения. Согласно диаграммам наплавленные композиционные покрытия характеризуются большей стабильностью (т.е. меньшим разбросом значений момента трения) в процессе сухого трения скольжения по сравнению с литыми образцами аналогичного состава, что вызвано ростом твердости материала в результате диспергирования его структуры при наплавке (табл.5.1).

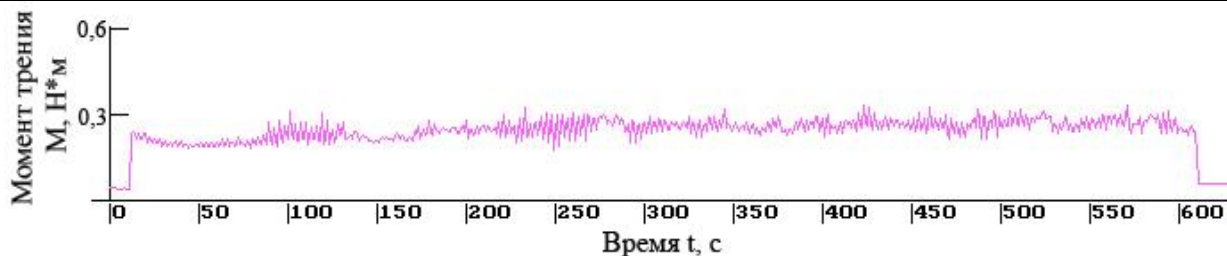
Таблица 5.1.

Твердость близких по составу литых и наплавленных алюмоматричных КМ.

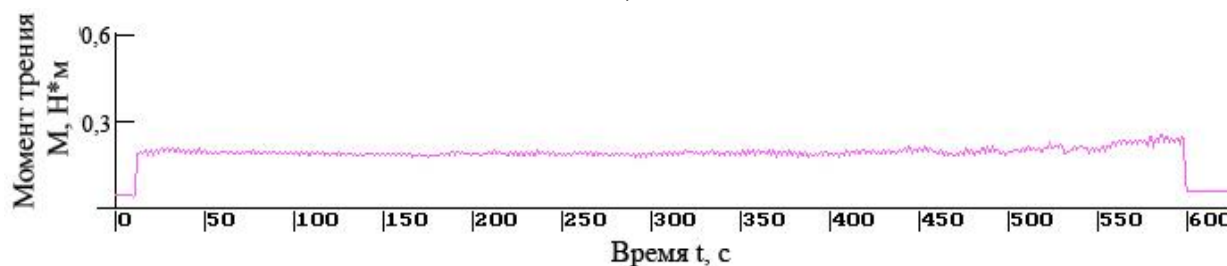
№	Вид образца	Состав образцов, масс.%	Твердость, НВ
<i>1</i>	<i>2</i>	<i>3</i>	<i>4</i>
1	литой	AK12M2MгH + 3,8SiC ₍₁₄₎	85,02
2	наплавленный	AK12M2MгH + 5SiC ₍₁₄₎	85,6
3	литой	AK12M2MгH + 7,7SiC ₍₁₄₎	86,47
4	наплавленный	AK12M2MгH + 10SiC ₍₁₄₎	87,97
5	литой	AK12M2MгH + 15,5SiC ₍₁₄₎	91,6

Продолжение таблицы 5.1.

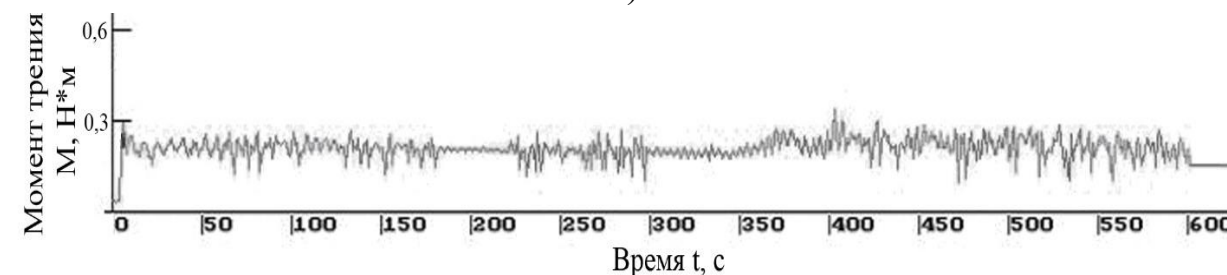
1	2	3	4
6	наплавленный	AK12 + 5SiC ₍₄₀₎	60,2
7	наплавленный	AK12 + 10SiC ₍₄₀₎	65,3
8	литой	AK12 + 10SiC ₍₄₀₎	63,74



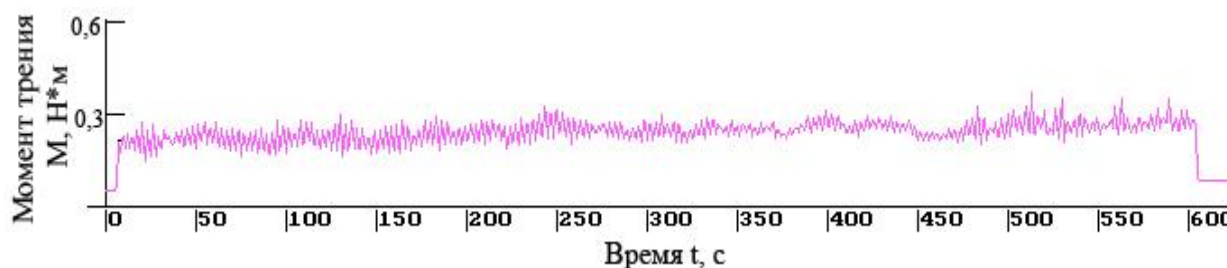
а)



б)



в)



г)

Рисунок 5.1.

Диаграммы моментов трения образцов из литых и наплавленных КМ составов AK12M2MgH + 5 масс.% SiC₍₁₄₎ (а – литой; б – наплавленный),

AK12 + 5 масс.% SiC₍₄₀₎ (в - литой; г – наплавленный).

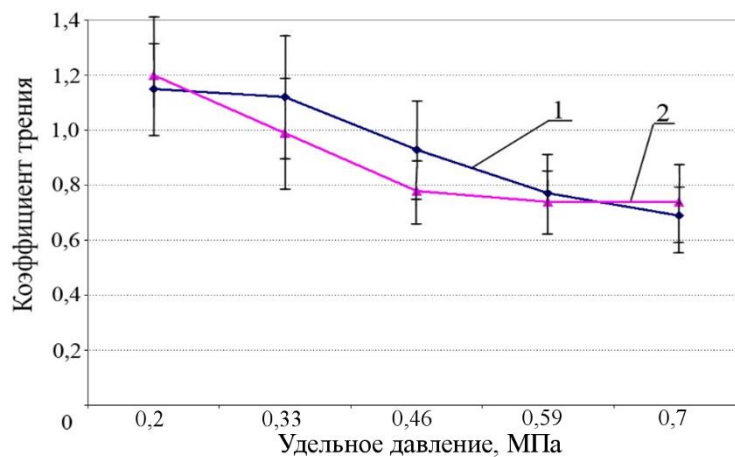
(удельное давление $p=0,2$ МПа, скорость скольжения $V=0,39$ м/с).

Результаты расчета коэффициентов трения литых образцов и наплавленных покрытий из КМ представлены в табл.5.2 и на рис.5.2. Видно, что наплавленные покрытия имеют коэффициенты трения соизмеримые или ниже, чем литые объемно-армированные КМ, близкие по составу. Одной из причин такого снижения является частичная коагуляция частиц армирующей фазы в процессе наплавки [55, 193].

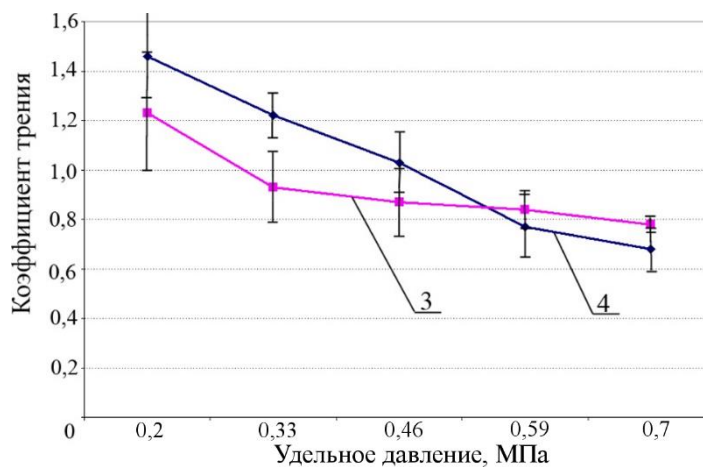
Таблица 5.2.

Коэффициент трения и коэффициент стабильности процесса трения
скольжения без смазки литых и наплавленных КМ
(контртело – сталь 40Х, скорость скольжения – 0,39 м/с)

Вид и состав образцов, масс.%	Коэффициент трения f / Коэффициент стабильности $\alpha_{ст}$ в зависимости от удельного давления p , МПа				
	0,2	0,33	0,46	0,59	0,7
наплавленный AK12 + 5SiC ₍₄₀₎	1,5 / 0,88	1,17/ 0,87	0,93 / 0,84	0,72 / 0,84	0,72 / 0,89
литой AK12M2MгН + 3,8SiC ₍₁₄₎	1,15 / 0,87	1,12 / 0,83	0,93 / 0,84	0,77 / 0,85	0,69 / 0,87
наплавленный AK12M2MгН + 5SiC ₍₁₄₎	1,2 / 0,87	0,99 / 0,82	0,78 / 0,9	0,74 / 0,83	0,74 / 0,85
литой AK12M2MгН + 7,7SiC ₍₁₄₎	1,13 / 0,86	0,93 / 0,88	0,87 / 0,88	0,84 / 0,93	0,78 / ,97
наплавленный AK12M2MгН + 10SiC ₍₁₄₎	1,46 / 0,87	1,22 / 0,97	1,03 / 0,95	0,77 / 0,84	0,68 / 0,86
литой AK12 + 10SiC ₍₄₀₎	1,2 / 0,89	1,03 / 0,84	0,85 / 0,88	0,81 / 0,89	0,64 / 0,88
наплавленный AK12 + 10SiC ₍₄₀₎	1,46 / 0,89	1,2 / 0,87	1,02 / 0,88	0,91 / 0,93	0,73 / 0,87



а)



б)

Рисунок 5.2.

Коэффициенты трения литых и наплавленных КМ

в зависимости от удельного давления. Состав образцов, масс. %:

1 – литой АК12М2МгН + 3,8SiC₍₁₄₎,2 – наплавленный АК12М2МгН + 5SiC₍₁₄₎,3 – литой АК12М2МгН + 7,7SiC₍₁₄₎,4 – наплавленный АК12М2МгН + 10SiC₍₁₄₎.

Износостойкость исследуемых образцов оценивали путем определения интенсивности изнашивания (I_v) и коэффициента изнашивания (K) в диапазоне удельных давлений (0,2-0,7) МПа при скорости скольжения 0,39 м/с. Полученные значения сравнивали с результатами испытаний антифрикционного алюминиевого сплава АО20-1.

На рис.5.3 и в табл.5.3 приведены результаты проведенных измерений. Видно, что разработанные КМ обладают значениями интенсивности и коэффициента изнашивания существенно меньшими (в 2-3 раза) в сравнении с антифрикционным сплавом. При удельном давлении более 0,46 МПа сплав АО20-1 переходит в задир.

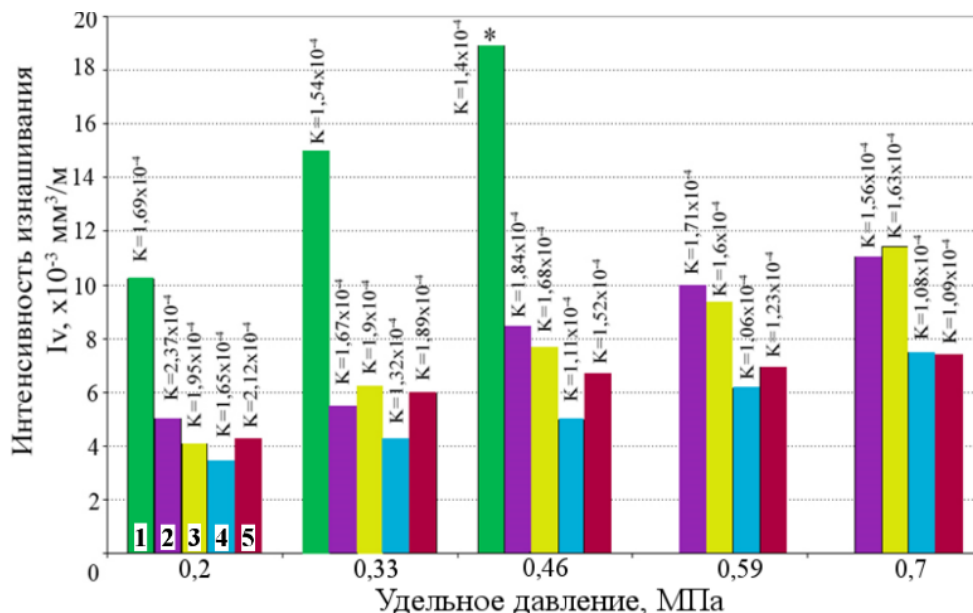


Рисунок 5.3.

Зависимость интенсивности (I_v) и коэффициента (K) изнашивания от удельного давления для образцов из антифрикционного сплава, литых и наплавленных КМ состава, масс. %: 1 - литой АО20-1 (* - задир); 2 - литой АК12М2МГН + 3,8SiC₍₁₄₎; 3 - наплавленный АК12М2МГН + 5SiC₍₁₄₎; 4 - литой АК12М2МГН + 7,7SiC₍₁₄₎; 5 - наплавленный АК12М2МГН + 10SiC₍₁₄₎.

Наплавленные композиционные покрытия имеют интенсивность (I_v) и коэффициент (K) изнашивания на уровне и даже ниже литых КМ близкого состава, что обусловлено повышением дисперсности структуры и ростом прочности матрицы наплавленных покрытий (табл.5.1). При увеличении массовой доли армирующей фазы с 5 до 10% в композиционных покрытиях интенсивность изнашивания снижается, что особенно заметно при удельных давлениях более 0,46 МПа. Наибольшее повышение износостойкости (30%) зафиксировано при максимальном удельном давлении (0,7 МПа).

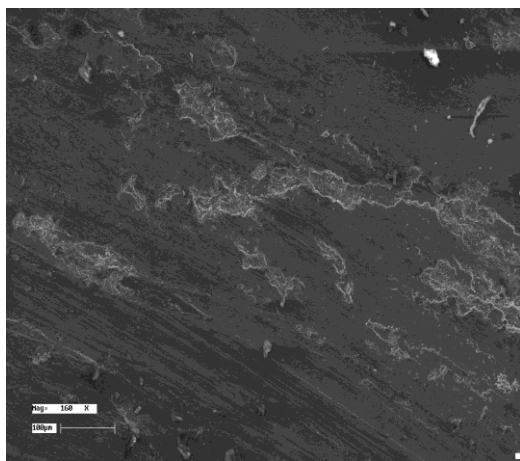
Значения интенсивности и коэффициента изнашивания антифрикционного сплава АО20-1, литых и наплавленных образцов КМ близких по составу.

Вид и состав образцов, масс. %	Интенсивность изнашивания I_v , $\times 10^{-3}$ мм ³ /м / Коэффициент изнашивания K , $\times 10^{-4}$ в зависимости от удельного давления p , МПа				
	0,2	0,33	0,46	0,59	0,7
литой АОМ-20-1	10,2 / 1,69	15 / 1,54	18,9 / 1,4	задир	
наплавленный AK12 + 5SiC ₍₄₀₎	4,24 / 1,41	6,3 / 1,35	7,72 / 1,19	8,58 / 1,03	10,98 / 1
литой AK12M2MгН + 3,8SiC ₍₁₄₎	5,01 / 2,37	5,48 / 1,66	8,46 / 1,84	10 / 1,7	11,03 / 1,2
наплавленный AK12M2MгН + 5SiC ₍₁₄₎	4,09 / 1,95	6,21 / 1,9	7,66 / 1,68	9,35 / 1,6	11,44 / 1,63
литой AK12M2MгН + 7,7SiC ₍₁₄₎	3,43 / 1,65	4,28 / 1,32	4,99 / 1,11	6,14 / 1,06	7,47 / 1,08
наплавленный AK12M2MгН + 10SiC ₍₁₄₎	4,28 / 2,09	5,95 / 1,87	6,65 / 1,5	6,92 / 1,22	7,38 / 1,08
литой AK12 + 10SiC ₍₄₀₎	4,02 / 1,42	5,87 / 1,34	6,82 / 1,11	8,27 / 1,05	9,91 / 1,05
наплавленный AK12 + 10SiC ₍₄₀₎	4,69 / 1,7	5,88 / 1,37	6,65 / 1,11	7,2 / 0,94	7,38 / 0,8

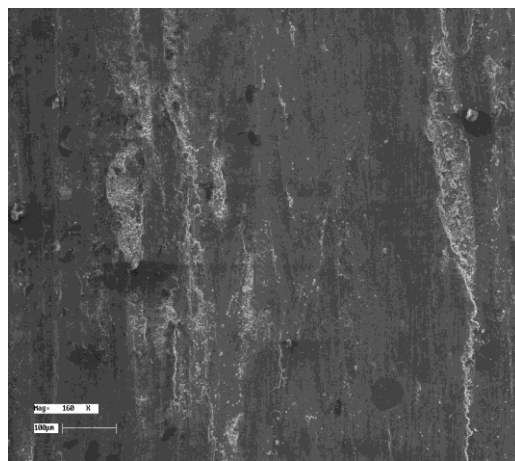
Рельеф и состав поверхностей трения образцов литых и наплавленных КМ, морфологию и состав продуктов изнашивания после испытаний в условиях сухого трения скольжения анализировали методами растровой электронной микроскопии и МРСА. На начальных этапах испытаний на поверхности образцов в направлении скольжения образуются царапины и борозды пластического сдвига. Их появление связано с преобладанием на

ранних стадиях приработки абразивного действия твердых армирующих частиц, выкрошившихся с поверхности КМ, а также действием неровностей контртела. Далее на этапе окислительного изнашивания рельеф поверхности трения практически не меняется. После испытаний при максимальном удельном давлении 0,7 МПа поверхности трения остаются достаточно гладкими (рис.5.4), что свидетельствует об умеренном изнашивании. Переходный слой, формирующийся на поверхности трения именно при данном виде изнашивания, препятствует прямому контакту металлических поверхностей и, следовательно, защищает образец от разрушительного адгезионного изнашивания [291, 292]. Появление одиночных кратеров на поверхностях трения свидетельствует о случаях нарушения непрерывности переходного слоя в результате деляминации, вызванной образованием волосных трещин и подповерхностным растрескиванием [293]. Результатом этих процессов является схватывание и перенос материала образца КМ на поверхность контртела. Важно отметить что 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.

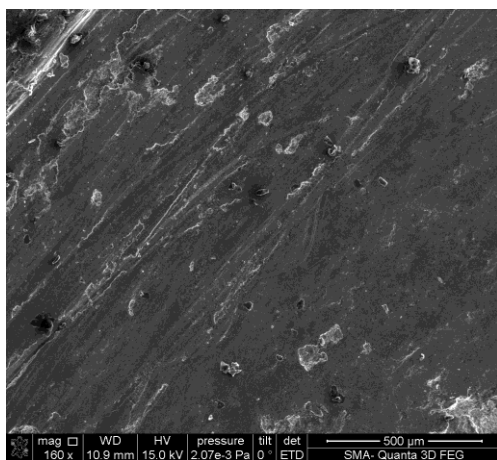
На размер очагов схватывания оказывает существенное влияние материал матрицы и доля наполнителя в КМ. Поверхности трения наплавленных образцов на основе сплава АК12М2МгН вследствие лучших прочностных свойств характеризуются меньшей площадью очагов схватывания по сравнению с образцами на основе сплава АК12 (сравнить на рис.5.4, а и в). Увеличение наполнителя с 5 до 10 масс.% также приводит к уменьшению площади и большей фрагментированности очагов схватывания, вследствие защитного действия частиц в качестве поддерживающих опор (сравнить на рис.5.4, а и в, б и г).



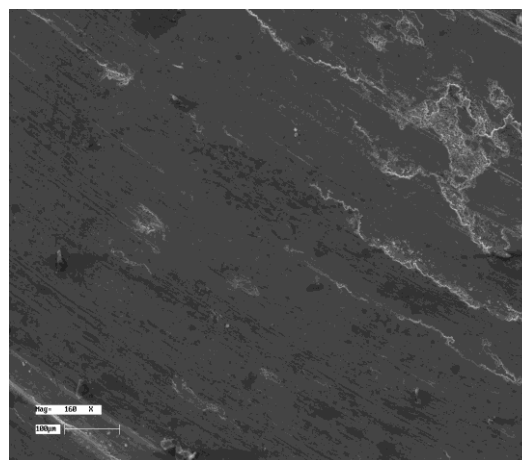
а)



б)



в)



г)

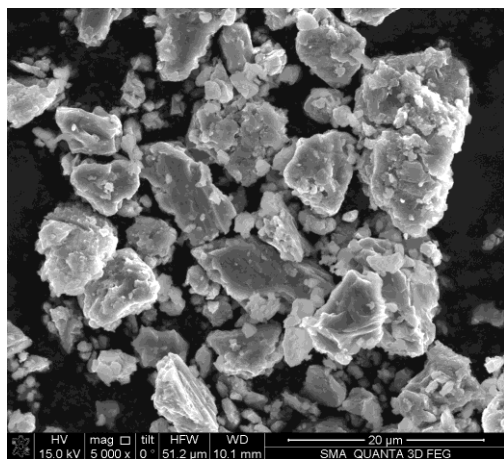
Рисунок 5.4.

Поверхности трения наплавленных слоев из КМ после испытаний на сухое трение скольжение при удельном давлении 0,7 МПа.

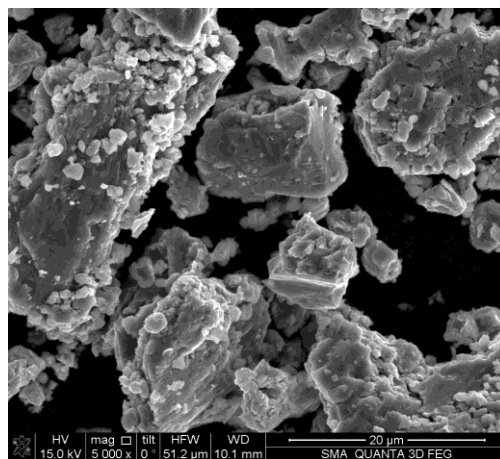
Состав наплавочных прутков, масс. %: а) АК12 + 5SiC₍₄₀₎;

б) АК12 + 10SiC₍₄₀₎; в) АК12М2МгН + 5SiC₍₁₄₎; г) АК12М2МгН + 10SiC₍₁₄₎.

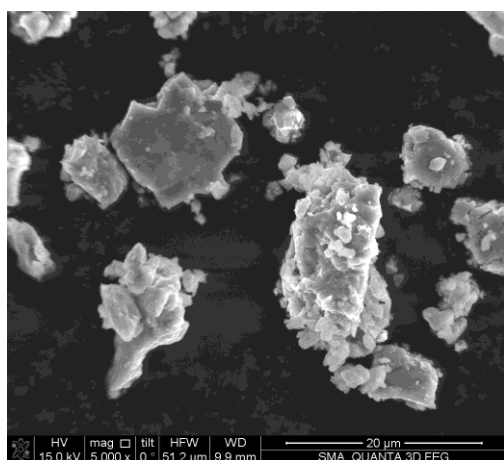
На рис.5.5 представлены продукты изнашивания после испытаний на сухое трение скольжение литого образца и покрытия, наплавленного прутком из КМ состава АК12М2МгН + 5 масс.% SiC₍₁₄₎, в зависимости от удельного давления. Видно, что размер и морфология продуктов изнашивания литого образца и наплавленного покрытия из КМ схожи. Частицы дебриса, характеризуются размерами не более 10 мкм и имеют форму преимущественно равноосных порошков, образующиеся в результате износа по окислительному механизму.



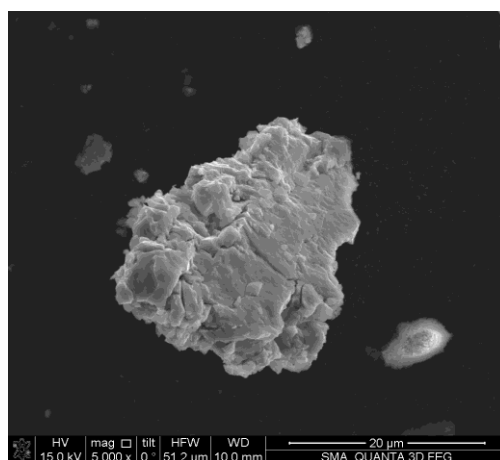
а)



б)



в)



г)

Рисунок 5.5.

Морфология продуктов изнашивания литого образца (а, б) и наплавленного (в, г) КМ состава АК12М2МгН + 5 масс.% SiC₍₁₄₎.

Удельное давление: 0,2 МПа (а, в) и 0,7 МПа (б, г).

Повышение удельного давления приводит к некоторому увеличению размера частиц, появлению частиц с внутренними надрывами и рваными фрагментированными краями – свидетельством хрупкости материала. По данным МРСА в дебрисе присутствует железо (рис.5.6), что может быть результатом адгезионного изнашивания переходного слоя, содержащего наряду с материалом контактирующих тел оксиды железа и алюминия. Увеличение удельного давления приводит к повышению количества железа в дебрисе.

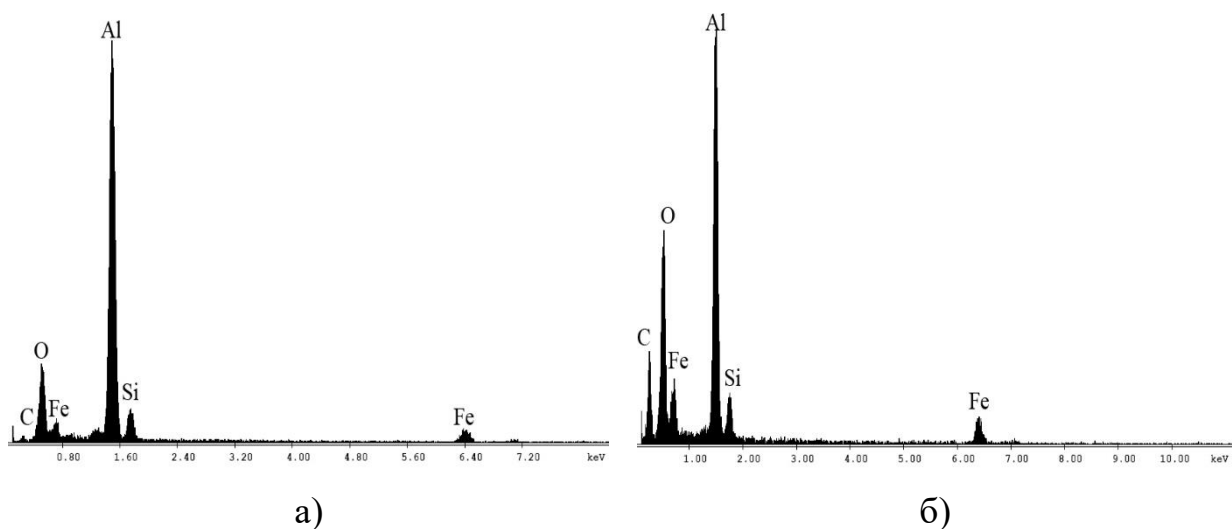


Рисунок 5.6.

Состав дебриса образца, наплавленного прутком АК12 + 5 масс.% SiC₍₄₀₎.

Удельное давление: 0,2 МПа (а) и 0,7 МПа (б).

5.2 Покрyтия из композиционных материалов на основе олова

Для формирования покрытий из оловосодержащих КМ в работе были разработаны технологические процессы дуговой и плазменно-порошковой наплавки (Гл.4). В первом случае в качестве наплавочных материалов применяли изготовленные методом экструзии композиционные прутки на основе сплава Б83, во втором – композиционные гранулы на основе сплава SnSb8Cu4, полученные по технологии порошковой металлургии методом механического легирования.

5.2.1 Покрyтия, полученные процессом дуговой наплавки

Испытания на трение и износ покрытий из КМ на основе олова, полученных процессом дуговой наплавки, проводили на установке CERT UMT Multi-Specimen Test System по схеме «втулка по диску», в которой неподвижной втулкой являлось контртело, а вращающимся диском – испытываемый образец (Гл.2). В процессе сухого трения скольжения удельное давление величиной: 0,2; 0,33; 0,46; 0,59 и 0,7 МПа прикладывали

последовательно и изменяли ступенчато через каждые 10 минут. Изменение значений коэффициента трения регистрировали путем автоматического программного обьсчета данных, полученных с помощью блока тензодатчиков, входящих в комплектацию машины трения. На рис.5.7 и 5.8 приведены типичные диаграммы изменения коэффициента трения в процессе испытаний на сухое трение скольжения образцов с наплавленными покрытиями из матричного сплава Б83 и КМ на его основе. Видно, что процесс сухого трения скольжения композиционных покрытий характеризуется большей стабильностью (представленные в табл.5.4 коэффициенты стабильности обладают значениями не менее 0,8) во всем диапазоне трибонагружения по сравнению с таковым для покрытий из матричного сплава Б83, полученных методом дуговой наплавки, что связано, как было показано в Гл.4, с изменением количества и размеров интерметаллидных фаз вследствие присутствия в составе покрытий частиц наполнителя.

Таблица 5.4.

Коэффициент трения и коэффициент стабильности процесса трения образцов

Вид и состав образцов, масс.%	Коэффициент трения f / Коэффициент стабильности $\alpha_{ст}$ в зависимости от удельного давления p , МПа				
	0,2	0,33	0,46	0,59	0,7
	наплавленный Б83	0,93 / 0,82	0,95 / 0,7	0,65 / 0,65	0,53 / 0,58
наплавленный Б83 + 0,25В _(<0,5)	0,8 / 0,78	0,56 / 0,8	0,42 / 0,81	0,42 / 0,79	0,4 / 0,95
наплавленный Б83 + 0,25В ₄ С _(<1)	0,41 / 0,78	0,41 / 0,82	0,56 / 0,94	0,59 / 0,78	0,82 / 0,81
наплавленный Б83 + 5SiC ₍₄₀₎	0,75 / 0,81	0,68 / 0,88	0,55 / 0,93	0,42 / 0,89	0,32 / 0,82
наплавленный Б83 + 5SiC ₍₄₀₎ + 0,25В ₄ С _(<1)	0,41 / 0,8	0,48 / 0,84	0,4 / 0,85	0,42 / 0,85	0,44 / 0,82

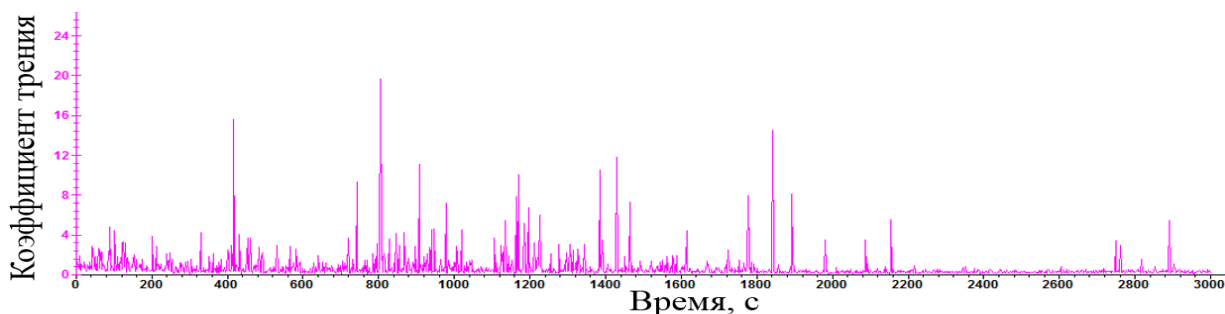


Рисунок 5.8.

Диаграммы коэффициентов трения образцов
из наплавленного композиционного покрытия
состава Б83 + 5 масс.% SiC₍₄₀₎ + 0,25масс.% В₄С_(<1).

