

Министерство образования и науки Российской Федерации
Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение
высшего образования
«Санкт-Петербургский горный университет»

На правах рукописи

Алаттар Абоелкхаир Лоан Абоелкхаир



ФОРМИРОВАНИЕ ПОВЫШЕННЫХ
ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ
КОНСТРУКЦИОННЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Cu

Специальность 05.16.02– Металлургия черных, цветных и редких металлов

Диссертация на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель:
доктор технических наук, доцент
Бажин В.Ю.

Санкт-Петербург – 2022

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	4
ГЛАВА 1 АНАЛИТИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ И СОСТОЯНИЕ ПРОИЗВОДСТВА.....	10
1.1 Обзор современных методов получения композиционных сплавов и материалов.....	10
1.2 Особенности выбора матричного материала.....	21
1.3 Выбор армирующего материала - карбида бора (B_4C).....	34
1.4 Патентное исследование в области производства композиционных материалов.....	38
1.5 Выводы по главе 1.....	43
ГЛАВА 2 МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ И ОБРАБОТКА РЕЗУЛЬТАТОВ ЭКСПЕРИМЕНТА.....	45
2.1 Основные характеристики материалов и лабораторная установка	45
2.2 Технологическая схема опытов и характеристики основного оборудования	52
2.3 Методы обработки полученных результатов.....	53
2.4 Особенности микроструктурного исследования.....	55
2.5 Механические испытания образцов и характеристики оборудования.....	60
2.6 Выводы по главе 2.....	61
ГЛАВА 3 РАЗРАБОТКА И ОБОСНОВАНИИ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ КОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ВВОДЕ КАРБИДА БОРА В СПЛАВ AL-CU.....	62
3.1 Влияние размера частиц карбида бора на плотность.....	62
3.2 Влияние соотношения добавок карбида бора на плотность.....	64
3.3 Влияниестепени нагрева частицы карбида бора на пористость.....	65
3.4 Обоснование выбора содержания частиц карбида бора в композитном расплаве при различных скоростях перемешивания расплава	70
3.5 Оценка влияния коэффициента термического расширения	71
3.6 Выводы по главе 3.....	76
ГЛАВА 4 ПОВЫШЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АЛЮМО-МАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ ПРИ ВВОДЕ ЧАСТИЦ КАРБИДА БОРА В УСЛОВИЯХ СОВМЕЩЕННОГО ЛИТЬЯ И ШТАМПОВКИ С ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ТЕРМООБРАБОТКОЙ СТАРЕНИЕМ.....	77
4.1 Разработка технологии получения композиционного алюминиевого сплава с частицами карбида бора.....	77
4.2 Результаты механических испытаний алюмо-матричных сплавов с различным содержанием карбида бора.....	80
4.3 Механические характеристики материалов после термообработки образцов старением	85

4.4	Микроструктурный анализ композиционных заготовок.....	89
4.5	Выводы по Главе 4.....	93
ЗАКЛЮЧЕНИЕ.....		95
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ.....		97
ПРИЛОЖЕНИЕ А Патент на изобретение		110

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность работы. В последнее время сохраняется устойчивая тенденция использования композиционных алюмо-матричных сплавов и лигатур, изделия из которых имеют уникальные механические свойства и высокие эксплуатационные характеристики для использования в различных отраслях промышленности, не уступающих подобным стальным заготовкам. Известны исследования композиционных материалов КМ на основе алюминиевых сплавов, армированных частицами SiC, Al₂O₃, которые показывают возможность разработки новых сплавов с более высоким комплексом свойств. Также, ввод в расплав таких соединений, как SiO₂, BN, Si₃N₄, которые имеют более низкий коэффициент термического расширения КТР, чем кремний (менее $4,5 \cdot 10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$), что позволяет использовать их в качестве армирующих частиц. При модифицировании алюминиевых сплавов керамическими материалами (оксидами, карбидами и нитридами) могут проявляться недостатки, выраженные в дефектах структуры, такими как водородная пористость, нестабильность структуры и ее неоднородность. Причиной таких явлений принято считать низкую смачиваемость частиц расплавом, и ликвацию керамических порошковых материалов. Для стабилизации характеристик и свойств композитных сплавов, требуются разработки новых технологических решений, способствующих повышению качества и выходу годной продукции, а также поиск принципиально новых конструкционных материалов со специальными свойствами.

Объектом исследования является технология производства высокопрочных алюминиевых сплавов легированных медью Al-Cu при вводе частиц карбида бора, а предметом исследования являются заготовки из композиционного материала системы Al-Cu-B₄C. Перспективны для внедрения в массовое производство технологии композиционных сплавов на основе жаропрочной и теплопроводной матрицы с внедрением в нее армирующих частиц, имеющих более низкое термическое расширение по сравнению с материалом матрицы. Актуальной является разработка экономически эффективной технологии производства алюминиевых сплавов системы Al-Cu-B₄C с равномерной структурой и высокими механическими свойствами для эксплуатации изделий в экстремальных условиях и химически агрессивных средах.

Степень разработанности темы исследования.

Известны разработки АО ВИС, АО ВАМИ, НИТУ МИСИС, АО ВИАМ, ФГУП ВИАМ, Института твердого тела УрО РАН, Института силикатов Санкт-Петербургского отделения РАН, и известных зарубежных компаний Rio Tinto Alcan, Moltech, Hydro Aluminium и др. Значительный вклад в развитие теории и практики разработки технологий получения матричных композиционных сплавов на основе алюминия внесли российские специалисты и

ученые: Напалков В.И., Александровский С.В., Сандлер Р.А., Добаткин Л.Н., Сизяков В.М., Бажин В.Ю., Ворожцов А.Б., Белов Н.А., Алабин А.А., Панфилов А.В., Амосов А.П., Кечин В.А., Солнцев Ю.П., Жуков А.А., а также зарубежные ученые Flemings M., Dmschusterrp R., Weisinger M.D., McDanel, R.W. Jech, Weeton J.W., Eshelby J.D.

Выполненное исследование соответствует Стратегии развития минерально-сырьевой базы РФ до 2035 года, где приоритетным является решение вопросов по созданию и применению новых типов материалов на стыке отраслей наук.

Цель работы. Разработка технологии производства заготовок с высокими теплофизическими и механическими характеристиками из композиционных алюминиевых сплавов при вводе частиц карбида бора.

Основные задачи исследований:

- Аналитическое исследование особенностей модифицирования алюминиевых сплавов керамическими частицами различного типа и состава. Научное обоснование выбора карбида бора в качестве армирующих частиц для алюминиевого сплава Al-Cu;
- Патентное исследование технологии производств композиционных материалов при вводе керамических частиц различного количества и состава;
- Выбор и обоснование условий предварительной подготовки и нагрева частиц B_4C , скорости перемешивания и температурного режима при их вводе в расплав;
- Изучение закономерностей формирования структуры композиционного сплава при вводе карбида бора с содержанием частиц в расплаве в интервале 2-7%;
- Исследование микроструктурных изменений алюмо-матричных композитных заготовок, полученных совмещенным способом литья и штамповки, при их последующей термической обработке;
- Изучение механических свойств заготовок (предел прочности на разрыв, относительное удлинение, микротвердость по Виккерсу), полученных при различных технологических режимах.
- Разработка технологии производства композиционных материалов на основе системы Al-Cu- B_4C .

Научная новизна работы:

Научно-обоснован выбор ввода частиц карбида бора в матрицу алюминиевого сплава Al-5%Cu при различных параметрах:

- При изучении влияния различных скоростей перемешивания расплава на показатель пористости и уровень ликвации было обнаружено, что при скорости вращения

мешалки от 360 до 410 оборотов в минуту, обеспечивается наиболее равномерное распределение частиц в расплаве.

- Изучены закономерности влияния технологических параметров при вводе керамических частиц B_4C в алюминиевый сплав на микроструктуру, тепловое расширение, и механические свойства сплава $Al-5\%Cu$, полученных предварительным механическим перемешиванием частиц, литьем и последующей кристаллизацией под давлением при штамповке в состоянии жидко-твердой фазы;

- Доказано, что кристаллизация под давлением (совмещенный способ литья и штамповки) после механического перемешивания частиц B_4C приводит к значительному снижению водородной пористости, низкой ликвации, и образованию интерметаллических фаз со смачиваемостью 80-90% на границе раздела «матрица-частица».

- При микроструктурном исследовании установлено, что во время кристаллизации расплава в жидко-твердом состоянии, образующиеся и растущие дендриты смещают частицы карбида бора в глубину расплава по краям эвтектик.

- Модифицированные алюминиевый сплавы, армированные частицами карбида бора со средним размером 5 мкм, имеют низкий коэффициент термического расширения, у которых в интервале температур 20-200°C величина теплового расширения составляет $(19-20) \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$.

- Установлено, что предварительная термическая обработка карбида бора в температурном интервале 220-250 °C обеспечивает равномерное распределение армирующих частиц в микрообъеме матрицы, что приводит к однородности микроструктуры, и улучшению механических свойств, что подтверждается микроскопическим исследованием структуры исследуемых образцов.

- Образцы сплава, полученные методом совмещенного литья и штамповки, на основе матрицы $Al-5\% Cu$ при вводе частиц B_4C до 5%, имеют более высокие (по сравнению со сплавом, взятым за основу) показатели микротвердости (113-115 HV), предела прочности на растяжение (~180 МПа).

-

Теоретическая и практическая значимость работы

Разработана и научно-обоснована технология производства высокопрочных алюминиевых сплавов с заданным уровнем свойств (Патент РФ № 2750658), модифицированных частицами карбида бора. Разработанный способ получения композиционного сплава позволяет получить образцы, которые имеют более высокий предел текучести, чем у изделий из стандартного поршневого силумина $AK12MgH$ ($\sigma_{0,2} = 221 \text{ МПа}$), что дает возможность замены некоторых

стальных деталей в машиностроительной и автомобильной отрасли Египта, на детали и узлы из новых полученных материалов, произведенных в компании *Egypt Aluminum Company* (Египетская алюминиевая компания).

Получен акт о внедрении результатов диссертационного исследования от 28.01.2022 в учебный процесс кафедры металлургии при изучении дисциплины «Металлургия легких металлов» и «Металлургические технологии производства и обработки металлов» для студентов Горного университета по направлению подготовки 22.03.02 «Металлургия».

Методология и методы исследований:

Теоретические исследования основаны на физико-химических закономерностях взаимодействия алюминия и композиционных материалов в различных термодинамических условиях. Экспериментальное исследование проводились на специальном лабораторном стенде в различных технологических условиях в Центре переработки минерального сырья и в лабораториях компании *Egypt Aluminum Company*. Предварительный нагрев керамических частиц осуществляли в муфельной печи Moltech. Плавку, литье, и штамповку производили на литейном комплексе Hazellet. Полученные образцы сплавов при различном содержании карбида бора B_4C , подвергали механической обработке и травлению для проведения микроструктурного анализа на сканирующем электронном микроскопе LECO LX 31. Световой оптический микроскоп (LECO LX 31) соединен с камерой (Рах sam) с программным обеспечением для анализа изображений (Рах-it). В ходе исследования проводили механические испытания на растяжение для 4-х образцов размерами 30x60 мм, которые выполняли на разрывных машинах компании «АНАЛИТ» марки «Shimadzu» в соответствии со стандартами ASTM для разного состава композитного сплава. Для микроструктурного анализа использовались СЭМ устройства модели FEI INSPECT S50 и испытания на сухой износ при скольжении, которые производили для различного количества образцов с помощью штифтовой дисковой машины (Wear & Friction Monitor TR-20), компании DUCOM в лаборатории Таббинского института металлургических исследований (Египет).

Положения, выносимые на защиту:

1. При вводе в алюминиевый сплав Al-Cu (в интервале температур 850-920°C) предварительно подогретых до 250°C частиц карбида бора 5 мас. %, обеспечивается минимальная водородная пористость 4-6 %, и максимальная смачиваемость частиц композита до 80-90% при сохранении высоких показателей теплопроводности полученных заготовок.

2. В условиях совмещенного литья и штамповки алюмо-матричного сплава системы Al-Cu- B_4C , и последующей термообработки заготовки при 270 °C, с выдержкой образцов в течение

9 часов, достигается равномерная мелкозернистая структура заготовок и высокие механические характеристики (предел прочности на разрыв равен 170 МПа, микротвердость 115-120 HV, относительное удлинение 20-25%).

Степень достоверности результатов исследования обусловлена использованием современных технических средств измерений и цифровой компьютерной техники, созданных экспериментальных установок и обобщение данных проведенных промышленных испытаний при помощи обработки результатов с использованием цифровых модулей программного обеспечения, вновь созданных экспериментальных установок с обобщением параметров испытаний, проведенных на российских и египетских производствах алюминиевых сплавов и деталей из них.

Апробация результатов:

Первая международная конференция по материаловедению и применению (ICMSA 2019) Египет, Шарм Эль Шейх 2019; Конференция IOP, Международный семинар - (MIP: Engineering -2019) Красноярск, Россия, 4-6 апрель 2019 г; Конференция The XVI International Forum-Contest of Students and Young Researchers “Topical Issues of Rational Use of Natural Resources”, Международный семинар, Санкт-Петербургский Горный Университет, Санкт-Петербург, Россия, 17-19 июня 2020; Конференция II Международный форум "Ключевые тренды в композитах: наука и технологии", Международный семинар, Ассоциация технических университетов, Москва, Россия, 20 ноября 2020; Международный симпозиум “Нанозифика и наноматериалы” Санкт-Петербург, Россия 24-25 ноября 2021.

Личный вклад автора

заканчивается в: построения задач и плана исследований, литературном обзоре в области направления исследования, подготовке и проработке методологий, экспериментальном лабораторном исследовании, обработке полученных данных, предложении нового научно-технического решения по разработке композиционных материалов системы Al-Cu-B₄C, постановке целевых свойств композитов, подготовке материалов к публикации в ведущих российских и зарубежных изданиях.

Публикации по работе

Результаты диссертационной работы в достаточной степени освещены в 7 печатных работах, в том числе в 1 статье - в издании из перечня рецензируемых научных изданий, в

котором должны быть опубликованы основные научные результаты диссертаций на соискание ученой степени кандидата наук, на соискание ученой степени доктора наук (далее – Перечень ВАК), в 3 статьях - в изданиях, входящих в международную базу данных и систему цитирования Scopus. Получен 1 патент.

Структура работы

Диссертация состоит из оглавления, введения, 4 глав с выводами по каждой из них, заключения, списка литературы, включающего 151 наименование. Диссертация изложена на 110 страницах машинописного текста, содержит 40 рисунков и 18 таблиц.

ГЛАВА 1 АНАЛИТИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ АЛЮМО-МАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ И СОСТОЯНИЕ ПРОИЗВОДСТВА

1.1 Обзор современных методов получения композиционных сплавов и материалов

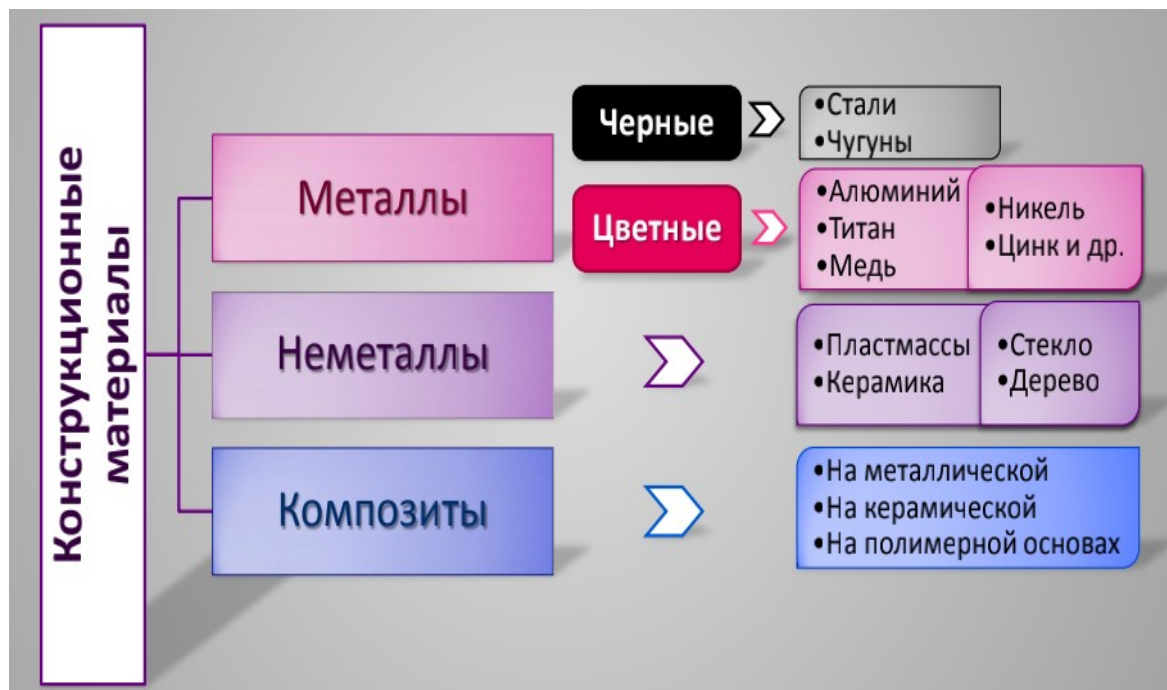
В последнее время возникла необходимость создания новых видов техники с высокими эксплуатационными характеристиками и облегченной конструкцией для решения задач по энергосбережению и энергетической эффективности в некоторых отраслях промышленности. Наиболее рациональным путем в этом направлении является использование легких сплавов в качестве основы для получения прочных узлов и деталей взамен стальным изделиям. В этой связи, перспективным является получение материалов из композиционных сплавов, когда керамические и оксидные частицы создают в алюминиевой матрице каркас для придания заготовке уникальных механических свойств. Для решения задач и разработки новых материалов развиваются практики получения комбинированных сплавов за счет сочетания физико-химических особенностей и принципов материаловедения, когда применяются знания на стыке нескольких наук. Это позволяет разрабатывать материалы и обеспечивает развитие базы знаний технических наук для всей инженерии. Пример сочетания, интеграции и объединения нескольких научных направлений представлен на рисунке 1.1 в виде классификации материалов будущего [89, 114, 146].



Рисунок 1.1 – Классификация композиционных материалов по признакам и свойствам

Классификация конструкционных материалов и технологии их обработки представлена на рисунке 1.2. Инженерные конструкционные композиционные материалы ККМ в широком диапазоне можно классифицировать по признакам:

- Матричная основа - черные металлы.
- Матричная основа - цветные металлы (алюминий, магний, медь, титан, никель).
- Армированные пластмассы (термопласты, термореактивные материалы, с углеродами).
- Керамические оксидные материалы, искусственные графиты и корунд.
- Композитные материалы с вводом карбидов и оксидов в металлическую матрицу.
- Наноструктурированные материалы с вводом фуллеренов.



Рисунке 1.2 – Классификация конструкционных материалов КМ по введенным модификаторам

Конструкционные материалы для последующего их использования и эксплуатации в первую очередь выбираются на основе уровня их механических, физических, химических и производственных свойств. Второстепенными факторами, которые следует учитывать при разработке новой технологии получения КМ, являются стоимость порошковых материалов и доступность, их внешний вид, срок службы и пригодность для вторичной переработки.

Металлические материалы обладают специфическими свойствами, такими как пластичность и прочность, которые в чистых материалах являются принципиально разными по значению. Благоприятными характеристиками и особенностями металлических материалов являются твердость, устойчивость к коррозии, хорошая теплопроводность и

электропроводность, свойство магнетизма и т.д., поэтому одной из задач при разработке новых материалов является необходимость сохранения уровня свойств матричной основы.

В качестве композиционных алюминиевых сплавов известны Al–Cu–Mg и Al–Zn–Mg–Cu, способные к дисперсионному затвердеванию. При использовании металлов и сплавов для КМ нужно учитывать наличие газовых включений (C, N₂, O₂) и неметаллов, которыми они насыщаются непосредственно во время производства [115,147].

Атомы в металлах и их сплавах, как правило, расположены упорядоченно и по сравнению с керамическими материалами и полимерами находятся в состоянии плотной упаковки в состоянии ближнего порядка. Касательно механических характеристик, эти материалы являются относительно твердыми и прочными, но при этом они должны быть и пластичными (т.е. способными к большим усилиям и деформациям без разрушения) и устойчивыми к разрушению, что и объясняет их широкое применение в конструкциях [45,4].

Металлы являются чрезвычайно хорошими проводниками электричества и тепла, и ввод композиционных частиц не должен кардинально изменять эти свойства. Кроме того, металлы достаточно прочны, но при этом деформируемы, что объясняет их широкое применение в конструкциях вместе с керамическими частицами [23, 142]. По этим признакам, алюминий и медь весьма приоритетны в выборе матричной основы, поскольку в большинстве случаев сохраняют свои свойства после ввода модификатора.

Существуют материалы, в которых при резком затвердевании с одновременным вводом керамических частиц возникают квазиравновесные структуры, упрочняющие матрицу, уже в условиях кристаллизации. Это также представляет интерес для данного объекта исследования. Квазикристаллы в условиях литья в твердом состоянии образуют промежуточную упорядоченную структуру, обладающую частично свойствами, как самого материала матрицы, так и вводимого порошка карбида, оксида или нитрида [9]. Это сродство обеспечивает устойчивые уровни пластичности и твердости, что весьма проблематично при производстве стандартного алюминиевого сплава.

Металлические материалы содержат большое количество нелокализованных электронов, то есть эти электроны не связаны с определенной группой атомов. Многие свойства металлов напрямую связаны с этим электронным строением косвенно. Дополнительный ввод легирующего элемента в основную матрицу, как в нашем случае, ввод меди в алюминий, улучшит электрические свойства и магнитные свойства и упорядочит микроструктуру [74]. Это создает условия для легирования в основной матричный сплав, и может изменить свойства даже на локальном уровне (микрообъеме).

Композитные материалы формируются путем объединения двух или более материалов, обладающих иногда совершенно разными свойствами. С другой стороны, ввод различных по

свойствам и структуре материалов обеспечивает комплексное воздействие на основной материал (сплав), меняя структуру дальнего порядка, и придавая композитному сплаву уникальные свойства. Важным является то, что композит или порошковый материал может изменять состав и свойства или создавать локальные области переходных состояний при контакте поверхности с алюминиевым сплавом, образуя комплексные или интерметаллические соединения, которые могут выступать центрами кристаллизации за счет большой разницы в температурах плавления. В некоторых случаях даже при локальном перегреве внутри композита можно легко обнаружить различные материалы отличные друг от друга, которые не растворяются и не смешиваются друг с другом [12, 28]. Как правило, композитный материал, упрочненный *insitu* состоит из каркасного материала (волокон, порошков, дисперсных частиц, нанотрубок или наполнителей), в структуре матрицы на металлической, полимерной или керамической основе. Матрица удерживает и стабилизирует армирующие частицы, способствует формированию желаемой формы и структуры, в то время как само армирование улучшает общие механические свойства матрицы [62, 145]. При правильном выборе и условиях ввода армирующего соединения в расплав, новый комбинированный материал имеет более высокий уровень прочности, чем отдельный или исходный материал [42, 138], при этом эффективно используются индивидуальные свойства компонентов состава. Эти факторы также необходимо учитывать в выборе модификатора.

По внешним признакам и характеру упрочнения алюминиевой матрицы частицами КМ подразделяются на: 1) волокнистые (ввод волокон и нитевидных кристаллов); 2) дисперсионно-упрочненные (замешивание дисперсных частиц и отвердителей); 3) слоистые (прессование, штамповка или прокатка разнородных материалов).

Представляют интерес композиты, включающие эвтектические сплавы, получаемые направленной кристаллизацией эвтектических структур [29]. В данном случае, эвтектики являются мостиковыми связями всего армирующего каркаса, образуя равномерную упорядоченную структуру по всему объему сплава и лигатуры.

Свойства КМ определяются свойствами образующих его промежуточных и интерметаллических фаз, размерами и формой включений, условиями совмещения матрицы и включений. Для создания композиций со специальными свойствами (магнитными, диэлектрическими, радиопоглощающими, антифрикционными и др.) в зависимости от назначения и требуемой прочности, варьируется объемное содержание различных компонентов в алюминиевом сплаве [121].

Актуальность разработки инновационных технологических решений обусловлена прогрессом разработке новых спец материалов и сложных технических систем при имеющихся сырьевых ресурсах. Для этого необходимы фундаментально ориентированные исследования,

которых сейчас недостаточно. В настоящее время, в первичных стадиях состоянии находится применение «зеленых» технологий и технологий искусственного интеллекта.

Технико-экономические показатели производства отражают соответствие механических характеристик и стоимости материалов, а также фактических затрат на это производство. Взаимосвязь металлургической, технологической и конструкторской научно-обоснованных направлений, на стыке и интеграции нескольких наук, что позволяет решать проблемы создания новых композитных материалов [5, 55].

Рациональный подход к созданию перспективных композиционных материалов невозможен без всестороннего понимания металлургических и технологических проблем. Свойства компонентов, входящих в матричный состав (их соотношение, размер, форма и межосевое расстояние между частицами затвердевшего материала), и оказываемые ими изменения создают набор физико-механических свойств, которые можно учитывать заранее [15, 100]. По вводимым извне упрочняющим компонентам можно выделить два основных вида материалов: дисперсионно-упрочненные и армированные волокном и упрочнение частицами с развитой поверхностью [7, 120]. Другим необходимым условием разработки композита является отсутствие между компонентами сильных химических связей, только тогда дисперсные частицы не являются упрочняющей фазой, а играют роль наполнителя [80]. В таком случае, дисперсная фаза усиливает сжатие матрицы, деформируется в пластичных композитах, и обеспечивает упрочнение даже в хрупких композитах.

Взаимодействие армирующего вещества и алюминиевой матрицы должно сопровождаться хорошей адгезией (сцеплением разнородных поверхностей тел). Поэтому, использование B_4C является привлекательным армирующим материалом из-за его превосходной химической и термической стабильности; и самое главное, B_4C обладает меньшей плотностью, более высокой твердостью и хорошими свойствами сцепления с алюминием по сравнению с Al_2O_3 и SiC .

Современные исследования фундаментальной природы материалов и лучшее понимание взаимосвязей их структурных свойств, продвинуло разработки новых композиционных сплавов с несвойственными физико-механическими особенностями отдельных компонентов [50, 148]. К примеру, армирование тонкодисперсными порошками повышает эксплуатационные характеристики материалов, которые ранее такими свойствами не обладали. Развитию производства композиционных материалов благоприятствует обширный выбор материалов из карбидов, нитридов и оксидов, что расширяет использование этих материалов в различных сферах применения для отраслей [73].

Важность таких инженерных решений, как создание композиционных материалов подтверждается тем фактом, что при существовании около 1600 типов материалов, доступных на рынке, более 12% являются композиционными [6].

В самом простом и обширном смысле композиты классифицируются по (i) матричному материалу и (ii) структуре композита (рисунок 1.3). Природные композиты, такие как целлюлоза, корунд и стекло имеют естественное происхождение, и ранее рассматривались для ввода в качестве модификаторы. Известно существование композитов, когда упрочнение задается геометрией армирования на матричной основе, развитой поверхностью. В данной работе, матрицей является алюминиевый сплав легированный медью, а форма и дисперсность частиц задается после их классификации на ситах, упорядочивая их геометрические параметры [37].

Виды многофазных композитов в зависимости от материала матрицы принято разделять на четыре категории:

- а) Полимерно-матричные композиты.
- б) Керамико-матричные композиты.
- в) Металло-матричные композиты.
- г) Углеродные композиты с углеродной матрицей.



Рисунок 1.3 – Классификация композитов по структуре, составу и свойствам

Привлекательность новых композиционных материалов состоит в том, что новые данные исследований находят и определяют замену для некоторых стальных изделий, поскольку не уступают им по своим физико-химическим параметрам. Основной целью разработки конструкционных материалов остается повышение прочностных свойств, а также исключение менее пригодных материалов, особенно в условиях эксплуатации. Как отмечается в работе [116], по мере изменения механических свойств (прочность, предел прочности) металлических материалов, резко снижается пластичность этих материалов и повышается деструктивность.

Алюминий, выбранный в качестве основной матрицы КМ для данного исследования сам по себе имеет некоторые ограничения. Описанная выше обратная пропорциональность свойств прочности и пластичности, когда при изменении значения одного показателя происходит резкое снижение другого, что сужает область использования отливок в качестве конструкционных. Добавление высокопрочных соединений в состоянии второй фазы, обладающих большей прочностью, чем у основного состава может устранить этот недостаток. Соединения разнородных структур подразумевает создание нового композиционного материала, превосходящего исходные эксплуатационные характеристики [6].

Отличие метало-матричного композита (ММК) от неармированной матрицы состоит в высокой прочности с проявлением участков с повышенной микротвердостью, более высоком модуле упругости, более высокой рабочей температуре, улучшенной износостойкости, высокой электрической и тепловой проводимости, низком коэффициенте теплового расширения и высокой вакуумной стойкости к воздействию окружающей среды. При этом необходим обоснованный выбор материала матрицы и компонента армирования для достижения этих ожидаемых свойств. Функциональной особенностью матричной основы является передача и распределение нагрузки на армирующий материал (с необходимым учетом фактора наследственности структуры по В.А. Никитину), зависящей от адгезии. Сцепление матрицы с армирующим компонентом во многом определяется технологией изготовления. Классификация ММК в зависимости от геометрических характеристик упрочняющих элементов [44, 67, 83] представляется в виде трех категорий:

- Непрерывно-армированные композиты, содержащие непрерывные волокна или нити;
- Прерывисто-армированные композиты, с короткими волокнами, усами или частицами.
- Опорно-эвтектические композиты, включающие дополнительный сеточный каркас равномерно распределенных эвтектик с узловыми точками в виде частиц порошка.

Третий вариант представляется наиболее интересным. Композиты с такой металлической матрицей, как обсуждалось ранее, обладают специфическими свойствами, что является их особенностью, и главной альтернативой обычным материалам. Благодаря этим свойствам, металлические композиционные материалы (МКМ) позволяют выдерживать наибольшие нагрузки при повышенных температурах, и могут обладать стойкостью к агрессивным средам, что и необходимо для решения одной задач исследования.

Алюминиевая основа композиционного материала придает ряд таких индивидуальных эксплуатационных свойств, как низкая плотность, высокая усталостная прочность, высокая теплопроводность и износостойкость, контроль теплового расширения и т. д. [112,33].

После соответствующего выбора алюминиевого сплава, необходимо обосновать выбор армирующих частиц и их размерность, а также адаптацию свойств компонентов, необходимую для потребностей конкретной конструкции материала. От выбора таких составляющих и характеристик, как объемно-массовая доля принятому армирующему материалу и технология производства, зависят сами эксплуатационные характеристики и физико-механические особенности материала, т.к. при этом, изменяются следующие параметры: химический состав, кристаллическая структура, формы и размеры армирующих включений [24,93, 124].

Из всего следует, что МКМ объединяет одновременно свойства алюминиевой матрицы (низкая плотность, хорошая теплопроводность, пластичность) и свойства армирования, обычно керамического (высокая прочность и твердость, высокая износостойкость, низкий коэффициент теплового расширения) [93]. В данном исследовании учитываются именно такие свойства алюминиевой матрицы и частиц из карбидов.

Выбор металлической основы происходит путем подбора требуемых характеристик по значениям удельной прочности, микротвердости, износостойкости, усталостной стойкости и ползучести, коррозионной стойкости в определенных агрессивных средах. Оценка качества будущего композиционного сплава предопределяется наиболее близкими по значению и подходящими к выполнению требованиями к качеству материала [17, 149]. Наличие керамического армирующего компонента в алюминиевом сплаве позволяет изменять промежуточные свойства сплава (уровень пластичности, вязкости, трещиностойкость, теплопроводности, а также коэффициента теплового расширения). Разнообразие МКМ проявляется через характеристики:

- Армирующих свойств (форма, размер, ориентация и расположение частиц в микрообъеме).
- Заданного объема (массовой доли) армчастиц в матрице.
- Свойств матрицы (влияние водородной пористости и количества микропор).
- Свойств армирования по всему объему материала (распределение).
- Количества остаточных напряжений, возникающих в результате термической и структурной наследственности [123] при предварительной подготовке композита.
- Наличия разрушения армчастиц в результате химических реакций при высоких температурах, и количества механических повреждений при обработке, ударе и т. д [28].

По сравнению с металлическими лигатурами и заготовками у керамических композитов, есть следующие особенности:

- Более высокие отношения прочности к плотности и жесткости к плотности.
- Лучшая усталостная прочность и более низкая скорость ползучести.

- Лучшие свойства при повышенной температуре.
- Более низкие коэффициенты теплового расширения.
- Высокая износостойкость и радиационная стойкость.
- Повышенная температурная сопротивляемость и огнестойкость.
- Более высокая твердость и прочность.
- Отсутствие поглощения влаги и отсутствие выхода газов.
- Устойчивые значения электро- и теплопроводности [46].

При выборе и обосновании способов производства композиционных сплавов необходимо учитывать некоторые из недостатков металлического матричного композита по сравнению с чистыми металлами и низколегированными сплавами, и в частности, с недостатками керамических матричных композитов, заключающиеся в следующем:

- Более высокая стоимость некоторых составляющих сплава.
- Неотработанная технология и режимы плавки.
- Сложные методы изготовления и подготовки армированных систем.
- Ограниченный опыт использования [53].

Придание прочностных характеристик конструкционным материалам это основная задача при разработке нового способа производства КМ, таких как предел прочности на разрыв и предел прочности при растяжении, по мнению многих исследователей неизбежно вызывают противоречие в виде уменьшения пластичности (снижение относительного удлинения), когда склонность к разрушению увеличивается. При различном уровне механических свойств, падение альтернативных показателей за счет увеличения по одному показателю представляется существенным ограничивающим фактором. Использование, в данном случае сплавов, ориентированных на высокую прочность и твердость, но понижение других признаков, менее востребовано в качестве конструкционных материалов. Поэтому, во избежание потерь по другим показателям упрочнение алюминиевой матрицы различных составов создается путем распределения высокопрочных соединений второй фазы, прочнее, чем сама матрица.

Композиционные материалы на основе алюминиевой матрицы находят широкое применение во многих областях промышленности, таких как автомобилестроение, машиностроение и электротехника. Перспективная область внедрения композитов на основе алюминия – узлы и изделия в авиастроении [95, 119].

Алюминиевые композиционные сплавы наиболее склонны обработке давлением в широком диапазоне температур по сравнению с неармированными монолитными металлическими аналогами [9, 128].

В настоящее время разрабатываются КМ с матрицей алюминия с внедренными частицами карбида бора. Композиты с металлической матрицей, армированные карбидом бора, обладают очень хорошей твердостью, жесткостью, удельной прочностью и тепловыми свойствами, которые все более используются для изготовления головок цилиндров, поршней, вкладышей и тормозных двигателей [84]. Однако, необходимо учитывать и проводить анализ термического и химического расширения, т.к. существует повышенный риск структурных изменений при эксплуатации конструкционных металлоизделий [108].

