

На правах рукописи

УДК 621.791

Ковалев Владимир Викторович

**РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ОСНОВ НАНЕСЕНИЯ
АЛЮМОМАТРИЧНОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА
НА СЕГМЕНТ УПОРНОГО ПОДШИПНИКА СКОЛЬЖЕНИЯ**

Специальность 05.02.10 – Сварка, родственные процессы и технологии

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук



Москва – 2017

Работа выполнена на кафедре технологий сварки и диагностики
МГТУ имени. Н.Э. Баумана

Научный руководитель: кандидат технических наук
КОБЕРНИК Николай Владимирович
МГТУ имени. Н.Э. Баумана, доцент

Официальные оппоненты: доктор технических наук, профессор
ДУБРОВСКИЙ Владимир Анатольевич
НПП «ВЕЛД», директор (05.02.10)

доктор технических наук, профессор
ЕЛАГИНА Оксана Юрьевна
РГУ нефти и газа (НИУ) имени И.М.Губкина,
заведующий кафедрой трибологии
и технологий ремонта НГО (05.02.10)

Ведущая организация: **Пермский национальный
исследовательский политехнический
университет**

Защита состоится «21» декабря 2017 г. в 14:30 часов на заседании диссертационного совета Д 212.141.01 при Московском государственном техническом университете им. Н.Э. Баумана по адресу: 105005, Москва, ул. 2-я Бауманская, д. 5, стр. 1.

Телефон для справок: +7 (499) 267-09-63.

Ваш отзыв на автореферат в двух экземплярах, заверенный печатью организации, просим направлять на имя ученого секретаря диссертационного совета по указанному адресу.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке МГТУ имени. Н.Э. Баумана и на сайте <http://www.bmstu.ru>.

Автореферат разослан «____» _____ 2017 г.

УЧЁНЫЙ СЕКРЕТАРЬ
диссертационного совета
д.т.н., доцент



Коновалов А.В.

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность проблемы

Анализ аварий, произошедших за последние 30 лет на тепловых электростанциях, суммарно вырабатывающих в России 68% электроэнергии, показывает, что на поломки, связанные с турбинным блоком, приходится 72% от общего числа аварий. При этом до 25% причин отказов связано с повреждением подшипников скольжения паровых турбин, вызванных различными причинами, и приводящих к выходу из строя всего блока.

Большая часть подшипников скольжения, применяемых в настоящее время в паровых турбинах, представляют собой биметаллические конструкции, состоящие из основания, выполненного из низкоуглеродистой стали и специального рабочего слоя из антифрикционного материала. Среди антифрикционных материалов наибольшее распространение, благодаря минимальным значениям коэффициента трения и хорошей прирабатываемости, получили баббиты. Однако, появившиеся в последние годы композиционные материалы (КМ) на основе алюминия, армированные керамическими частицами микронных размеров, в частности системы Al-SiC, обладают по сравнению с баббитами комплексом полезных физических и технологических свойств: меньшей плотностью, большей теплопроводностью, лучшей коррозионной стойкостью и обрабатываемостью резанием, а также характеризуются высокой износостойкостью и задиростойкостью в широком интервале температур в сочетании с низким коэффициентом трения. Поэтому применение таких материалов в качестве рабочего слоя подшипников скольжения является экономически целесообразным и перспективным, поскольку позволит увеличить межремонтный срок службы подшипников паровых турбин и снизить вероятность возникновения критического износа в аварийных ситуациях (разнотолщинность колодок подшипника, установка вала с перекосом, режим полусухого трения и обводнение смазки). Однако, опыт нанесения этих композиционных материалов на сталь, для создания биметаллических подшипников скольжения в настоящее время отсутствует.

Из вышеизложенного следует, что разработка технологических основ нанесения композиционных материалов системы Al-SiC на стальные колодки подшипников скольжения является актуальной задачей.

Актуальность выбранной темы диссертационного исследования подтверждается его выполнением в рамках реализации проекта РФФИ 16-58-00014 «Получение, управление и контроль физико-механических характеристик композиционных покрытий из цветных сплавов с градиентной структурой»

Цель работы: повышение износостойкости и расширение диапазона трибонагружения подшипников скольжения.

Задачи исследования:

1. Проанализировать и обосновать выбор способа нанесения на сталь антифрикционных покрытий из дисперсно-наполненных КМ системы Al-SiC.
2. Провести исследование состава и структуры интерметаллидного слоя, образующегося на границе раздела сталь-алюминий биметаллических соединений. Выявить влияние технологии совмещения (параметров режима; состава и способа

нанесения промежуточных переходных слоев) на характеристики интерметаллидного слоя (состав, геометрические размеры, характер). Исследовать зависимость механических свойств биметаллических соединений и особенностей структурно-фазового состава границы раздела от режимов и технологии совмещения.

3. Разработать математическую модель, позволяющую оценить термическое воздействие процесса наплавки КМ на сталь с нанесенным промежуточным слоем.

4. Разработать технологические рекомендации для изготовления биметаллических сталеалюминиевых соединений с рабочим слоем из дисперсно-наполненных КМ системы Al-SiC на примере упорного подшипника скольжения паровой турбины.

Методы исследований: результаты работы получены путем теоретических и экспериментальных исследований. Эксперименты по наплавке проводили с применением оборудования для аргонодуговой сварки неплавящимся вольфрамовым электродом. Исследование структуры образцов осуществляли методами оптической и растровой электронной микроскопии с применением оптических микроскопов Axiovert 200MAT и Биомед MMP-2 и растровой электронной микроскопии Helios NanoLab 660 и Tescan VEGA II LMU. Испытание прочностных характеристик адгезионной прочности нанесенного покрытия на срез проводили на установке 2054 P-5. Трибологические свойства покрытий оценивали на универсальной машине трения CETR-UMT в условиях сухого трения скольжения. Обработку полученных данных проводили с использованием стандартных программ Microsoft Excel и MATLAB.

Ценность выполненных исследований: показана возможность нанесения алюмоматричных дисперсно-наполненных композиционных материалов на стальные опоры подшипников скольжения. Определено влияние температуры нагрева границы раздела сталь-алюминий, а также характера образующегося интерметаллидного слоя на адгезионную прочность сталеалюминиевого соединения. Разработаны технологические основы и реализована технология аргонодуговой наплавки на поверхность стальных колодок упорного подшипника скольжения рабочего антифрикционного слоя из алюмоматричных композиционных материалов, характеризующегося повышенной в 2 раза износостойкостью и расширенным диапазоном трибонагружения по сравнению с базовыми покрытиями из баббита.

Научная новизна работы связана с раскрытием влияния термического воздействия процесса дуговой наплавки алюмоматричных КМ на характеристики интерметаллидного слоя по границе раздела сталь-алюминий.