Удельное давление приложено последовательно ступенчато: $p=0,2, 0,33, 0,46, 0,59, 0,7$
МПа, время действие каждого значения 10 мин, скорость скольжения $V=0,39$ м/с.

Значения коэффициентов трения наплавленных покрытий, а также приведенные коэффициенты трения (f_{KM}/f_M), представляющие собой отношение коэффициентов трения сформированных композиционных покрытий и таковых для покрытий из матричного сплава Б83, представлены в табл.5.4 и на рис.5.9 соответственно. Видно, что во всем диапазоне трибонагружения значения коэффициентов трения композиционных покрытий ниже в сравнении с покрытием из матричного сплава Б83. Так, покрытия, полученные с применением композиционных прутков, содержащих субмикронные частицы бора, обладают меньшими на (20-40)% значениями коэффициентов трения, чем у покрытий из баббита Б83. Следует отметить, что нормализованный коэффициент трения покрытий такого состава достигает минимального значения, равного 0,6, в диапазоне удельных давлений от 0,33 до 0,46 МПа.

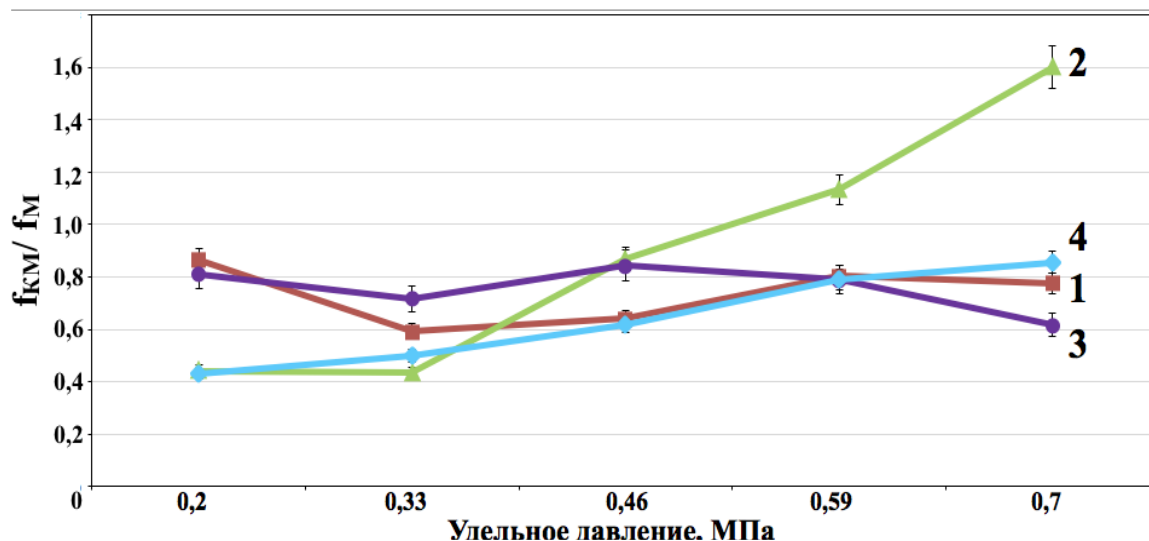


Рисунок 5.9.

Приведенные коэффициенты трения наплавленных покрытий составов, масс. %: 1 – Б83 + 0,25В_(<0,5); 2 – Б83 + 0,25В₄С_(<1); 3 – Б83 + 5SiС₍₄₀₎; 4 – Б83 + 5SiС₍₄₀₎ + 0,25В₄С_(<1).

Присутствие в составе наплавочных прутков частиц карбида бора (В₄С) субмикронного размера оказывает разнонаправленное влияние на величину коэффициента трения изготовленных с их применением композиционных покрытий. Так, при малых удельных давлениях (до 0,33 МПа) приведенный коэффициент трения имеет наименьшую среди всех полученных композиционных покрытий величину, равную 0,41. Дальнейшее увеличение удельного давления сопровождается ростом значений приведенного коэффициента трения, превышающего единицу при удельных давлениях более 0,46 МПа, и достигающего наибольшей величины 1,6 при максимальном из опробованных удельных давлений (0,7 МПа).

Покрытия, сформированные с применением прутков на основе сплава Б83, армированного частицами (SiC) микронных размеров, характеризуются значениями коэффициентов трения на (30-40)% меньшими по сравнению с таковыми наплавленного покрытия из баббита Б83 даже при максимальном из опробованных значениях удельного давления (0,7 МПа). Это можно объяснить влиянием переходного слоя, состоящего из материалов

испытываемого образца и контртела, присутствующего и удерживаемого на контактирующих поверхностях в процессе трения выступами высокопрочных керамических частиц.

Полиармированные композиционные покрытия, содержащие в своем составе разные наполнители (микронные частицы SiC и субмикронные частицы B₄C), характеризуются практически совпадающими по абсолютным значениям (от 0,4 до 0,48) коэффициентами трения во всем интервале трибонагружения. По сравнению с наплавленными покрытиями из матричного сплава коэффициент трения полиармированных композиционных покрытий в 2 раза ниже при удельных давлениях до 0,46 МПа. При больших удельных давлениях указанные различия в значениях коэффициентов трения уменьшаются до 20%.

Массовую интенсивность изнашивания (Im), характеризующую износостойкость сформированных покрытий, определяли после полного цикла испытаний при удельных давлениях в диапазоне от 0,2 до 0,7 МПа и скорости скольжения 0,39 м/с. Полученные значения сравнивали с результатами испытаний антифрикционного оловянного сплава Б83, изготовленного по литейной технологии.

Результаты проведенных измерений износостойкости приведены в табл.5.5. Видно, что сформированные покрытия демонстрируют большую износостойкость по сравнению с литым образцом сплава Б83. Так, при получении покрытий из сплава Б83 методом дуговой наплавки интенсивность изнашивания уменьшается с $2,73 \times 10^{-5}$ до $2,62 \times 10^{-5}$ г/м по сравнению с литейной технологией в результате роста твердости и диспергирования структурно-фазовых составляющих из-за высоких скоростей охлаждения, характерных для процесса дуговой наплавки. Кроме того, положительное влияние оказывает изменение морфологии интерметаллидов системы SnSb: от равносторонней остроугольной формы, присущей им в литом состоянии, к более округлой с развитой поверхностью, что обеспечивает их сцепление с матрицей, а также стойкость к разрушению

поверхностного слоя при трении, и позволяет значительно расширить интервал трибонагружения.

Таблица 5.5.

Значения интенсивности изнашивания литого сплава Б83
и наплавленных покрытий из КМ на его основе,
после полного цикла испытаний на трение и износ.

Вид и состав образцов, масс. %	Интенсивность изнашивания I_m , $\times 10^{-5}$ г/м
литой Б83	2,73
наплавленный Б83	2,62
наплавленный Б83 + 0,25В _(<0,5)	1,71
наплавленный Б83 + 0,25В ₄ С _(<1)	1,77
наплавленный Б83 + 5SiC ₍₄₀₎	1,85
наплавленный Б83 + 5SiC ₍₄₀₎ + 0,25В ₄ С _(<1)	1,61

Покрyтия, наплавленные композиционными прутками, содержащими в своем составе частицы бора (В) или карбида бора (В₄С) субмикронного размера, способствующие диспергированию структуры мягкой пластичной основы (α -фаза) и интерметаллидных фаз Sn-Sb, обладают на (30-35)% меньшей величиной интенсивности изнашивания по сравнению с таковой для покрытий, полученных с применением аналогичных наплавочных прутков из матричного сплава - баббита марки Б83.

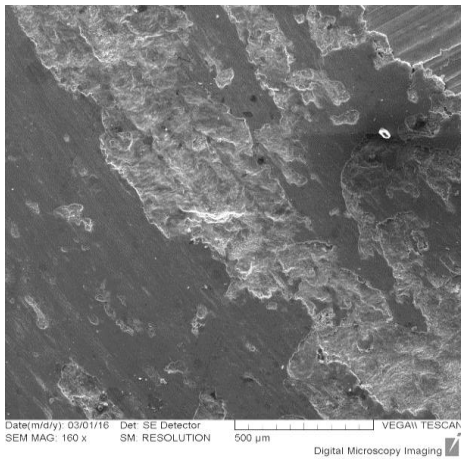
Применение разработанных композиционных прутков на основе сплава Б83 армированных микронными частицами карбида кремния (SiC) обеспечивает увеличение износостойкости наплавленных покрытий на величину до 30%. В данном случае прочные керамические частицы снижают нагрузку на интерметаллиды, тем самым препятствуют их разрушению под действием высоких удельных давлений, и обеспечивают защиту матрицы от пропахивания. Однако, максимальное снижение интенсивности изнашивания

(до 38%) по сравнению с покрытиями из матричного сплава Б83 характерно для полиармированных композиционных покрытий вследствие сочетания модифицирующего и армирующего эффекта от присутствия в их составе наполнителя разного размера.

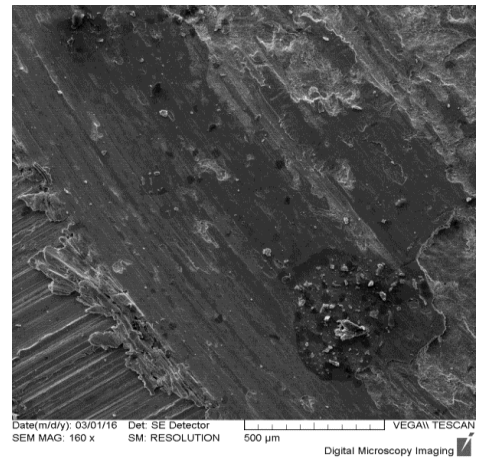
При визуальном и микроскопическом изучении образцов после испытаний на сухое трение скольжение установлено, что на их поверхности трения наряду с канавками пластического сдвига, образовавшимися под действием неровностей контртела, имеют место кратеры макроскопических размеров, вытянутые в направлении скольжения (рис.5.10). Данный рельеф изношенной поверхности является результатом изменения в механизме изнашивания: его переходу от абразивного и окислительного, свойственных соответственно для начальной и установившейся стадии режима трения, к адгезионному типу. Характерными признаками адгезионного изнашивания являются схватывание и перенос материала на поверхность контртела. Возникающие при этом высокие уровни напряжений и деформаций в приповерхностном слое приводят к существенному повреждению материала.

Кратеры максимального размера (площадь до 1 мм^2) наблюдаются на поверхности трения образцов с наплавленным покрытием из матричного сплава Б83 (рис.5.10, а). Кроме того, кратеры характеризуются неровными (рваными) очертаниями, связанными с доминированием в механизме изнашивания адгезионной составляющей.

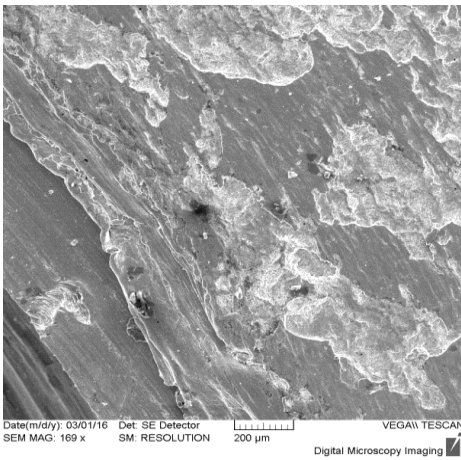
Введение в состав покрытий субмикронных частиц В или $\text{В}_4\text{С}$ за счет применения разработанных в Гл.3 наплавочных прутков соответствующих составов позволяет изменить микрорельеф поверхностей трения. В образцах наплавленных композиционных покрытий существенно уменьшена площадь и размеры очагов схватывания (рис.5.10, б, в). Наличие на поверхностях трения незначительного количества кратеров связано с локальным разрушением переходного слоя и переносом материала образца на поверхность контртела в результате возникновения кратковременных процессов схватывания.



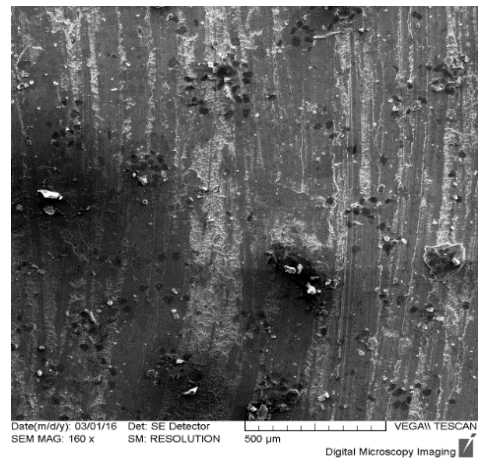
а)



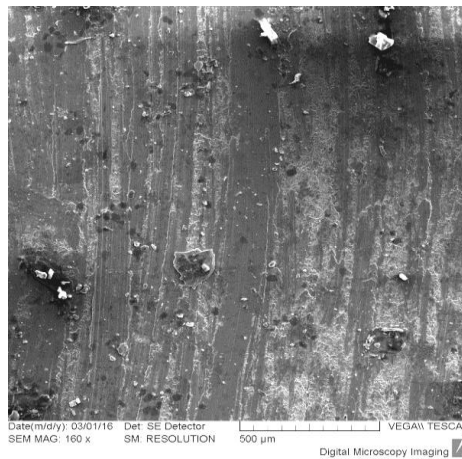
б)



в)



г)



д)

Рисунок 5.10.

Поверхности трения наплавленных слоев из КМ после испытаний на сухое

трение скольжение. Состав наплавочных прутков, масс. %:

а) Б83; б) Б83 + 0,25В; в) Б83 + 0,25В₄С; г) Б83 + 5SiC₍₄₀₎;

д) Б83 + 0,25В₄С + 5SiC₍₄₀₎.

Относительно гладкая поверхность трения покрытий, сформированных с применением наплавочных прутков, армированных частицами карбида кремния, свидетельствуют об умеренном изнашивании, происходящем по окислительному механизму (рис.5.10, г). В присутствии керамических частиц SiC очаги схватывания более фрагментированы и имеют наименьшую площадь среди полученных процессом дуговой наплавки покрытий из КМ на основе олова. Это, связано выполнением частицами наполнителя микронного размера роли несущих опор, ограничивающих пластическую деформацию и препятствующих уносу материала матрицы в процессе сухого трения скольжения.

Причем минимально выраженными полосами пластического деформирования, а также наибольшей площадью, занятой шаржированной механической смесью из состава образующегося в процессе трения переходного слоя, характеризуются поверхности трения полиармированных композиционных покрытий (рис.5.10, д).

5.2.2 Покрытия, полученные процессом плазменно-порошковой наплавки

Исследования триботехнических характеристик сформированных процессом плазменно-порошковой наплавки композиционных покрытий на основе олова проводили в два этапа, отличающихся условиями трибонагружения.

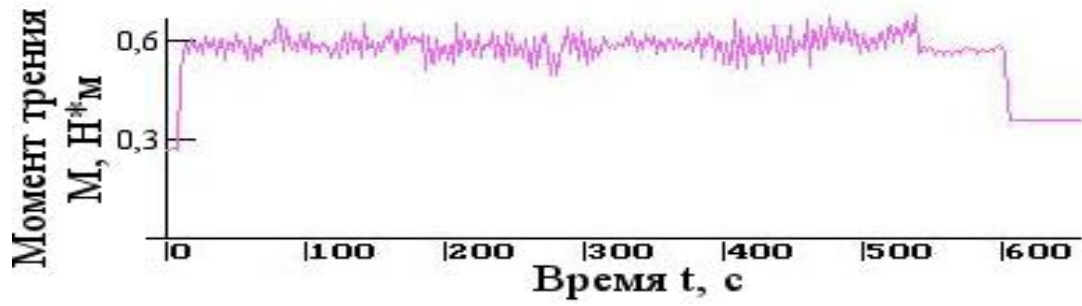
На первом этапе оценивали влияние на процесс трения сформированных композиционных покрытий присутствующих в их составе многослойных углеродных нанотрубок (УНТ-П). Для этого результаты, полученные при испытаниях на трение и износ образцов подобного состава, сопоставляли с таковыми для покрытий из КМ на основе алюминия, сформированных процессом дуговой наплавки. С этой целью испытания на трение и износ проводили в условиях сухого трения скольжения на универсальных машинах трения CERT UMT Multi-Specimen Test System и МТУ-01 (ТУ 4271-001-

29034600-2004) по схемам «палец-диск» и «втулка по диску» при следующих параметрах: удельное давление – от 0,2 до 0,7 МПа; скорость скольжения – 0,39 м/с; длительность испытания при каждом значении удельного давления – 10 мин.

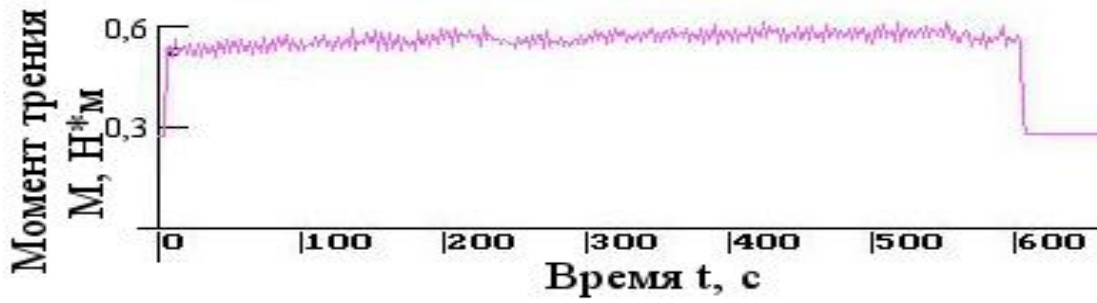
Типичные диаграммы изменения момента трения в процессе испытания на сухое трение скольжения наплавленных покрытий из сплава SnSb8Cu4 и КМ на его основе, содержащих УНТ-П, приведены на рис.5.11. Видно, что введение в состав сформированных композиционных покрытий даже незначительного количества (0,25 масс.%) углеродсодержащих структур в виде УНТ-П значительно уменьшает разброс значений момента трения, т.е. стабилизирует процесс трения, особенно при испытаниях с коэффициентом взаимного перекрытия равным единице (схема «втулка по диску»).

Процесс сухого трения скольжения композиционных покрытий на основе алюминиевых сплавов характеризуется большей устойчивостью (меньшим разбросом значений момента трения) по сравнению с покрытиями из баббита, что следует из сопоставления типичных диаграмм изменения моментов трения, полученных при максимальном удельном давлении 0,7 МПа (рис.5.12). Причем увеличение доли наполнителя в композиционных покрытиях положительно влияет на стабильность процесса трения (сравнить рис.5.12, в и г).

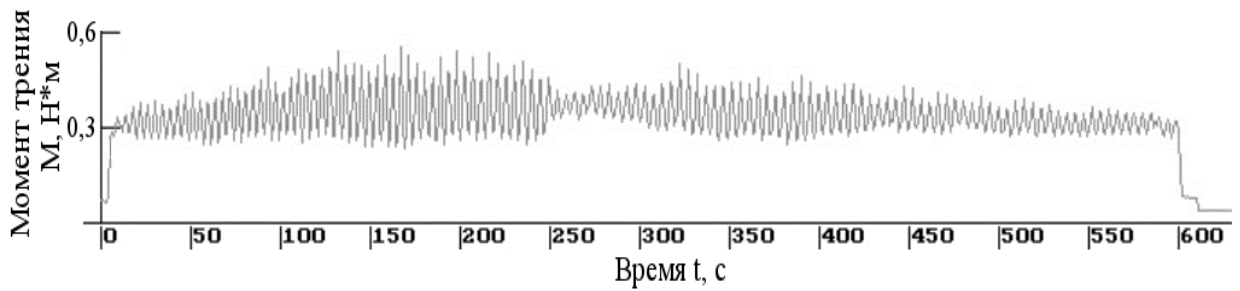
Результаты расчета коэффициентов трения наплавленных покрытий представлены в табл.5.6. Видно, что значения коэффициента трения наплавленных покрытий лежат в диапазоне от 0,37 до 0,7, характерном для антифрикционных материалов на основе олова.



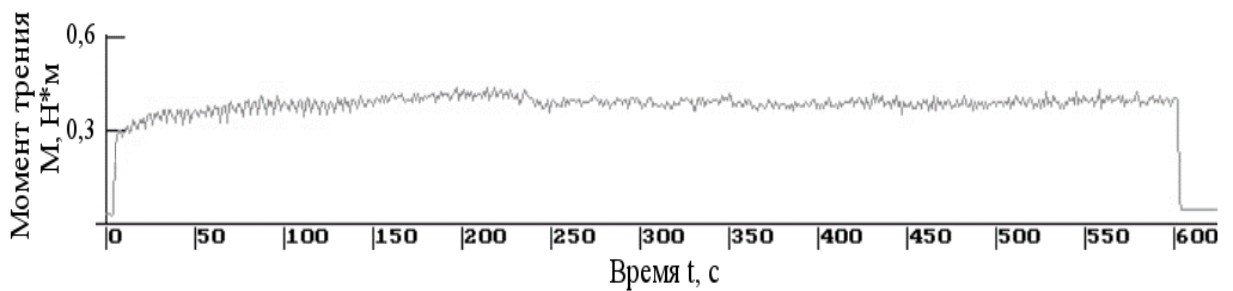
а)



б)



в)

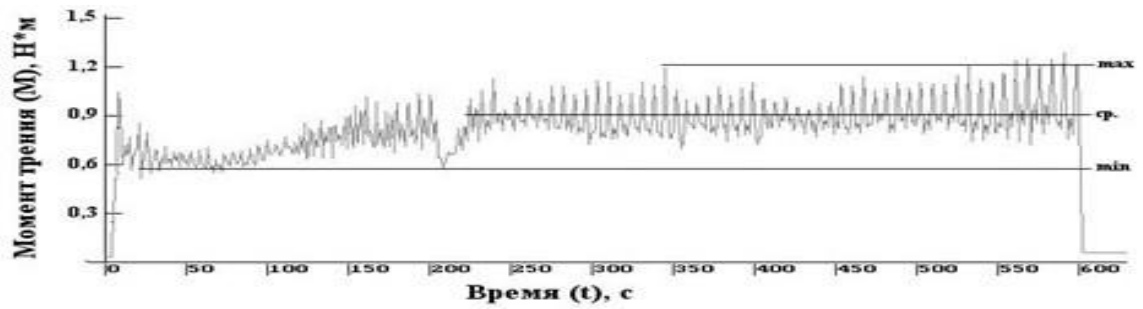


г)

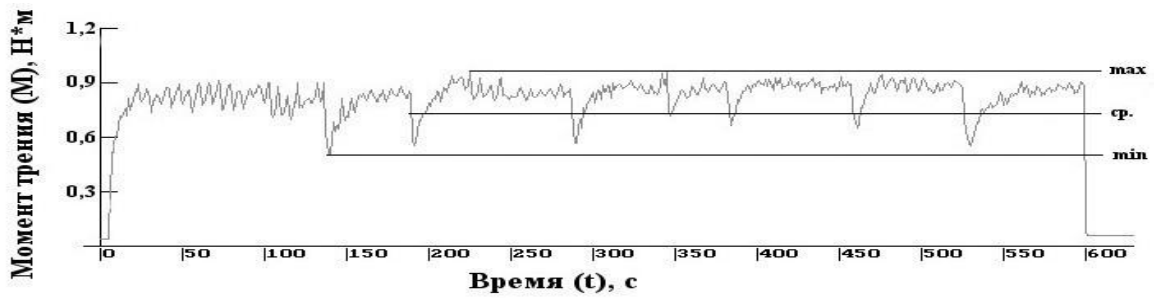
Рисунок 5.11.

Диаграммы моментов трения образцов из наплавленных КМ составов SnSb8Cu4 (а; в) и SnSb8Cu4 + 0,25 масс.% УНТ-П (б, г), в зависимости от схемы испытаний «палец-диск» (а, б) и «втулка по диску» (в, г).

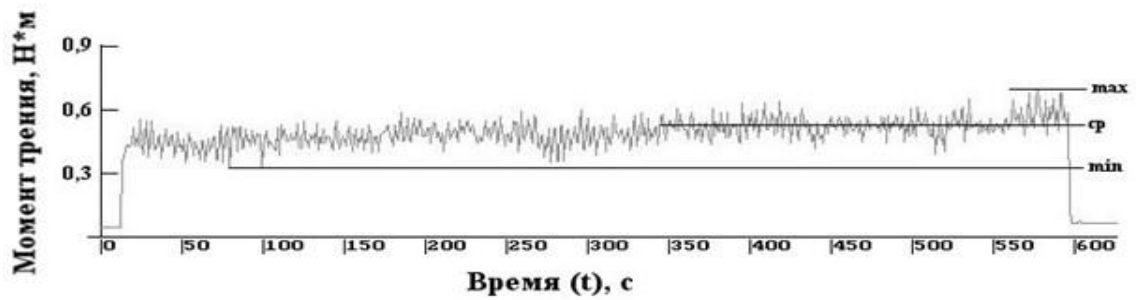
Удельное давление $p=0,2$ МПа, скорость скольжения $V=0,39$ м/с.



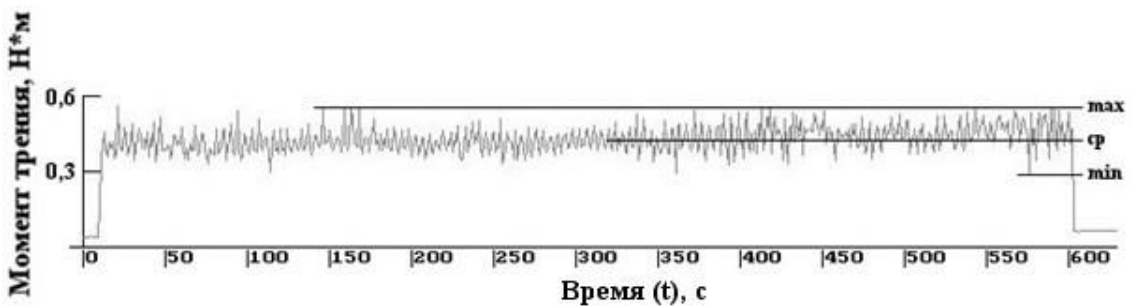
а)



б)



в)



г)

Рисунок 5.12.

Типичные диаграммы изменения моментов трения при испытании на сухое

трение скольжение наплавленных покрытий состава, масс. %:

а) SnSb_8Cu_4 ; б) $\text{SnSb}_8\text{Cu}_4 + 0,25\text{УНТ-П}$; в) $\text{AK12M2MgH} + 5\text{SiC}_{(14)}$;

г) $\text{AK12M2MgH} + 10\text{SiC}_{(14)}$. (схема испытаний «втулка по диску»,

удельное давление 0,7 МПа, скорость скольжения 0,39 м/с).

Коэффициент трения и коэффициент стабильности процесса трения скольжения без смазки наплавленных покрытий на основе сплава SnSb8Cu4

Вид и состав образцов, масс. %	Коэффициент трения f / Коэффициент стабильности $\alpha_{ст}$ в зависимости от удельного давления p , МПа				
	0,2	0,33	0,46	0,59	0,7
схема испытаний «палец-диск»					
наплавленный SnSb8Cu4	0,52 / 0,86	0,65 / 0,84	0,63 / 0,82	0,7 / 0,83	0,63 / 0,81
наплавленный SnSb8Cu4 + 0,25УНТ-П	0,37 / 0,91	0,43 / 0,85	0,55 / 0,84	0,6 / 0,87	0,62 / 0,83
схема испытаний «втулка по диску»					
наплавленный SnSb8Cu4	0,63 / 0,87	0,67 / 0,84	0,48 / 0,80	0,43 / 0,82	0,41 / 0,83
наплавленный SnSb8Cu4 + 0,25УНТ-П	0,62 / 0,95	0,53 / 0,88	0,39 / 0,84	0,37 / 0,91	0,37 / 0,84

Существенное влияние на значение коэффициента трения оказывает схема испытания и величина удельного давления. Так, при испытаниях по схеме «втулка по диску» с ростом удельного давления значения коэффициентов трения уменьшаются, в то время как результаты испытаний по схеме «палец-диск» демонстрируют обратную закономерность, заключающуюся в увеличении коэффициентов трения при повышении удельного давления. Это связано с разными условиями испытаний, изменяющимися тепловые условия в зоне трения и физико-химические процессы образования, взаимодействия с поверхностью и удаления из зоны трибоконтакта продуктов износа (дебриса).

Приведенные коэффициенты трения ($f_{НАПЛ}/f_0$), представляющие собой отношения полученных при разных схемах испытаний коэффициентов

трения композиционных покрытий, содержащих 0,25 масс.% УНТ-П, и покрытия из матричного сплава SnSb8Cu4, представлены на рис.5.13.

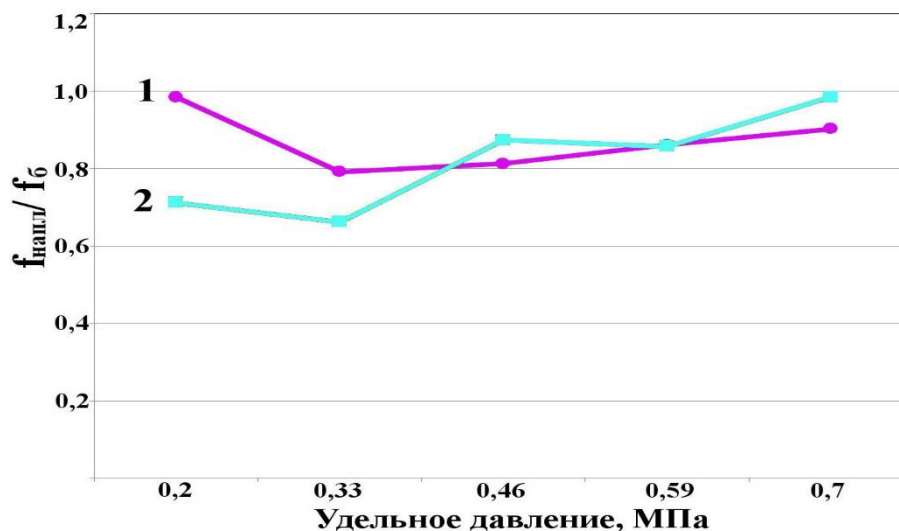


Рисунок 5.13.

Приведенные коэффициенты трения покрытий состава SnSb8Cu4 + 0,25 масс.% УНТ-П ($f_{\text{напл}}$) и SnSb8Cu4 (f_b) в зависимости от схемы испытаний и удельного давления. Схемы испытаний: 1 – «втулка по диску»; 2 – «палец-диск».

Присутствие углеродсодержащих структур в составе сформированных покрытий на основе сплава SnSb8Cu4 обеспечивает уменьшение значений коэффициента трения на величину до 30% в области малых удельных давлений (до 0,46 МПа). При удельных давлениях свыше 0,59 МПа значения коэффициента трения покрытий становятся одинаковыми, что может быть связано с недостаточным уровнем прочности межфазной связи между УНТ-П и матрицей.

Важно отметить, что полученные плазменно-порошковой наплавкой оловосодержащие покрытия по сравнению с изготовленными процессом дуговой наплавкой композиционными покрытиями на основе сплавов алюминия характеризуются в (1,5-2) раза меньшими значениями коэффициента трения (рис.5.14).

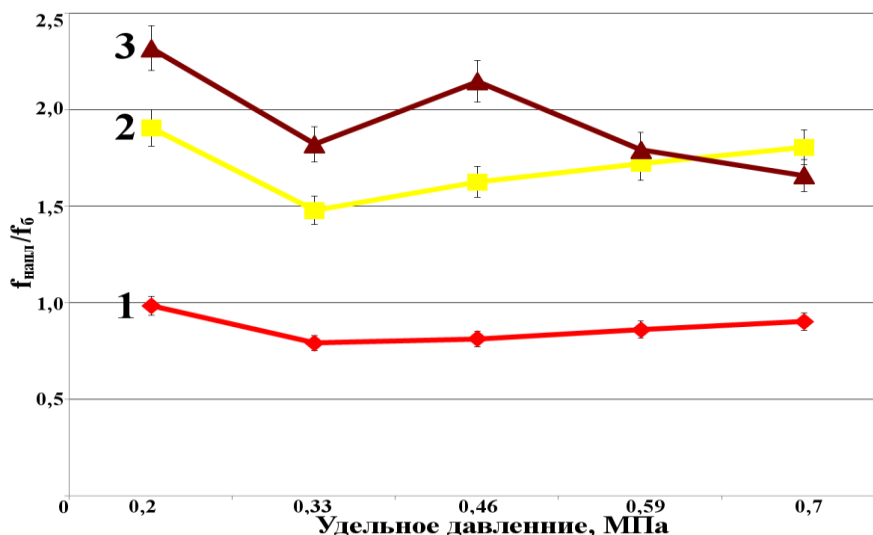


Рисунок 5.14.