Известно, что структурные изменения на микро- и макроуровнях можно устранить, используя материалы, которые минимально подвержены расширению (например, карбиды), а также изменениями структур за счет наноструктурированных наполнителей [32]. Обыкновенно, алюмо-матричные композиты (АМК) довольно перспективны в качестве используемых материалов для следующих агрегатов: пар трения судовых конструкций, вертолетов, нефтедобывающего оборудования, прокатных станков и станков [51].

В последнее время ведутся разработки композитов, армированных неорганическими волокнами высокой прочности и жесткости, вискерами и неорганическими частицами для ряда металлических и неметаллических матричных основ. Как правило, используют нитевидные неорганические волокна (SiC , SiO_2 , BN , Si_3N_4 , B_4C , Al_2O_3 , кварц) в виде субмикронных кристаллов, получаемых методом направленной кристаллизации или осаждением из паровой фазы на тонкую проволоку [129].

Известные методы производства дисперсно-упрочненных АМК включают использование жидкофазных технологий методами литья и твердофазных технологий, относящихся к порошковой металлургии. Известно, когда армирующая фаза может быть получена из фракционного глинозема методом центробежного окисления алюминия до наноразмера, или твердофазным спеканием гидроксида алюминия [13, 140]. В кристаллизующемся расплаве, как указывают авторы работы [60], особенно в жидко-твердом состоянии (ЖТС), керамические наночастицы обладают малой миграцией и колебаниями в ближнем порядке матрицы. Обнаруженный эффект позволяет повысить механические свойства заготовок и изделий при относительно малых объемах вводимых частиц.

Алюмо-матричные композиционные материалы (АМКМ) являются привлекательными инженерными материалами, поскольку их можно усилить путем селективного армирования. Несовершенство научно-технических подходов и необходимой глубины проработки превращений ограничивает получение композитов со стабильной и однородной структурой, т.к. присутствует большая степень сегрегации частиц в матрице. Ранее в работах было установлено, что литые алюмо-матричные композиционные сплавы обладают рядом таких свойств, как снижение массы изделий и повышение производительности при соответствующих проработках

технологий, и перспективны для создания специальных свойств принципиально новых конструкций. Анализ данных показывает, что для реализации заданного уровня физико-механических и эксплуатационных характеристик композиционных сплавов не существует рациональных методов снижения стоимости и повышения стабильности технологии производства и данный прогноз иногда является безосновательным [23, 143].

Как было описано ранее в исследованиях, разделение композитов по типам матрицы осуществляется на керамические (ККМ), полимерные (ПКМ), металлические (МКМ) и углерод углеродные (УУКМ), но также существуют и композиты с гибридной основой (ГКМ)[63, 88, 133]. Металлические композиционные материалы широко используются в качестве конструкционных, благодаря их технологическим преимуществам в сочетании с действием высоких температур, которым может быть подвержен МКМ во время эксплуатации, что также расширяет возможности их использования для охвата больших сфер деятельности [59, 141].

Различие дисперсно-упрочненных КМ от слоистых композитов выражается в ряде таких свойств, как анизотропия и простота изготовления (универсальность и технологичность). Лидирующим развитием в промышленности по простоте получения являются дисперсно-армированные металлоконструкционные материалы, особенно на основе алюминиевой матрицы. Ввод в структуру алюминиевых сплавов тугоплавких компонентов (кремний, титан, карбид бора, оксид алюминия, диборид титана), температура плавления которых превышает 2000°C придает КМ уникальные механические свойства (низкий удельный вес), и в особенности, устойчивость к работе при высоких температурах [34, 49].

Частицы карбидов при введении в алюминиевую матрицу снижают температуру ликвидуса алюминия на несколько сотен градусов за счет температуры плавления карбидов, которые становятся центрами кристаллизации и придают сплаву мелкодисперсную структуру при затвердевании. Это объясняется большим температурным градиентом и переохлаждением. Если частица имеет большую удельную поверхность, то этот фактор становится решающим фактором в изменении свойств из-за слияния межзеренного пространства [39]. Это является решающим в выборе карбида бора.

Известны методы изготовления дисперсионно-армированных композитов с алюминиевой матрицей – это твердофазные методы порошковой металлургии и жидкофазные литейные технологии [54]. Частицы карбидов титана, кремния или бора рекомендованы для создания качественных и энергоэффективных АМКМ. В кристаллизующемся расплаве, особенно в жидко-твердом состоянии (ЖТС), наблюдаются колебания в ближнем порядке матрицы керамических наночастиц при их небольшой миграции. Таким образом, даже незначительные объемы вводимых частиц в конечном итоге повышают механические свойства заготовок.

Охваченный анализ литературных данных, демонстрирует малые объемы промышленного применения АМКМ в основном из-за технико-экономических несовершенств. Нехватка научно-технических проработок (изучение наиболее представительных способов получения, необходимость контроля уровня ликвации частиц и недостатки в исследованиях превращений при затвердевании) не позволяет получение композитов с устойчивыми структурными показателями.

С экономической точки зрения, невозможно добиться низких уровней затрат (себестоимости на изготовление) и стабилизировать технологию серийности и масштабируемости производства, чтобы реализовать заданный уровень физико-механических и эксплуатационных характеристик композитов [68, 131].

В заключение стоит отметить существенную разницу в свойствах дисперсно-армированных КМ от слоистых композиционных материалов, в которых поддерживается изотропность конструкции при поддержания соответствующих углов между направлениями укладки. Дисперсионное армирование отличается анизотропией свойств из-за неравномерности распределения армирующих частиц и сложность контроля этого параметра. Алюминий, в качестве заполнителя для КМ выгоден рядом уникальных механических свойств: стойкость к высоким температурам, малый удельный вес. Армирование матрицы тугоплавкими высокопрочными фазами карбида кремния, титана или бора, температура которых колеблется в пределах 2000°C, а также оксида алюминия, и борида титана довольно выгодно и позволяет создавать уникальные композиции [48, 66].

1.2 Особенности выбора основы матричного материала

Материал матрицы (марка алюминиевого сплава) подбирается в зависимости от требуемых свойств, но также должны учитываться технологические условия получения, последующее поведение при армировании и сродство при выборе армирования. Армирующие компоненты МКМ выбираются по результатам химической совместимости с матричным сплавом, их способности к смачиваемости сплавом, а также собственных дисперсных характеристик и прогнозируемого технологического поведения сплава (структурной модели). Наилучшим условием синергии композитной системы расценивается физическая и химическая совместимость армирующих волокон/частиц с матрицей. Известны разработки матричных сплавов в сочетании с уникальными викарными покрытиями [106, 130], ориентированными на оптимизацию эксплуатационных характеристик. Исследователями в данном вопросе предложено избыток легирующего компонента сплава, используемых в качестве матрицы КМ [82], это Al, Ti, Mg, Ni, Cu, Pb, Fe, Ag, Zn, Sn и Si.

Стойкость к окислению и коррозии проявляют такие металлы, как алюминий, титан и медь. Наибольшее распространение получили сплавы алюминия и титана, ввиду присущей им

низкой плотности и доступности в соотношении с широким диапазоном по типу сплавов. Экономическая польза алюминия в том, что данный материал дешевле прочих легких металлов подобных магнию (Mg). В данном исследовании предпочтение отдается и высокой коррозионной стойкости Al в качестве матрицы МКМ, преимущественным в использовании в различных агрессивных средах. Группы алюминиевых сплавов можно классифицировать по форме и основному легирующему элементу, как показано в таблице 1.1.

Таблица 1.1 – Классификация алюминиевых сплавов

Форма	Обозначение	Компоненты сплава и способность к термообработке	Ключевые свойства	Пример для применения
Литой	Специальный	Si+ Mg, Cu, Zn (Т.О).	низкая усадка при затвердевании. хорошая текучесть. хорошая свариваемость. высокая коррозионная и износостойкость	используется в самолетах и автомобильных деталях. поршни двигателей внутреннего сгорания и дизельные двигатели.
Кованный	1xxx	-+- (Нет Т.О).	отличная коррозионная стойкость. обрабатываемость высокая теплопроводность и электропроводность.	используется в общих целях, в электротехнике. пищевая упаковка. химический. нефтехимические приложения и строительные компоненты.
	2xxx	Cu+ Cu, Fe, Mn, Zn, Zr. (Т.О).	высокая прочность и ударная вязкость. низкая коррозионная стойкость - не поддается сварке.	используется в авиационной промышленности. производство оружия. заклепки и спортивный инвентарь.
	3xxx	Mn+ Cu, Mg, Si, Fe. (Нет Т.О).	умеренная прочность и хорошая обрабатываемость.	используется в общих целях. строительный лист. бытовые электроприборы. теплообменник и кухонная утварь.
	4xxx	Si+ Fe, Cu, Mg, Mn. (Нет Т.О).	более низкая температура плавления.	применяется для сварки проволок и пайки сплавов.
	5xxx	Mg+ Mn, Si, Fe, Zn. (Нет Т.О).	от умеренной до высокой прочности. хорошая свариваемость и коррозионная стойкость	используется в строительстве и строительстве. складские резервуары. сосуды высокого давления, электроника. кузова грузовиков и судовое применение.
	6xxx	Mg- Si+ Zn, Fe, Mn. (Т.О).	высокая формуемость и свариваемость. отличная коррозионная стойкость. умеренно высокая прочность.	используется в архитектуре. структурные и автомобильные применения.
	7xxx	Zn, Mg+ Si, Fe, Cu, Zr, Ag. (Т.О).	очень высокая прочность. Отличная усталостная стойкость самый высокий потенциал старения.	используется в авиастроении. оружие. болты. переносимые мостики и бронева обшивка.
	8xxx	или: Sn, Ni, Si, Fe, Li. (Т.О).	в зависимости от используемого легирующего элемента.	некоторые из них используются в обшивке крыла самолета. тела ракет. компоненты газотурбинного двигателя. поршни и вращающиеся детали авиационных двигателей.

Алюминий обладает уникальным сочетанием механических и электрических свойств, хорошей коррозионной стойкостью, низкой плотностью и высокой ударной вязкостью наряду с повышенной проводимостью, а композиты на его основе – высокой удельной прочностью и модулем упругости, хорошей устойчивостью к повышенным температурам, высокой рабочей температурой и специфическими механическими свойствами [25, 39], что создает потенциал для передовых конструкционных применений.

Сплавы Al используются в широком спектре отраслей промышленности. Они предлагают хороший компромисс между прочностью и плотностью, в дополнение к тому, что являются относительно недорогими; позиционируя себя для использования в приложениях, где в настоящее время необходимы производительность и легкий вес. В целом, алюминиевые сплавы, используемые в различных отраслях промышленности можно разделить на две большие группы: литейные и деформируемые (известные 1xxx-8xxx) [1,5, 24].

Выбор базовой системы легирования Al-Cu

Обычное содержание меди в алюминиево-медных сплавах варьируется в диапазоне от 2 до 10% с небольшими добавками других элементов. Медь обеспечивает значительное увеличение прочности, способствует дисперсионному твердению, но снижает пластичность и коррозионную стойкость сплава. Другим недостатком сплава Al-Cu является повышенная склонность к растрескиванию при кристаллизации, и следовательно, некоторые из этих сплавов могут не поддаваться сварке с алюминиевыми сплавами (например 2xxx). Сплавы, представленные в таблице 1.1, включают одни из самых прочных, термически обрабатываемых алюминиевых сплавов. Тем не менее, распространено применение сплавов серии 2xxx в аэрокосмической, военной технике и ракетных плавниках.

Известно, что сами по себе алюминиевые сплавы, могут содержать переходные металлы (например, кобальт и никель), которые внедряются для формирования мелкозернистой структуры полуфабрикатов [61]. В результате пресыщения твердого раствора после закалки, от формирующихся дисперсных частиц, их устойчивые размер (менее 0,5-9,0 мкм) зависит эффективность медных добавок, т.к. именно эти компоненты играют решающую роль. Структура при термообработке старением после отжига изменяется в зависимости от параметров объемной доли, размеров, формы и ориентации армирующей добавки. АМК, или иначе, армированные твердыми керамическими частицами, относительно просты в обработке и, по сравнению с композитами, армированными волокнами, почти изотропны. [30, 33].

Согласно, ряда проведенных исследований, переходный ввод легированных дисперсных частиц оказывает влияние на трещиностойкость и чистоту поверхности материалов на основе алюминия [32].

Среди алюминиевых сплавов ранее широко изучались сплавы серии Al-Cu (2xxx), Al-Mg-Si (6xxx) и Al-Cu-Zn-Mg (7xxx) из-за их высокой удельной прочности. В случае применения композитов на основе системы Al-Cu, как правило, в качестве армирующей фазы служат различные сочетания тугоплавких и интерметаллических соединений (карбидов, боридов, нитридов и др.).

Для данного исследования приоритетны коррозионностойкие сплавы с добавлением 5% мас. меди (система Al-5%Cu), отличающиеся высокими показателями не только механических свойств (прочность, пластичность, ударная вязкость, изгиб и свариваемость), но главное, эксплуатационных свойств. При совершенствовании технологических процессов, включающих все производственные операции (плавление и обработка (корректировка хим. состава, выдержка, перемешивание), условия охлаждения и кристаллизации, термообработка) повышается технологичность литых заготовок [36].

Согласно диаграмме состояния системы Al-Cu эвтектическая точка соответствует концентрации меди 33% (линии солидуса 548°C), поэтому коэффициент распределения может быть применен в диапазоне концентраций меди от 0 до 33%. Фаза CuAl_2 имеет тетрагональную решетку (параметры $a=0,6066\text{ Нм}$, $c=0,4874\text{ Нм}$). Частицы фазы Al_2Cu имеют округлую форму и равномерно распределены; прочность сплава зависит главным образом от среднего расстояния между частицами. При растворении меди в алюминии параметр решетки линейно уменьшается до значения $4,038\text{ \AA}$, соответствующего максимальной растворимости меди, равной 5,7%. Плотность фазы Al_2Cu составляет $4,34\text{ г / см}^3$. Диаграммы состояния Al-Cu отображена на рисунок 1.4. Добавка меди к алюминию оказывает модифицирующее действие, но эффект измельчения макрозерна литого алюминия невелик. В дополнение ко всему сказанному, медь способствует дисперсионному затвердеванию в результате старения после закалки в зависимости от температуры гомогенизации [94].

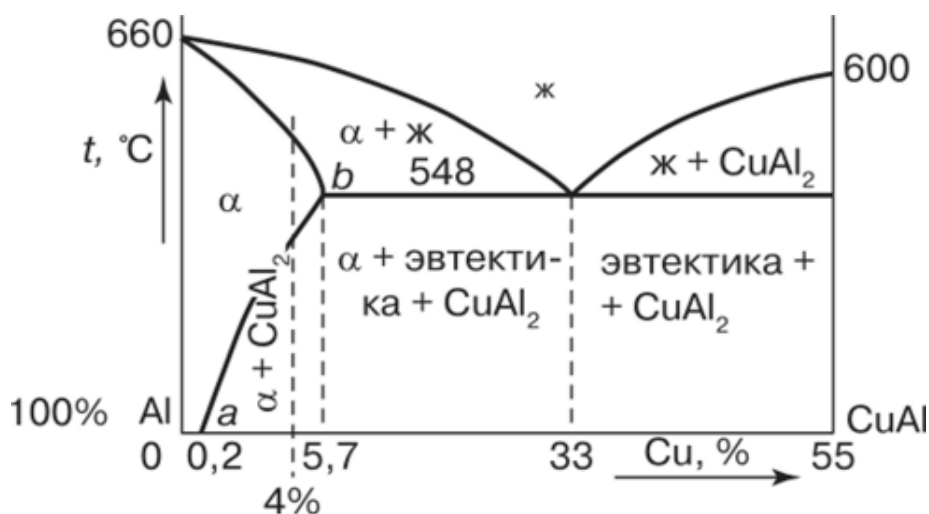


Рисунок 1.4 – Диаграмма состояния системы Al-Cu [42]

Большинство промышленных сплавов на основе системы Al–Cu (до 5% масс.) относятся к первой структурной группе, где основной микроструктурный компонент – это твердый раствор алюминия. Объемные и массовые доли избыточных фаз эвтектического происхождения невелики, что обеспечивает высокий уровень пластичности сплава и его заготовок. При сравнительном анализе систем Al–Si и Al–Cu, у последней системы выше равновесная и фактическая температура затвердевания при большем значении прочности и соответственно, меньшей жидкотекучести. При литье композиционных сплавов с медью предпочтительно использование одноразовых форм и изложниц.

Также существует проблема, выражающаяся в низкой коррозионной стойкости изделий из алюминий-медных сплавов. Это может отразиться образованием шпинелей на поверхности заготовки во время обработки при совмещенных методах литья и ОМД. Имеется достаточная информация в литературе о влиянии деформированных алюминиевых сплавов, легированных медью, или микролегирования с добавлением одного или нескольких элементов, таких как Mg, Cr, Fe, Si, Ti, Ag, Cd и т.д., где количество элементов обычно меньше 1,0 мас. % [69].

Медь зачастую распределяется между фазой (Al) и в избыточной высоко дисперсионной фазой Al_2Cu , но в присутствии других элементов (Ni, Fe и Mn) она может входить в состав различных тройных фаз (таблица. 1.2). В виду сложности контроллинга многокомпонентных систем, регулирование уровня концентраций для отдельных компонентов (в нашем случае, меди) является трудоемкой задачей, тогда как оптимальной концентрацией считается 5 мас. % меди в классических сплавах (типа AM5). В классическом бинарном соединении, нагрева под закалку составляет около 540°C, что непосредственно следует из бинарной фазовой диаграммы состояния [110].

Марганец, обычно [122], в качестве добавки до 1% полностью переходит в твердый раствор алюминия при кристаллизации. Образование осадка в виде сигарообразных дисперсоидов $Al_{20}Cu_3Mn_2$ происходит при температурах закалки, но это выпадающий осадок повышает механику. Однако присутствие таких элементов, как Ni, Fe и Si купирует образование дисперсоидов $Al_{20}Cu_3Mn_2$, и приводит к образованию других Mn-содержащих эвтектических фаз и к снижению достаточной концентрации магния в Al–Cu матрице.

Никель при реакции с медью образует интерметаллиды Al_6Cu_3Ni или $Al_3(Ni, Cu)_2$, снижающие ее концентрацию в алюминии. Они являются одними из самых термически стабильных соединений, которые оказывают положительное влияние на механические свойства в повышенных температурах. Это справедливо и в отношении состава таких сплавов, как AA2420, поэтому, этот фактор должен быть учтен в решении задач исследования.

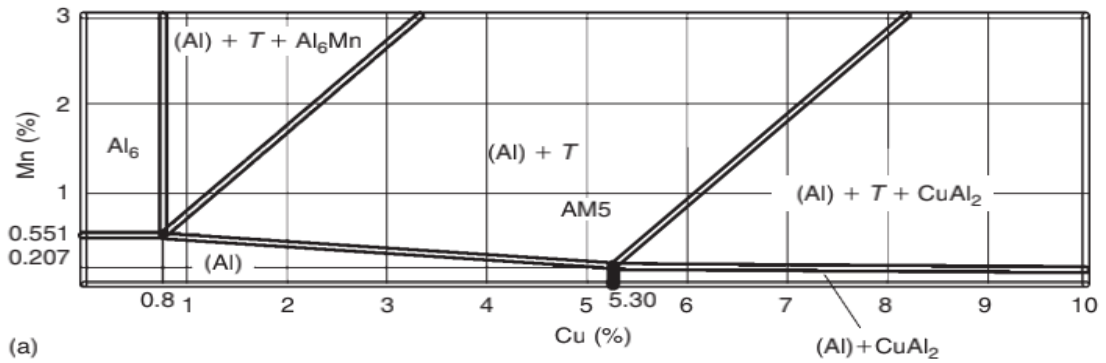
Присутствие магния не обнаружено ни в одном стандарте на сплавы Al-Cu (в качестве примеси допускается в концентрациях не выше 0,1%). Однако его нахождение в сплавах (к примеру, AA206.0) формирует фазу Al_2CuMg , которая в дальнейшем входит в состав тройной эвтектики $(\text{Al}) + \text{Al}_2\text{Cu} + \text{Al}_2\text{CuMg}$. Существенно ограничивается производство таких литейных сплавов, т.к. снижаются их литейные свойства (в первую очередь, жидкотекучесть), которые итак низки. Присутствие кремния, согласно фазовой диаграмме Al-Cu-Mg-Si, потворствует возникновению таких соединений эвтектического или вторичного происхождения как Mg_2Si и $\text{Al}_6\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_5$.

Железо образует фазы при взаимном действии с марганцем, никелем и самой медью. Контроль нежелательного присутствия железа и кремня (не более 0,04% Fe) необходим для устранения негативного влияния на свойства пластичности (удлинения) и трещиностойкости.

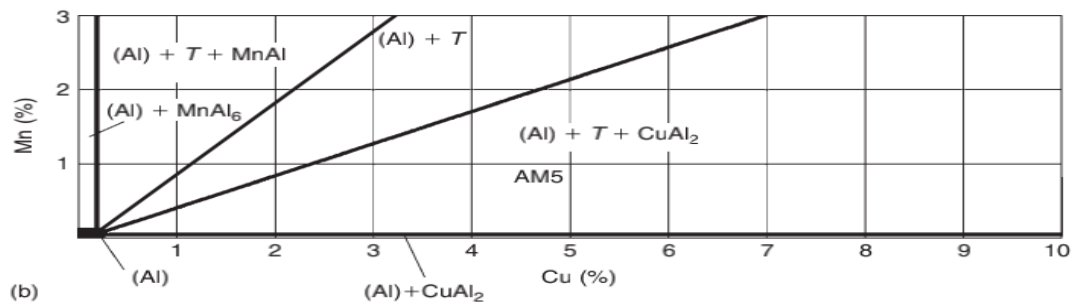
Кремний является постоянной составляющей литейных сплавов Al-Cu (например, AA2950). Этот элемент обладает относительно высокой растворимостью в (Al) и не образует промежуточных фаз с медью. Кремний придает низкотемпературную прочность, что с другой стороны, плохо отражается на термической стабильности сплава. Поскольку, именно последний фактор является наиболее привлекательным свойством сплавов Al-Cu, максимальное содержание кремния строго контролируется (например, не более 0,02% в AA224.2).

Титан измельчает алюминиевые зерна [58], особенно при его вводе виде лигатуры Al-5Ti-B. Влияние старения на микроструктуру и механические свойства сплава Al-Cu-Mg, содержащего 0,5 мас.% Ag указывает на то, что пиковая твердость сплава одинакова для условий для температуры в режиме T614.

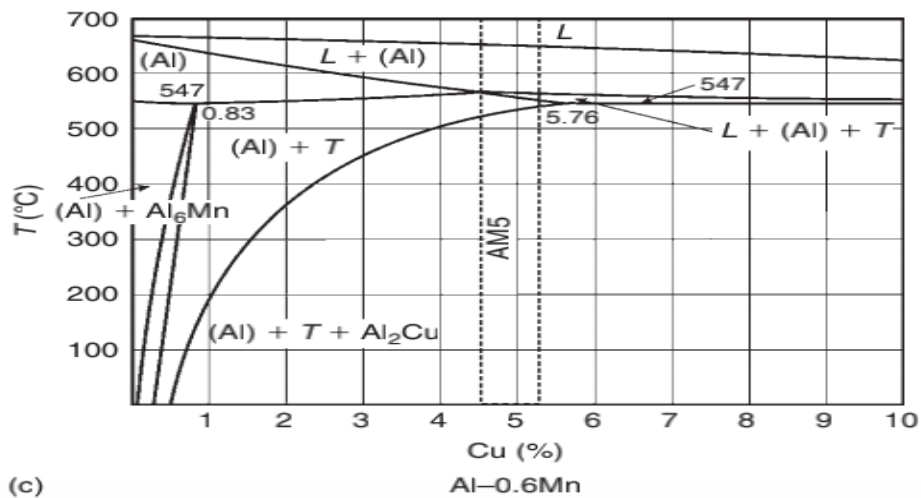
Оптимальное сочетание механических свойств достигается для сплава Al-5%Cu-1%Mn + вспомогательные добавки (Ti, Zn, Cr, Ag, Cd) и минимальное количество примесей Fe, Si и Mg (далее он будет называться «сплав типа AM5»). Есть две марки российских сплавов алюминия с медью типов: AM5 (Al-5Cu) и AM4.5Cd (Al-4.5Cu-Cd) (таблица. 1.3). Эти сплавы отличаются наличием дополнительных добавок кадмия. Их фазовый анализ определяется использованием тройной фазовой диаграммы Al-Cu-Mn, в частности изотермических сечений при 200°C и 540°C (Рисунок 1.5) [59, 122].



а



б



в

Рисунок 1.5 – Изотермические (а, б) и политермические (в) сечения фазовых диаграмм системы Al–Cu–Mn: (а) 540°C; (б) 200°C; и (в) 0,6% Mn, с составными диапазонами AM5, 224.0, где Т – $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ [40]

Использование стандартных сплавов системы Al-Cu возможно не только для обычных, но и с требованиями для высоких температурных условий. В таблице 1.2 показано вероятное взаимодействие химических элементов для композитного сплава с алюминием, и наименование часто образующихся эвтектических фаз.

По данным таблицы, можно выделить преимущество системы Al-Cu над сплавами Al-Si. На сегодняшний день Al-Cu остаются самыми прочными и наиболее термостойкими в виду присутствия когерентных частиц фазы θ'' и полукogerентных фаз θ' (CuAl_2) после превращений. К некоторому дальнейшему упрочнению при повышенных температурах приводят вспомогательные добавки переходных металлов (Mn, Ti, Cr, Zr и др.) [21, 126].

Этот механизм обусловлен образованием вторичных алюминидов при нагреве перед охлаждением. Добавки кадмия в сплав AM4.5кд и серебра в сплав AA201.0 приводят к значительному повышению прочностных характеристик при температурах, близких к комнатной температуре Т, в результате образования θ' -частиц в процессе старения. Сплавы типа AM5 закаляют при температуре 545°C (время выдержки от 6 до 9 часов) в горячей воде и подвергают искусственному старению при 175 ° С в течение 3-6 часов (схема Т6). Принцип нагрева перед закалкой заключается в достижении полного растворения неравновесной фазы Al_2Cu эвтектического происхождения. Это необходимо учесть и для нашего варианта. Если присутствуют элементы, способные образовывать легкоплавкие (<545 °С) эвтектики, то нагрев для закалки производится в несколько этапов (рисунок 1.6).

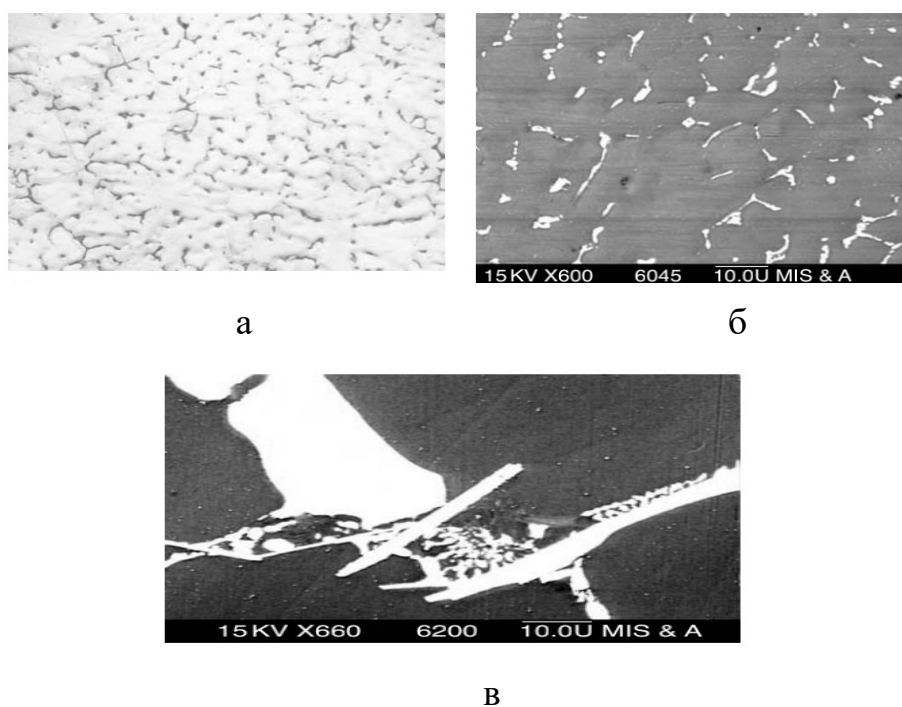


Рисунок 1.6 –Типичные микроструктуры сплавов 2хх: (а) – литой (металлическая форма) сплав AM5 (Al-5% Cu–1% Mn, <0,1% Fe), LM; (б) – сплав Al–5% Cu–1%Mn-0,6%Fe, T4, SEM, (в) – сплав, содержащий 10% Cu, 2% Si, 0,5% Mg и 0,5% Fe, литье в песчаные формы

При прогнозе длительного режима работы металлоконструкций при высокотемпературных режимах, соответствующих Т7 (250°C, 10 часов) термообработки. Термообработка для сплава AM5 производится по режиму Т4. Явные ограничения существуют

для примесей железа и кремния ($<0,2-0,3\%$), т.к. эвтектика $Al_{15}(Fe, Mn)_2Si_3$ является нежелательной. Микроструктуры для сплава 2xxx показаны на рисунке 1.6.

По этим данным таблицы 1.4 при разработке способа производства композиционного сплава на основе алюминия медной матрицы можно определить химические составы деформируемых сплавов системы Al-Cu, содержащих легирующие элементы магния, марганца, титана, циркония, никеля, железа, кремния, реже хрома, ванадия, кадмия и серебра.

Известен алюминиевый сплав Д20, обладающий хорошей стойкостью к температурам от 250 до 300 °С, однако перегрев до 300 °С приводит к сильному ее размягчению. Сложность технологического цикла для производства деталей сплава Д20 выражается в большом количестве и времени операций и циклов термообработки ТО: гомогенизирующий отжиг, обработка давлением, закалка при 500°С для с охлаждением в воде, старение.

Деформируемый сплав алюминия 1201 характерен высоким содержанием меди, характеризуемый за пределами растворимости. В составе твердого раствора алюминия сплава 1201 всегда присутствует фаза эвтектического происхождения Al_2Cu [54]. Концентрация легирующих элементов в сплаве 1201: 5,8–6,8% меди, 0,2– 0,4% марганца, 0,02–0,1% титана, 0,1–0,25% циркония, 0,05–0,15% ванадия. Такой сплав, как и Д20 нестабилен и имеет низкую микротвердость, особенно при нагреве до температуры 300°С.

Еще одним общим недостатком этих сплавов можно назвать низкую проводимость электричества (не более $17,4 \text{ Ом}^{-1}$ в состоянии Т1), причиной которой может быть высокий уровень содержания меди в твердом растворе алюминия [61].

В таблице 1.4 приведены механические свойства деформированных полуфабрикатов из алюминиевого сплава типа 1201 после закалки и старения по режиму термообработки Т1, которые далее будем сравнивать с результатами испытаний полученных образцов из нового сплава с композиционным армирующим каркасом.

Механические свойства трех типов дуралюминов Д1, Д16 и Д19 отражены в таблице 1.5 для деформированных полуфабрикатов (листы, прутки).

Концентрация магния в составе сплава Д1 менее 0,8%, поэтому количество фазы Al_2CuMg в его структуре меньше, чем в сплаве Д16, помимо этого сплав Д1 имеет кремний, что приближает его к сплавам типа АК8. Сплав Д19, напротив, отличается высокой концентрацией магния, поэтому его соответствующая структура – это полное отсутствие фазы Al_2Cu (или очень небольшое количество) [26, 65].

Из таблицы 1.6 следует, что прессованные полуфабрикаты прочнее прокатанных.

Таблица 1.2 – Распределение легирующих элементов между алюминиевой матрицей и избыточными фазами в сплавах на основе системы Al-Cu

Фазы	Легирующий элемент					
	Cu	Mg	Mn	Fe	Si	Ni
Алюминиевая матрица						
(Al)	+	+	+	-	+	-
Вторичные выделения						
Al ₂ Cu	+	-	-	-	-	-
Al ₂ CuMg	+	+	-	-	-	-
Mg ₂ Si	-	+	-	-	+	-
Al ₆ Cu ₂ Mg ₈ Si ₅	+	+	-	-	+	-
(Si)	-	-	-	-	+	-
Al ₂₀ Cu ₃ Mn ₂	+	-	+	-	-	-
Al ₁₅ Mn ₂ Si ₃	+	-	-	-	+	-
Al ₆ Mn	-	-	+	-	-	-
Al ₃ Zr	-	-	+	-	-	-
Al ₇ Cr	-	-	-	-	-	-
Al ₃ Ti	-	-	-	-	-	-
Фазы кристаллизационного происхождения						
Al ₂ Cu	+	-	-	-	-	-
Al ₂ CuMg	+	+	-	-	-	-
(Si)	-	-	-	-	-	-
Al ₅ FeSi	+	+	-	-	-	-
Al ₈ Fe ₂ Si	+	+	-	-	-	-
Al ₁₅ (Fe,Mn) ₂ S ₃	+	+	+	-	-	-
Al ₆ (Fe,Mn,Cu)						
Al ₉ FeNi	-	+	-	-	-	-
Al ₇ Cu ₂ Fe	+	-	-	+	-	-
Al ₇ Cu ₄ Ni	-	-	-	+	-	-
Al ₃ (Ni,Cu) ₂	-	-	-	+	-	-
Mg ₂ Si	+	-	-	-	+	-
Al ₆ Cu ₂ Mg ₈ Si ₅	+	-	-	+	+	-

Таблица 1.3–Химический состав некоторых деформируемых сплавов на основе системы Al-Cu

Марка	Концентрация, % по массе					
	Cu	Mn	Mg	Si	Fe	Другие Ti, Zr, V
1201	5,8–6,8	0,2–0,4	0,02	0,20	0,30	Ti, Zr, V
Д1	3,5–4,5	0,4–1,0	0,4–0,8	0,2–0,8	0,70	-
Д16	3,8–4,9	0,3–0,9	1,2–1,8	0,50	0,50	-
Д16ч	3,8–4,9	0,3–0,9	1,2–1,8	0,20	0,30	-
Д19ч	3,8–4,3	0,4–0,9	1,7–2,3	0,20	0,30	Be
АК4-1	1,9–2,7	0,2	1,2–1,8	0,35	0,8–1,4	Ni 0,8–1,4
АК6	1,8–2,6	0,4–0,8	0,4–0,8	0,7–1,2	0,70	-
АК8	3,9–5,0	0,4–1,0	0,2–0,8	0,5–1,2	0,70	-
АА 2219	5,8–6,8	0,2–0,4	0,02	0,20	0,30	Ti, Zr, V
АА 2224	3,8–4,4	0,3–0,9	1,2–1,8	0,12	0,15	-
АА 2214	3,9–5,0	0,4–1,2	0,2–0,8	0,5–1,2	0,30	-
АА 2618	1,9–2,7	–	1,3–1,8	0,1–0,25	0,9–1,3	Ni 0,9–1,2

Таблица 1.4– Механические свойства деформируемого сплава 1201

Полуфабрикат	s_b , МПа	$s_{0,2}$, МПа	d, %
Лист (до 10мм)	390	270	13
Плита (до 40 мм)	450	350	8
Профиль	420	320	9
Пруток	370	270	10

Таблица 1.5– Типичные механические свойства классических дуралюминов

Сплав	Полуфабрикат	s_b , МПа	$s_{0,2}$, МПа	d, %	s_{-1} , МПа
Д1	Листы	400	240	20	–
	Прессованные прутки	480	32	14	125
Д16	Листы, плиты	440	330	18	–
	Прессованные прутки	530	400	11	140
Д19	Листы	425	310	18	–

Наиболее простыми для анализа являются сплавы, содержащие только медь и марганец. Изотермические сечения при 540°C и 200°C представляются наиболее характерными и показаны на рисунке 1.7 а, б. Разрез при 540°C показывает, что сплавы типа 224.0 в состоянии Т4 содержат в качестве избыточной фазы только $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$.