1. Установлена зависимость между температурой нагрева границы раздела сталь-промежуточный слой и прочностными характеристиками сталеалюминиевого соединения. Аналитически определено и экспериментально подтверждено, что нагрев дискретного интерметаллидного слоя, представляющего собой чередующиеся интерметаллиды в виде «оплавок» и участки пересыщенного твердого раствора Fe и Al, до температур выше 530°C приводит к образованию и росту интерметаллидов в твердой фазе в свободных от «оплавок» зонах, а до

температур выше 620°C к росту и увеличению размеров (толщины) «оплавов», что приводит к снижению прочности сталеалюминиевого соединения.

2. Показано, что прочностные характеристики сталеалюминиевого соединения определяются не только значением толщины интерметаллидного слоя, но и его характером. При дискретном характере интерметаллидного слоя значения адгезионной прочности сталеалюминиевого соединения в два раза выше по сравнению с таковыми у соединений с непрерывным слоем интерметаллидов. Установлено, что данная закономерность сохраняется и в случае превышения значений средней толщины дискретного слоя по сравнению с непрерывным слоем интерметаллидов.

3. Для процесса дуговой наплавки алюмокремниевого покрытия на поверхность стали с полным проплавлением предварительно нанесенного промежуточного алюминиевого слоя предложен механизм образования интерметаллидного слоя Fe-Al-Si, 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 на всей его поверхности происходит рост новых интерметаллидов Fe-Al-Si, в то время как при дискретном характере происходит разрушения слоя интерметаллидов Fe-Al и новые интерметаллиды Fe-Al-Si образуются преимущественно в местах отсутствия «оплавов».

Практическая значимость работы: разработан расчетный метод определения минимального значения толщины подслоя из алюминия, обеспечивающего отсутствие падения прочности биметаллического соединения в процессе аргонодуговой наплавки. Разработана и реализована технология нанесения рабочего слоя из дисперсно-наполненных КМ системы Al-SiC процессом аргонодуговой наплавки на поверхность стальной колодки упорного подшипника скольжения марки К54-30/15. Определены схемы и технологические параметры аргонодуговой наплавки, обеспечивающие адгезионную прочность не ниже нормативного уровня 60 МПа. Разработанная технология опробована на предприятии ООО «НефтеГазМонтаж» и представляет интерес для внедрения на предприятии ОАО «Калужский турбинный завод» при изготовлении сегментного подшипника скольжения паровых турбин.

Достоверность результатов и выводов подтверждается применением современных взаимодополняющих друг друга аналитических методов исследования структурно-фазового состава и эксплуатационных свойств биметаллических сталеалюминиевых соединений: оптическая и растровая электронная микроскопия, определение адгезионной прочности и трибологических свойств. Приведенные в работе результаты исследований получены с применением различных апробированных методик. Проведение исследований с применением различных методик и хорошая сходимость данных свидетельствуют о достоверности и надежности результатов, положений и выводов диссертации.

На защиту выносятся:

1. Схемы формирования диффузионной зоны при дуговой наплавке алюмоматричного композиционного материала на сталь, с предварительно нанесенным на ее поверхность промежуточными слоями алюминия.

2. Раскрытие влияния термического воздействия от дуговой наплавки на скорость роста интерметаллидной фазы Fe-Al и прочностные характеристики биметаллического сталеалюминиевого соединения.

Апробация работы: основные результаты работы изложены на конференциях: Junior Euromat (Лозанна, 2014), XI Российской ежегодной конференции молодых научных сотрудников и аспирантов "Физико-химия и технология неорганических материалов" (Москва, 2014), научной конференции «Технологии сварки плавлением новых конструкционных материалов» (Москва, 2014), на конференциях Будущее машиностроения (Москва, 2014, 2016), на международном научном форуме «Дни науки. Новые материалы» (Санкт-Петербург, 2015).

Личный вклад соискателя заключается в непосредственном участии в исследовательской работе по теме диссертации на всех этапах. Им лично выполнен литературный обзор по теме исследования, выполнены теоретические и экспериментальные исследования, выполнена обработка результатов и их обобщение, подготовлены и сделаны доклады на конференциях и семинарах.

Публикации по теме диссертации: материалы диссертации отражены в 5 печатных работах, 4 из которых находятся в списке изданий, рекомендуемых ВАК.

Структура и объём диссертации: диссертационная работа состоит из введения, 5 глав, общих выводов и результатов работы, списка использованной литературы. Она изложена на 155 листах машинного текста, содержит 85 рисунков и 18 таблиц. Список литературы содержит 113 наименований.

Содержание работы

Во введении обосновывается актуальность выбранного направления исследования и сформулирована цель работы.

В первой главе приведены общие сведения о материалах, применяемых в биметаллических упорных подшипниках скольжения паровых турбин, рассмотрены основные свойства алюмоматричных КМ и особенности их нанесения на поверхность изделий из низкоуглеродистой стали.

Показано, что для колодок упорных подшипников паровых турбин применяются биметаллические и триметаллические конструкции низкоуглеродистая сталь-баббит или низкоуглеродистая сталь-бронза-баббит, в которых функции рабочего слоя выполняет баббит, обладающий наименьшим коэффициентом трения и хорошей прирабатываемостью. Однако при работе в условиях с ограниченной смазкой существует опасность подплавления баббита и потери работоспособности слоя. В связи с этим перспективным является применение в узлах трения алюминиевых антифрикционных материалов, обладающих большим температурным диапазоном работы и даже в случае повреждения антифрикционного слоя не приводящих к поломке вала. Однако для традиционных алюминиевых антифрикционных сплавов характерно возникновение повреждений в переходных и неустановившихся режимах работы во время пуска-останова. Поэтому возникает необходимость увеличения задиростойкости и усталостной прочности этих материалов.

В работах Калашникова И.Е., Чернышовой Т.А., A.R Kennedy, R.E. Shannon и др. установлено, что повышению задиростойкости и усталостной прочности

способствует армирование алюминиевого сплава дисперсными твердыми частицами карбидов. Созданные таким образом КМ имеют небольшой коэффициент трения, а по параметрам износостойкости и задиростойкости превосходят существующие антифрикционные материалы. Среди них наибольшее промышленное применение получили КМ системы Al-SiC, опыт применения которого показал, что наибольшие значения износостойкости достигаются при дуговой наплавке. Однако, в настоящее время отсутствует опыт создания покрытий из КМ системы SiC на поверхности стальных изделий этим способом.