Приведенные коэффициенты трения покрытий составов, масс. %:

$f_{\text{напл}}$: SnSb8Cu4 + 0,25УНТ-П (1); АК12М2МгН + 5SiC₍₁₄₎ (2);

АК12М2МгН + 10SiC₍₁₄₎ (3); и f_0 : SnSb8Cu4

в зависимости от удельного давления.

Схемы испытаний «втулка по диску»; скорость скольжения 0.39 м/с.

В табл.5.7 представлены результаты определения интенсивности изнашивания наплавленных покрытий из матричного сплава системы SnSb8Cu4 и КМ на его основе в условиях сухого трения скольжения по схеме «втулка по диску». Видно, что увеличение удельной нагрузки приводит к повышению интенсивности изнашивания всех образцов. Однако характерные признаки задира, основными из которых являются типичный рельеф на поверхности трения и рост массы контртела, зафиксированы не были, что свидетельствует о работоспособности изготовленных покрытий во всем интервале трибонагружения образцов.

Значения интенсивности изнашивания
наплавленных покрытий на основе сплава SnSb8Cu4.

Вид и состав образцов, масс. %	Интенсивность изнашивания I_v , $\times 10^{-3}$ мм ³ /м в зависимости от удельного давления p , МПа				
	0,2	0,33	0,46	0,59	0,7
наплавленный SnSb8Cu4	37,4	56,8	76,7	90,2	96,8
наплавленный SnSb8Cu4 + 0,25УНТ-П	33,9	46,7	56,8	67,1	77,1

Износостойкость покрытий при введении в их состав УНТ-П увеличивается от 10 до 25%, что особенно заметно при удельных давлениях более 0,46 МПа. Аналогичные результаты демонстрируют сформированные оловосодержащие покрытия при испытаниях по схеме «палец-диск»: интенсивность изнашивания после полного цикла при удельных давлениях в диапазоне от 0,2 до 0,7 МПа и скорости скольжения 0,39 м/с составляет $4,78 \times 10^{-2}$ и $5,84 \times 10^{-2}$ мг/мм для покрытий с УНТ-П и без них соответственно. Это связано с тем, что по мере изнашивания матрицы УНТ-П выкрашиваются из покрытия и попадают на поверхность трения, где выполняют функцию "сухой смазки", обеспечивая тем самым улучшение триботехнических характеристик. Причем, износостойкость оловосодержащих покрытий в (8-10) раз меньше по сравнению с таковой для покрытий из КМ на основе алюминия при одинаковых условиях трибонагружения (рис.5.15).

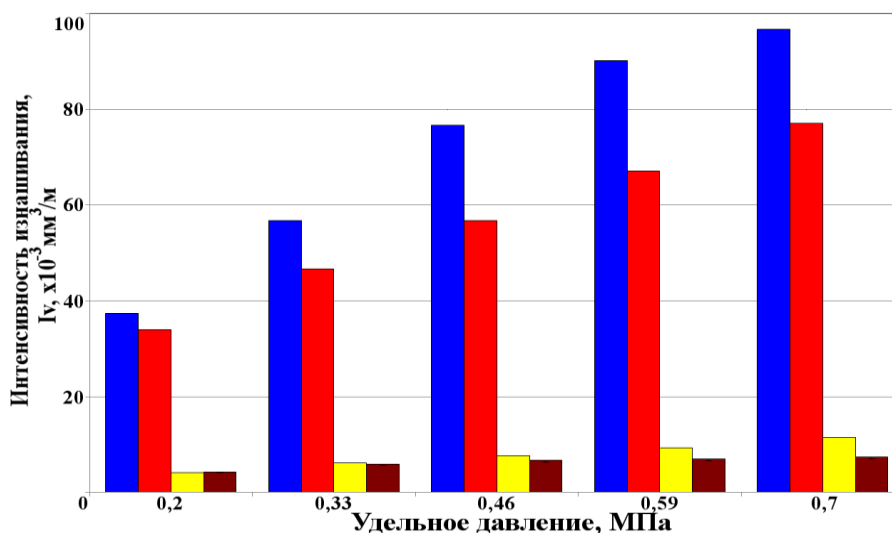


Рисунок 5.15.

Зависимость интенсивности изнашивания (I_v) от удельного давления

для наплавленных покрытий разного состава, масс. %:

1 - SnSb8Cu4; 2 - SnSb8Cu4 + 0,25УНТ-П; 3 - АК12М2МгН + 5SiC;

4 - АК12М2МгН + 10SiC.

Второй этап испытаний проводили в условиях сухого трения скольжения при удельном давлении – 3,3 МПа, скорости скольжения – 1 м/с, длительности испытаний – 20 мин по схеме «палец-диск» на универсальной машине трения CERT UMT Multi-Specimen Test System, что позволяло оценить работоспособность изготовленных оловосодержащих композиционных покрытий при высокой тепловой напряженности работы. Полученные результаты позволили раскрыть влияние структурно-морфологических особенностей и химического состава УНТ на поведение в условиях трения и износа сформированных на стальной подложке оловосодержащих композиционных покрытий.

Типичные диаграммы изменения коэффициента трения, а также результаты измерения интенсивности изнашивания в процессе испытания на сухое трение скольжения полученных процессом плазменно-порошковой наплавки покрытий из матричного сплава системы SnSb8Cu4 и КМ на его

основе, содержащих углеродные нанотрубки разного типа, приведены на рис.5.16 и 5.17 соответственно.

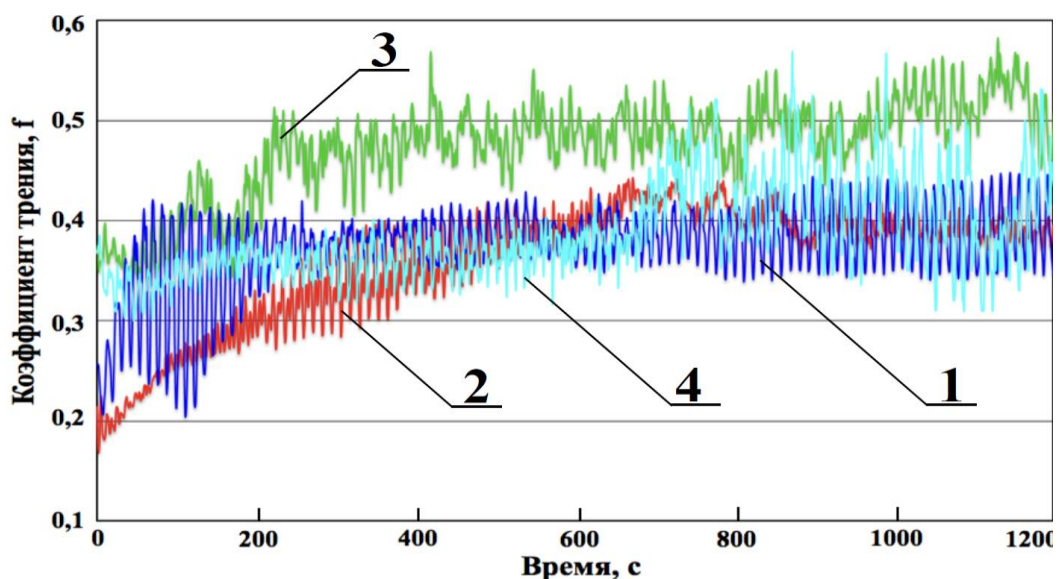


Рисунок 5.16.

Диаграммы коэффициентов трения образцов из наплавленных покрытий

составов масс. %: 1 – SnSb8Cu4; 2 – SnSb8Cu4 + 0,25УНТ-П;

3 – SnSb8Cu4 + 0,25УНТ-С; 4 – SnSb8Cu4 + 0,25УНТ-М.

Схема «палец-диск», удельное давление: $p=3,3$ МПа, скорость скольжения $V=1,0$ м/с.

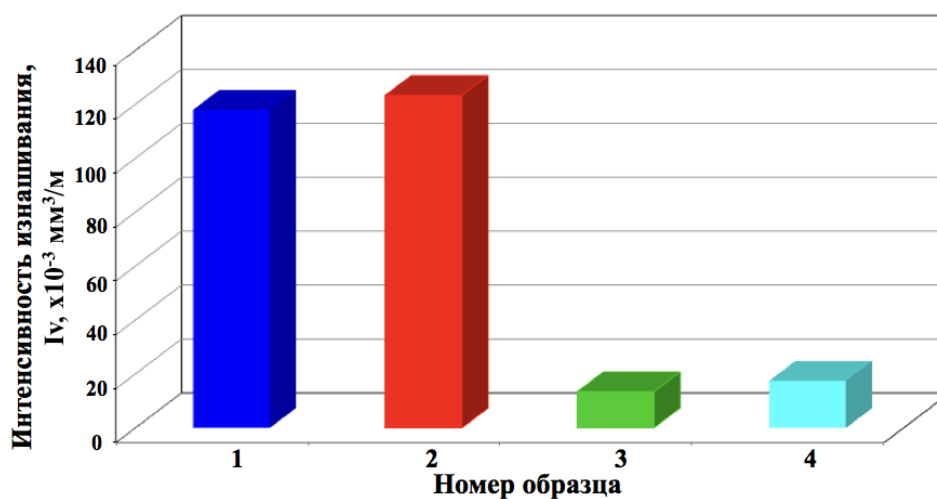


Рисунок 5.17.

Интенсивность изнашивания образцов из наплавленных покрытий

составов масс. %: 1 – SnSb8Cu4; 2 – SnSb8Cu4 + 0,25УНТ-П;

3 – SnSb8Cu4 + 0,25УНТ-С; 4 – SnSb8Cu4 + 0,25УНТ-М.

Схема «палец-диск», удельное давление: $p=3,3$ МПа, скорость скольжения $V=1,0$ м/с.

Вследствие появления углерода в зоне трения и ограничения схватывания в образцах с композиционными покрытиями, содержащими УНТ, происходит увеличение стабильности процесса трения по сравнению с покрытиями из матричного сплава, что особенно важно для тяжело нагруженных узлов ответственных машин и механизмов, к числу которых относятся подшипники и вкладыши подшипников скольжения паровых и газовых турбин, судовых мало- и среднегабаритный дизелей. Так, введение в состав покрытий УНТ-П обеспечивает повышение с 0,80 до 0,95 значения коэффициента стабильности при незначительном увеличении (не более 5%) интенсивности изнашивания ($I_v=123,3 \times 10^{-3}$ мм³/м против $I_v=117,9 \times 10^{-3}$ мм³/м) и сохранении среднего коэффициента трения ($f_{cp}=0,39$) на уровне матричного сплава системы SnSb8Cu4. Однако, на начальной стадии испытаний длительностью 600 с композиционные покрытия характеризуются меньшими на 10% значениями коэффициента трения по сравнению с покрытиями из матричного сплава, что особенно важно для узлов трения, эксплуатирующихся при повторно-кратковременных режимах работы. Кроме того, сравнение результатов полученных на первом и втором этапе испытаний показывает, что при значительном (почти на порядок) увеличении тепловой напряженности работы значения коэффициента трения образцов наплавленных покрытий уменьшаются в (1,5-2) раза (рис.5.18).

Введение в состав композиционных гранул субмикронных углеродных структур, полученных прямым синтезом на поверхности медного порошка (УНТ-С), позволяет увеличить почти на порядок износостойкость наплавленных покрытий из-за большего количества наполнителя в виде медьсодержащей интерметаллидной γ -фазы (Cu_3Sn), а также дополнительно армирующих и обеспечивающих защиту матрицы от повреждения при трении микронных (5-10 мкм) по размеру частиц оксида меди. Вследствие формирования на трущихся поверхностях устойчивого переходного слоя состоящего из материала испытываемого образца, контртела и их окислов, происходит повышение с 0,80 до 0,91 значения коэффициента стабильности

процесса трения, что особенно заметно в период испытаний с 600 по 1200 с. Увеличение коэффициента трения 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 системы SnSb8Cu4.

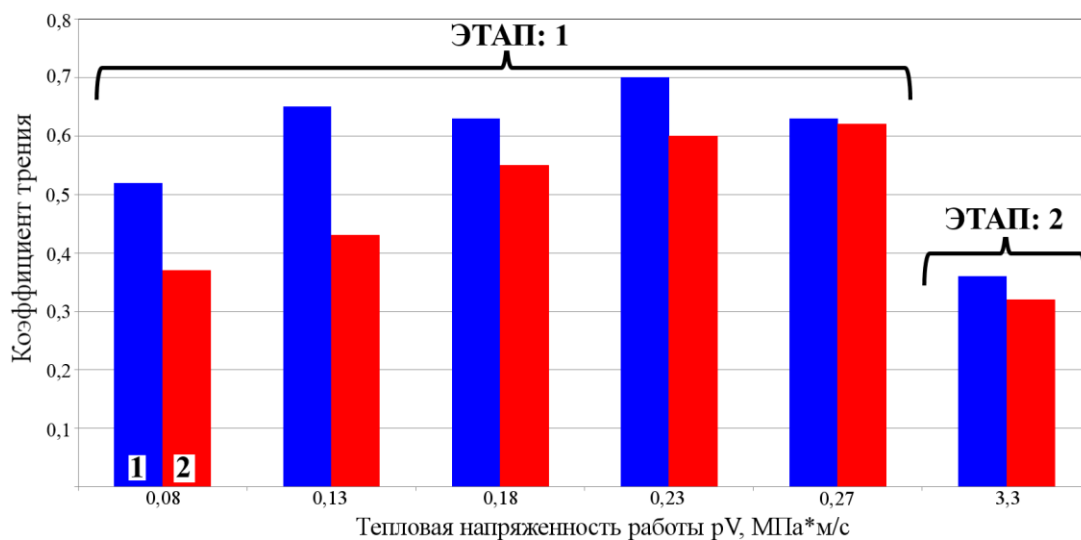


Рисунок 5.18.

Влияние тепловой напряженности работы на коэффициент трения

наплавленных покрытий составов масс. %:

1 – SnSb8Cu4; 2 – SnSb8Cu4 + 0,25УНТ-П.

Схема испытаний «палец-диск», длительность 10 минут.

Применение композиционных гранул с субмикронными углеродными структурами, декорированными после газофазной функционализации поверхности медьсодержащими частицами (УНТ-М), приводит к получению наплавленных покрытий, характеризующихся высокой износостойкостью: интенсивность изнашивания уменьшается в 7 раз (с $I_v=117,9 \times 10^{-3}$ мм³/м для покрытий из сплава системы SnSb8Cu4 до $I_v=17,4 \times 10^{-3}$ мм³/м для композиционных покрытий); и сохранением средних значений коэффициентов трения и стабильности процесса трения на уровне неармированных покрытий из матричного сплава системы SnSb8Cu4. Дополнительное легирование матричного сплава медью, содержащейся на поверхности УНТ-М, как было показано в Гл.4 увеличивает адгезионную

прочность к матричному сплаву, а также стимулирует химическое взаимодействие с образованием и увеличением доли частиц интерметаллидной γ -фазы (Cu_3Sn) в наплавленном слое и приводит к снижению нагрузки на каждую частицу в отдельности, что наряду с присутствием в зоне трения углеродсодержащих структур обеспечивает высокий уровень триботехнических свойств наплавленных покрытий.

5.3 Выводы по главе 5

1. Проведены испытания на сухое трение скольжения функционально-градиентных слоистых композиций с покрытиями из КМ на основе цветных сплавов, упрочненных микронными частицами SiC , модифицированных субмикронными частицами B , B_4C и углеродными нанотрубками, по схемам: «втулка по диску» и «палец-диск» при следующих параметрах трибонагружения: $p=(0,2-3,3)$ МПа; $V=(0,39-1)$ м/с. Определены значения интенсивности изнашивания (I_v , I_m) и коэффициентов трения (f), стабильности процесса трения ($\alpha_{\text{ст}}$), изнашивания (K).

2. Анализ результатов испытаний на сухое трение скольжения функционально-градиентных слоистых композиций показывает, что композиционные покрытия, изготовленные процессами дуговой и плазменно-порошковой наплавки, характеризующимися высокими скоростями охлаждения, с применением разработанных наплавочных материалов, вследствие возрастания дисперсности структуры и роста прочности матрицы, обладают триботехническими характеристиками не уступающими объемно-армированным КМ близкого состава и превосходящими широко применяемые антифрикционные сплавы на основе алюминия (АО20-1) или олова (Б83).

3. Присутствие в составе сформированных покрытий из КМ на основе сплавов алюминия и олова тугоплавких армирующих частиц микронного и субмикронного размера, в том числе углеродных структур, позволяет за счет изменения доли наполнителя, влияния на размеры образующихся

интерметаллидных фаз и дисперсность элементов литой структуры покрытий, а также за счет влияния на межфазное взаимодействие по поверхностям раздела между интерметаллидами, армирующими частицами и матричным расплавом, обеспечить нормальное протекание в установившемся режиме процессов трения и износа в широком диапазоне параметров трибонагружения (напряженность работы: $p V = (0,08-3,3)$ МПа*м/с).

4. Установлено, что наибольший эффект от присутствия субмикронных керамических частиц (например, В, В₄С) в покрытиях на основе олова, полученных на стальной подложке процессом дуговой наплавки, достигается при малых удельных давлениях (до 0,33 МПа), в котором наблюдается снижение до 60% значения коэффициента трения и стабилизация процесса трения вследствие формирования из продуктов износа КМ и контртела мелкодисперсных промежуточных слоев, содержащих в ряде случаев углеродные структуры. Влияние частиц микронного размера (например, SiC) проявляется при удельных давлениях свыше 0,46 МПа, где они выполняют роль воспринимающих нагрузку на поверхность трения опор, ограничивающих пластическую деформацию и препятствующих механическому уносу материала матрицы в процессе сухого трения скольжения, что позволяет расширить диапазон трибонагружения (увеличить нагрузочную способность, скорости скольжения) и уменьшить с $2,73 \times 10^{-5}$ до $1,85 \times 10^{-5}$ г/м интенсивность изнашивания. Анализ изменений значений коэффициентов трения, интенсивности изнашивания и коэффициентов стабильности подобных функционально градиентных слоистых композиций в зависимости от удельного давления показывает целесообразность для достижения оптимального сочетания триботехнических характеристик (снижение интенсивности изнашивания и коэффициента трения на 38% и в 2 раза соответственно) не только модифицирования структуры сформированных процессом дуговой наплавки покрытий из сплавов на основе олова (например, В83) субмикронными керамическими частицами, но и введения крупных высокопрочных армирующих частиц, препятствующих

разрушению интерметаллидов под действием высоких удельных давлений за счет снижения на них нагрузки.

5. На примере углеродных нанотрубок раскрыто влияние структурно-морфологических особенностей и химического состава наноматериалов на поведение в условиях сухого трения скольжения сформированных на стальной подложке процессом плазменно-порошковой наплавки оловосодержащих композиционных покрытий. Установлено, что присутствие в их составе даже малого количества УНТ (до 0,25 масс.%) обеспечивает снижение до 30% значений интенсивности изнашивания и коэффициента трения по сравнению с матричным сплавом при удельных давлениях до 0,7 МПа. В области высоких удельных давлений (3,3 МПа) вследствие появления углерода в зоне трения и ограничения схватывания наблюдается повышение стабильности процесса трения покрытий ($k=0,95$). Определено, что максимальный уровень триботехнических характеристик достигается в покрытиях, содержащих УНТ-М, в которых расположенные на их поверхности медьсодержащие субмикронные частицы дополнительно легируют матричный сплав, что приводит к увеличению доли воспринимающих нагрузку частиц интерметаллидов.

6. Показано, что в зависимости от эксплуатационных требований к трибоузлу, работающему в исследованном диапазоне удельных нагрузок, можно рекомендовать применение разработанных функционально-градиентных слоистых композиций с покрытиями из КМ на основе алюминия, содержащими высокопрочные керамические частицы, для увеличения износостойкости на порядок при меньших в 1,5-2 раза коэффициентах трения, или на основе олова, содержащие в качестве наполнителя углеродные нанотрубки, для снижения интенсивности изнашивания и коэффициента трения в 7 раз и на 15-25% соответственно по сравнению с антифрикционным сплавом Б83.

7. Комплексные исследования поверхностей трения, а также анализ морфологии продуктов изнашивания и диаграмм трения показали, что в

диапазоне исследованных удельных давлений изнашивание наплавленных композиционных покрытий, происходит, как и в случае объемно-армированных КМ, преимущественно по окислительному механизму, тогда как в антифрикционных сплавах АО20-1 или Б83 велика адгезионная составляющая изнашивания. По мере увеличения удельного давления возрастает доля адгезионного изнашивания. На поверхности трения формируется переходный слой, в составе которого также, как и в продуктах изнашивания, обнаружено железо, что является следствием абразивного воздействия армирующих частиц на контртело.

ГЛАВА 6. МОДИФИЦИРУЮЩАЯ ОБРАБОТКА ПОВЕРХНОСТИ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Дополнительным резервом в формировании структуры и повышении эксплуатационных свойств новых конструкционных и функциональных материалов является модифицирующая обработка их поверхности. Модифицирующая обработка поверхности материалов, в том числе полуфабрикатов разработанных КМ, заключается в изменении состояния поверхностного слоя и придания ему требуемых для работы характеристик. Как было показано в Гл.1, перспективными и экономически целесообразными являются методы модифицирования поверхности деталей машин высококонцентрированными потоками энергии, из которых наибольший интерес для промышленного внедрения благодаря своей экономичности и легкости интеграции в существующий на предприятиях технологический цикл производства изделий представляют методы обработки поверхности лазерным излучением и дуговым оплавлением с воздействием на дугу магнитным полем. Достижимые при реализации выбранных методов модифицирующей обработки: локальный характер теплового воздействия на материал; возможность регулирования скоростей нагрева и обеспечения высоких скоростей охлаждения в результате теплоотвода во внутренние слои образца, позволяют оказывать влияние и формировать структуру и, следовательно, 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 КМ в форме пластин размером 8x50x120 мм, изготовленных по литейной технологии методом механического замешивания наполнителя в матричный расплав (табл.6.1).

Состав образцов для обработки поверхности.

№	Состав образцов, масс.%	Способ обработки поверхности
1	AK9	Дуговое оплавление с воздействием на дугу магнитным полем
2	AK12 + 2Mg + 10Al ₂ O ₃₍₄₀₎	
3	AK12M2MgH + 12SiC ₍₁₄₎	
4	AK12M2MgH	Лазерное оплавление
5	AK12M2MgH + 1,5SiC ₍₂₈₎ + 1,2C ₍₁₀₀₋₄₀₀₎	
6	AK12M2MgH + 5SiC ₍₂₈₎	
7	Д16 + 5SiC ₍₂₈₎	
8	Д16 + 17SiC ₍₂₈₎	

6.1 Дуговое оплавление поверхности образцов композиционных материалов с воздействием на дугу магнитным полем

Переplав тонкого поверхностного слоя образцов осуществляли сварочной дугой, горячей в атмосфере аргона между вольфрамовым электродом и изделием на постоянном токе прямой полярности в центре 4-х полюсной магнитной системы. Для реализации этого процесса применяли экспериментальную сварочную установку, оснащенную магнитной системой, разработанную и созданную сотрудниками кафедры «Технологии сварки и диагностики» МГТУ им. Н.Э. Баумана [211]. Магнитная система (рис.6.1), размещенная со стороны сварочной горелки, позволяет осуществлять обработку поверхности изделия без доступа к обратной стороне шва.

При наложении поперечных магнитных полей возникают продольные относительно шва магнитные поля. В результате получается комбинация четырех магнитных полей, в центре которых вдоль вертикальной оси напряженность магнитного поля равна нулю. Магнитные поля, воздействуя на дугу, изменяют ее форму. Дуга растягивается поперек шва и боковыми магнитными полями сжимается вдоль шва, т.е. из концентрической

превращается в эллипсоидную. Совместное действие боковых и поперечных магнитных полей определяют степень сжатия дуги и ее проплавляющую способность [344, 345]. Помимо этого, в сварочной ванне появляются объемные электродинамические силы, направленные к поверхности свариваемого изделия. Величины объемных электродинамических сил, возникающих при взаимодействии вихревых токов с магнитным полем системы, и, следовательно, форма (глубина и ширина) сварочной ванны регулируются изменением тока в обмотках электромагнитов.

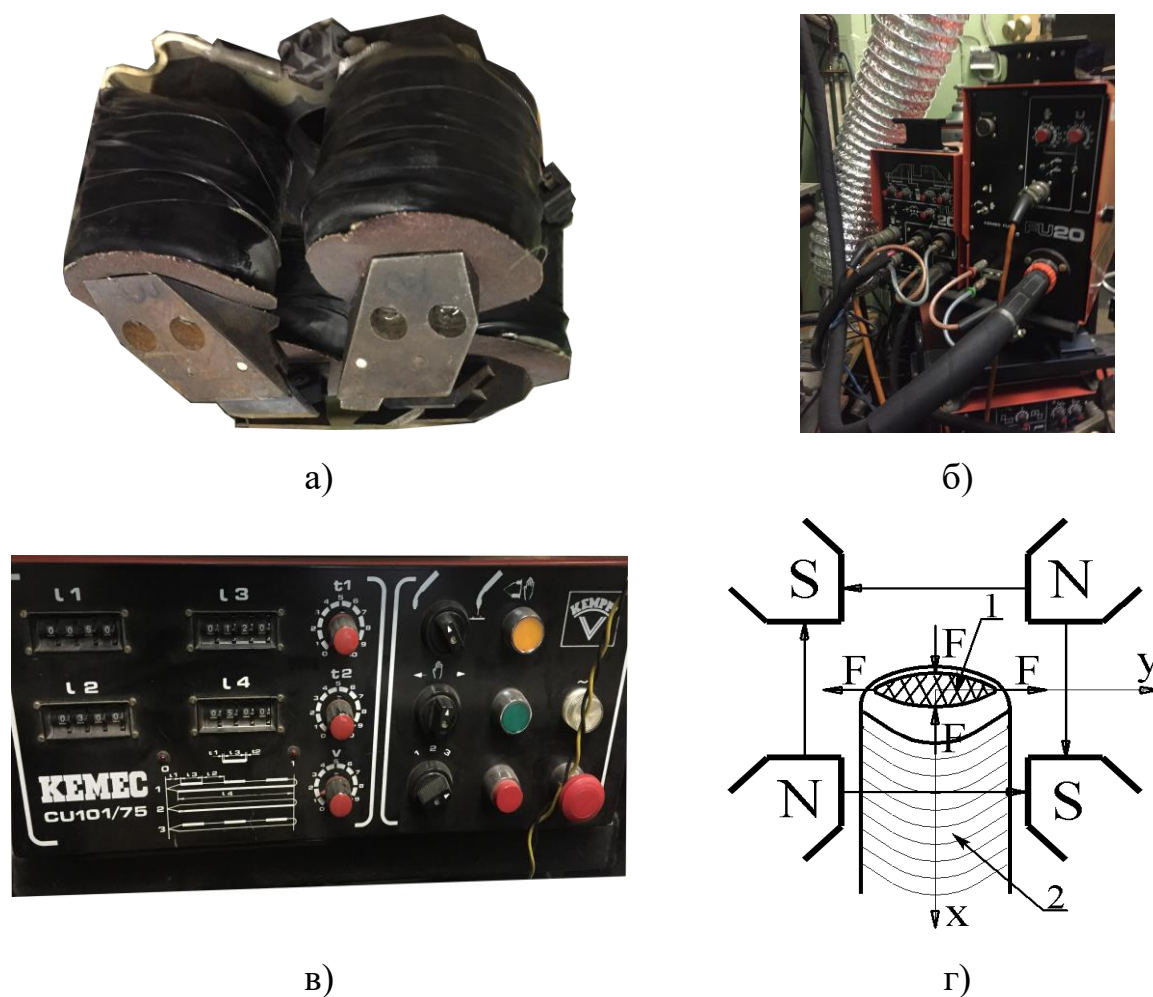


Рисунок 6.1.

Внешний вид магнитной системы (а), сварочного оборудования (б), системы управления (в) и схема воздействия магнитных полей на электрическую дугу (г): 1 – электрическая дуга, 2 – оплавленный валик.

Параметры режима дугового оплавления поверхности образцов КМ с воздействием на электрическую дугу магнитным полем приведены в табл.6.2.

Таблица 6.2.

Параметры режима дугового оплавления в магнитном поле.

№ режима оплавления	Сварочный ток $I_{св}$, А	Напряжение на дуге U_d , В	Длина дуги l_d , мм	Скорость оплавления $V_{опл}$, м/ч	Магнитная индукция В, Тл
1	100-110	16-18	2,4	14	0,048
2	100-110	16-18	2,4	14	0,12

Образцы, полученные после дугового оплавления в магнитном поле, характеризуются достаточно гладкой поверхностью. Влияние величины магнитной индукции на форму поверхностных слоев исследовали на макрошлифах поперечных сечений оплавленных образцов. Измерения геометрических размеров швов (табл.6.3) показывают, что для всех материалов характерно увеличение ширины шва (b) при увеличении магнитной индукции, так как достигается большая степень расфокусирования сварочной дуги.

Таблица 6.3.

Геометрические размеры швов

в зависимости от состава образцов и величины магнитной индукции.

Материал образца, масс.%	Геометрические размеры шва (ширина – b и глубина - h , мм) в зависимости от величины магнитной индукции (В, Тл)					
	В=0		В=0,048		В=0,12	
	b	h	b	h	b	h
AK9	---	---	7	1,2	8,5	0,5
AK12 + 2Mg + 10Al ₂ O ₃₍₄₀₎	6,3	1,73	6,73	1,27	9,27	1,67
AK12M2MgH + 12SiC ₍₁₄₎	6,8	2	6,6	2	8,07	2,4

В качестве модельного материала для изучения эффекта диспергирования структуры при обработке дугой был выбран антифрикционный сплав АК9, поскольку известно, что изменение размеров зерен, дендритного параметра и кристаллов кремния в антифрикционных силуминах заметно отражается на их износостойкости [108, 346].

Микроструктура образцов из сплава АК9 в исходном состоянии, а также после обработки сварочной дугой с воздействием магнитным полем представлена на рис.6.2. Видно, что литая структура сплава АК9 состоит из крупных ячеисто-дендритных кристаллов α -алюминия с дендритным параметром $\lambda=30-50$ мкм и междендритных эвтектических прослоек, содержащих кристаллы кремния средним размером ~ 5 мкм. Согласно МРСА помимо α -Al и эвтектического кремния прослойки содержат алюминиды Ni, Fe, Cu.

После модифицирующей обработки наблюдается значительное диспергирование исходной структуры, вызванное высокими скоростями охлаждения, характерными для дугового процесса. Размер дендритного параметра уменьшается до 5-7 мкм; размер эвтектических кристаллов не превышает 1 мкм (рис.6.2, в). Вблизи линии сплавления дисперсность структуры оплавленного слоя несколько меньше (рис.6.2, г) в результате частичного наследования структуры подложки при эпитаксиальной кристаллизации, а также меньшей начальной скорости кристаллизации сварочной ванны. Кроме того, после обработки поверхностный слой характеризуется неоднородностью химического состава по толщине (рис.6.3). Вблизи линии сплавления количество кремния уменьшается, а зона, прилегающая к поверхности, обогащается кремнием по сравнению с исходной структурой (табл.6.4), что обусловлено ликвацией в сварочной ванне.