Сечение при 200°C показывает, что в состоянии Т7 все сплавы этой группы являются трехфазными. При затвердевании медь участвует в эвтектических реакциях. Полученные эвтектики обычно диспергируются и проявляются в виде фаз Al_2Cu в дендритных клетках. Политермический разрез при 0,5%Mn показывает, что эти эвтектики неравновесные в сплавах типа 224.0. Марганец, напротив, может быть полностью растворен в (Al) при неравновесном затвердевании, хотя его максимальная равновесная растворимость в (Al) при комнатной температуре не превышает 0,05%. При высокотемпературном отжиге неравновесные частицы Al_2Cu растворяются в (Al), а дисперсоиды $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ осаждаются в результате разложения пересыщенного Mn твердого раствора алюминия (в соответствии с рисунком 1.7а). Эти дисперсоиды остаются практически неизменными во время последующей обработки и использования. Таким образом, закаленная структура состоит из твердого раствора алюминия, пересыщенного медью, и дисперсоидов (AlCuMn) субмикронного размера. При последующем старении медь осаждается из твердого раствора, образуя метастабильные фазы θ'' и θ' (Al_2Cu).

На рисунке 1.7 показано, что добавление Mn уменьшает количество меди, доступной для упрочнения (поскольку часть меди связана в фазе $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$). Например, объемные доли частиц $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ и Al_2Cu составляют 3 и 5 об. % соответственно в отожженном сплаве AM5 среднего состава (5%Cu, 0,8%Mn). Наличие примеси железа (>0,1%) в сплавах типа 224,0 обычно приводит к образованию Fe-содержащих фаз. При низкой концентрации кремния наиболее вероятно появление интерметаллидной фазы $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$. Эта фаза образуется в результате перечисленных эвтектических реакций, и ее максимальная объемная доля составляет около 1,2 об.% при концентрации Fe 0,3% [63].

Влияние марганца на фазовый состав сплава типа 224,0 (5% Cu, 0,2% Fe) показанном на рисунок 1.7.а, и совместное влияние железа и марганца прослеживается в изотермическом разрезе при 5% Cu на рисунок 1.7б. При температуре гомогенизации (540 °C) сплавы типа 224,0 и AM5, независимо от соотношения Fe:Mn, попадают в фазовую область (Al) + Al_7FeCu_2 + $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$.

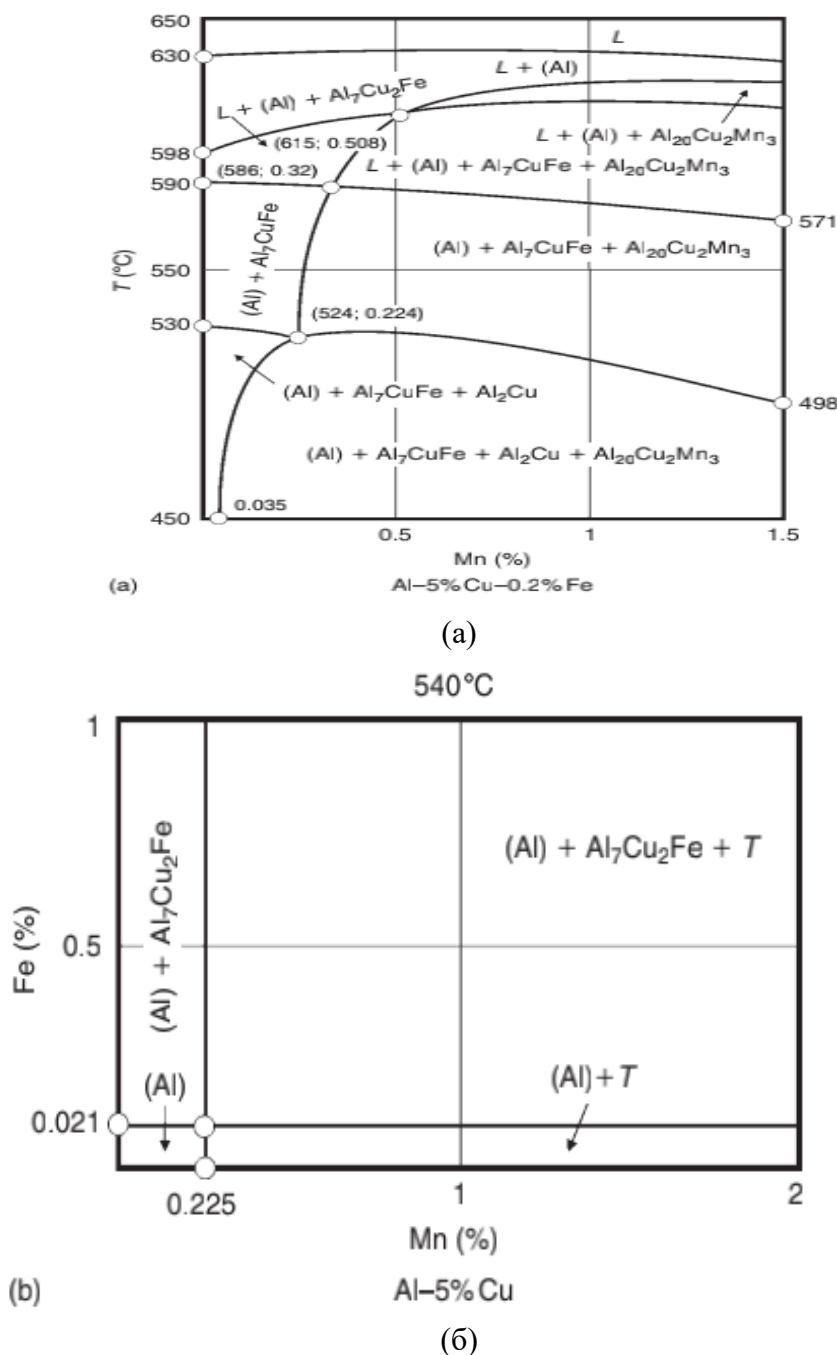


Рисунок 1.7– Политермические(а) и изотермические (б) сечения фазовой диаграммы Al-Cu-Mn-Fe при 5%Cu и 0,2%Fe: (а) -200°C и (б) -540°C [39]

Видно влияние кремния на последовательность затвердевания в сплавах серии 2xxx. Более высокая, чем обычно, концентрация Mn необходима для того, чтобы показать перитектическую реакцию $L + \text{Al}_6\text{Mn} \Rightarrow (\text{Al}) + \text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3 + \text{Al}_{15}\text{Mn}_3\text{Si}_2$ и обеспечить первичное затвердевание алюминия (Al). В сплавах, содержащих менее 2 мас.% Si, эвтектика $(\text{Al}) + \text{Al}_6\text{Mn}$ затвердевает рядом с первичными зернами (Al). Однако фаза Al_6Mn не удерживается в твердом состоянии, так как она исчезает во время перитектических реакций. $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ присутствует только в сплавах с содержанием Si менее 1%. С учетом того, что большая часть 1,5% Mn (почти

вся она находится в силуминах) остается в твердом растворе алюминия при неравновесном затвердевании, этот раздел может быть использован для определения фазового состава дисперсоидов, например сплав с 5% Cu, 1,5% Mn и 0,7% Si не содержит осадков $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ [16, 41].

Таким образом, для разработки новых материалов и сплавов, соответствующих актуальным требованиям научного прогресса и текущим задачам отраслей промышленности к металлопродукции, недостаточно использовать традиционные методы прямого сплавления компонентов, необходимо создание принципиально новых технологий и решений. Совмещение различных типов и способов металлургической обработки, таких как традиционные жидкофазные методы литья и порошковая металлургия (ПМ), способно решить вопрос экономической эффективности в условиях массового производства, и проблемы энергоэффективности. Известно [39], что композитные материалы сочетают разнородные характеристики исходных матричных материалов и армирующих компонентов, придавая конечному продукту совершенно новые улучшенные свойства. В качестве металлической матрицы для МКМ решено использовать сплав системы алюминий-медь, где упрочняющей фазой будут служить одни из следующих частиц: карбидов, боридов, оксидов или нитридов. Таким образом, применение композиционных сплавов наиболее целесообразно для случаев, требующих замены материалов, которые должны соответствовать конкретным комплексным функциональным характеристикам изделия.

1.3 Выбор армирующего материала - карбида бора (B_4C)

Карбид бора B_4C является перспективным керамическим материалом, благодаря своим привлекательным свойствам, включая высокую прочность, низкую плотность ($2,52 \text{ г/см}^3$), твердость чуть ниже алмазной (9,5+ по шкале Мооса), хорошую химическую стабильность, отличную термостойкость и смачиваемость, а также высокую абразивную способность. Из-за своей высокой твердости B_4C может быть альтернативой SiC и Al_2O_3 в качестве упрочняющей фазы в композите с алюминиевой матрицей для применений, где основным требованием является хорошая износостойкость, и сегодня он очень востребован для порошковой металлургии. В частности, метод спекания под высоким давлением позволяет создавать прочные изделия без пор. Процессы диффузии в сочетании с B_4C протекают медленно и мешают свободному спеканию и уплотнению. С другой стороны, B_4C очень устойчив к различным агрессивным средам, химически стабильный и с низким удельным весом [85].

Карбид бора, кроме этого, обладает высокой устойчивостью к коррозии и может использоваться в более агрессивных средах. Он также предлагает преимущество лучшей отделки поверхности, чего часто не хватает алюминию.

Это особенно важно в таких приложениях, как медицинские имплантаты (такие как протезы, искусственные сердечные клапаны), аэрокосмические детали (чтобы избежать скопления льда во время полета), а также бурение нефтяных скважин или производственные объекты (смазка поверхностей или уменьшение трения между шероховатыми металлическими частями). Карбид бора также находит применение в микроэлектронике, поскольку он прозрачен для инфракрасного света на 88%, что позволяет меньшему количеству компонентов на печатных платах выполнять свою экранирующую функцию [92, 103].

Карбид бора, химическая формула которого приблизительно равна B_4C , представляет собой чрезвычайно твердый борсодержащий углеродный керамический материал, используемый в танковой броне, пуленепробиваемых жилетах и многих других промышленных применениях. Данные химического анализа и свойства B_4C показаны в таблицах 1.6 и 1.7.

Стоит отметить, что карбид бора обладает широким спектром химических, механических и физических свойств и относится к классу самых стойких с точки зрения химикатов. Окисление происходит на открытом воздухе при температуре более $600^\circ C$. Твердость сравнима с алмазами. Плотность карбида бора $2,52 \text{ г/см}^3$, что очень близко к плотности алюминиевой матрицы, и частицы не будут всплывать на поверхность.

Таблица 1.6–Химический состав (мас. %) частиц карбида бора

B_4C	B_2O_3	Общий бор	Свободный бор	Общий углерод	Свободный углерод	Si	Al	Fe
96,17% (Минимум)	0,50%	76,55% (Минимум)	0,24%	19,5% (Минимум)	1,27%	0,15% (Максимум)	0,05%	0,20% (Максимум)

Ключом к применению является тот факт, что карбид бора не растворяется в воде или высококонцентрированных кислотах, и разлагается при помещении вещества в щелочные растворы при кипячении [144]. Но эта операция может привести к увеличению внутренней влаги в частицах.

Что касается азота, фосфора, серы, то карбид бора вступает в реакцию при достижении температуры более $1250^\circ C$ с образованием треххлористого бора и углерода при реакции, и с хлором при температуре выше $1000^\circ C$, а плавится при температуре выше $2300^\circ C$.

Таблица 1.7– Основные свойства карбида бора

Характеристики	
Плотность (г. см ⁻³)	2,52
Температура плавления (°C)	2445
Твердость (K _{нуп} 100г) (кг. мм ⁻²)	2900-3580
Вязкость разрушения (МПа.м ^{-1/2})	2,9 - 3,7
Модуль Юнга (ГПа)	450 – 470
Электропроводность (при 25°C) (S)	140
Теплопроводность (при 25°C) (Вт/м.К)	30 – 42
Коэффициент теплового расширения $\times 10^{-6}$ (°C)	5
Сечение захвата тепловых нейтронов (бар)	600

Способность В₄С поглощать нейтроны без образования временных радионуклидов делает его привлекательным в качестве поглотителя нейтронного излучения, возникающего на электростанциях. Ядерные преимущества В₄С включают в себя экранирование, регулирующие стержни и восстановительная таблетированная лигатура. В регулирующих стержнях карбид бора часто измельчают в порошок для увеличения площади его поверхности. В₄С, и он известен как прочный материал с высокой твердостью, а высокое сечение поглощения нейтронов указывает на хорошие экранирующие свойства против нейтронов, устойчивость к ионизирующему излучению [91].

Порошки из карбида бора «работают» диссипативно и с меньшей вибрацией, а также обеспечивают более гладкую поверхность конечного продукта. По сравнению с алюминием, карбид бора намного прочнее и считается прочнее стали при высоких нагрузках. Этот материал был назван «почти неразрушимым металлом», при этом он требует минимальных затрат и времени обработки, устойчив к коррозии и обладает превосходными свойствами износостойкости, превосходящими свойства большинства материалов, что делает его отличным выбором для защиты от износа во многих средах. Процессоры с карбидом бора также работают более равномерно и плавно с меньшей вибрацией, обеспечивая гладкую поверхность конечного продукта; сокращение времени цикла до 30% [10, 113].

В настоящее время разработаны волокнистые композиционные материалы с непрерывными поликристаллическими волокнами бора, углерода и тугоплавких соединений. По сравнению с вискерами такие характеристики, как модуль упругости, плотность и температура имеют незначительное отличие, но прочность волокон

значительно превосходит воскури. К примеру, прочность алюминиевого сплава САП-3 при 500°C составляет 64 МПа, а алюминия, армированного борным волокном, достигает 120 МПа.

В качестве армирующих элементов слоистых и волокнистых МКМ применяют не только волокна (углеродные, борные, карбидокремниевые и оксида алюминия), но и стальную (обычно в виде сетки), вольфрамовую или бериллиевую проволоки, которая является искусственно созданным каркасом. Поэтому, внедрение порошкообразных частиц необходимо добиться таких условий распределения частиц, чтобы они фактически являлись металлизированным каркасом. Для обеспечения химической стойкости в матрице расплава и адгезии волокна к матрице, обычно на сами волокна наносят защитные барьерные покрытия. При этом, получается сложная многокомпонентная системная: матрица – переходный слой продуктов химического взаимодействия матрицы с барьерным покрытием – волокнистый слой. В зависимости от объемной доли и способа ввода армирующих волокон, механические свойства материала могут повыситься в 1,5–3 раза (удельные в 2–5 раза) [127].

Предлагаются также химически стойкие и термостойкие диафрагмы, не изменяющие своих параметров при электролизе, на основе неорганических волокон из бора, бериллия, вольфрама, оксида алюминия, нитрида бора, карбида титана, минеральной ваты [111].

В качестве наполнителей металлических композиционных материалов практикуются порошки и металлические волокна вольфрама, молибдена, нержавеющей стали, волокна из оксидов алюминия, бора, карбида кремния и др. [151].

Распространено использование композитов с инверсионным использованием материалов матрицы и армирование, т.е. когда композит содержит керамическую матрицу (оксиды алюминия, хрома, магния, циркония, вольфрама, карбиды кобальта, бориды циркония и хрома) с внедренными металлическими добавками. Такие КМ имеют название металлокерамических материалов или металлокерамики. Армирующими добавками могут являться металлы, сродство которых к кислороду, углероду и бору соответственно меньше, чем сродство к элементам матрицы кермета.

Существуют распространенные сочетания металлокерамики: оксид алюминия с Mo, W, Ta, Ni, Co; оксид хрома с W; оксида магния с Ni; диоксида циркония с Mo; карбидов титана и хрома с Ni и Co.

Карбид бора (B_4C), как и большинство боридов, очень трудно растворяется в соляной и азотной кислотах и масле, при перемешивании. Материал Реализация

применения может быть найдена во многих специальных типах стекла, пластика, керамики и экранов, которые обычно используют покрытия для защиты от агрессивных химикатов или температур, которые могут разрушить специализированную поверхность B_4C .

Карбид бора является очень эффективным проводником тепла и электричества, что дает ему несколько явных преимуществ по сравнению с другими материалами. Во-первых, атомарная структура карбида бора позволяет ему проводить тепло более эффективно, чем любой другой материал, включая алюминий. Это явление делает карбид бора идеальным для применения в самых разных областях. Во-вторых, благодаря низкой температуре насыщения и химической инертности в условиях электрического разряда карбид бора становится одним из наиболее перспективных материалов в полупроводниковой промышленности. Эти показатели являются одним из факторов его выбора в качестве армирующего материалы в данном исследовании.

1.4 Патентное исследование в области производства композиционных материалов

В ранее опубликованной статье исследователей из Египта изучались механические свойства и ползучесть при деформации и экструзии сплава Al-Zn, модифицированного добавкой 0,2 мас.%, 0,5 мас.%, 1 мас.%, 1,5 мас.% Sn [14]. Эти сплавы были получены методом формования из расплава. Проводилась идентификация фаз, присутствующих в образцах этих сплавов. Результаты исследования показывают, что структура сплавов $Al_{80-x}Zn_{20}SnX$ ($X = 0,2\%, 0,5\%, 1\%$ и $1,5\%$) характеризуется наличием α -Al структуры (ГЦК) и интерметаллида SnZn инертной структуры. Al-20Zn-1.5Sn имеет меньший размер кристаллитов и зерен, что приводит к улучшению его механических свойств. Al-20Zn1.5Sn и имеет более высокие значения твердости и сопротивления ползучести, чем другие сплавы. Это связано с усиливающим эффектом Sn, как элемента сильного твердого раствора в алюминиевой матрице. Значения показателя степени напряжения в диапазоне 2,4-4,2 указывают на то, что скольжение по границам зерен является возможным механизмом во время деформации ползучести при комнатной температуре формованных из расплава сплавов Al-Zn-Sn. Данное решение подкреплено патентом [76].

В ходе другого известного исследования были изучены механические свойства композита Al-Si-Cu/ Al_2O_3 . Глинозем как модификатор добавляли в разных фракциях для изучения их влияния на микроструктуру. В микроструктурах композитов, в целом, обнаружено равномерное распределение частиц Al_2O_3 . Анализ поверхности раздела между матричным сплавом и частицами Al_2O_3 показал наличие смачивающего агента $MgAl_2O_4$ на границе между

частицами и матрицей. Кроме того, отсутствует агломерация частиц. Добавление частиц Al_2O_3 в сплав Al-Si-Cu привело к сокращению времени, необходимого для достижения максимальной твердости при старении. Кроме того, износостойкость композитов на основе сплава Al-Si-Cu была значительно улучшена при добавлении частиц Al_2O_3 [123].

При изучении абразивного износа скольжения и фрикционных свойств было отлито несколько образцов эвтектических сплавов Al-Si и композитов, содержащих 5 об. % частиц WC или ZrO_2 . Образцы обрабатывали с помощью аппарата с тремя штифтами на диске (сталь) со скоростью скольжения 1 м/с. Результаты экспериментов показали, что композиты имеют более высокую износостойкость по сравнению с неармированным сплавом в диапазоне нагрузок 18–180 Н. Температура поверхности в месте контакта повышалась с увеличением приложенной нагрузки. В работе [96] отмечается, что коэффициенты трения для всех испытываемых материалов снижались с увеличением приложенной нагрузки от 18 до 90 Н. СЭМ-исследования показали, что в диапазоне нагрузок 18–90 Н изношенные поверхности композитов, армированных либо WC , либо ZrO_2 , покрывались слоем оксида железа, которые обеспечивали смазку *insitu*. Однако при нагрузке выше 90 Н частицы WC или ZrO_2 разрушаются и теряют способность выдерживать нагрузку. Поэтому, скорость износа композитов значительно увеличилась [96].

Исследование композитов системы Al-9Si-SiC или Al-12Si-SiC , армированных 10 или 20 мас. % частиц SiC , были синтезированы методом литья с перемешиванием. Композиты использовались для производства автомобильных тормозных дисков. В микроструктурах тормозных дисков из композитов обнаружены равномерно распределенные частицы SiC , первичная фаза ($\alpha\text{-Al}$) и модифицированный эвтектический Si . Также наблюдалось измельчение зерна за счет добавления частиц SiC . Были изучены изменения коэффициента теплового расширения (КТР), и реакция на тепловую деформацию во время циклов нагрева и охлаждения от комнатной температуры до 350 °С. Сплавы системы Al-12Si и их композиты показали более низкий КТР, и почти нулевую остаточную деформацию. Результаты показали, что деформация и температура следуют той же тенденции при охлаждении, что и при нагревании, что указывает на отсутствие как петли гистерезиса, так и остаточной деформации. В то же время кристаллизация тормозного ротора из этого композита повышалась при воздействии термоциклирования, и ухудшалась при поломке в течение длительного времени эксплуатации [97]. Данное решение подкреплено патентом.

В другой известной работе [111], полученные результаты механических свойств матрицы A356 , армированной частицами B_4C , были сначала экспериментально исследованы, а затем реализованы с помощью комбинации искусственной нейронной сети (ANN) и метода конечных элементов для моделирования механических свойств, включая предел текучести, UTS , твердость и степень удлинения образцов. Микроструктурное исследование показало, что

частицы V_4C были распределены между самими ветвями дендритов. Деформационное упрочнение и удлинение до разрушения композитных материалов оказались отличными от подобных материалов для неармированного алюминиевого сплава. Было отмечено, что постоянный коэффициент упругости, деформационное упрочнение и УТС ММК были выше, чем у неармированного алюминиевого сплава, и далее они повышались с увеличением содержания V_4C . Также выяснилось, что прогнозы ИНС согласуются с экспериментальными измерениями для композита A356, и значительная экономия с точки зрения затрат и времени может быть получена с помощью моделей нейронных сетей. Результаты этого исследования были использованы в кодах затвердевания программного обеспечения SUT CAST [135]. Данное решение подкреплено патентом, и может частично использоваться методология моделирования структурного состояния композиционного сплава в различных условиях.

В работе [136] были получены результаты опытов для композитов с металлической алюминиевой матрицей, содержащие армирующие частицы V_4C , SiC и Al_2O_3 (0-20 об. %). Был использован производственный маршрут литья с перемешиванием с последующей горячей экструзией, который является одним из экономически эффективных промышленных методов, и это будет учтено в разработке новой технологии. На границе раздела Al- V_4C был обнаружен четкий межфазный продукт/слой реакции для композитов, также, и на выдерживаемых в течение относительно длительного времени обработки (> 30 минут). На границах раздела Al- V_4C и Al- Al_2O_3 на пределе разрешения микроскопа, используемого РЭМ продукта реакции не наблюдалось. С другой стороны, две вторичные фазы (оксид алюминия и другая фаза, содержащая алюминий, бор и углерод) были обнаружены в алюминиевой матрице вдали от границы раздела в композитах Al- V_4C . Судя по анализу поверхности излома, алюминиевый композит, армированный V_4C , показал лучшее сцепление (адгезию) на границе раздела по сравнению с двумя другими композитами [137]. Испытания на износ скольжением проводились на различных размерах и объемных долях покрытых частиц V_4C , армированных композитами из алюминиевого сплава 2024, изготовленных методом литья под давлением. Исследование микроструктуры показало, что распределение V_4C в матрице было в целом однородным, в то время как в композитах с относительно высоким содержанием частиц наблюдалась некоторая кластеризация частиц. Установлено, что по сравнению с матричным сплавом 2024 Al твердость композитов стала выше. Отмечено, что износостойкость композитов также была значительно выше, чем у неармированного алюминиевого сплава, и повышалась с увеличением содержания и размера частиц V_4C . Твердые частицы V_4C действуют как выступы над матрицей, несут основную часть приложенной нагрузки, и защищают их от проникновения в поверхность образца. На изношенной поверхности композитов выделяются агломераты шероховатых и гладких участков. Глубина и количество полос и каверн в композитах уменьшались с

увеличением объемной доли частиц B_4C , а изношенные поверхности композитов были относительно гладкими [118].

В работе [102] был изучен потенциал использования нейронной сети с прямой связью и обратным распространением для прогнозирования некоторых физических свойств и твердости композитов алюминий-медь/карбид кремния, синтезированных методом композитного литья. При построении предлагаемой сети и создания модели структурного состояния использовались два входных вектора; а именно массовый процент меди и объемная доля армированных частиц. Плотность, пористость и твердость были тремя результатами, разработанными для предлагаемой сети. Эффекты добавления меди в качестве легирующего элемента и карбида кремния в качестве упрочняющих частиц к металлической матрице Al-4 мас.% Mg были исследованы с использованием искусственных нейронных сетей. Максимальная абсолютная, относительная ошибка предсказания значений не превышает 5,99%.

Известен способ получения литого композиционного материала (патент РФ №2353475, опубл. 27.04.2009) на основе алюминиевого сплава Al-3%Mg с добавлением армирующих дискретных керамических частиц карбида кремния. Получение ЛКМ происходит по следующей схеме:

- смешивание порошков алюминиевого сплава Al+3%Mg и армирующих частиц SiC в размольно-смесительном устройстве;
- брикетирование полученной смеси под давлением 28–35 МПа;
- введение полученных брикетов (с учетом концентрации SiC) в расплав матричного состава Al+3%Mg при температуре $850 \pm 10^\circ C$;
- выдержка в течение 20–30 минут для растворения;
- перемешивание расплава для равномерности распределения частиц по объему;
- разливка в формы и последующее охлаждение [53].

Многостадийность процесса может показаться недостатком технического решения. Способ производства достаточно энергозатратен, как по операциям (длительность процесса), так и по аппаратному оформлению (необходимость использования дополнительной техники). Кроме того, дискретные керамические частицы имеют свойство оседать под действием силы тяжести в виду большей плотности вводимого брикета и состоящих из него частиц.

Другим известным способом (патент РФ №2639088, опубл. 19.12.2017) получения КМ на алюминиевой основе А85, легированной медью марки М0 является армирование карбидом бора B_4C . Стадии выполнения по данному патенту и заявленной технологии:

- плавление алюминия и меди технической чистоты в графито-шамотном тигле в электрической печи сопротивления при 900°C (температура максимальной смачиваемости частиц расплавом);
- ввод в расплав подогретого порошка частиц B_4C до 250°C (размерность 1-20 мкм) при помощи титановой губки;
- постоянное механическое перемешивание четырехлопастной титановой лопаткой (подобранная скорость вращения 450 об/мин);
- заливка расплава в разогретую цилиндрическую стальную изложницу до 250°C;
- операция прессования и экструзии в матрицу (кристаллизацией под давлением) при 50-200 МПа [35].

Было установлено, что при вращении лопасти мешалки в 450 об/мин возникают завихрения и налипание агломератов частиц на лопасти и боковые стенки тигля, а также возникают очаги скопления частиц карбида бора. Это явление ведет к неравномерному распределению упрочняющих частиц B_4C . Кроме того, подогрев частиц до температуры 250°C приводил к частичному спеканию порошка, что существенно снижало качество его перехода в сплав.

Техническим результатом является повышение степени усвоения частиц карбида бора при снижении неоднородности микроструктуры получаемого сплава.

В ходе проведения экспериментов (патент РФ №2750658С1, опубл. 30.06.2021) устранили часть недостатков предыдущей работы, за счет ввода армчастиц через питатель на дно тигля посредством их вдувания с использованием газа-носителя (аргона). Поэтапное достижение результата было следующим:

- расплавление чушек Al и Cu в электрической печи сопротивления;
- параллельная подготовка частиц карбида бора посредством нагрева до температур 200-250°C в течение не менее 20 минут;
- ввод композиционного порошка в расплав описанным способом при температуре 850- 950°C;
- механическое замешивание при скорости вращения титановой лопасти мешалки 250-350 об/мин;
- разливка расплавов изложницы с принудительным охлаждением со скоростью 10-25 град/мин.

В результате получены образцы с высокими механическими свойствами при равномерной структуре и распределении армирующих частиц в матрице. Однако, присутствовал в заготовках высокий уровень водородной пористости и участки локальной

неоднородности, особенно вдоль эвтектических связей. Низкое значение удлинения снижает возможности получения некоторых деталей при обработке сплава давлением. Вышеприведенные недостатки и их устранение входят в ряд задач, которые необходимо выполнить в рамках исследования и при разработке технологии получения качественного композиционного сплав на основе матрицы Al-Cu.

1.5 Выводы по 1 главе

Проведен анализ исследований по различным композитам с металлической матрицей на основе алюминия с различными типами армирования, разными размерами и технологиями изготовления методом литья с перемешиванием и дальнейшей обработкой давлением.

Изучены и показаны лучшие практики, связанные с механическими испытаниями образцов, для определения критериев структурного соответствия. Детально изучены параметры подготовки и обработки, влияющие на качественные характеристики в процессе механической обработки и производительность новых технологических линий.

Обоснован выбор матричного сплава, поскольку в нескольких работах сообщалось о крупной исследовательской работе по сплаву Al – 5%Cu с применением армирования B_4C , но ни в одной из них не предпринимались попытки использования алюминиевого сплава Al – 5% Cu и карбида бора в качестве армирования. Доказано, что комбинация армирования из карбида бора и матрицы из алюминиевого сплава Al – 5% Cu с помощью простого и экономичного метода, называемого методом литья с перемешиванием.

Выполнено подробное описание систем из алюминиевых сплавов, их классификация, а также способы формирования металлической или легированной керамическими частицами матрицы, и ее наиболее важные особенности изменения физико-химических свойств. Проведено патентное исследование и научно обоснован выбор частиц карбида бора в качестве основного модификатора матричного сплава. Определены характеристики металлического матричного соединения и преимущества и недостатки, классификация алюминиевого сплава.

Выполнен краткий аналитический обзор в области производства алюмо-матричных композиционных сплавов с различными оксидными, нитридными и карбидными добавками, обоснована актуальность исследований, сформулированы цель и задачи работы, определены научная новизна и практическая значимость результатов и сформулированы основные положения, выносимые на защиту.

Дано подробное описание систем из алюминиевых сплавов, их классификация, а также способы формирования металлической или легированной керамическими частицами матрицы, и ее наиболее важные особенности изменения физико-химических свойств. Проведено патентное исследование и научно обоснован выбор частиц карбида бора в качестве основного

модификатора матричного сплава. Определены характеристики металлического матричного соединения и преимущества и недостатки, классификация алюминиевого сплава.

ГЛАВА 2 МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ И ОБРАБОТКА РЕЗУЛЬТАТОВ ЭКСПЕРИМЕНТА

2.1 Основные характеристики материалов и лабораторная установка

В качестве основы матричного сплава использовали сплав Al – 5%Cu. Данные по составу приведены в таблице 2.1.

После предварительной обработки (классификации по размерам) и нагрева производили ввод частиц карбида бора с различным их содержанием: 2, 5 и 7мас.% (таблица 2.2). Размер частиц после классификации на специальном стенде из последовательно выставленных сит составляет 5-20 мкм. В ходе эксперимента необходимо было обосновать влияние размера частиц керамических материалов с целью создания жесткого каркаса в матрице и получения наилучших механических свойств.

Частицы карбида бора обладают более предпочтительными характеристиками в качестве армирующего материала, о чем было указано в 1 главе исследования. Небольшие слитки матричного материала Al (98,5%) и Cu (99,5%) разрезали на мелкие кусочки для облегчения их загрузки и плавления в тигле, размещенного в лабораторной печи сопротивления.

Таблица 2.1– Состав алюминиевого сплава (основной матричный материал)

Mn	Si	Ni	Fe	Cu	Ti	Zn	Al
0.1-1	≤0.3	≤0.1	≤0.2	4.5-5.5	0.15-0.35	≤0.2	ост.

Технология предполагает дополнительную подготовку полученных частиц карбида бора. 20 г частиц карбида бора, которую помещали в просеивающее устройство. Просеивающая вибрационная машина, работающая от электрического тока, которая разделяет B₄C бора на разные размеры. При размерности 20 мкм задерживались частицы B₄C массой 3,7 г, а на сите, содержащем размерность 15 мкм, задерживались частицы карбида бора массой 4,2 г, содержащей - 10 мкм, для другого сита на нем оставались частицы карбида бора массой 5.5 г, содержащем размер 5 мкм задерживались частицы карбида бора массой 6,6 г.

Перед загрузкой в расплав предварительно нагревали частицы карбида бора до температуры до 250°C, и выдерживали в течение 20-30 минут для снижения количества микротрещин при контакте активной поверхности с расплавом на рисунке 2.1. После такого нагрева частиц, происходит равномерное формирование кристаллитов при формировании каркаса правильной формы, и отсутствуют пузырьки водорода, которые могут образоваться внутри расплава при избыточным давлением паров внешней влаги на поверхности композита.

При перегреве более 300°C происходит разрушение и размывание микроструктур около центров кристаллизации между частицами карбида бора расплавом, и по линии эвтектик в особенности. При нагреве частиц менее 20 минут образуются локальные очаги жидко-твердых фаз с нераспределенными структурами композитов, и разрывами эвтектик.

В качестве армирующих частиц использовали готовый порошок карбида бора (рисунок 2.1), основные характеристики которого представлены в таблице 2.2.

Таблица 2.2–Основные характеристики керамических частиц B_4C

Материал	Плотность, $г/см^3$	КТР, $10^{-6} °C^{-1}$	Модуль упругости Е, ГПа	Объемный модуль упругости В, ГПа	Средний размер частиц, мкм
B_4C	2,54	3,2	425,1-474	214.8-247	5-20

Ввод в расплав частиц карбида бора производили через питатель направленно на дно тигля, что обеспечивает стабильное распределение частиц на лопастях мешалки, с последующим их встраиванием в матрицу по объему, исключая их всплытие на поверхность без шлакообразования.

Во время плавки в лабораторной печи при температуре в интервале 840-910°C расплав перемешивали с помощью четырехлопастной мешалки со скоростью 360-410 об/мин. При этом предварительно нагретые частицы карбида бора до температуры 200-300 °C, добавляли равными порциями через питатель, встроенный в трубку мешалки. Методы плавки и перемешивания являются известными методами, и наиболее пригодны в этом случае, о чем было указано в патентном обзоре.