При создании соединения стали с алюминием на их границе образуется слой, состоящий из интерметаллидов Fe-Al различного стехиометрического состава, обладающих большой твердостью и низкими значениями временного сопротивления при растяжении и сжатии. Поэтому их формирование на границе раздела может привести к неудовлетворительным прочностным характеристикам биметаллической конструкции и отслоению антифрикционного слоя от стали в процессе работы подшипника. Согласно работам Рябова В.Р., Bruckner J., Jasome L.A. и других исследователей, в настоящее время процессами дуговой сварки удается достичь прочности соединения сталь-алюминий в диапазоне 80-170 МПа, что является достаточным для работы биметаллических подшипников скольжения, требованием к которым является уровень адгезионной прочности на отрыв не ниже 60 МПа. Одним из основных параметров, влияющих на прочность биметаллической конструкции, является толщина интерметаллидного слоя на границе раздела сталь-алюминий. Сведения о зависимости прочности соединения от толщины интерметаллидного слоя носят отрывочный и противоречивый характер, что требует проведения дополнительных системных исследований. Также отсутствуют данные об адгезионной прочности алюминиевых покрытий, нанесенных на сталь дуговой наплавкой.

На основании литературного обзора сформулированы задачи исследования.

Во второй главе приведены материалы и методы исследования, примененные в работе. Описаны технологические схемы и режимы создания покрытий аргонодуговой наплавкой.

В качестве основания подшипника для нанесения покрытий были использованы пластины из низкоуглеродистой стали 20 по ГОСТ 1050 с нанесёнными на их поверхности, для обеспечения смачиваемости расплавом КМ, цинковый, полученный окунанием стальных пластин в ванну с расплавом цинка, и алюминиевый, полученные дуговым алитированием и сваркой взрывом, промежуточные слои. В качестве наплавляемого материала применяли прутки и проволоку из сплава 4047, содержащие в своем составе 12 масс. % кремния, близкие по составу матричному материалу КМ АК12.

Для создания покрытий процессом аргонодуговой наплавки применялись схемы с наличием или отсутствием контакта наплавляемого материала с твердой поверхностью стали. При отсутствии контакта расплава с поверхностью стали отсутствовало проплавление алюминиевого подслоя на всю глубину и на диффузионную зону оказывалось только термическое воздействие за счет теплопроводности (Рисунок 1).

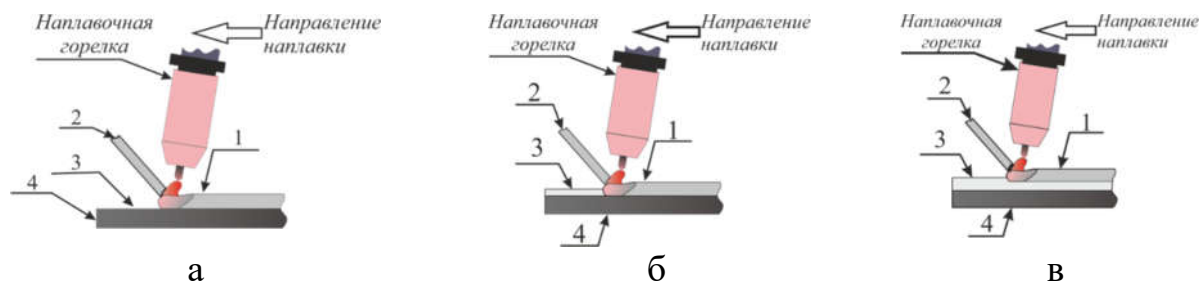


Рисунок 1. Схемы нанесения покрытия на подслои цинка (а), на подслои алюминия с контактом (б) и без контакта (в) расплава со сталью.

1 – наплавленный алюминиевый сплав 4047; 2 – присадочный материал; 3 – промежуточный слой; 4 – сталь 20.

Наплавленные покрытия подвергались испытаниям для определения уровня адгезионной прочности на срез и на отрыв. Металлографические исследования диффузионной зоны проводились для определения параметров интерметаллидного слоя: стехиометрический состав, толщина, сплошность.

Выбор доли наполнителя в составе присадочных прутков из КМ на основе сплава АК12 для создания покрытия базировался на оценке распределения армирующих частиц SiC в наплавленных слоях, а также жидкотекучести композиционного расплава. Равномерность распределения частиц проводилась оценкой относительной площади, занимаемой частицами на шлифе, разбитом на сегменты. Количественной характеристикой равномерности распределения частиц является коэффициент вариации относительной площади, занятой частицами, который определялся для каждого шлифа. Оценку жидкотекучести расплава КМ проводили по методу А.А. Ерохина, показателем в котором является несимметричность валика, наплавленного на наклонную поверхность.

Трибологические испытания на сухое трение скольжение созданного из КМ слоя проводили на установке CETR-UMT по схеме: вращающаяся втулка (контртело из стали 40X, HRC>45) по диску (биметаллический образец с рабочим покрытием из КМ) в интервале трибонагружения от 0,2 до 2,56 МПа и скорости скольжения 0,39 м/с. Применение данной схемы, характеризующейся коэффициентом взаимного перемещения равного единице, позволяет оценить работоспособность биметаллов в условиях максимально приближенных к реальным.

В третьей главе приведены результаты исследований диффузионной зоны на границе раздела и свойства сталеалюминиевых соединений, полученных с применением различных схем. Установлена связь между характером интерметаллидного слоя и прочностными характеристиками соединения, а также выбрана схема нанесения покрытия, обеспечивающая уровень прочностных характеристик, удовлетворяющих требованиям адгезионной прочности покрытий подшипников скольжения.

Показано, что в зависимости от метода нанесения на сталь промежуточного слоя из чистого алюминия, интерметаллидный слой будет иметь разный характер. При получении промежуточного слоя жидкофазными методами по технологии дугового алитирования процессом СМТ, интерметаллидный слой носит сплошной

характер и имеет среднюю толщину 8,2 мкм. В его составе можно выделить 2 области: образованную интерметаллидами на основе алюминия (FeAl_3 ; Fe_2Al_5) средней толщиной 3,6 мкм прилегающую к алюминиевому слою и образованную интерметаллидами на основе железа (Fe_2Al_3 , FeAl , Fe_3Al) характеризующихся формой языкообразных выростов и средней толщиной 4,6 мкм, расположенных со стороны стальной подложки. Особенностью интерметаллидного слоя, полученного данным способом, является наличие трещины на границы интерметаллидов на основе железа и алюминия, которая появляется из-за особенностей роста интерметаллидной фазы Fe_2Al_5 .

Диффузионная зона на границе раздела сталь-алюминиевый промежуточный слой, полученный процессом сварки взрывом, относящимся к твердофазным методам, характеризуется наличием оплавов из интерметаллидов системы Fe-Al (Fe_2Al_3 ; FeAl_5 ; FeAl_6) имеющих дискретный характер и среднюю толщину 16 мкм, а также зон свободных от оплавов, занимающих до 15-20% от протяженности всей границы раздела. Кроме того, наблюдаются многочисленные отколы интерметаллидной фазы, расположенные в свариваемых материалах на удалении до 50 мкм от границы раздела металлов по всей протяженности границы раздела сталь-алюминий.

Установлено, что в процессе аргонодуговой наплавки алюмокремниевого сплава на сталь, предварительно нанесенный на ее поверхность промежуточный слой цинка способствует смачиванию твердой стали расплавом. При этом отсутствие цинка на границе раздела сталь-алюминий связано с его испарением и оттеснением к границе сварочной ванны. Интерметаллидный слой, образовавшийся на границе раздела при наплавке на цинковый подслоя, имеет сплошной характер при средней толщине 7 мкм и содержит в своем составе не только алюминий и железо, но и кремний, согласно результатам рентгеноспектрального анализа. Причем образование тройных интерметаллидных фаз системы Fe-Al-Si происходит за счет замещения алюминия в составе двойных интерметаллидов Fe-Al (FeAl_3 ; Fe_2Al_5) кремнием, что подтверждается снижением содержания последнего в составе интерметаллидного слоя при одновременном увеличении количества алюминия и практически неизменной доле железа. Кремний, занимая структурные вакансии в двойных интерметаллидах системы Fe-Al, способствует уменьшению скорости диффузии алюминия и железа через них и приводя к меньшей, по сравнению с нанесением промежуточного слоя из алюминия, толщине интерметаллидного слоя.

В диффузионной зоне образцов, изготовленных аргонодуговой наплавкой алюмокремниевого сплава на сталь с промежуточным слоем алюминия, можно выделить 2 характерные области:

- область I, образовавшаяся в результате полного проплавления алюминиевого промежуточного слоя;
- область II, подвергшаяся термическому влиянию в процессе наплавки.

Определено, что образцы, изготовленные наплавкой на сталь с полным проплавлением алюминиевого промежуточного слоя, полученного процессом дугового алитирования, характеризуется интерметаллидным слоем аналогичного состава, но с большим значением толщины, чем при нанесении на

цинковый промежуточный слой. Средние значения толщины интерметаллидного слоя в области I и II в среднем составляют 12 и 18 мкм соответственно. Это связано с тем, что в области I алюмокремниевый сплав контактирует не с поверхностью твердой стали, а со сплошным слоем интерметаллидов, сформированным при нанесении алюминиевого промежуточного слоя, что приводит к частичному его растворению и развитию процесса диффузии в него кремния и, как следствие, образованию тройных интерметаллидных фаз. Скорость образования новых интерметаллидов системы Fe-Al-Si выше скорости растворения интерметаллидов Fe-Al. Кроме того, следует учитывать уменьшение содержания кремния в составе наплавленного слоя в результате его разбавления полностью расплавленным подслоем из чистого алюминия. В области II, образованной вследствие нагрева выше температур начала интенсивного роста интерметаллидов системы Fe-Al и характеризующейся протяженностью до 400 мкм от границы проплавления, толщина интерметаллидного слоя составляет в среднем 12 мкм (Рисунок 2). Увеличение толщины интерметаллидного слоя на 50%, по сравнению с исходным состоянием происходит вследствие активации диффузионных процессов между сталью и алюминием в твердой фазе. В приграничной к наплавленному алюминию подслою части интерметаллидного слоя присутствуют трещины, появление которых связано с высокой твердостью и хрупкостью образующих ее интерметаллидов на основе алюминия.

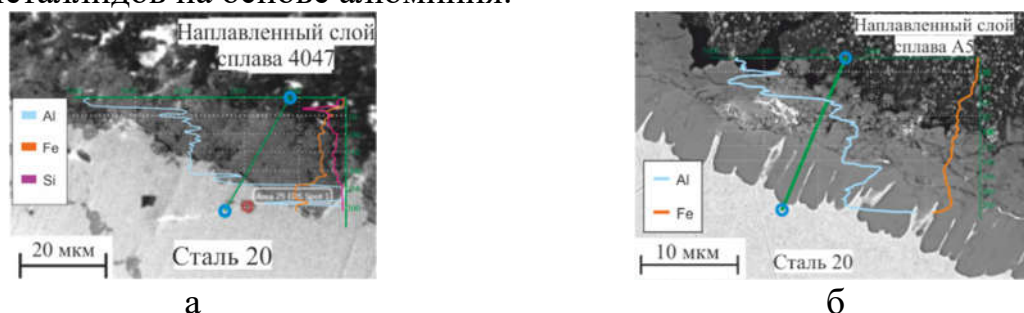


Рисунок 2.

Микроструктура области I(а) и II(б) образца, изготовленного аргонодуговой наплавкой с полным проплавлением промежуточного слоя из алюминия марки А5, полученного дуговым алитированием по технологии СМТ

При наплавке покрытия из алюмокремниевого сплава на сталь с полным проплавлением промежуточного слоя из алюминия, полученного процессом сварки взрывом, образующийся интерметаллидный слой в области I имеет непрерывный характер и среднюю толщину 5 мкм. Непрерывность и сплошность этот слой приобретает в результате образования интерметаллидов в местах их отсутствия на границе сталь-алюминий исходного образца в процессе аргонодуговой наплавки за счет диффузионного взаимодействия между сталью и алюминием при контакте алюмокремниевого расплава с поверхностью твердой стали. По стехиометрическому составу интерметаллидный слой идентичен таковому, образовавшемуся при наплавке на сталь с промежуточным слоем цинка. Это свидетельствует о полном растворении в алюмокремниевом расплаве интерметаллидов системы Fe-Al, расположенных на границе раздела после

получения соединения процессом сварки взрывом. Меньшие значения толщины интерметаллидного слоя образца с полным проплавлением промежуточного слоя из алюминия, полученного сваркой взрывом, по сравнению с образцом с промежуточным слоем, полученным дуговым алитированием, связаны с различиями в структуре исходного интерметаллидного слоя, образовавшегося при нанесении алюминиевого промежуточного слоя на сталь.

В диффузионном слое, подвергнутому термическому влиянию процесса наплавки области II, на протяжении 350-400 мкм от границы наплавленного валика имеет место рост оплавов и включений интерметаллидов (в среднем с 16 до 30 мкм), а также изменение их стехиометрического состава с FeAl_5 и FeAl_6 на Fe_2Al_7 ; FeAl и Fe_2Al_5 , что является результатом активации диффузионных процессов в твердой фазе (Рисунок 3).

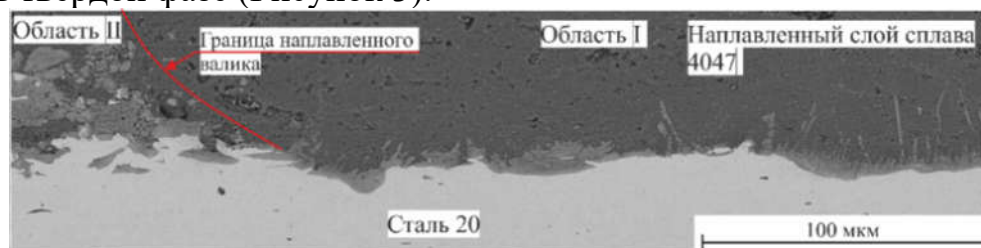


Рисунок 3.