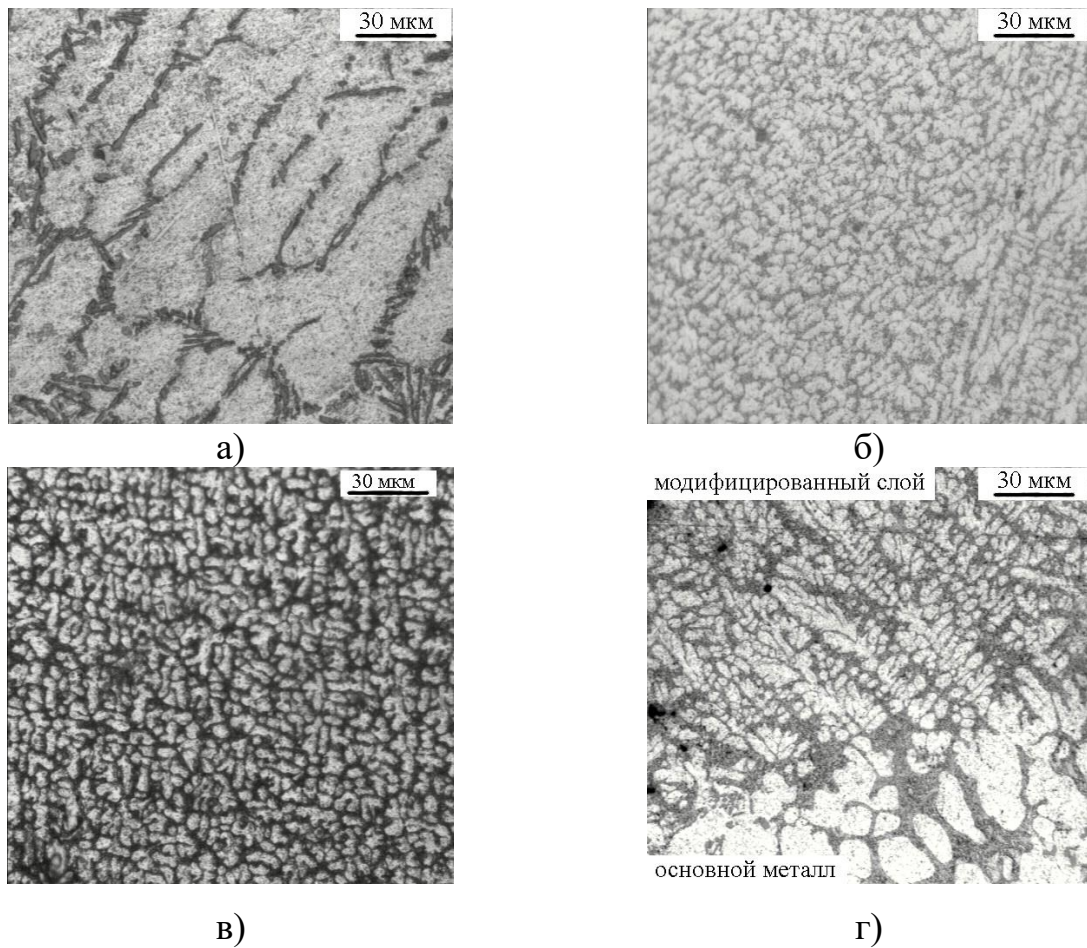


Рисунок 6.2.

Структура сплава АК9 в исходном (литом) состоянии (а) и после обработки дугой в магнитном поле ($B=0,048$ Тл): верхняя часть модифицированного слоя (б, в), участок вблизи линии сплавления (г).

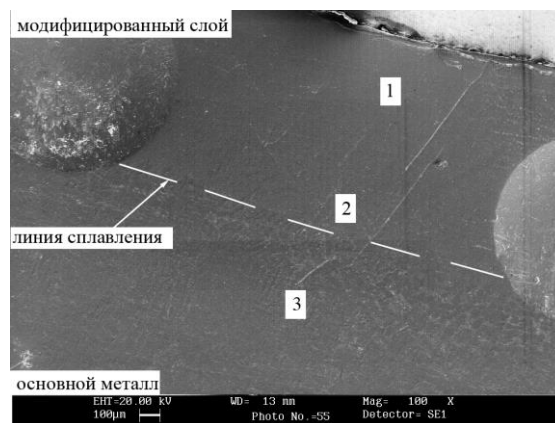


Рисунок 6.3.

Схема измерения химического состава по глубине обработанной пластины.

Химический состав по глубине обработанного образца из сплава АК9.

Место измерения	Al, масс. % (ат. %)	Si, масс. % (ат. %)
1 (модифицированный слой)	83,08 (83,63)	16,92 (16,37)
2 (линия сплавления)	96,3 (96,44)	3,7 (3,56)
3 (основной металл)	91,58 (91,88)	8,42 (8,12)

Несмотря на различия в химическом составе, микротвердость оплавленного слоя по глубине сохраняется на одном уровне (рис.6.4). Изменение величины магнитной индукции от 0,048 до 0,12 Тл практически не отражается на значениях микротвердости оплавленного слоя. Модифицированный слой характеризуется ростом микротвердости не менее чем на 20% по сравнению с исходным литым состоянием.

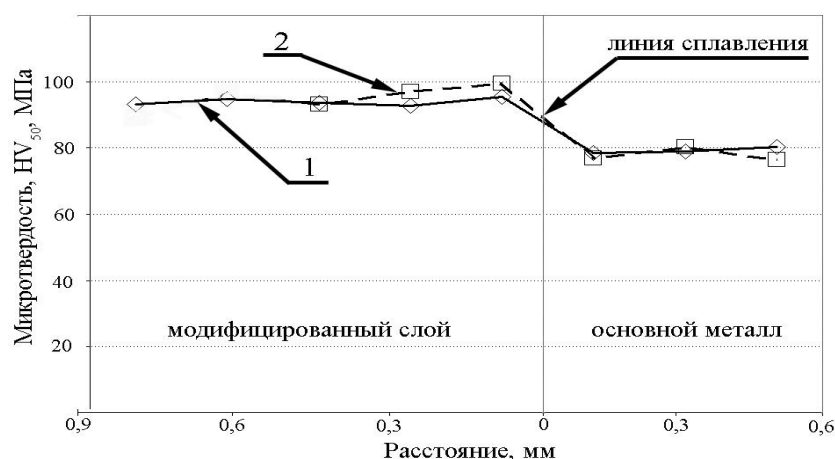


Рисунок 6.4.

Микротвердость поперечного сечения модифицированных образцов состава АК9 (кривые 1, 2 соответствуют режимам оплавления 1, 2 (табл.6.2)).

На рис.6.5 и 6.6 представлены микроструктуры образцов из дисперсно-наполненных КМ составов АК12+2 масс.% Mg + 10 масс.% Al₂O₃₍₄₀₎ и АК12М2МгН + 12 масс.% SiC₍₁₄₎. Дендритный параметр (λ) кристаллов α -алюминия в матрице I образца равен 13-15 мкм, II образца - 20-25 мкм, т.е. несколько меньший, чем в случае модельного алюминиевого сплава АК9, что является следствием изменения в составе и влияния армирующих частиц -

Al_2O_3 , и SiC , ограничивающих объемы расплава, в которых проходит ликвация. Результатом поверхностной обработки образцов КМ дуговым оплавлением с воздействием на дугу магнитным полем является диспергирование исходной структуры матрицы. Дендритный параметр становится равным 3-4 мкм и 4-5 мкм соответственно в КМ АК12 + 2 масс.% Mg + 10 масс.% $Al_2O_{3(40)}$ и АК12М2МгН + 12 масс.% $SiC_{(14)}$.

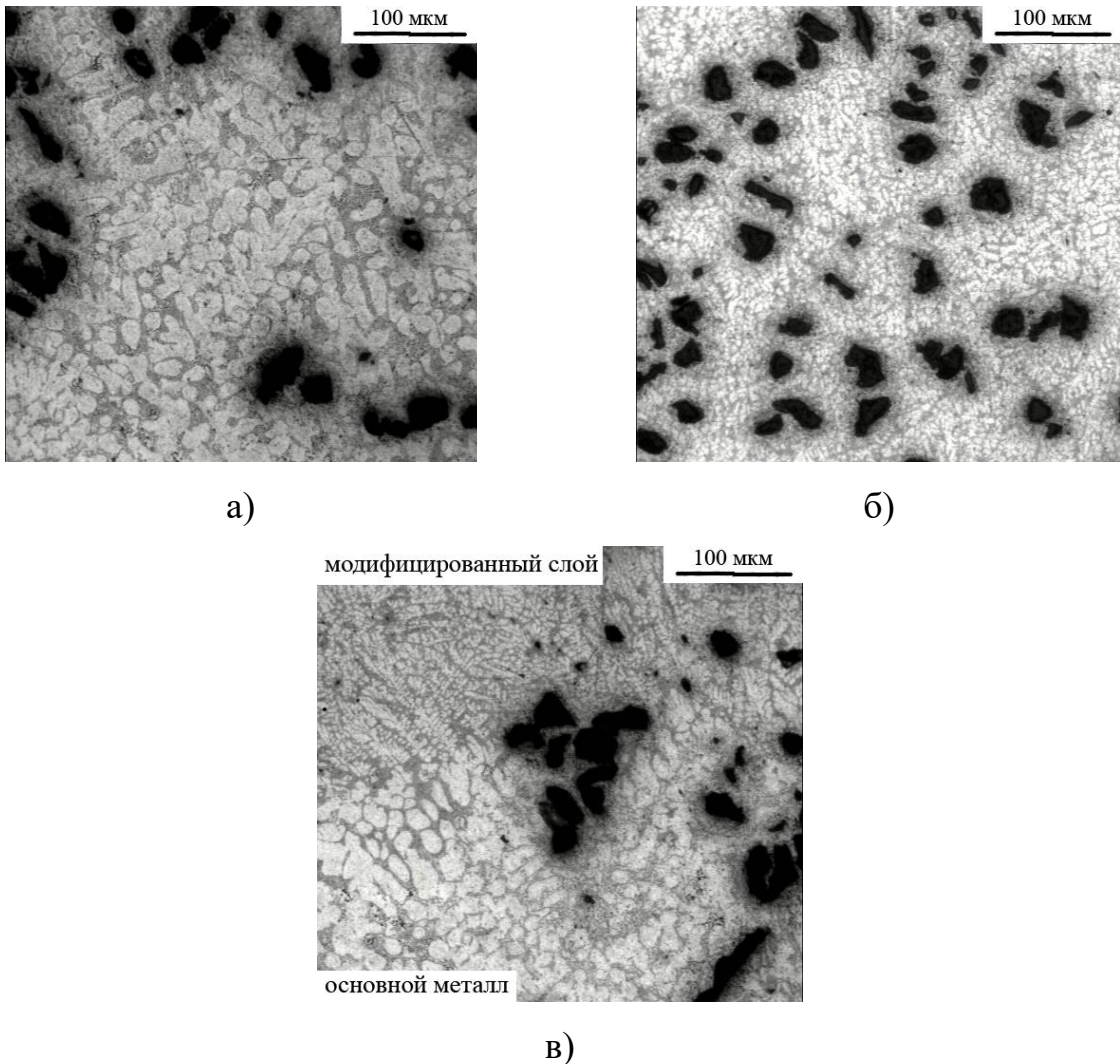


Рисунок 6.5.

Структура КМ АК12 + 2 масс.% Mg + 10 масс.% $Al_2O_{3(40)}$ в исходном (литом) состоянии (а) и после обработки дугой в магнитном поле ($B=0,048$ Тл): верхняя часть модифицированного слоя (б), участок вблизи линии сплавления (в).

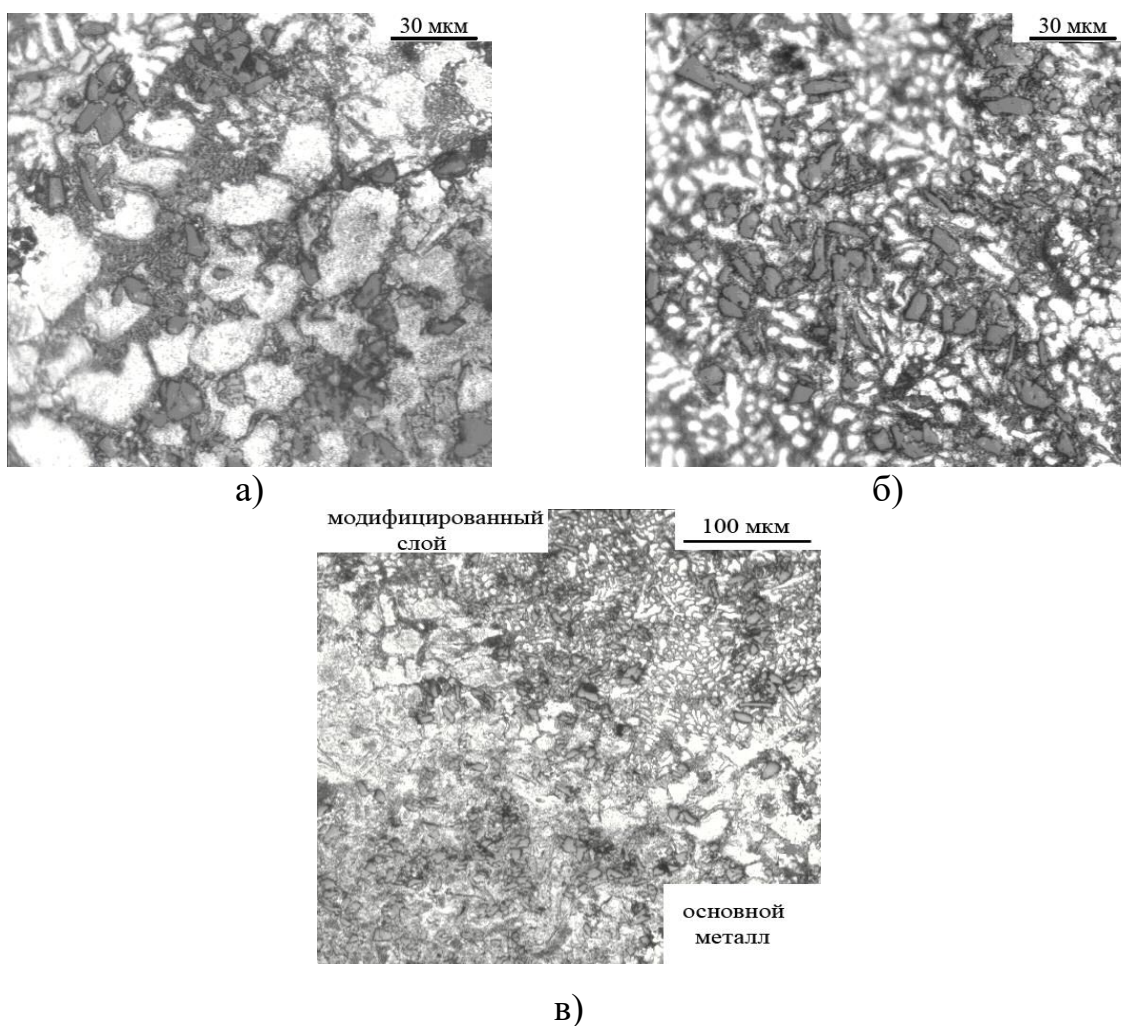


Рисунок 6.6.

Структура КМ АК12М2МгН + 12 масс.% SiC₍₁₄₎ в исходном (литом) состоянии (а) и после обработки дугой в магнитном поле ($B=0,048$ Тл): верхняя часть модифицированного слоя (б), участок вблизи линии сплавления (в).

Армирующие частицы SiC и Al₂O₃ после поверхностной обработки сохраняют исходную огранку, что свидетельствует об отсутствии интенсивного межфазного взаимодействия между наполнителем и матричным расплавом. Кроме того, после поверхностной обработки происходит перераспределение армирующих частиц (рис.6.7). Вследствие больших скоростей охлаждения, свойственных этому технологическому способу обработки поверхности, армирующие частицы распределяются в матрице более равномерно.

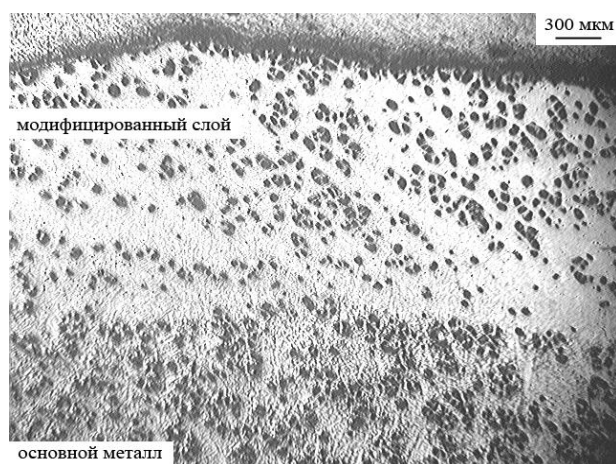


Рисунок 6.7.

Микроструктура слоя КМ АК12-2%Mg-10%Al₂O₃₍₄₀₎ после обработки дугой в магнитном поле ($B=0,12$ Тл).

Диспергирование структуры матрицы и повышение однородности распределения наполнителя в поверхностных слоях дисперсно-наполненных КМ после модифицирующей обработки приводит к увеличению твердости поверхностных слоев по сравнению с исходным состоянием дисперсно-наполненных КМ (рис.6.8). Видно, что изменение величины магнитной индукции от 0,048 до 0,12 Тл практически не отражается на значениях твердости оплавленного слоя.

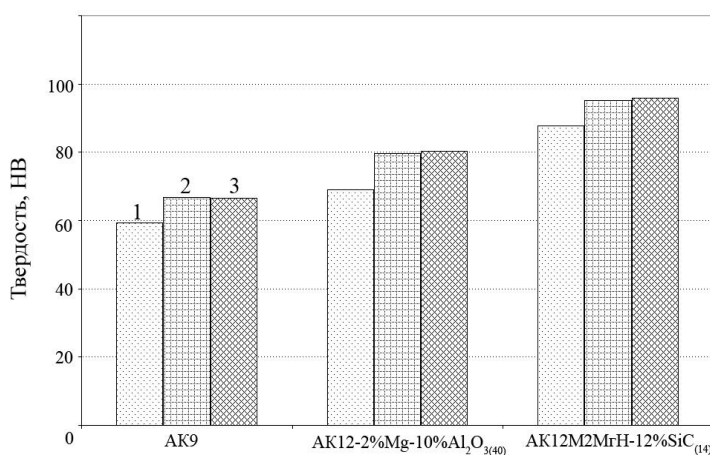


Рисунок 6.8

Твердость модельного образца и дисперсно-наполненных КМ в исходном состоянии (1) и после обработки дугой в магнитном поле на режимах 1 (2) и 2 (3).

6.2 Модифицирующая обработка образцов композиционных материалов лазерным оплавлением

Для модифицирования поверхности образцов КМ применяли лазерную технологическую установку (ЛТУ) «КВАНТ-15». Основным компонентом ЛТУ «КВАНТ-15» является станок с генератором, включающий синхронизатор СХ-1, блок оптико-механический, приспособление для наплавки и устройство охлаждения. Данная ЛТУ работает в импульсно-периодическом режиме излучения, что позволяет в широких пределах изменять тепловложение.

Обработку поверхности дисперсно-наполненных КМ осуществляли импульсно-периодическим лазерным излучением в широком диапазоне режимов (табл.6.5).

Таблица 6.5.

Технологические параметры процесса лазерного оплавления
дисперсно-наполненных КМ.

Технологические параметры процесса	Обозначение	Величина
<i>1</i>	<i>2</i>	<i>3</i>
Мощность импульса лазерного излучения	$W_{и}$, Вт	815
		1500
		2250
Степень расфокусировки лазерного луча ¹⁾ / диаметр пятна нагрева	$\Delta f^{1)}$ / $d_{п}$, мм	1 / 0,3
		3 / 0,9
		5 / 1,5
Фокусное расстояние до объектива лазерной установки	Φ , мм	50
Длительность импульса лазерного излучения	$t_{и}$, мс	4
Частота следования импульсов лазерного излучения	$F_{и}$, Гц	1

Продолжение таблицы 6.5.

<i>1</i>	<i>2</i>	<i>3</i>
Расход защитного газа (аргона)	V _г , л/мин	8
Коэффициент перекрытия точек	K _п	0,5
¹⁾ Δf – расстояние от фокусной плоскости объектива до заготовки. Примечание - Скорость оплавления подбирали с условием обеспечения необходимого коэффициента перекрытия точек - K _п = S / d _п (где S – шаг между единичными точками).		

Значения плотности энергии импульса лазерного излучения (E), достигаемые в процессе лазерной обработки (табл.6.6), рассчитывали по формуле:

$$E = \frac{4W_u}{\pi(d_n)^2} \quad (6.1)$$

где W_и – мощность импульса лазерного излучения, d_п – диаметр пятна нагрева.

Таблица 6.6.

Плотность энергии лазерного импульса в зависимости от технологических режимов лазерного оплавления.

Мощность импульса лазерного излучения, W _и , Вт	Плотность энергии импульса лазерного излучения E, кВт/мм ² в зависимости от диаметра пятна нагрева d _п , мм		
	0,3	0,9	1,5
815	11,54	1,28	0,46
1500	21,23	2,36	0,85
2250	31,85	3,54	1,27

Анализ поверхностей, обработанных импульсно-периодическим лазерным излучением, показывает, что валики, выполненные при плотности энергии импульса лазерного излучения, превышающей 10 кВт/мм², характеризуются сильной шероховатостью поверхности с множеством

углублений (рис.6.9, а; рис.6.10). Такое состояние оплавленной поверхности свидетельствует о чрезмерной плотности лазерного излучения. В результате образуется большое количество парогазовой фазы, происходит значительное разбрызгивание и испарение основного металла, не позволяющее получить гладкий оплавленный поверхностный слой. Валики, полученные при меньших значениях плотности энергии импульса лазерного излучения, имеют гладкую поверхность (рис.6.9, б, в).

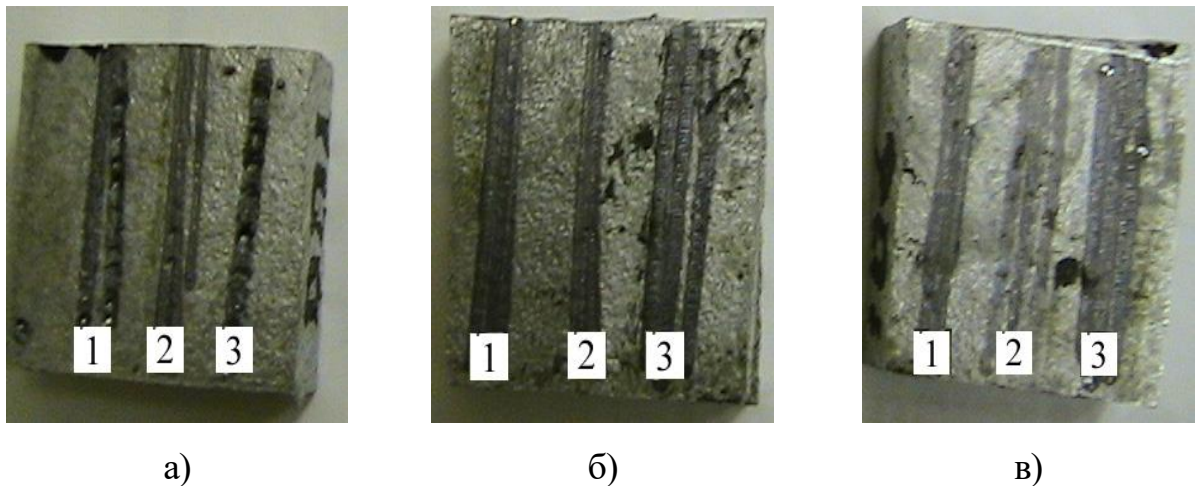


Рисунок 6.9.

Внешний вид образцов из сплава АК12М2МгН после лазерного оплавления при плотности энергии импульса: а) 1 - 21,23 кВт/мм², 2 – 11,54 кВт/мм², 3 – 31,85 кВт/мм²; б) 1 – 2,36 кВт/мм², 2 – 1,28 кВт/мм², 3 – 3,54 кВт/мм²; в) 1 – 0,85 кВт/мм², 2 – 0,46 кВт/мм², 3 – 1,27 кВт/мм².

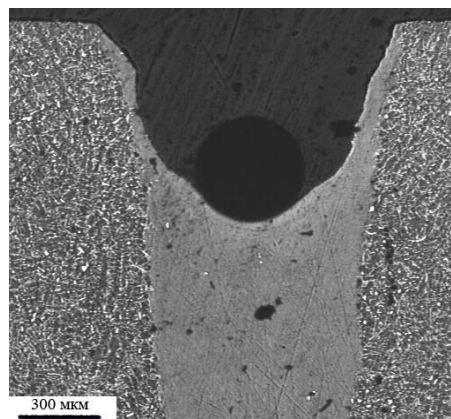
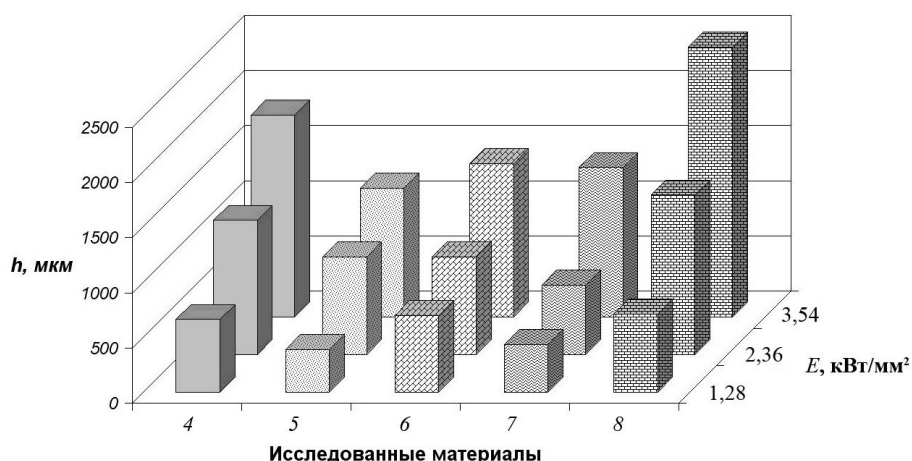


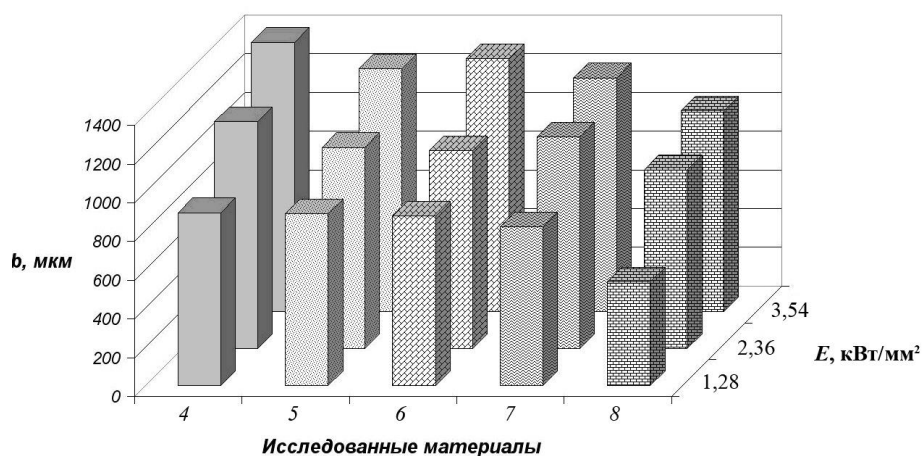
Рисунок 6.10.

Микроструктура образцов из сплава АК12М2МгН после лазерного оплавления при плотности энергии импульса более 10 кВт/мм².

Глубина и ширина проплавления возрастают с увеличением плотности энергии импульса лазерного излучения (рис.6.11).



а)



б)

Рисунок 6.11.

Глубина - h (а) и ширина – b (б) валика оплавления в зависимости от плотности энергии импульса лазерного излучения (E).

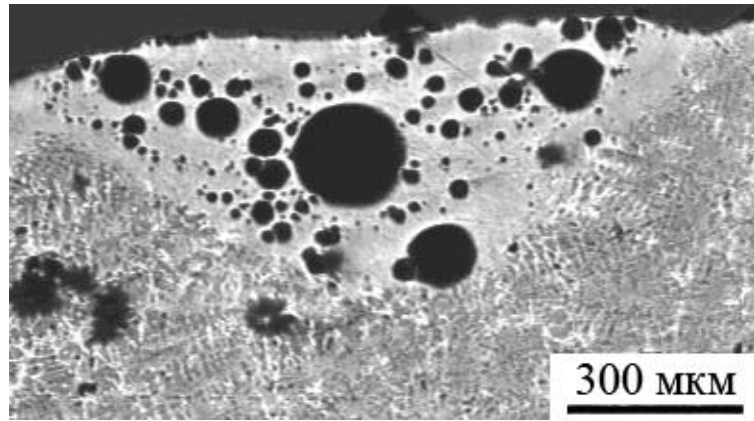
Обозначения исследованных материалов согласно табл.6.1.

Различная вязкость расплава, зависящая от содержания дисперсных частиц в КМ, влияет на ширину и глубину проплавления. Особенно заметно резкое снижение глубины проплавления образцов КМ состава АК12М2МгН + 1,5 масс.% SiC₍₂₈₎ + 1,2 масс.% C₍₁₀₀₋₄₀₀₎ (№5 в табл.6.1) по сравнению с матричным сплавом АК12М2МгН (№4 в табл.6.1); уменьшение ширины

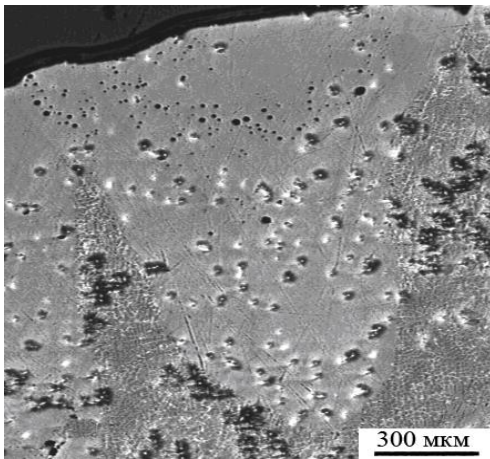
валика при увеличении количества частиц SiC от 5 до 17 масс.% (КМ №7 и 8 в табл.6.1). При формировании парогазового канала повышенная вязкость расплава КМ затрудняет отеснение жидкой прослойки к стенкам канала, тем самым увеличивает жидкую прослойку под лучом и, следовательно, уменьшает проплавление. Следует также принять во внимание увеличение коэффициента поглощения лазерного излучения при увеличении количества армирующей фазы в КМ [197, 198, 347], что отражается на глубине проплавления образца КМ №8 в табл.6.1 (Д16 + 17 масс.% SiC₍₂₈₎).

На рис.6.12, а представлена микроструктура образца дисперсно-наполненного КМ АК12М2МгН + 1,5 масс.% SiC₍₂₈₎ + 1,2 масс.% C₍₁₀₀₋₄₀₀₎ (№5 в табл.6.1), оплавленного лазером при плотности энергии импульса $E=1,28$ кВт/мм². Видно, что в участках оплавления наблюдается высокая пористость, которая связана с присутствием в составе данного КМ графита. При оплавлении графит взаимодействует с кислородом, растворенным в материале образца, с образованием СО и СО₂. Пористость характерна для всех образцов КМ данного состава независимо от плотности энергии импульса лазерного излучения. Следовательно, КМ, имеющие в своем составе графит, не подлежат лазерной обработке.

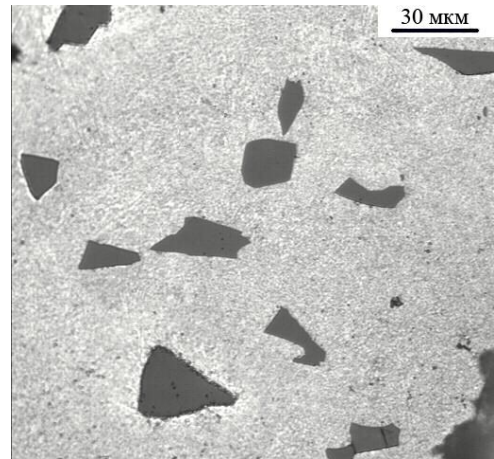
На рис.6.12, б, в, г, д показана микроструктура оплавленных лазером образцов КМ АК12М2МгН + 5 масс.% SiC₍₂₈₎ (№6 в табл.6.1) и КМ Д16 + 5 масс.% SiC₍₂₈₎ (№7 в табл.6.1), полученных на режиме с плотностью энергии импульса $E=3,54$ кВт/мм². Армирующая фаза присутствует в участках оплавления, причём частицы сохраняют размеры и скольную огранку.



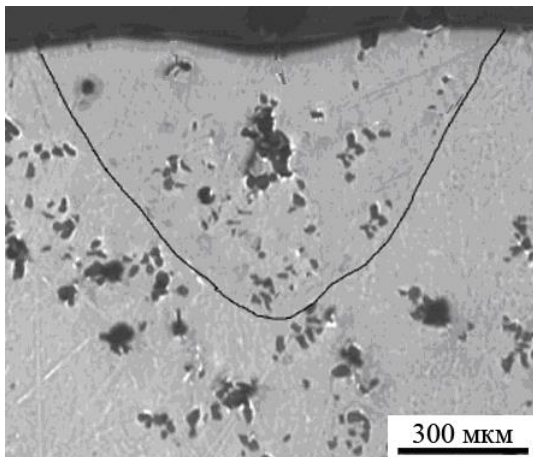
а)



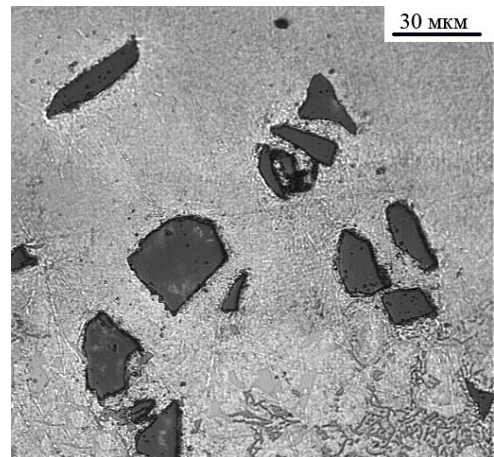
б)



в)



г)



д)

Рисунок 6.12.

Микроструктура образцов КМ: АК12М2МгН + 1,5 масс.% $\text{SiC}_{(28)}$ + 1,2 масс.% $\text{C}_{(100-400)}$ ($E=1,28 \text{ кВт/мм}^2$) (а); АК12М2МгН + 5 масс.% $\text{SiC}_{(28)}$ ($E=3,54 \text{ кВт/мм}^2$) (б, в); Д16 + 5 масс.% $\text{SiC}_{(28)}$ ($E=3,54 \text{ кВт/мм}^2$) (г, д).

В оплавленных слоях образцов из КМ Д16 + 17 масс.% SiC₍₂₈₎ (№8 в табл.6.1) обнаружены продукты химических реакций между частицами SiC и алюминиевым расплавом - карбиды Al₄C₃ и Al₄SiC₄. взаимодействия между матричным расплавом и армирующими частицами (рис.6.13). Согласно [142-145] их образование происходит при температурах 940–1670 К и ≥1670 К соответственно. Появление этих продуктов можно объяснить большим количеством армирующих частиц SiC (17 масс.%) и отсутствием в составе матричного сплава кремния, препятствующего интенсивному межфазному взаимодействию. Поэтому для заключения о возможности лазерной обработки такого типа материалов необходимы дополнительные исследования.

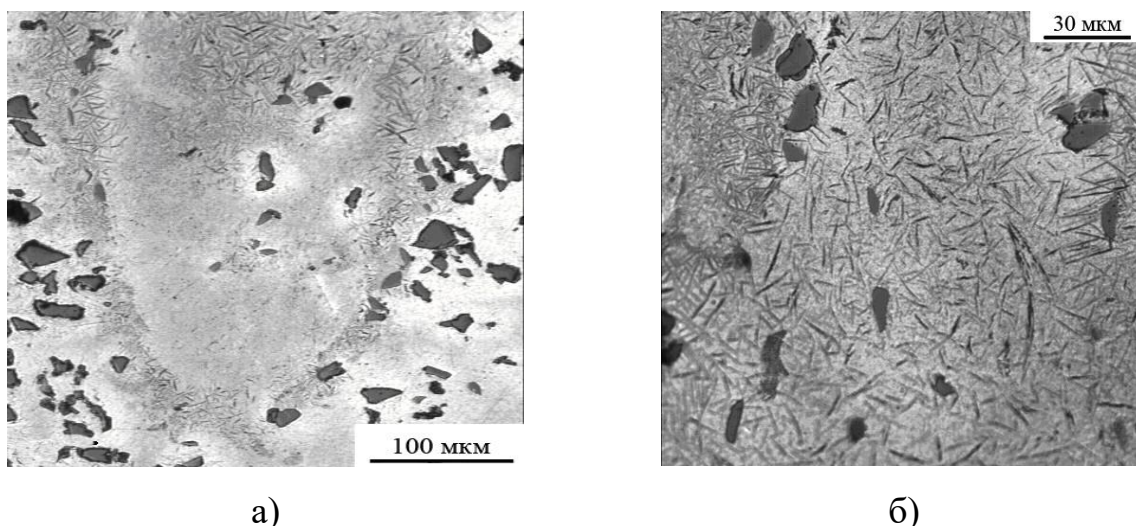


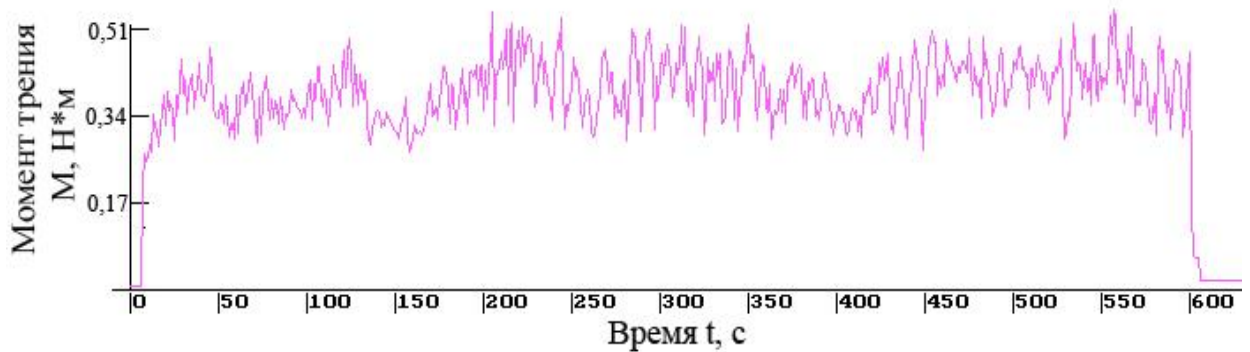
Рисунок 6.13.

Микроструктура оплавленного образца
КМ состава Д16 + 17 масс.% SiC₍₂₈₎ (E=1,28 кВт/мм²).

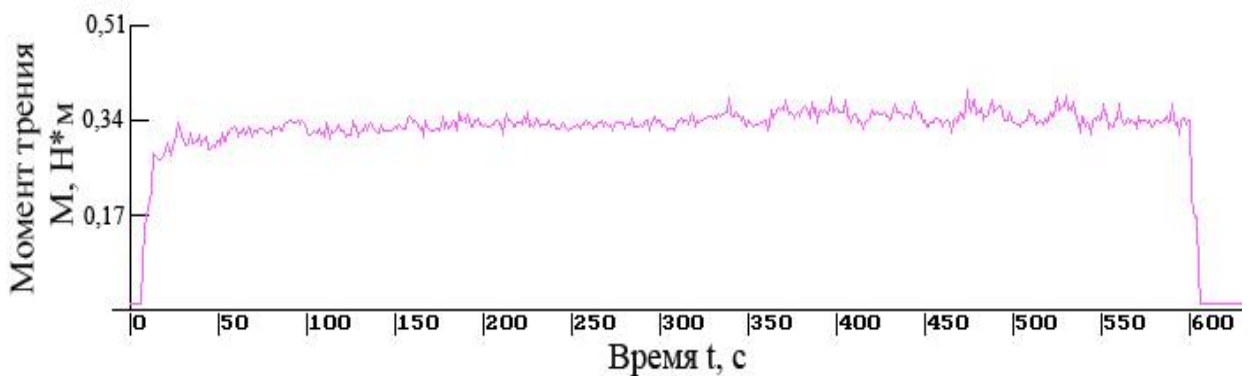
6.3 Результаты испытания модифицированных поверхностных слоев композиционных материалов на трение и износ

Модифицирующая обработка поверхности КМ дуговым оплавлением в магнитном поле приводит к улучшению их износостойкости и триботехнических характеристик.

На рис.6.14 представлены диаграммы моментов трения, характеризующие поведение образцов в условиях сухого трения скольжения. Видно, что обработка поверхности образцов дуговым оплавлением с воздействием на дугу магнитным полем приводит к уменьшению разброса значений момента трения, т.е. повышению стабильности процесса сухого трения скольжения по сравнению с исходным литым состоянием. Причиной этого является диспергирование структуры матрицы и возрастание ее прочности при отсутствии деградации наполнителя в дисперсно-наполненных КМ.



а)



б)

Рисунок 6.14.

Диаграмма моментов трения для образца состава

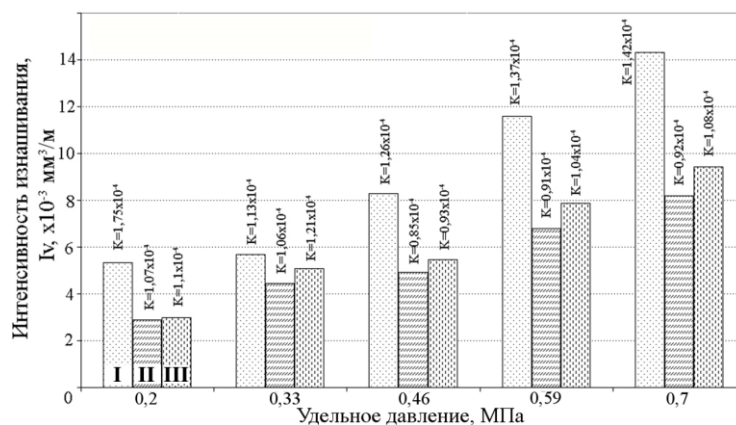
AK12M2MgH + 12 масс.% SiC₍₁₄₎ в исходном состоянии (а)

и после дугового оплавления в магнитном поле – режим 1 (б).

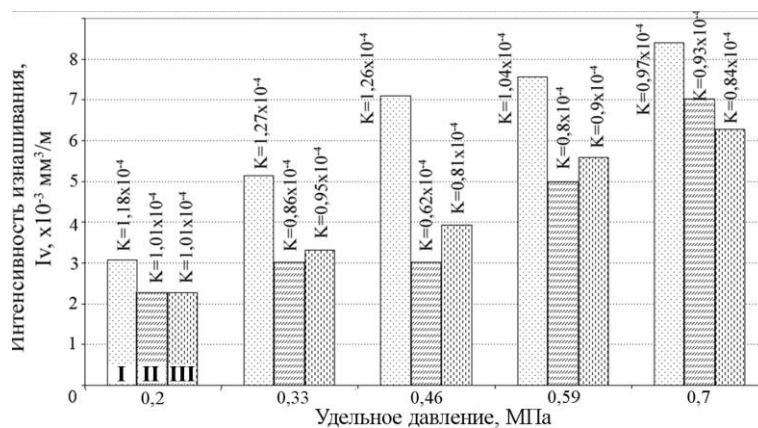
Удельное давление $p=0,46$ МПа, скорость скольжения $V=0,39$ м/с.

Интенсивность изнашивания I_v и коэффициент изнашивания K как у модельного образца АК9, так и у дисперсно-наполненных КМ после обработки существенно снижаются по сравнению с исходным состоянием, особенно при удельных давлениях более 0,46 МПа (рис.6.15). Наибольшее снижение этих величин характерно для модельного образца АК9 (рис.6.15, а) и дисперсно-наполненного КМ АК12М2МгН + 12 масс.% SiC₍₁₄₎ (рис.6.15, в). Это может быть связано с уменьшением размеров кристаллов кремния при отсутствии деградации армирующих частиц, что увеличивает сопротивление абразивному и адгезионному изнашиванию образцов [14, 108]. Различия в значениях магнитной индукции при оплавлении образцов не оказывают существенного влияния на интенсивность изнашивания.

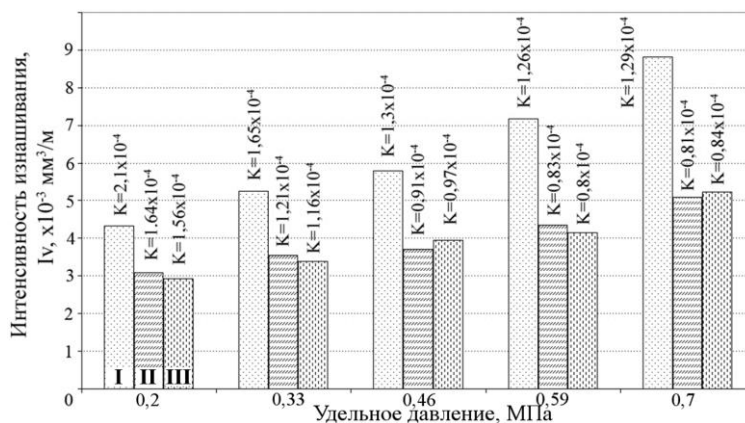
Нормализованные коэффициенты трения образцов ($f_{\text{мод}}/f_{\text{исх}}$ – отношение коэффициента трения модифицированного образца к коэффициенту трения исходного образца) в зависимости от удельного давления приведены на рис.6.16. Видно, что во всем диапазоне трибонагружения модифицированные образцы из модельного сплава АК9 обладают равными или меньшими коэффициентами трения в сравнении с литыми образцами (рис.6.16, а). Модифицированные дисперсно-наполненные КМ обладают несколько большими коэффициентами трения на начальных стадиях испытаний (при удельных давлениях до 0,46 МПа) по сравнению с исходным состоянием. При больших удельных давлениях коэффициенты трения становятся одинаковыми (рис.6.16, б, в), вероятно, вследствие формирования в процессе сухого трения скольжения переходного слоя близкого по составу и дисперсности. Изменение значений магнитной индукции не оказывает существенного влияния на коэффициенты трения обработанных поверхностей.



а)



б)

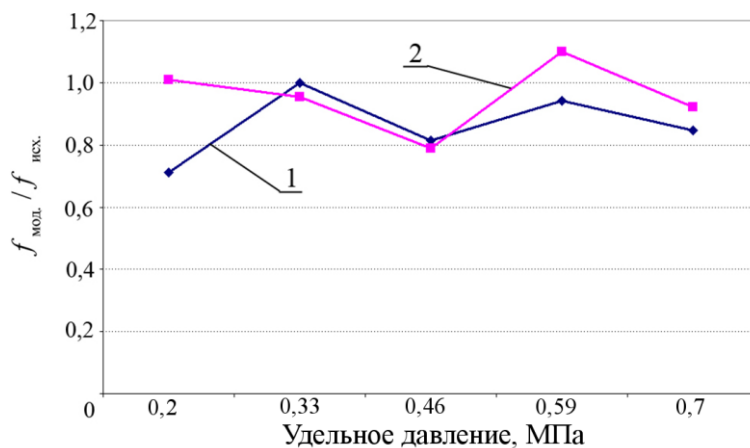


в)

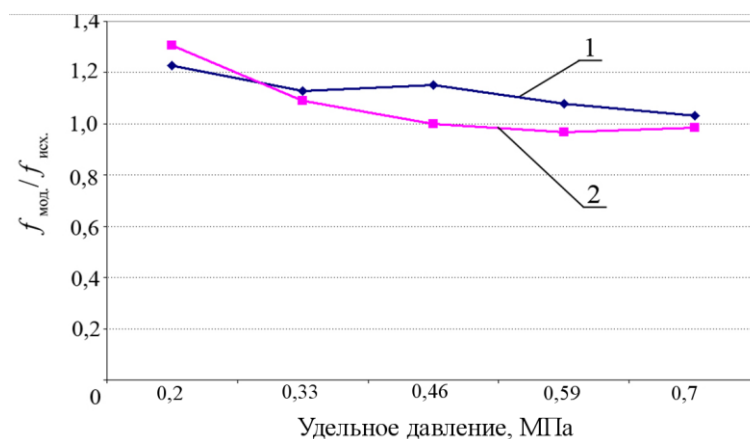
Рисунок 6.15.

Интенсивность изнашивания (I_v) и коэффициент изнашивания (K) образцов из сплава АК9 (а), КМ состава АК12 + 2 масс.% Mg + 10 масс.% Al_2O_3 (40) (б) и АК12М2МгН + 12 масс.% $SiC_{(14)}$ (в) в зависимости от удельного давления в условиях сухого трения скольжения: I - исходное состояние; II, III после модифицирования поверхностного слоя на режимах 1 и 2 (табл.6.2).

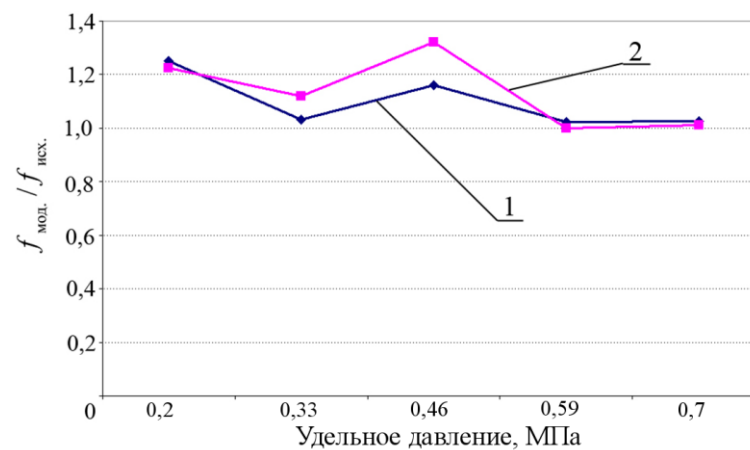
380



а)



б)



в)

Рисунок 6.16.

Нормализованные коэффициенты трения $f_{\text{мод.}}/f_{\text{исх.}}$ образцов АК9 (а), АК12 + 2 масс.% Mg + 10 масс.% Al₂O₃₍₄₀₎ (б), АК12М2МгН + 12 масс.% SiC₍₁₄₎ (в) после модифицирующей обработки по режимам 1 (1) и 2 (2) (табл.6.2) в зависимости от приложенного удельного давления.

В процессе сухого трения скольжения приповерхностные слои испытывают сильную пластическую деформацию, следы которой можно наблюдать на микрошлифах поперечных сечений образцов после испытаний (рис.6.17, а). При испытаниях с удельным давлением 0,7 МПа на контактных поверхностях модифицированного образца отчетливо виден сформированный в процессе трения переходный слой. Этот слой представляет собой механическую наноструктурированную смесь, состоящую, согласно МРСА, из материала контртела и испытываемого образца, а также их окислов (рис.6.17, б), что согласуется с [292, 293]. Появление железа или его окислов может быть вызвано абразивным воздействием на контртело упрочняющих дисперсных частиц (Al_2O_3 , SiC), а также кристаллов кремния в составе сплава АК9. Переходный слой способствует снижению коэффициента трения и защищает образец от изнашивания.

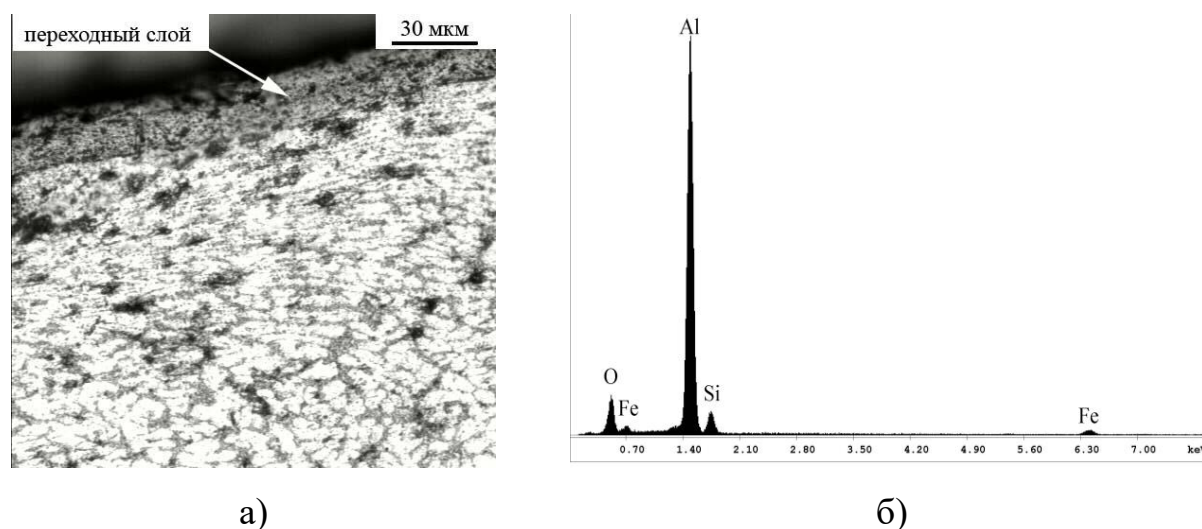


Рисунок 6.17.

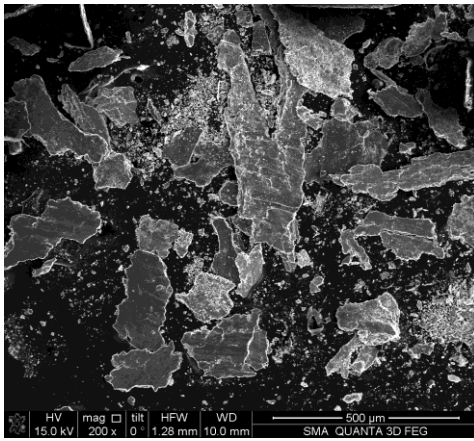
Структура модифицированного образца из сплава АК9 после испытаний на трение (а) и поэлементный состав переходного слоя по данным МРСА (б).

На рис.6.18 представлены продукты изнашивания модифицированного образца из модельного сплава АК9 после испытаний на сухое трение скольжения при разных осевых нагрузках. После испытаний при малых удельных давлениях (0,2 МПа) видны три типа дебриса (продуктов

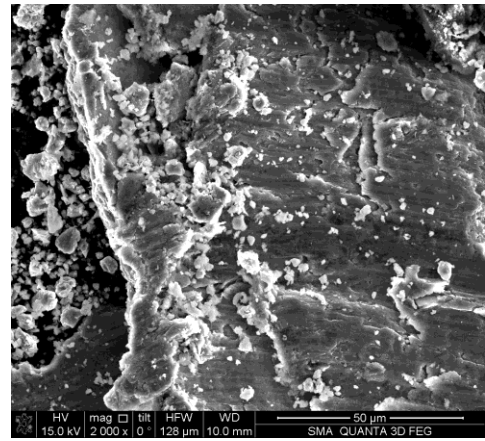
изнашивания), соответствующие разным механизмам изнашивания (рис.6.18, а, б): 1 – частицы ленточной формы размером до 700 мкм со следами резанья на поверхности являются продуктами абразивного износа, характерного для начальных этапов (стадии приработки) процесса трения, 2 – мелкие частицы преимущественно равноосной формы размером до 10 мкм являются скорее всего продуктами окислительного износа, 3 – шероховатые частицы пластинчатой формы размером от 50 до 500 мкм имеют признаки адгезионного разрушения.

Процесс сухого трения скольжения при удельном давлении 0,7 МПа характеризуется большим количеством дебриса в виде частиц пластинчатой формы со средним размером от 100 до 350 мкм (рис.6.18, в, г). Преобладание дебриса этого типа свидетельствует о доминировании адгезионного механизма изнашивания в процессе сухого трения скольжения. Увеличение осевой нагрузки приводит к получению более равноосных и близких по размеру частиц с рваными фрагментированными краями. По данным МРСА в дебрисе при больших осевых нагрузках присутствует железо (рис.6.18, д), что может быть результатом адгезионного изнашивания переходного слоя.

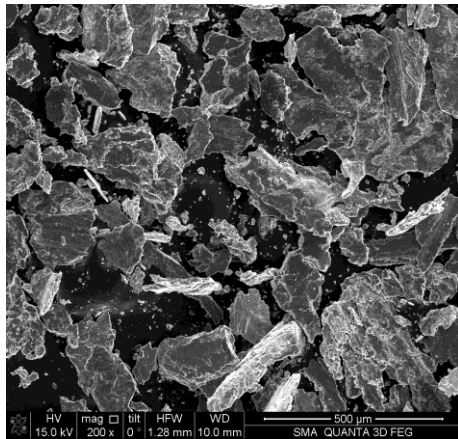
Исходные образцы, а также образцы после модифицирующей обработки дугой в магнитном поле характеризуются коэффициентами стабильности процесса трения скольжения без смазки близкими к единице (табл.6.8), что свойственно антифрикционным материалам и является свидетельством устойчивого характера процесса трения. Видно, что оплавление приводит к увеличению коэффициентов стабильности образцов из КМ, причем высокие коэффициенты стабильности (не ниже 0,9) сохраняются даже при максимальных осевых нагрузках.



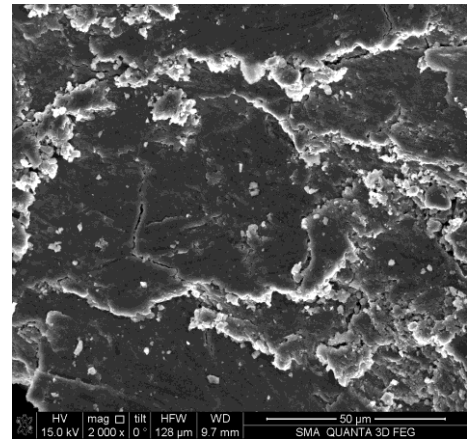
а)



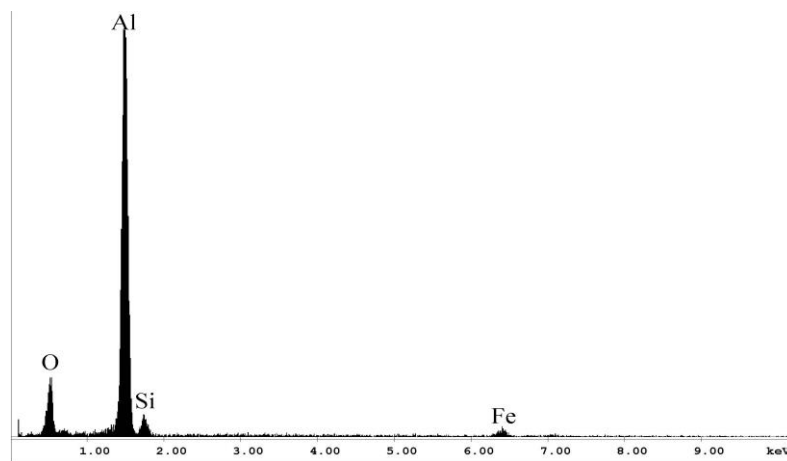
б)



в)



г)



д)

Рисунок 6.18.

Морфология продуктов изнашивания модифицированного по режиму 1 модельного образца из сплава АК9 при удельном давлении 0,2 МПа (а, б) и 0,7 МПа (в, г) и состав дебриса при удельном давлении 0,7 МПа по данным МРСА (д).

Значения коэффициентов стабильности трения скольжения $\alpha_{ст}$ образцов в исходном состоянии и после обработки сварочной дугой в магнитном поле.

Состав образца, мас.%	Состояние и режим обработки	Коэффициент стабильности процесса трения ($\alpha_{ст}$) в зависимости от приложенной осевой нагрузки (F_H, H):				
		18	28	39	50	60
AK9	исходное	0,87	0,91	0,92	0,93	0,9
	обработка реж.1	0,93	0,84	0,85	0,82	0,85
	обработка реж.2	0,87	0,81	0,82	0,85	0,84
AK12 + 10% Al ₂ O ₃₍₄₀₎ + 2%Mg	исходное	0,94	0,93	0,86	0,88	0,81
	обработка реж.1	0,81	0,85	0,95	0,95	0,97
	обработка реж.2	0,95	0,87	0,98	0,94	0,98
AK12M2MgH + 12%SiC ₍₁₄₎	исходное	0,98	0,91	0,91	0,88	0,85
	обработка реж.1	0,98	0,91	0,95	0,94	0,89
	обработка реж.2	0,96	0,94	0,93	0,95	0,93

Об износостойкости образцов, обработанных импульсно-периодическим лазерным излучением, судили по результатам измерения микротвердости исходного материала и оплавленных слоев. Согласно [280, 281] твердость образцов прямо пропорциональна их износостойкости:

$$I = K \cdot \frac{F_H}{H}, \quad (6.2)$$

где I – объемная интенсивность изнашивания; K – коэффициент изнашивания; F_H – приложенная нагрузка; H – твердость материала.

Проводили измерения микротвердости в валиках, полученных при плотности энергии импульса лазерного излучения до 3,54 кВт/мм², а также в основном металле на расстоянии 5 мм от линии сплавления. Результаты этих измерений приведены в табл.6.9. Видно, что микротвердость увеличивается с увеличением плотности энергии импульса. Увеличение микротвердости

образцов, достигаемое за счет обработки лазерным излучением, составляет 30-40%. Большая степень упрочнения КМ Д16 + 17 масс.% SiC₍₂₈₎ по сравнению с КМ других составов может быть связана как с большей долей армирования, так и с дополнительным упрочнением матричного сплава продуктами деградации армирующей фазы.

Таблица 6.9.

Результаты измерения микротвёрдости в зоне оплавления.

Состав образца, масс.%	Плотность энергии импульса, кВт/мм ²	Микротвёрдость, МПа	
		Оплавленный участок	Основной металл
AK12M2MgH	1,28	137	127
	2,36	150	
	3,54	158	
AK12M2MgH + 5 SiC ₍₂₈₎	1,28	161	130
	2,36	175	
	3,54	180	
Д16 + 17 SiC ₍₂₈₎	1,28	150	132
	2,36	181	
	3,54	195	

Судя по полученным результатам, обработка импульсно-периодическим лазерным излучением поверхности дисперсно-наполненных КМ приводит к увеличению их износостойкости. Однако, технологические параметры лазерной обработки должны обеспечивать удовлетворительное формирование оплавленных слоев и сохранение частиц наполнителя в этих слоях.

6.4 Выводы по главе 6

1. Установлено, что обработка поверхности высококонцентрированными источниками энергии (сварочной дугой с воздействием на нее магнитным

полем и лазерным излучением) является эффективным способом повышения механических характеристик и износостойкости алюмоматричных дисперсно-наполненных КМ.

2. Геометрические размеры зоны оплавления (ширина и глубина) и форма оплавления слоев зависят от технологических параметров режима обработки: величины магнитной индукции для дугового оплавления с воздействием на дугу магнитным полем и величины плотности энергии импульса в случае обработки поверхности лазерным излучением.

3. При обработке поверхности КМ АК12М2МгН + 12 масс.% SiC₍₁₄₎ и АК12 + 2 масс.% Mg + 10 масс.% Al₂O₃₍₄₀₎ дуговым оплавлением с воздействием на дугу магнитным полем наблюдается сохранение частиц наполнителя и диспергирование в 5-10 раз структуры матрицы вследствие больших скоростей охлаждения.

4. При обработке поверхности образцов импульсно-периодическим лазерным излучением обнаружено, что для получения валиков с гладкой поверхностью плотность энергии импульса лазерного излучения не должна превышать 10 кВт/мм². Образцы КМ, имеющие в своем составе графит, невозможно обрабатывать лазерным излучением даже при низких плотностях энергии импульса (менее 1 кВт/мм²) по причине интенсивного порообразования в швах. В образцах КМ АК12М2МгН + 5 масс.% SiC₍₂₈₎ и Д16 + 5 масс.% SiC₍₂₈₎ армирующая фаза сохраняется во всем диапазоне исследованных режимов, причём обнаруживается упрочнение матрицы КМ за счёт диспергирования её структуры. При лазерной обработке КМ Д16 + 17 масс.% SiC₍₂₈₎ наблюдается значительная деградация армирующей фазы даже при низких плотностях энергии импульса (менее 1 кВт/мм²), что может быть связано с увеличением коэффициента поглощающей способности КМ при увеличении количества частиц SiC, а также малым содержанием в матричном сплаве кремния, ограничивающего межфазное взаимодействие.

5. Поверхностные слои после модифицирующей обработки высококонцентрированными источниками энергии характеризуются

повышением твердости на 20-40% и износостойкости в 1,5-2 раза по сравнению с исходным состоянием при сохранении значений коэффициента трения на исходном уровне.

6. Процессы дугового оплавления с воздействием на дугу и расплав магнитным полем и лазерного оплавления КМ могут быть полезны для получения высококачественных и однородных по составу износостойких поверхностных слоев.

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_2O_3), интерметаллидов системы Al_xTi_y , серебристого графита (C).

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_4C), 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 алюмокремниевого покрытия 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.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- [1]. Ксенович, И.П. Триботехника и проблемы прикладной механики наземных мобильных машин / И.П. Ксенович // Приводная техника. 2003. № 5. С. 2-5.
- [2]. Дроконов, А.М. Подшипники турбинных установок: учебное пособие / А.М. Дроконов, А.В. Осипов, А.В. Бирюков. – Брянск. : БГТУ, 2009. - 103 с.
- [3]. Рубин, М.Б. Подшипники в судовой технике: Справочник / М.Б. Рубин, В.Е. Бахарева. – Л. : Судостроение, 1987. – 341 с.
- [4]. Пенкин, Н.С. Основы трибологии и триботехники: Учебное пособие / Н.С. Пенкин, А.Н. Пенкин, В.М. Сербин. – М. : Машиностроение, 2008. – 206 с.
- [5]. Трение, износ и смазка (трибология и триботехника) / А.В. Чичинадзе [и др.], под общ. ред. А.В. Чичинадзе. – М. : Машиностроение, 2003. – 576 с.
- [6]. Андриенко, Л.А. Детали машин. Учебник для вузов / Л.А. Андриенко, М.Н. Захаров, Б.А. Байков. – М. : МГТУ, 2014. – 465 с.
- [7]. Перель, Л.Я. Подшипники качения: расчет, проектирование и обслуживание опор. Справочник / Л.Я. Перель, А.А. Филатов. – М. : Машиностроение, 1992. – 606 с.
- [8]. Газиев, Р.Р. Ремонт подшипников скольжения компрессоров с применением газопламенного напыления / Р.Р. Газиев [и др.] // Нефтегазовое дело. - 2012. - №5. – С.236-245.
- [9]. Языков, А.Е. Подшипники и маслосистемы: учебное пособие / А.Е. Языков, В.Н. Казанский, Р.Ш. Бускунов. – Челябинск. : Цицеро, 2010. – 202 с.
- [10]. Чернавский, С.А. Подшипники скольжения / С.А. Чернавский. – М. : Машгиз, 1963. - 239 с.
- [11]. Альшиц, И.Я. Опоры скольжения / И.Я. Альшиц, Н.Ф. Вержбицкий, Э.Ф. Зоммер. – М. : Машгиз, 1958. – 195 с.

[12]. Паровой, Е.Ф. Актуальные проблемы надежности узлов трения газотурбинных двигателей / Е.Ф. Паровой, И.Д. Ибатуллин // Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета. – 2015. – Т.14, № 3-2. - с. 375–383.

[13]. Ремонт паровых турбин: учебное пособие / В.Н. Родин [и др.]. Под общ. ред. Ю.М. Бродова, В.Н. Родина. - Екатеринбург. : Изд-во ГОУ УГТУ-УПИ, 2002. - 203 с.

[14]. Гаркунов, Д.Н. Триботехника. Износ и безызносность / Д.Н. Гаркунов. – 4-е изд., перераб. и доп. – М. : Изд-во МСХА, 2001. – 616 с.

[15]. Bearing tribology: principles and applications / M. Qiu et. al. – Beijing. : National defense industry press; Berlin etc. : Springer, 2017. – 342 p.

[16]. ГОСТ 14113-78. Сплавы алюминиевые антифрикционные. Марки. – Взамен ГОСТ 14113-69 ; введ. 1979-01-01. – М. : Изд-во стандартов, 1999. – 4 с.

[17]. ГОСТ ИСО 4383-2006. Подшипники скольжения. Многослойные материалы для тонкостенных подшипников скольжения. – Взамен ГОСТ 28813-90 ; введ. 2009-07-01. - М. : Изд-во стандартов, 2009. – 8 с.

[18]. ГОСТ 5017-2006. Бронзы оловянные, обрабатываемые давлением. Марки. – Взамен ГОСТ 5017-74 ; введ. 2008-01-01. – М. : Изд-во стандартов, 2007. – 8 с.

[19]. ГОСТ 613-79. Бронзы оловянные литейные. Марки. – Взамен ГОСТ 613-65 ; введ. 1980-01-01. – М. : Изд-во стандартов, 1979. – 7 с.

[20]. ГОСТ 1320-74. Баббиты оловянные и свинцовые. Технические условия. – Взамен ГОСТ 1320-50 ; введ. 1975-01-01. – М. : Изд-во стандартов, 2001. – 11 с.

[21]. Потехин, Б.А. Свойства баббита Б83 / Б.А. Потехин, А.Н. Глущенко, В.В. Илюшин // Технология металлов. – 2006. - №3. – С. 17-23.

[22]. Потехин, Б.А. Влияние способов литья на структуру и свойства оловянного баббита / Б.А. Потехин, В.В. Илюшин, А.С. Христолюбов // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2009. - №8. – С. 16-21.

[23]. Глущенко, А.Н. Устройство и принцип работы машины для заливки подшипников скольжения / А.Н. Глущенко, Б.А. Потехин // Материалы всероссийской научно-технической конференции студентов и аспирантов. Екатеринбург : Изд-во УГЛТУ, 2005. – 295 с.

[24]. Хрущев, М.М. Исследование изменений в строении рабочей поверхности баббита в процессе трения и изнашивания / М.М. Хрущев, А.Д. Курицына // Трение и износ в машинах. М. – Л. : АН СССР. 1950. Т5. С.76-82.

[25]. Barykin, N.P. Wear and failure of babbit bushes in steam turbine sliding bearings / N.P. Barykin, F.A. Sadykov, I.R. Aslanyan // Materials engineering and performance. – 2000. - №2. – P. 127-131.

[26]. Барыкин, Н.П. Поверхностная обработка вкладыша подшипника скольжения / Н.П. Барыкин, Ф.А. Садыков, И.Р. Асланян // Трение и износ. – 2000. - №6. – С. 634-639.

[27]. Барыкин, Н.П. Влияние структуры баббита Б83 на интенсивность износа трибосопряжений / Н.П. Барыкин, Р.Ф. Фазлыяхметов, А.Х. Валеева // Металловедения и термическая обработка. – 2006. - №2. – С.44-46.

[28]. Дмитриев, М.А. Влияние лазерной обработки на структуру и свойства баббита Б83 / М.А. Дмитриев, В.К. Шевчук // Сб. Вологодские чтения. Владивосток. 2001. №18. – С. 33-35.

[29]. Потехин, Б.А. Совершенствование узлов трения в машинах и механизмах предприятий лесного комплекса / Б.А. Потехин // Лесной журнал. – 2009. - №1. – С. 51-54.

[30]. Злобин, Б.С. Разработка научных основ процесса изготовления биметаллических заготовок подшипников с использованием сварки взрывом : автореф. дис. ... д-ра. техн. наук : 01.02.04 / Злобин Борис Сергеевич. – Новосибирск, 2000. – 30 с.

[31]. Миронов, А.Е. Разработка новых марок литейных алюминиевых антифрикционных сплавов для замены бронз в узлах трения / А.Е. Миронов, Е.Г. Котова // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. – 2011. - Т.13, №4. - С. 1136–1140.

[32]. Королев, А.Е. Повышение надежности работы вкладышей подшипников скольжения коленчатого вала дизеля 5Д49 : автореф... дис. ... канд. техн. наук : 05.02.04 / Королев Александр Евгеньевич. – М., 2005. – 22 с.

[33]. Подшипники из алюминиевых сплавов / Н.А. Буше [и др.]. – М. : Транспорт, 1974. – 256 с.

[34] Буше, Н.А. Совместимость трущихся поверхностей / Н.А. Буше, В.В. Копытько. – М. : Наука, 1981. – 128 с.

[35] Буше Н.А. Трение, износ и усталость в машинах (Транспортная техника) / Н.А. Буше. – М. : Транспорт, 1987. – 223 с.

[36]. Буше, Н.А. Новые алюминиевые сплавы взамен традиционных материалов / Н.А. Буше, А.Е. Миронов, Т.Ф. Маркова // Приводная Техника. – 2003. - №5. – С. 57-62.

[37]. Шпаковский, В.В. Снижение коэффициента трения пары коленчатый вал-вкладыш двигателей магистральных тепловозов применением дискретного упрочнения и гальваноплазменной обработки / В.В. Шпаковский, С.А. Кравченко, А.К. Олейник // Двигатели внутреннего сгорания. - 2013. - №1. - С. 98–101.

[38]. Прирабочные покрытия подшипников скольжения / В.Б. Тарельник [и др.] // Вестник ХНТУСГ им. П. Василенка. - 2015. - №159. - С. 90–104.

[39] Оценка работоспособности подшипников коленчатых валов / Н.А. Буше [и др.] // Локомотив. - 2005. - №9. - С. 37–39.

[40] Зелинский В.В., Сучилин Д.Н. Обоснование и разработка новой триботехнологии для антифрикционных материалов : [Электронный ресурс] // Современные проблемы науки и образования. - 2014. - №3. Электронная версия печатн. публ. URL: <https://www.science-education.ru/ru/article/view?id=13666> (дата обращения: 25.12.2015).

[41]. Современные композиционные материалы. Пер. с англ. / Под ред. Л. Браутмана, Р. Крока. - М. : Мир, 1970. - 672 с.

[42]. Композиционные материалы: в 8 т. Пер. с англ. / Под ред. Л. Браутмана, Р. Крока. Т. 3. Применение композиционных материалов в технике / Под ред. Б. Нотона. - М. : Машиностроение, 1978. - 511 с.

[43]. Композиционные материалы: в 8 т. Пер. с англ. / Под ред. Л. Браутмана, Р. Крока. Т. 1. Поверхности раздела в металлических композитах / Под ред. А. Меткалфа. - М. : Машиностроение, 1978. - 438 с.

[44]. Композиционные материалы: в 8 т. Пер. с англ. / Под ред. Л. Браутмана, Р. Крока. Т. 4. Композиционные материалы с металлической матрицей / Под ред. К. Крейдера. - М. : Машиностроение, 1978. - 504 с.

[45]. Волокнистые композиционные материалы с металлической матрицей / М.Х. Шоршоров [и др.]; Под ред. М.Х. Шоршорова. - М. : Машиностроение, 1981. - 272 с.

[46]. Взаимодействие металлических расплавов с армирующими наполнителями / Т.А. Чернышова [и др.]. - М. : Наука, 1993. - 272 с.

[47]. Структура и свойства композиционных материалов / К.И. Портной [и др.]. - М. : Машиностроение, 1979. - 255 с.

[48]. Уитон, Дж. Волокнистые композиционные материалы / Дж. Уитон; Под ред. Дж. Уитона, Э. Скала. - М. : Metallurgy, 1978. - 240 с.

[49]. Композиционные материалы. Справочник / Л.Р. Вишняков [и др.]; Под ред. Д.М. Карпиноса. - Киев. : Наукова думка, 1985. - 592 с.

[50]. Физическое металловедение: в 3 т. Пер с англ. Т. 2. Фазовые превращения в металлах и сплавах и сплавы с особыми физическими свойствами / Под ред. Р.У. Кана, П. Хаазена. - М. : Metallurgy, 1987. - 624 с.

[51]. Тарнопольский, Ю.М. Пространственно-армированные композиционные материалы: Справочник / Ю.М. Тарнопольский, И.Г. Жигун, В.А. Поляков. - М. : Машиностроение, 1987. - 244 с.

[52]. Алюминиевые и магниевые сплавы, армированные волокнами / В.С. Иванова [и др.]. - М. : Наука, 1974. - 200 с.

[53]. Матусевич, А.С. Композиционные материалы на металлической основе / А.С. Матусевич. - Минск. : Наука и техника, 1978. - 216 с.

[54]. Композиционные материалы: Справочник / В.В. Васильев [и др.] / Под общ. ред. В.В. Васильева, Ю.М. Тарнопольского. - М. : Машиностроение, 1990. - 512 с.

[55]. Михеев, Р.С. Алюмоматричные композиционные материалы с карбидным упрочнением для решения задач новой техники / Р.С. Михеев, Т.А. Чернышова. - М. : Маска, 2013. - 356 с.

[56]. Kryachek, V.M. Friction composites: Traditions and new solutions (review). II. Composite materials / V.M. Kryachek // Powder metallurgy and metal ceramics. – 2005. - №44. – P. 5-16.

[57]. Das, S. Development of aluminium alloy composites for engineering application / S. Das // Transactions of The Indian Institute of Metals – 2004. - №57. - P. 325-334.

[58]. Kevorkijan, V. Functionally graded aluminium-matrix composites / V. Kevorkijan // American Ceramic Society Bulletin. – 2003. – №82. – P. 33-37.

[59]. Ramesh, K.C. Fabrication of metal matrix composite automotive parts / K.C. Ramesh, R. Sagar // Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 1999. - №15. – P. 114-118.

[60]. Purohit, R. Fabrication of cam using metal matrix composites / R. Purohit, R. Sagar // Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2001. - №17. – P. 644-648.

[61]. Dasgupta, R. Aluminium alloy-based metal matrix composites: a potential material for wear resistant application / R. Dasgupta // International Scholarly Research Network ISRN Metallurgy. - 2012. - №2012. - Article ID 594573. - P. 1-14.

[62]. Suresh S., Mortensen A. Fundamentals of functionally graded materials: Processing and thermomechanical behavior of graded materials and metal-ceramic composites. - London. : IOM Communications Ltd, 1998. - 325 p.

[63]. Moazami Goudarzi, M. Investigation of characteristics of tin-based white metals as a bearing material / M. Moazami Goudarzi, S.A. Jenabali Jahromi, A. Nazarboland // Materials and Design. - 2009. - №30. - P. 2283–2288.

[64]. Ranganath, S. A review on particulate – reinforced titanium matrix composites / S. Ranganath // Journal of Materials Science. – 1997. - №32. - P. 1-16.

[65]. Keiner, K.U. Die Partikeln und die Fasern für Metall Matrix-Verbundwerkstoffe / K.U. Keiner // Metallische Verbundwerkstoffe. Wien. : DGM Verlag. – 1993. - S. 43-58.

[66]. Чернышова, Т.А. Дискретно армированные композиционные материалы с матрицами из алюминиевых сплавов и их трибологические свойства / Т.А. Чернышова, Л.И. Кобелева, Л.К. Болотова // Металлы. – 2001. - №6. - С. 85-98.

[67]. Taha, M.A. Practicalization of cast metal matrix composites (MMCCs) / M.A. Taha // Materials and Design. – 2001. - Vol. 22, № 6. - P. 431-441.

[68]. Чернышова, Т.А. Дисперсно-наполненные композиционные материалы на базе антифрикционного силумина для узлов трения скольжения / Т.А. Чернышова, Л.И. Кобелева, Т.В. Лемешева // Перспективные материалы. – 2004. - №3. - С. 69-75.

[69]. Буше, Н.А. Новые алюминиевые сплавы взамен традиционных материалов / Н.А. Буше, А.Е. Миронов, Т.Ф. Маркова // Приводная Техника. - 2003. - №5. - С. 57-62.

[70]. Трибологические свойства композиционных материалов на основе баббита Б83, полученных методом порошковой металлургии / И.Е. Калашников [и др.] // Металлы. – 2016. - №4. – С. 101-107.

[71]. Composites of aluminum alloys: fabrication and wear behaviour / F.M. Hosking [et. al.] // Journal of Materials Science – 1982. – №17 – P. 477-498.

[72]. Rohatgi, P. Cast aluminium-matrix composites for automotive applications / P. Rohatgi // The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society. – 1991. – V. 43, №4. – P. 10-16.

[73] Sijo, M.T. Analysis of stir cast aluminium silicon carbide metal matrix composite: A comprehensive review / M.T. Sijo, K.R. Jayadevan // Procedia Technology. - 2016. - №24. - P. 379-385.

[74]. Thakur, S.K. The influence of interfacial characteristics between SiCp and Mg/Al metal matrix on wear, coefficient of friction and microhardness / S.K. Thakur, B.K. Dhindaw // *Wear*. – 2001. - № 247. – P. 191-201.

[75]. Feest, E.A. Interfacial phenomena in metal-matrix composites / E.A. Feest // *Composites*. – 1994. - V. 25, №2. - P. 75-86.

[76]. Фроммейер, Г. Физическое металловедение / Г. Фромейер ; под ред. Р.У. Кана и П. Хаазена. - М. : Металлургия, 1987. – т. 1. - С. 550-574.

[77]. Kennedy, A.R. The microstructure and mechanical properties of TiC and TiB₂ reinforced cast metal matrix composites / A.R. Kennedy, A.E. Karantzalis, S.M. Wyatt // *Journal of Materials Science* – 1999. – Vol.34. - №5. - P. 933-940.

[78]. The microstructure and mechanical properties of homogeneous cast MMCs / Kennedy A.R. [et. al.] // in: A. Poursartip, K. Street (Eds.), X International Conference on Composite Materials, Vol. II, Whistler, Canada. – 1995. - Woodhead Publishing, Cambridge, UK. - P. 457-464.

[79]. Mitra, R. Interfaces in discontinuously reinforced MMC (An Overview) / R. Mitra, Y.R. Mahajan // *Bulletin of Materials Science*. - 1995. - №18. - P. 405-434.

[80]. Effect of different reinforcements on composite-strengthening in aluminium / A.K. Kuruvilla [et. al.] // *Bulletin of Materials Science*. – 1989. – №12. – P. 495-505.

[81]. Naidich J.V. Wettability of solids by liquid metals / J.V. Naidich // In.: *Progress in surface and membrane science* / D. A. Cadenhead; J. F. Danielli. - Academic Press, 1981. - Vol. 14. - P. 353-484.

[82]. Structural, morphological and interfacial characterization of Al-Mg/TiC composites / A. Contreras [et. al.] // *Materials Characterization*. – 2007. - Vol. 58, № 8-9. - P. 685–693.

[83]. Microstructure and heat-treatment response of Al-2024/TiC composites / A. Albiter [et. al.] // *Materials Science and Engineering: A*. – 2000. - Vol. 289, № 1-2. - P. 109-115.

[84]. Shyu, R.F. In situ reacted titanium carbide-reinforced aluminum alloys composite / R.F. Shyu, C.T. Ho // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2006. - Vol. 171, № 3. - P. 411-416.

[85]. Premkumar, M.K. Al-TiC particulate composite produced by a liquid state in situ process / M.K. Premkumar, M.G. Chu // *Materials Science and Engineering: A*. – 1995. - Vol. 202, № 1. - P. 172-178.

[86]. Khatri, S. Formation of TiC in in-situ processed composites via solid-gas, solid- liquid and liquid-gas reaction in molten Al-Ti / S. Khatri, M. Koczak // *Materials Science and Engineering: A*. – 1993. - Vol. 162, № 1-2. - P. 153-162.

[87]. Sahoo, P. Microstructure-Property Relationships of in situ reacted. TiC/Al-Cu metal matrix composites / P. Sahoo, M. Koczak // *Materials Science and Engineering: A*. – 1991. - Vol. 144, № 1. - P. 69-76.

[88]. Lloyd, D.J. Aspects of fracture in particulate reinforced metal matrix composites / D.J. Lloyd // *Acta Metallurgica et Materialia* – 1991. - №39 - P. 59-71.

[89]. Kennedy, A.R. Characterizing particle-matrix interfacial bonding in particulate Al-TiC MMCs produced by different methods / A.R. Kennedy, S.M. Wyatt // *Composites: Part A*. – 2001. – №32. - P. 555-559.

[90]. Karantzalis, A.E. The mechanical properties of Al-TiC metal matrix composites fabricated by a flux casting technique / A.E. Karantzalis, S.M. Wyatt, A.R. Kennedy // *Materials Science and Engineering A*. – 1997. – №237. – P. 200-206.

[91]. Shipway, P.H. Sliding wear behavior of aluminium-based metal matrix composites produced by a novel liquid route / P.H. Shipway, A.R. Kennedy, A.J. Wilkes // *Wear*. – 1998. - №216. – P. 160-171.

[92]. Unlu, B.S. Investigation of tribological and mechanical properties of Al₂O₃-SiC reinforced Al composites manufactured by casting or P/M method / B.S. Unlu // *Materials and Design*. – 2008. – №29. – P. 2002-2008.

[93]. Калашников, И.Е. Развитие методов армирования и модифицирования структуры алюмоматричных композиционных материалов : дис. ... д-ра техн. наук : 05.16.06 / Калашников Игорь Евгеньевич. – М., 2011. – 428 с.

[94]. Кобелева, Л.И. Получение композиционных материалов методом механического замешивания наполнителей в расплав / Л.И. Кобелева, Л.К. Болотова, И.Е. Калашников // Новая наука: проблемы и перспективы. – 2016. - №3-2. - С.217-219.

[95]. Synthesis of TiC/Al composites in liquid aluminium / Jiang W.H. [et. al.] // Materials Letters. – 1997. - №32. – P. 63-65.

[96]. Tong, X.C. Al-TiC composites in-situ-processed by ingot metallurgy and rapid solidification technology: Part I. Microstructural evolution / X.C. Tong, H.S. Fang // Metallurgical Materials Transactions A. – 1998. - №29. – P. 875-891.

[97]. Merzhanov, A.G. Self-propagating high temperature synthesis: Twenty years of search and findings / Eds. Z.A. Munir [et. al.] // Combustion and plasma synthesis of high temperature materials. – N.Y. : VCH Publ. – 1990. - P. 1-53.

[98]. Макаренко, А.Г. Процесс самопроизвольного высокотемпературного синтеза для производства алюминиевых лигатур с использованием флюса / Макаренко А.Г. [и др.] // Мат. 5-го Междунар. симпозиума по СВС. – Москва. – 1999. - С. 47.

[99]. Birol, Y. In situ processing of TiC_p-Al composites by the reacting graphite with Al-Ti melts / Y. Birol // Journal of Materials Science. – 1999. - №34. - P. 1653-1657.

[100]. Preparation of Al-TiC composites by self-propagating high-temperature synthesis / Li Peijie [et. al.] // Scripta Materialia. – 2003. - №49. - P. 699-703.

[101]. Nakata, H. Fabrication and mechanical properties of in situ formed carbide particulate reinforced aluminium composite / H. Nakata, T. Choh, N. Kanetake // Journal of Materials Science. - 1995. - №30. - P. 1719-1727.

[102]. Семенов, Б.И. Освоение композитов - путь к новому уровню качества материалов / Б.И. Семенов // Литейное производство. – 2000. - №8. - С. 6-11.

[103]. Mortensen, A. Interfacial phenomena in the solidification processing of metal matrix composites / A. Mortensen // *Materials Science and Engineering: A*. – 1991. - Vol. 135, № 1-2. - P. 1-11.

[104]. Кобелева, Л.И. Композиционные гранулы на основе сплава олова / Л.И. Кобелева [и др.] // *Физика и химия обработки материалов*. – 2015. - №3. – С. 49-56.

[105]. Gujar, R.S. Tribological investigation and development of tin based babbitt composite material // R.S. Gujar, Dr. R.R. Navthar // *International research journal of engineering and technology*. – 2017. – Vol. 4. - №7. – P. 3190-3196.

[106]. Leszczynska-Madej, B. The properties of Babbitt bushes in steam turbine sliding bearings / B. Leszczynska-Madej, M. Madej // *Archives of metallurgy and materials*. – 2011. – Vol. 56. - №11. – P. 805-812.

[107]. Leszczynska-Madej, B. The tribological properties and the microstructure investigation of tin babbitt with Pb addition after heat treatment / B. Leszczynska-Madej, M. Madej // *Archives of metallurgy and materials*. – 2016. – Vol. 61. - №4. – P. 1861-1868.

[108]. Строганов, Г.Б. Сплавы алюминия с кремнием / Г.Б. Строганов, В.А. Ротенберг, Г.Б. Гершман. – М. : *Металлургия*, 1977. - 272 с.

[109]. Zhang, J. Transition between mild and severe wear in aluminum alloys / J. Zhang, A.T. Alpas // *Acta Materialia*. – 1997. - №45. – P. 513-528.

[110]. Chen, M. Ultra-mild wear in eutectic Al-Si alloys / M. Chen, T. Perry, A.T. Alpas // *Wear*. – 2007. - №263. - P. 552-561.

[111]. Chen, M. Ultra-mild wear in hypereutectic Al-18,5 wt.% Si alloy / M. Chen, A.T. Alpas // *Wear*. – 2008. - №265. - P. 186-195.

[112]. Copper effects in mechanical properties of rapidly solidified Sn–Pb–Sb Babbitt bearing alloys / M. Kamal [et. al.] // *Materials Science and Engineering A*. - 2011. - V.530. - P. 327–332.

[113]. Using echo pulse testing to estimate the structure of the antifriction layer of plain bearings in steam turbines / N.P. Barykin [et. al.] // *Russian Journal of Nondestructive Testing*. - 2006. - V.42. - №1. - P. 60-62.

[114]. Valeeva, A.Kh. Effect of Structure of B83 babbitt on its wear / A.Kh. Valeeva, I.Sh. Valeev, R.F. Fazlyakhmetov // Journal of Friction and Wear. - 2014. - V.35. - №4. - P. 311–315.

[115]. Валеева, А.Х. Износ баббита Б83 с различной структурой / А.Х. Валеева [и др.] // Письма о материалах. – 2015. - №5. – С. 147-151.

[116]. Axen, N. A model for the abrasive wear resistance of multiphase materials / N. Axen, S. Jacobson // Wear. - 1994. - №174. - P.127-199.

[117]. Буше, Н.А. Подшипниковые сплавы для подвижного состава / Н.А. Буше. – М. : Транспорт, 1967. – 224 с.

[118]. Venkataraman, B. The sliding wear behavior of Al-SiC particulate composites – I. Macrobehavior / B. Venkataraman, G. Sundararajan // Acta Materialia. – 1996. - №44. - P. 451-460.

[119]. Venkataraman, B. The sliding wear behavior of Al-SiC particulate composites – II. The characterization of subsurface formation and correlation with wear behavior / B. Venkataraman, G. Sundararajan // Acta Materialia. – 1996. - №44. - P. 461-473.

[120]. Bai, M. Reciprocal sliding wear of SiC particle reinforced Al-Cu aluminium matrix composite against stainless steel, high speed tool steel and ceramics – I. Tribological properties and construction of tribo-maps / M. Bai, Q. Xue, H. Guo // Wear. – 1996. - №195. - P. 152-161.

[121]. Bai, M. Reciprocal sliding wear of SiC particle reinforced Al-Cu aluminium matrix composite against stainless steel, high speed tool steel and ceramics – II. Wear mechanisms / M. Bai, Q. Xue, H. Guo // Wear. – 1996. - №195. - P. 126-136.

[122]. Alpas, A.T. Wear rate transitions in cast aluminium –silicon alloys reinforced with SiC particles / A.T. Alpas, J. Zhang // Scripta Metallurgica et Materialia – 1992. - №26. - P. 505-509.

[123]. The effect of particle reinforcement on the sliding wear behavior of aluminium matrix composites / B. Manish Roy [et. al.] // Metallurgical Transaction A. – 1992. - №23. - P. 2833-2847.

[124]. Sato, A. Aluminium matrix composites: Fabrication and properties / A. Sato, R. Mehrabian // Metallurgical Transactions B. – 1976. - №7. - P. 443-451.

[125]. Wilson, S. Effect of temperature on the sliding wear performance of Al alloys and Al matrix composites / S. Wilson, A.T. Alpas // Wear. – 1996. - №196. - P. 270-278.

[126]. Martin, A. Wear of SiC reinforced Al-matrix composites in the temperature range 20-200 °C / A. Martin, M.A. Martinez, J.L. Lorca // Wear. – 1996. - №193. - P. 169-179.

[127]. Поведение при сухом трении скольжения дисперсно наполненных композиционных материалов на базе алюминиевых сплавов с различным уровнем прочности / Т.А. Чернышова [и др.] // Перспективные материалы. - 2005. - №3. - С. 38-44.

[128]. Sliding wear of Al₂O₃/6061 Al composite / S.J. Lin [et. al.] // Journal of Materials Science. – 1996. - №31. - P. 3481-3486.

[129]. Singh, J., Alpas A.T. High Temperature wear and deformation processes in metal matrix composites / J. Singh, A.T. Alpas // Metallurgical and Materials Transaction A. - 1996. - №10. - P. 3135-3148.

[130]. Wu, J.M. Contributions of the particulate reinforcement to dry sliding wear resistance of rapid solidified Al-Ti alloys / J.M. Wu, Z.Z. Li // Wear. - 2000. - №244. - P. 147-153.

[131]. Sliding wear behaviour of zircon particles reinforced ZA-27-alloy composite materials / S.C. Sharma S.C. [et. al.] // Wear. - 1999. - №224. - P. 89-94.

[132]. Zhang, J. Wear regimes and transitions in Al₂O₃ – particulate reinforced aluminium alloys / J. Zhang, A.T. Alpas // Materials Science and Engineering. - 1993. - №161. - P.273-284.

[133]. Wang, A. Transition wear behaviour of SiC-particulate and SiC-whisker reinforced 7091 Al composites / A. Wang, H.J. Rack // Materials Science and Engineering. - 1991. - №147. - P. 211-224

[134]. Sannino, A.P. Dry sliding wear of discontinuously reinforced aluminium composites: review and discussion / A.P. Sannino, H.J. Rack // *Wear*. - 1995. - №189. - P. 1-19

[135]. Zhang, Z.F. Wear of ceramic particle-reinforced metal-matrix composites, Part I Wear mechanisms / Z.F. Zhang, L.C. Zhang, Y.W. Mai // *Journal of Materials Science*. – 1995. - №30. - P. 1961-1966.

[136]. A comparative study of mechanical properties and wear behaviour of Al-4Cu-TiB₂ and Al-4Cu-TiC in-situ composites / S. Kumar [et. al.] // *Transactions of Indian Institute of Metallurgy*. – 2007. - №2-3. – P. 201-205.

[137]. Mannikar, S. Microstructure evolution during solidification of SiC_p reinforced Al alloy metal matrix composites / S. Mannikar, B. Dutta, M.K. Surappa // *Proceedings of 10-th International Conference on Composite Materials (ICCM-10)*, Whistler, B.C., Canada. – 1995. - P.153-161.

[138]. Композиционный материал антифрикционного назначения для бурового инструмента / Т.А. Чернышова [и др.] // *Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника и технология его изготовления и применения. Сб. науч. трудов Вып. 7, ИСМ НАН, Киев*. - 2004. – С. 219-225.

[139]. Laurent, V. Wettability of SiC by aluminium and Al-Si alloys / V. Laurent, D. Chatain, N. Eustathopoulos // *Journal of Materials Science*. - 1987. - №22. - P. 244-250.

[140]. Rocher, J.P. A new casting process for carbon (or SiC-based) fibre-aluminum matrix low-cost composite materials / J.P. Rocher, J.M. Quenisset, R. Naslein // *Journal of Materials Science Letters* – 1985. – №12. - P. 1527-1529.

[141]. Mechanism and kinetics of the chemical interaction between liquid aluminium and silicon-carbide single crystals / J.C. Viala [et. al.] // *Journal of Materials Science*. – 1993. - №28. – P. 5301-5312.

[142]. Yaghmaee, M.S. On the stability range of SiC in ternary liquid Al-Si-Mg alloy / M.S. Yaghmaee, G. Kaptay // *Materials' World* (e-journal with ISSN 1586-0140, accessible at: <http://materialsworld.uni-miskolc.hu>). – 2001.

[143]. Carim, A.M. SiC/Al₄C₃ interfaces in aluminium – silicon carbide composites / A.M. Carim // Materials Letters. – 1991. - №12. – P. 3195-3201.

[144]. Iseki, T. Interfacial reactions between SiC and aluminium during joining / T. Iseki, T. Kameda, T. Maruyama // Journal of Materials Science. – 1984. - №19. – P. 1692-1698.

[145]. Violla, J.C. Stable and metastable phase equilibria in the chemical interaction between aluminium and silicon carbide / J.C. Violla, P. Fortier, J. Bouix // Journal of Materials Science. – 1990. - №25. – P. 1842-1850.

[146]. Microstructure and microchemistry of the Al/SiC interface / S.D. Peteves [et. al.] // Journal of Materials Science. - 1990. - №25. – P. 3765-3772.

[147]. Methodology to design the interface in SiC/Al composites / Jae-Chul Lee [et. al.] // Metallurgical and Materials Transaction A. – 2001. - №32. – P. 1541-1550.

[148]. The melt structures above the liquidus in SiC_p/Al composite / T. Fan [et. al.] // Journal of Materials Science. – 1999. - №34. - P. 59-64.

[149]. Infrared aluminum matrix composite and carbide formation / R.Y. Lin [et. al.] // Proceedings of International Conference on Composite Materials (ICCM-10), Whistler, B.C., Canada. – 1995. - P. 271-278.

[150]. Исходные расплавы как основа формирования структуры и свойств алюминиевых сплавов / И.Г. Бродова [и др.]. – Екатеринбург : УрО РАН. – 2005. – с. 60.

[151]. The effect of Si upon the interfacial reaction characteristics in SiC_p/Al-Si system composites during multiple remelting / T. Fan [et. al.] // Journal of Materials Science. – 1999. - №34. - P. 5175-5180.

[152]. Kennedy, A.R. The incorporation and redistribution behaviour of ceramic particles in liquid Al and the relation to their wetting characteristics / A.R. Kennedy, A.E. Karantzalis // Proc. Int. Conf. High Temperature Capillarity, Ed. by N. Eustathopoulos and N. Sobczak, Cracow, Poland. – 1997. - P. 328-334.

[153]. Ferro, A.C. Wetting behavior in the Al-Si/SiC system: interface reactions and solubility effects / A.C. Ferro, B. Derby // *Acta Metallurgi.* – 1995. - Vol. 43, № 8. - P. 3061-3073.

[154]. Lee, K.B. Reaction products of Al/TiC composites fabricated by pressureless infiltration technique / K.B. Lee, H.S. Sim, H. Kwon // *Metallurgical and Materials Transactions A.* – 2005. – Vol. 36, № 9. – P. 2517-2527.

[155]. Microstructural aspects of aluminium silicon carbide particulate composites produced by a casting method / D.J. Lloyd [et. al.] // *Materials Science and Engineering A.* – 1989. - Vol. 107 - P. 73-80.

[156]. Kennedy, A.R. Reaction in Al-TiC metal matrix composites / A.R. Kennedy, D.P. Weston, M.I. Jones // *Materials Science and Engineering A.* – 2001. - Vol. 316, № 1-2. - P. 32-38.

[157]. Rhee, S.K. Wetting of Ceramics by Liquid Aluminum / S.K. Rhee // *Journal of American Ceramic Society.* – 1970. – Vol. 53, № 7. - P. 386-389.

[158]. Wettability and phase formation in the TiC_x/Al system / N. Froumin [et. al.] // *Scripta Metallurgica et Materialia.* – 1997. – Vol. 37, № 8. - P. 1263-1267.

[159]. Banerji, A. Development of Al-Ti-C grain refiners containing TiC / A. Banerji, W. Reif // *Metallurgical Transactions A.* – 1986. – Vol. 17, № 12. - P. 2127-2137.

[160]. Xion, P. Wetting of titanium nitride and titanium carbide by liquid metals / P. Xion, B. Derby // *Acta Materialia.* – 1996. – Vol. 44, № 1. – P. 307-314.

[161]. Lopez, V.H. Characterization of the reactivity in Al-10wt.%TiC metal matrix composites by image analysis / V.H. Lopez, A.R. Kennedy, J. Lemus // *Kovove Materialy / Metallic Materials.* – 2010. - Vol. 48, № 1. - P. 17-24.

[162]. Satyaprasad, K. Strengthening of Al/20 v/o TiC composites by isothermal heat treatment / K. Satyaprasad, Y.R. Mahajan, V.V. Bhanuprasad // *Scripta Metallurgica et Materialia.* – 1992. - Vol. 26, № 5. - P. 711-716.

[163]. High temperature phase equilibria in the Al-rich corner of Al-Ti-C system / N. Frage [et. al.] // *Metallurgical and Materials Transaction A.* – 1998. – Vol. 29, № 4. – P. 1341-1345.

[164]. Svendsen, L. Al-Ti-C phase diagram / L. Svendsen, A. Jarfors // *Materials Science and Technology*. – 1993. - Vol. 9, № 11. - P. 948-957.

[165]. Chemical compatibility between aluminium base matrices and light refractory carbide reinforcements / J.C. Viala [et. al.] // In: *Proc. ICCM12*. Eds.: Massard T., Vautrin A., Cambridge, UK, Woodhead Publishing 1999, p. 739.

[166]. Approche thermodynamique de l'interaction chimique entre l'aluminium et le carbure de titane / J.C. Viala [et. al.] // *Materials Research Bulletin*. – 1990. - Vol. 25, № 4. - P. 457-464.

[167]. Reaction in Al-Ti-C powders and its relation to the formation and stability of TiC in Al at high temperatures / A.R. Kennedy [et. al.] // *Scripta Materialia*. – 2000. - Vol. 42, № 12. - P. 1187-1192.

[168]. Nukami, T. In situ synthesis of TiC particulate-reinforced aluminum matrix composites / T. Nukami, M.C. Flemings // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 1995. - Vol. 26, № 7. - P. 1877-1884.

[169]. Delannay, F. The wetting of solids by molten metals and its relation to the preparation of metal-matrix composites / F. Delannay, L. Froyen, D. Deruyttere // *Journal of Materials Science*. – 1987. - Vol. 22, № 1. - P. 1-16.

[170]. Kennedy, A.R. Homogeneous metal matrix composites produced by a modified stir-casting technique / A.R. Kennedy, D.G. McCartney, J.W. Wood // In: *Synthesis and Processing of Lightweight Metallic Materials*. Eds.: F.H. Froes, C. Suryanarana, C.M. Ward-Close. - TMS Warrendale, PA, 1995. - P. 261-274.

[171]. Pandey, A.B. Effect of isothermal heat treatment on the creep behaviour of an Al-TiCp composite / A.B. Pandey, R.S. Mishra, Y.R. Mahajan // *Materials Science and Engineering A*. – 1996. - Vol. 206, № 2. - P. 270-278.

[172]. Mitra, R. Chemical reaction strengthening of Al/TiC metal matrix composites by isothermal heat treatment at 913 K / R. Mitra, M.E. Fine, J.R. Weertman // *Journal of Materials Research*. – 1993. - Vol. 8, № 9. - P. 2370-2379.

[173]. Lopez, V.H. The thermal stability of TiC particles in an Al-7wt.%Si alloy / V.H. Lopez, A. Scoles, A.R. Kennedy // *Materials Science and Engineering*. – 2003. – Vol. 356, № 1-2. - P. 316-325.

[174]. Leon, C.A. Wettability of TiC by commercial aluminum alloys / C.A. Leon, V.H. Lopez, E. Bedolla // *Journal of Materials Science*. – 2002. – Vol. 37, № 16. - P. 3509-3514.

[175]. Wettability of monocrystalline alumina by aluminium between its melting point and 1273 K / V. Laurent [et. al.] // *Acta Metallurgica*. – 1988. - Vol. 36, № 7. - P. 1797-1803.

[176]. Karantzalis, A.E. Nucleation behaviour of TiB₂ particles in pure Al and effect of elemental additions / A.E. Karantzalis, A.R. Kennedy // *Materials science and technology*. – 1998. - Vol. 14, № 11. - P. 1092-1096.

[177]. Youdelis, W.V. Ti(Al,Si)₃ compound formation in non-equilibrated Al-Ti-Si alloy / W.V. Youdelis, C.S. Yang // *Metal Science*. – 1980. - Vol. 13, № 10. - P. 500-501.

[178]. Hoffmeyer, M.K. A Survey of Grain Refiners for hypoeutectic Al-Si alloys / M.K. Hoffmeyer, J.H. Perepezko // In. : *Light Metals 1991*, Ed. E.L. Rooy, Metal Society of AIME, Warrendale, PA, 1991. - P. 1105-1114.

[179]. Youdelis, W.V. Calculated Al-Ti-Si phase diagram and interpretation of grain refinement results / W.V. Youdelis // *Metal Science*. – 1978. - Vol. 12, № 8. - P. 363-366.

[180]. 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. Серия «Машиностроение»*. - 2016. - №3. - С. 134–151.

[181]. Рябов, В.Р. Сварка разнородных металлов и сплавов / В.Р. Рябов. М. : Машиностроение, 1984. - 241 с.

[182]. Строков, О.В. Создание сталеалюминиевых композиционных материалов повышенной термостабильности на основе исследования характера пластической деформации металла в околошовной зоне при сварке взрывом : дис. ... канд. техн. наук : 05.02.10 / Строков Олег Витальевич. - Волгоград, 2010. - 175 с.

[183]. Рябов, В.Р. Алитирование стали / В.Р. Рябов. – М. : Металлургия, 1973. - 240 с.

[184]. Matysik, P. Characterization of low-symmetry structures from phase equilibrium of Fe-Al system-microstructures and mechanical properties / Matysik P., Józwiak S., Czujko T // Materials. - 2015. Vol. 8, № 3. P. 914–931.

[185]. The Al-rich part of the Fe-Al phase diagram / Li X. [et al.] // Journal of Phase Equilibria and Diffusion. - 2016. - Vol.37. - №2. - P. 1–12.

[186]. The characterization of the intermetallic Fe-Al layer of steel-aluminum weldings / M. Potesser [et al.] // The Minerals, Metals & Materials Society. - 2006. – Vol.61. - P. 167–176.

[187]. Ozaki, H. Dissimilar metal joining of zinc coated steel and aluminum alloy by laser roll welding / H. Ozaki, M. Kutsuna // Welding Processes. - 2012. - DOI: 10.5772/48242.

[188]. Spina, R. Laser welding of aluminium-steel clad materials for naval applications / R. Spina, L. Tricarico // Laser welding. - 2005. – Vol.21. - P. 77–106.

[189]. Potesser, M. The characterization of the intermetallic Fe-Al layer of steel-aluminum weldings / M. Potesser [et al.] // EPD Congress. - 2006. – Vol. 17. - P. 167–176.

[190]. Kobayashi, S. Control of intermetallic compound layers at interface between steel and aluminum by diffusion-treatment / S. Kobayashi, T. Yakou // Materials Science and Engineering A. - 2002. - Vol.338. - №1–2. - P. 44–53.

[191]. Плазменная наплавка металлов / А.Е.Вайнерман [и др.]. – М. : Машиностроение, 1969. – 192 с.

[192]. Гусев, С.С. Использование методов центробежного литья для получения изделий из композиционных материалов с упрочненной поверхностью / С.С. Гусев, Д.Н. Лобков, С.С. Казачков // Материаловедение. – 1999. - №5. – С. 50-53.

[193]. Коберник, Н.В. Разработка технологических основ дуговой наплавки износостойких покрытий из композиционных материалов системы

Al-SiC : дис. ... канд. техн. наук : 05.02.10 / Коберник Николай Владимирович. – М., 2008. – 125 с.

[194]. Структура и свойства композиционных покрытий, полученных сваркой взрывом / Коберник Н.В. [и др.] // Физика и химия обработки материалов. – 2006. - №3. – С. 57-62.

[195]. Ghost, K. Aluminium-silicon carbide coatings by plasma spraying / K. Ghost, T. Troczynski, A.C.D. Chaklader // Journal of Thermal Spray Technology. – 1997. - №7. - P. 78-86.

[196]. Raju, K. Spray forming of aluminium alloys and its composites: an overview / K. Raju, S.N. Ojha, A.P. Harsha // Journal of Materials Science. – 2008. - №43. - P. 2509-2521.

[197]. Hu, C. Laser processing to create in-situ Al-SiC surface metal matrix composites / C. Hu, T.N. Baker // Journal of Materials Science. – 1995. - №30. – P. 891-897.

[198]. Laser shock processing Al-SiC composite coatings / T. Schinick [et. al.] // Journal of Thermal Spray Technology. – 1999. - №8. - P. 296-300.

[199]. Москвитин, Г.В. Методы упрочнения поверхностей деталей машин / под ред. Г.В. Москвитина. – М. : Красанд, 2008. – 400 с.

[200]. Коберник, Н.В. Плазменно-порошковая наплавка баббитовых сплавов / Н.В. Коберник, Р.С. Михеев, С.С. Кремлев // Сварочное производство. - 2014. - №8. - С. 49-52.

[201]. Семенов, А.П. Методы и средства упрочнения поверхностей деталей машин концентрированными потоками энергии / А.П. Семенов. – М. : Наука, 1992. – 352 с.

[202]. Влияние микроплазменной обработки на свойства приповерхностного слоя образцов из различных конструкционных материалов / В.Г. Лаптева [и др.] // Мат. науч-техн. конф. с участием иностранных специалистов «Трибология-Машиностроению», Москва, ИМАШ РАН. – 2008. - CD-ROM №0320900125. - секция 3. - №19.

[203]. Антиповский, С. В. Технология плазменного упрочнения гребней колесных пар / С.В. Антиповский, А.С. Тюфляев // Сварочное производство. – 2009. – №6. – С. 45-48.

[204]. Бирюков, В.П. Лазерное упрочнение поверхностей трения мощными газовыми, твердотельными и волоконными лазерами / В.П. Бирюков // Мат. науч-техн. конф. с участием иностранных специалистов «Трибология-Машиностроению», Москва, ИМАШ РАН. – 2008. - CD-ROM №0320900125. - секция 3. - №7.

[205]. Yue, T.M. Improvement in the corrosion resistance of aluminum 2009/SiCw composite by Nd:YAG laser surface treatment / T.M. Yue, Y.X. Wu, H.C. Man // Journal of Materials Science Letters. – 1999. - №18. – P. 173-175.

[206]. Hegge, H.J. Solidification structures during laser treatment / H.J. Hegge, J.Th.M. De Hossom // Scripta Metallurgica et Materialia. – 1990. - №24. – P.593-598.

[207]. Adsorption of Nd:YAG laser beam by metallic alloys / E.M.R. Silva [et. al.] // Journal of Materials Science Letters. – 2000. - №19. – P. 2095-2097.

[208]. Microstructural changes associated with the laser processing of Al-SiC composites / K.M. Jasim [et. al.] // Journal of Materials Science Letters. – 1992. - №11. – P. 414-417.

[209]. Udaya Bhat, K. Microstructural studies in low specific energy laser surface treated Al(A356)-SiCp composites / K. Udaya Bhat, M.K. Surappa // Journal of Materials Science. – 2004. - №39. – P. 2795-2799.

[210]. Khan, P.A.A. High speed joining of aluminum metal matrix composites using continuous wave and pulsed lasers / P.A.A. Khan, A.J. Paul // Materials research symposium proceeding. - 1993. - №314. – P. 137-142.

[211]. А. с. №654964 СССР. МКИ В23К 3/10. Магнитная система / Акулов А.И., Буль Б.К., Рыбачук А.М., Чернышов Г.Г. и др., - Заявлено 6.07.1976. Опубл. 5.08.1979. Бюл. №12.

[212]. Использование взрывных технологий для производства подшипников скольжения дизельных двигателей / Штерцер А.А. [и др.] //

Известия Самарского научного центра Российской академии наук. - 2011. - Т.4. - №4. - С. 1056–1060.

[213]. Особенности образования соединения при сварке взрывом сплава АО20-1 со сталью / Злобин Б.С. [и др.] // Известия ВолгГТУ. - 2012. - №4. - С.51-63.

[214]. Лысак, В.И. Микронеоднородность сваренных взрывом соединений / В.И. Лысак, С.В. Кузьмин // Известия ВолгГТУ. - 2004. - №6. - С. 4–21.

[215]. Сахновская, Е.Б. Основные закономерности сварки взрывом сталеалюминиевых соединений и исследование их свойств : дис. ... канд. техн. наук : 05.02.10 / Сахновская Елена Борисовна. - Волгоград, 1974. - 190 с.

[216]. Михеев, Р.С. Разработка износостойких дисперсно-наполненных композиционных материалов и покрытий из них : дис. ... канд. техн. наук : 05.16.06 / Михеев Роман Сергеевич. – М., 2010. - 202 с.

[217]. Рябов, В.Р. Сварка плавлением алюминия со сталью / В.Р. Рябов. – Киев : Наукова думка, 1969. - 231 с.

[218]. Effects of zinc on the laser welding of an aluminum alloy and galvanized steel / Jia L. [et al.] // Journal of Materials Processing Technology. - 2015. - Vol.224. - P. 49-59.

[219]. Wetting behavior of eutectic Al-Si droplets on zinc coated steel substrates / Gatzen M. [et al.] // Journal of Materials Processing Technology. - 2014. - Vol.214. - №1. - P. 123–131.

[220]. Брункер, Й. Дуговая сварка стали с алюминием / Й. Брункер // Автоматическая сварка. - 2003. - № 10–11. - С. 185–187.

[221]. Jacome, L.A. Influence of alloying elements on the microstructure and mechanical properties of steel-aluminium-joints produced by metal arc joining with special focus on the intermetallic phase seam: dissertation zur erlangung des grades doktor-ingenieur. – Bochum, 2008. - 94 p.

[222]. Ozaki, H. Dissimilar metal joining of zinc coated steel and aluminum alloy by laser roll welding / H. Ozaki, M. Kutsuna // *Welding Processes*. - 2012. - DOI: 10.5772/48242.

[223]. Effects of Si additions on intermetallic compound layer of aluminum-steel TIG welding-brazing joint / J.L. Song [et al.] // *Journal of Alloys and Compounds*. - 2009. - Vol.488. - №1. - P. 217–222.

[224]. Хорунов, В.Ф. Флюсовая дуговая пайка алюминия с оцинкованой сталью / В.Ф. Хорунов, О.М. Сабаш // *Автоматическая сварка*. - 2013. - №2. - С. 32–37.

[225]. Suppression of intermetallic reaction layer formation by controlling heat flow in dissimilar joining of steel and aluminum alloy / R. Borrisutthekul [et al.] // *Materials Science and Engineering A*. - 2007. - Vol.467. - №1–2. - P. 108–113.

[226]. РД 31.28.09-93 Подшипники скольжения судовые с антифрикционным слоем из сплава на основе олова, свинца. Технические требования к материалам. Типовые технологические процессы. - Санкт-Петербург : ЦНИИМФ, 1993. - С. 85.

[227]. Analysis of intermetallic layer in dissimilar TIG welding–brazing butt joint of aluminium alloy to stainless steel / J.L. Song [et al.] // *Science and Technology of Welding & Joining*. - 2010. - Vol.15. - №3. - P. 213–218.

[228]. Влияние легирующих элементов в стали на свойства сталеалюминиевых сварных соединения / В.Р. Рябов [и др.] // *Сварочное производство*. - 1971. - №4. - С. 9–11.

[229]. The arc characteristics and metal transfer behaviour of cold metal transfer and its use in joining aluminium to zinc-coated steel / H.T. Zhang [et al.] // *Materials Science and Engineering A*. - 2009. - Vol.499. - №1–2. - P. 111–113.

[230]. Dissimilar metal joining of aluminum alloy to galvanized steel with Al–Si, Al–Cu, Al–Si–Cu and Zn–Al filler wires / H. Dong [et al.] // *Journal of Materials Processing Technology*. - 2012. - Vol.212. - №2. - P. 458–464.

[231]. Su, Y. Influence of alloy elements on microstructure and mechanical property of aluminum-steel lap joint made by gas metal arc welding / Y. Su, X.

Hua, Y. Wu // Journal of Materials Processing Technology. - 2014. - Vol.214. - №4. - P. 750–755.

[232]. Effect of Si on the growth of Fe-Al intermetallic layer in Zn-11%Al-3%Mg coating / K. Li [et al.] // Surface and Coatings Technology. - 2016. - Vol.306. - P. 390–396.

[233]. Shankar, S. Die soldering: Mechanism of the interface reaction between molten aluminum alloy and tool steel / S. Shankar, D. Apelian // Metallurgical and Materials Transactions B. - 2002. - Vol.33. - №3. - P. 465–476.

[234]. Каракозов, Э.С. Соединения металлов в твердой фазе / Э.С. Каракозов. – М. : Металлургия, 1976. - 264 с.

[235]. Красулин, Ю.Л. Взаимодействие металла с полупроводником в твердой фазе / Ю.Л. Красулин. – М. : Наука, 1971. - 119 с.

[236]. Lysak, V.I. Lower boundary in metal explosive welding. Evolution of ideas / V.I. Lysak, S.V. Kuzmin // Journal of Materials Processing Technology. - 2012. - №212. - P. 150–156.

[237]. Influence of silicon on growth kinetics of Fe_2Al_5 during reactive diffusion between solid iron and aluminum / W. Han [et al.] // Transactions Materials and Heat Treatment. - 2010. - Vol.31. - № 6. – P. 28-32.

[238]. Ковалев, В.В. Разработка технологических основ нанесения алюмоматричного композиционного материала на сегмент упорного подшипника скольжения : дис. ... канд. техн. наук : 05.02.10 / Ковалев Владимир Викторович. – М., 2017. - 155 с.

[239]. Белов, Н.А. Фазовый состав и структура силуминов: Справочное издание / Н.А. Белов, С.В. Савченко, А.В. Хван. – М. : МИСИС, 2008. – 283 с.

[240]. ГОСТ 11069-2001. Алюминий первичный. Марки. – Взамен ГОСТ 11069-74 ; введ. 2003-01-01. – М. : Изд-во стандартов, 2004. – 6 с.

[241]. ГОСТ 1583-93. Сплавы алюминиевые литейные. Технические условия. - Взамен ГОСТ 1583-89 ; введ. 1997-01-01. – М. : Изд-во стандартов, 2004. – 25 с.

[242]. ГОСТ 4784-97. Алюминий и сплавы алюминиевые деформируемые. Марки. - Взамен ГОСТ 4784-74 ; введ. 2000-07-01. – М. : Изд-во стандартов, 1999. – 32 с.

[243]. ГОСТ 4383-2006. Подшипники скольжения. Многослойные материалы для тонкостенных подшипников скольжения. - Взамен ГОСТ 28813-90 ; введ. 2009-07-01. – М. : Изд-во стандартов, 2009. – 6 с.

[244]. ГОСТ 1320-74. Баббиты оловянистые и свинцовые. Технические условия. - Взамен ГОСТ 1320-55 ; введ. 1975-01-01. – М. : Изд-во стандартов, 2001. – 9 с.

[245]. ISO 4381:2000. Plain bearings – Lead and tin casting alloys for multilayer plain bearings.

[246]. Cui, C. Fabrication of in situ reacted AlN-TiC/Al composite / C. Cui, R. Wu // Proceedings of 10-th International Conference on Composite Materials (ICCM-10), Whistler, B.C., Canada. – 1995. - P. 153-161.

[247]. Влияние тугоплавких наночастиц на модификацию структуры металломатричных композитов / Т.А. Чернышова [и др.] // Металлы. - 2007. - №3. - С. 79-84.

[248]. Рязанов, С.А. Новые процессы получения неорганических композиционных материалов / С.А. Рязанов // Тр. 4 междунар. конф. «Теория и практика технологий производств изделий из композиционных материалов и новых металлических сплавов (ТПКММ)». - М. : Знание, 2006. - С. 442-443.

[249]. Reaction squeeze cast processing and intermetallics dispersed aluminum matrix composites / H. Fukunaga [et. al.] // Proc. 11 Int. Conf. on Composite Materials (ICCM-11), Jul. 1997, Australia, V. III. - P.182-191.

[250]. Новые алюмоматричные композиционные материалы, изготовленные в процессе in-situ / А.А. Панфилов [и др.] // Тр. 3 междунар. конф. «Теория и практика технологий производств изделий из композиционных материалов и новых металлических сплавов (ТПКММ)». - М. : Знание, 2004. - С. 136-140.

[251]. Палатник, Л.С. Ориентированная кристаллизация / Л.С. Палатник, И.И. Папилов. – Киев : Техника, 1970. – 211 с.

[252]. Селюченко В.К. Поверхностные явления в металлах и сплавах / В.К. Селюченко. - М. : Гостехиздат, 1957. – 491 с.

[253]. Влияние тугоплавких наночастиц на структуру литых композиционных материалов / Т.А. Чернышова [и др.] // Труды VII Международной научно-технической конференции "Современные металлические материалы и технологии" (СММТ 2009). - Санкт-Петербург. - 2009. - С.205-215.

[254]. Ваганов, В.Е. Некаталитический способ получения углеродных тубулярных наноструктур на медном порошковом материале / В.Е. Ваганов, В.Д. Захаров, В.В. Решетняк // Физика и химия обработки материалов. – 2012. - №6. – С. 65-68.

[255]. Nabiulina, L.I. Direct synthesis of carbon nanofibers on the surface copper powder / L.I. Nabiulina [et. al.] // Carbon. – 2010. - №48. – P. 4559-4562.

[256]. Щетинин, Ю.А. Исследование структуры и свойств композиционных материалов на основе меди модифицированной углеродными наноструктурами после деформационной и термической обработки / Ю.А. Щетинин [и др.] // Конструкции из композиционных материалов. - 2013. - №3. - С.11-15.

[257]. Кадомцева, А.В. Влияние каталитической системы на основе многостенных углеродных нанотрубок, модифицированных наночастицами меди, на кинетику каталитического восстановления тетрахлорида германия водородом / А.В. Кадомцева [и др.] // Журнал прикладной химии. - 2015. - Т.88, №.4. - С. 563-570.

[258]. Салтыков, С.А. Стереометрическая металлография / С.А. Салтыков. - М. : Металлургия. - 1976. – 135 с.

[259]. Встовский, Г.В. Мультифрактальный анализ особенностей разрушения приповерхностных слоев молибдена / Г.В. Встовский, А.Г. Колмаков, В.Ф. Терентьев // Металлы. – 1993. - №4. – С. 164-178.

[260]. Структура межфазных границ и механическое поведение композиционного материала на основе алюминия, армированного частицами карбида кремния / Т.А. Чернышова [и др.] // Перспективные материалы. – 1997. - №1. - С. 27-33.

[261]. Karnezis, P.A. Characterization of reinforcement distribution in cast Al-alloy/SiC_p composites / P.A. Karnezis, G. Durrant, B. Cantor // Materials Characterization. – 1998. - №40. – P. 97-109.

[262]. Cetin, A. Multi-scale characterization of particle clustering in discontinuously reinforced composites // A. Cetin, A. Kalkanli // Materials Characterization. – 2009. - №60. – P. 568-572.

[263]. Wray, P.J. Use of the dirichlet tessellation for characterizing and modeling nonregular dispersions of second-phase particles / P.J. Wray, O. Richmond, H.L. Morrison // Metallography. – 1983. - №16. - P.39-58.

[264]. Murphy, A.M. The effect of particle clustering on the deformation and failure of Al-Si reinforced with SiC particles: A quantitative study / A.M. Murphy, S.J. Howard, T.W. Clyne // Key Engineering Materials. – 1997. - №127-131. - P. 919-928.

[265]. Оценка равномерности распределения армирующей фазы в дискретно упрочненных композиционных материалах по методу Дирихле / Т.А. Чернышова [и др.] // Материаловедение. – 2000. - №11. – С. 24-28.

[266]. ОСТ 92 8629-75 Соединения неразъемные стальных деталей с алюминиевыми через биметаллические переходники. Типы. Технические требования. - 1975. - С. 37.

[267]. Гусев, В.Э. Лазерная оптоакустика / В.Э. Гусев, А.А. Карабутов. - М. : Наука, 1991. - 304 с.

[268]. Труэлл, Р. Ультразвуковые методы в физике твердого тела / Р. Труэлл, Ч. Эльбаум, Б. Чик. - М. : Мир, 1972. - 307 с.

[269]. Karabutov, A.A. (Jr.) Determination of the elastic properties of layered materials using laser excitation of ultrasound. / A.A. (Jr.) Karabutov, A.A.

Karabutov, O.A. Sapozhnikov // *Physics of Wave Phenomena*. - 2010. - Vol.18. - №4. - P.297-302.

[270]. Karabutov, A.A. Nondestructive porosity assessment of CFRP composites with spectral analysis of backscattered laser-induced ultrasonic pulses. / A.A. Karabutov, N.B. Podymova // *Journal of Nondestructive Evaluation*. - 2013. - Vol.32. - №3. - P. 315-324.

[271]. Поляков, В.В. Влияние пористости на скорость ультразвуковых волн в металлах / В.В. Поляков, А.В. Головин // *Письма в Журнал технической физики*. – 1994. - Т.20. - №11. - С. 54-57.

[272]. Физические величины. Справочник / Под ред. И.С. Григорьева, Е.З. Мейлихова. - М. : Энергоатомиздат, 1991. - 1232 с.

[273]. Куркин, А.С. Программный комплекс “Сварка” - инструмент решения практических задач сварочного производства / А.С. Куркин, Э.Л. Макаров // *Сварка и диагностика*. - 2010. - №1. - С. 16–24.

[274]. Котович, А.В. Решение задач теплопроводности методом конечных элементов. Методические указания к решению задач по курсу «Сеточные методы» / А.В. Котович, И.В. Станкевич. – М. : Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2010. - 87 с.

[275]. Розанов, Д.С. Моделирование свойств материалов для расчета диффузии водорода при сварке / Д.С. Розанов // *Инженерный вестник*. - 2013. - №11. - С. 75–82.

[276]. Зиновьев, В.Е. Теплофизические свойства металлов при высоких температурах / В.Е. Зиновьев. – М. : Металлургия, 1989. - 384 с.

[277]. Чиркин, В.С. Теплофизические свойства материалов ядерной техники. Справочник / В.С. Чиркин. – М. : Атомиздат, 1968. – 484 с.

[278]. Комбалов, В.С. Методы и средства испытаний на трение и износ конструкционных и смазочных материалов: справочник / В.С. Комбалов, под ред. К.В. Фролова, Е.А. Марченко. – М. : Машиностроение, 2008. – 384 с.

[279]. Курганова, Ю.А. Разработка и применение дисперсно-упрочненных алюмоматричных композиционных материалов в

машиностроении : дис. ... д-ра техн. наук : 05.16.06 / Курганова Юлия Анатольевна. – М., 2008. – 220 с.

[280]. Фукс, И.Г. Введение в трибологию: Учебное пособие / И.Г. Фукс, И.А. Буяновский. – М. : Нефть и газ, 1995. – 278 с.

[281]. Archard, J.F. Contact and rubbing of flat surfaces / J.F. Archard // Journal of Applied Physics. – 1953. - №24. - P. 981-988.

[282]. Hanumanth, G.S. Solidification of particle-reinforced metal-matrix composites / G.S. Hanumanth, G.A. Irons // Metallurgical and Materials Transactions B. – 1996. - №27. – P. 663-671.

[283]. The structure and mechanical properties of an aluminium A356 alloy base composite with Al₂O₃ particle additions / Z. Miskovic [et. al.] // Tribology in industry. – 2006. - №3-4. – P. 23-27.

[284]. Cetin, A. Effect of solidification rate on spatial distribution of SiC particles in A356 alloy composite / A. Cetin, A. Kalkanli // Journal of Materials Processing Technology. – 2008. - №205. – P. 1-8.

[285]. Васильев, В.В. Композиционные материалы: справочник / под общ. ред. В.В. Васильева, Ю.М. Тарнопольского. – М. : Машиностроение, 1990. – 512 с.

[286]. Разработка композиционных материалов системы Al-Ti-TiC / Р.С. Михеев [и др.] // Физика и химия обработки материалов. – 2009. - №3. - С. 85-90.

[287]. Никитин, В.И. Научные принципы создания нового класса мелкокристаллических модификаторов для металлических расплавов / В.И. Никитин, К.В. Никитин // Тр. 4 междунар. конф. «Теория и практика технологий производств изделий из композиционных материалов и новых металлических сплавов (ТПКММ)». - М. : Знание, 2006. - С. 297-307.

[288]. Mohanty, P.S. Grain refinement of aluminium by TiC / P.S. Mohanty, J.E. Gruzleski // Scripta Metallurgica et Materialia. – 1994. – №31. – P. 179-184.

[289]. Alpas, A.T. Effect of microstructure (particulate size and volume fraction) and counterface material on the sliding wear resistance of particulate-

reinforced aluminum matrix composites / A.T. Alpas, J. Zhang // Metallurgical and Materials Transactions A. – 1994. - №25. – P. 969-983.

[290]. Biswas, S.K. Some mechanisms of tribofilm formation in metal/metal and ceramic/metal sliding interaction / S.K. Biswas // Wear. – 2000. - №245. – P. 178-189.

[291]. Riahi, A.R. The role of tribo-layers on the sliding wear behavior of graphitic aluminum matrix composites / A.R. Riahi, A.T. Alpas // Wear. – 2001. – №251. – P. 1396-1407.

[292]. Formation of wear-induced layer with nanocrystalline structure in Al-Al₃Ti functionally graded material / H. Sato [et. al.] // Acta Materialia. – 2008. - №56. - P. 4549-4558.

[293]. Tensile and wear behaviour of in situ Al-7Si/TiB₂ particulate composites / S. Kumar [et. al.] // Wear. – 2008. - №265. – P. 134-142.

[294]. Sharma, S.C. The sliding wear behavior of Al6061-garnet particulate composite / S.C. Sharma // Wear. – 2001. – №249. – P.1036-1045.

[295]. Rosenberger, M.R. Wear of different aluminum matrix composites under conditions that generate a mechanically mixed layer / M.R. Rosenberger, C.E. Zchvezov, E. Rorlerer // Wear. – 2005. - №259. – P. 590-601.

[296]. Ерохин, А.А. Влияние жидкотекучести ванны на геометрическую форму сварного шва и технологическую применимость процесса сварки / А.А. Ерохин // Сварочное производство. – 1955. - №6. - С. 5-9.

[297]. Березовский, Б.М. Математические модели дуговой сварки: В 3 т. – Том.1. Математическое моделирование и информационные технологии, модели сварочной ванны и формирование шва / Б.М. Березовский. - Челябинск. : изд-во ЮУрГУ. – 2002. - 585 с.

[298]. Плавка и литье алюминиевых сплавов: Справочное издание / М.Б. Альтман [и др.]. - М. : Metallurgia, 1983, 352 с.

[299]. Плазменная наплавка металлов / А.Е. Вайнерман [и др.]. – М. : Машиностроение, 1969. – 192 с.

[300]. Антифрикционные свойства покрытий, полученных плазменной наплавкой баббита с углеродными нанотрубоками/ Н.В. Коберник [и др.] // Сварка и диагностика. – 2013. – №3 – С. 27-33.

[301]. Plasma-powder Application babbitt coatings modified by carbon nanotubes / N.P. Aleshin [et. al.] // Russian engineering research. 2016. – Vol.36. – №1 – P. 46-52.

[302]. 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.

[303]. Триботехнические свойства антифрикционных покрытий на основе композиционных материалов / Р.С. Михеев [и др.] // Перспективные материалы. – 2015. - №3. – С. 48-54.

[304]. Трибологические свойства покрытий из баббитовых сплавов, модифицированных углеродными нанотрубками / Н.В. Коберник [и др.] // Физика и химия обработки материалов. – 2016. – №2 – С. 32-38

[305]. Разработка композиционных гранул для плазменно-порошковой наплавки антифрикционных покрытий, модифицированных углеродными нанотрубками / Н.В. Коберник [и др.] // Сварка и диагностика. – 2017. – №1 – С. 58-62.

[306]. Рабкин, Д.М. Распределение температур в ванне при автоматической сварки алюминия / Д.М. Рабкин // Автоматическая сварка. – 1965. - №2. – С. 1-11.

[307]. Чернышов, Г.Г. Дуговая сварка дискретно армированных композиционных материалов с алюминиевыми матрицами: структура и свойства сварных соединений / Г.Г. Чернышов, Т.А. Чернышова // Заготовительное производство в машиностроении. – 2004. - №2. - С. 11-13.

[308]. Wetting behavior of eutectic Al-Si droplets on zinc coated steel substrates / M. Gatzert [et al.] // Journal of Materials Processing Technology. - 2014. - Vol.214. - №1. - P. 123–131.

[309]. Окулов, В.В. Цинкование. Техника и технология / В.В. Окулов.

Под ред. проф. В.Н. Кудрявцева. – М. : Глобус, 2008. – 252 с.

[310]. Crystallography of Fe_2Al_5 phase at the interface between solid Fe and liquid Al / N. Takata [et al.] // *Intermetallics*. - 2015. - Vol.67. - P. 1–11.

[311]. Особенности сварки взрывом толстолистовых сталеалюминиевых композитов / В.В. Литвинов [и др.] // *Известия ВолгГТУ*. - 2010. - Т.5. - №4. - С. 44–49.

[312]. Совершенствование технологии изготовления сталеалюминиевых вкладышей подшипников скольжения / Б.С. Злобин [и др.] // *Известия ВолгГТУ*. - 2012. – Т.5. - №14. - С. 57–63.

[313]. Кузей, А.М. Структурно-фазовые превращения в быстрозакаленных алюминиевых сплавах / А.М. Кузей. – Минск : Белорусская наука, 2011. - 399 с.

[314]. Morphology and structure of various phases at the bonding interface of Al/steel formed by explosive welding / Y. Li [et al.] // *Journal of Electron Microscopy*. - 2000. - Vol.49. - №1. - P. 5–16.

[315]. РД 50-672-88 Методические указания. Расчеты и испытания на прочность. Классификация видов изломов металлов. – М. : Государственный комитет СССР по стандартам, 1989. - 22 с.

[316]. Аникина, В.И. Фрактография в материаловедении: учебное пособие / В.И. Аникина, А.А. Ковалева. – Красноярск : Сибирский федеральный университет, 2014. - 143 с.

[317]. Maitra, T. Intermetallic compound formation in Fe–Al–Si ternary system : Part I / T. Maitra, S.P. Gupta // *Materials Characterization*. - 2003. - Vol.49. - P. 269–291.

[318]. Maitra, T. Intermetallic compound formation in Fe–Al–Si ternary system : Part II / T. Maitra, S.P. Gupta // *Materials Characterization*. - 2003. - Vol.49. - P. 293–311.

[319]. Chang, Y. Growth and surface morphology of hot-dip Al–Si on 9Cr–1Mo steel / Y. Chang, W. Cheng, C. Wang // *Materials Characterization*. - 2008. - Vol.60. - №2. - P. 144–149.

[320]. The kinetics of Fe-rich intermetallic formation in aluminium alloys: In situ observation / J. Wang [et al.] // *Scripta Materialia*. - 2009. - Vol.60. - №7. - P. 516–519.

[321]. Akdeniz, M. The role of Si addition on the interfacial interaction in Fe-Al diffusion layer / M. Akdeniz, O. Mekhrabov, T. Yilmaz // *Scripta Metallurgica et Materialia*. - 1994. - Vol.3. - №12. - P. 1723–1728.

[322]. On the correlation between thermal cycle and formation of intermetallic phases at the interface of laser-welded aluminum-steel overlap joints / A. Szczepaniak [et al.] // *Advanced Engineering Materials*. - 2012. - Vol.14. - №7. - P. 464–472.

[323]. Кузьмин, М.П. Разработка сравнительного метода оценки устойчивости интерметаллидов в алюминии и его сплавах / М.П. Кузьмин // Сб. тр. XIV Международной научно-технической Уральской школы-семинара металлургов — молодых ученых. – Екатеринбург : УрФУ, 2013. - С. 238-241.

[324]. Intermediary phases formation in Fe-Al-Si alloys during reactive sintering / P. Novak [et al.] // *Journal of Alloys and Compounds*. - 2010. - Vol.497. - P. 90–94.

[325]. Synthesis of Fe-Al-Si intermediary phases by reactive sintering / P. Novák [et al.] // *Powder Metallurgy*. - 2011. - Vol.54. - №2. - P. 167–171.

[326]. Березовский, Б.М. Расчет параметров распределения теплового потока поверхностной сварочной сварочной дуги / Б.М. Березовский, В.А. Стихинин // *Сварочное производство*. - 1980. - № 2. - С. 1–4.

[327]. Теория сварочных процессов: Учебник для вузов/ А.В. Коновалов [и др.]. Под ред. В.М. Неровного. - М. : Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2007. - 752 с.

[328]. Рыкалин, Н.Н. Расчет тепловых процессов при сварке / Н.Н. Рыкалин. – М. : МАШГИЗ, 1951. - 296 с.

[329]. Cerjak, H. Mathematical modelling of weld phenomena / H. Cerjak. – London : IOM Communications Ltd, 1998. - 697 p.

[330]. Reddy, B.V. Thermophysical properties of FeAl (Fe-40 at.%Al) / B.V.Reddy, S.C. Deevi // *Intermetallics*. - 2000. - Vol.8. - №12. - P. 1369–1376.

[331]. Zienert, T. Heat capacity of Fe-Al intermetallics: FeAl, FeAl₂, Fe₂Al₅ and Fe₄Al₁₃ / T. Zienert, A. Leineweber, O. Fabrichnaya // *Journal of Alloys and Compounds*. - 2017. - Vol.725. - P. 848–859.

[332]. Применение наплавочных прутков из композиционных материалов на основе баббита Б83 для получения антифрикционных покрытий методом дуговой наплавки / Р.С. Михеев [и др.] // *Перспективные материалы*. - 2017. - №2. - С. 51-59.

[333]. Технологические режимы получения и свойства наплавочных прутков и антифрикционных покрытий из композиционного материала на основе сплава системы SnSbCu / И.Е. Калашников [и др.] // *Физика и химия обработки материалов*. - 2018. - №1. - С. 33-41.

[334]. Плазменно-порошковая наплавка антифрикционных покрытий из баббитовых сплавов, модифицированных углеродными нанотрубками / Н.П. Алешин [и др.] // *Вестник машиностроения*. - 2015. - №10. - С. 67-72.

[335]. Структура и трибологические свойства антифрикционных покрытий, модифицированных углеродными нанотрубками / Н.В. Коберник [и др.] // *Вопросы материаловедения*. - 2016. - №1. - С. 60-65.

[336]. Verlet, L. Computer experiments on classical fluids. I. Thermodynamical properties of Lennard-Jones molecules / L. Verlet // *Physical Review*. - 1967. - Vol.159. - №1. - P. 98-103.

[337]. Kohn, W. Self-consistent equation including exchange and correlation effects / W. Kohn, L.J. Sham // *Physical Review*. - 1965. - Vol.140. - №4A. - P. A1133-A1138.

[338]. Restoring the density-gradient expansion for solids and surfaces / J.P. Perdew [et. al.] // *Physical Review Letters*. - 2008. - Vol.100. - P. 1-4.

[339]. Monkhorst, H.J. Special points for brillouin-zone integrations / H.J. Monkhorst, J.D. Pack // *Physical Review B*. – 1976. - Vol.13. - P. 5188-5192.

[340]. QUANTUM ESPRESSO: A modular and open-source software project for quantum simulations of materials : [Электронный ресурс] // URL: <http://dx.doi.org/10.1088/0953-8984/21/39/395502> (дата обращения: 15.03.2014).

[341]. Optimized pseudopotentials / A.M. Rappe [et. al.] // Physical Review B. - 1990. - Vol.41. - №2. - P. 1227-1230.

[342]. Influence of the structural state on mechanical behavior of tin babbitt / F.A. Sadykov [et. al.] // Journal of Materials Engineering and Performance. - 2003. - №12. - P. 29-36.

[343]. Copper effects in mechanical properties of rapidly solidified Sn–Pb–Sb babbitt bearing alloys / K. Mustafa [et. al.] // Materials Science and Engineering A/ - 2011. - Vol.530. - P. 327–332.

[344]. Акулов, А.И. Удержание жидкого металла сварочной ванны поперечным магнитным полем / А.И. Акулов, А.М. Рыбачук // Сварочное производство. – 1972. - №2. - С. 3-4.

[345]. Рыбачук, А.М. Формирование сварного шва магнитным полем / А.М. Рыбачук // Сварщик профессионал. – 2005. - №5. - С. 9-10.

[346]. Effect of grain refinement on wear properties of Al and Al-7Si alloy / A.K. Prasada Rao [et. al.] // Wear. – 2004. - №257. – P. 148-153.

[347]. Григорьянц, А.Г. Лазерная техника и технология. В 7 кн. Кн. 3. Методы поверхностной лазерной обработки: Учеб. пособие для вузов / А.Г. Григорьянц, А.Н. Сафонов, под ред. А.Г. Григорьянца. – М. : Высш. шк., 1987. – 191 с.: ил.

ПРИЛОЖЕНИЯ

Приложение 1

Утверждаю
 Заместитель директора ЦРНО
 по материалам и технологиям
 Глушкин Я.А.
 «18» июня 2009 г.

Протокол №12-С

от 18 июня 2009 г.

испытания на износостойкость радиальных подшипников для электрических центробежных насосов с комбинацией втулок из различных материалов на стенде «СТИЗ-1М».

1. Предмет испытаний

- 1.1. Испытывались опытные радиальные пары трения при различном сочетании трущихся материалов (табл.1). Материал втулок подшипника изготовлен в Лаборатории прочности и пластичности металлических и композиционных материалов и наноматериалов ИМЕТ РАН.
- 1.2. Представленные для изготовления втулок отливки композиционного материала пористые, при токарной обработке материала наблюдалось выкрашивание мелких частиц серого и черного цвета из пор.

Таблица 1.

Тип втулки	№ пары трения	
	1	2
	Материал втулок	
втулка подшипника (L=26mm).	Композиционный материал состава АК12М2МгН-10%SiC ₍₄₀₎ (винтовая внутренняя канавка)	Композиционный материал состава АК12М2МгН-10%SiC ₍₄₀₎
втулка защитная (L=36mm).	Бронза С72900 ASTM В740-02 (Германия)	Спеченный твердый сплав ВК8 (винтовая наружная канавка)
Ø вала, мм	17	

2. Цель испытания

Определение износостойкости радиальных пар трения при различном сочетании трущихся материалов.

3. Проведение испытания

3.1. Определение износостойкости проводилось в лаборатории триботехнологии ЭИЦ на установке «СТИЗ-1М» по методике «ЦРКФ.47.008.00.00.000ПМ1» при удельном радиальном давлении 6,5 кг/см² и 10 кг/см² по следующим этапам:

I этап – в растворе (30% СОЖ + 70% воды) + 10 г/л Al_2O_3 с подачей сжатого воздуха. Длительность испытания - 6 часов;

II этап – в водной среде. Длительность испытания - 2 часа;

III этап – в водно-воздушной среде. Длительность испытания - 1 час.

3.2. Перед проведением испытания, а также после его окончания проводилось измерение наружного диаметра защитной втулки и внутреннего диаметра втулки подшипника с точностью до 0,01мм.

3.3. В процессе испытания производили контроль температур в зоне трения радиальной пары с помощью термопары.

4. Результаты испытаний

4.1. Результаты испытания представлены в таблице 2.

Таблица 2.

Результаты испытаний на износостойкость радиальных пар трения при различном сочетании трущихся материалов.

№ пар	Тип втулки	Средний радиальный зазор пар трения, мм	Средний диаметр втулок, мм	Максим. износ втулок, мм			
				Интенсивность износа втулок, мкм/км			Общий износ (I - III) этапы
				I этап	II этап	III этап	
удельное радиальное давление 6,5 кг/см ²							
1	Втулка подшипника	0,15	25,03	$\frac{0}{0}$	Разрушилась через 1,5ч	Не проводился	-
	Защитная втулка.		24,88	$\frac{0,115}{1,35}$	$\frac{0,22}{10,4}$		-
	температура в зоне трения, °С				38	78	-
2	Втулка подшипника	0,14	25,02	$\frac{0,01}{0,12}$	$\frac{0}{0}$	$\frac{0}{0}$	$\frac{0,01}{0,08}$
	Защитная втулка.		24,88	$\frac{0}{0}$	$\frac{0}{0}$	$\frac{0}{0}$	$\frac{0}{0}$
	температура в зоне трения, °С				24	24	21
удельное радиальное давление 10 кг/см ²							
2	Втулка подшипника	0,14	25,02	$\frac{0}{0}$	$\frac{0,37}{13,1}$	$\frac{0,35}{24,8}$	$\frac{0,72}{5,7}$
	Защитная втулка.		24,88	$\frac{0}{0}$	$\frac{0}{0}$	$\frac{0}{0}$	$\frac{0}{0}$
	температура в зоне трения, °С				45	55	50

4.2. Радиальная пара трения №1 испытаний при удельном радиальном давлении 6,5 кг/см² не выдержала. При данном сочетании трущихся материалов втулка подшипника из композиционного материала не обнаружила изнашивания на I этапе и разрушилась на II этапе в водной среде.

4.3. Радиальная пара трения №2 при удельном радиальном давлении 6,5 кг/см² испытания выдержала и после всех этапов изнашивание практически отсутствует.

4.4. При увеличении общей нагрузки в 1,5 раза (при удельном радиальном давлении в 10 кг/см²) радиальная пара трения №2 испытания выдержала. На первом этапе, в абразивной среде с СОЖ, изнашивание втулок пары трения отсутствует. В водной и водно-воздушной средах интенсивность изнашивания втулки подшипника из композиционного материала резко возрастает.

4.5. При удельном радиальном давлении 6,5 кг/см² максимальная температура в зоне трения для радиальной пары трения №2 на I этапе составила 24°C, на II и III этапах – 24°C и 21°C соответственно.

4.6. При удельном радиальном давлении 10 кг/см² максимальная температура в зоне трения для радиальной пары трения №2 на I этапе составила 45°C, на II и III этапах – 55°C и 50°C соответственно.

5. Выводы

5.1. Радиальная пара трения "композиционный материал – твердый сплав" выдержала все этапы испытания с удельным радиальным давлением 10 кг/см².

5.2. Радиальная пара трения "композиционный материал – бронза" не выдержала испытаний с удельным радиальным давлением 6,5 кг/см² из-за разрушения втулки подшипника в водной среде.

5.3. Необходимо доработать технологию изготовления композиционного материала с целью повышения его плотности.

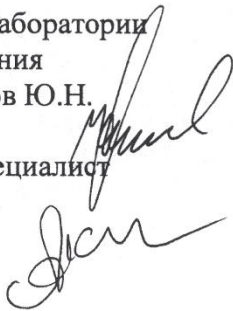
5.4. Целесообразно продолжить испытания радиальных пар трения "композиционный материал – твердый сплав" для определения несущей способности и коэффициента трения.

От ЦРНО ПК «Борец»

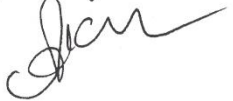
Начальник ОМ и Т
к.т.н. Харламов Е.И.



Начальник лаборатории
металловедения
к.т.н. Цветков Ю.Н.

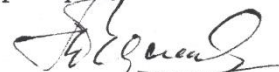


Ведущий специалист
Акимов И.В.



От Лаборатории прочности
и пластичности металлических
и композиционных материалов
и наноматериалов ИМЕТ РАН

Главный научный сотрудник,
д.т.н., проф. Чернышова Т.А.



Старший научный сотрудник,
к.т.н. Калашников И.Е.



Младший научный сотрудник
Михеев Р.С.



Утверждаю
 Заместитель директора ЦРНО
 по материалам и технологиям
 Глускин Я.А.
 «28» января 2010 г.

Протокол №27-С
 от 28 января 2010 г.

испытания на износостойкость радиальных подшипников для электрических центробежных насосов с комбинацией втулок из различных материалов на стенде «СТИЗ-1М».

1. Предмет испытаний

- 1.1. Испытанию подверглись три радиальные пары трения при различном сочетании трущихся материалов (табл.1). Материалы втулок подшипника изготовлены в Лаборатории прочности и пластичности металлических и композиционных материалов и наноматериалов ИМЕТ РАН.
- 1.2. Представленные для изготовления втулок отливки композиционного материала пористые, токарная обработка материала затруднена.

Таблица 1.

Тип втулки	№ пары трения		
	1	2	3
втулка подшипника (L=26 мм)	Композиционный материал состава АК12М2МгН-10%TiC _(≤40)	Композиционный материал состава АК12М2МгН-5%TiC _(≤40)	Композиционный материал состава АК12М2МгН-10%TiC _(≤40)
Втулка защитная (L=36 мм)	Твердый сплав ВК8	Твердый сплав ВК8	бронза С72900 ASTM В 740-02 (Германия)
Ø вала, мм	17		

2. Цель испытания

Определение износостойкости радиальных пар трения при различном сочетании трущихся материалов.

3. Проведение испытания

3.1. Определение износостойкости проводилось в лаборатории триботехнологии ЭИЦ на установке «СТИЗ-1М» по методике «ЦРКФ.47.008.00.00.000ПМ1» при удельном радиальном давлении 10 кг/см² в три этапа:

I этап – в растворе (30% СОЖ + 70% воды) + 10 г/л Al₂O₃ с подачей сжатого воздуха. Длительность испытания - 6 часов;

II этап – в водной среде. Длительность испытания 2 часа;

III этап – в водно-воздушной среде. Длительность испытания 1 час.

3.2. Перед проведением испытания, а также после его окончания проводилось измерение наружного диаметра защитной втулки и внутреннего диаметра втулки подшипника с точностью до 0,01 мм.

3.3. В процессе испытания с помощью термопары производили контроль температур нагрева в зоне трения радиальной пары.

4. Результаты испытаний

4.1. Результаты испытаний радиальных пар трения на износостойкость представлены в таблице 2.

Таблица 2.

Результаты испытаний на износостойкость радиальных пар трения при различном сочетании трущихся материалов.

№ Пары трения	Тип втулки	Средний диаметральный зазор пар трения, мм	Средний диаметр втулок, мм	Максим. износ втулок, мм		
				Интенсивность износа втулок, мкм/км		
				I этап	II этап	III этап
1	Втулка подшипника	0,18	25,06	$\frac{0}{0}$	$\frac{0,01}{0,35}$	$\frac{0,01}{0,08}$
	Защитная втулка		24,88	$\frac{0}{0}$	$\frac{0}{0}$	$\frac{0}{0}$
	температура в зоне трения, °С				59	40
2	Втулка подшипника	0,16	25,04	$\frac{0}{0}$	$\frac{0,01}{0,35}$	$\frac{0,01}{0,08}$
	Защитная втулка		24,88	$\frac{0}{0}$	$\frac{0}{0}$	$\frac{0}{0}$
	температура в зоне трения, °С				55	60
3	Втулка подшипника	0,22	25,06	$\frac{0,02}{0,24}$	Не проводились	
	Защитная втулка		24,84	$\frac{0,44}{5,19}$		
	температура в зоне трения, °С					

4.2. Радиальные пары трения №1 и №2 испытания на износостойкость выдержали. Износ втулок подшипника и защитных втулок после всех этапов испытаний практически отсутствует.

4.3. На рабочей поверхности втулки подшипника пары трения №1 после второго этапа испытания при визуальном осмотре зоны трения обнаружена тонкая пленка черного цвета, гладко прикатанная на поверхности трения в направлении вращения вала, а у втулки подшипника пары трения №2

после второго этапа испытания рабочая поверхность – гладкая, алюминиевого цвета.

4.4. Максимальная температура в зоне трения пар №1 и №2 составила на I, II и III этапах – 59 °С, 60 °С и 50 °С соответственно.

4.5. Из-за большого изнашивания защитной втулки пары трения №3 после испытания в абразивном растворе (I этап) испытания были прекращены.

5. Выводы

По результатам предварительных испытаний радиальных пар трения на стенде СТИЗ-1М, представленных в табл. 1, можно сделать выводы:

5.1. Радиальные пары трения №1 и №2 испытания на износостойкость по методике «ЦРКФ.47.008.00.00.000ПМ1» при удельном радиальном давлении 10 кг/см² выдержали.

5.2. Радиальная пара трения №3 испытания не выдержала, вероятно из-за высокого износа защитной втулки из бронзы С72900 ASTM В 740-02.

5.3. При сопоставлении результатов испытаний, представленных в данном протоколе, с результатами протокола №12-С от 18 июня 2009 г. очевидно преимущество применения частиц TiC в качестве наполнителя для алюмоматричных композиционных материалов триботехнического назначения.

5.4. Необходимо доработать технологию изготовления композиционного материала с целью повышения его плотности.

5.5. Целесообразно продолжить испытания композиционных материалов систем Al-TiC, Al-SiC с целью определения несущей способности и коэффициентов трения для использования этих материалов в реальных трибосопряжениях.

От ЦРНО ПК «Борец»

От Лаборатории прочности
и пластичности металлических
и композиционных материалов
и наноматериалов ИМЕТ РАН

Начальник ОМ и Т
к.т.н. Харламов Е.И.

Главный научный сотрудник,
д.т.н., проф. Чернышова Т.А.

Начальник лаборатории
металловедения
к.т.н. Цветков Ю.Н.

Старший научный сотрудник,
к.т.н. Калашников И.Е.

Ведущий специалист
Акимов И.В.

Младший научный сотрудник,
Михеев Р.С.



ООО НПФ «УМГ»

456780, Россия, Челябинская обл.,
г. Озёрск, ул. Гайдара 30-20
Skype: klimanov.denis, icq: 323409972
e-mail: klimanov.denis@umgrafit.pro
тел. +7(950)721-2222
тел. +7(912)082-9077

«УТВЕРЖДАЮ»
Генеральный директор
ООО НПФ «УМГ»
_____ Д.В. Климанов
«15» сентября 2015 г.

АКТ

о внедрении результатов научно-исследовательской работы

Результаты научно-исследовательской работы коллектива сотрудников Московского государственного технического университета им. Н.Э. Баумана (МГТУ им. Н.Э. Баумана) и Института металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (ИМЕТ РАН) позволили применить разработанный дисперсно-упрочненный композиционный материал на основе алюминиевого сплава АК12М2MgH, содержащий частицы карбида титана, в производственной деятельности ООО НПФ «УМГ» для изготовления опытно-промышленной партии вкладышей подшипника скольжения электродвигателя.

Применение нового материала привело к улучшению эксплуатационных характеристик деталей при сохранении требований к их качеству и надежности. Экономический эффект от внедрения результатов научно-исследовательской работы коллектива сотрудников МГТУ им. Н.Э. Баумана и ИМЕТ РАН составил 238 400 рублей.

от ООО НПФ «УМГ»
Главный технолог
_____ Д.Л. Яицкий
Директор
_____ Д.В. Климанов

от МГТУ им. Н.Э. Баумана:
Ассистент кафедры МТ-7
_____ В.В. Ковалев
Доцент кафедры МТ-7, к.т.н.
_____ Р.С. Михеев
от ИМЕТ РАН:
Ведущий научный сотрудник, д.т.н.
_____ И.Е. Калашников



РОССИЙСКАЯ ФЕДЕРАЦИЯ

**ПАТЕНТ**

НА ИЗОБРЕТЕНИЕ

№ 2361710

**ПРУТКИ ИЗ АЛЮМОМАТРИЧНОГО
КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА ДЛЯ НАПЛАВКИ
ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ**

Патентообладатель(ль): *Институт металлургии и
материаловедения им. А.А. Байкова РАН (RU)*

Автор(ы): *с.м. на обороте*

Заявка № 2008104838

Приоритет изобретения 12 февраля 2008 г.

Зарегистрировано в Государственном реестре
изобретений Российской Федерации 20 июля 2009 г.

Срок действия патента истекает 12 февраля 2028 г.

*Руководитель Федеральной службы по интеллектуальной
собственности, патентам и товарным знакам*

Б.Н. Симонов

Общество с ограниченной ответственностью
«Аттестационный Центр Городского Хозяйства»
(ООО «АЦГХ»)

25.160.20

ОКП 19 7221 9

УТВЕРЖДАЮ

Генеральный директор

ООО «АЦГХ»



В.Ф. Емцев

09 2013 г.

**ПРУТКИ НАПЛАВОЧНЫЕ АЛЮМОМАТРИЧНЫЕ
КОМПОЗИЦИОННЫЕ СИСТЕМЫ АК12-SiC**

Технические условия

ТУ 1972-005-99051876-2013

Введены с 01.01.2014 г.

РАЗРАБОТАНО

Главный специалист

(П.С. Кузнецов)
« 16 » 09 2013 г.

Главный специалист

(Р.С. Михеев)
« 16 » 09 2013 г.

Начальник лаборатории

(А.Ю. Григорьев)
« 16 » 09 2013 г.

Ине. № подл.	Подп. и дата
Ине. № дубл.	Взам. ине. №
Ине. № подл.	Подп. и дата
Ине. № подл.	Подп. и дата

**Общество с ограниченной ответственностью
«Аттестационный Центр Городского Хозяйства»
(ООО «АЦГХ»)**

25.160.20

ОКП 19 7221 9

УТВЕРЖДАЮ

Генеральный директор

ООО «АЦГХ»



В.Ф. Емцев

09 2013 г.

**ПРУТКИ НАПЛАВОЧНЫЕ АЛЮМОМАТРИЧНЫЕ
КОМПОЗИЦИОННЫЕ СИСТЕМЫ АК12М2МГН-SiC**

Технические условия

ТУ 1972-010-99051876-2013

Введены с 01.01.2014 г.

РАЗРАБОТАНО

Главный специалист

(П.С. Кузнецов)
«16» 09 2013 г.

Главный специалист

(Р.С. Михеев)
«16» 09 2013 г.

Начальник лаборатории

(А.Ю. Григорьев)
«16» 09 2013 г.

Ине. № подл.	Подп. и дата
Ине. № дубл.	Взам. инв. №
Ине. № инв. №	Подп. и дата
Ине. № инв. №	Подп. и дата

**Общество с ограниченной ответственностью
«Аттестационный Центр Городского Хозяйства»
(ООО «АЦГХ»)**

25.160.20

ОКП 19 7200

УТВЕРЖДАЮ

Генеральный директор

ООО «АЦГХ»



В.Ф. Емцев

10 2014 г.

**ПРУТКИ НАПЛАВОЧНЫЕ
КОМПОЗИЦИОННЫЕ НА ОСНОВЕ СПЛАВА Б83**

Технические условия

ТУ 1972-015-99051876-2014


Введены с 01.01.2015 г.

РАЗРАБОТАНО


Руководитель АЦСТ-87


 (П.С. Кузнецов)
 « 14 » 10 2014 г.

Руководитель АЦСМ-47


 (П.С. Михеев)
 « 14 » 10 2014 г.

Начальник лаборатории


 (А.Ю. Григорьев)
 « 14 » 10 2014 г.

Име. № подл.	Подп. и дата
Име. № дубл.	Взам. инв. №
Подп. и дата	Подп. и дата

РОССИЙСКАЯ ФЕДЕРАЦИЯ



ПАТЕНТ

НА ИЗОБРЕТЕНИЕ

№ 2585588

КОМПОЗИЦИОННЫЙ МАТЕРИАЛ НА ОСНОВЕ
СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Sn-Sb-Cu И СПОСОБ ЕГО
ПОЛУЧЕНИЯ

Патентообладатель(ли): *Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук (ИМЕТ РАН) (RU)*

Автор(ы): *см. на обороте*

Заявка № 2014149920

Приоритет изобретения 11 декабря 2014 г.

Зарегистрировано в Государственном реестре изобретений Российской Федерации 05 мая 2016 г.

Срок действия патента истекает 11 декабря 2034 г.

Руководитель Федеральной службы
по интеллектуальной собственности

Г.П. Ивлиев





ООО «ТДВ ЕВРАЗИЯ»



142715, Московская обл., Ленинский р-н, пос.
совхоз им. Ленина, Восточная промзона, вл. 3,
стр. 1

Тел.: +7 (495) 505-63-91;

Факс: +7 (495) 505-63-91, доб. 1035;

E-mail: info.russia@tdwilliamson.com

www.tdwilliamson.com

ОГРН 1047796680821

ИНН/КПП 7710556719/500301001

АКТ

об опробовании и внедрении научных и практических результатов диссертационной работы Михеева Р.С.

Разработанный в докторской диссертационной работе Михеева Романа Сергеевича композиционный материал на основе оловянистого баббита марки Б83 (ГОСТ 1320) полиармированный дискретными частицами карбида кремния (SiC) и модифицированной шунгитовой породой был опробован в качестве альтернативы антифрикционного медно-цинкового сплава (латуни) марки Л63 по ГОСТ 15527 для изготовления втулки Тг 30х3 винтовой направляющей электромеханической системы перемещения в горизонтальной плоскости установки механизированной продольной газокислородной резки труб и тройников. Опробование изготовленной втулки Тг 30х3 из композиционного материала привело к улучшению эксплуатационных характеристик оборудования при сохранении требований к качеству и надежности.

Считаем, что опробованный композиционный материал благодаря высокому уровню эксплуатационных характеристик (износостойкость, коэффициент трения и стабильности) и удовлетворительным технологическим свойствам (обрабатываемость резанием) может быть полезен для изготовления узлов трения, обеспечивающих увеличение ресурса работы оборудования.

Начальник производства

ООО «ТДВ Евразия»



Курахтанов А.А.

Общество с ограниченной ответственностью
«Научно-производственное предприятие КУРС»



ООО "НПП КУРС"
Адрес: Россия 432071 г. Ульяновск
ул. Энтузиастов, 1А
Тел/факс.: (8422) 46-43-78,
ОГРН 1087325006482
ИНН: 7325082150
КПП: 732501001

Справка о полезности

На базе ООО «НПП КУРС» при ремонте корпуса редукторного механизма локаторной установки (редуктор 1Ц2Н цилиндрический горизонтальный, предназначен для изменения крутящего момента) применены разработанные в ИМЕТ РАН присадочные материалы на базе силуминов, армированных частицами карбида кремния (Патент на изобретение №2361710 "Прутки из алюмоматричного композиционного материала для наплавки износостойких покрытий" авторы: Михеев Р.С., Коберник Н.В., Чернышова Т.А. и др.). Получено удовлетворительное формирование наплавленных слоев, отсутствие дефектов в виде подрезов, пор и трещин. Редукторный механизм после ремонта находится в эксплуатации.

Считаем, что опробованные присадочные прутки разработки ИМЕТ РАН могут быть полезны при ремонте и восстановлении деталей из алюминиевых сплавов, подвергаемых динамическому нагружению и износу.

Директор

ООО «Научно-производственное предприятие



С.М. Куркалов