Рисунок 2.1–Общий **внешний** вид частиц карбида бора

Преимуществами этого метода являются простота, гибкость и в то же время создаются условия для упрочнения матрицы, а также становится возможным ввода частиц в широком диапазоне их содержания (распределения) в матрице. Частицы вводили в расплавленный металл под давлением аргона, а затем тщательно перемешивали для окончательного равномерного распределения в матрице.

Далее расплав после перемешивания переливали в раздаточный лоток и направляли на штамповку (обработку расплава давлением). Давление на расплав в объеме штампа создает мгновенный контакт с расплавом при его заливке, что создает оптимальные условия для быстрого теплообмена, и получения однородной микроструктуры в заготовках и уменьшает образование оксидных плен на поверхности частиц или их переходе с поверхности расплава.

Необходимо отметить, что весь технологический процесс начиная от литья заготовки, и заканчивая штамповкой изделия имеет высокий уровень контроля и автоматизации, и это дает возможность получать качественную продукцию без дефектов микроструктуры.

Расплав с частицами диаметром 50 мкм дополнительно перемешивали перед заливкой в стальной кокиль. Непосредственно перед разливкой расплава в форму на рисунке 2.2, снова интенсивно перемешивали в течение 1 мин и заливали в графитовый тигель с последующей кристаллизацией под давлением 350-380 МПа на рисунке 2.3.

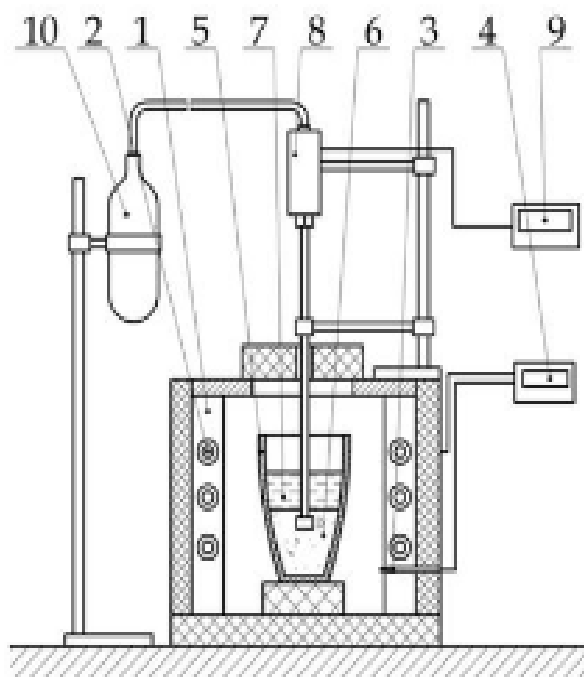


Рисунок 2.2– Схема лабораторной установки: 1 – шахтная электропечь; 2 – нагревательные элементы; 3- термопара ХА; 4 – терморегулятор; 5 –графитовый тигель; 6 – расплав алюминия; 7 – хлоридно-фторидный расплав; 8 – перемешивающее устройство (ПУ) со продувкой смеси; 9 – пульт управления ПУ; 10 - аргон

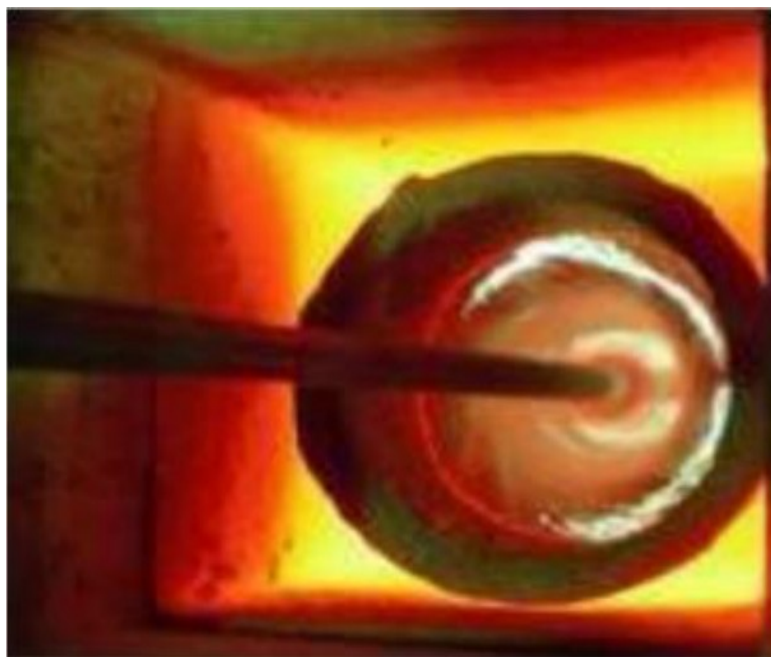


Рисунок 2.3– Подготовка, нагрев, плавление и перемешивание расплава в печи

Среди всех методов изготовления сплавов способ литья с перемешиванием является одним из наиболее подходящих методов для композитов на основе алюминия. Для получения АМС с оптимальными свойствами проводится вторичная обработка композитов, которая обеспечивает равномерное распределение армирующего материала в матрице и формирование хорошей межфазной связи. Для оптимизации механических и физических свойств МКМ было изучено изменение температуры обработки, самого вида и размера арматуры, объемной доли арматуры, времени перемешивания и прочности основного металла [70].

Приложенное давление и мгновенный контакт расплавленного металла со штампом обеспечивают условия для получения гомогенной микроструктуры в заготовках, что снижает образование оксидной пленки на поверхности частиц в результате быстрого теплообмена. Совмещенный процесс литья и штамповки полностью автоматизирован, и получается методом, показанном на рисунке 2.4. [27, 64].

Как правило, целесообразна двух стадийность процесса: литье с перемешиванием и последующая штамповка в состоянии жидко-твердой фазы (ЖТФ), когда плунжерный механизм насоса оказывает давление на расплав в специальной пресс-форме. Такой комбинированный способ не требует дополнительной механической обработки, и позволяет получать изделия без газовой и усадочной пористости, при этом, количество металлических отходов уменьшается на 10%. Для обоснования технологических параметров были получены 4 образца после литья и прессования, как показано на рисунке 2.5, с различным содержанием карбида бора в матрице алюминиевого сплава системы Al-Cu.

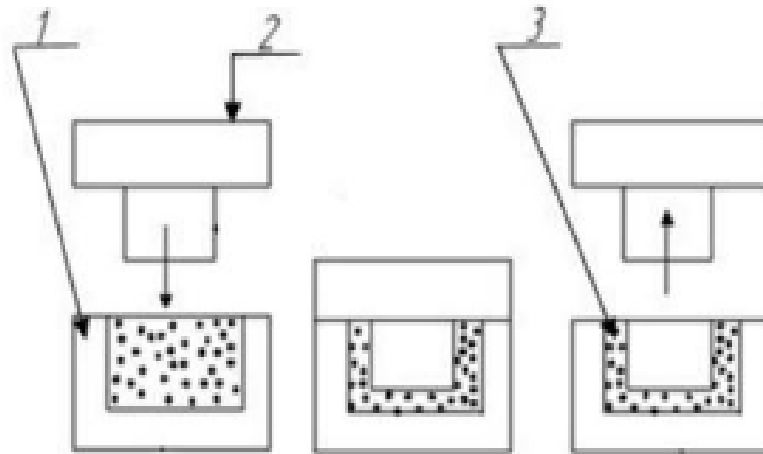


Рисунок 2.4—Пример литья композиционного сплава под давлением (штамповка): 1 – нижний штамп; 2 – верхний штамп; 3 – форма



Рисунок 2.5 – Отлитый в образец сплавов с различным содержанием карбида бора, после извлечения из изложницы

Образцы после извлечения из изложницы нумеровали, и обрабатывали с одной стороны шлифовальной машинкой для исследования химического состава и структуры методами электронной микроскопии. Далее вырезали темплеты для проведения механических испытаний.

Основные характеристики порошков карбида бора

Карбид бора представляет собой бинарное соединение элементов бора и углерода в различной стехиометрии (гомогенные смеси от B_4C до $B_{6,5}C$) и является перспективным конструкционным материалом. Обоснование выбора этого материала приведено в 1 главе.

Способ получения карбида бора, а также содержание в нем свободного углерода определяют периоды кристаллической решетки. Периоды решетки карбида бора образованного термическим методом магния [8, 20], больше, чем периоды решетки карбида бора, полученного углеродным термическим методом при одинаковом содержании углерода [38]. В конечном итоге, за счет регулирования условиями термической обработки и структуры можно получить частички порошка с высокоразвитой поверхностью, что особенно важно для установления прочного контакта (высокого уровня адгезии) частиц композита с алюминиевой матрицей и эвтектиками сплава в нашем варианте. Необходимо отметить что, карбид бора — это фаза переменного состава, и ее свойства зависят от стехиометрического соотношения компонентов (B_4C , $B_{13}C_2$ и др.). В данном случае, наличие промежуточных фаз инициирует образование интерметаллидов, которые усиливают создаваемые во время всех операций каркас в матрице.

Наиболее распространены варианты диаграммы состояния системы В-С с широкой областью гомогенности твердофазной модификации B_4C (рисунке 2.6 а) и с узкой областью гомогенности (рисунке 2.4 б) $B_{13}C_{2\pm x}$ с расширением при высоких температурах [48, 57].

К настоящему времени остается предметом обсуждения такой фактор, как характер концентрационных изменений в композиционной структуре за счет промежуточных межфазовых переходов. Не смотря на это, накоплено достаточно информации об электронном строении, физико-химических и физико-механических свойств карбида бора и композитов на его основе. Этот объем информации относится в первую очередь к микроструктурным образцам, а наноструктуры, в данном случае, рассматриваются относительно редко [56, 47].

При использовании обычных методов очень сложно однородно смешивать наноразмерные частицы карбида бора в металлических матрицах [80]. Наноразмерные порошки имеют тенденцию к большей агломерации из-за большой площади поверхности наночастиц. Учитывая вышеуказанные проблемы, разрабатываются новые методы обработки для получения КМ с однородными дисперсиями наночастиц. Для синтеза ММК было разработано несколько методов, включая порошковую металлургию, обработку деформацией, обработку в паровой фазе и обработку затвердеванием. Из доступных методов наименее затратным методом получения ММК является обработка давлением. Быстрое отверждение, инфильтрация и смешивание наночастиц с последующим перемешиванием — это различные способы, доступные в процессе отверждения для изготовления ММКМ [87, 11]. Поэтому, эти факторы являются основанием для выбора совмещенного литья и штамповки.

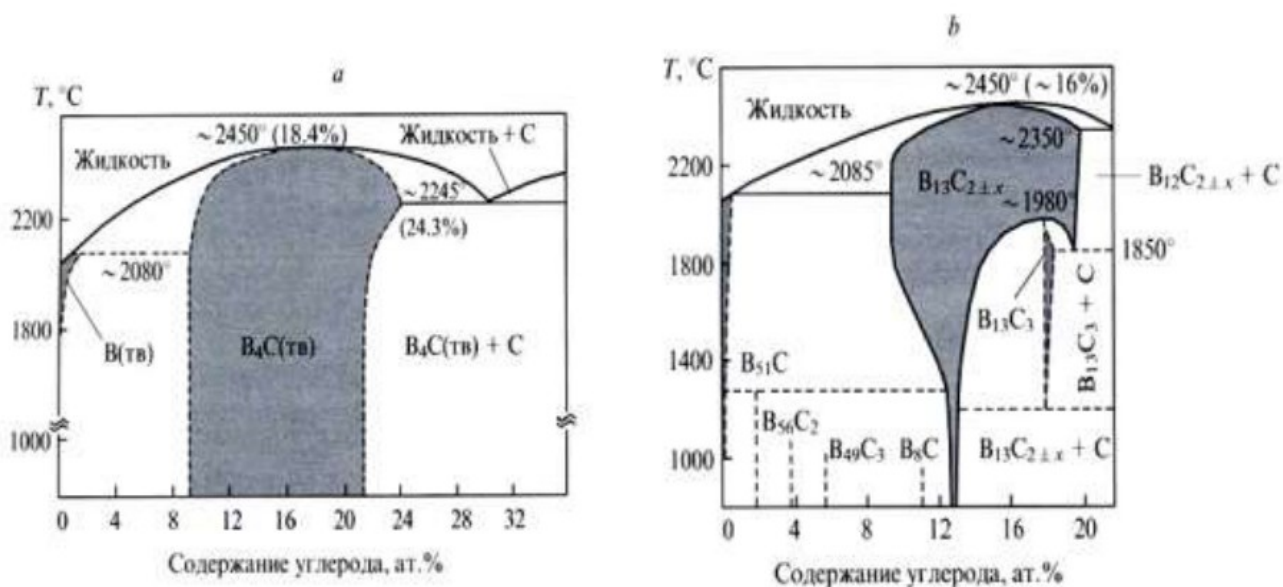


Рисунок 2.6 – Диаграммы состояния системы В-С с широкой областью гомогенности B_4C (а) и с узкой областью гомогенности (б) $B_{13}C_{2\pm x}$ [77]

Поэтому, научный интерес представляет изменение структурных параметров при переходе от крупнокристаллических материалов к микро- и нанокристаллическим, а также отслеживание влияния этого перехода на физико-химические и механические свойства [105, 81].

Одним из ключевых факторов разработки и применения высокоэффективных композитных материалов является тонкая настройка интерфейса матрица / армирование, который должен сочетать эффективную передачу нагрузки со способностью предотвращать растрескивание. [8, 71, 107].

Армирование керамическими пластинами карбида бора, используемое в качестве прочной преграды при взаимодействии при ударном динамическом столкновении, заключается в том, что (пластина) преграда поглощает значительную часть ее кинетической энергии. Образец при столкновении пластически деформируется и ее стальной сердечник нагревается при высвобождении энергии [43], однако большая часть ее кинетической энергии уходит на разрыв химической связи материала пластины.

Другой доказанный аргумент в том, что плотность карбида бора ниже, чем у других коммерчески доступных керамических усилителей, таких как SiC , TiB_2 , $ZrSiO_4$, Al_2O_3 и TiC , что приводит к получению композитов с более высокой удельной плотностью, а также высокой микротвердостью (5000 кгс мм^2) [69].

Естественная хрупкость керамических материалов противоречит их некоторому использованию в качестве защитных материалов.

2.2. Технологическая схема опытов и характеристики основного оборудования

Обоснованность разновидностей методик и способов производства литых изделий из алюминия, базируется на различии производственных целей, и в уровне качества слитков, а также экономической эффективности и энергоэффективности производства. Можно выделить две группы способов получения слитков из алюминия, различающихся различными скоростями кристаллизации и затвердевания.

Первая группа объединяет способы затвердевания, когда металл кристаллизуется (фронт кристаллизации) от стенок формы к центру, а тепловой узел отливки затвердевает в последнюю очередь (заливка в изложницы/формы), и характеризуется неподвижностью расплава.

Ко второй группе относятся расплавы, в которых фронт кристаллизации остается практически неподвижным (заливка в кристаллизатор) и который напротив, характеризуется подвижностью расплава (непрерывное литье в форму с направленной кристаллизацией) [19, 22].

Принципиальная схема получения слитков композиционных сплавов и деформированных полуфабрикатов из них приведена на рисунке 2.7.

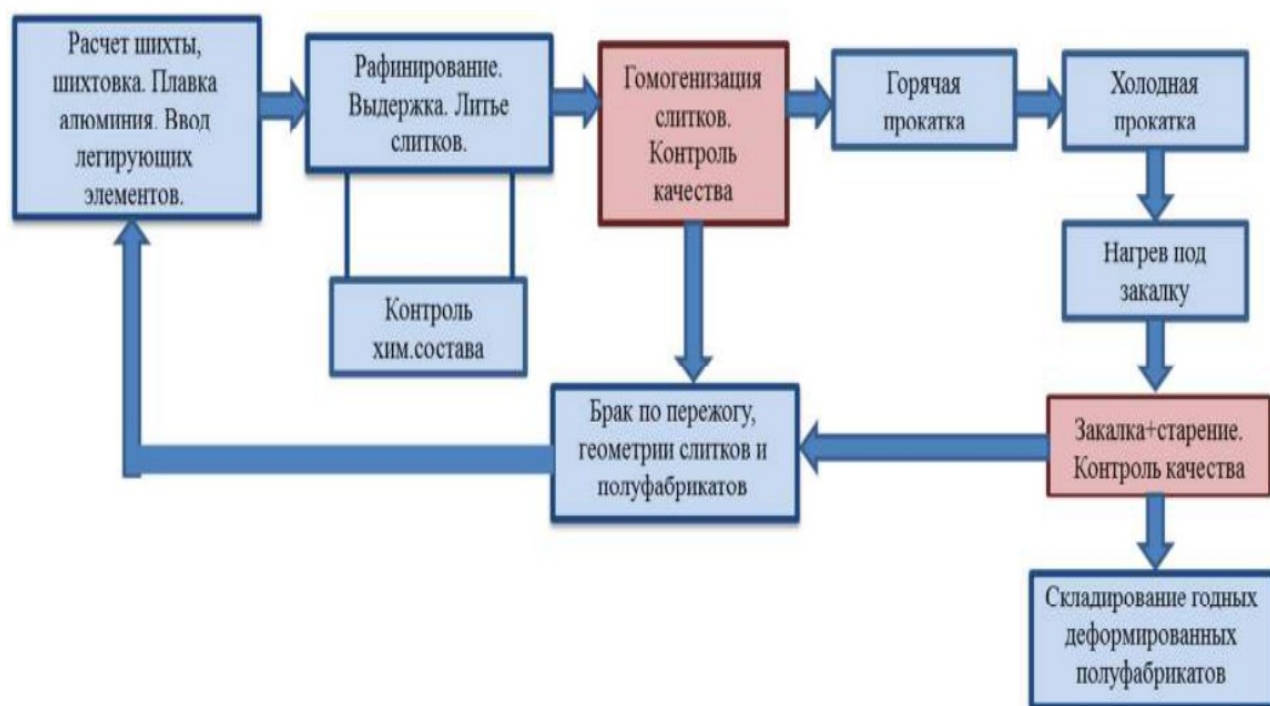


Рисунок 2.7 – Принципиальная схема получения слитков композиционных сплавов и деформированных полуфабрикатов из них

Основными объектами исследования в работе являлись образцы литых заготовок из базовых сплавов системы Al – 5% Cu с введенными в матрицу частицами B_4C (с содержанием 2, 5 и 7% масс). В таблицах 2.1, 2.2 приведен химический состав сплавов, использованных в работе.

Технологическая схема получения литых образцов из сплавов систем: Al – 5% Cu; Al – 5% Cu – 2% B_4C ; Al – 5% Cu – 5% B_4C ; Al – 5% Cu – 7% B_4C приведена на рисунке 2.8.

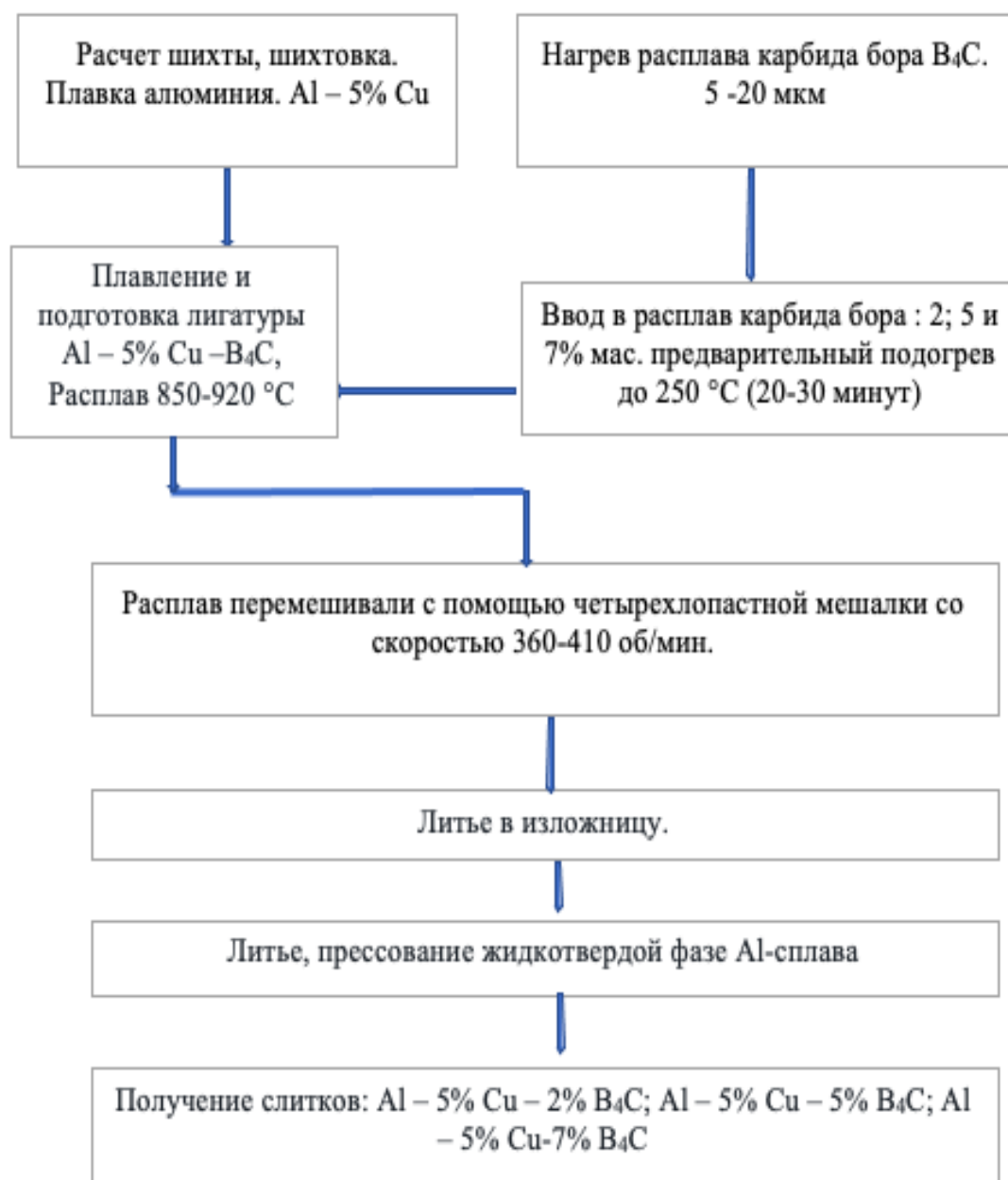


Рисунок 2.8– Технологическая схема опытов

2.3 Методы обработки полученных результатов

Полученные в ходе опытов образцы представляют собой матрицу Al – 5% Cu с встроенным каркасом из частиц карбида бора. Дополнительные легирующие элементы могут

быть добавлены к исходному составу матрицы в зависимости от предполагаемого целевого направления заготовки, для придания ей новых свойств.

Для упорядоченной структуры необходимо обеспечить необходимый контакт между частицами и матрицей, т.е. высокий уровень адгезии между субстратом (твердой частицей) и адгезивном (агентом – матрицей КМ), который определяется поверхностной энергией межфазных границ, и в частности, адсорбцией межфазной границы и смачиванием твердого тела жидкой фазой. Краевой угол θ известная характеристика контактного смачивания. В большинстве исследований, обнаруживается влияния алюминиевой оксидной пленки на поверхности керамических частиц при их вводе в алюминиевую матрицу, при этом создается значительное поверхностное натяжение, которое может привести к снижению угла смачиваемости, и как следствие, изменению микроструктуры в области обволакивающей дисперсную частицу [82], которая по своей сути является центром кристаллизации для зародыше образования.

Такое изменение краевого угла в алюминиевой матрице при иммерсионном смачивании частиц B_4C характеризуется механизмом смачиваемости (рисунок 2.9). Это механизм заключается в следующем. Чем ближе угол контакта θ к 0° , тем больше смачиваемость твердой частицы с расплавом, т.е. действует обратно пропорциональная зависимость между углом контакта и смачиваемостью [85]. Угол смачиваемости или степень межфазного контакта между жидким расплавом и твердой частицей, в итоге, определяется уравнением (2.1) [84].

$$\cos\theta = \frac{\gamma_{sv} - \gamma_{sl}}{\gamma_{lv}}, \quad (2.1)$$

где θ - угол контакта;

γ_{sv} – твердая фаза (частица);

γ_{lv} - фаза жидкого расплава;

γ_{sl} – фаза жидко-твердого состояния.

На рисунке 2.9 показан механизм взаимодействия жидкого расплава с твердой подложкой частицы карбида бора.

В системе Al– B_4C смачиваемость часто низкая при низких температурах обработки, т.е. при расплава для алюминиевого сплава (720-750 °C), но при более высоких температурах алюминий лучше смачивает поверхность B_4C (от ~ 800 °C до выше 1000 °C).

В жидко-твердом состоянии (690-720 °C) угол контакта обычно достигает низких значений, что означает хорошую смачиваемость и лучшее взаимодействие расплава и частицы. В то время как высокий угол смачивания (более 90°) указывает на плохие условия взаимодействия между расплавом и частицей [86, 101].

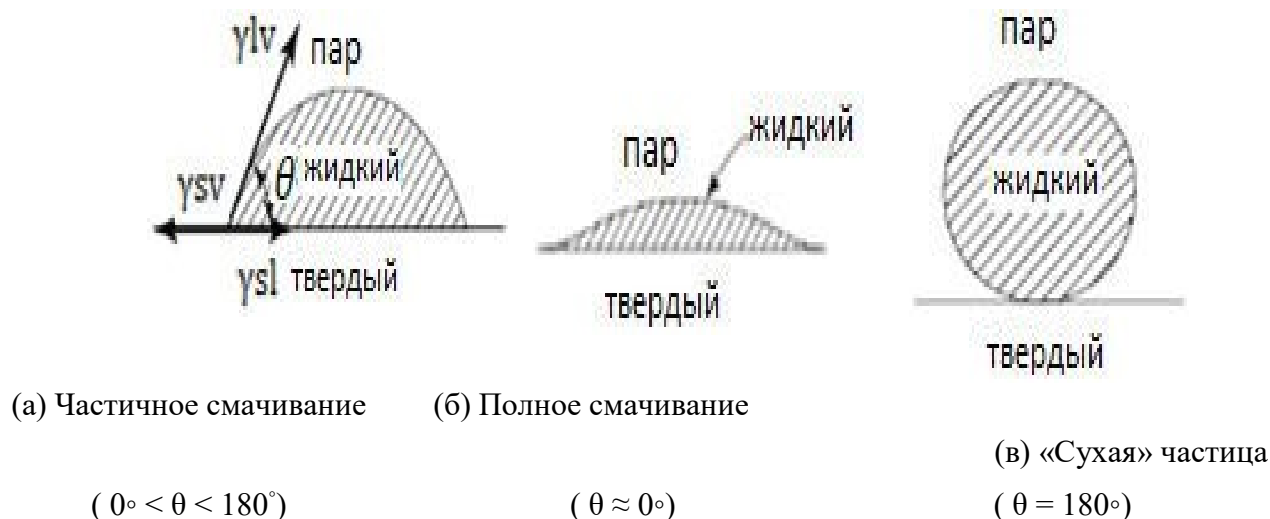


Рисунок 2.9– Взаимодействие расплава с твердой подложкой частицы карбида бора

Существует три основных параметра улучшения смачиваемости, которые необходимо соблюдать и учитывать при разработке технологии, это [7, 68]:

- увеличение поверхностной энергии твердой диспергированной фазы;
- снижение поверхностного натяжения матрицы алюминиевого сплава;
- уменьшение межфазной энергии на границе раздела «твердое-жидкое» -ЖТФ.

Нанесение некоторых металлов (Mg, Ca, Ni и Cu) на поверхность частиц или ввод активных элементов (подогретых частиц в жидкий алюминий) позволяет улучшить условия смачиваемости [99]., поэтому, для обеспечения устойчивой равномерной структуры, в работе были учтены эти факторы.

2.4 Особенности микроструктурного исследования

Экспериментальное исследование образцов проводилось на специальном лабораторном стенде в различных технологических условиях в Центре переработки минерального сырья и лабораториях Египетского технологического университета.

Из отливок композиционного сплава были вырезаны темплеты с помощью режущей машины LECOMSX 250A показанной на рисунке. 2.10. Далее, образцы были запрессованы в бокситовую руду для контроля процесса шлифования при обработке отливок с помощью горячей компрессионной монтажной машины (рисунке 2.11) и отполированы (рисунок 2.12).



Рисунок 2.10 – Автоматический агрегат для резки LECOMSX 250A



Рисунок 2.11–Горячий компрессионный монтаж образцов



Рисунок 2.12 – Полировочный станок Struers DAP-V

Полученные отливки (образцы) композиционного сплава были отшлифованы с использованием 100 шлифовальной зернистой бумаги из карбида кремния, а затем 220, 400, 600 и 1000 марок наждачной бумаги. Непосредственно перед самым металлографическим исследованием образцы были отполированы и протравлены реагентом Киллера для получения высокого уровня контрастности и четкости изображения структуры (рисунке 2.12).

Основные изображения микроструктур получали на световом оптическом микроскопе (LECO LX 31), который соединяется с камерой (Рах cam) с программным обеспечением для анализа самих изображений (Рах-it).

Помимо этого, определения распределения частиц образцы также исследовали на сканирующем электронном микроскопе TESCAN VEGA3 (рисунке 2.13) в Центре «Переработки минерального и техногенного сырья», и далее визуализировали при различных увеличениях (x100, x200, x400), чтобы доказать наличие устойчивого армирования и распределения в металлической алюминиевой матрице различных примесей, присутствующих в карбиде бора, и которые трудно определить из оптических микрофотографий.



Рисунок 2.13 – Световой оптический микроскоп (LECO LX 31) соединяется с камерой (Рах cam) с программным обеспечением для анализа изображений (Рах-it)

Измерение микротвердости образцов

Испытание образцов композиционного сплава на твердость по Виккерсу проводили с использованием микротвердомера (LECO LM700) при увеличении x50, нагрузке 50 гс в течение 10 с (рисунок 2.14). Микротвердомер оснащен алмазным индентором в форме квадратной

пирамиды, способной производить геометрически похожие отпечатки независимо от размера. Основным принципом, как и при любых измерениях твердости, является изучение способности материала противостоять пластической деформации из стандартного источника. Существуют различные виды испытаний на твердость, но тест Виккерса проводят для всех образцов с металлическим покрытием, поскольку этот тест на микротвердость имеет одну из самых широких шкал.

Микротвердость по Виккерсу [104] определялась путем вдавливания индентора в образец с нагрузкой в 5 кг в течение 15 секунд. При проведении экспериментов использовалось 5-8 отпечатков на каждое состояние образца. Стандартная ошибка в определении среднего значения была в пределах ± 3 HV.



Рисунок 2.14– Тестер микротвердости по Виккерсу LECO LM700

Далее полированные и протравленные образцы были охарактеризованы с помощью сканирующего электронного микроскопа (FEI INSPECT S50), представлено на рисунке 2.15. Порядок действий на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ-анализ) основан на использовании сфокусированного пучка электронов высокой энергии, которые генерируют разнообразие сигналов на поверхности твердых образцов. Возникающие сигналы интерпретируют информацию о морфологии (текстуре), химическом составе, кристаллической структуре и ориентации материалов исследуемого образца. Ускоренные электроны в СЭМ несут значительное количество кинетической энергии, и эта энергия рассеивается в виде разнообразных сигналов, создаваемых взаимодействиями электронов с образцом, когда падающие электроны замедляются в твердом образце. При этом, вторичные электроны

производят изображения СЭМ, а электроны обратного рассеяния (BSE), дифрагированные электроны обратного рассеяния (EBSD) используются для определения кристаллических структур и ориентаций минералов [49].



Рисунок 2.15– СЭМ устройства модели FEI INSPECT S50

2.5 Механические испытания образцов и характеристики оборудования

В Горном университете нет соответствующего оборудования, поэтому испытания на удлинение и на разрыв проводилось в соответствии со стандартами ASTM с использованием 5 образцов (длина 50 мм, расчетная длина 30 мм), как показано на рисунке 2.16, для каждого семейства МКМ ($Al - 5\% Cu$, $2\% B_4C$, $5\% B_4C$, $7\% B_4C$) в Таббинском техническом университете (Каир, Египет). Образцы изготавливают литьем с перемешиванием. Микрорастяжение проводили для определения удлинения, и механических свойств на растяжение для каждого образца, записывали пять показаний. Цифровой тензомер с двумя механическими захватами используется для удержания образца на растяжение, как показано на рисунке 2.17.

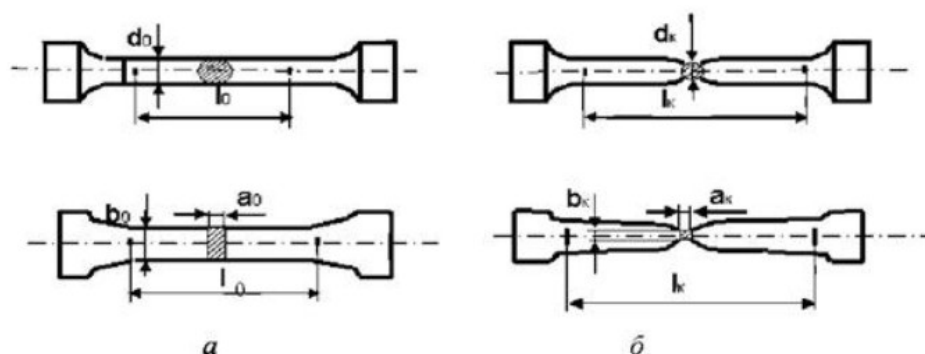


Рисунок 2.16 – Цилиндрические и плоские образцы (темплеты) до (а) и после (б) испытания на растяжение

Во время механических испытаний на цифровом тензомере для удержания растягивающегося образца применяли два механических захвата, как показано на рисунке 2.17.

Это малогабаритная машина, которая позволяет проводить простые испытания металлических образцов на растяжение при максимальной нагрузке до 20 кН. Эта машина совместима с торсионной испытательной машиной TecQuipment (SM1001). Она имеет экстрадированную алюминиевую станину, которая удерживает механизмы приложения нагрузки и измерения нагрузки. ‘Стяжки’ добавляют жесткости конструкции.

Механизм приложения нагрузки включает в себя червячно-колесную коробку передач с ручным приводом, приводящую в движение ходовой винт с ходом примерно 400 мм. Механизм использует шариковые кольца и самоустанавливающиеся шариковые упорные кольца в направлении нагрузки. Эти подшипники позволяют пользователю прикладывать максимальную нагрузку с минимальными усилиями. Они также обеспечивают плавную и прогрессивную работу, необходимую для того, чтобы помочь пользователю применять устойчивую скорость деформации для достижения наилучших результатов при испытании образцов композиционных сплавов.

Устройство также имеет маховик “быстрого продвижения”, который позволяет пользователю просто и быстро устанавливать расстояние между патронами перед каждым испытанием образца.



Рисунок 2.17– Работа цифрового тензиометра

2.6 Выводы по 2 главе

Обоснованы методы решения поставленных задач исследования, представлена схема экспериментальной установки, разработаны методики проведения лабораторных и промышленных экспериментов. Составлен план экспериментов. Представлены методики расчета обработки результатов опытов, и определены особенности микроструктурного исследования и механические испытания.

Представлены различные виды оборудования для проведения испытаний образцов композиционного сплава для получения результатов механических характеристик.

Определены критерии для микроструктурного исследования образцов.

ГЛАВА 3 РАЗРАБОТКА И ОБОСНОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ КОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ВВОДЕ КАРБИДА БОРА В СПЛАВ Al-Cu

В рамках первого научного положения необходимо определить и обосновать влияние различных факторов и технологических параметров, влияющих на структурные и механические характеристики сплавов при вводе частиц карбида бора. Необходимо обосновать все технологические операции, начиная с подготовки самого матричного сплава и частиц карбида бора, до получения литой и штампованной заготовки (образцом композиционного сплава). Для этого был проведен многофакторный эксперимент по определению влияния размера частиц B_4C , при различном соотношении добавок с учетом изменения плотности. Необходимость нагрева частиц перед вводом в алюминиевый сплав связана с удалением внутренней и влаги с поверхности частиц, для изменения угла смачивания, и снижения водородной пористости, и в целом микропористости всей отливки (сплава). На основе полученных данных экспериментов получена модель заполнения алюминиевой матрицы частицами при стандартных условиях, и в соответствии с принципом заполнения Хорсфилда с учетом выбора содержания меди в матричном сплаве и содержания частиц карбида бора в расплаве. Обоснование выбора содержания частиц карбида бора композитном расплаве зависит от уровня смачиваемости с матричной основой для обеспечения последующей равномерной кристаллизации при переходе жидко-твердого состояния расплава в форму штампа. Проведена оценка влияния коэффициента термического расширения для различных вариантов технологии, и при изменении содержания частиц карбида бора в матричном сплаве.

3.1 Влияние размера частиц карбида бора на плотность

В данном исследовании в качестве материала матрицы использовался алюминиевый сплав системы Al-5%Cu. Карбид бора B_4C со средним размером частиц от 5 - 20 мкм использовался в качестве каркаса матрицы для получения композиционных сплавов с равномерно распределенными центрами кристаллизации (Таблица 3.1). В расплав загружали порции частиц различного размера с интервалом 5 мкм (1-5, 5-10, 10-15, 15-20, 20-25) В ходе исследования были изучены частицы с размером диапазоне 1-25 мкм. Было определено влияние этих размеров на плотность расплава, и самой заготовки.

Для доказательства использовали способ непрямого измерения плотности образца-капли расплава с известной массой образца, равной 10-40 граммов («метод большой капли»), лежащей на горизонтальной подложке, размещенной на конце штока в вакуумной камере горизонтального типа в изотермической зоне электропечи, на основе фотометрии, которую

осуществляют по геометрическим характеристикам эллипсоида капли посредством измерения параметров его контура (силуэта) и дальнейшего определения объема капли [60, 132].

На рисунке 3.1 показана зависимость изменения плотности полученного сплава при вводе различных порций порошка B_4C через питатель. Видно, что плотность повышается по мере увеличения размера каждой частицы от 1 до 10 мкм. Плотность сплава при вводе частиц карбида бора B_4C размером 5 мкм, составляет $2,647 \text{ г / см}^3$, при этом, относительная плотность достигает максимального значения при сплавлении частиц 10 мкм в расплаве в среднем составляет $2,648 \text{ г / см}^3$.

Далее видно, что плотность постепенно уменьшается, пока не достигнет минимального значения при размере частиц карбида бора B_4C 25 мкм, которая в итоге составляет $2,624 \text{ г / см}^3$. Поэтому, на основании полученных результатов, для обеспечения равномерной плотности расплава размер частиц карбида бора был выбран в пределах от 5 до 15 мкм, поскольку эти размеры дают наилучшие значения плотности.

Следовательно, из полученных результатов установлено, что на плотность расплава влияет изменение размера частиц карбида бора, и наилучшие значения плотности были получены для частиц карбида бора B_4C в интервале 5-15 мкм.

Таблица 3.1– Значения размера частиц карбида бора и плотности Al-Cu сплава

Размер частиц, мкм	Плотность (г / см^3)
1	2,642
5	2,647
10	2,648
15	2,645
20	2,639
25	2,624

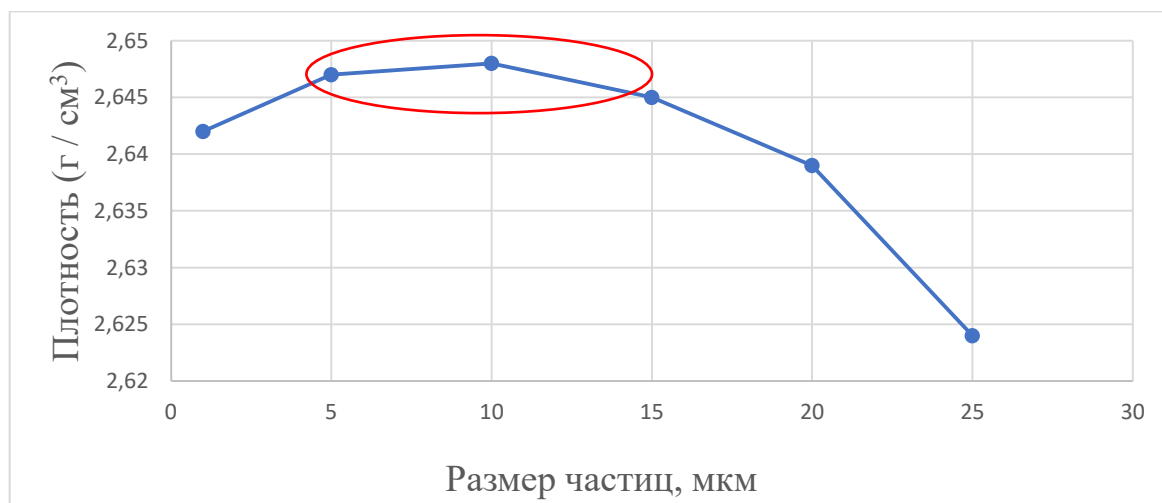


Рисунок 3.1– Влияние размера частиц карбида бора на плотность Al-Cu сплава

В данном случае необходимо указать на влияние ван-дер-ваальсовых сил, когда изменяются условия взаимодействия частиц за счет адгезии. При механическом воздействии (пересыпании частиц, транспортировании, вводе карбида бора через питатель) возможно образование микротрещин и образование тонкодисперсных фракций за счет абразивного воздействия, ударов и столкновений частиц в микрообъеме матрицы. Частицы размером 1-5 мкм за счет низкого значения плотности, как правило, всплывают на поверхности расплава и далее переходят в шлак. И наоборот, при столкновении крупных частиц 20-25 мкм, карбид бора с высокоразвитой поверхностью образует при адгезии «холодные» более крупные агломераты неправильных форм, что затрудняет их равномерное распределение при вводе в расплав, даже при принудительном давлении за счет инертного газа [71, 85, 109]. В конечном итоге крупные частицы осаждаются на дне тигля, даже при перемешивании в расплаве.

3.2 Влияние соотношения добавок карбида бора на плотность

На следующем этапе исследование изучали влияние количества добавок карбида на плотность матричного расплава.

По данным работ некоторых исследователей плотность определяет уровень ликвации твердых частиц как в жидком состоянии (расплаве), также как, и влияет на их распределение в микрообъеме [139, 109].

Плотность композиционного сплава измеряли методом дренирования Архимеда с использованием уравнения 3.1 [99]:

$$\rho_{\text{MMC}} = m / ((m - m_1) \times \rho_{\text{H}_2\text{O}}), \quad (3.1)$$

где, ρ_{MMC} - плотность композита Al-Cu-B₄C;

m - масса образца композита в воздухе;

m_1 - масса того же композита в воздухе;

$\rho_{\text{H}_2\text{O}}$ - плотность дистиллированной воды (при 293К) составляет 998 кг / м³.

На рисунке 3.2. показано изменение плотности до и после ввода частиц для сплава Al-5%Cu и композитов Al-5% Cu-% B₄C в литом состоянии. Видно, что плотность снизилась с 2,651 до 2,643, 2,646, 2,631 г / см³ для Al-5% Cu-0% B₄C, Al-5% Cu-2% B₄C, Al-5% Cu-5% B₄C и Al-5. % Cu-7% B₄C соответственно данным таблицы 3.2.

Поскольку плотность карбида бора (2,5 г / см³) меньше плотности самого сплава Al-5% Cu (2,651г / см³), общая плотность композитов Al-5% Cu-% B₄C уменьшается согласно зарегистрированному патенту [53].

Таблица 3.2– Значения плотности расплава и процентное содержание частиц карбида бора в расплаве

Карбид бора (мас. %)	Плотность расплава (г / см ³)
0	2,65
2	2,643
5	2,646
7	2,631

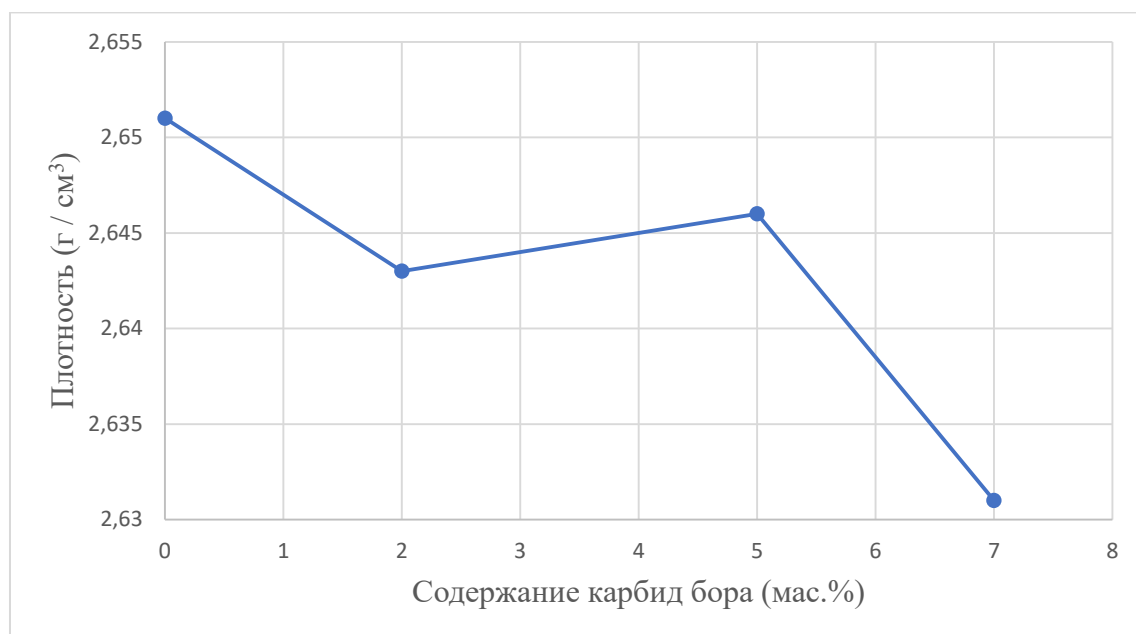


Рисунок 3.2– Влияние количества карбида бора (мас.%) на плотность сплава

Анализ полученных данных по изменению плотности расплава в зависимости от процентного содержания частиц карбида бора в расплаве указывает на то, что устойчивые значения плотности расплава достигаются в интервале от 1,8 до 5,5%. При низком более содержании наблюдается высокий уровень ликвации частиц в расплаве Al-Cu, а при повышении выше 6% происходит образование осадков на дне тигля.

3.3 Влияние степени нагрева частицы карбида бора на пористость

В литературе есть много исследований, в которых было показано, что поры, и, в частности, водородная пористость, ухудшают механические свойства, такие как предел прочности при растяжении и на разрыв, снижают показатели удлинения и твердости отливок из алюминиевого сплава [59,65,130].

Предварительный анализ указывает на наличие участков в литых заготовках, которые приводят к горячим трещинам при последующей их обработке давлением вызывающие горячие

разрывы. Подобный вид пористости для алюминиевых сплавов системы Al-Cu обычно связывают с водородной пористостью. При вводе армированных частиц в расплав помимо водорода из атмосферы, в расплав поступает адсорбированная влага, особенно это характерно для частиц с развитой поверхностью. Влага при нагреве водяного повара разлагается с образованием водорода [138].

Необходимо отметить, что при объединении мелких пузырьков образуются участки с выраженной пористостью в виде каверн. Кроме того, поры могут привести к браку алюминиевых отливок на стадии неразрушающего контроля. Следовательно, понимание процесса порообразования имеет первостепенное значение для вопроса снижения производственных затрат, и повышения их качества и производительности и, следовательно, и для их более широкого использования в отраслях промышленности. Минимизация количества и размера пор является одним из основных направлений исследований в области литейного дела в течение нескольких десятилетий, и также актуально и для данного исследования.

Процессы литья, такие как литье под давлением, а конкретно, такие как горячее изостатическое прессование, используются для предотвращения водородной пористости и залечивания микропор в отливках, соответственно [82, 132].

В нашем случае причиной образования водородной пористости могут быть два варианта. Первым является наличие поверхностной влаги ППВ на частицах композита. Вторым вариантом может быть тот случай, когда в результате присутствия водяного пара в атмосфере, особенно при высоких значениях показателя влажности 80-90% во время процесса во время подготовки расплава водород отделяется от кислорода, и создает промежутки и полости на поверхности между частицами, что приводит к образованию пористости:



Двухатомный водород получается, как:



Хотя растворимость водорода намного меньше для различных состояний, он в любом случае, считается основным источником порообразования в алюминиевых отливках из-за значительной разницы в растворимости водорода в жидком и твердом состоянии при температуре плавления алюминиевой матрицы. Многие исследователи в своих работах выдвигают гипотезу, что дегазация расплава и вывод водорода из расплава путем направленной кристаллизации, или затвердевание алюминия в ограниченной зоне литейной формы приводит к тому, что локальная концентрация водорода начинает превышать равновесную, что приводит к немедленному образованию пор [76,117,150].

Частицы карбида бора при комнатной температуре всегда имеют определенный процент влажности. При нагревании водород, образующийся из водяного пара при комнатной

температуре, вступает в реакцию, а кислород поднимается, и далее вокруг частиц образуется характерная пористость. На рисунке 3.3 показано изменение водородной пористости в зависимости от температуры нагрева при различном содержании частиц B_4C в сплаве.

При нагревании, как показано на рисунке, можно обнаружить, что пористость постепенно снижается, начиная от температуры 250 °С. Этот фактор явился основанием выбора интервала температур в интервале 250-300 °С и времени нагрева, которое составляло 30 минут, чтобы уменьшить пористость до оптимального значения.

Частицы выбранного размера помещали в алундовый тигель и далии направляли в муфельную печь. Нагрев осуществлял, начиная с комнатной температуры со скоростью 20 град в минуту. На первой стадии до температуры 150 °С удалялась поверхностная влага ППВ с поверхности частиц, вторая стадия нагрева необходима для снижения влияния внутренней влаги ВВ, и влаги из атмосферы воздуха в помещении, как показано в таблице 3.3.

В ходе проведенных опытов установлено, что водородная пористость отливки снижается при концентрации частиц карбида бора B_4C равной 5%, а наибольшее ее значение наблюдается при концентрации частиц B_4C – 7-8%.

Таблица 3.3– Влияние нагрева частиц карбида бора при разных температурах на водородную пористость литейной заготовки

Т °С	Пористость (H_2) мл/100 г		
	5% B_4C	2% B_4C	7% B_4C
100	0,06	0,063	0,067
150	0,057	0,058	0,0617
200	0,065	0,062	0,0671
250	0,063	0,0673	0,0674
300	0,047	0,0513	0,0493
350	0,045	0,0472	0,0484
400	0,043	0,0464	0,0483
450	0,042	0,0441	0,0468
500	0,04	0,0424	0,0481

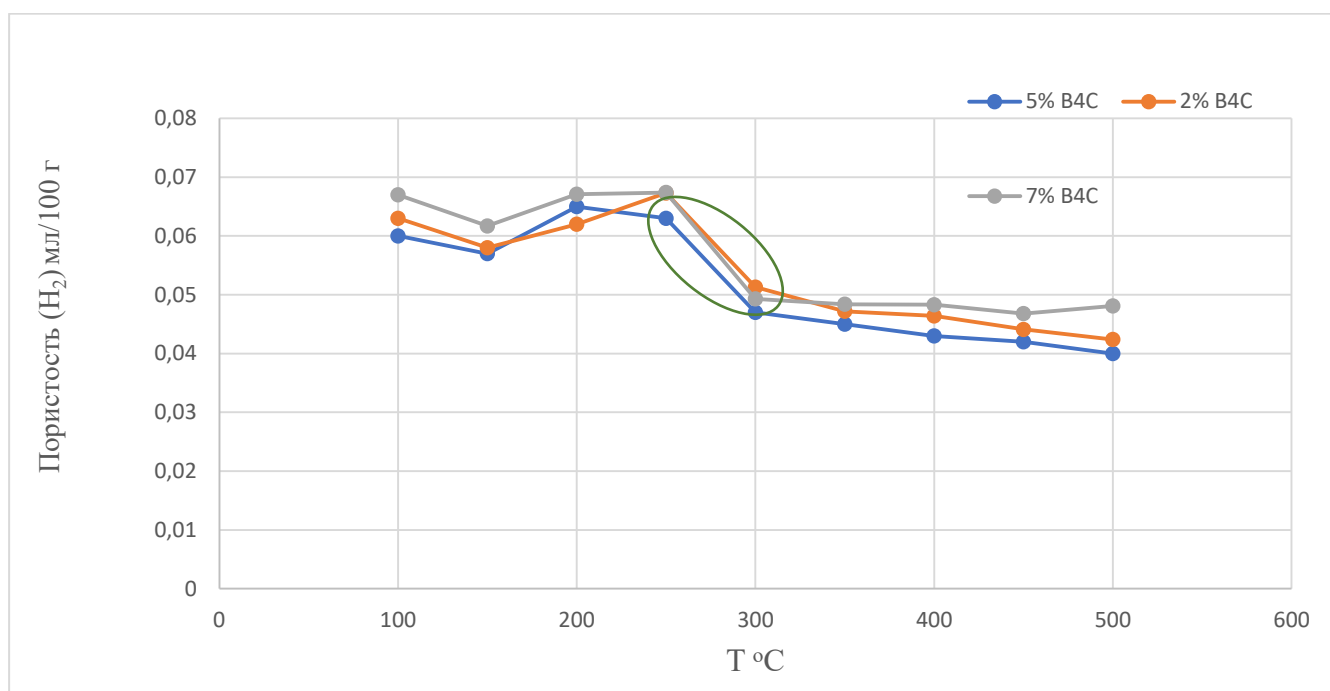


Рисунок 3.3– Изменение водородной пористости в зависимости от температуры нагрева при различном содержании частиц B₄C в сплаве

Из полученной зависимости видно, что процесс нагрева имеет устойчивый тренд для любого значения содержания частиц в алюминиевом сплаве, и связан с несколькими переходными стадиями. 1 стадия до 200°C – удаление внешней поверхностной влаги, 2 стадия до 350°C – удалении внутренней влаги для выполнения эффективного заполнения, 3 стадия до 500°C – выдержка для нейтрализации воздействия влаги в атмосфере печи. Эти стадии можно представить в виде модели, изображенной на рисунке 3.4.

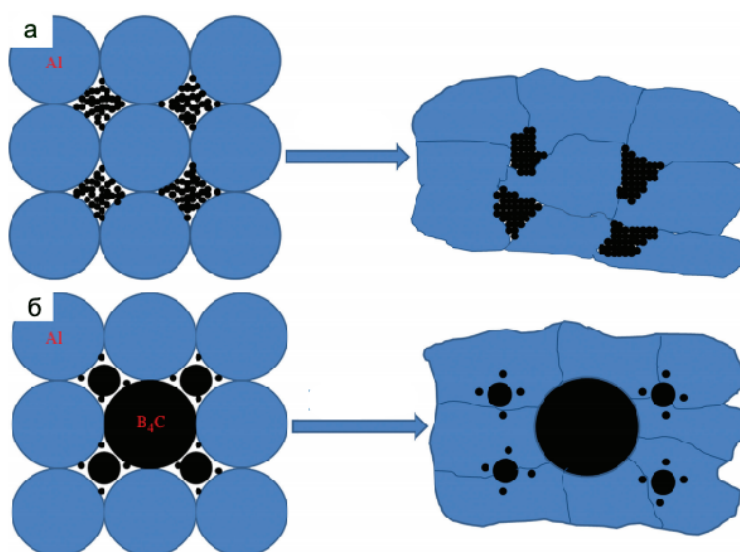


Рисунок 3.4– Модель заполнения частицами: (а) при обычных условиях, (б) в соответствии с принципом заполнения Хорсфилда

На рисунке. 3.4 представлена схематическая диаграмма модели заполнения частицами выделенной части расплава, когда существует большая разница между размером частиц B_4C и зерном матричного Al . В этом случае, частицы B_4C будут агломерироваться в зазоре между частицами Al в течение всего периода смешивания порошка, как показано на рисунке 3.4а, при этом частица Al не может плотно «обернуть» армирующую частицу карбида после горячей штамповки заготовки, и создать устойчивую связь при адгезии с ней, при наличии поверхностной влаги. После оптимизации технологии и режима перемешивания и сушки по принципу наполнения Хорсфилда частицы располагаются равномерно, как показано на рисунке 3.4б, что указывает на то, что тенденция к агломерации будет снижаться после горячей штамповки расплав в состоянии ЖТФ.

На рисунке 3.5 схематично представлен механизм смачиваемости армирующих частиц B_4C с учетом изменения угла контакта между расплавом алюминия и твердой подложки армирующих частиц.

Из анализа можно заключить, что прослеживается зависимость угла соприкосновения и величины поверхностного натяжения [104]. Как было описано выше, уровень адгезии жидкости с твердым телом зависит от угла смачиваемости θ . Образование на поверхности тугоплавких частиц оксидной пленки взаимодействии частиц с расплавом алюминия является нежелательным побочным эффектом. Таким образом, на частицах карбида бора может образовываться слой гидроксидов, наряду с влагой, обладающих высоким поверхностным натяжением, и шпинель при наличии магния.

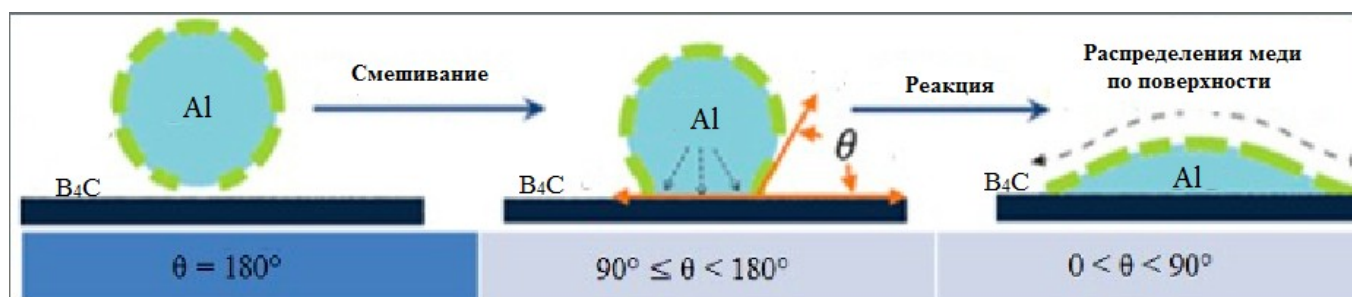


Рисунок 3.5– Модель взаимодействия расплавленной части матрицы с частью поверхности карбида бора

В нашем случае, когда получают расплавленную алюминиевую матрицу, уровень (угол) смачиваемости с дисперсной частицей значительно снижается, так как, частицы карбида бора становятся центрами зародышеобразования кристаллитов, и от смачиваемости со сплавом зависит устойчивость микроструктуры, которая формируемая вокруг этих частиц.

Механизм смачиваемости армирующих частиц B_4C при плавлении алюминия может быть представлен изменением краевого угла расплавленного алюминия на твердой подложке частиц. Таким образом, прогнозируется взаимодействие твердых частиц карбида бора с жидким расплавом в зависимости от степени межфазного взаимодействия.

Таким образом, характер взаимодействия матрицы и ограниченной поверхности частицы определяется углом смачивания более 90° , при котором могут возникнуть неблагоприятные условия для взаимодействия между расплавленной основой матрицы, примесями и самой частицы. В результате определено, что для эффективности процесса кристаллизации и полноты реакций взаимодействия при устойчивой адгезии частиц с матрицей, наилучшие условия обеспечиваются в случае твердожидкого состояния расплава ЖТС.

3.4 Обоснование выбора содержания частиц карбида бора в композитном расплаве при различных скоростях перемешивания расплава

После ввода предварительно нагретых частиц карбида бора (различных мас.%) в рассчитанный объем алюминиевого сплава для перемешивания использовали разные скорости вращения мешалки (таблица 3.4).

При изучении влияния различных скоростей вращения на уровень пористости и ликвации было обнаружено, что лучшие значения скорости вращения находятся в интервале от 360 до 410 оборотов в минуту, поскольку частицы, в этом случае, распределены равномерно. Установлено, что в этом интервале перемешивания во всех частях расплава, и при механическом перемешивании на более низких скоростях происходит резкое осаждение частиц карбида бора в расплаве и возникают участки с межфазными расслоениями. Лучшим результатом после серии опытов, для образцов, полученных с более низкой степенью пористости, являются образцы отливок с содержанием частиц карбида бора 5% B_4C , которые представлены на рисунке 3.6.

При скорости вращения лопастей механического замешивания в пределах 360–410 об/мин в состоянии ЖТС обеспечивается гомогенность и равномерное распределение частиц карбида бора в объеме расплава, при этом, снижается агломерация частиц. Зоны неравномерности с расслоениями в микрообъемах частиц карбида бора существуют при скорости вращения лопастей мешалки менее 360 об/мин. Напротив, при большей скорости вращения лопастей (более 410 об/мин) возникают завихрения и происходит налипание частиц на мешалку и боковые стенки тигля.

Таблица 3.4– Влияние скорости перемешивания на пористость отливки при различном содержании частиц

Скорость вращения об/мин.	Водородная пористость (H ₂) мл/100 г		
	5% B ₄ C	2% B ₄ C	7% B ₄ C
200	0,06	0,0602	0,0605
250	0,0547	0,0594	0,0597
300	0,0571	0,0582	0,059
350	0,0483	0,0503	0,0521
400	0,0441	0,0413	0,0426
450	0,0409	0,0418	0,0422
500	0,0472	0,0484	0,0487

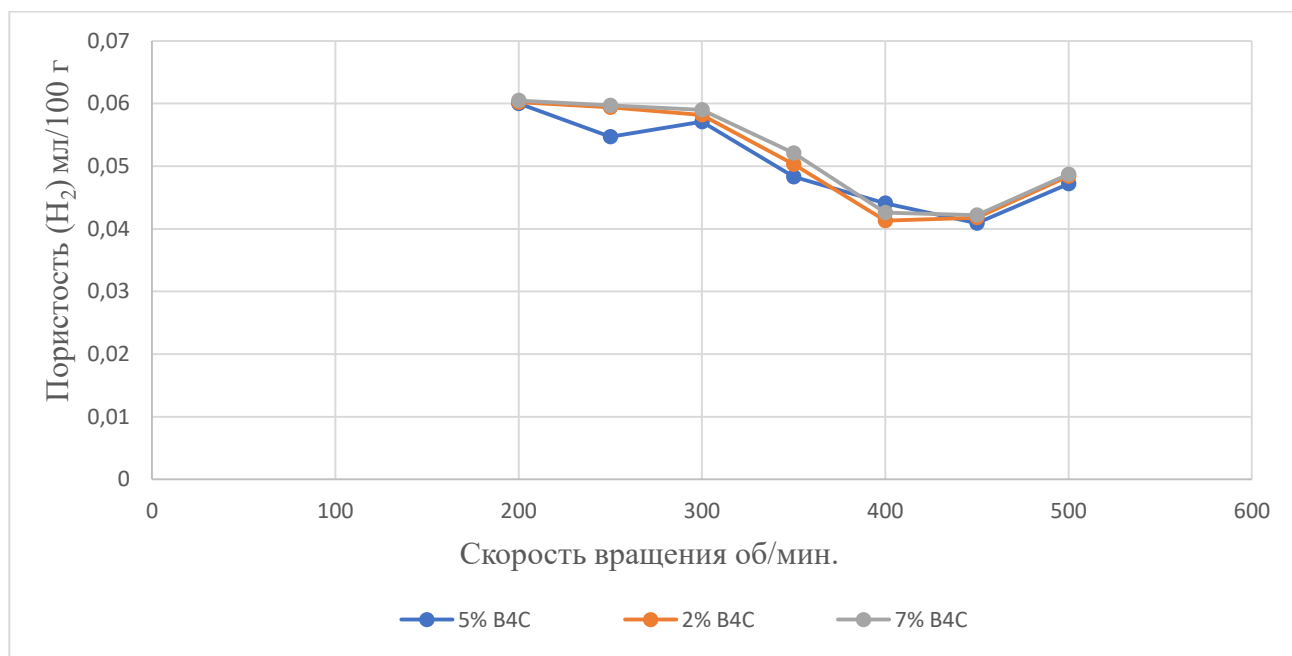


Рисунок 3.6– Влияние скорости перемешивания на пористость литых образцов при различном содержании армирующих частиц карбида бора

Наиболее заметное изменение пористости наблюдается в интервале перемешивания расплава (скорости мешалки) 300-400 об/мин. Выявлено, что данный эффект влияет на микроструктурное состояние литых образцов, даже без влияния количества введенных частиц карбида бора.

На рисунке 3.7 показаны микроструктуры после ввода 2 мас. % частиц карбида бора. Видно, что присутствуют дендритные включения α -твердого раствора на основе алюминия и τ - и θ -эвтектики. В самой эвтектике при помощи СЭМ-анализа обнаружены частицы карбида бора размером 15-20 мкм. Есть участки горячих трещин и фрагменты усадочной пористости.

Оптические микроструктуры алюминиевого сплава Al - 5% Cu с содержанием 5% карбида бора показаны на рисунке 3.7б. При меньшем веденном количестве карбидных частиц, их распределение более изотропно. При этом, необходимо отметить, что, существует возможность возникновения локальной неоднородности с увеличением содержания карбида бора при увеличении водородной пористости, которая происходит при пузырьковом эффекте во время объединения газов на поверхности частиц карбида бора.

Микроструктуры алюминиевого сплава, содержащего 7% карбида бора, показаны на рисунке 3.7в при увеличении $\times 100$. Можно отметить, что распределение частиц в матрице в целом однородно, но присутствуют локальные структурные неоднородности особенно в нижней части отливки. Общий анализ показал, что распределение частиц по матрице было достаточно равномерным, но есть участки агломератов, которые образовались при столкновении частиц карбида бора. Количество агломератов увеличивается с увеличением содержания частиц от 2 до 7%. Кроме того микроструктурный анализ показал, что в большинстве случаев армирующие частицы окружены эвтектиками. Установлено, что во время кристаллизации расплава в жидко-твердом состоянии образующиеся и растущие дендриты выталкивают зерна карбида бора в расплав, а затем оставшийся расплав кристаллизуется в виде эвтектики, в которой также локализуются зерна карбида бора.

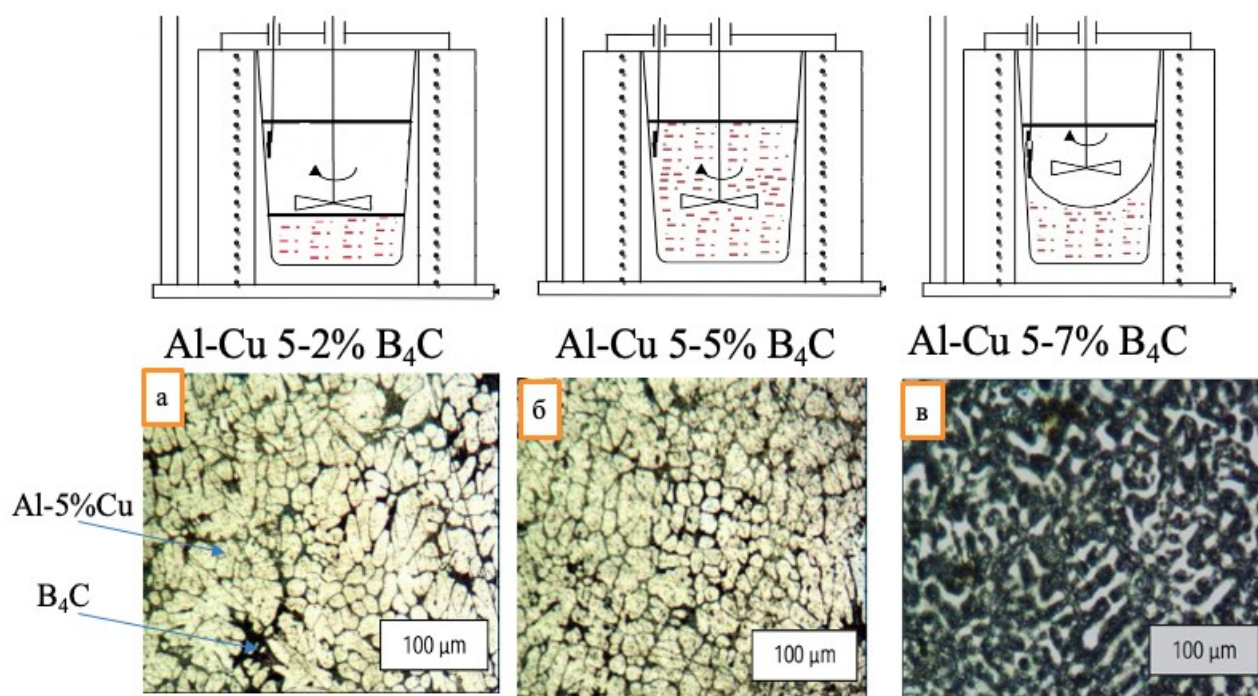


Рисунок 3.7— Модель перемешивания и микроструктурный анализ алюминиевого сплава Al-5%Cu-2%B₄C, Al-5%Cu-5%B₄C, Al-5%Cu-7%B₄C композиционных заготовок после литья, при увеличении $\times 100$. Фотографии получены при использовании светового оптического микроскопа (LECO LX 31)

3.5 Оценка влияния коэффициента термического расширения

Ранее было отмечено, что теплофизические свойства армирующих частиц, в том числе и карбида бора, влияют на свойства алюмоматричного сплава. Керамические частицы с низким собственным КТР понижают эту характеристику и для основного сплава [99, 107]. Взаимодействие между фазами «частица-матрица», и образующимися при нагреве фазами интерметаллидов и эвтектик, приводит к изменениям объемного модуля упругости всех этих компонент, и таким образом, вносит вклад в значение КТР, которое можно рассчитать и для выбранной композиции.

По сравнению с другими подобными частицами, карбид бора обладает низким коэффициентом термического расширения, и его выбор обоснован именно с этой точки зрения.

КТР (α) можно рассчитать по формуле 3.4, отражающей правило квазиравновесной смеси, с учетом вклада упругих характеристик частиц карбида бора:

$$\alpha = \frac{\alpha_M \cdot B_M \cdot V_M + \alpha_q \cdot B_q \cdot V_q}{B_M \cdot V_M + B_q \cdot V_q}, \quad (3.4)$$

где α_M и α_q – КТР матрицы и частиц;

V_M и V_q – объемные доли матрицы и частиц карбида бора в расплаве.

За основу взят сплав с составом Al-5%Cu-(2-7)%B₄C, как сплав имеющий наиболее высокие значения и характеристики по предварительным опытам. Для расчета КТР композиционного сплава Al-5%Cu-(2-7)%B₄C были использованы данные по термическому расширению и модулю упругости частиц. По последним результатам и данным работ [14-116] выбраны следующие данные для расчета: $B_{B_4C} = 237$ ГПа. Результаты расчетов представлены в таблицах 3.5, 3.6.

Таблица 3.5– Расчетные и экспериментальные значения КТР в диапазоне 20–100°C для матричного сплава Al-Cu-B₄C, полученные при кристаллизации расплава в форме

Состав	КТР · 10 ⁻⁶ , °C ⁻¹		Отклонение эксперимент/расчет, %
	расчет	эксперимент	
Al-5%Cu	20,2 (эксп.)	20,2	-
Al-5%Cu-2%B ₄ C	19,1	17,2	-9,9
Al-5%Cu-5%B ₄ C	17,6	17,2	-2,3
Al-5%Cu-7%B ₄ C	16,8	17,1	1,8

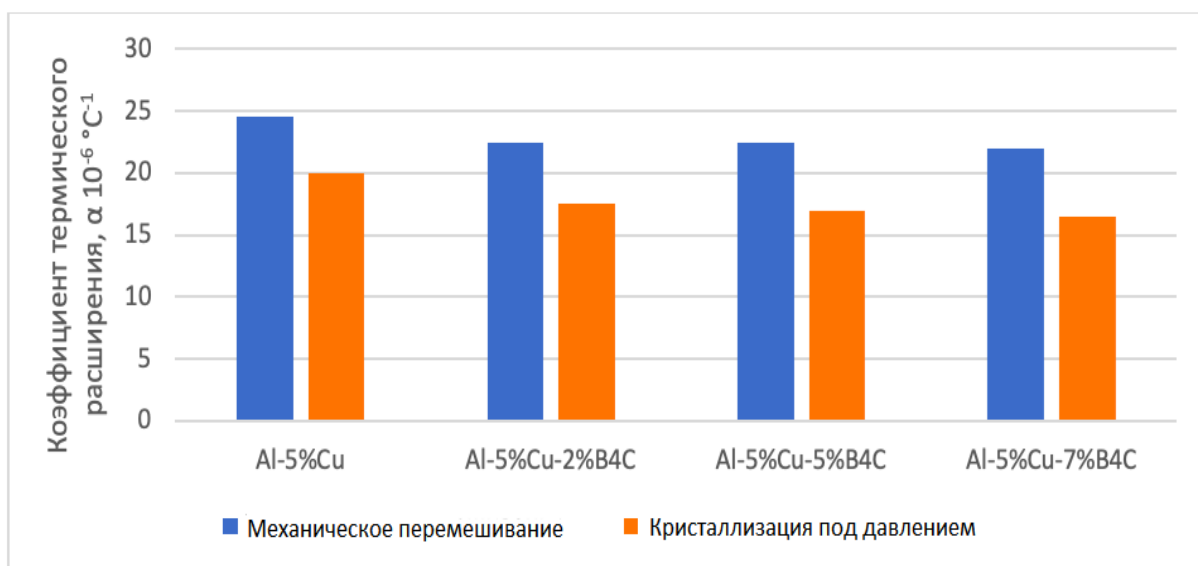
Таблица 3.6– Расчетные и экспериментальные значения КТР в диапазоне 20–200°C для матричного сплава Al-5%Cu-5%B₄C, полученные при кристаллизации расплава в форме

Состав	КТР·10 ⁻⁶ , °C ⁻¹		Отклонение эксп. /расчет, %
	Расчет	эксперимент	
Al-5%Cu	22,2 (эксп.)	22,2	-
Al-5%Cu-2%B ₄ C	21,0	20,2	-3,8
Al-5%Cu-5%B ₄ C	19,3	19,8	2,6
Al-5%Cu-7%B ₄ C	18,3	19,0	3,8

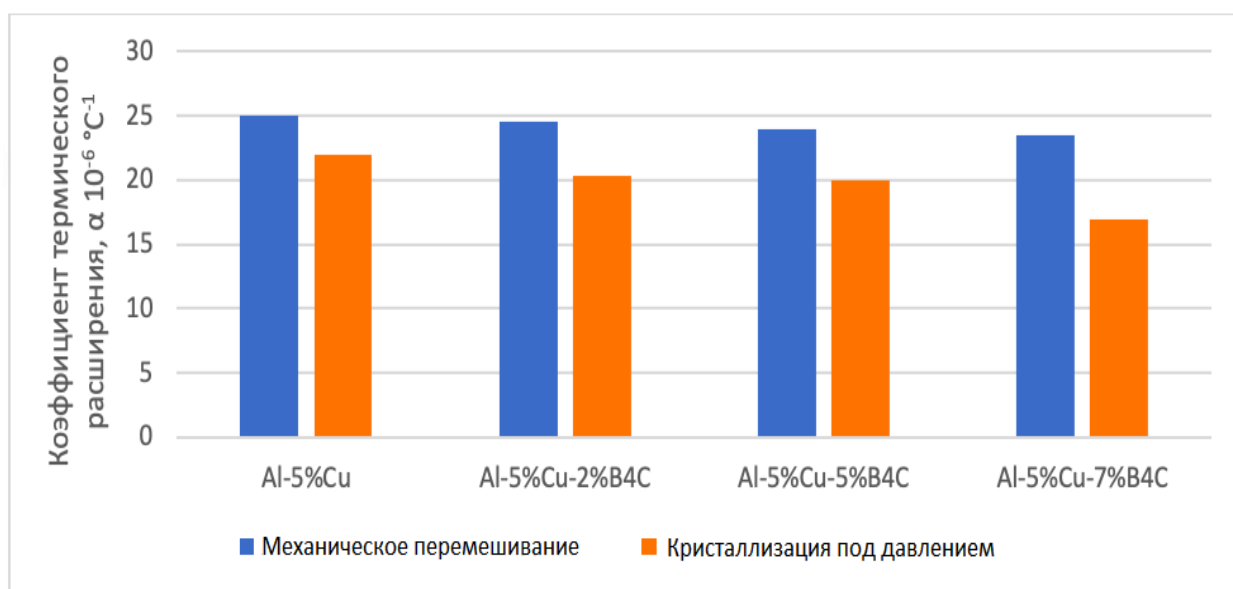
Согласно полученных данных таблиц 3.5 и 3.6, отклонения расчетных и экспериментальных данных КТР не превышают 10%-ной допустимой погрешности. В случае ввода карбида бора наибольшие отклонения наблюдаются в повышенных значениях КТР. Пористость композита обычно меньше или равна 2%, однако решающим отрицательным фактором может быть плохое межфазное взаимодействие (с большим количеством промежуточных фаз и переходных состояний).

Как было сказано ранее, армирование частицами B₄C проявляет лучший результат взаимодействия интерфейса «частица-матрица», когда удовлетворительные выходные характеристики позволяют использовать в качестве армирующих металлоконструкций. В результате в КМ с B₄C отмечается относительно небольшое отклонение экспериментальных данных от расчетных, а при увеличении его содержания наблюдается наибольшее уменьшение теплофизических характеристики и КТР.

На рисунке 3.8 представлены гистограммы зависимости КТР от содержания карбида бора в композиционном сплаве, полученные с использованием разработанных различных вариантов технологий. Кристаллизации под давлением обеспечивает меньшие значения КТР и отличается от подготовки расплава при обычных условиях перемешивания для получения сплава Al-Cu-B₄C, что объясняется уменьшением пористости и увеличением взаимодействия матрицы с частицами карбида бора.



а



б

Рисунок 3.8 – Расчетный и полученный средний КТР в интервалах температур 20-100 °С (а) и 20-200 °С (б) в зависимости от содержания карбида бора и технологии

Можно отметить, что из всех вариантов при различном содержании частиц отливки из алюминиевого сплава системы Al-5%Cu, и армированный частицами карбида бора 5%B₄C со средним размером 5 мкм, имеет меньший КТР, по сравнению с подобными по характеристикам алюминиевыми сплавами (силумины), даже в диапазоне температур 20-200 °С, для которого величина теплового расширения составляет (19-20) $10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$.

3.6 Выводы по главе 3

В результате проведенных экспериментов по получению качественных литых заготовок из композиционного сплава системы Al-Cu-B₄C можно сделать следующие выводы:

1. При изучении свойств композиционного сплава при вводе частиц карбида бора с различными размерами от 1-25 мкм, определено, что для обеспечения равномерной плотности и ее наилучших значений, размер частиц карбида бора B₄C должен находиться в пределах от 5 до 15 мкм.

2. Изменение плотности расплава в зависимости от содержания частиц карбида бора в расплаве указывает на то, что устойчивые ее значения достигаются в интервале от 1,8 до 5,5%. При низком содержании наблюдается высокий уровень ликвации частиц в расплаве Al-Cu, а при повышении более 6% происходит образование осадков из агломератов на дне тигля.

3. В ходе проведенных опытов установлено, что водородная пористость отливки имеет наиболее низкие показатели при концентрации частиц карбида бора B₄C в расплаве равной 5%.

4. Определено, что смачиваемость между расплавом Al-Cu с частицами B₄C снижается за счет изменения поверхностного натяжения расплава алюминиевого сплава. Этот показатель помогает достигнуть однородного распределения частиц в матрице и высокие значения межфазной прочности сцепления за счет уровня смачиваемости поверхности 80-90%.

5. При изучении влияния различных скоростей перемешивания расплава на уровень пористости и ликвации было обнаружено, что при скорости вращения мешалки от 360 до 410 оборотов в минуту, частицы равномерно распределяются в объеме алюминиевой матрицы и значения водородной пористости минимальны.

6. Алюминиевый сплав системы Al-5%Cu, армированный 5% частицами карбида бора со средним размером 5 мкм, имеет меньший КТР, по сравнению с подобными по характеристикам алюминиевыми сплавами (силумины), даже в диапазоне температур 20-200 °C, для которого величина теплового расширения составляет (19-20) 10⁻⁶ °C⁻¹.

Из полученных зависимостей и результатов расчета можно сформулировать научное положение для данного исследования.

Научное положение 1. При вводе в алюминиевый сплав Al-Cu (в интервале температур 850-920°C) предварительно подогретых до 250°C частиц карбида бора 5 мас. %, обеспечивается минимальная водородная пористость 4-6 %, и максимальная смачиваемость частиц композита до 80-90% при сохранении высоких показателей теплопроводности полученных заготовок.

ГЛАВА 4 ПОВЫШЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АЛЮМО-МАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ ПРИ ВВОДЕ ЧАСТИЦ КАРБИДА БОРА В УСЛОВИЯХ СОВМЕЩЕННОГО ЛИТЬЯ И ШТАМПОВКИ С ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ТЕРМООБРАБОТКОЙ СТАРЕНИЕМ

4.1 Разработка технологии получения композиционного алюминиевого сплава с частицами карбида бора

В рамках исследования в пирометаллургической лаборатории Центра переработки минерального сырья Горного университета был разработан Способ получения алюминиевого сплава, армированного карбидом бора (Патент РФ № 2750р658).

Способ был реализован на лабораторной установке, описанной в Главе 2, и осуществляется следующим образом.

Вначале в графито-шамотный тигель после предварительной сушки до температуры 150 °С в течение 40 минут загружали кусковые компоненты алюминия и меди в заданных пропорциях. Затем для расплавления шихтовых материалов, тигель погружали в шахтную электрическую печь сопротивления. С другой стороны, проводили подготовку карбида бора, в зависимости от полученных результатов влияния различных параметров: классификация на ситах по размерам, нагрев до активного состояния до температуры 200–250°С около 20 минут.

Подогретые частицы карбида бора вводили в расплав на дно тигля при температуре 850–950°С с продувкой инертным газом через встроенный питатель. После ввода частиц, во избежание их осаждения и слипания, постоянно перемешивали расплав четырехлопастной с титановыми насадками, при этом скорость вращения регулировалась в пределах 250– 350 об/мин. В качестве газа-носителя был выбран аргон, который в отличие от азота не вступает в реакции при локальных перегревах расплава, и по известным данным [52], при повышении температуры азот вызывает образование нитридов. После выполнения перемешивания с определенной выдержкой, полученный состав разливали в изложницы. Принудительное быстрое охлаждение со скоростью 15–20 град/мин было выбрано для получения мелкозернистой структуры с заданными признаками наследственности в сплаве.

Рациональное обоснование температурного диапазона реакции от 850 до 950°С состоит в том, что распределение эвтектик Al-Cu по всему объему матрицы более равномерно, и в этом интервале соединения имеют устойчивую структуру.

При температуре ниже 850°С повышенная вязкость расплава не способствует равномерному распределению частиц B_4C (низкая степень усвоения карбидных частиц, интенсивное формирование композиционного каркаса алюминиевой матрицы в локальных зонах), и этот фактор в значительной степени искажает кристаллическую структуру заготовки.

При перегреве расплава выше 950°C ухудшаются механические свойства и появляется выраженная структурная изотропность, при этом, формируются карбиды алюминия, агломерируются и слипаются вводимые армчастицы, и возникают микроструктурные дефекты.

Предварительный нагрев частиц карбида бора при описанном режиме способен улучшить их степень усвояемости, и тем самым, привести к формированию равноосной дендритной ориентации самого каркаса в алюминиевой матрице. При недостаточном нагреве частиц (менее 200°C), соответственно, при меньшем времени нагрева, и быстром вводе его в алюминиевый расплав формируется неравномерный каркас, и возникают очаги водородной пористости. Водородная пористость связана с наличием внутренней и внешней влаги [53], как было отмечено в 3 главе. Помимо этого, в локальных объемах алюминиевой матрицы существуют очаги жидко-твердого состояния с нераспределенными структурами композитов. Высокая температура нагрева частиц (250°C) разрушает и размывает микроструктуру вокруг матричной основы, и понижает степень межфазного взаимодействия с расплавом, приводя к образованию микрополостей и каверн на границе раздела «матрица- частица».

Выбранный способ внедрения карбидных частиц осуществляется посредством вдувания с использованием газа-носителя. Вдувание частиц через встроенный питатель обеспечивает их кавитацию, и соответственно, дозированную подачу на лопасти мешалки, равномерное заполнение, что противостоит слипанию и всплыванию частиц на поверхность, препятствуя их переходу в шлак.

Выбранный способ механического замешивания при 250–350 об/мин обладает следующими преимуществами: повышает степень усвоения карбидных частиц, приводит к структурной однородности. При вращении лопастей мешалки, не достигающей 250 об/мин, этой скорости недостаточно для перемешивания карбидных частиц с целью равномерного распределения в микрообъемах. При вращении лопастей мешалки более 350 об/мин, скорость оборотов слишком высока, приводит к завихрениям (турбулентным потокам) и частицы налипают друг на друга, и иногда частицы также отбрасывает к боковым стенкам тигля, что вызывает повышенный расход модификатора.

Быстрое охлаждение сплава в изложницах 20°C в секунду обеспечивает однородность микроструктуры, полученной перемешиванием, избегая осаждения карбидных частиц, что благоприятствует созданию признаков наследственности для последующей заготовки, полученной окончательной операцией штамповки [53]. При малых скоростях охлаждения (менее 10 град/мин) формируются крупные дендритные зерна по краю заготовки и на стенках изложницы, т.к. фронт кристаллизации выталкивает карбидные частицы к центру отливки. При больших скоростях охлаждения (более 30 град/мин), формирующиеся с большей скоростью

иглообразные интерметаллидные фазы разрезают алюминиевую матрицу, что также приводит к неравномерности заполнения.

Для получения рациональных параметров на лабораторной установке было проведено 5 опытов при различных условиях, чтобы обосновать выбранные интервалы параметров.

В опыте №1. В графито-шамотный тигель производили загрузку 237 гр. алюминия и 13 гр. меди в виде слитков, и помещали в электрическую печь сопротивления. Пока осуществлялась плавка слитков, 20 гр. частиц B_4C нагревали при температуре $200^{\circ}C$ в течение 20 минут. При температуре $850^{\circ}C$ загружали карбидные частицы в расплав Al-Cu, для этого использовали питатель, подведенный ко дну тигля и вдували частицы струей аргона. Механической мешалке с четырехлопастной титановой лопастью задавалось 250 об/мин. После охлаждения до жидко-твердого состояния, расплав разливали в изложницы. Охлаждение осуществлялось принудительно, со скоростью 15 град/мин.

Технологические условия обеспечивают качественный переход карбида бора в сплав с усвоением 97,1% от его исходного содержания при загрузке.

В опыте №2. При начальных равных условиях, подготовку 20 гр. карбида бора доводили до нагрева $225^{\circ}C$ в течение 22 минут. Ввод карбидных части в расплав совершался при температуре $900^{\circ}C$, скорость вращения четырехлопастной титановой лопасти мешалки увеличивали до 300 об/мин. Скорость охлаждения разлитого расплава увеличивали до 20 град/мин, после проведения вышеописанных реакций.

Усвоение частиц карбида бора в сплаве составило 96,7%. Сплав характеризовался как однородный.

В опыте №3. 237 гр. алюминия и 13 гр. меди помещали в графито-шамотный тигель и загружали в электрическую печь. Изменения в предварительной подготовке карбидных частиц: увеличение температуры нагрева до $250^{\circ}C$ в течение 24 минут. Температуру расплава Al-Cu доводили до $950^{\circ}C$, после чего в него помещали подготовленные карбидные частицы бора вдуванием аргона через подину тигля. Скорость механическое перемешивание устанавливалась 350 об/мин. Принудительное охлаждение отлитых образцов выполнялось со скоростью 25 град/мин.

Усвоение частиц карбида бора в сплаве составило 96,5% от исходного содержания. Однородность структуры достигается.

В опыте №4. Частицы карбида бора массой 20 гр. нагревали до температуры $180^{\circ}C$ в течение 18 минут. Плавку алюминия с медью осуществляли при температуре $800^{\circ}C$, затем вводили частицы карбида бора при этой температуре. Скорость механическое перемешивания устанавливалась 200 об/мин. После проведения реакции полученный расплав разливали в изложницы, и проводили его принудительное охлаждение со скоростью 8 град/мин.

При данных технологических условиях качественный переход карбида бора в сплав не был достигнут. Полученная структура характеризуется низкой однородностью.

В опыте №5. В электрическую печь сопротивления погружали графито-шамотный тигель со слитками алюминия и меди. Количественное соотношения металлов на протяжении всех опытов не менялось — 237г. Al и 13г. Cu. Нагрев частиц карбида бора при одном и том же количестве добавления (20 гр.) был выше 250°C, именно 280°C в течение всего 15 минут. Температуру расплава Al-Си доводили до 1000°C и подавали в него предварительно нагретые карбидные частицы через питатель. Скорости вращения лопасти увеличивали до 400 об/мин. Полученный расплав охлаждали в изложницах со скоростью 30 град/мин.

Такие технологические условия не обеспечивают качественный переход карбида бора в сплав из-за большого количества перехода частиц в шлак.

На протяжении всех опытов, вид и конструкция установок не изменялись.

В итоге, по результатам опытов был разработан способ получения алюминиевого композита с матрицей Al-Cu, армированного карбидом бора B_4C . Технологические операции: плавка алюминия и меди в электрической печи сопротивления; нагревание карбидных дисперсных частиц до оптимальных температур 200–250°C (не менее 20 мин.); подача карбидных частиц в расплав, имеющем оптимальную температуру 850–950°C; введение в через питатель на дно тигля посредством вдувания с использованием газа-носителя аргона; замешивание дисперсных B_4C механическое (оптимальная скорость вращения лопасти 250–350 об/мин); разливка полученной смеси в изложницы; принудительное охлаждение со скоростью 10–25 град/мин.

При данных условиях, достигается требуемая степень усвоения частиц карбида бора с однородной микроструктурой и распределением упрочняющих частиц карбида бора в алюминиевой матрице без ликвации.

4.2 Результаты механических испытаний алюмо-матричных сплавов с различным содержанием карбида бора

После проведения опытов по разработанной технологии на специальном оборудовании, описанном в главе 2, проводили механические испытания образцов с различным содержанием карбида бора на предел прочности, предел прочности на разрыв, относительного удлинения и твердости.

Известно, что композиционные сплавы на основе алюминия способны при определенных условиях компенсировать нагрузки, и другие внешние воздействия (высокие и низкие температуры, агрессивные среды, магнитные и электрические поля и т.д.). Использование КМ на алюмо-матричной основе рекомендовано в качестве деталей устройств, механизмов и

транспортных средств, а также других технических объектов. Способность к компенсации нагрузок объясняется высокими механическими свойствами композиционного сплава, в основном это прочностные и пластические свойства [2,112].

Наиболее оптимальными по прочности сплавами для производства считаются сплавы многокомпонентных систем (например, Al-Cu-Mn), со специальным уровнем легирующих добавок. Их можно разделить на основные, дополнительные и микролегирующие, согласно работе [88].

Свойства алюминиевых сплавов ухудшаются при повышенных температурах задолго до того, как металл достигает точки плавления, при изменении дальнего порядка. Для большинства алюминиевых сплавов прочность через значительное время при температурах выше 150-200 °С ниже, чем при комнатной температуре, и степень снижения прочности может увеличиваться, в то время как и с повышением температуры, так и с увеличением времени при повышенной температуре. В результате большинство алюминиевых сплавов, как правило, не рекомендуются для длительного использования в рабочих условиях (эксплуатация с низким сроком службы) при этих температурах или выше, но они широко используются в диапазоне температур от комнатной температуры до 150-200 °С. Некоторые сплавы специально были разработаны для максимального повышения уровня термостойкости, например, в алюминий-медной серии 2xxx, которые обычно выбираются для применения в верхнем конце этого интервала [1, 132].

Совмещенные способы обработки синтезированных композиционных материалов в основном допускают два типа взаимодействий: жидко-фазные технологии (смешение различных фаз и нагрев) и ОМД (экструзия); жидко-фазные технологии и ОМД (прокатка с экструзией). В данном исследовании обсуждаются вопросы, связанные с получением композиционной заготовки совмещенным способом литья и штамповки.

Обоснование выбора данного способа связано с тем, что часто смешанные фазы не находятся в термодинамическом равновесии, и поэтому, при литье и ОМД возможны химические реакции [109, 117].

Преимущество композиционно-матричных материалов в большом разнообразии конструкций и условий по соотношению компонентов. К недостаткам относят то, что поверхность раздела фаз имеет постоянную пористость и оксиды, что в свою очередь снижает показатель нагрузки растяжения на разрыв. Многоэтапность и энергоемкость изготовления требует устранения этих нежелательных недостатков, для того чтобы затраты на их себестоимость были оправданы, потому как сильно превосходят затраты на производство нестандартных материалов. Основной технологической проблемой согласно источнику [2, 111] принято считать проблему термической и химической совместимости арматуры и алюминиевой

матрицы. Вводимые арматуры плохо смачиваются основным алюминиевым составом, что приводит к отрицательным результатам при синтезе элементов и соединений.

На основе ранних исследований был создан метод SINTALCO (прямой синтез алюминиевых композитов) [53]. Согласно этой методике, изготовление материалов и образцов из композиционного сплава может быть экономически оправдано и найти широкое распространение в химическом машиностроении. При использовании SINTALCO свойства композитов приближаются к свойствам аддитивных материалов, полученных методом порошковой металлургии ПМ [94, 134].

Композиционно-матричные материалы, полученные методом SINTALCO, разделяются на несколько группировок:

- металло-матричные, (например, КММНР – КММ с наноразмерными частицами).
- композиционные сплавы (основа – алюминий, магний) с армированием частиц эндогенного происхождения микронных размеров.

При этом возможно изготовление материалов из различных сплавов 2-й и 3-й групп сплавов. Синтез таких композитов осуществляется в требуемых термодинамических условиях с использованием продува твердыми частицами определенного состава и достижением необходимой дисперсности. Внедренные твердые компоненты являются центрами кристаллизации при затвердевании матричного расплава, при взаимодействии образуя интерметаллические фазы, и эти зародышей образующие частицы и фазы формируют каркас.

С учетом методики ВАМИ алюмо-матричные материалы могут содержать до 20 % интерметаллических соединений и частиц эндогенного происхождения.

В последнее время интенсивно изучаются и развиваются жидкофазные методы получения литых композиционных сплавов (ЛКС), армированных дисперсными высокомодульными компонентами с последующей обработкой давлением, к которым можно отнести предлагаемый вариант. Общеизвестно, что деформационная обработка сплавов приводит к устранению дефектов литья, таких как микропористости, дендритная структура, междендритная сегрегация, наличие крупных частиц второй фазы и т.д. Процесс деформации также приводит к уменьшению размера зерна и уменьшению размера частиц второй фазы, присутствующих в процессе литья.

В настоящем исследовании матричная основа ЛКС содержит матрицу из алюминия с 5 мас. % Си и армирующие частицы карбида бора. Представляет научный интерес изучение влияния содержания частиц B_4C на микроструктуру, фазовый состав, плотность и коэффициент теплового расширения. Доказано, что сплав, легированный с 5% меди имеет высокие механические характеристики прочности и сопротивляемость при повышенных температурах, что хорошо подходит в качестве основы КМ.

Приложенное давление при штамповке в состоянии ЖТС обеспечивает состояние быстрого теплообмена при мгновенном контакте холодного пресса с жидко-твердым металлом. Быстрое затвердевание позволяет сохранить равномерность микроструктуры, придавая заготовке требуемую форму. Расплав обрабатывается давлением при температурах 720-750°C специальным плунжерным механизмом под действием приложенного давления прессования или сжатия 350-380 МПа.

Комбинированные процессы литья с последующим смешиванием являются основными процессами производства композиционных сплавов. Выбранный в исследовании тип упрочняющих частиц, когда их размер и объемная доля соответствовали начальным условиям, вводился в расплав металла под давлением аргона, а затем тщательно перемешивался для окончательного равномерного распределения в матрице. Комбинированный двухстадийный процесс литья и штамповки был полностью автоматизирован.

Температуру формы поддерживали на уровне 40-70°C. Выдержка расплава в форме до начала приложения давления составляла 2-3 с.

Такой способ устраняет газовую и усадочную пористость, даже без учета дополнительной механической обработке, как это принято для традиционного литья в форму, а количество металлоотходов в ходе процесса сокращается на 10-15%.

Механическое замешивание дисперсных компонентов в матричный расплав является самым распространенным, экономически выгодным и простым в осуществлении получением ЛКС является способ механического введения, а также позволяет легко контролировать технологические параметры в режиме реального времени [95]. В соответствии с этими условиями был выбран способ литья и штамповки для получения композиционных материалов на основе алюминиевого сплава с медью при армировании частицами карбида бора.

В ходе исследования композиционных материалов (при различном соотношении меди карбида бора) на предел прочности на растяжение и относительное удлинение были испытаны 4 образца композита размером 30x60 мм на разрывных машинах компании АНАЛИТ марки "Shimadzu", и затем были сверены с результатами подобных испытаний на разрывных машинах, описанных в главе 2, в лаборатории Египетского технологического университета, в соответствии со стандартами ASTM для различных составов композитов (Al – 5% Cu; Al – 5% Cu – 2% B₄C; Al – 5% Cu – 5% B₄C; Al – 5% Cu-7% B₄C).

Заготовки готовили в специальных машинах литья под давлением. Для каждого образца были получены данные прочности на растяжение, относительное удлинение и микротвердость по Виккерсу.

По результатам установлено, что значение нагрузки на растяжение и значение относительного удлинения постепенно повышается с увеличением количества B₄C в

алюминиевом сплаве. В ходе испытаний установлено, что свойства заготовок в целом зависят от пластичности (от значений относительного удлинения), и соотносятся со результатами испытаний на прочность (таблица 4.1).

Таблица 4.1 – Результаты испытаний образцов композиционного сплава на относительное удлинение

Состав расплава Al-5%Cu	Относительное удлинение (мм)				
	0,15	0,25	0,35	0,45	0,55
	Предел прочности на растяжение, МПа				
Al-5%Cu	115	145	149	165	145
Al- 5% Cu -2%B ₄ C	124	149	167	175	179
Al-5% Cu -5%B ₄ C	145	153	164	170	175
Al-5% Cu-7%B ₄ C	124	138	167	183	195

На рисунке 4.1 показано изменение показателя предела прочности на растяжении при повышении количества частиц карбида бора (2%, 5% и 7%) в матрице при изменении относительного удлинения (уровня пластичности).

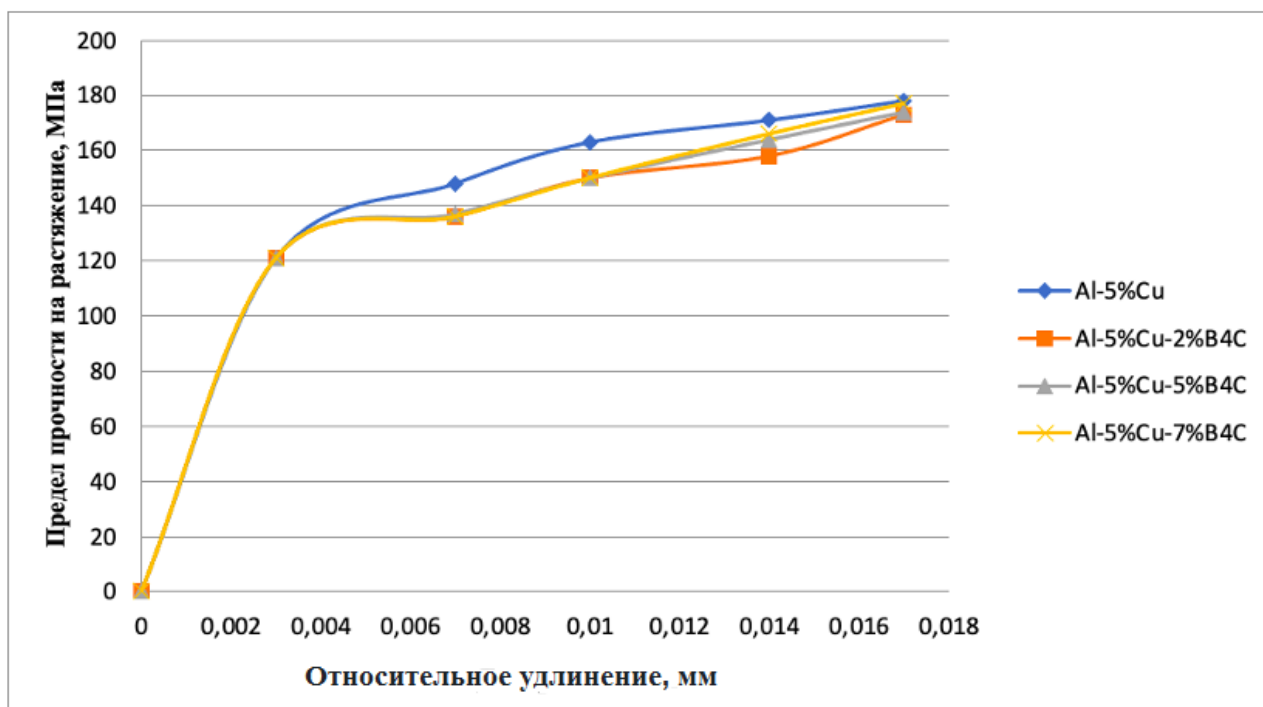


Рисунок 4.1– Зависимость относительного удлинения и предела прочности для образцов сплава Al – 5% Cu с различным содержанием B₄C

Прочность образца композита Al– 5% Cu при вводе 2% В₄С ниже, чем прочность Al-5% Cu с добавлением 5% В₄С. Наблюдается самый низкий уровень дисперсии для прочности на разрыв для сплава Al– 5% Cu -5% В₄С, при сохранении пластических свойств заготовки.

Установлено, что с увеличением нагрузки прочность заготовок из сплава Al-5% Cu с добавлением 2% В₄С ниже, чем прочность Al-5% Cu с содержанием 5% мас. В₄С. Изменение величины прочности на растяжение соответствует прогнозируемым структурным изменениям, которые в итоге подтверждаются результатами микроструктурного анализа. Отмечается, что для всех испытываемых образцов сохраняется устойчивый тренд повышения величины показателя прочности на растяжение.

При определении твердости образцов было установлено, что при отсутствии карбида бора образцы имели показатели твердости по Виккерсу 104-106 HV, а уже при содержании 5% В₄С-этот показатель был равен 113-115 HV.

Видно, что при увеличении нагрузки прочность сплава Al – 5% Cu с добавлением 2% В₄С ниже, чем прочность Al – 5% Cu с добавлением 5% В₄С. Изменения показателя прочности соответствуют структурным изменениям, которые в нашем случае подтверждаются результатами микроструктурного анализа. Однако для всех испытываемых образцов сохраняется общая тенденция роста предела прочности на растяжение и рост значений микротвердости [53, 78].

В итоге, для выбранной технологии, литые и обработанные давлением материалы на основе алюминиевых сплавов с дисперсными частицами обладают комплексом уникальных свойств (высокий удельный модуль упругости, размерная метастабильность, жаростойкость, низкие коэффициенты теплового расширения и трения, высокая износостойкость, коррозионная стойкость и демпфирующая способность).

4.3 Механические характеристики материалов после термообработки образцов старением

Для полноценной оценки свойств заготовок, полученных в различных комбинациях алюминиевого сплава с медью при вводе различного количества армирующих частиц, проводили испытание полученных образцов в условиях близких к условиям эксплуатации при повышенных температурах. Для этого, в муфельной печи проводили термообработку образцов и выдерживали их при 200-210 °С в течение 6-7 ч.

После обработки полученных результатов установлено, что значение предела текучести при комнатной температуре возрастает от 146 МПа (для чистой основы сплава) до 187 МПа (при Al–5%Cu–7%В₄С) при незначительном снижении уровня пластичности с 51 до 34% (таблица 4.2). Испытания образцов на сжатие при температуре 250 °С указывают на более высокие значения предела текучести после термообработки (таблица 4.3).

Таблица 4.2– Результаты механических испытаний образцов при комнатной и повышенной температурах, при выдержке 6-7 ч при температуре 200-210 °С

Состав расплава	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение ϱ , %
	Комнатная температура 20 °С	
Al-5%Cu	215	43
Al-5%Cu-2%B ₄ C	235	34
Al-5%Cu-5%B ₄ C	243	26
Al-5%Cu-7%B ₄ C	257	22
AK12MMrH ¹	222	36
	Температура термообработки 250 °С	
Al-5%Cu	172	74
Al-5%Cu-2%B ₄ C	185	45
Al-5%Cu-5%B ₄ C	191	36
Al-5%Cu-7%B ₄ C	195	31
AK12MMrH ¹	176	38

¹Обработан при 200-210 °С в течение 9-10 часов

Таблица 4.3– Механические испытания образцов при комнатной и повышенной температурах при 250 °С в течение 3,5 ч

Материалы	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение ϱ , %
	Температура 20 °С	
Al-5%Cu	146	51
Al-5%Cu-2%B ₄ C	172	45
Al-5%Cu-5%B ₄ C	182	42
Al-5%Cu-7%B ₄ C	185	38
	Температура термообработки 250 °С	
Al-5%Cu	119	83
Al-5%Cu-2%B ₄ C	122	62
Al-5%Cu-5%B ₄ C	133	65
Al-5%Cu-7%B ₄ C	146	71
AK12MMrH ¹	166	42

¹Термообработка при 200 °С в течение 10 часов.

Анализ результатов проведенных механических испытаний заготовок (таблица 4.3) показал что, с увеличением содержания карбидных частиц в композите (после ТО при 250 °С), предел текучести при комнатной температуре возрастает с 170 МПа (для основного сплава) до 256 МПа (для состава композиционного сплава Al–5%Cu–7%B₄C). В этом случае значение пластичности снижается почти в 2 раза, и относительное удлинение составляет 24%. Кроме этого, отмечается, что образцы расплава с B₄C, имеют более высокий предел текучести, чем у изделий из стандартного поршневого силумина АК12ММгН ($\sigma_{0,2}$ = 221 МПа).

Также, испытания образцов на сжатие при 200-210 °С указывают на более высокие значения предела текучести $\sigma_{0,2}$ и предела прочности на разрыв σ_b по сравнению со стандартными силуминами.

Интересны результаты испытания на микротвердость для образцов КМ различного состава. Известно [14, 77], что для сплавов системы Al-Cu температура старения составляет 225-250 °С. При изучении влияния кинетики микроструктурных изменений и фазовых переходов в состоянии старения (термообработки заготовок) полученные образцы композитов закачивали при температуре 520-540°С с выдержкой 5-6 часов. Далее образцы выдерживали при температуре около 250 °С в течении 24-28 часов для определения рациональных режимов термообработки. В результате была получена кинетическая зависимость изменения твердости при термообработке образцов в различные промежутки времени (рисунок 4.2) при изменении содержания компонентов.

На рисунках 4.2 и 4.3 представлены кинетические зависимости изменения показателя твердости от условий термообработки при различном содержании добавок карбида бора в сплаве. Увеличение показателя микротвердости по Виккерсу связано с тем, что частицы карбида попадая ускоряют процесс формирования каркаса матрицы, и при 225 °С максимальная твердость достигает 105 HV уже через 9 часов, в то время как при составе композита Al-5% Cu-7% B₄C максимальный уровень твердости достигается уже через 7 часов выдержки, и составляет 139 HV.

Идентичная ситуация сохраняется после выдержки образцов при температуре 250 270°С, когда максимальная твердость композитов достигается уже через 4,5-5,5 часов. Подобный эффект был получен ранее при изучении кинетики термообработки композитов во время старения заготовки, и объясняется общим повышением плотности дислокаций, особенно после закалки, и в первую очередь из-за присутствия твердых частиц с низким коэффициентом теплового расширения. Это подтверждает и структурный анализ всего поля матрицы сплава Al-5%Cu, при соотношении со значениями и микротвердости при содержании B₄C в интервале 2-7%, когда образцы были выдержаны в одном режиме, соответствующему максимальной твердости матричного сплава при температуре 225 °С, и выдержке в течении 9 часов.

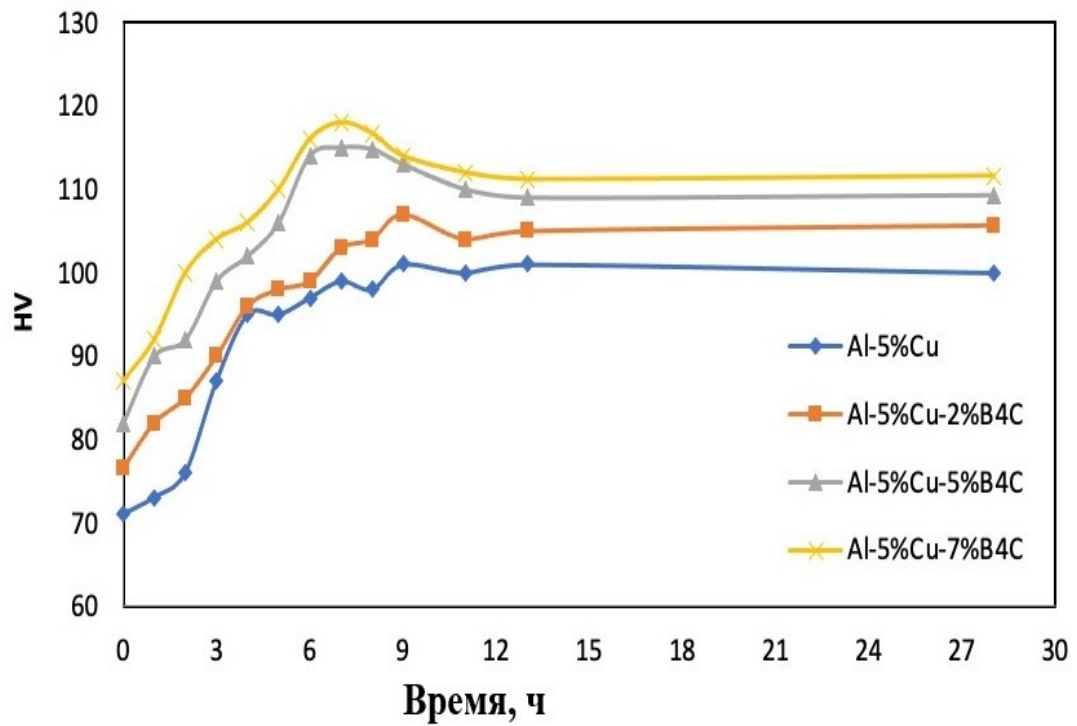


Рисунок 4.2– Эволюция показателя твердости во времени для сплава Al-Cu-B-C после термообработки старением при температуре 225°C

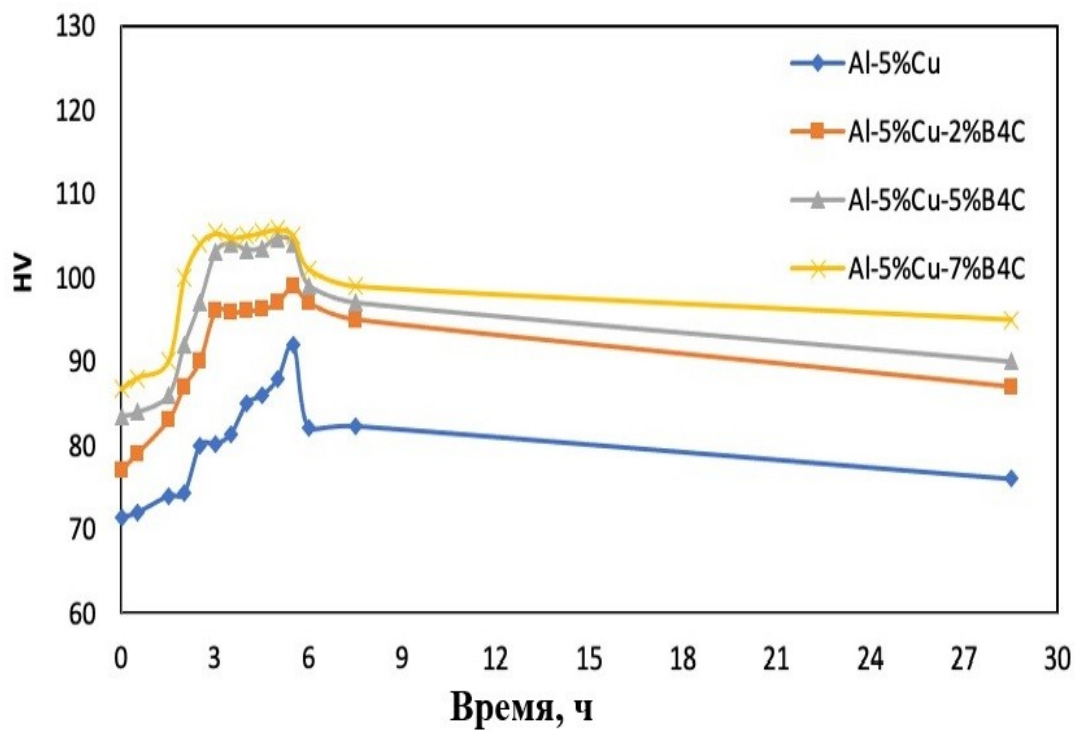


Рисунок 4.3 –Изменение микротвердости во времени сплава Al-Cu-B-C, подвергнутого испытанию на старение при температуре 250°C

4.4 Микроструктурный анализ композиционных заготовок

Для объяснения изменения механических свойств образцов необходимо было провести электронно-микроскопическое исследование заготовок в соответствии со структурными особенностями для каждого образца КМ. После механической обработки, полученные образцы исследовали на сканирующем электронном микроскопе TESCAN VEGA3.

На первом этапе изучали микроструктуру основного матричного алюминиевого сплава Al–5%Cu до ввода керамических частиц для того, чтобы определить начальные условия для получения равномерной структуры. Далее изучали микроструктуры после ввода 2 мас. % частиц карбида бора, которые показаны на рисунке. 4.4.

Видно, что микроструктура отличается своей неоднородностью к в дендритном строении, так и зернёной структуре. Также можно отметить, что в структуре, в основном, присутствуют дендритные включения α -твёрдого раствора на основе алюминия и эвтектик τ и θ . Хорошо видны частицы карбида бора размером 15-20 мкм в самой эвтектике, которые являются опорными узлами формирующегося каркаса, но, с другой стороны, такой характер распределения подтверждает гипотезу сохранения структурных особенностей самими армирующими частицами.

Имеются участки горячих трещин и фрагменты усадочной пористости, которые, по всей видимости связаны с локализацией участков с водородной пористостью, как это было обнаружено ранее при микроструктурном анализе литых заготовок (глава 3). Эти дефекты можно отнести к остаточным фрагментам внутренней влаги частиц карбида бора, и недостаточным времени сушки частиц, так и большой влажностью воздуха при обработке расплава в открытых тиглях.

На рисунке 4.5 представлены оптические микроструктуры алюминиевого сплава Al–5%Cu–5%B₄C. Согласно полученным данным, можно отметить устойчивое однородное распределение армирующих частиц в матрице без явных признаков ликвации карбида бора. Однако, вероятность возникновения неоднородности повышается при большем содержании карбидов, что трактуется образованием газовой пористости [2, 77].

Микроструктуры алюминиевого сплава с содержанием 7% карбида бора в матрице показаны на рисунке 4.6 при увеличениях $\times 200$ и $\times 400$. Заметны локальные неоднородности структуры. При увеличении уровня содержания карбидных частиц и их объемной доли с 2 до 7% в расплаве, появляется склонность к агломерированию, по причине слипания некоторых частиц карбида бора.

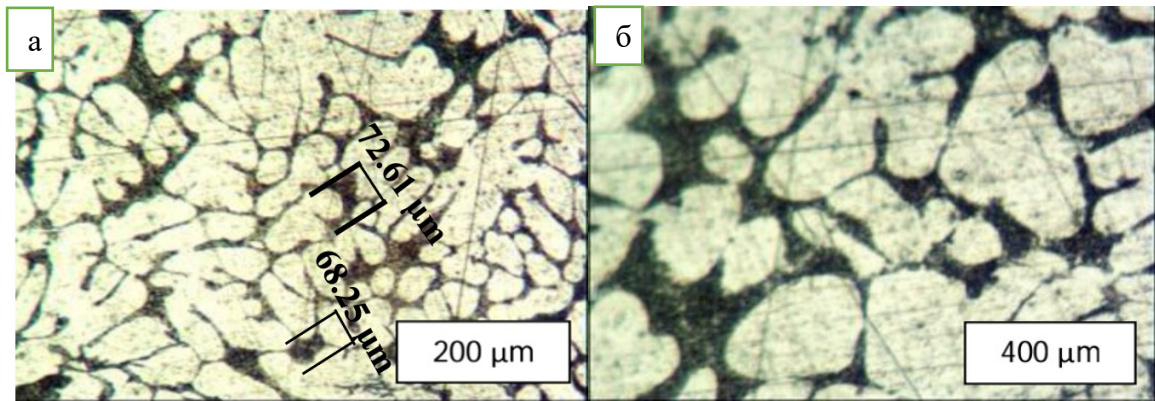


Рисунок 4.4— Оптическая микроструктура алюминиевого сплава Al-5%Cu-2%B₄C —при увеличении $\times 200$ (а) и $\times 400$ (б)

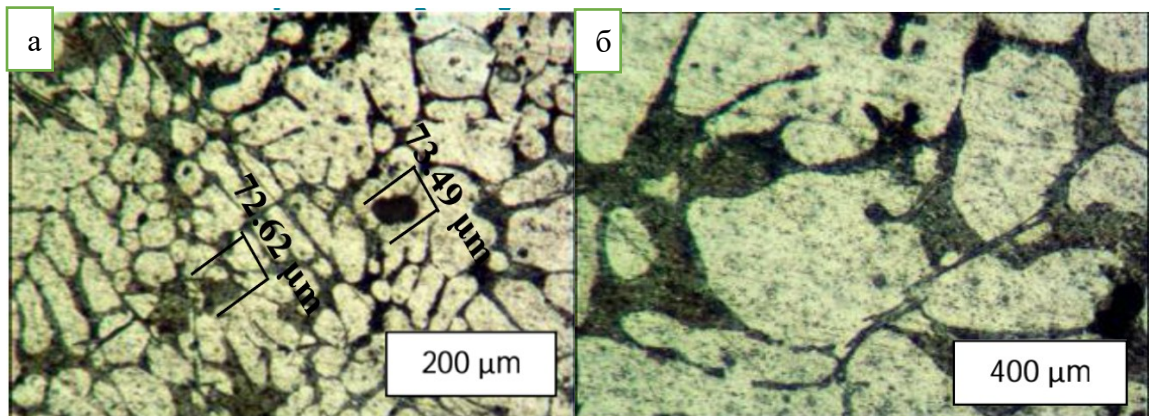


Рисунок 4.5— Микроструктура алюминиевого сплава Al-5%Cu-5%B₄C —при увеличении $\times 200$ (а) и $\times 400$ (б)

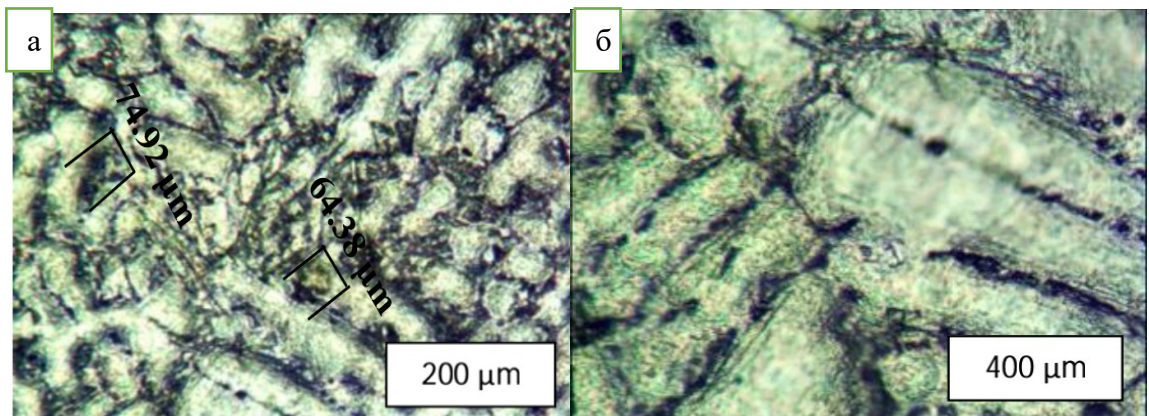


Рисунок 4.6— Микроструктура алюминиевого сплава Al-5%Cu-7%B₄C при увеличении $\times 200$ (а) и $\times 400$ (б)

Помимо этого, армирующие частицы и агломераты могут быть окружены эвтектикой. Оттеснение карбидов бора к центральной части расплава растущими дендритами, где первичная кристаллизация и затвердевание и происходит в последнюю очередь, а оставшийся расплав кристаллизуется в виде эвтектики, в которой локализуются и частицы B₄C.

В данном исследовании при раздельном вводе меди, бора и углерода происходит лишь частичный фазовый переход с образованием интерметаллида. Распределение меди в алюминиевых сплавах варьируется в зависимости от расположения атомов меди, диспергированных в твердом растворе, через образование кластеров, а затем при переходе в диапазон интерметаллических частиц.

Эти сплавы подвергаются после литья закалке по режиму T4 и искусственному старению T5, поэтому упрочняющей является фаза θ .

Доказано из микроструктурного анализа, что высокая прочность достигается не только посредством ввода керамических частиц, может усиливать это взаимодействие добавки кадмия в несколько тысячных процента 0,002-0,004 мас.%. Кадмий активно способствует диспергации упрочняющей фазы θ -Al₂Cu.

При исследовании микроструктуры различных образцов образцы из сплава Al -5% Cu с различным составом добавок B₄C 2, 5, 7 мас.%. использовали метод электронной микроскопии (СЭМ - анализ). Микроструктуры композиционного расплава приведены на рисунках 4.7, 4.8, 4.9. Видны участки равномерной зернистой структуры и устойчивое распределение частиц карбида бора по объему. Установлено, что очаги точечной коррозии и водородной пористости зависят от контакта матричного материала с активной поверхностью частиц карбида.

На рисунке, 4.7 микроструктуры образца сплава Al – 5%Cu – 2%B₄C после механических испытаний на растяжение при увеличении: x500; x200; с – x100. Помимо твердого раствора алюминия структуры композита, полученного совмещенным способом, с ярким фоном содержат включения промежуточной фазы кристаллизации в виде интерметаллида Al₂Cu и равномерно распределенных на темном фоне частиц B₄C [76, 83].

На рисунке, 4.9 в дополнение к твердому раствору алюминия микроструктуры имеют включения на светлом фоне в виде промежуточных фаз кристаллизации Al₂Cu. На темном фоне видны равномерно распределенные включения частиц B₄C. Также на рисунке 4.6 можно обнаружить плоскую границу межфазного взаимодействия между расплавом и частицей B₄C, которая представлена в виде межфазного раздела между матрицей и армирующим каркасом. По-видимому, в этом случае, локальная пористость связана с низкой смачиваемостью поверхности частиц карбида бора с алюминием, а не с наличием внутренней влаги.

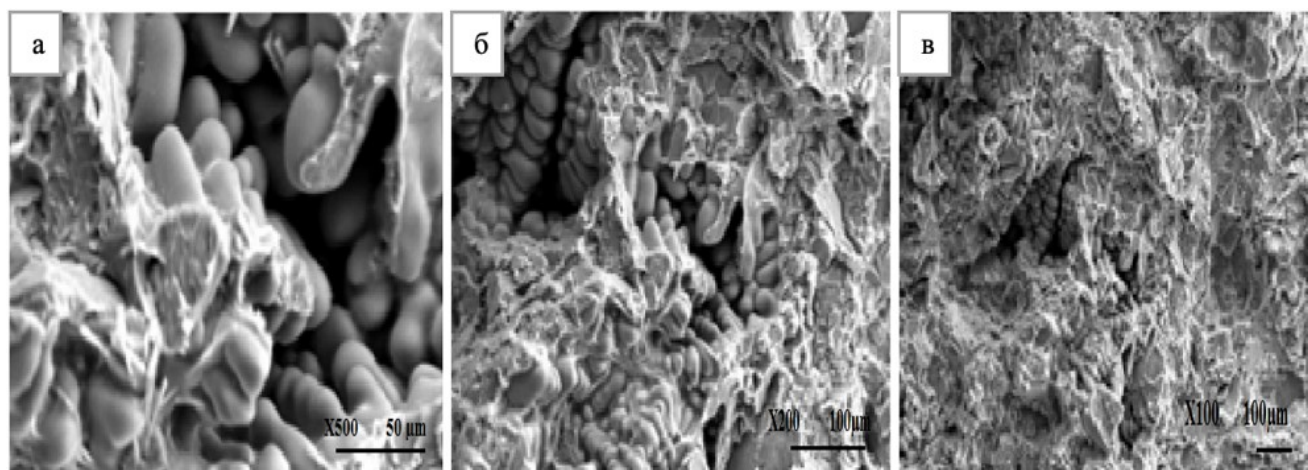


Рисунок 4.7– Микроструктуры образца сплава Al – 5%Cu – 2%B₄C после механических испытаний на растяжение, при увеличении: а – х500; б – х200; в – х100

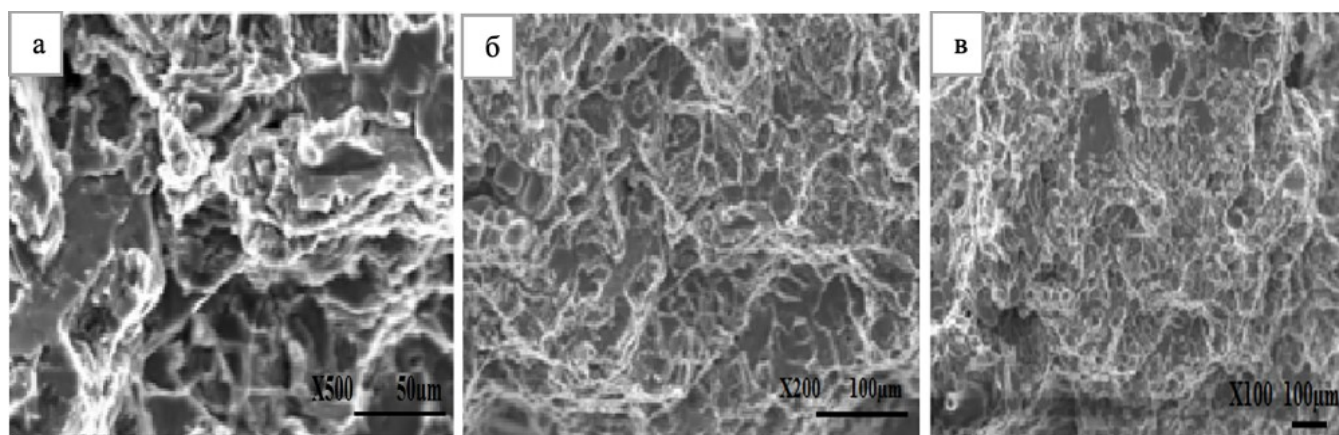


Рисунок 4.8– Микроструктуры образца сплава Al – 5%Cu – 5%B₄C после механических испытаний на растяжение, при увеличении: а – х500; б – х200; в – х100

Таким образом, результаты испытаний и анализ микроструктур образцов показали, что с увеличением содержания карбида бора пластичность материала снижается на 17-25%, что, в свою очередь, приводит к значительному увеличению микротвердости материала.

Исследования микроструктур показали, что имеется дисперсия частиц микронного размера (10-15 мкм), которая более однородна, но, с другой стороны, именно эти гибридные частицы приводят к агломерации частиц в микрообъеме. Именно эти факторы вызывают изменение механических свойств композиционных материалов, и подтверждают подобный эффект в работах [1, 78].

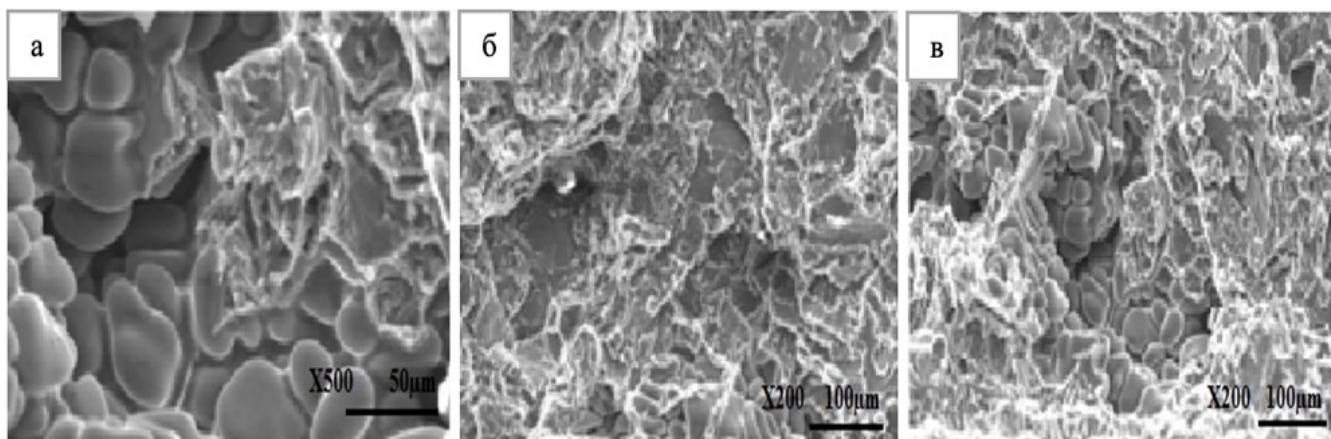


Рисунок 4.9–Микроструктуры образца сплава Al – 7%Cu – 5%B₄C после механических испытаний на растяжение при увеличении: а – х500; б – х200; в – х100

Видно из изображений микроструктур, что существует устойчивая связь между отдельными частицами карбида бора и самой алюминиевой матрицей через сформированные эвтектики, где матрица наиболее плотно прилегает к поверхности частиц без образования пор и микротрещин на границе раздела.

Технико-экономические показатели технологии

Проведенные исследования открывают перспективы широкого промышленного внедрения, в том числе и для машиностроительной отрасли Египта, и дают возможность использования композиционных материалов с высокими механическими характеристиками для последующего их широкого использования. Также открываются хорошие возможности и преимущества с точки зрения экономических затрат и энергоэффективности. Стоимость изготовления изученных композиционных сплавов снижается на 20-25% за счет снижения энергозатрат, времени обработки и относительно простой технологической схемы. Снижение себестоимости может быть достигнуто за счет отсутствия необходимости ввода дорогостоящих флюсовых добавок во время процесса рафинирования, что в свою очередь, приводит к более высоким прогнозируемым показателям по дальнейшей эксплуатации изделий.

4.5 Выводы по главе 4

Разработан способ получения композиционного алюминиевого сплава, армированного частицами карбида бора, и определены технологические параметры совмещенного литья и штамповки для получения заготовок с уникальными механическими свойствами. После изучения образцов и механических испытаний можно сделать следующие выводы:

1. Заготовок из композиционного сплава, полученные методом совмещенного литья и штамповки, на основе матрицы Al-5% Cu с вводом частиц B_4C до 5%, имеют более высокие (показатели твердости (113 HV), предела прочности на растяжение (~ 180 МПа), что подтверждается электронно-микроскопическим исследованием структуры исследуемых образцов композитов.

2. Результаты исследования указывают, на то, что процесс литья под давлением при вводе частиц карбида бора имеет технологические и экономические преимущества, по сравнению с другими способами литья.

3. Исследования микроструктур показали, что имеется дисперсия частиц микронного размера (10-15 мкм), которая более однородна, но, с другой стороны, именно эти гибридные частицы приводят к агломерации частиц в микрообъеме.

4. Электронно-микроскопические исследования микроструктур и механические испытания образцов сплава системы Al-Cu- B_4C при соблюдении заданных технологических параметров доказали, что дисперсия частиц микронного размера более равномерна, в то время как гибридные частицы приводят к локальной агломерации частиц.

В итоге по полученным результатам и зависимостям сформулировано второе научное положение.

Научное положение 2. В условиях совмещенного литья и штамповки алюмоматричного сплава системы Al-Cu- B_4C , и последующей термообработки заготовки при $270^\circ C$, при выдержке образцов в течение 9 часов достигается равномерная мелкозернистая структура заготовок и высокие механические характеристики (предел прочности на разрыв равен 170 МПа, микротвердость 115-120 HV, относительное удлинение 20-25%).

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Диссертация представляет собой законченную научно - квалификационную работу, в которой предлагается новое решение актуальной научной задачи - Разработка алюминиево-матричного сплава Al-5Cu с низким коэффициентом теплового расширения и уникальными механическими свойствами, с усилением керамическими частицами карбида бора B_4C и их использовать в особо ответственных узлах автомобильной и машинной техники.

В результате проведенных исследований в рамках диссертационной работы разработаны и научно обоснованы различные технические решения для получения высокопрочных алюминиевых сплавов при вводе керамических частиц различного количества и состава, которые заключаются в основных выводах:

1. При изучении свойств композиционного сплава при вводе частиц карбида бора с различными размерами от 1-25 мкм, определено, что для обеспечения равномерной плотности ее наилучших значений, размер частиц карбида бора B_4C должен находиться в пределах от 5 до 15 мкм.

2. Изменение плотности расплава в зависимости от содержания частиц карбида бора в расплаве указывает на то, что устойчивые ее значения достигаются в интервале от 1,8 до 5,5%. При низком содержании наблюдается высокий уровень ликвации частиц в расплаве Al-Cu, а при повышении более 6% происходит образование осадков из агломератов на дне тигля.

3. В ходе проведенных опытов установлено, что водородная пористость отливки имеет наиболее низкие показатели при концентрации частиц карбида бора B_4C в расплаве равной 5%.

4. Определено, что смачиваемость между расплавом Al-Cu с частицами B_4C снижается за счет изменения поверхностного натяжения расплава алюминиевого сплава. Этот показатель помогает достигнуть однородного распределения частиц в матрице и высокие значения межфазной прочности сцепления за счет уровня смачиваемости поверхности 80-90%.

5. При изучении влияния различных скоростей перемешивания расплава на уровень пористости и ликвации было обнаружено, что при скорости вращения мешалки от 360 до 410 оборотов в минуту, частицы равномерно распределяются в объеме алюминиевой матрицы и значения водородной пористости минимальны.

6. Алюминиевый сплав системы Al-5%Cu, армированный 5% частицами карбида бора со средним размером 5 мкм, имеет меньший КТР, по сравнению с подобными по характеристикам алюминиевыми сплавами (силумины), даже в диапазоне температур 20-200 °C, для которого величина теплового расширения составляет $(19-20) \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$.

7. Заготовок из композиционного сплава, полученные методом совмещенного литья и штамповки, на основе матрицы Al-5% Cu с вводом частиц B_4C до 5%, имеют более высокие (показатели твердости (113 HV), предела прочности на растяжение (~180 МПа), что

подтверждается электронно-микроскопическим исследованием структуры исследуемых образцов композитов.

8. Результаты исследования указывают, на то, что процесс литья под давлением при вводе частиц карбида бора имеет технологические и экономические преимущества, по сравнению с другими способами литья.

9. Исследования микроструктур показали, что имеется дисперсия частиц микронного размера (10-15 мкм), которая более однородна, но, с другой стороны, именно эти гибридные частицы приводят к агломерации частиц в микрообъеме.

10. Электронно-микроскопические исследования микроструктур и механические испытания образцов сплава системы Al-Cu-B₄C при соблюдении заданных технологических параметров доказали, что дисперсия частиц микронного размера более равномерна, в то время как гибридные частицы приводят к локальной агломерации частиц.

11. Проведенное исследование даёт новые знания и возможности для создания комплексных металлургических производств, и для получения материалов с универсальными свойствами для многих отраслей промышленности Египта, особенно для их эксплуатации в условиях высоких температур и химически агрессивных сред. Также в данной работе решаются вопросы энергосбережения таких затратных производств, как получение многокомпонентных алюминиевых сплавов. За счёт внедрения совмещенного литья и штамповки удельный расход электроэнергии снижается на 10-15%, и это уменьшает себестоимость производства композиционных сплавов на 20-25%, а также сокращает время обработки при упрощении технологической схемы. Таким образом, Алюминиевый завод Египта получает возможность для расширения номенклатуры продукции при сокращении общих затрат, в том числе энергетических.

12. Дальнейшая разработка данной темы связана с исследованием влияния добавок ряда других компонентов и оксидов (SiC, Al₂O₃, керамические частицы и т.д.), которые могут оказать положительное влияние на повышение физических и механических свойств алюминиево-матричного сплава Al-5Cu. Перспективным этапом развития данной тематики является решение вопросов по улучшению термических свойств алюминиевого сплава при различных режимах обработки с использованием современных методов литья и порошковой металлургии.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Алаттар, А.Л.А. Композиционные материалы Al-Cu-B₄C для получения высокопрочных заготовок / А.Л.А. Алаттар, В.Ю. Бажин // *Металлург.* – 2020.0 – № 6. – С. 65-70.
2. Алаттар, А.Л.А. Повышение механических свойств композиционных алюминиевых сплавов при вводе карбида бора / А.Л.А. Алаттар, В.Ю. Бажин, А.А. Власов // *Вестник Иркутского государственного технического университета*, – 2020. – № 24 (3). – С. 663-671.
3. Алаттар, А.Л.А. Разработка технологии производства многокомпонентных лигатур Al-Cu-B-C с высокими теплофизическими характеристиками / А.Л.А. Алаттар, В.Ю. Бажин // *Международный симпозиум “Нанозифика и наноматериалы” Санкт-Петербург, Россия 24-25 ноября – 2021.*
4. Алымов, М.И. Порошковая металлургия нанокристаллических материалов // М.: Наука. – 2007. – 169 с.
5. Альтман, М.Б. Применение алюминиевых сплавов / А.Д. Андреев, Ю.П. Арбузов // М.: Металлургия, – 1985. – 344с.
6. Андреева, А. В. Основы физикохимии и технологии композитов / А. В. Андреева. - М.: Радиотехника, – 2001. – 191 с.
7. Андриевский, Р. А. Микро- и наноразмерный карбид бора: синтез, структура и свойства / Р. А. Андриевский // *Успехи химии.* – 2012. – Т. 81(6). –С. 549-559.
8. Бажин, В. Ю. Повышение стойкости катодной футеровки высоко амперного электролизера ОА-300М1 / В. Ю. Бажин, В. Г. Скоров, А. Н. Пальшин, Р. К. Патрин // *Цветные металлы Сибири.: сб. докл.* – 2011. – С. 248 – 253.
9. Белов, Н.А. Количественный анализ фазовой диаграммы Al–Cu–Mg–Mn–Si применительно к промышленным алюминиевым сплавам 2xxx серии / Н.А. Белов, Н.Н. Авксентьева // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 2013. – №7. – С.16-21.
10. Белов, Н.А. Перспективные алюминиевые сплавы с добавками циркония и скандия / Н.А. Белов, А.Н. Алабин // *Цветные металлы.* – 2007. – № 2. – С.99-106.
11. Борисов, В.Г. Новые композиционные материалы на алюминиевой основе для машиностроения / В.Г. Борисов, А.А. Казаков // *Цветные металлы.* – 1997. – №4. – 71-73 с.
12. Воронцова, Л.А. Алюминий и алюминиевые сплавы в электротехнических изделиях. – М.: Энергия. –1971. - 224 с.
13. Гаврилин, И.В. САМ-процесс – композиционный метод // *Литейное производство.* 1996. №9. С. 28-29.

14. Галевский, Г.В. Металлургия алюминия. Технология, электроснабжение, автоматизация: учебное пособие для вузов / Г.В. Галевский, Н.М. Кулагин, М.Я. Минцис, Г.А. Сиразутдинов. М.: Наука. – 2008. – С. 529.
15. Гини, Э.Ч. Технология литейного производства: Специальные виды литья / Э.Ч. Гини, А.М. Зарубин, В.А. Рыбкин // Учебник для студ. высш. учеб. заведений. – М.: Издательский центр «Академия». – 2005. – 352 с.
16. ГОСТ 11069-2001. Алюминий первичный. - М.: ИПК Издательство стандартов. – 2002. – 8 с.
17. ГОСТ 20967-75. Катанка из алюминиевого сплава. Технические условия. – М.: Издательство стандартов. – 1975. – 16 с.
18. Григорович, В.К. Дисперсионное упрочнение тугоплавких металлов / В.К. Григорович, Е.Н. Шефтель – М.: Наука. – 1980. – 302 с.
19. Григорян, В. А. Материалы и защитные структуры для локального и индивидуального бронирования / В. А. Григорян, И. Ф. Кобылкин, В. М. Маринин, Е. Н. Чистяков. Под ред. В. А. Григоряна. // М.: Изд. РадиоСофт. – 2008. – 406 с.
20. Добаткин, В.И. Гранулируемые алюминиевые сплавы с высоким содержанием переходных металлов / В.И. Добаткин, В.М. Федоров, Б.И. Бондарев // Технология легких сплавов. – 2004. – №3. – С. 22–29.
21. Достаева, А.М. Расчет и экспериментальное исследование фазовых превращений в сплавах системы Al-Zr-Fe-Si / А.М. Достаева, Д.У. Смагулов, Н.В. Немчинова // Металлургия. – 2017. – № 1. – С. 39–44.
22. Захаров, В.В. О возможности создания экономнолегированных скандием алюминиевых сплавов / В.В. Захаров, И.А. Фисенко // Технология легких сплавов. 2015. №4. С. 40-44.
23. Захаров, М.В. Влияние различных элементов на электропроводность, твердость и температуру рекристаллизации алюминия марки АВ / М.В. Захаров, Т.Д. Лисовская // Известия вузов «Цветная металлургия». – 1965. – № 3.
24. Золоторевский, В.С. Металловедение литейных алюминиевых сплавов / В.С. Золоторевский, Н. А. Белов // М.: МИСИС. – 2005. – 376 с.
25. Иванов, А.А. Модифицирование алюминиевых сплавов нанопорошками с одновременным воздействием ультразвуковых колебаний / А.А. Иванов, Г.Г. Крушенко, Т.В. Лафетова, М.Н. Фильков // Литейщик России. – 2008, – №2. – С. 27-29.

26. Калужский, Н.А. О новом методе синтеза алюминиевых сплавов и композиционных материалов на их основе / Н.А. Калужский, В.Г. Борисов // Технология легких сплавов. –1990. – № 12. – 9-11 с.
27. Кобылкин, И. Ф. Материалы и структуры легкой бронезащиты: учебник / И. Ф. Кобылкин, В. В. Селиванов. - М.: Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана. –2014. –191 с.
28. Кормушин, В. А. Перспективы внедрения броневой керамики в разрабатываемые образцы боевой экипировки и специальной техники / В. А. Кормушин, С. Ф. Кондаков, А. С. Каменских. Под редакцией д-ра тех. наук О.П. Солоненко // Современные керамические материал. Свойства. Технологии, применение (КерамСиб-2011): Труды III Международной научно-практической конференции. – Новосибирск: Изд-во «Сибпринт». – 2011. –172 с.
29. Кременчугский, М. В. Сверхлегкие керамические бронезащитные материалы, получаемые с применением наноструктурных механоактивированных порошков карбида бора / М. В. Кременчугский, Г. Г. Савкин, В. И. Малинов, А. И. Рачковский, Г. Ю. Сморгачев // Российские нанотехнологии. –2008. – Т. 3. – № 3–4. – С. 141–146.
30. Крушенко, Г.Г. Обработка металлических расплавов с целью повышения прочности и качества отливок / Г.Г. Крушенко // Повышение прочности и качества отливок в машиностроении. – М.: Наука. – 1981. – С. 63-66.
31. Крушенко, Г.Г. Применение ультрадисперсных порошков химических соединений при литье слитков из деформируемых алюминиевых сплавов / Г.Г. Крушенко, Т.Н. Миллер, М.Н. Фильков и др. // Цветные металлы. – 1992, – №10, – С. 56-58.
32. Куракевич, А. А. Сверхтвердые фазы простых веществ и двойных соединений системы В—С—N—O: от алмаза до последних результатов (обзор) / А. А. Куракевич // Сверхтвердые материалы. – 2009. – № 3. – С. 3-25.
33. Курганова, Ю.А. Эксплуатационные характеристики алюмоматричных дисперсно-упрочненных композиционных материалов и перспективы их использования на современном рынке конструкционных материалов / Ю.А. Курганова, Т.А. Чернышова, Л.И. Кобелева, С.В. Курганов // Металлы. – 2011. – №4. – 71-75 с.
34. Курдюмов, А.В. Производство отливок из сплавов цветных металлов / А.В. Курдюмов, М.В. Пикунов, В.М. Чурсин // учебник для вузов. - 2-е изд., доп. и перераб. - М.: «МИСИС». – 1996. – 504с.
35. Литой композиционный материал: (По материалам журналов «Modern Casting» и «Foundry Management and Technology») // Литейное производство. – 1992. – №8. – 30-31 с.
36. Луц, А.Р. Построение феноменологической модели воздействия рафинирующих флюсов на процесс получения наноструктурного композита Al-5%Cu-10%TiC методом СВС / А.Р. Луц // Современные материалы, техника и технологии. – 2016. – № 3. – С. 63-67.

37. Лякишев, Н.П. Перспективные направления получения и обработки материалов / Н.П. Лякишев, Б.А. Калинин, М.И. Солонин // Бюллетень Межрегионального общества металловедов. – 2000. – № 1. – С. 22- 47.
38. Майстренко, А.Л. Формирование высокоплотной структуры само-связанного карбида кремния / А.Л. Майстренко, В.Г. Кулич, В.Н. Ткач // Сверхтвердые материалы. – 2009. – № 1. – С. 18-34.
39. Махов, С.В. Научное и технологическое обоснование разработки и применения модифицирующих лигатур // Металлургия машиностроения. – 2012. – №1. – С.10 -15.
40. Методические указания к практическим занятиям по курсу Литейные сплавы и плавка. Расчет шихты для плавки литейных сплавов. Караганда. –2003.
41. Михеев, Р.С. Алюмоматричные композиционные материалы с карбидным упрочнением для решения задач новой техники / Р.С. Михеев, Т.А. Чернышова // М.: Маска. – 2013. – 356 с.
42. Мондольфо, Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов: перевод с английского. - М.: Металлургия, – 1979. – 483с.
43. Напалков, В.И. Лигатуры для производства алюминиевых и магниевых сплавов / В.И. Напалков, Б.И. Бондырев, В.И. Тарарышкин, М.В. Чухров // М.: Металлургия. – 1983. – С. 160.
44. Не, Т.Г. Механические свойства при повышенных температурах КМ с алюминиевой матрицей, упрочненных дискретными включениями SiC / Т.Г. Не, К. Ся, Т.Г. Лэнгдон // Современное машиностроение. – 1989, – №1, – 10-16 с.
45. Никитин, К.В. Теоретические и практические предпосылки развития технологий наномодифицирования сплавов на основе алюминия // Наследственность в литейных процессах: Труды VII междунар. Науч.-техн. симпозиума. Самара: СамГТУ. –2008. –С. 286-289.
46. Оборин, Л.А. Интегрированный пакет программ «Компьютерный помощник технолога-литейщика» / Л.А. Оборин, А.И. Черепанов, А.Е. Цветков и др. // Литейное производство. – 1991. – №12. – 17-18 с.
47. Оборин, Л.А. Пути повышения технико-экономических свойств материалов в производстве летательных аппаратов / Л.А. Оборин, В.В. Стацура, В.С. Биронт, А.И. Черепанов и др. // Материалы Междунар. конф. САКС (Сибирский международный авиационно-космический салон). – Красноярск. –2002. – 232 с.
48. Осинцев, О.Е. Высокопрочные быстро закристаллизованные алюминиевые сплавы систем Al-Zn-Mg и Al-Zn-Mg-Cu / О.Е. Осинцев, В.Ю. Конкевич // Технология легких сплавов. – 2010. – №1. – С. 157-163.
49. Панфилов, А.В. Литые композиционные материалы, армированные тугоплавкими дисперсными частицами / А.В. Панфилов // Литейное производство. – 1993. – №6. –15-18 с.

50. Парфита, Г. Адсорбция из растворов на поверхностях твердых тел / Г. Парфита, К.Рочестера // М.: Мир. – 1986. – 488 с.

51. Патент № 2353475 Российская Федерация, МПК C22C 1/05 (2006.01), C22C 21/00 (2006.01), Литой композиционный материал на основе алюминиевого сплава и способ его получения: заявлено 2007110249/02, 20.03.2007: опубликовано 27.04.2009 Бюл. № 12 / Курганова Ю. А., Байкалов К. О. // заявитель и патентообладатель федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «"Ульяновский государственный технический университет"» RU. – 5с.

52. Патент № 2639088 Российская Федерация, МПК C22C 1/10 (2006.01), C22C 21/12 (2006.01), Композиционный материал на основе алюминиевого сплава, армированный карбидом бора, и способ его получения: заявлено 2016119788, 23.05.2016: опубликовано 19.12.2017 Бюл. № 35 / Поздняков А. В., Мостафа Ахмед Л. М., Иссам А. М., Чурюмов А. Ю., Золоторевский В. С. // заявитель и патентообладатель федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования "Национальный исследовательский технологический университет "МИСиС" RU. – 11 с.

53. Патент № 2750658 Российская Федерация. МПК C22C 1/10 (2006.01), C22C 21/12 (2006.01). Способ получения алюминиевого сплава, армированного карбидом бора: № 2750658: заявл. 04.12.2020: опубл. 16.12.2020; опубл. 30.6.2021, Бюл. № 19. / Бажин В.Ю., **Алаттар А.Л.А.**, Шариков Ф.Ю. // заявитель и патентообладатель федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Санкт-Петербургский горный университет». RU– 7 с.

54. Перевислов, С. Н. Керамические броневые материалы на основе карбида кремния и бора производства ОАО «ЦНИИМ» / С.Н. Перевислов, Д.А. Трубин // Вопросы оборонной техники. Серия 16: Технические средства противодействия терроризму. – 2014. – № 9-10. – С. 110-116.

55. Поляков, П.В. Анализ научно-технических достижений в алюминиевой промышленности (по материалам TMS - 2009) // Цветные металлы Сибири: сб. докл. – 2009. – С. 170-176.

56. Попов, В.А. Теоретическая оценка возможности получения металломатричных композитов с малым размером упрочняющих частиц / В.А. Попов, А.В. Мармулев, М.Ю. Кондратенков // Известия вузов. Цветная металлургия. –2005. –№ 1. –С. 52–56.

57. Романов, А.Д. Разработка технологии получения композиционного материала на основе алюминия / А.Д. Романов, Е.А. Чернышов, В.В. Мыльников, Е.А. Романова // Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований. –2014. –№ 12-2. –С. 176–179.

58. Румянцев, В.И. Оптимизация свойств материалов и изделий из реакционно связанного SiC применительно к воздействию интенсивных ударных нагрузений / В.И. Румянцев, М.Ю. Волобоева, Р.Л. Сапронов, С.А. Суворов // Материалы научной конференции, посвященной 186-й годовщине образования Санкт-Петербургского государственного технологического института (технического университета). – 2014. – С. 96.
59. Семенов, Б.И. Концепции и средства управления формированием кристаллического строения отливок в новых методах литья / Б.И. Семенов, В. С. Иванова // Литейное производство. – 2001. – №5. – 20-25 с.
60. Семенов, Б.И. Освоение композитов – путь к новому уровню качества материалов и отливок // Литейное производство. – 2000. – № 8. – 6-9 с.
61. Стацура, В.В. Перспективы создания литейных композиционных композиционных материалов / В. В. Стацура, В.В. Леонов, Л. И. Мамина, Л.А. Оборин, А.И. Череванов // Литейное производство. – 2003. – №2. – 11-12 с.
62. Степанов, Г. В. Влияние скорости нагружения на прочность керамических материалов на основе самосвязанного карбида кремния / Г. В. Степанов, В. И. Зубов, А. Л. Майстренко, В. Г. Кулич, С. И. Шестаков, Л. И. Александрова, В. И. Куц // Проблемы прочности. – 2010. – № 3. – С. 79-88.
63. Сумм, Б.Д. Физико-химические основы смачивания и растекания / Б.Д. Сумм, Ю.В. Горюнов// М.: Химия. – 1976. – 232 с.
64. Третьяков, В.И. Основы металловедения и технология производства твердых сплавов / В.И. Третьяков// М.: Металлургия, – 1976. – 528 с.
65. Троицкий, И.А. Металлургия алюминия / И.А. Троицкий, В.А. Железнов. М.: Металлургия. 1984. С. 398.
66. Финдайзен, Б. Порошковая металлургия. Спечённые и композиционные материалы / Б. Финдайзен, Э. Фридрих, И. Калнинг и др // –М.: Металлургия. –1983. -520 с.
67. Филиппов, С.И. Физико-химические методы исследования металлургических процессов / М.: Металлургия. –1968. – 345 с.
68. Хансен, М. Структура двойных сплавов / Х. М. ансен, К. Андерко // перевод с английского. - М.: Металлургия. – 1979. – 637с.
69. Шалин, Р.Е. Получение металлических композиционных материалов методами пропитки / Р.Е. Шалин, А.А. Заболоцкий // Литейное производство. – 1993. – №4. – 8-13 с.
70. Шоршоров, М.Х. Волокнистые композиционные материалы с металлической матрицей // Под ред.— М: Машиностроение. - 1981.- 272 с.
71. Шамшин, Д. Л. Химия: учеб. пособие // – М.: Высш. школа, – 1980. – 319 с.

72. Янко, Э.А. Производство алюминия. Пособие для мастеров и рабочих цехов электролиза алюминиевых заводов. СПб.: Санкт-Петербургский университет. –2007. – С. 376.
73. Яценко, С.П. Получение лигатур на основе алюминия методом высокотемпературных обменных реакций в расплавах солей. V. инъекция технологических порошков в жидкий алюминий / С.П. Яценко, В.М. Скачков, А.С. Яценко // Расплавы. – 2011. – № 4. – С. 41-46.
74. Abdelhakim, N.A. Microstructures and Mechanical Properties of Al-Zn-Sn Bearing Alloys for High Performance Applications / N.A. Abdelhakim, R.M., Shalaby //World Journal of Engineering and Technology. – 2021. – Vol. 9(3). – P. 637-652.
75. Abou El-khair, M.T., Microstructure characterization and tensile properties of / M.T. Abou El-khair //squeeze-cast AlSiMg alloys, Materials Letters. – 2005. – 59. – P.894– 900.
76. **Alattar, A.L.** Development properties of aluminum matrix composites reinforced by particles of boron carbide / **A.L. Alattar**, V.Y. Bazhin // In Journal of Physics: Conference Series IOP Publishing. – 2021. – Vol. 1990, No. 1. – P.012018).
77. **Alattar, A.L.** Development properties of aluminum metal matrix composites reinforced by particles of boron carbide using powder metallurgy / **A.L. Alattar**, V.Yu. Bazhin // XVI International Forum-Contest of Students and Young Researchers “Topical Issues of Rational Use of Natural Resources”, Saint- Petersburg Mining University, Saint-Petersburg, Russia. June 17th-19th, 2020. pp. 131-132.
78. **Alattar, A.L.** Structural, Microstructure and Mechanical Properties of Al-5Cu/B₄C Composite alloy production By Casting for High Potential Application / **A.L. Alattar**, V.Yu. Bazhin // The first International Conference on Material Science and Application, ICMSA-Sharm El-Sheih, Egypt, 2019. pp. 14-17.
79. ASTM-E399-83, Annual book of ASTM Standards, ASTM, and Philadelphia. – 1989. – P.487.
80. ASTM Int., ASTM E10-15: Standard Test Method for Brinellhardness of Metallic Materials. ASTM Stand. – 2012. – P.1–32.
81. Barick, P. Effect of particle size on the mechanical properties of reaction bonded boron carbide ceramics / P. Barick, D.C. Jana, N. Thiagarajan, // Ceramics International. – 2013. – Vol. 39(1). – P. 763-770.
82. Basariya, M.R. Microstructural characteristics and mechanical properties of carbon nanotube reinforced aluminum alloy composites produced by ball milling / M.R.Basariya, V.C. Srivastava, N. K Mukhopadhyay // Materials & Design. – 2014. – Vol. 64.– P.542-549.
83. Bazhin, V. Yu. Development of technologies for the production of multi-component ligatures Al-Cu-B-C with high thermal characteristics / V. Yu. Bazhin, **A. L. Alattar**, I.V. Danilov // In: Material science and Engineering. IOP Conference series. – 2019. – Vol. 537(2). – P. 134–142.

84. Belov, N.A. The ternary Al-Ce-Cu phase diagram in the Al-rich corner / N.A. Belov, A.V. Khvan // *Acta Materialia*. – 2007. – Vol. 55. – P.5473-5482.
85. Belov, N.A. Multicomponent Phase Diagrams: Applications for Commercial Aluminum Alloys / N.A. Belov, D.G. Eskin, A.A. Aksenov // Elsevier. – 2005. – P.414.
86. Bidulska, J. Different formation routes of pore structure in aluminum powder metallurgy alloy / J. Bidulska, R. Bidulsky, M. Actis Grande, and T. Kvackaj, // *Materials*. –2019. – Vol. 12(22). – P. 3724.
87. Canakci, A. Effect of volume fraction and size of B₄C particles on production and microstructure properties of B₄C reinforced aluminium alloy composites / A. Canakci, F. Arslan, T. Varol // *International Journal of Cast Metals Research*. – 2013. – Vol. 29(8). – P. 954–950.
88. Canute, X. of High Temperature on Wear Behavior of Stir Cast Aluminium / Boron Carbide Composites / X. Canute and M.C. Majumder, // *Mechanics and Mechanical Engineering*. – 2018. – Vol. 22(4). – P. 1031-1046.
89. Changa, H. Effect of eutectic Si on surface nanocrystallization of Al–Si alloys by surface mechanical attrition treatment / H. Changa, P. Kellya, Y. Shib, M. Zhanga // *Materials Science and Engineering A*. – 2011. – Vol. 530. – P.304–314.
90. Chen, C.L. Mechanical properties of intermetallic phases in multi-component Al–Si alloys using nanoindentation / C.L. Chen, A. Richter, R.C. Thomson, // *Intermetallics*. – 2009. – Vol. 17(8). – P. 634-641.
91. Cheng, C. Structure and mechanical properties of boron-rich boron carbides / C. Cheng, K.M. Reddy, A. Hirata, T. Fujita, M. Chen, // *Journal of the European Ceramic Society*. – 2017. – 37(15), – P. 4514-4523.
92. Corniani, E. TLA and wear quantification of an aluminium–silicon–copper alloy for the car industry // *Wear*. –2009. – Vol. 267. – P.828–832.
93. Daoud, A., Abou-Elkhair, M.T. and Rohatgi, P., Wear and friction behavior of near eutectic Al–Si+ ZrO₂ or WC particle composites / A. Daoud, M.T. Abou-Elkhair, P. Rohatgi, // *Composites science and technology*. – 2004. – Vol. 64(7-8), – P. 1029-1040.
94. Deaquino-Lara, R. Synthesis of aluminum alloy 7075-graphite composites by milling processes and hot extrusion / R. Deaquino-Lara, I. Estrada-Guel, G. Hinojosa-Ruiz, R. Flores-Campos, J.M. Herrera-Ramírez, R. Martínez-Sánchez // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2011. – Vol. 509. – P. S284-S289.
95. Ebhota, W.S. Casting and applications of functionally graded metal matrix composites / W.S. Ebhota, T.C. Jen // *Advanced Casting Technologies*. –2018. – P. 60–86.

96. Firouz, F.M. Thermal expansion and fatigue properties of automotive brake rotor made of AlSi–SiC composites / F.M. Firouz, E. Mohamed, A. Lotfy, A. Daoud, M.T. Abou El-Khair, // *Materials Research Express*. – 2020. – Vol. 6(12), – 1265d2.
97. Frage, N. Manufacturing B₄C– (Al, Si) composite materials by metal alloy infiltration / N. Frage, L. Levin, N. Frumin, M. Gelbstein, M.P. Dariel // *Journal of materials processing technology*. – 2003. – Vol. 143. – P. 486-490.
98. Gieske, J.H. Elastic properties of boron carbides / J.H. Gieske, T.L. Aselage, and D. Emin, // *In AIP Conference Proceedings, American Institute of Physics*. – 1991. – Vol. 231. No. 1. – P. 376-379.
99. Gosset, D. Boron carbides of various compositions: An improved method for X-rays characterisation / D. Gosset, M. Colin // *Journal of nuclear materials* – 1991. 183(3). – P. 161-173.
100. Habibnejad-Korayem, M. Work hardening behavior of Mg-based nano-composites strengthened by Al₂O₃ nano-particles / M. Habibnejad-Korayem, R. Mahmudi, W.J. Poole // *Materials Science and Engineering: A*. – 2013. – Vol. 567. – P.89-94.
101. Hashim, J. The Production of Cast Metal Matrix Composites by a Modified Stir Casting Metod // *JurnalTeknologi* – 2001. – Vol. 35(A). – P.9-20.
102. Hassan, A.M. Prediction of density, porosity and hardness in aluminum–copper-based composite materials using artificial neural network / A.M. Hassan, A. Alrashdan, M.T. Hayajneh, A.T. Mayyas, // *Journal of materials processing technology*. –2009. – Vol. 209(2). – P. 894-899.
103. Hayun, S. The effect of particle size distribution on the microstructure and the mechanical properties of boron carbide based reaction bonded composites / S. Hayun, A. Weizmann, M.P. Dariel, N. Frage // *International Journal of Applied Ceramic Technology*. – 2009. – Vol. 6(4). – P. 492-500.
104. Hebbar, S. Optimizing Heat Treatment Parameters for the W-Temper Forming of 7xxx Series Aluminum Alloys / S. Hebbar, L. Kertsch, A. Butz, *Metals*. – 2020. – Vol. 10(10). – P. 1361.
105. Hu, Y. Thermodynamic equilibrium of domains in a two-component Langmuir monolayer / Y. Hu, K. Meleson, J. Israelachvili // *Biophysical journal*. – 2006. – Vol. 91(2), – P.444-453.
106. Hyde, K.B. The effect of Ti on grain refinement in Al – Sc alloys /K.B. Hyde, A.F. Norman, P.B. Prangnell // *Mater. Sci. Forum*. – 2002. –Vol. 396–402. – P.39–44.
107. Ibraheem, A.M. Enhancement the properties of aluminum by adding boron carbide by the powder method / A.M. Ibraheem, S.M.A. Allah, S.Y. Darweesh // *In Journal of Physics: Conference Series IOP Publishing*. September. – 2021. – Vol. 1999, – № 1. – P012074.
108. Ibrahim, A. Particulate reinforced metal matrix composites – a review/ A. Ibrahim, F.A. Mohamed, E.J. Lavernia // *Journal of materials science*. – 1991. – № 26. – P. 1137-1156.

109. Kala, H. Review on Mechanical and tribological behaviors of stir cast aluminum matrix composites /H. Kala, K.K.S. Mer, S A. Kumar // *Procedia Material Science*. – 2014. – Vol. 6. – P.1951–1960.
110. Karagedov, G.R. Ceramics made of reaction-bonded boron carbide. effect of the introduction of carbon nanotubes / G.R. Karagedov, R.A. Shutilov // *Chemistry for Sustainable Development*. – 2020. – Vol. 28(5). – P. 453-459.
111. Kushwaha, S. Application of composite materials for vibroacoustic–A review / S. Kushwaha, A.K. Bagha, // *Materials Today: Proceedings*. – 2020. – Vol. 26. – P. 1567-1571.
112. Lathabai, S. Additive manufacturing of aluminium-based alloys and composites / S. Lathabai // *Fundamentals of Aluminium Metallurgy*. – 2018. – P. 47-92.
113. Lapovok, R. Evolution of nanoscale porosity during equal-channel angular pressing of titanium/ R. Lapovok, D. Tomus, J. Mang, Y. Estrin, T.C. Lowe // *Acta Mater*. – 2009. – Vol. 57. – P.2909–2918
114. Lee, K.B. Reaction products of Al–Mg/B₄C composite fabricated by pressure less infiltration technique / K.B. Lee, H.S. Sim, S.Y. Cho, H. Kwon // *Materials Science and Engineering: A*. – 2001. – Vol. 302. – P.227-234.
115. Lijun, Z. Diffusivities of an Al–Fe–Ni melt and their effects on the microstructure during solidification / Z. Lijun, D. Yong, S. Ingo, C. Qing, H. Baiyun // *Acta Materialia*. –2010. – Vol. 58. – P.3664–3675.
116. Lloyd, D.J. Particle reinforced aluminium and magnesium matrix composites / D.J. Lloyd // *International Materials Reviews*. – 1994. – Vol. 39. – P.1-23.
117. Lothenbach, B. Thermodynamic equilibrium calculations in cementitious systems / B. Lothenbach // *Materials and Structures*. – 2010. – Vol. 43(10). – P. 1413-1433.
118. Mazahery, A. Influence of the hard coated B₄C particulates on wear resistance of Al–Cu alloys / A. Mazahery and M.O. Shabani // *Composites Part B: Engineering*. – 2012. – Vol. 43(3). – P. 1302-1308.
119. Mendoza-Ruiz, D.C. Dispersion of graphite nanoparticles in a6063 aluminum alloy by mechanical milling and hot extrusion / D. C. Mendoza-Ruiz, M. A. Esneider-Alcala, I. Estrada-Guel, M. Miki-Yoshida, M. Lpez-Gmez, R. Martinez Sanchez // *Reviews on advanced materials science*. – 2008. – Vol. 18. – P. 280-283.
120. McClellan, K.J. Room temperature single crystal elastic constants of boron carbide /K.J. McClellan, F. Chu, J.M. Roper, I. Shindo // *Journal of Materials Science* 36. – 2001. – P3403–3407.
121. Mohamed, A. Microstructure, tensile properties and fracture behavior of high temperature Al–Si–Mg–Cu cast alloys / A. Mohamed, F. Samuel, S. Alkahtani // *Materials Science and Engineering A*. – 2013. – Vol. 577. – P.64-72.

122. Ni, Y. Microstructure and Mechanical Properties of Carbon/Carbon Composites Infiltrated with Ti-6Al-4V Titanium Alloy / Y. Ni, R. Luo // *Crystals*. – 2020. – Vol. 10(1). – P29.
123. Mohamed, E.A., Fairoz, F., Abou El-khair, M.T. and Daoud, A., Microstructure, Hardness, and Wear Characteristics of Al-Si-Cu/Al₂O₃ Composites by Squeeze Casting / E.A. Mohamed, F. Fairoz, M.T. Abou El-khair, A. Daoud, // *Physics of Metals and Metallography*. – 2020. – Vol. 121(13). – P. 1334-1338.
124. Nassini, H.E. Thermal expansion behavior of aluminum alloys reinforced with alumina planar random short fibers / H.E. Nassini, M. Moreno, C.G. Oliver, // *Journal of materials science*. – 2001. – Vol. 36(11). – P. 2759-2772.
125. Onoro, J. High-temperature mechanical properties of aluminium alloys reinforced with boron carbide particles / J. Onoro, M.D Salvador, L.E.G. Cambronero // *Materials Science and Engineering: A*. – 2009. – Vol. 499(1-2), – P. 421-426.
126. Ovidko, I.A. Elongated nanoscale voids at deformed special grain boundary structures in nanocrystalline materials / I.A. Ovidko, A.G. Sheinerman, N.V. Skiba // *Acta Mater*. –2011. – № 59, – P. 678–685.
127. Pedro, A.A. Specific features of the electrochemical processes in the bath of an ore-smelting furnace / A.A. Pedro, M.P. Arlievskii, R.V. Kurtenkov // *Russian metallurgy (Metally)*. – 2011. – № 12. – – P 1141-1145.
128. Phillips, H.W.L. Annotated equilibrium diagrams of some aluminium alloys systems // *Monograph and report series. The institute of metals. London*. – 1959. – №25. – P. 121.
129. Poskovic, E. Effect of granulometry and oxygen content on SMC magnetic properties / E. Poskovic, F. Franchini, M. Actis Grande, L. Ferraris, R. Bidulsky // *Acta Metall. Slovaca*. – 2017. – Vol. 23. – P. 356–362.
130. Reis, D.A. Effect of artificial aging on the mechanical properties of an aerospace aluminum alloy 2024 / D.A. Reis, A.A. Couto, N.I. Domingues Jr, A.C. Hirschmann, S. Zepka, C. de Moura Neto // *In Defect and Diffusion Forum. Trans Tech Publications Ltd*. – 2012. – Vol. 326, – P. 193-198.
131. Praveen, P. Meeting challenges in welding of aluminum alloys through pulse gas metal arc welding / P. Praveen, P.K.D.V. Yarlagadda, // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2005. – Vol. 164, – P. 1106-1112.
132. Rambabu, P.P.N.K.V. Aluminium alloys for aerospace applications / P.P.N.K.V. Rambabu, N.E. Prasad, V.V. Kutumbarao, R.J.H. Wanhill, // *Aerospace materials and material technologies*. – 2017. – P. 29-52.
133. Ramnath, B.V. Evaluation of mechanical properties of aluminium alloy–alumina–boron carbide metal matrix composites / B.V. Ramnath, C. Elanchezian, M. Jaivignesh, S. Rajesh, C. Parswajinan, A.S.A. Ghias, // *Materials & Design*. – 2014. – Vol. 58. – P. 332-338.

134. Reddy, B.S.B. review on the synthesis of in situ aluminum based composites by thermal, mechanical and mechanical–thermal activation of chemical reactions / B.S.B. Reddy, K. Das, S.A. Das, // *Journal of Materials Science*. – 2007. – Vol. 42(22), – P. 9366-9378.
135. Shabani, M.O. FEM and ANN investigation of A356 composites reinforced with B4C particulates / M.O. Shabani, A. Mazahery, M.R. Rahimpour, M. Razavi // *Journal of King Saud University-Engineering Sciences*. – 2012. – Vol. 24(2), – P. 107-113.
136. Shayan, A.R., Poyraz H.B., Ravindra D., Ghantasala M., Patten J.A. In: *Proceedings of the ASME 2009 International Manufacturing Science and Engineering Conference*. – 2009. – Vol. 1. – P. 827.
137. Shorowordi, K.M. Microstructure and interface characteristics of B4C, SiC and Al₂O₃ reinforced Al matrix composites: a comparative study / K.M. Shorowordi, T. Laoui, A.A. Haseeb, J.P. Celis, L. Froyen, // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2003. – Vol. 142(3).– P. 738-743.
138. Song, D. Significantly changed intergranular corrosion and exfoliation corrosion behavior of the ultra-fine grained Al–5 mass% Cu alloy fabricated by ECAP / D. Song, A.B. Ma, J.H. Jiang, P.H. Lin., F.M. Lu, L.Y. Zhang // *Mater. Corros.* – 3013. – Vol. 64. – P. 1015–1023.
139. Shyn, C.S. A6061/B4C MMCs fabrication, experimental investigation and prediction of properties / C.S. Shyn, R. Rajesh, M.D. Anand // *In IOP Conference Series: Materials Science and Engineering IOP Publishing*. – 2021. c 1017, No. 1, – P. 012003.
140. Sabbar, H.M. AA7075-ZrO₂ Nanocomposites Produced by the Consecutive Solid-State Process / H.M. Sabbar, Z. Leman, S.B. Shamsudin, S.M. Tahir, C.N. Aiza Jaafar, M.A.A. Hanim, Z.N. Ismsrrubie, S. Al-Alimi // *A Review of Characterisation and Potential Applications. Metals*, 2021. – Vol. 11(5). – P. 805.
141. Talamantes-Silvab, M. Rafael Colása Characterization of an Al–Cu cast alloy / M. Talamantes-Silvaa, A. Rodríguezb, J. Talamantes-Silvab, S. Valtierra // *Materials Characterization*. – 2008. – Vol. 59. - p. 1434–1439.
142. Toropova, L.S. Advanced Aluminum Alloys Containing Scandium: Structure and Properties / L. S. Toropova, D. G. Eskin, M. L. Kharakterova, T. V. Dobatkina // *MRS bulletin*. – 2000.– P. 75.
143. Ustinov, A. Diffusion welding of aluminium alloy strengthened by Al₂O₃ particles through an Al/Cu multilayer foil / A. Ustinov, Y. Falchenko, T. Melnichenko, A. Shishkin, G. Kharchenko, L. Petrushinets // *Journal of Materials Processing Technology*. –2013. – Vol. 213, № 4. – P. 543–552.
144. Vogt, R.G. Cryomilled aluminum alloy and boron carbide nano-composite plate. / R.G. Vogt, Z. Zhang, T.D. Topping, E.J. Lavernia, J.M. Schoenung, // *Journal of materials processing technology*. – 2009. – Vol. 209(11). – P. 5046-5053.

145. Wang, Q. Size effects in aluminium alloy castings / Q. Wang, M. Praud, A. Needleman, K. Kim, J. Griffiths, C. Davidson, C. Caceres, A. Benzergera // *Acta Materialia*. –2010. – Vol. 58. – P. 3006-3013.
146. Wlodarczyk-Fligier, A. Manufacturing of aluminium matrix composite materials reinforced by Al_2O_3 particles / A. Wlodarczyk-Fligier, L. A. Dobrzanski, M. Kremzer, M. Adamia // *Journal of achievements in materials and manufacturing engineering*. – 2008. – Vol. 27(1). – P. 99.
147. Yin, X.W. Fibre-reinforced multifunctional SiC matrix composite materials / X. W. Yin, L. F. Cheng, L. T. Zhang, N. Travitzky, P. Greil // *International Materials Reviews*. –2017. – Vol. 62(3). – P. 117-172.
148. Yang, Y. Study on bulk aluminum matrix nano-composite fabricated by ultrasonic dispersion of nano-sized SiC particles in molten aluminum alloy / Y. Yang, J. Lan, X. Li // *Material Science and Engineering*. –2004. – P. 378-383.
149. Yan, X., Zhou, X. and Wang, H., Effect of Additive Ti_3SiC_2 Content on the Mechanical Properties of B_4C – TiB_2 Composites Ceramics Sintered by Spark Plasma Sintering. *Materials*. – 2020. – Vol. 13(20), – P. 4616.
150. