

На правах рукописи



ПРУСОВ ЕВГЕНИЙ СЕРГЕЕВИЧ

**РАЗВИТИЕ НАУЧНЫХ ОСНОВ СОЗДАНИЯ ЛИТЫХ
КОМПЛЕКСНО-АРМИРОВАННЫХ АЛЮМОМАТРИЧНЫХ
КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ОТЛИВОК
ОТВЕТСТВЕННОГО НАЗНАЧЕНИЯ**

Специальность 2.6.3 – Литейное производство

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени
доктора технических наук

Нижний Новгород – 2023

Работа выполнена в Федеральном государственном бюджетном образовательном учреждении высшего образования «Владимирский государственный университет имени Александра Григорьевича и Николая Григорьевича Столетовых» (г. Владимир)

Научный консультант: доктор технических наук, профессор **Кечин Владимир Андреевич**

Официальные оппоненты:

Белов Николай Александрович, доктор технических наук, профессор, Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», главный научный сотрудник кафедры «Обработка металлов давлением» (г. Москва)

Кидалов Николай Алексеевич, доктор технических наук, профессор, Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Волгоградский государственный технический университет», заведующий кафедрой «Машины и технология литейного производства» (г. Волгоград)

Шатульский Александр Анатольевич, доктор технических наук, профессор, Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Рыбинский государственный авиационный технический университет имени П.А. Соловьева», заведующий кафедрой «Материаловедение, литье и сварка» (г. Рыбинск)

Ведущая организация:

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина» (г. Екатеринбург)

Защита состоится « 24 » ноября 2023 года в 12.00 часов на заседании диссертационного совета 24.2.345.03 на базе ФГБОУ ВО «Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева» по адресу: 603155, г. Нижний Новгород, ул. Минина, д. 24, корп. 1, ауд. 1313.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке и на сайте ФГБОУ ВО «Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева» <https://www.nntu.ru/structure/view/podrazdeleniya/fpsvk/obyavleniya-o-zashhitah>

Автореферат разослан « ____ » _____ 2023 г.

Ученый секретарь
диссертационного совета



Нуждина Татьяна Валентиновна

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность работы

Возможности дальнейшего повышения физико-механических и эксплуатационных свойств традиционных сплавов к настоящему времени практически исчерпаны. Значительные резервы в повышении свойств сплавов открываются при реализации принципа армированной гетерофазной структуры, положенного в основу создания литых композиционных материалов с дисперсными армирующими наполнителями в виде высокомодульных тугоплавких частиц керамических и интерметаллидных соединений. Особое место среди литых композиционных материалов занимают алюмоматричные композиты, общемировые объемы промышленного выпуска которых составляют более 70% от всех производимых композитов на металлической основе. Эти перспективные материалы имеют значительный потенциал для использования при изготовлении ответственных отливок машиностроения, обладая высокими показателями удельной прочности, жесткости, износостойкости, теплопроводности, высокой демпфирующей способностью, малой плотностью, низким коэффициентом термического расширения и др. В ряде случаев применение алюмоматричных композиционных материалов предпочтительнее благодаря их уникальным эксплуатационным характеристикам, обеспечивающим повышение надежности и долговечности работы изделий в экстремальных условиях эксплуатации.

Используемые к настоящему времени методы синтеза литых композиционных материалов основаны преимущественно на экспериментальном подборе армирующих компонентов. Подобные подходы сопряжены со значительными затратами на исходные материалы, дорогостоящее оборудование, проведение большого числа экспериментов и т.д. Зачастую результаты поиска не окупают этих затрат, что замедляет темпы создания литых композиционных материалов и сдерживает объемы их промышленного использования. Решение обозначенной проблемы имеет большое научное и практическое значение и возможно за счет создания методологического аппарата для разработки новых составов литых композиционных материалов на основе системного критериального подхода в сочетании с методами физико-химического анализа и математического моделирования. При этом особую роль играет поиск возможностей применения гибридного и комплексного армирования, способствующих значительному повышению эффективности армирующего воздействия в сравнении с моноармированием для достижения заданного уровня свойств отливок.

В связи с изложенным, решаемая в диссертационной работе **научная проблема** определяется отсутствием системного подхода к выбору компонентов комплексно-армированных алюмоматричных композитов как объектов и средств реализации литейных технологий, недостаточной теоретической проработанностью вопросов межфазного взаимодействия компонентов и формирования структуры и свойств литых заготовок, а также неизученностью проблем качества отливок из алюмоматричных композитов и их вторичного использования. Очевидно, что создание методологических принципов проектирования литых комплексно-армированных композиционных материалов, а также разработка технологических процессов их плавки и литья позволят преодолеть обозначенные ограничивающие факторы для широкого промышленного использования композиционных материалов в литейно-металлургической отрасли.

Степень разработанности темы исследования

Работы по созданию литых композиционных материалов и технологий их производства проводятся во многих российских вузах (ВлГУ, НИТУ «МИСиС»,

МГТУ им. Н.Э. Баумана, СамГТУ, СПбГПУ, СФУ, РГАТУ им. П.А. Соловьева, ТГУ, ТОГУ и др.) и научных организациях (ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, Институт металлургии УрО РАН, Институт физики металлов УрО РАН и др.). Научные основы теории и технологии получения литых композиционных материалов заложены зарубежными учеными M.C. Flemings, P.K. Rohatgi, R. Mehrabian, A. Mortensen, L. Llorca, M.K. Surappa, W.C. Harrigan, D.J. Lloyd, L. Froyen, A.R. Kennedy, T.W. Clyne, R. Asthana, S. Das, B.C. Pai, J.K. Kim, R.F. Singer, K.U. Kainer, R.G. Reddy, M. Emamy, Q. Zhang, J.J. Sobczak, L. Drenchev, T.X. Fan и др. Существенный вклад в развитие теории и практики получения металломатричных композитов с экзогенными и эндогенными армирующими фазами литейно-металлургическими методами внесли отечественные ученые Аксенов А.А., Амосов А.П., Бабкин В.Г., Бажин В.Ю., Батышев А.И., Батышев К.А., Белов Н.А., Белосусов Н.Н., Борисов В.Г., Бродова И.Г., Ворожцов А.Б., Гаврилин И.В., Ганеев А.А., Деев В.Б., Жуков И.А., Игнатъев И.Э., Изотов В.А., Калашников И.Е., Кечин В.А., Колмаков А.Г., Костиков В.И., Косников Г.А., Крушенко Г.Г., Курганова Ю.А., Напалков В.И., Никитин В.И., Никитин К.В., Панфилов А.А., Панфилов А.В., Пастухов Э.А., Ри Хосен, Ри Э.Х., Рыжиков А.А., Сабуров В.П., Семенов Б.И., Фридляндер И.Н., Чернышов Е.А., Чернышова Т.А., Шатульский А.А., Эскин Г.И., Эскин Д.Г. и мн. др. Несмотря на многочисленные исследования отечественных и зарубежных ученых в области литых композиционных материалов, до настоящего времени недостаточное внимание уделялось вопросам методологии выбора армирующих компонентов и создания комплексно-армированных алюмоматричных композитов, а также вопросам рециклинга и проблемам качества отливок ответственного назначения.

Цель работы заключается в создании нового класса литых комплексно-армированных алюмоматричных композиционных материалов с управляемой структурой и прогнозируемыми свойствами для отливок ответственного назначения на основе разработки физико-химических основ и технологических принципов их получения в условиях литейно-металлургических технологий экзогенного и эндогенного армирования.

Для достижения поставленной цели необходимо решить следующие **основные задачи**:

1. Разработать методологические принципы выбора легирующих элементов и армирующих фаз при синтезе литых комплексно-армированных алюмоматричных композиционных материалов для отливок ответственного назначения.
2. Выявить физико-химические закономерности взаимодействия армирующих компонентов с матричными расплавами в условиях литейно-металлургических процессов получения комплексно-армированных алюмоматричных композиционных материалов.
3. Обосновать технологические принципы создания литых комплексно-армированных композиционных материалов с учетом физико-химической природы и характера взаимодействия матричных сплавов с компонентами легирующего и армирующего комплексов.
4. Выявить механизмы и причины формирования дефектов литой структуры алюмоматричных композиционных материалов.
5. Разработать научные основы и технологические принципы переработки и рециклинга литых композиционных материалов.
6. Разработать технологические рекомендации по изготовлению отливок ответственного назначения с использованием литых композиционных материалов на промышленных предприятиях, провести оценку экономической

эффективности и экологической безопасности внедрения разрабатываемых материалов.

Объектом исследования в работе выбраны литые комплексно-армированные алюмоматричные композиционные материалы, получаемые в условиях литейно-металлургических технологий экзогенного и эндогенного армирования для изготовления отливок ответственного назначения.

Предмет исследования составляет методология синтеза литых комплексно-армированных алюмоматричных композиционных материалов в условиях литейно-металлургических технологий экзогенного и эндогенного армирования и закономерности формирования структуры и свойств отливок ответственного назначения, получаемых гравитационными методами литья.

Научная новизна работы заключается в следующем:

1. Разработаны научные принципы многокритериального выбора компонентов легирующего и армирующего комплекса при синтезе литых алюмоматричных композиционных материалов.
2. Расширены теоретические представления о синтезе литых комплексно-армированных алюмоматричных композиционных материалов различных систем (Al-Al₃Ti-SiC, Al-Al₃Ti-B₄C, Al-Mg₂Si-Al₃Ti, Al-Mg₂Si-SiC, Al-Mg₂Si-B₄C) и установлены механизмы взаимодействия армирующих компонентов с матричными расплавами.
3. Установлены количественные взаимосвязи составов легирующего и армирующего комплексов и условий ввода или формирования армирующих фаз в объеме матричных расплавов со структурой и свойствами литых композиционных материалов.
4. Определены перспективные подходы к модифицирующей обработке расплавов комплексно-армированных композиционных материалов (термоскоростная и электромагнитная импульсная обработка расплавов) для управления структурно-морфологическими параметрами эндогенных армирующих фаз реакционного и кристаллизационного происхождения (св-во о гос. рег-ции БД №2022623568).
5. Впервые установлены закономерности взаимодействия экзогенных и эндогенных армирующих фаз с расплавом в процессах рециклинга литых моноармированных и комплексно-армированных алюмоматричных композиционных материалов различных систем (Al-SiC, Al-B₄C, Al-Al₃Ti, Al-Mg₂Si, Al-Al₃Ti-SiC, Al-Al₃Ti-B₄C, Al-Mg₂Si-Al₃Ti, Al-Mg₂Si-SiC, Al-Mg₂Si-B₄C).
6. Выявлены механизмы и причины формирования дефектов литой структуры моноармированных и комплексно-армированных композиционных материалов на основе алюминиевых сплавов.

Теоретическая значимость работы:

1. Разработаны методологические принципы выбора компонентов легирующего и армирующего комплексов (св-во о гос. рег-ции ПО ЭВМ №2019612692; св-ва о гос. рег-ции БД №№2019620783, 2019620841, 2019620807) для определения перспективных составов литых комплексно-армированных композиционных материалов на основе алюминиевых сплавов.
2. Систематизированы данные по технологическим процессам получения литых композиционных материалов и разработана классификация известных жидкофазных методов их получения по принципу реализации схемы армирования.

3. Выполнена термодинамическая оценка влияния легирующих элементов на процессы фазообразования при получении литых алюмоматричных композиционных материалов с экзогенным армированием в условиях металлургических технологий.
4. Выявлены закономерности влияния многократных переплавов на структурно-морфологические характеристики литых моноармированных и комплексно-армированных алюмоматричных композиционных материалов и показано влияние компонентного состава композитов на поведение армирующих частиц при рециклинге методом переплава.

Практическая значимость работы:

1. Разработаны технологические процессы изготовления литых комплексно-армированных композиционных материалов на основе алюминиевых сплавов различных систем (Al-Al₃Ti-SiC, Al-Al₃Ti-B₄C, Al-Mg₂Si-Al₃Ti, Al-Mg₂Si-SiC, Al-Mg₂Si-B₄C) с повышенными механическими и эксплуатационными свойствами, обеспечивающие получение отливок заданного качества в условиях гравитационных методов литья (пат. РФ №№2492261, 198414).
2. Разработаны методики контроля качества литых композиционных материалов, основанные на автоматизированной количественной оценке равномерности распределения армирующих частиц (св-во о гос. рег-ции ПО ЭВМ №2021619286) и неразрушающей идентификации характерных видов дефектов литой структуры.
3. Разработаны технологические приемы жидкофазной переработки отходов производства литых моноармированных и комплексно-армированных алюмоматричных композиционных материалов различных систем (Al-SiC, Al-B₄C, Al-Al₃Ti, Al-Mg₂Si, Al-Al₃Ti-SiC, Al-Al₃Ti-B₄C, Al-Mg₂Si-Al₃Ti, Al-Mg₂Si-SiC, Al-Mg₂Si-B₄C), обеспечивающие требуемые параметры литой структуры при использовании стандартного технологического оборудования литейных цехов.
4. По результатам оценки технико-экономических показателей внедрения разработанных решений показана возможность получения ожидаемого экономического эффекта от внедрения разработанных технологий в размере до 391,4 млн. рублей (на примере отливок различной номенклатуры для текстильного машиностроения, горнодобывающей техники и железнодорожного транспорта). Показано, что внедрение разработанных технологических процессов не приводит к ухудшению условий труда по сравнению с таковыми в типовых цехах фасонного алюминиевого литья в разовые и постоянные формы.

Методология и методы исследования

Результаты работы получены с использованием следующих методов исследований: компьютерное термодинамическое моделирование (св-во о гос. рег-ции ПО ЭВМ №2016615367); расчет равновесных фазовых диаграмм многокомпонентных систем по методу CALPHAD (Thermo-Calc); оптическая микроскопия (Raztek MRX9-D) с автоматизированным компьютерным анализом металлографических изображений (ImageJ); растровая электронная микроскопия и фракталогия поверхностей разрушения и изнашивания (Quanta 200 3D); рентгенофлуоресцентная спектроскопия (ARL Advant'X); рентгеновская дифрактометрия (Bruker D8 Advance); рентгеновская компьютерная микротомография (phoenix nanomex 180, VGStudioMax); дифференциально-термический анализ («Термоскан-2») и дифференциально-сканирующая калориметрия (Netzsch DSC 404 F1 Pegasus); вихретоковый метод измерения удельной электропроводности (ВЭ-

27НЦ); определение механических характеристик при статическом растяжении и сжатии (WDW-100E, ASTM B557); измерения твердости по Роквеллу (ТН301, ASTM E18-17e1); трибологические испытания (CSM Tribometer, ASTM G99-959, DIN 50324); метод системного анализа с использованием предложенного критериального подхода к выбору компонентов композиционных материалов (св-во о гос. рег-ции ПО ЭВМ №2016612692); разработанная методика математической оценки степени равномерности распределения армирующих частиц в структуре композиционных материалов (св-во о гос. рег-ции ПО ЭВМ №2021619286); математическое планирование эксперимента и статистическая обработка данных (MathCAD, Origin Pro); технологические пробы для оценки жидкотекучести, усадки и горячеломкости литых композиционных материалов. Ряд использованных в работе методик и устройств разработан непосредственно автором либо под его руководством, в том числе обозначенные выше программно-аналитические решения, а также устройство для получения литых композиционных материалов (патент РФ №198414).

Достоверность и обоснованность результатов обеспечивается корректным использованием теории термодинамики и контактных явлений в металлических расплавах, теории оптимизации, теории металлургических процессов, применением высокоточного аналитического оборудования при проведении экспериментов, методов математического планирования эксперимента и статистической обработки результатов с использованием специализированного программного обеспечения, сопоставлением теоретических результатов с экспериментальными данными, широкой апробацией на различных российских и международных конференциях и семинарах, а также реализацией результатов исследований в производственных условиях.

Личный вклад автора

Представленные в работе результаты получены соискателем при выполнении научно-исследовательских работ (в роли ответственного исполнителя или руководителя научных проектов) в период 2012-2023 гг. Основные теоретические положения и научные результаты, являющиеся предметом защиты, получены автором самостоятельно. Обсуждение и анализ результатов проведены при участии соавторов публикаций по теме диссертационной работы. Во всех направлениях исследования автору принадлежат: формирование концепции работы; выбор объекта и предмета исследования; постановка задач экспериментальных и теоретических исследований; поиск и выбор методов решения поставленных задач; разработка теоретических положений; проведение лабораторных и промышленных экспериментов; обработка, интерпретация и обобщение полученных результатов.

На защиту выносятся следующие положения:

1. Методологические принципы проектирования компонентных составов литых комплексно-армированных композиционных материалов с управляемой структурой и заданными свойствами.
2. Результаты оценки межфазного взаимодействия компонентов литых комплексно-армированных композиционных материалов в условиях металлургических технологий их получения.
3. Технологические процессы плавки и литья комплексно-армированных композиционных материалов и рекомендации по повышению их качества в производственных условиях.
4. Научные принципы управления структурно-морфологическими параметрами эндогенных армирующих фаз реакционного и кристаллизационного

происхождения путем химических и физических воздействий (термоскоростная и электромагнитная импульсная обработка) на расплавы литых моноармированных и комплексно-армированных композиционных материалов.

5. Классификация дефектов литой структуры комплексно-армированных композиционных материалов, показатели качества отливок и методики их контроля.
6. Научное обоснование влияния многократных переплавов на структуру (долевое содержание, дисперсность, распределение армирующей фазы, состояние межфазных границ), механические и эксплуатационные свойства литых композиционных материалов на основе алюминиевых сплавов.

Связь с научными проектами и программами

Работа выполнена в рамках государственного задания в сфере научной деятельности Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема FZUN-2020-0015, госзадание ВлГУ); проекта РНФ №21-79-10432 «Физико-химические основы и технологические принципы переработки техногенных отходов производства и потребления литых металломатричных микро- и нанокомпозиций» (2021-2024); проекта РНФ №20-19-00687 «Исследование закономерностей структурообразования и формирования свойств металломатричных композиций на основе системы Al-Mg-Si при наложении физических воздействий на расплавы» (2020-2022); проекта РФФИ №20-08-01169 «Проектирование составов и исследование механизмов деформации и разрушения литых металломатричных композитов конструкционного назначения» (2020-2022); проекта РФФИ №20-21-00038 «Исследование стойкости алюмоматричных композитных материалов под воздействием концентрированных потоков энергии» (2020-2022); проекта Фонда содействия развитию малых форм предприятий в научно-технической сфере №С1-39151 «Разработка промышленной технологии жидкофазного реакционного синтеза металломатричных нанокомпозиций для ответственных изделий машиностроения» (2017-2018); проекта РФФИ №16-43-330464 «Исследование закономерностей межфазного взаимодействия при получении наноструктурированных алюмоматричных композиционных материалов» (2016-2017); проекта в рамках базовой части государственного задания Минобрнауки России №924/14 «Исследование и развитие теории формирования свойств сплавов специального назначения» (2014-2016); проекта в рамках поисковых НИР ВлГУ №334/96 «Изыскания в области разработки прогрессивных технологических процессов и новых материалов для нужд машиностроения» (2011-2015).

Апробация работы. Основные результаты работы были доложены и обсуждены на VII, VIII, IX, XI международной научно-практической конференции «Прогрессивные литейные технологии», г. Москва, 2013, 2015, 2017, 2022; 22th, 26th, 27th, 29th International Conference on Materials and Metallurgy (METAL'2013, 2017, 2018, 2020), г. Брно, Чехия; XXI, XXIII, XXIV International Scientific-Technical Conference "Foundy", г. Плевен, Болгария, 2014, 2016, 2017; X, XI международной научно-практической конференции «Литейное производство сегодня и завтра», г. Санкт-Петербург, 2014, 2016; XXII международной научно-технической конференции «Литейное производство и металлургия 2014. Беларусь», г. Минск, Беларусь, 2014; международной научно-практической конференции «Современное состояние и перспективы развития литейного производства», г. Москва, 2015; XII международном съезде литейщиков и V форуме литейщиков стран БРИКС, г. Нижний Новгород, 2015; II международном научном форуме «Новые материалы», г. Сочи, 2016; VIII международном конгрессе «Цветные ме-

таллы и минералы 2016», г. Красноярск, 2016; XIII Международном съезде литейщиков стран ШОС и БРИКС, г. Челябинск, 2017; Open Innovation and Entrepreneurship Workshop, Тяньцзинь, Китай, 2018; International Conference on Modern Trends in Manufacturing Technologies and Equipment, г. Севастополь, 2018, 2019; 73rd World Foundry Congress, г. Краков, Польша, 2018; International Russian Conference on Materials Science and Metallurgical Technology (RusMetalCon-2018), г. Челябинск, 2018; Международном форуме «Ключевые тренды в композитах: наука и технологии», г. Москва, 2018; Международной научно-технической конференции «Теория и практика литых композиционных материалов», г. Владимир, 2018; Международной научно-технической конференции «Инновационные технологии в литейном производстве», г. Москва, 2019; 60th International Scientific Conference “Solidification and Crystallization of Metals 2020”, г. Гливице, Польша, 2020; World Young Scientist Summit (WYSS), г. Вэньчжоу, Китай, 2020; научно-практическом семинаре «Инновационные инженерные решения в металлургии и заготовительных производствах машиностроения», г. Нижний Новгород, 2021; Международной научно-технической конференции «Инновационные технологии, оборудование и материалы заготовительных производств в машиностроении», г. Москва, 2022; Международной конференции «Новые тенденции рационального использования вторичных ресурсов и проблемы экологии», г. Москва, 2022; 18th International Conference on Tribology (SERBIATRIB'23), г. Крагуевац, Сербия, 2023 и ряде других мероприятий международного и всероссийского уровней.

Основные положения диссертационной работы были представлены и обсуждены на расширенных заседаниях профильных кафедр Нижегородского государственного технического университета им. Р.Е. Алексеева, Сибирского федерального университета, Тихоокеанского государственного университета, Комсомольского-на-Амуре государственного университета, Рыбинского государственного авиационного технического университета им. П.А. Соловьева в 2018-2023 гг.

Выполненные научные разработки экспонировались на международных выставках «New Nanomaterials and Nanoproduction for Mechanical Engineering» (г. Будапешт, Венгрия, 2014 г.), «Nano-, Bio, Information and Cognitive Technologies» (г. Ереван, Армения, 2015 г.), Московском международном салоне образования (г. Москва, 2016 г.), «Металлургия.Россия'2018» (г. Москва, 2018 г.), China Hi-Tech Fair (г. Шэньчжэнь, Китай, 2022 г.).

Для реализации результатов работы в промышленности создано малое инновационное предприятие ООО «НТЦ «Композит» в рамках программы СТАРТ Фонда содействия развитию малых форм предприятий в научно-технической сфере (договор №2398ГС1/39089 от 26.03.2018 г.), выпускающее опытные партии отливок из композиционных материалов по заказам предприятий и организаций.

Публикации. Основные результаты диссертационной работы представлены в 90 публикациях, в том числе монографии; 23 публикациях в изданиях из Перечня рецензируемых научных изданий, рекомендованных ВАК Минобрнауки РФ; 21 публикации в изданиях, индексируемых в Международных базах, перечень которых определен в соответствии с рекомендациями ВАК Минобрнауки РФ (Web of Science, Scopus); 2 патентах на изобретения и полезные модели; 7 свидетельствах на базы данных и программы для ЭВМ.

Соответствие научной специальности

Работа по своим целям, задачам, объекту и предмету исследования, методам исследования и научной новизне соответствует следующим пунктам паспорта научной специальности 2.6.3 «Литейное производство»:

п.1. Исследование физических, химических, физико-химических, теплофизических, технологических, механических и эксплуатационных свойств материалов, как объектов и средств реализации литейных технологий.

п.3. Исследование процессов формирования структуры и свойств литых заготовок, литейных сплавов и материалов, формовочных и стержневых смесей.

п.10. Ресурсосбережение, регенерация и вторичное использование сплавов, материалов и отходов литейного производства.

п.14. Технологии литых композиционных материалов.

Структура и объем работы

Диссертационная работа состоит из введения, семи глав и заключения; изложена на 365 страницах машинописного текста, включая приложения, и содержит 96 рисунков, 23 таблицы и список литературы из 440 наименований.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении обоснована актуальность темы работы, сформулированы цель и задачи исследования, определены научная новизна, теоретическая и практическая значимость, описана методология и методы исследования, представлены положения, выносимые на защиту, приведены сведения об апробации работы, отражен личный вклад соискателя и соответствие паспорту научной специальности.

В первой главе выполнен аналитический обзор опубликованных материалов по вопросам выбора составов литых композиционных материалов на основе алюминиевых сплавов и разработки способов их получения. Рассмотрены возможности и характеристики известных к настоящему времени литейно-металлургических способов получения композиционных материалов, армированных экзогенными и эндогенными фазами. Систематизированы основные теоретические подходы к описанию механизмов формирования структуры и свойств композиционных материалов на основе алюминиевых сплавов при плавке и литье. Обсуждены существующие представления о физико-химических закономерностях и механизмах взаимодействия компонентов металлматричных композитов в условиях литейно-металлургических технологий. Отражен вклад отечественных и зарубежных исследователей в разработку новых составов и технологий получения литых композиционных материалов.

Показано, что принципы формирования армирующих фаз в технологиях эндогенного армирования могут быть разделены на реакционные и кристаллизационные. При реакционном формировании армирующие фазы образуются в результате химических реакций прекурсоров между собой или с матричным расплавом. Кристаллизационное формирование армирующих частиц в матричном сплаве возможно в ограниченном числе систем и происходит в виде выделения первичных частиц при кристаллизации расплава, что приводит к получению структуры композиционного типа. К основным преимуществам реакционного подхода следует отнести более широкие возможности для выбора видов частиц и контроля их структурно-морфологических параметров, в то время как кристаллизационный подход предпочтительнее с позиций более точного управления объемной долей образующихся частиц. Сочетание двух обозначенных подходов в одном материале может сопровождаться взаимодополняющими эффектами, что позволит более целенаправленно управлять структурой и свойствами получаемых композиционных материалов. При этом в литературе до настоящего времени не сообщалось о создании гибридных композитов, содержащих одновременно армирующие фазы реакционного и кристаллизационного происхождения.

Существенно расширить возможности для целенаправленного достижения свойств литых композиционных материалов позволяет комплексное армирование матричных алюминиевых сплавов экзогенными порошкообразными частицами и эндогенными фазами, полученными при реакционном либо кристаллизационном их формировании.

Во второй главе приведены основные положения предлагаемой методологии проектирования литых металломатричных композитов и научные принципы выбора компонентов армирующего комплекса.

Концепция проектирования литых металломатричных композиционных материалов, использованная при критериальном выборе компонентов, основана на применении метода системного анализа. Под термином «проектирование» подразумевается создание нового композиционного материала, имеющего требуемое сочетание физико-механических и эксплуатационных свойств. В общем виде предложенная поэтапная система проектирования литых композиционных материалов и выбора их компонентов представлена на рисунке 1.

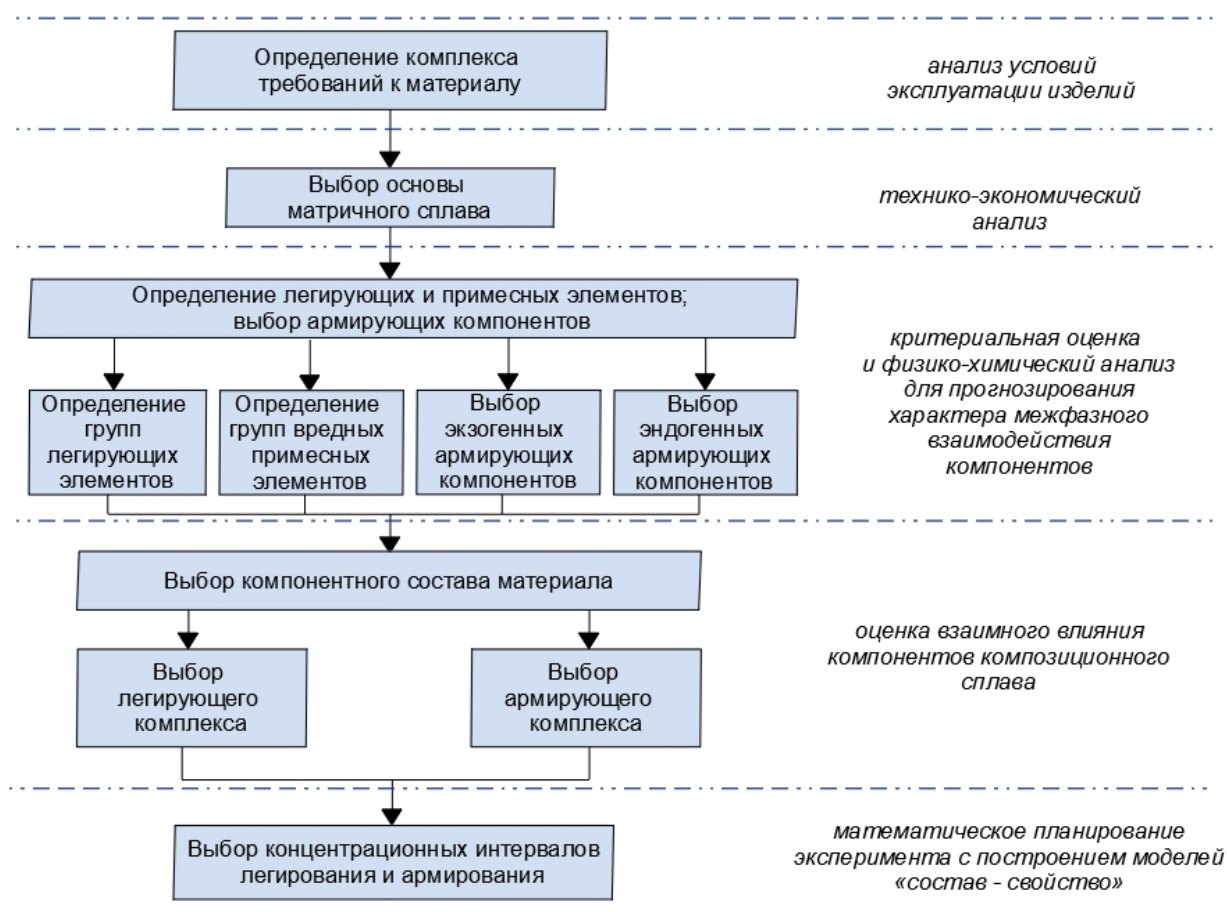


Рисунок 1 – Общая схема проектирования литых композиционных материалов на основе критериального выбора матрицы, легирующих элементов и армирующих компонентов

На начальном этапе проектирования проводится анализ условий эксплуатации изделий из создаваемого материала, по результатам которого формулируются основные требования к нему. Выбор основы матричного сплава для композиционных материалов осуществляется по данным анализа практического опыта использования материалов с учетом технико-экономических показателей (стоимость, технологичность и др.). В качестве основы для создания композиционных

материалов могут быть использованы чистые металлы и сплавы на их основе, при этом возможно не только применение марочных сплавов со стандартным химическим составом, но и в некоторых случаях разработка специальных составов матричных сплавов, учитывающих характер межфазного взаимодействия основы сплава с армирующими компонентами.

Для получения комплексно-армированных композиционных материалов жидкофазными методами по ряду технологических причин (высокие энергетические затраты, деградация большинства армирующих частиц за счет активизации высокотемпературного химического взаимодействия и т.п.) нецелесообразно использование в качестве основы матричного сплава металлов, имеющих значения температур плавления выше 1000°C и поверхностного натяжения выше $1000 \text{ мН}\cdot\text{м}^{-1}$ (рисунок 2). Это подтверждается и накопленным опытом работы с металломатричными композитами на основе меди, железа и тугоплавких металлов, содержащих в качестве армирующей фазы экзогенные керамические частицы; такие материалы получают, как правило, твердофазными методами.

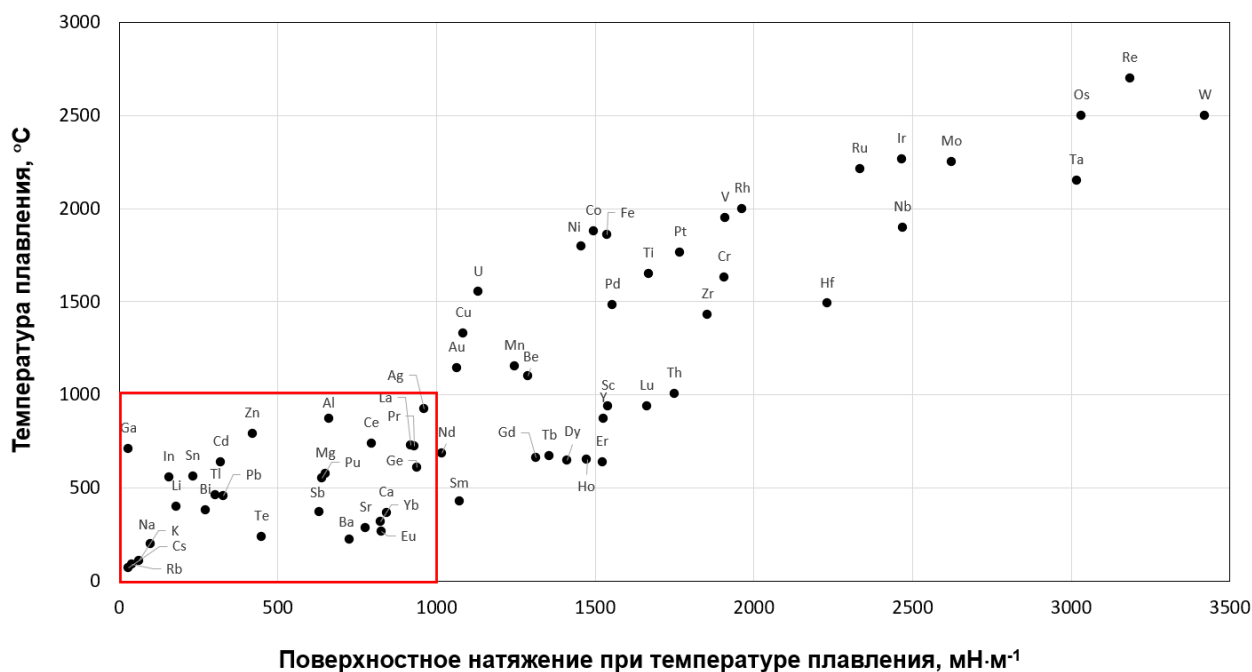


Рисунок 2 – Распределение элементов по температуре плавления и поверхностному натяжению для выбора основы матричного сплава

Показано, что использование алюминия в качестве основы матричного сплава является предпочтительным в жидкофазных технологических процессах получения литых композиционных материалов, поскольку широкое разнообразие интерметаллических соединений, образующихся при взаимодействии алюминия с другими металлами, позволяет реализовать принцип комплексного армирования и за счет этого улучшить смачивание и повысить степень усвоения экзогенных частиц.

Поскольку ведущая роль в упрочнении металлической основы в литых композиционных материалах отводится армирующим частицам, к основным легирующим элементам могут быть отнесены только элементы, заметно увеличивающие работу адгезии W_a на межфазных границах раздела «матрица – частица». Вспомогательными легирующими элементами можно считать все элементы,

обеспечивающие дополнительное упрочнение матрицы по растворному механизму либо за счет выделения преципитатов, но при условии, что добавление таких элементов не снижает существенно работу адгезии и, как следствие, не ухудшает качество межфазных связей. Таким образом, вопрос о выборе систем легирования при заданном наборе экзогенных армирующих компонентов может быть сведен к оценке изменения работы адгезии в системе «матричный металл – керамическая фаза» при добавлении легирующего элемента. Исходя из представленных в литературе экспериментальных данных, керамические соединения можно расположить в следующий ряд в порядке увеличения краевого угла смачивания (для сравнительной оценки использованы обобщения Самсонова Г.В., при смачивании чистым алюминием в вакууме или аргоне при 900 °С с выдержкой в течение 15 мин, если не указано иное): SiC (65°, вакуум, при 1000 °С); Al₂O₃ (80-100°, вакуум); TiB₂ (98°, аргон); ZrB₂ (106°, аргон); B₄C (117° при 670, вакуум); TiC (118°, аргон); VC (130°, вакуум); TiN (135°, аргон); AlN (135-138°, вакуум); ZrC (150°, вакуум); ZrN (167°, аргон).

Для расчетной оценки изменения химической стабильности экзогенных армирующих компонентов в матричных алюминиевых расплавах при добавлении различных легирующих элементов использовали уравнение Г.М. Уилсона в сочетании с расширенной моделью А.Р. Миедемы в модификации Т. Фана для тройной системы *i-j-k*, позволяющее оценивать активность компонентов в тройных системах и в системах более высокого порядка, при этом расчет ведется на основе регулируемых параметров, полученных для двойных систем:

$$\ln \gamma_i = 1 - \ln(1 - x_j A_{j/i} - x_k A_{k/i}) - \frac{x_i}{1 - x_j A_{j/i} - x_k A_{k/i}} - \frac{x_j(1 - A_{i/j})}{1 - x_i A_{i/j} - x_k A_{k/j}} - \frac{x_k(1 - A_{i/k})}{1 - x_i A_{i/k} - x_j A_{j/k}}$$

где x_i – молярная доля *i*-го компонента в расплаве, A_{ij} и A_{ji} – регулируемые параметры Уилсона (безразмерные).

На рисунке 3 представлены расчетные значения коэффициента активности алюминия при температуре 800 °С в тройной системе Al-Si-X в зависимости от содержания легирующих элементов. Результаты показывают, что увеличение содержания легирующих элементов (за исключением Zn) сопровождается уменьшением коэффициента активности алюминия. По уменьшению степени влияния на снижение коэффициента активности легирующие элементы возможно распределить в следующий ряд: Si > Ti > Ni > Mn > Fe > Cu > Mg. При этом магний в области концентраций до ~10 масс.% повышает термодинамическую активность алюминия, а при более высоких содержаниях снижает ее. Результаты расчетов изменения коэффициентов активности в присутствии различных легирующих элементов могут быть использованы для оценки изменения свободной энергии Гиббса химических реакций между матричным расплавом и армирующими частицами.

Расчетные оценки термодинамической активности компонентов для установления влияния различных химических элементов на изменение характера взаимодействия матричных расплавов с экзогенной армирующей фазой могут быть использованы не только при определении легирующих элементов, но и установлении потенциальных вредных примесей.

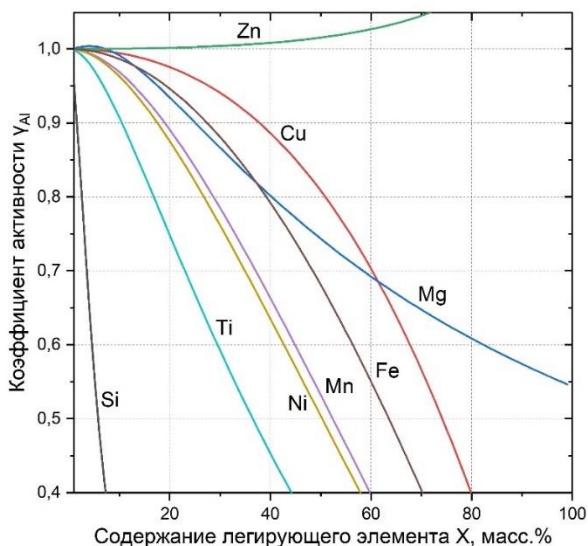


Рисунок 3 – Расчетные данные по влиянию легирующих элементов на изменение коэффициента активности алюминия в тройной системе Al-Si-X

При выборе армирующих компонентов для литых металломатричных композитов предложено использовать четыре основных и два дополнительных критерия, объединяющих в себе определенный набор характерных свойств химических соединений: из основных – термодинамическая стабильность, термомеханическая совместимость, удельная жесткость, экономическая целесообразность; из дополнительных – технологическая совместимость и степень кристаллографического соответствия с матрицей. По каждому из критериев проводили сопоставительный анализ неорганических соединений для установления потенциальной возможности их использования в качестве армирующих фаз. Поскольку разработка материалов под

заданные условия эксплуатации изделий в подавляющем большинстве случаев не лимитируется каким-либо одним целевым свойством, а требует учета комбинации свойств, критериальный выбор армирующих компонентов предложено осуществлять путем построения и анализа диаграмм распределения в координатах двух взаимосвязанных параметров. Область каждой диаграммы, отражающей соответствующий основной критерий, представляла собой поле распределения химических соединений в зависимости от их оцениваемых характеристик. По полученным диаграммам проводили сравнение различных классов тугоплавких соединений (карбиды, бориды, оксиды, нитриды, силициды, алюминиды) для определения конкретной номенклатуры фаз, предпочтительных для использования в качестве армирующих компонентов при синтезе литых металломатричных композитов (пример приведен на рисунке 4).

Сопоставительный анализ химических соединений различных классов по предложенным критериям позволяет сформировать следующие группы перспективных армирующих компонентов: из карбидов SiC, B₄C, TiC, VC, ZrC; из боридов TiB₂, ZrB₂, LaB₆, SmB₆, VB₂; из оксидов Al₂O₃, Ti₂O₃, V₂O₅, ZrO₂, Y₂O₃; из нитридов AlN, Si₃N₄, TiN, ZrN, CrN; из силицидов Mo₅Si₃, MoSi₂, Ti₅Si₃, VSi₂, NbSi₂, CoSi₂, Mg₂Si; из алюминидов TiAl₃, TiAl, ZrAl₃, NbAl₃, Mo₃Al. Представленные оценки могут служить первичным ориентиром для экспериментального поиска составов литых металломатричных композитов, обеспечивающих достижение повышенных механических и эксплуатационных свойств.

Необходимо отметить, что во многих случаях несоответствие соединений по технологической совместимости может быть успешно преодолено за счет использования различных технологических приемов, которые необходимо подбирать экспериментально для каждого конкретного случая. В этой связи технологическую совместимость было предложено относить к дополнительным критериям.

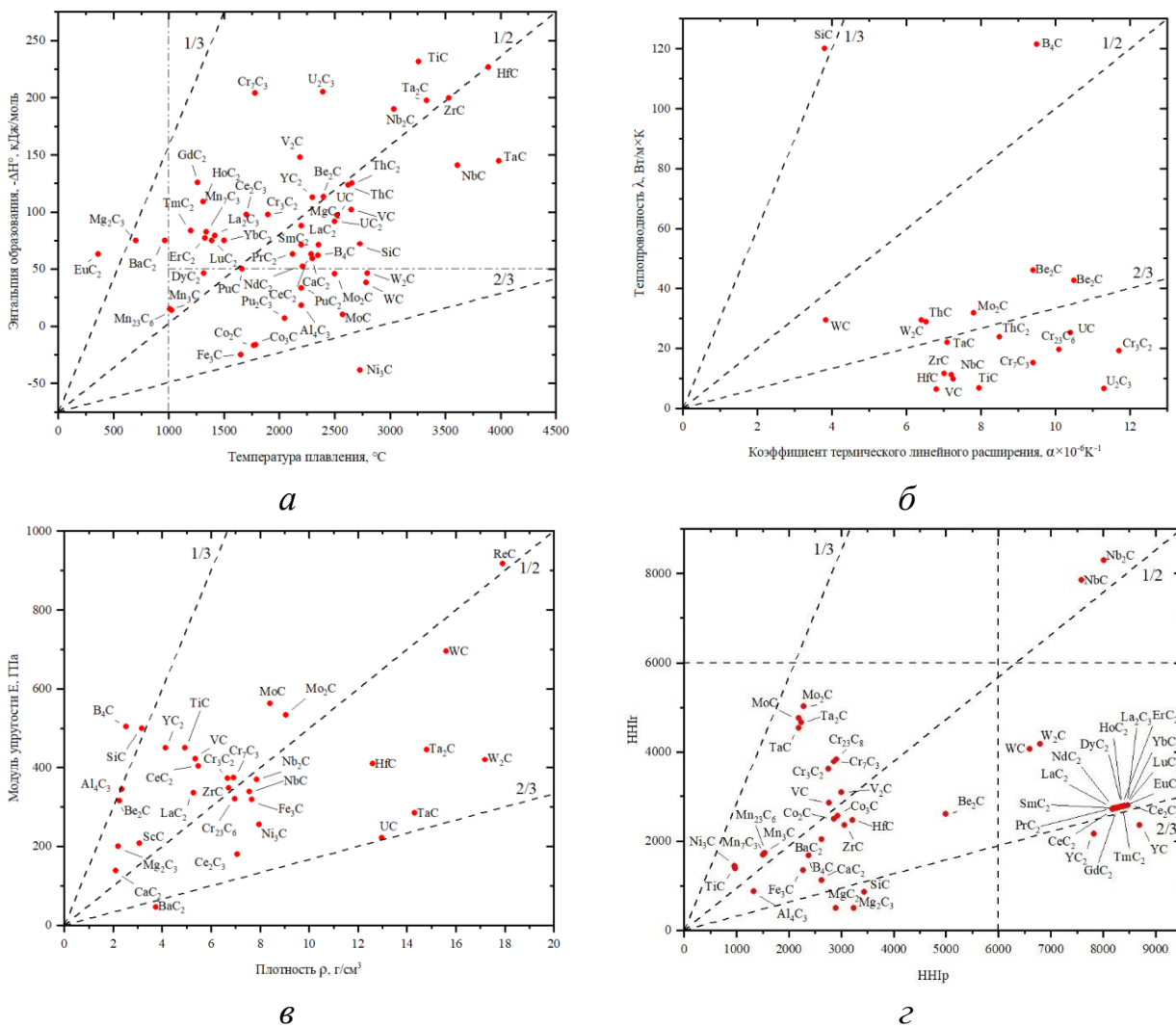


Рисунок 4 – Распределение карбидов по термодинамической стабильности (а), термомеханической совместимости (б), удельной жесткости (в) и по значениям индексов Херфиндаля-Хиршмана по объемам производства (ННПр) и разведанным запасам (ННг) (г)

Принимая во внимание стоимостные показатели и рыночную доступность (см. рисунок 4, г), а также критерий технологической совместимости, в качестве перспективных армирующих компонентов литых металломатричных композитов в настоящей работе выбраны следующие соединения: для экзогенного армирования SiC, B₄C; для эндогенного армирования Al₃Ti, Mg₂Si. В ходе дальнейшей работы с учетом физико-химической природы выбранных эндогенных компонентов фазу Al₃Ti в литой структуре композиционных материалов получали в рамках реакционного подхода, а соединение Mg₂Si – как фазу кристаллизационного происхождения.

Развитие системного методологического подхода к проектированию литых металломатричных композитов для более эффективного и обоснованного выбора компонентов с учетом максимального охвата потенциально возможных комбинаций может способствовать созданию принципиально новых систем композитов (в том числе комплексно-армированных, гибридных и др.) с заданными свойствами для различных условий эксплуатации. Кроме того, такой подход является перспективным с позиций последующей разработки промышленно значимых металлургических технологий, пригодных для массового производства литых композиционных материалов.

В третьей главе приведены результаты исследований комплексно-армированных композиционных материалов системы Al-Al₃Ti-X (где X = SiC, B₄C) с эндогенными фазами реакционного происхождения. Изучаемые системы были охарактеризованы с использованием методов геометрической и вычислительной термодинамики (примеры приведены на рисунках 5 и 6).

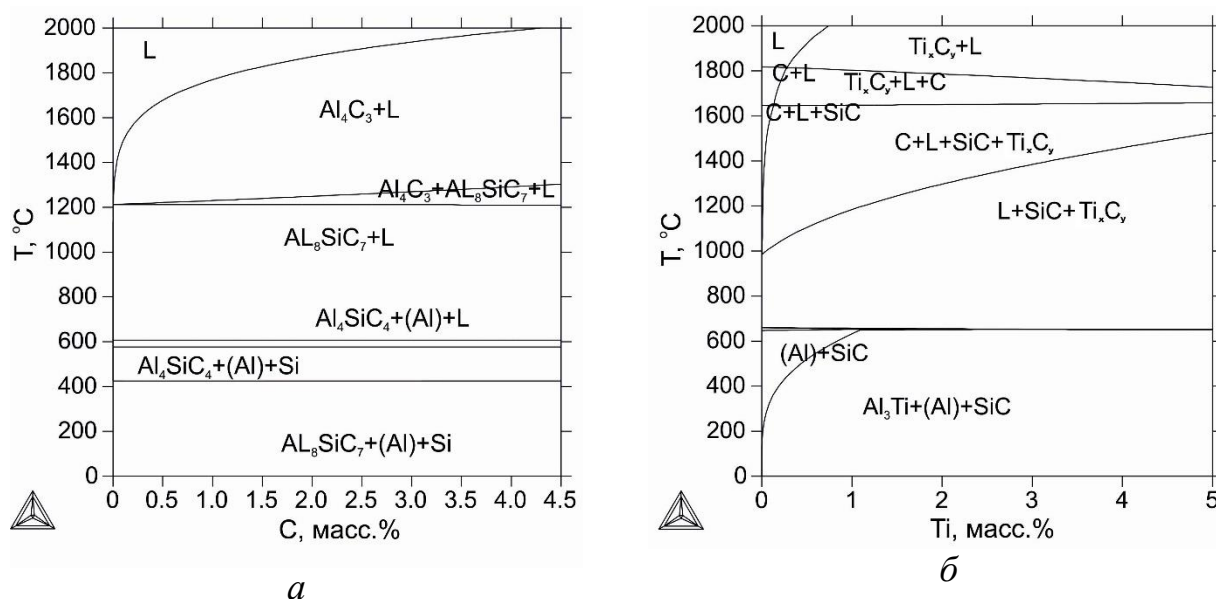


Рисунок 5 – Политермические разрезы диаграмм состояния систем Al-Si-C (а) и Al-Ti-Si-C (б)

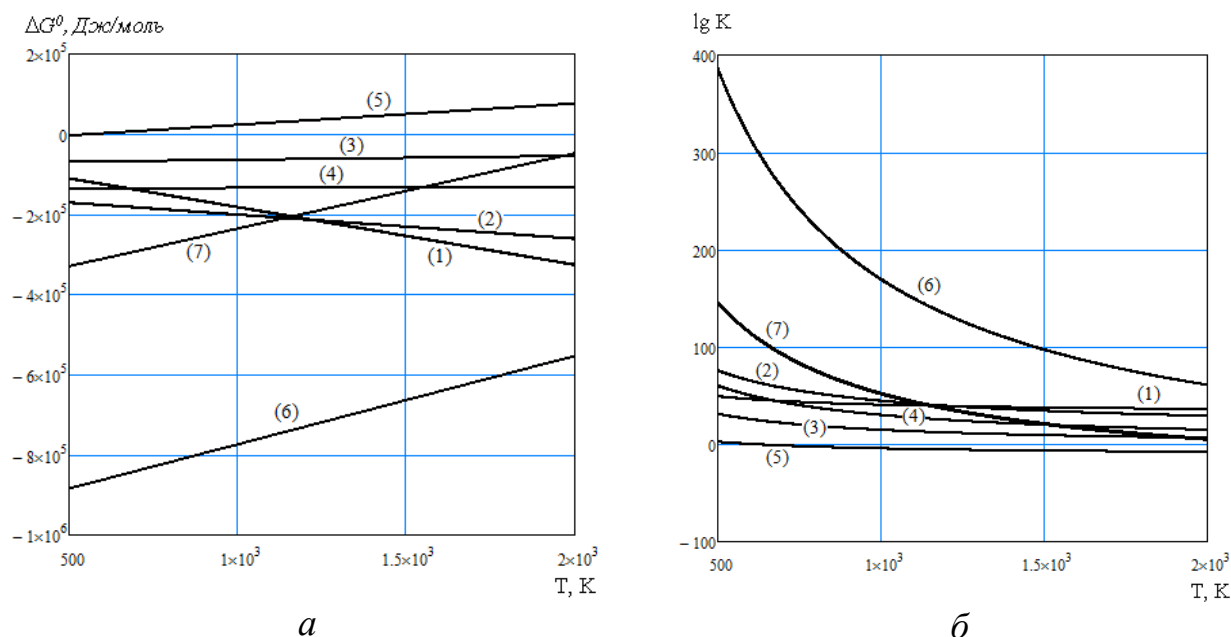


Рисунок 6 – Температурные зависимости ΔG_T^0 (а) и $\lg K$ (б) потенциальных реакций между компонентами в системе Al-Ti-SiC: (1) $4Al_{(ж)} + 3SiC_{(ТВ)} \rightarrow Al_4C_3_{(ТВ)} + 3Si_{(ТВ)}$; (2) $3Al_{(ж)} + Ti_{(ТВ)} \rightarrow Al_3Ti_{(ТВ)}$; (3) $Al_{(ж)} + Ti_{(ТВ)} \rightarrow AlTi_{(ТВ)}$; (4) $Ti_{(ТВ)} + SiC_{(ТВ)} \rightarrow TiC_{(ТВ)} + Si_{(ТВ)}$; (5) $Ti_{(ТВ)} + 2SiC_{(ТВ)} \rightarrow TiSi_2_{(ТВ)} + 2C_{(ТВ)}$; (6) $88Ti_{(ТВ)} + 3SiC_{(ТВ)} \rightarrow 3TiC_{(ТВ)} + Ti_5Si_3_{(ТВ)}$; (7) $5Ti_{(ТВ)} + 3SiC_{(ТВ)} \rightarrow Ti_5Si_3_{(ТВ)} + 3C_{(ТВ)}$

Было установлено, что без подавления формирования карбидов Al-Si-C и Al₄C₃ в диапазоне концентраций углерода от 0 до 4,5 мас.% равновесный фазовый состав композитов системы Al-SiC в твердом состоянии при температурах

от 423 до 575 °С лежит в трехфазной области (Al) + Si + Al₄SiC₄, а ниже 423 °С тройной карбид Al₄SiC₄ заменяется соединением Al₈SiC₇. В системе Al-Ti-Si-C кристаллизация заканчивается в трехфазной области (Al) + Al₃Ti + SiC. В интервале температур 500–2000 К взаимодействие карбида кремния с титаном по реакциям (6) и (7) идет активнее реакции карбида кремния с алюминием (1) и сопровождается преимущественным образованием фаз TiC и силицида Ti₅Si₃, которые могут входить в состав межфазного слоя на границах раздела Al/SiC.

В системе Al-Ti-B₄C при содержании Ti менее 0,42 мас.% кристаллизация заканчивается в трехфазной области (Al) + TiB₂ + B₄C; в случае более высокой концентрации титана дополнительно выделяется свободный углерод, что может сопровождаться образованием фазы TiC. При образовании боридов и карбидов титана на поверхности экзогенных частиц B₄C возможно формирование барьерных слоев, препятствующих появлению карбидов и борокарбидов алюминия. Также рассмотрено влияние легирующих элементов на межфазное взаимодействие в литых композиционных материалах, содержащих частицы SiC и B₄C.

Экспериментальный поиск рациональных вариантов ввода порошковых смесей (Ti + SiC) или (Ti + B₄C) в матричные алюминиевые расплавы осуществляли по двум направлениям: механическое замешивание смеси в расплав с помощью импеллера и ввод брикетированной смеси по технологии жидкофазного реакционного синтеза (СВС-процесс в расплаве). Были отработаны методики ввода смесей порошковых прекурсоров в насыпном и компактированном состояниях в матричные алюминиевые расплавы, определены рациональные температурно-временные параметры плавки и литья комплексно-армированных композиционных материалов.

При использовании метода механического замешивания порошковых смесей для получения литых алюмоматричных композитов армирующие частицы вводили в матричные расплавы путем засыпки на лопасти вращающегося импеллера. В этой серии экспериментов отработывали конструктивно-технологические параметры, непосредственно влияющие на степень усвоения армирующих частиц и на равномерность их распределения в объеме расплава, к наиболее значимым из которых были отнесены конструктивное исполнение замешивающего узла, частота вращения импеллера и температурно-временные параметры механического замешивания. Фиксировали взаимосвязь указанных факторов с усвоением частиц матричным расплавом и с общим качеством получаемых композитов (равномерность распределения частиц, наличие пористости и других литейных дефектов).

В частности, было выявлено, что низкие скорости замешивания (150 об/мин) приводят к образованию конгломератов порошкообразных частиц в момент их ввода и сохранению этих конгломератов при последующем перемешивании, при этом степень усвоения частиц не превышала 40...50% в зависимости от прочих параметров замешивания. Увеличение скорости замешивания до 300 об/мин позволило повысить степень усвоения частиц до 90...93% при температуре 850 °С, что являлось лучшим результатом в проведенных сериях экспериментов. Повышение скорости замешивания до 450 об/мин или до более высоких значений во всем рассматриваемом температурном диапазоне приводило к снижению степени усвоения до показателей 60...67% с образованием шлаково-порошковой взвеси над поверхностью расплава, а также сильным его вспениванием, что сопровождалось образованием крупных пор в структуре слитков.

Сопоставительный анализ структуры композитов Al-Al₃Ti-SiC и Al-Al₃Ti-B₄C показал, что, независимо от применяемых технологических подходов, в рассмотренных условиях применение B₄C как экзогенного компонента порошковых

смесей во всех случаях дает лучшие результаты с позиций усвоения частиц расплавом, чем применение карбида кремния. Распределение частиц B_4C в литой структуре композитов было более равномерным, чем при использовании частиц SiC . Общее качество получаемых литых образцов также существенно изменялось в зависимости от типа применяемой экзогенной составляющей. При замешивании порошковых смесей с экзогенными частицами карбида кремния в структуре композитов присутствовали агломераты частиц SiC с пустотами внутри; пористость композитов $Al-10Al_3Ti-5SiC$ составляла в среднем 8,31% при механическом замешивании смесей и 6,25% при вводе смесей в брикетированном виде, в то время как для аналогичных условий пористость композитов $Al-10Al_3Ti-5B_4C$ составляла 3,6% и 2,85%, соответственно.

В четвертой главе приведены результаты исследований комплексно-армированных композиционных материалов системы $Al-Mg_2Si-X$ (где $X = SiC, B_4C$) с эндогенными фазами кристаллизационного происхождения, а также композиционных материалов системы $Al-Mg_2Si-Al_3Ti$, одновременно содержащих эндогенные армирующие фазы кристаллизационного и реакционного происхождения. Представлены полученные данные по модифицирующей обработке расплавов с эндогенными армирующими фазами реакционного и кристаллизационного происхождения путем химических и физических воздействий.

С использованием программного пакета Thermo-Calc (версия TCW5, Швеция) были получены расчетные данные по концентрационным диапазонам формирования фазы Mg_2Si для обеспечения двухфазной структуры. На основе модели Шейля-Гулливера рассчитаны зависимости массовой доли твердых фаз от температуры при неравновесной кристаллизации сплавов при 5, 10, 15, 20 и 25 масс.% фазы Mg_2Si . Из полученных данных выявлена количественная информация по фазовому составу сплавов при комнатной температуре (20 °C) и вблизи температуры солидус (580 °C). Композит $Al + 15$ масс.% Mg_2Si по составу близок к точке псевдоэвтектики и характеризуется переходной двухфазной зоной $L + Mg_2Si$ в интервале температур 594...578 °C. Дальнейшее повышение доли Mg_2Si до 20 и 25 масс.% приводит к расширению температурного диапазона существования области твердо-жидкого состояния (673...578 °C и 680...579 °C, соответственно).

Грубая морфология первичных кристаллов Mg_2Si и игольчатые (пластинчатые) выделения эвтектической фазы Mg_2Si в литых композитах отрицательно влияют на прочностные характеристики получаемых изделий. Для управления морфологией и размерами эндогенных частиц Mg_2Si опробованы температурно-временная и термоскоростная обработка композиционных расплавов системы $Al-Mg-Si$. Характерная микроструктура композитов $Al-Mg_2Si$ в заэвтектической области концентраций представлена литой матрицей (α -твердый раствор), псевдобинарной эвтектикой ($\alpha + Mg_2Si$) и частицами первичной фазы Mg_2Si . Увеличение продолжительности выдержки расплава при температурно-временной обработке с 15 до 30 мин приводит к значительному уменьшению средних размеров частиц Mg_2Si и увеличению их количества. При дальнейшем увеличении длительности выдержки до 45 мин происходит огрубление морфологии кристаллов Mg_2Si и рост их размеров с образованием сложных дендритоподобных комплексов, а выдержка в течение 60 мин приводит к резкому снижению общего количества частиц в структуре материала, по-видимому, вследствие образования эвтектических колоний в междендритных областях. Рентгеноструктурный анализ выявил в образцах, полученных при выдержке расплава в течение 15 мин, только две фазы, а именно $\alpha-Al$ и Mg_2Si , в то время как изотермическая выдержка

при 900 °С в течение 60 мин приводит к появлению оксида магния MgO в структуре образцов в заметных количествах. Таким образом, применение температурно-временной и термоскоростной обработки расплавов системы Al-Mg-Si по рациональным режимам (30 мин при 900 °С) приводит к измельчению включений Mg₂Si и увеличению их общего количества. Проведена оценка изменения литейных свойств, по результатам которой было подтверждено положительное влияние физических модифицирующих воздействий на жидкотекучесть, усадку и горячеломкость металлматричных композитов.

Полиэтермическое сечение равновесной диаграммы Al-Mg-Si-Ti при постоянном содержании магния 12,5 масс.% и кремния 6,7 масс.% в диапазоне концентраций титана от 0 до 5,0 масс.% (рисунок 7) подтверждает, что при комнатной температуре фазовый состав композита остается постоянным в указанном диапазоне концентраций титана, что указывает на возможность формирования целевых армирующих фаз Mg₂Si и Al₃Ti при различном содержании титана. В системе Al-Mg-Si-Ti в области, обогащенной алюминием, тройных и четвертичных фаз не обнаружено; двойные фазы Mg₂Si, Al₃Ti и β-Al₃Mg₂ находятся в равновесии с алюминиевым твердым раствором.

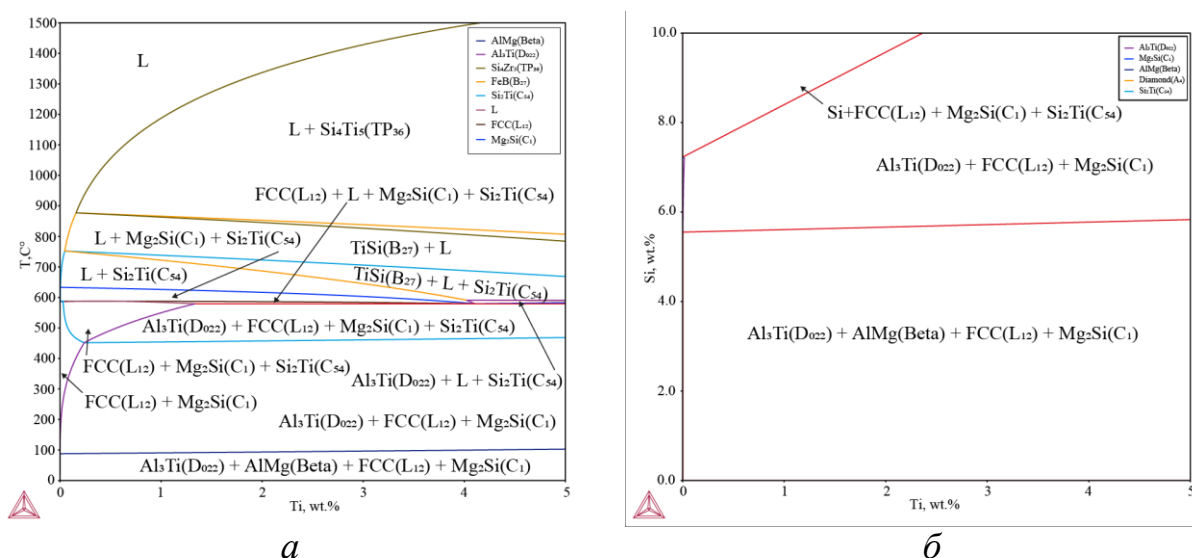


Рисунок 7 – Полиэтермическое сечение диаграммы Al-Mg-Si-Ti при 12,5 масс.% Mg и 6,7 масс.% Si (а) и изотермическое сечение при 200 °С (б)

Микроструктура гибридных композитов Al-Mg₂Si-Al₃Ti при различных условиях кристаллизации приведена на рисунке 8. Дифракционный анализ подтверждает, что структурные составляющие всех полученных композитов представляют собой α-Al, Mg₂Si и Al₃Ti. Увеличение скорости охлаждения при кристаллизации с 10 К/с до 100-200 К/с за счет применения медной формы приводит к уменьшению средних размеров первичных кристаллов фазы Mg₂Si с 22,5 до 15,3 мкм, улучшению равномерности распределения и существенному увеличению их общего количества без изменения морфологии. Интерметаллиды Al₃Ti кристаллизуются большей частью в виде компактных кристаллов блочной формы, при этом их количество примерно одинаково для обеих типов изложниц. Однако при литье в медную форму отмечено существенное уменьшение размеров частиц Al₃Ti (в среднем до 9,1 мкм). Распределение размеров частиц Mg₂Si и Al₃Ti с увеличением скорости охлаждения становится более однородным и близким к гауссовскому распределению. Среднее значение твердости полученных

композиатов возрастает с $54,02 \pm 1,34$ до $62,84 \pm 1,09$ HRB при использовании медной формы.

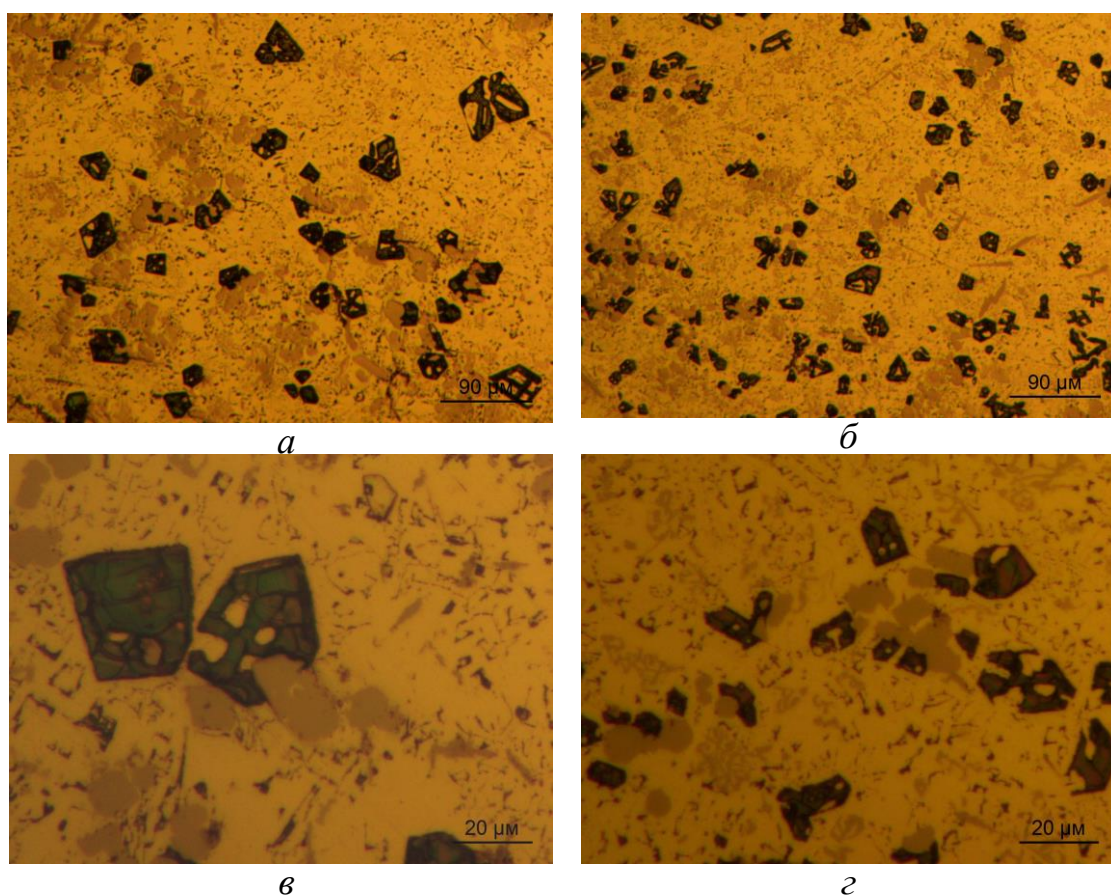


Рисунок 8 – Микроструктура алюмоматричных композиционных материалов системы Al-Mg₂Si-Al₃Ti при литье в стальную (а, в) и медную (б, г) формы

Разработаны технологические режимы обработки расплавов алюмоматричных композиатов на основе литейных алюминиевых сплавов наносекундными электромагнитными импульсами (НЭМИ). В экспериментах продолжительность облучения варьировали от 5 до 25 мин (с шагом 5 мин) при различных значениях частоты (500, 800, 1000 Гц) и амплитуды НЭМИ (5, 10, 15 кВ). Литые образцы, полученные при различных параметрах облучения НЭМИ, сравнивались с необработанным состоянием с позиций влияния обработки на структурно-морфологические характеристики изучаемых композиатов. При отработке технологических режимов облучения композиционных расплавов НЭМИ установлено, что увеличение продолжительности облучения с 5 до 10-15 мин сопровождается значительным измельчением структурных составляющих алюминиевой основы (зерна твердого раствора и эвтектики). Так, на примере состава Al + 20 масс.% Mg₂Si показано, что при облучении наносекундными электромагнитными импульсами происходит сокращение доли локальных участков металлической основы внутри первичных кристаллов Mg₂Si, что приводит к увеличению их микротвердости (рисунок 9). Обозначенные наблюдения имеют важное практическое значение, поскольку открывают новые возможности для повышения общей эффективности армирующего действия эндогенной фазы Mg₂Si за счет модификации морфологического строения ее кристаллов.

Было показано, что с увеличением амплитуды генератора НЭМИ до 15 кВ при облучении расплавов системы Al-Mg₂Si повышается степень измельчения α-

твёрдого раствора и псевдобинарной эвтектики. Однако отмечено, что обработка расплавов НЭМИ в обозначенном диапазоне амплитуд практически не влияет на изменение размеров и морфологии первичных частиц Mg_2Si . Более эффективным способом воздействия на армирующие фазы является облучение расплавов НЭМИ непосредственно в процессе кристаллизации (рисунок 10), что приводит к увеличению наблюдаемого количества первичных частиц Mg_2Si в поле шлифа $Al + 25$ масс.% Mg_2Si более чем на порядок (в частности, с 19 шт. в исходном состоянии до 211 шт. при частоте 1 кГц и амплитуде 21,7 кВ) и уменьшению их размеров с $147,69 \pm 48,27$ до $44,12 \pm 23,98$ мкм.

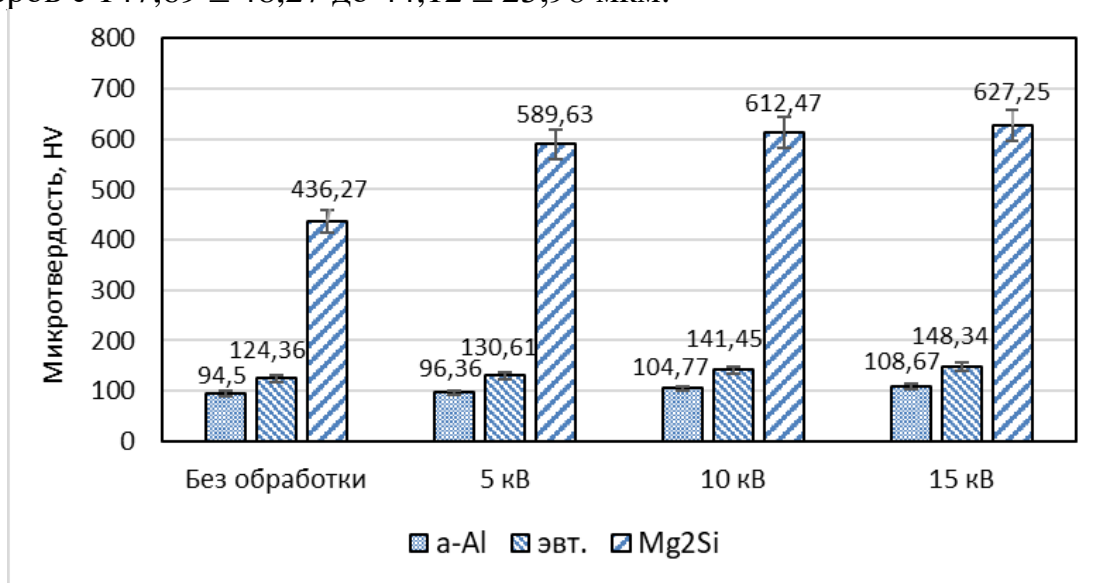


Рисунок 9 – Микротвердость структурных составляющих композиционного материала $Al + 20$ масс.% Mg_2Si при различных параметрах обработки расплава

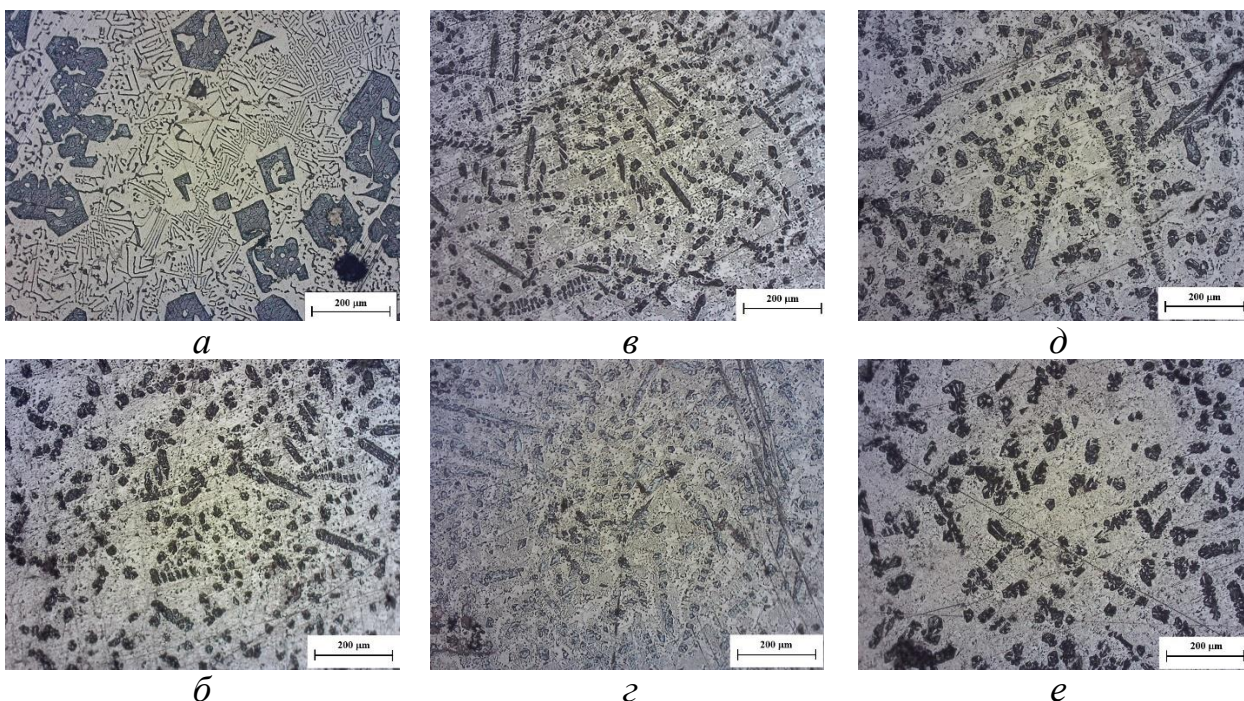


Рисунок 10 – Структура литых композиционных материалов $Al + 25$ масс.% Mg_2Si : (а) исходный; (б) амплитуда 36,5 кВ и частота 0,5 кГц; (в) амплитуда 42 кВ и частота 0,5 кГц; (г) амплитуда 21,7 кВ и частота 1 кГц; (д) амплитуда 31,5 кВ и частота 1 кГц; (е) амплитуда 42 кВ и частота 1 кГц

Были отработаны технологические параметры получения литых композиционно-армированных композиционных материалов систем Al-Mg₂Si-SiC и Al-Mg₂Si-B₄C в одностадийном процессе с использованием метода механического замешивания. На рисунке 11 приведены снимки микроструктуры образцов алюмоматричных композитов Al + 18 масс.% Mg₂Si в моноармированном варианте и при добавлении 5 и 10 масс.% экзогенной фазы SiC, полученных литьем в стальную и медную формы. Интересным наблюдением является факт зарождения фазы Mg₂Si на поверхности частиц SiC, а также увеличение доли дендритов твердого раствора и уменьшение эвтектической составляющей при увеличении доли частиц экзогенной фазы, по-видимому, за счет изменения теплофизических условий кристаллизации расплава.

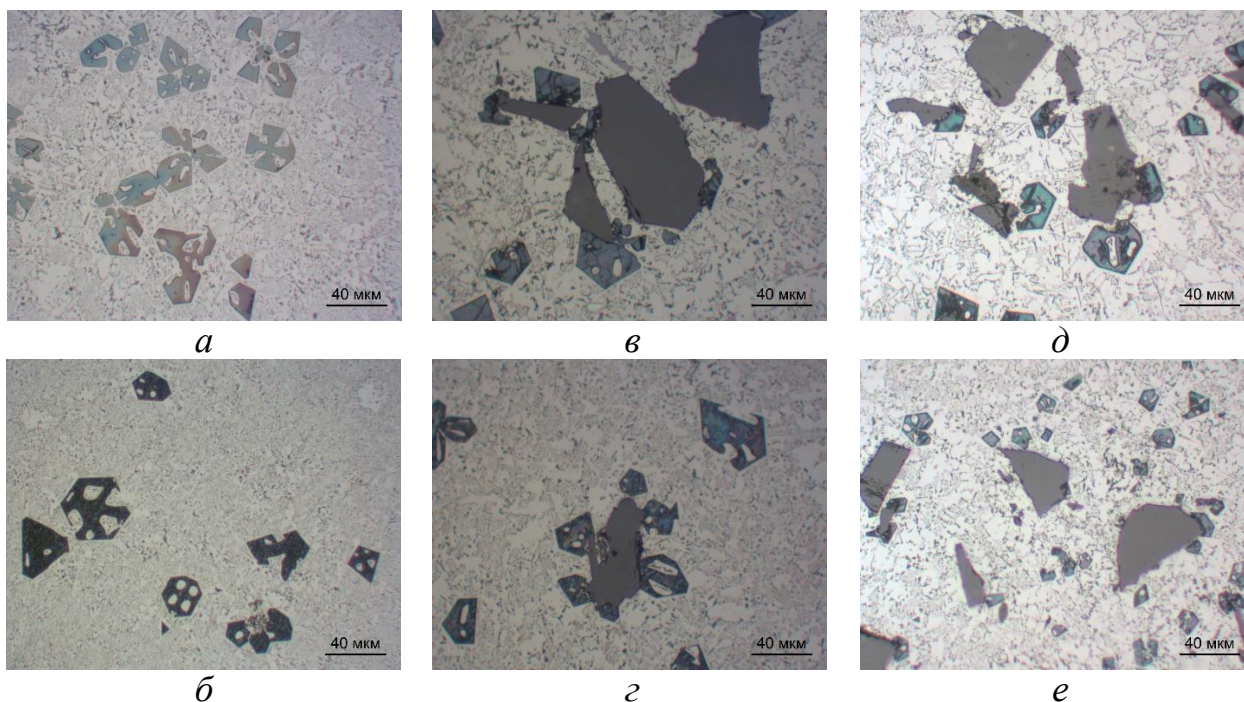


Рисунок 11 – Структура литых композиционных материалов Al-18Mg₂Si (а, б), Al-18Mg₂Si-5SiC (в, з) и Al-18Mg₂Si-10SiC (д, е) при литье в стальную (а, в, д) и медную (б, з, е) формы

На дифрактограммах образцов моноармированных композитов Al + 18 масс.% Mg₂Si фиксировали пики высокой интенсивности, относящиеся к алюминиевому твердому раствору и фазе Mg₂Si. При добавлении экзогенных частиц карбида бора и карбида кремния дополнительно появлялись небольшие пики, идентифицируемые как B₄C и SiC, соответственно; интенсивность данных пиков росла с увеличением объемного содержания экзогенных фаз. Структура полученных композитов при литье в стальную форму включала зерна алюминиевого твердого раствора, первичные частицы Mg₂Si в виде многогранников с размерами 20-40 мкм, псевдобинарную эвтектику (Al + Mg₂Si) и экзогенные частицы SiC либо B₄C.

В пятой главе приведены сведения о характере литейных дефектов в отливках и слитках из металломатричных композитов, предложена их классификация и выявлены основные механизмы их формирования. Изложены предлагаемые подходы к оценке качества литых заготовок из композиционных материалов с использованием металлографических и томографических методов и приведены примеры их практической реализации.

Предложенная классификация дефектов литой структуры металломатричных композиционных материалов приведена на рисунке 12.

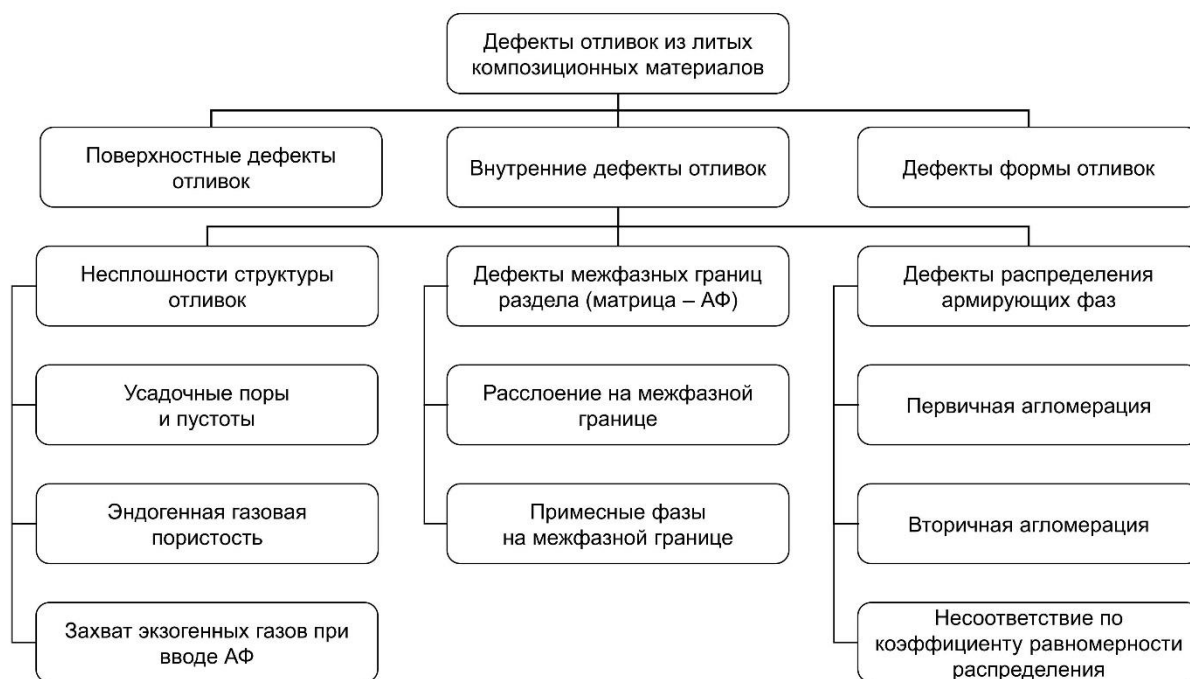


Рисунок 12 – Классификация дефектов литой структуры металломатричных композиционных материалов

Для автоматизированного проведения количественной оценки степени равномерности распределения армирующих частиц в структуре композиционных материалов на основе анализа металлографических изображений создана оригинальная программная разработка (св-во о гос. рег-ции ПО ЭВМ №2021619286), обеспечивающая выполнение следующих функций: сегментация изображения структуры материала на локальные области, в каждой из которых производится анализ частиц; критериальное задание порогового уровня отбора частиц для анализа; определение размерных параметров частиц и площади, занимаемой частицами; вычисление степени равномерности распределения армирующих частиц. Оценку предложено проводить по репрезентативным металлографическим изображениям микроструктуры литых алюмоматричных композитов, снятым в различных частях слитка при малых увеличениях ($\times 50$), с последующим усреднением по не менее чем пяти измерениям.

Для оценки равномерности распределения армирующих частиц изображения структур бинаризовали с использованием 8-битной функции. При этом определяли пороговый уровень отбора частиц для анализа, затем разбивали изображение на равные области. В каждой области вычисляли количество частиц и среднее арифметическое на единицу площади поверхности шлифа, затем определяли стандартное отклонение среднего числа частиц. Степень равномерности распределения частиц определена как отношение стандартного отклонения к среднему арифметическому их числа и может принимать значения от 0 (совершенно однородное) до 1 (кластеризованное распределение).

При проведении рентгено-томографических исследований литых металломатричных композитов использовали метрологический компьютерный томограф vtomex m300 (GE Measurement & Control GmbH, Германия) с двумя источниками ионизирующего излучения для выполнения неразрушающего контроля, исследований и метрологических измерений с точностью линейных измерений

до $4 \text{ мкм} + L \text{ (мм)}/100$. Съемка проводилась с использованием нанофокусного источника излучения с максимальным ускоряющим напряжением 180 кВ. Параметры съемки обрабатывались методом подбора таким образом, чтобы обеспечить идентификацию дефектов структуры и выявление различных структурных составляющих. Разработанные для заданных условий параметры томографической съемки образцов: геометрическое увеличение 61,74 крат; размер вокселя 3,2 мкм; количество проекций 2400 шт.; время сканирования 160 мин; ускоряющее напряжение 80 кВ; сила тока 170 мкА; экспозиция/усреднение 1 с/4 снимка на кадр. Для автоматизированного сбора данных и проведения томографической реконструкции использовали программное обеспечение phoenix datos|x. Анализ и компьютерную обработку результатов проводили с помощью программного пакета VGStudio MAX (Volume Graphics GmbH, Германия).

В отличие от результатов, опубликованных в более ранних источниках, при использовании предложенной методики сканирования была достигнута хорошая различимость структурных составляющих на макроскопических образцах в литом состоянии без какой-либо специальной подготовки, а достигнутое пространственное разрешение (воксель 3,2 мкм) было близко к максимально достижимым значениям для набора рассматриваемых условий. Это значительно расширяет возможности практического использования рассмотренных технических решений в промышленном производстве.

По данным количественного анализа с применением модуля VGEasyPore суммарный объем микропористости в литых образцах композитов Al + 15 масс.% Mg₂Si после термоскоростной обработки при 900 °С не превышает 0,05 мм³, что соответствует содержанию пористости в образце 0,13 об.% и является удовлетворительным показателем для литейных композитов (рисунок 13). Полученные результаты подтверждают возможность использования термоскоростной обработки расплавов для модифицирующей обработки композитов системы Al-Mg₂Si без существенного повышения пористости литых заготовок в результате высокотемпературных перегревов и продолжительной изотермической выдержки.

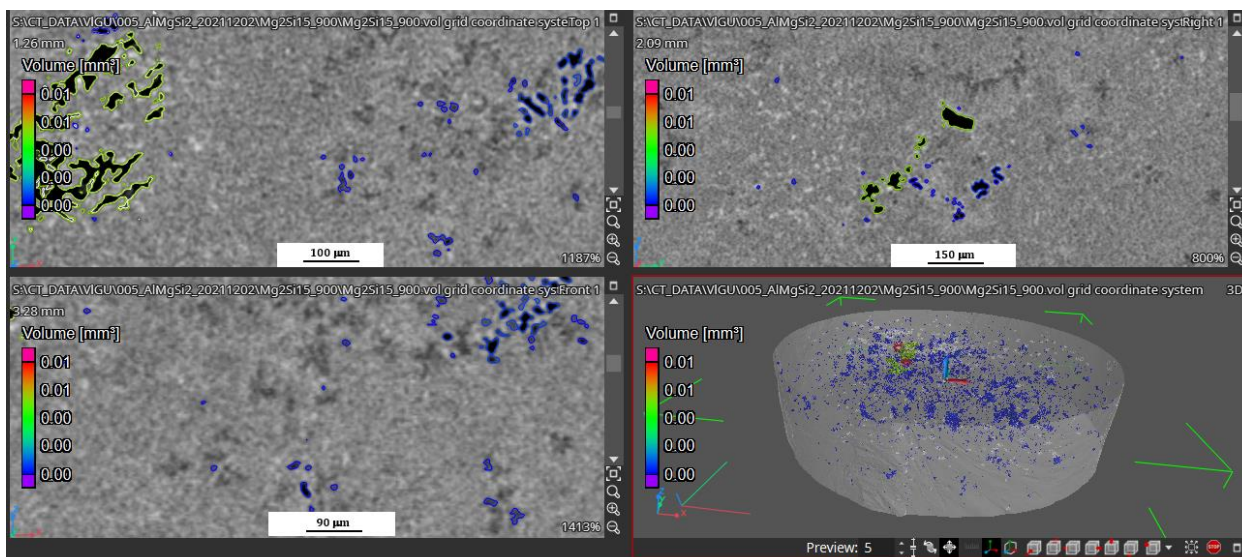


Рисунок 13 – Результаты томографических исследований композитов Al + 15 масс.% Mg₂Si после термоскоростной обработки расплавов при 900 °С, иллюстрирующие присутствие дефектов литой структуры

Изучено влияние технологических факторов на формирование и эволюцию дефектов литой микроструктуры алюмоматричных композитов (пористость, микротрещины, кластеризация и др.). Количество частиц экзогенной фазы (SiC, B₄C) в композитах варьировали от 5 до 15 об.% при фракционном составе частиц F150 (75-100 мкм), F230 (63-50 мкм) и F500 (12-17 мкм). По результатам предварительных экспериментов к наиболее значимым технологическим факторам, влияющим на образование микропористости и иных дефектов структуры, были отнесены: скорость замешивания (частота вращения импеллера и скорость подачи частиц в расплав); продолжительность замешивания; положение импеллера при замешивании; температура расплава при замешивании частиц; размер фракции частиц; объемное содержание частиц. Путем последовательного варьирования указанных факторов в сериях поисковых экспериментов определяли условия, соответствующие минимальному содержанию дефектов литой структуры, а также анализировали особенности их формирования для описания и обоснования возможных механизмов дефектообразования.

Увеличение объемного процента пористости коррелирует с увеличением объемной доли экзогенных армирующих частиц, при этом пористость композиционных отливок линейно возрастает с увеличением объемной доли частиц. Частично это может быть обусловлено тем, что композиты с более высокой долей армирующей фазы интенсивно перемешивались в течение более продолжительного времени для обеспечения подачи и усвоения увеличенного количества частиц в расплав, что сопровождалось повышенным захватом воздуха из печной атмосферы. При использовании частиц мелкой фракции F500 с увеличением их объемной доли от 5 об.% до 10 об.% и 15 об.% содержание микропор в слитках возрастало с 7,65% до 8,83% и 9,57%, соответственно. Для фракции F230 соответствующее увеличение объемной доли сопровождалось изменением содержания пор и пустот с 3,77% до 4,26% и 5,59%, а для фракции F150 в среднем с 2,48% до 2,75% и 2,91%. Отмечено, что относительный прирост доли пористости при увеличении объемной доли армирующих частиц во всех случаях выше при использовании частиц более мелких фракций. Наименьшее содержание литейных дефектов в слитках фиксировали при механическом замешивании экзогенных частиц фракции F150 при частоте вращения импеллера 300 об/мин, температуре замешивания 850 °С, скорости подачи частиц в расплав от 0,04 до 0,06 г/с.

Оценивая причины формирования пористости для выявления механизмов дефектообразования при литье алюмоматричных композитов, было выявлено, что наряду с газовой и усадочной пористостью, характерной и для неармированных металлов и сплавов в условиях стандартных литейно-металлургических процессов, в композиционных отливках зафиксирована возможность присутствия пористости третьего типа, вызываемой захватом воздуха в скоплениях частиц при их замешивании в расплав. Основываясь на экспериментальных результатах, к числу явлений, обуславливающих образование пористости при механическом замешивании частиц в алюминиевые расплавы, предложено относить: (1) газонасыщение расплава из печной атмосферы при интенсивном перемешивании; (2) пузырьки воздуха, попадающие в композиционную суспензию либо самостоятельно, либо в виде воздушной оболочки для армирующих частиц и в составе их конгломератов; (3) присутствие адсорбированной влаги (или молекул водяного пара) на поверхности частиц; (4) процессы эволюции водорода при кристаллизации; (5) усадочные процессы при затвердевании композиционных слитков. По расположению в структуре пористость композитов можно разделить на пористость на межфазных границах матрицы и армирующей фазы, и пористость вдали от армирующих частиц в структуре матричного сплава. Первый вариант

является более вредным с позиций влияния на механические и эксплуатационные свойства, поскольку приводит к нарушению адгезии между матрицей и частицей, вызывая расслоения даже при небольших нагрузках. К возникновению пустот и пор на межфазных границах может приводить плохая смачиваемость частиц матричным расплавом. В свою очередь, прочность композита в значительной степени зависит от прочности межфазной связи между матричным сплавом и армирующими частицами.

Для опробованных вариаций технологических параметров замешивания при металлографических наблюдениях присутствие пустот на межфазных границах матрицы и армирующих частиц фиксировали при скоростях подачи частиц выше 0,2 г/с в расплав при пониженном перегреве (800 °С), при этом в большей степени пористость данного типа проявлялась при использовании частиц фракций F500. Важным наблюдением является факт преимущественного образования пустот вблизи кластеризованных частиц. В остальных случаях фиксировали плотные и четкие межфазные границы, свидетельствующие о хорошей адгезии экзогенных частиц с матрицей.

В шестой главе приведены результаты комплексных исследований поведения литых композиционных материалов с экзогенными и эндогенными армирующими фазами в процессах рециклинга методом переплава.

Изучены закономерности влияния многократных переплавов на структурно-морфологические характеристики литых металломатричных композитов с экзогенным и комплексным армированием (долевое содержание, дисперсность, распределение армирующей фазы, состояние межфазных границ и др.). Для выявления сохранения или деградации армирующих частиц проводили три итерации переплава при фиксированных условиях (время выдержки 10 мин, температура перегрева расплава 850 °С для каждой итерации). Композиты переплавляли без использования импеллера, имитируя возможность использования вторичной шихты на производстве, не имеющем специального оборудования.

Показано, что в системе Al-Si-SiC увеличение количества итераций переплава не сопровождалось появлением новых фаз на границах раздела частиц с матрицей, что свидетельствует о стабильности армирующей фазы SiC в алюминиево-кремниевых расплавах в рассмотренных температурно-концентрационных условиях (рисунок 14). При повторных переплавах алюмоматричных композитов с карбидом кремния происходит смещение степени равномерности распределения частиц в сторону более однородного распределения (в среднем 0,81 на первой итерации переплава, 0,69 на второй и 0,56 на третьей) и некоторое уменьшение их средних размеров (с 70,74 мкм на первой итерации до 65,76 мкм на второй и 61,21 мкм на третьей), по-видимому, за счет фрагментации частиц, приводящей к росту количества более мелкой фракции. При этом доля площади, занимаемой частицами на рассматриваемых участках шлифа, остается практически неизменной (10,92%, 10,96% и 11,64% на первой, второй и третьей итерациях переплава, соответственно). В ходе повторных переплавов алюмоматричных композитов системы Al-SiC происходят процессы перераспределения армирующих частиц, приводящие к разрушению агломератов даже в отсутствии интенсивного перемешивания импеллером. За счет этого равномерность распределения частиц в структуре слитков вторичных алюмоматричных композитов может быть существенно улучшена. Подавление межфазных реакций, приводящих к образованию карбида алюминия, происходит вследствие присутствия достаточного количества кремния в алюминиевом расплаве, смещающего термодинамическое равновесие. Отсутствие заметного количества новых фаз на межфазных

границах частиц и матрицы свидетельствует об устойчивости композитов АК12оч + 10 об.% SiC к повторным перепадам.

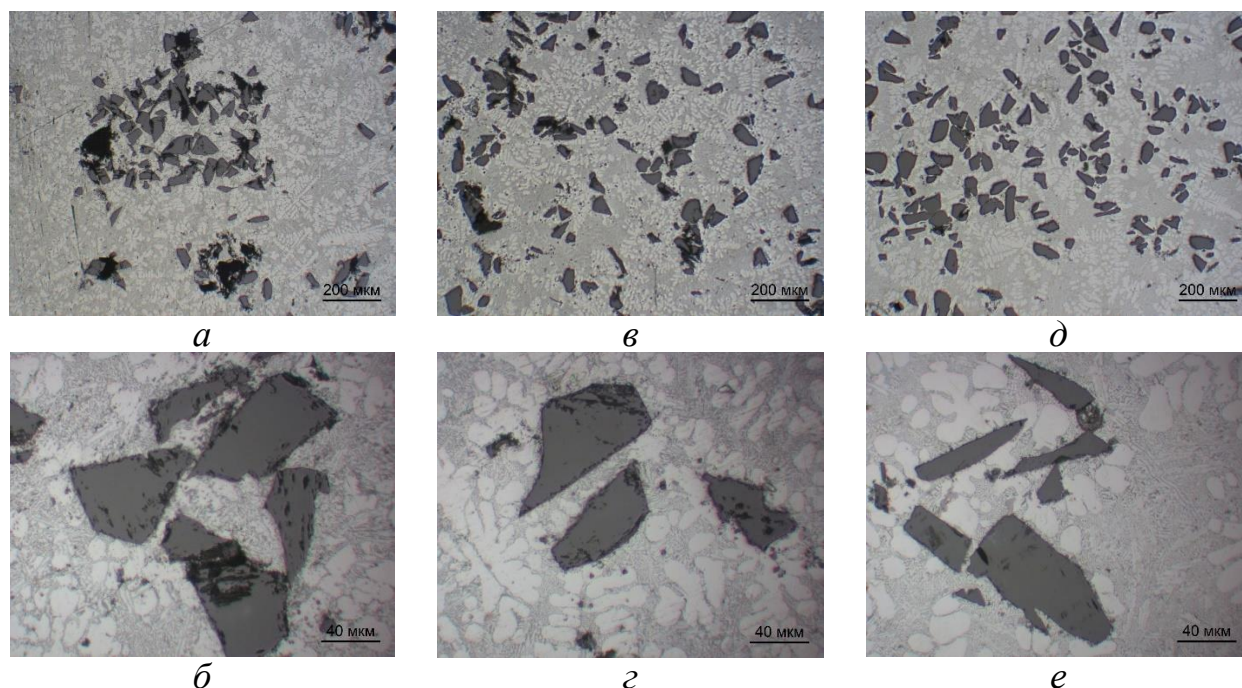


Рисунок 14 – Репрезентативные снимки микроструктуры алюмоматричного композита АК12оч + 10 об.% SiC на первой (а, б), второй (в, з) и третьей (д, е) итерациях перепада

Расчет равновесной концентрации кремния в жидком алюминии показывает, что для полного подавления образования фазы Al_4C_3 вследствие взаимодействия SiC с матричным расплавом при температуре 850 °C требуется не менее 13,2 ат.% Si, или 13,67 мас.% Si. Вместе с тем экспериментальные данные свидетельствуют о химической стабильности композитов Al–SiC при указанной температуре даже в случае использования в качестве матрицы силуминов эвтектического состава, что, по-видимому, обусловлено кинетическими факторами. Таким образом, контроль степени межфазного взаимодействия армирующих частиц SiC с расплавом Al–Si при многократных перепадах литых алюмоматричных композитов может достигаться как ограничением температуры перепада и продолжительности контакта частиц с матричным расплавом, так и использованием в качестве матрицы силуминов с повышенным содержанием кремния, допускающим более широкие температурные диапазоны жидкофазной переработки без риска существенной деградации армирующей фазы.

В системе Al- B_4C на первой итерации перепада наблюдаются локальные скопления частиц, причем распределение таких скоплений по сечению слитка является достаточно равномерным (рисунок 15). При последующих перепадах происходит распад данных скоплений с распределением изолированных включений частиц по структуре материала. При перепадах и повторном затвердевании слитка происходят процессы перераспределения армирующих частиц в объеме материала. Степень равномерности распределения частиц в структуре композитов Al- B_4C существенно улучшается с 0,82 на первой итерации перепада до 0,51 и 0,49 на второй и третьей итерациях, соответственно. Вместе с тем, на второй итерации перепада на поверхности частиц B_4C появляются мелкие изолированные кристаллы и в отдельных случаях сплошные слои новой фазы Al_3BC . При третьем перепаде происходит размывание внешних очертаний частиц и

дальнейшее образование новых фаз, а также фрагментация частиц, видимо, происходящая за счет циклических термических нагрузок при переплавах и затвердеваниях.

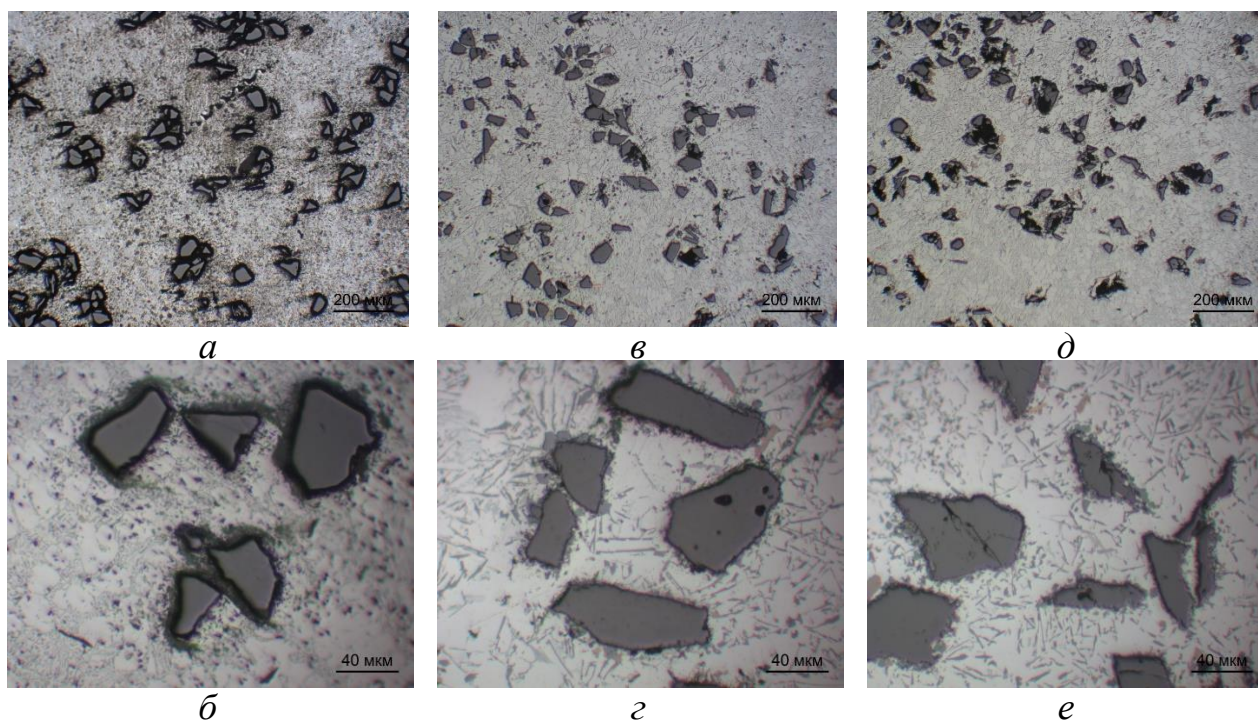


Рисунок 15 – Репрезентативные снимки микроструктуры алюмоматричного композита АК12оч + 10 об.% В₄С на первой (а, б), второй (в, з) и третьей (д, е) итерациях переплава

Экспериментально показано, что при повторных переплавах происходит увеличение доли фазы Al_3BC в структуре композитов, что является следствием интенсификации межфазных реакций на границах раздела. Состав и количество продуктов взаимодействия алюминиевого расплава с карбидом бора будут зависеть от температуры процесса и продолжительности их контакта до момента кристаллизации алюмоматричного композита. Путем термодинамических расчетов было определено и экспериментально подтверждено, что температура перегрева литых алюмоматричных композитов с карбидом бора при их рециклинге не должна превышать $858\text{ }^{\circ}C$ в связи с изменением термодинамических условий взаимодействия компонентов, сопровождающимся резкой интенсификацией процесса деградации армирующих частиц.

При рентгенофазовом анализе композита АК12оч + 10 об.% В₄С, подвергнутого однократному переплаву, кроме фаз, характерных для матричного материала и армирующих частиц, фиксировали малоинтенсивные пики (следы) фазы Al_3BC (рисунок 16). С увеличением числа переплавок интенсивность пиков данной фазы увеличивается, что хорошо заметно по появлению интенсивного пика Al_3BC на $37,85^{\circ}$. Сопоставляя полученные данные с металлографическими наблюдениями, отмечено, что большинство частиц Al_3BC зафиксированы на поверхности частиц карбида бора или расположены рядом с ними. При проведении дифференциально-сканирующей калориметрии образцов было выявлено уменьшение суммарного теплового эффекта с увеличением итерации переплава, что может свидетельствовать об общем снижении интенсивности взаимодействия карбида бора с алюминиевым расплавом.

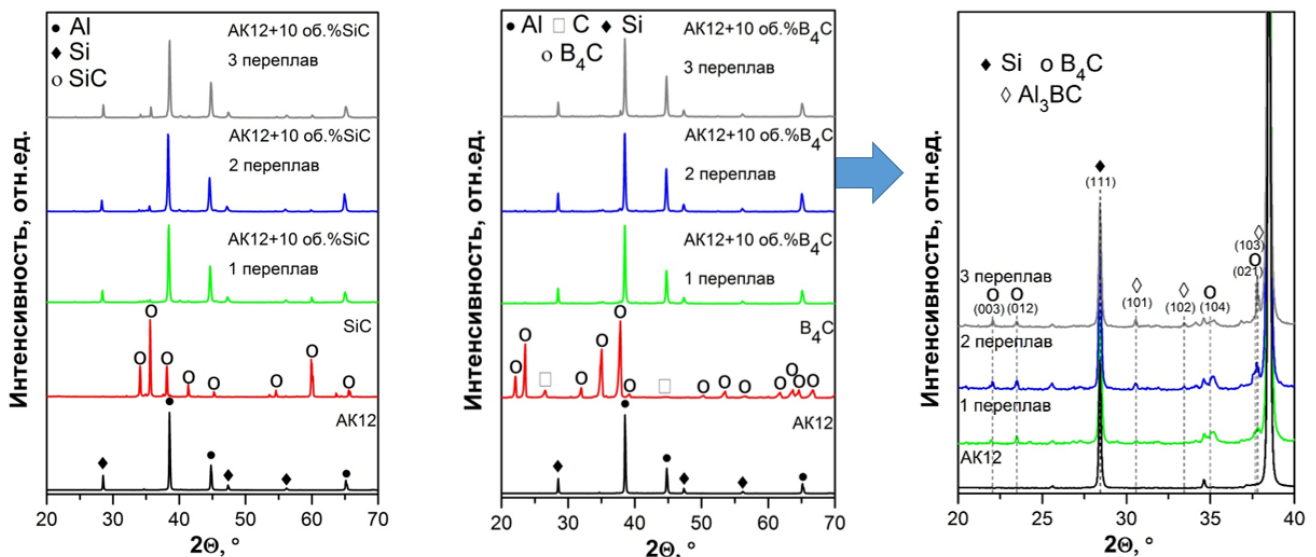


Рисунок 16 – Сравнительные данные рентгеновского фазового анализа литых алюминоматричных композитов систем Al-SiC и Al-B₄C на различных итерациях переплава

Включения фазы Al₃BC показывают тенденцию к образованию агломератов, не отрываются от поверхности частиц B₄C при повторных переплавах, кластеризуются вблизи частиц и не распространяются вглубь матричного материала. Размеры включений фазы Al₃BC, определенные как усредненное значение диаметра Ферета по различным участкам шлифов из разных частей слитка, на второй и третьей итерациях переплава имеют очень близкие значения, составляя $7,04 \pm 0,08$ мкм и $6,83 \pm 0,13$ мкм, соответственно. Вместе с тем, доля площади поверхности, занимаемая фазой Al₃BC, существенно увеличивается при повторных переплавах. В частности, на второй итерации переплава фаза Al₃BC занимает в среднем $3,26 \pm 0,23$ % площади шлифа, в то время как на третьей итерации занимаемая ей доля площади увеличивается до $7,35 \pm 0,67$ %.

При переплавах металломатричных композитов, содержащих одновременно керамические и интерметаллидные армирующие фазы (системы Al-Al₃Ti-SiC, Al-Al₃Ti-B₄C) было установлено, что многократные переплавы не оказывают для них существенного влияния на характер распределения частиц в структуре слитков. По-видимому, перераспределение частиц не происходит вследствие высокой вязкости композиционных суспензий, вызванной высокими значениями эффективной объемной доли гибридного армирования. Фазовый анализ композиционных сплавов АК12оч + 5 масс.% Ti + 10 об.% SiC показал наличие фаз матричного сплава и армирующих частиц, а также малоинтенсивных реплик Ti₃SiC₂ и нестехиометрических соединений алюминия с титаном. Для композита АК12оч + 5 масс.% Ti + 10 об.% B₄C, подвергнутого однократному переплаву, кроме фаз, характерных для матричного материала и армирующих частиц, фиксировали пики Al₈SiC₇ и Al₂Ti₄C₂. При этом доля фазы Al₂Ti₄C₂ увеличивалась с ростом числа повторных переплавок. Отмечено, что после второго переплава в значительной мере снижается интенсивность главного пика B₄C в районе 37,8°. Также фиксировали следы двойных соединений Al_{0,64}Ti_{0,36} и Al_{1+x}Ti_{1-x}.

Показано, что эндогенно-армированные композиционные материалы обладают большей способностью к рециклингу методом переплава в сравнении с экзогенно-армированными и комплексно-армированными. В особенности это касается композитов с эндогенными фазами кристаллизационного происхождения

(Al-Mg₂Si), переплавы которых не сопровождались какими-либо структурно-морфологическими изменениями армирующих компонентов.

Сформированы рекомендации по технологическим параметрам переработки отходов литых композиционных материалов методом переплава. Показано, что преобладающим фактором изменения физико-механических и эксплуатационных свойств литых металломатричных композитов при рециклинге методом переплава является продолжительность выдержки расплава.

В седьмой главе приведены сведения об использовании результатов работы в промышленности. Разработанные технологии плавки и литья комплексно-армированных композиционных материалов были освоены и внедрены в условиях ООО НТЦ «Композит» (г. Владимир) и ООО «Литейный завод ЛИТ-МАШ» (г. Шуя) при выпуске отливок ответственного назначения для нужд Ивановского силикатного завода (г. Иваново), ООО ВФ «Текс-Интер» (г. Ковров), ООО «УМСР-2» (г. Владимир) и других предприятий (рисунок 17). Реализованные в работе подходы к получению комплексно-армированных алюмоматричных композитов хорошо встраиваются в существующие технологические процессы на литейных предприятиях и не требуют существенных дополнительных капитальных вложений, связанных с приготовлением и разливкой сплавов и использованием различных методов литья в разовые и постоянные формы.



а



б



в



г

Рисунок 17 – Примеры отливок ответственного назначения, изготовленных из литых комплексно-армированных композиционных материалов: втулки для экскаваторной техники (*а*); тормозные колодки для промышленного железнодорожного транспорта (*б*); заготовки крылаток для текстильных машин (*в*); рабочие колеса (*г*)

Приведены общие рекомендации по использованию оборудования и оснастки для практической реализации разработанных технологических решений. Показано, что предлагаемые решения не требуют организации специализированных производственных участков и могут быть адаптированы к текущим объемно-планировочным и организационно-техническим решениям, реализованным на конкретном предприятии.

Экономический анализ ожидаемой эффективности внедрения литых комплексно-армированных алюмоматричных композиционных материалов для изготовления отливок ответственного назначения проведен на основе моделирования денежных потоков от производства единичного изделия. Показана возможность получения общего ожидаемого экономического эффекта от внедрения разработанных технологий в размере 391,4 млн. рублей.

Показано, что внедрение разработанных технологических процессов не приводит к ухудшению условий труда по сравнению с таковыми в типовых цехах фасонного алюминиевого литья в разовые и постоянные формы. Промышленное получение литых композиционных материалов не требует специальных мер защиты рабочих мест в процессах плавки и литья.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В работе теоретически обоснована и экспериментально подтверждена совокупность научных положений и технологических решений, в комплексе позволивших создать новый класс литых композиционных материалов с управляемой структурой и прогнозируемыми свойствами для отливок ответственного назначения на основе разработки физико-химических основ и литейно-металлургических принципов их получения в условиях реализации различных схем экзогенного и эндогенного армирования. В частности:

1. Разработаны методологические принципы выбора легирующих элементов и армирующих фаз при синтезе литых комплексно-армированных композиционных материалов для отливок ответственного назначения. На основе многокритериального отсеивания сформирована номенклатура перспективных соединений для использования в технологиях экзогенного и эндогенного армирования алюминиевых сплавов.
2. Установлены физико-химические закономерности взаимодействия компонентов при получении комплексно-армированных композиционных материалов ($\text{Al-Al}_3\text{Ti-SiC}$, $\text{Al-Al}_3\text{Ti-B}_4\text{C}$, $\text{Al-Mg}_2\text{Si-Al}_3\text{Ti}$, $\text{Al-Mg}_2\text{Si-SiC}$, $\text{Al-Mg}_2\text{Si-B}_4\text{C}$) металлургическими методами.
3. По данным анализа построенных изотермических и политермических сечений многокомпонентных фазовых диаграмм выполнены прогнозные оценки межфазного взаимодействия основных легирующих элементов (Si, Mg, Cu) и титана как прекурсора для формирования эндогенных армирующих фаз Al_3Ti с экзогенными частицами SiC и B_4C в условиях литейно-металлургических процессов получения комплексно-армированных алюмоматричных композиционных материалов.
4. Разработаны технологические принципы получения литых комплексно-армированных композиционных материалов с учетом физико-химической природы и характера взаимодействия матричных сплавов с компонентами легирующего и армирующего комплексов. Предложены перспективные подходы к управлению структурно-морфологическими параметрами эндогенных армирующих фаз реакционного и кристаллизационного происхождения путем химических и физических воздействий.

5. Разработана классификация дефектов литой структуры композиционных материалов и выявлены причины и механизмы их формирования. Предложены и опробованы методики контроля качества литых композиционных материалов, основанные на автоматизированной количественной оценке равномерности распределения армирующих частиц и неразрушающей идентификации характерных видов дефектов литой структуры.
6. Сформированы технологические рекомендации по повышению качества слитков комплексно-армированных композиционных материалов, содержащих экзогенные частицы SiC или B₄C. Наименьшее содержание литейных дефектов в слитках фиксировали при механическом замешивании частиц фракции F150 (75-100 мкм) при скорости перемешивания 300 об/мин, температуре замешивания 850 °С, скорости подачи частиц в расплав от 0,04 до 0,06 г/с.
7. Разработаны научные основы и технологические принципы литейно-металлургической переработки и рециклинга моноармированных и комплексно-армированных алюмоматричных композиционных материалов различных систем (Al-SiC, Al-B₄C, Al-Al₃Ti, Al-Mg₂Si, Al-Al₃Ti-SiC, Al-Al₃Ti-B₄C, Al-Mg₂Si-Al₃Ti, Al-Mg₂Si-SiC, Al-Mg₂Si-B₄C). Выявлено влияние многократных переплавов на структуру (долевое содержание, дисперсность, распределение армирующей фазы, состояние межфазных границ и др.), механические и эксплуатационные свойства литых композиционных материалов на основе алюминиевых сплавов.
8. По результатам опытно-промышленных испытаний разработаны практические рекомендации по использованию литых композиционных материалов для изготовления отливок ответственного назначения с опробованием на промышленных предприятиях. На примере отливок различной номенклатуры для текстильного машиностроения, горнодобывающей техники и железнодорожного транспорта показана возможность получения общего ожидаемого экономического эффекта от внедрения разработанных технологий в размере до 391,4 млн. рублей. Показано, что промышленная реализация разработанных технологических процессов не приводит к ухудшению условий труда в литейных цехах.

Перспективы дальнейшего развития темы исследования.

Использование разработанных в диссертации научных положений позволяет целенаправленно управлять структурой литых композиционных материалов, содержащих экзогенные армирующие частицы и эндогенные фазы различного происхождения. Предложенные научные подходы могут быть распространены на другие матричные сплавы, в частности, на цинковой, оловянной и других основах. Дальнейшие исследования будут направлены на совершенствование технологических решений, обеспечивающих получение фасонных износостойких отливок повышенного качества из литых композиционных материалов с использованием специальных методов литья.

СПИСОК ОСНОВНЫХ ПУБЛИКАЦИЙ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ

Монографии

1. Панфилов А.А., Прусов Е.С., Кечин В.А. *Металлургия алюмоматричных композиционных сплавов: монография.* Владимир: Изд-во ВлГУ, 2017. 192 с.

Публикации в научных изданиях, индексируемых в Международных базах данных, перечень которых определен в соответствии с рекомендациями ВАК Минобрнауки РФ (Web of Science, Scopus, PubMed, MathSciNet, zbMATH, Chemical Abstracts, Springer, GeoRef)

2. Deev V.B., **Prusov E.S.**, Ri E.Kh. Microstructural Modification of In Situ Aluminum Matrix Composites Via Pulsed Electromagnetic Processing of Crystallizing Melt. *Non-Ferrous Metals*. 2023. No. 1. P. 36–40. (Web of Science, Scopus)
3. **Prusov E.S.**, Deev V.B., Aborkin A.V., Bokaryov D.V., Kireev A.V. Metallurgical Processes at the Recycling of Aluminum Matrix Composites Via Direct Remelting. *Metallurgist*. 2022. Vol. 66. No. 7-8. P. 989–1000. (Web of Science, Scopus)
4. **Prusov E.S.**, Kechin V.A., Deev V.B., Shurkin P.K. Thermodynamics of the Effect of Alloying of Phase Formation during Crystallization of Aluminum Matrix Composites with Exogenous Reinforcement. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2022. Vol. 63. No. 6. P. 631–640. (Web of Science, Scopus)
5. **Prusov E.S.**, Deev V.B., Aborkin A.V., Panfilov A.A., Kireev A.V. Formation of the Structure and Phase Composition of Cast Aluminum Matrix Composites during Multiple Remelting. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2022. Vol. 63. No. 6. P. 624–630. (Web of Science, Scopus)
6. **Prusov E.S.**, Deev V.B., Ri E.H. X-ray Computed Tomography of Cast Metal Matrix Composites. *Non-Ferrous Metals*. 2022. No. 2. P. 8–13. (Web of Science, Scopus)
7. Deev V.B., Ri E.K., **Prusov E.S.**, Ermakov M.A., Kim E.D. Influence of Parameters of Melt Processing by Nanosecond Electromagnetic Pulses on the Structure Formation of Cast Aluminum Matrix Composites. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2022. Vol. 63. No. 4. P. 392–399. (Web of Science, Scopus)
8. Deev V.B., **Prusov E.S.**, Ri E.H. Physical Methods of Processing the Melts of Metal Matrix Composites: Current State and Prospects. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2022. Vol. 63. No. 3. P. 292–304. (Web of Science, Scopus)
9. Bukharov D.N., Arakelyan S.M., **Prusov E.S.**, Panfilov A.A., Samyshkin V.D., Skryabin I.O., Osipov A.V. Model the structure of nano-modified aluminium alloy with the addition of boron carbide. *Journal of Physics: Conference Series*. 2021. Vol. 2131. No. 5. P. 052084. (Scopus)
10. **Prusov E.S.**, Shabaldin I.V., Deev V.B. Quantitative characterization of the microstructure of in situ aluminum matrix composites. *Journal of Physics: Conference Series*. 2021. Vol. 2131. No. 4. P. 042040. (Scopus)
11. **Prusov E.S.**, Deev V.B., Aborkin A.V., Ri E.K., Rakhuba E.M. Structural and Morphological Characteristics of the Friction Surfaces of In-Situ Cast Aluminum Matrix Composites. *Journal of Surface Investigation*. 2021. Vol. 15. No. 6. P. 1332–1337. (Web of Science, Scopus)
12. **Prusov E.S.**, Deev V.B., Shurkin P.K., Arakelian S.M. The effect of alloying elements on the interaction of boron carbide with aluminum melt. *Non-Ferrous Metals*. 2021. Vol. 50. No. 1. P. 27–33. (Web of Science, Scopus)
13. **Prusov E.S.**, Panfilov A.A., Kechin V.A. Formation of phase composition of aluminum matrix composites during mechanical activation and self-propagating high-temperature synthesis. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2020. Vol. 896. No. 1. P. 012089. (Scopus)
14. **Prusov E.**, Deev V., Kechin V. Selection of reinforcing phases for aluminum matrix composites using thermodynamic stability criterion. *Proceedings of the METAL 2020 – 29th International Conference on Metallurgy and Materials*. 2020. P. 1067–1072. (Web of Science, Scopus)

15. **Prusov E.**, Deev V., Shunqi M. Thermodynamic assessment of the Al-Mg-Si-Ti phase diagram for metal matrix composites design. *Materials Today: Proceedings*. 2019. Vol. 19. Part 5. P. 2005–2008. (Web of Science, Scopus)
16. Deev V., **Prusov E.**, Rakhuba E. Physical methods of melt processing at production of aluminum alloys and composites: Opportunities and prospects of application. *Materials Science Forum*. 2019. Vol. 946. P. 655–660. (Scopus)
17. **Prusov E.**, Deev V., Rakhuba E. Aluminum Matrix In-Situ Composites Reinforced with Mg₂Si and Al₃Ti. *Materials Today: Proceedings*. 2019. Vol. 11. Part 1. P. 386–391. (Web of Science, Scopus)
18. **Prusov E.**, Kechin V. General concept of cast metal matrix composites design. *Proceedings of the 73rd World Foundry Congress “Creative Foundry” (WFC 2018)*. 2018. P. 199–200. (Scopus)
19. **Prusov E.**, Deev V., Rakhuba E. Effect of superheat melt treatment on structure and mechanical properties of in-situ aluminum matrix composites. *Proceedings of the METAL 2018 – 27th International Conference on Metallurgy and Materials*. 2018. P. 1358–1362. (Web of Science, Scopus)
20. **Prusov E.S.**, Panfilov A.A., Kechin V.A. Role of powder precursors in production of composite alloys using liquid-phase methods. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2017. Vol. 58. No. 3. P. 308–316. (Web of Science, Scopus)
21. **Prusov E.**, Panfilov A., Kechin V. Synthesis and characterization of cast aluminum matrix nanocomposites. *Proceedings of the METAL 2017 – 26th International Conference on Metallurgy and Materials*. 2017. P. 1495–1500. (Web of Science, Scopus)
22. **Prusov E.**, Panfilov A. Influence of repeated remeltings on formation of structure of castings from aluminum matrix composite alloys. *Proceedings of the METAL 2013 – 22nd International Conference on Metallurgy and Materials*. 2013. P. 1152–1156. (Web of Science, Scopus)
23. Panfilov A., **Prusov E.** Current state and trends of development of aluminum matrix composite alloys. *Proceedings of the METAL 2013 – 22nd International Conference on Metallurgy and Materials*. 2013. P. 1195–1199. (Web of Science, Scopus)

Публикации в научных изданиях из Перечня рецензируемых научных изданий, рекомендованных ВАК Минобрнауки РФ

24. **Прусов Е.С.** Ресурсосбережение при производстве и эксплуатации изделий из литых композиционных материалов // *Литейное производство*. 2023. №7. С. 28-34. (К3)
25. **Прусов Е.С.**, Кечин В.А., Деев В.Б. Формирование пористости при получении литых алюмоматричных композиционных материалов методом механического замешивания // *Литейное производство*. 2023. №5. С. 23-28. (К3)
26. **Прусов Е.С.**, Деев В.Б., Лесив Е.М. Взаимосвязь микроструктуры и механического поведения литых композиционных материалов с эндогенным интерметаллидным армированием // *Известия Юго-Западного государственного университета. Серия: Техника и технологии*. 2022. Т. 12. №4. С. 8-21.
27. **Прусов Е.С.**, Деев В.Б., Аборкин А.В., Бокарев Д.В., Лесив Е.М. Физико-химия рециклинга литых алюмоматричных композитов // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2022. Т. 19. № 2. С. 258-266.
28. **Прусов Е.С.**, Панфилов А.А., Аракелян С.М., Деев В.Б., Лесив Е.М. Технологические особенности получения литых алюмоматричных композиционных материалов с карбидом бора методом механического замешивания // *Литейное производство*. 2021. № 12. С. 12-16.

29. **Прусов Е.С.,** Деев В.Б., Власов А.В. Выбор компонентов литых металломатричных композитов по критерию удельной жесткости // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2021. Т. 18. № 1. С. 30-35.
30. **Прусов Е.С.,** Панфилов А.А., Деев В.Б. Особенности формирования структуры литых алюмоматричных нанокompозитов // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2021. Т. 18. № 3. С. 360-367.
31. **Прусов Е.С.,** Деев В.Б., Киреев А.В. Жидкофазный синтез металломатричных композитов гибридного состава // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2021. Т. 18. № 4. С. 511-519.
32. **Прусов Е.С.,** Деев В.Б., Власов А.В., Гурьев А.М. Оценка термомеханической совместимости компонентов литых металломатричных композитов // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2020. Т. 17. № 4. С. 495-501.
33. **Прусов Е.С.,** Деев В.Б., Рахуба Е.М. Влияние условий кристаллизации на формирование структуры композиционных сплавов // *Литейное производство*. 2019. № 3. С. 6-8.
34. Панфилов А.А., **Прусов Е.С.,** Кечин В.А. Особенности металлургических процессов при выплавке алюмоматричных композиционных сплавов // *Литейщик России*. 2018. № 11. С. 10-13.
35. **Прусов Е.С.** Развитие принципов рециклинга литых металломатричных композитов // *Литейщик России*. 2018. № 11. С. 23-27.
36. **Прусов Е.С.,** Кечин В.А. Синтез композиционных сплавов триботехнического назначения // *Металлургия машиностроения*. 2017. № 2. С. 34-37.
37. **Прусов Е.С.,** Панфилов А.А., Кечин В.А. Влияние условий плавки и литья алюмоматричных нанокompозитов на структуру литых заготовок // *Литейщик России*. 2017. № 4. С. 10-15.
38. **Прусов Е.С.** Программное обеспечение для термодинамического моделирования литейно-металлургических процессов // *Металлургия машиностроения*. 2016. № 5. С. 43-45.
39. **Прусов Е.С.** Применение компьютерной томографии для контроля качества литых материалов // *Металлургия машиностроения*. 2015. № 6. С. 38-40.
40. **Прусов Е.С.,** Панфилов А.А., Кечин В.А. Получение композиционных сплавов с использованием СВС-процесса // *Металлургия машиностроения*. 2015. № 4. С. 28-30.
41. **Прусов Е.С.** Компьютерная томография для задач трехмерного материаловедения // *Фундаментальные исследования*. 2015. № 5-2. С. 318-323.
42. Панфилов А.А., **Прусов Е.С.** Влияние повторных переплавов на изменение структуры литых заготовок из алюмоматричных композиционных сплавов // *Литейщик России*. 2013. № 12. С. 27-29.
43. Панфилов А.А., **Прусов Е.С.,** Кечин В.А. Проблемы и перспективы развития производства и применения алюмоматричных композиционных сплавов // *Труды НГТУ им. Р.Е. Алексеева*. 2013. № 2 (99). С. 210-217.
44. Панфилов А.А., **Прусов Е.С.,** Кечин В.А. Современные методы получения алюмоматричных композиционных сплавов и перспективы их применения в автомобилестроении // *Литейщик России*. 2013. № 10. С. 17-20.
45. Кечин В.А., **Прусов Е.С.,** Панфилов А.А., Коробков М.Б. Металломатричные композиционные сплавы: современное состояние и перспективы // *Литейщик России*. 2013. № 12. С. 14-18.
46. **Прусов Е.С.,** Панфилов А.А., Кечин В.А., Гаврилин И.В. Перспективы применения алюмоматричных композиционных сплавов в машиностроении // *Литейщик России*. 2012. № 9. С. 16-19.

Патенты на изобретения и полезные модели, свидетельства на базы данных и программы для ЭВМ

47. Свидетельство о регистрации базы данных RU 2022623568. Атлас структур литых металломатричных композиционных материалов после наложения физических воздействий на расплавы / Деев В.Б., **Прусов Е.С.**, Ри Э.Х. Заявка № 2022623453 от 07.12.2022; опубл. 20.12.2022.
48. Свидетельство о регистрации программы для ЭВМ 2021619286. Программа для математической оценки степени равномерности распределения армирующих частиц в структуре композиционных материалов / Шабалдин И.В., **Прусов Е.С.** Заявка № 2021618320 от 02.06.2021; опубл. 08.06.2021.
49. Патент на полезную модель 198414 U1. Устройство для получения литых композиционных сплавов / **Прусов Е.С.**, Деев В.Б., Ткач Д.А. Заявка № 2019114396 от 07.05.2019; опубл. 06.07.2020.
50. Свидетельство о регистрации программы для ЭВМ RU 2019612692. Программа для выбора компонентов металломатричных нанокомпозитов / **Прусов Е.С.** Заявка № 2019611452 от 15.02.2019; опубл. 26.02.2019.
51. Свидетельство о регистрации базы данных RU 2019620783. Термодинамические характеристики процессов взаимодействия карбидных фаз с алюминием / **Прусов Е.С.** Заявка № 2019620709 от 07.05.2019; опубл. 20.05.2019.
52. Свидетельство о регистрации базы данных RU 2019620841 Термодинамические характеристики процессов взаимодействия боридных фаз с алюминием / **Прусов Е.С.** Заявка № 2019620718 от 07.05.2019; 23.05.2019.
53. Свидетельство о регистрации базы данных RU 2019620807. Термодинамические характеристики процессов взаимодействия нитридных фаз с алюминием / **Прусов Е.С.** Заявка № 2019620707 от 07.05.2019; опубл. 22.05.2019.
54. Свидетельство о регистрации программы для ЭВМ RU 2016615367. Расчет термодинамических характеристик металлургических реакций / **Прусов Е.С.**, Тюленев Н.Ю. Заявка № 2016612861 от 30.03.2016; опубл. 23.05.2016.
55. Патент на изобретение RU 2492261 С1. Литой композиционный сплав и способ его получения / **Прусов Е.С.**, Панфилов А.А., Кечин В.А. Заявка № 2011154300/02 от 28.12.2011; 10.09.2013.

Подписано в печать «___» _____ 2023 г.
Формат 60x84/16. Усл. печ. л. 2,09. Тираж 100 экз.

Заказ _____
Издательство

Владимирского государственного университета
имени Александра Григорьевича и Николая Григорьевича Столетовых.
600000, г. Владимир, ул. Горького, д. 87.