Микроструктура диффузионной зоны образца, изготовленного аргонодуговой наплавкой алюмокремниевого сплава на сталь 20 с полным проплавлением промежуточного слоя алюминия марки АД1, полученного сваркой взрывом

При наплавке алюмокремниевого сплава на сталь с частичным проплавлением промежуточного слоя из алюминия, полученного сваркой взрывом, интерметаллидная фаза, расположенная по границе раздела в виде оплавов, не изменяет своих исходных размеров и формы. Однако, металлографически установлено, что в местах отсутствия оплавов происходит образование сплошного слоя интерметаллидов, состоящих преимущественно из фазы Fe_2Al_5 средней толщиной до 6 мкм (рисунок 4). В результате этого происходит уменьшение протяженности зоны, свободной от интерметаллидной фазы с 15-20% до 2-5% от общей площади сварного соединения. Образование этого слоя является, по-видимому, развития диффузионных процессов в твердой фазе.

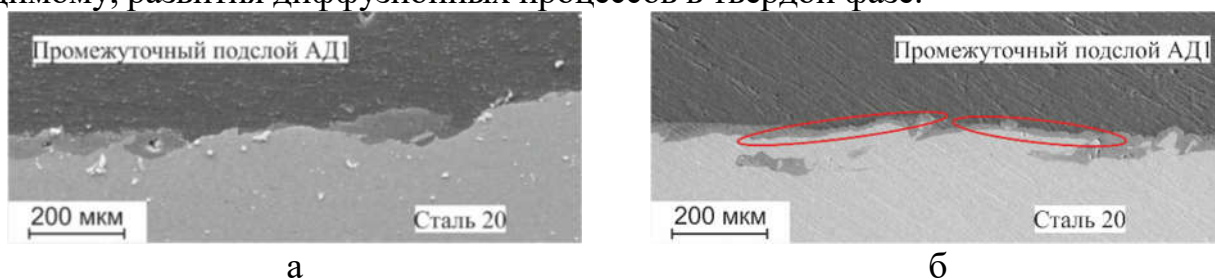


Рисунок 4.

Микроструктура диффузионного слоя образца в исходном состоянии (а) и после аргонодуговой наплавки алюмокремниевого сплава на сталь 20 с частичным проплавлением промежуточного слоя из алюминия АД1, полученного сваркой взрывом

Результаты металлографических исследований диффузионной зоны наплавленных образцов и имеющиеся данные о кинетике образования интерметаллидов позволили установить механизмы и предложить схемы образования и роста интерметаллидов на границе раздела для каждого исследованного случая аргонодуговой наплавки покрытий из алюмокремниевого сплава на сталь с промежуточными слоями (Рисунок 5).

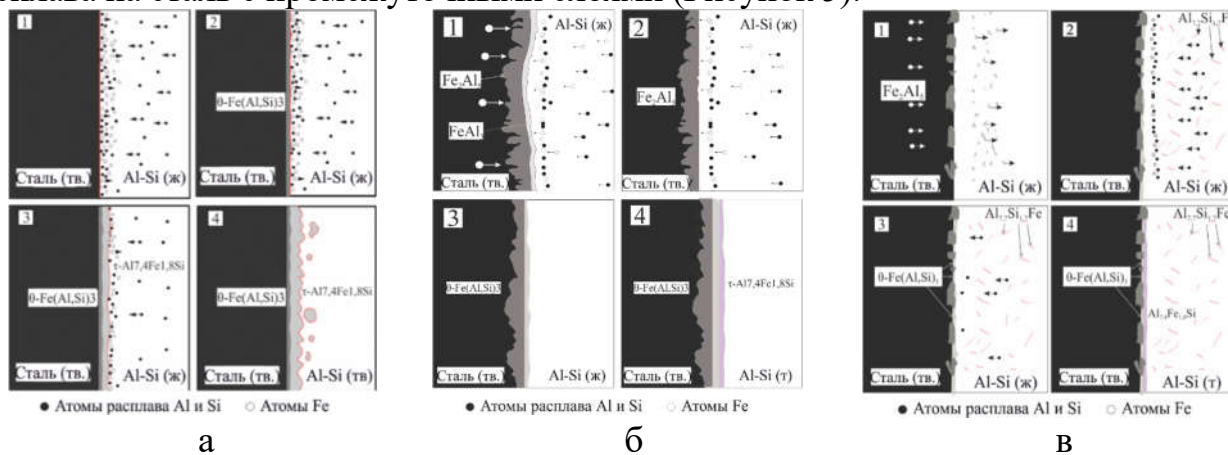


Рисунок 5.

Схема формирования интерметаллидного слоя при наплавке алюмокремниевого сплава на сталь с промежуточным цинковым покрытием (а), полным проплавлением промежуточного слоя алюминия, полученного дуговым алитированием (б) и сваркой взрывом (в)

При нанесении покрытия на промежуточный слой цинка на первой стадии железо растворяется в расплаве Al-Si и атомы кремния агрегируют на поверхности твердой стали. Дальнейшее развитие этих процессов на второй стадии приводит к образованию на поверхности твердой стали фазы θ - $\text{Fe}(\text{Al},\text{Si})_3$, имеющей температуру плавления 1100°C . Третья стадия характеризуется формированием и последующим ростом со стороны наплавленного покрытия из алюминиевого сплава интерметаллидов τ_5 - $\text{Al}_{7.4}\text{Fe}_{1.8}\text{Si}$ с температурой плавления 850°C , которая препятствует росту фазы θ - $\text{Fe}(\text{Al},\text{Si})_3$ и становится основной составляющей интерметаллидного слоя. На четвертой стадии продолжается рост толщины интерметаллидного слоя за счет образования только фазы τ_5 - $\text{Al}_{7.4}\text{Fe}_{1.8}\text{Si}$.

В отличие от рассмотренного случая, при нанесении покрытия на сталь с полным проплавлением промежуточного алюминиевого слоя, полученного дуговым алитированием, алюмокремниевый расплав контактирует со сплошным слоем имеющихся на границе раздела сталь-алюминий интерметаллидов Fe-Al. Поэтому на первой стадии алюмокремниевый расплав смачивает, растекается и растворяет верхнюю часть интерметаллидного слоя, преимущественно имеющего состав FeAl_3 . Это обеспечивает возможность его физического контакта со слоем из интерметаллидов Fe_2Al_5 расположенными ниже. Вторая стадия характеризуется процессом диффузии кремния в кристаллическую решетку интерметаллидов Fe_2Al_5 по вакансионному механизму. В результате этого даже в местах отсутствия языкообразных выростов в направлении

стальной подложки образуются тройные интерметаллиды $\theta\text{-Fe(Al,Si)}_3$. Третья стадия связана с образованием на месте растворившегося интерметаллида FeAl_3 интерметаллидной фазы $\tau_5\text{-Al}_{7.4}\text{Fe}_{1.8}\text{Si}$. Причем механизм ее формирования аналогичен рассмотренному при наплавке на сталь с промежуточным слоем цинка. На заключительной четвертой стадии происходит рост размеров фазы $\tau_5\text{-Al}_{7.4}\text{Fe}_{1.8}\text{Si}$ и кристаллизация алюмокремниевого расплава.

Механизм образования и роста интерметаллидов на границе раздела при наплавке алюмокремниевого сплава на сталь с полным проплавлением предварительно нанесенного процессом сварки взрывом промежуточного слоя из алюминия будет иметь ряд отличий. Главное из которых заключается в наличии на границе раздела сталь-алюминий дискретного слоя интерметаллидов системы Fe-Al. Поэтому при полном расплавлении промежуточного слоя из алюминия на первой стадии интерметаллидная фаза, расположенная с его стороны, будет удаляться, в то время как оплавы присутствующие со стороны стальной подложки останутся на своих местах. Последующее смачивание и растекание алюминиевого расплава по поверхности подложки обеспечивает его фактический контакт как со сталью, так и с оплавами. На втором этапе в местах отсутствия оплавов в результате взаимодействия по механизму, описанному ранее, происходит образование $\theta\text{-Fe(Al,Si)}_3$ и $\tau_5\text{-Al}_{7.4}\text{Fe}_{1.8}\text{Si}$ фаз. На третьем этапе на границе между интерметаллидами $\theta\text{-Fe(Al,Si)}_3$, оплавами и расплавом происходит образование фазы $\tau_5\text{-Al}_{7.4}\text{Fe}_{1.8}\text{Si}$ по механизму, описанному ранее. После этого на четвертой стадии продолжается рост толщины сплошного слоя фазы $\tau_5\text{-Al}_{7.4}\text{Fe}_{1.8}\text{Si}$.

Установлено, что покрытия, полученные на стали с промежуточным слоем цинка не обладают достаточной адгезионной прочностью для проведения испытаний. Значения адгезионной прочности образцов, изготовленных с полным проплавлением алюминиевого промежуточного слоя, полученного дуговым алитированием, составили не более 15 МПа и 25 МПа при испытаниях на срез и отрыв соответственно. При наплавке на сталь с промежуточным слоем алюминия, полученного сваркой взрывом в области контакта расплава и стальной подложки значения адгезионной прочности составили до 37,8 МПа и 43 МПа при испытании на срез и отрыв соответственно. Установлено, что уменьшение протяженности зон, в которых отсутствует интерметаллидная фаза, с 15-20% до 2-5% приводит к падению адгезионной прочности в 2 раза. На образцах с частичным проплавлением подслоя, полученного сваркой взрывом, и, соответственно, температурой нагрева диффузионной зоны ниже температуры образования интерметаллидной фазы в местах отсутствия оплавов, прочностные характеристики находятся на уровне выше 60 МПа.

Показано, что при дискретном характере интерметаллидного слоя разрушение в местах отсутствия интерметаллидной фазы на границе раздела сталь-алюминиевый подслой имеет вязкий характер, в то время как при сплошном слое интерметаллидов — хрупкий, что подтверждается результатами фрактографического анализа образцов.

На основании проведенных исследований выбрана схема наплавки на сталь с частичным проплавлением алюминиевого промежуточного слоя,

исключающая контакт расплава со сталью и обеспечивающая наибольшие прочностные характеристики. При этом следует ограничить термическое воздействие на границу раздела сталь-алюминиевый подслои для предотвращения возникновения диффузионных процессов в твердой фазе и образования сплошного интерметаллидного слоя в местах отсутствия оплавок. Для определения значения температур, при которых происходит активация диффузионных процессов, было проведено моделирование тепловых процессов при аргонодуговой наплавке на биметаллическое основание.

В четвертой главе приведены результаты моделирования тепловых процессов при аргонодуговой наплавке алюмокремниевого сплава на стальное основание с промежуточным слоем из алюминия, полученным сваркой взрывом. Исследовано влияние температуры нагрева диффузионной зоны на границе раздела сталь-алюминиевый подслои на толщину интерметаллидного слоя и прочностные характеристики сталеалюминиевого соединения.

Моделирование выполнялось в программном комплексе (ПК) «СВАРКА», разработанном на кафедре «Технологии сварки и диагностики» МГТУ им. Н.Э. Баумана. Объект в ПК «СВАРКА» представляет из себя конечноэлементную модель, повторяющую геометрические размеры образцов и учитывает условия наплавки валика, в том числе теплофизические свойства интерметаллидного слоя, состоящего из интерметаллидов системы Fe-Al. Для процесса аргонодуговой наплавки неплавящимся электродом расчет распространения тепла проводили по схеме с нормально-круговым источником тепла, расположенным на поверхности плоского слоя, испытывающего ограничивающее влияние нижней плоскости листа. Выбранная расчетная схема отражает все основные особенности процесса аргонодуговой наплавки, когда тепло сварочной дуги вводится в массивное тело с его поверхности, а давление дуги сравнительно невелико и не приводит к значительному погружению активного пятна дуги в жидкий металл. Кроме того, данная схема позволяет учесть распределение теплового потока источника, что имеет особое значение для определения при моделировании размеров сварочной ванны и значений температур в близкой к ней области.

Верификация модели была проведена путем сопоставления расчетных термических циклов, полученных моделированием, с показаниями хромель-алюмелевых термопар, установленных в образцах на боковых торцах и под осью наплавки на границе раздела сталь-алюминий, а также по размеру изотермы 660°C, соответствующей температуре плавления алюминия АД1, и размерам сварочной ванны, определенным на макрошлифе в сечении А-А (Рисунок 6).

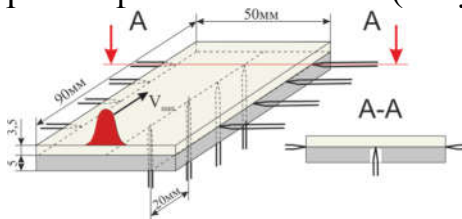


Рисунок 6.

Схематичное изображение образца из стали с алюминиевым промежуточным слоем из алюминия

В результате верификации установлено, что при задании нормально-кругового источника нагрева со значением КПД 0,64 и диаметром пятна нагрева 12 мм, значения температур, определенных при моделировании, отличаются от температур, измеренных в контрольных точках образца термopарами на границе раздела сталь алюминий под осью наплавки, не более чем на 8%. Применяя разработанную модель для определения температуры нагрева при аргонодуговой наплавке установлено, что образование и рост интерметаллидов в местах отсутствия оплавов происходит при температуре выше 530°C, а рост оплавов в твердой фазе происходит при температуре выше 620°C. Сопоставление результатов моделирования, металлографического анализа и механических испытаний образцов позволило установить, что при нагреве до температур 530°C - 580°C происходит интенсивный рост толщины интерметаллидного слоя, сопровождающийся снижением прочности. Дальнейшее увеличение температуры до 580°C - 620°C приводит к уменьшению скорости роста толщины интерметаллидного слоя за счет образования сплошного слоя интерметаллидов в местах отсутствия оплавов, затрудняющего диффузию железа и алюминия. Превышение значения температуры на границе раздела 620°C приводит к увеличению скорости роста интерметаллидного слоя и значительное падение адгезионной прочности образцов. (Рисунок 7).

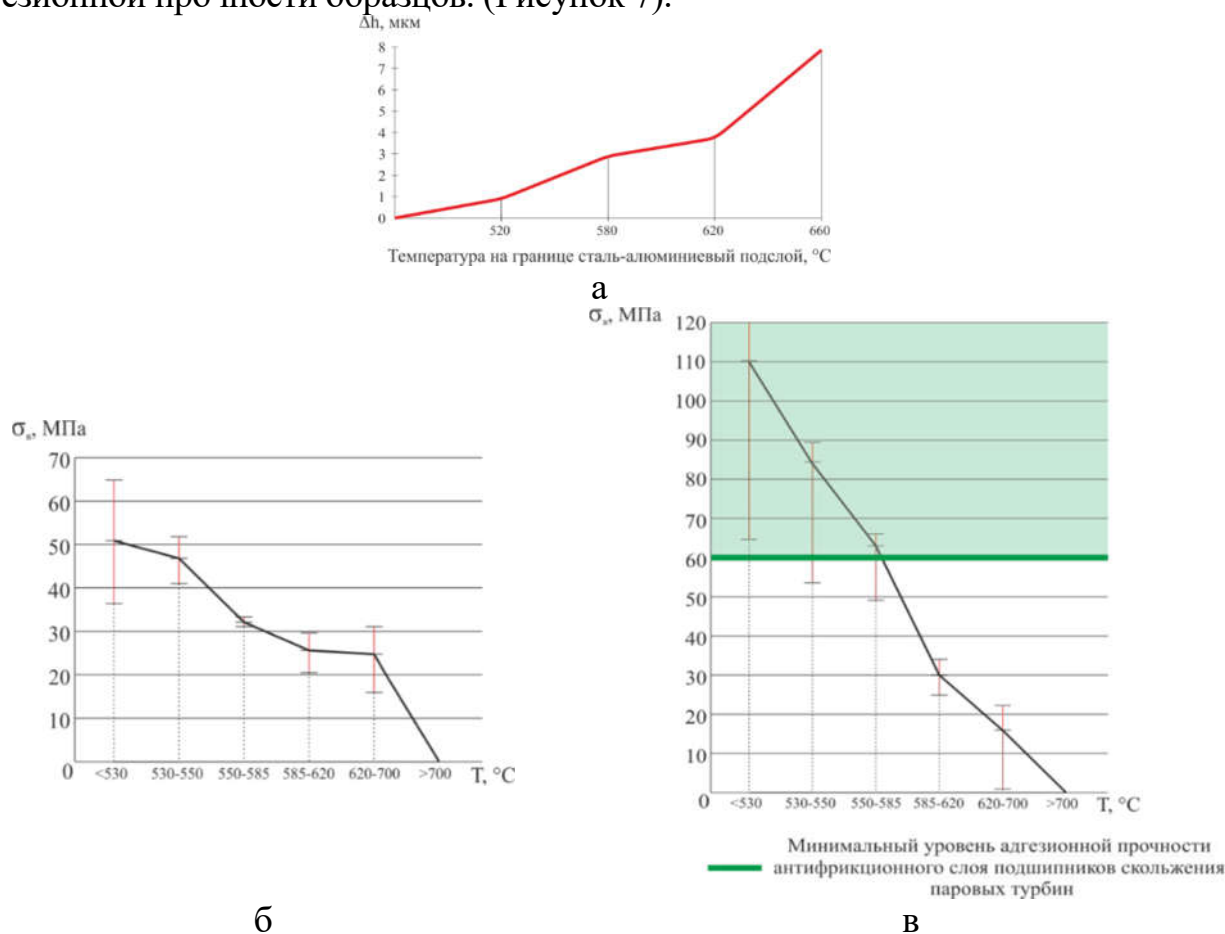


Рисунок 7.

Влияние температуры нагрева границы раздела сталь-алюминиевый подслои на изменение средней толщины интерметаллидного слоя (а) и адгезионную прочность биметаллических образцов при испытаниях на срез (б) и на отрыв (в)

Пятая глава посвящена разработке технологии аргонодуговой наплавки КМ системы Al-SiC на сегмент упорного подшипника скольжения.

Показано, что с увеличением количества частиц с 5 до 10 масс.% в сплаве, их распределение в наплавленном покрытии становится более равномерным. Исследование зависимости распределения частиц от угла наклона наплавляемой поверхности не выявило зависимости между углом наклона подложки, на которую проводится наплавка, и равномерностью распределения частиц.

Показано, что увеличение доли частиц отрицательно влияет на жидкотекучесть расплава, поскольку приводит к уменьшению значений несимметричности наплавленных валиков. Однако, при содержании частиц SiC средним размером 40 мкм в наплавленном валике в количестве 10 масс.% значение жидкотекучести остается на удовлетворительном уровне, позволяющем формировать качественный наплавленный слой. Таким образом, для обеспечения равномерного распределения частиц в наплавленном покрытии и удовлетворительной жидкотекучести композиционного расплава в составе присадочного прутка из КМ на основе сплава АК12 должно содержаться 10 масс.% частиц SiC средним размером 40 мкм.

Результаты испытаний на сухое трение скольжение показали, что наплавленное на сталь покрытие из КМ обладают лучшими триботехническими характеристиками по сравнению с традиционно применяемыми антифрикционными покрытиями из баббита. Установлено, что композиционный материал обладает большей несущей способностью и в 1,2-1,7 раза лучшей износостойкостью, при этом коэффициент трения увеличивается в 2 раза по сравнению с баббитовым покрытием. Коэффициент трения стабилизируется при больших нагрузках, при которых баббит переходит в задир (Рисунок 8). Поэтому покрытия из алюмоматричного композиционного материала можно рекомендовать к применению в узлах трения с предварительным нанесением на их поверхность приработочного тонкого покрытия из баббитовых сплавов.

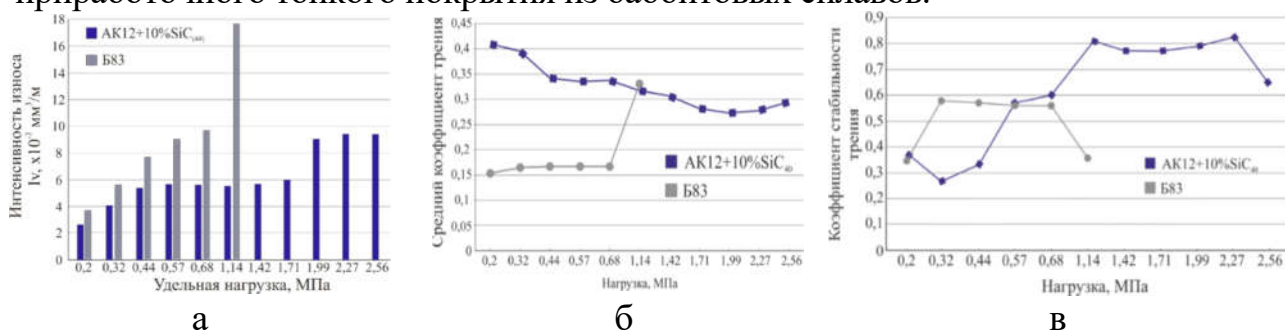


Рисунок 8.

Результаты трибологических испытаний покрытия из КМ и баббита при различных нагрузках

а – интенсивность износа; б – значения среднего коэффициента трения; в - значения коэффициента стабильности трения

Применение разработанной математической модели позволило смоделировать в ПК «СВАРКА» процесс аргонодуговой наплавки антифрикционного покрытия из КМ на колодку упорного подшипника

скольжения K54/30-15 и определить минимальное значение толщины алюминиевого подслоя из материала АД1, полученного сваркой взрывом, обеспечивающего нагрев границы раздела сталь-подслой до температур не выше 530 °С. В результате моделирования установлено, что необходимая толщина промежуточного слоя алюминия составляет не менее 7,5 мм.

Основные выводы и результаты.

1. На основании литературного анализа для нанесения покрытий из дисперсно-наполненных КМ выбран процесс аргонодуговой наплавки, поскольку он обеспечивает наилучшие трибологические характеристики, а также является экономичным и может быть применен как для первичного нанесения покрытий, так и для его ремонта. В качестве материала для нанесения были выбраны наиболее распространенные в промышленности КМ системы АК12-SiC, так как кремний в составе матричного сплава обеспечивает снижение диффузионной активности между железом и алюминием, что благоприятно влияет на прочность биметаллического соединения, а также препятствует диссоциации части SiC в процессе наплавки.

2. Показано, что при наплавке КМ тип подслоя может оказывать влияние на характеристики образующегося интерметаллидного слоя Fe-Al-Si. Подслоем из цинка способствует смачиванию твердой стали алюмокремниевым расплавом и не изменяет механизм образования интерметаллидов. При наплавке на алюминиевый подслой наличие интерметаллидов Fe-Al оказывает влияние на механизм образования интерметаллидов Fe-Al-Si.

3. Предложен механизм образования интерметаллидного слоя Fe-Al-Si в процессе аргонодуговой наплавки КМ на поверхность стали с полным проплавлением предварительно нанесенного промежуточного алюминиевого слоя, отличительной особенностью которого является контакт алюмокремниевых расплава не с поверхностью стали, а с имеющимся на границе раздела интерметаллидным слоем системы Fe-Al. Показано, что при сплошном интерметаллидном слое Fe-Al на всей его поверхности происходит рост новых интерметаллидов Fe-Al-Si, в то время как при дискретном характере происходит разрушения слоя интерметаллидов Fe-Al и новые интерметаллиды Fe-Al-Si образуются преимущественно в местах отсутствия «оплавок». Результатом этих отличий является меньшие значения средней толщины интерметаллидного слоя при наплавке на подслой с дискретным слоем интерметаллидов.

4. Раскрыто влияние характера интерметаллидного слоя на адгезионную прочность сталеалюминиевого соединения. При наличии на границе раздела стали с алюминием сплошного слоя интерметаллидов системы Fe-Al-Si адгезионная прочность соединения не превышает 37,8 МПа и 43 МПа при испытаниях на срез и на отрыв соответственно, в то время как при дискретном характере интерметаллидного слоя уровень адгезионной прочности составляет до 65 и 128 МПа при испытаниях на срез и на отрыв соответственно. 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.

4. 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.

5. Установлена зависимость между температурой нагрева границы раздела сталь-алюминий и адгезионной прочностью алюминиевого покрытия. Определено, что для сохранения удовлетворительного уровня адгезионной прочности (не менее 60 МПа), температура нагрева не должна превышать 530°C. Нагрев до температуры выше 530°C приводит к началу роста в зонах, свободных от «оплавок» интерметаллидов в твердой фазе. При температурах более 620°C происходит увеличение размеров «оплавок», что свидетельствует о развитии диффузии железа и алюминия через слой интерметаллидов.

7. Определено, что для удовлетворительного распределения наполнителя в объеме наплавленного КМ покрытия и сохранения достаточной жидкотекучести композиционного расплава присадочный материал должен иметь следующий состав: АК12+10 масс.% SiC зернистостью М40 по ГОСТ 3647-80.

8. Разработана и реализована технология аргонодуговой наплавки на поверхность стальных колодок упорного подшипника скольжения рабочего антифрикционного слоя из алюмоматричных КМ, характеризующегося повышенной в 2 раза износостойкостью и расширенным диапазоном трибонагружения по сравнению с базовыми покрытиями из баббита.

9. Разработанная технология опробована на предприятиях ООО «НефтеГазМонтаж» и представляет интерес для внедрения на предприятии ОАО «калужский турбинный завод» при изготовлении сегментного подшипника скольжения паровых турбин.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ ДИССЕРТАЦИИ ОПУБЛИКОВАНО В РАБОТАХ.

1. В. В. Ковалев, Р. С. Михеев, Н. В. Коберник. Получение износостойких поверхностных структур с использованием композиционных материалов. // Физика и химия обработки материалов. 2014. №4. С. 18-25. (0,44 п.л./0,15 п.л.)

2. Ковалев В.В., Михеев Р.С., Коберник Н.В. Особенности получения сталеалюминиевых соединений методами сварки плавлением // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. Машиностроение. 2016. №3. С.93-112. (1,2 п.л./0,4 п.л.)

3. Особенности формирования интерметаллидного слоя при дуговой наплавке сплавов алюминия на стальную подложку / Ковалев В.В. [и др.] // Технология металлов. 2016. №11. С.9-18. (0,56 п.л./0,08 п.л.)

4. Анализ неоднородности распределения армирующей фазы в литых прутках и наплавленном слое из алюмоматричного композиционного материала / Ковалев В.В. [и др.]//Технология металлов. 2017. №9. С.9-18. (0,56 п.л./0,08 п.л.)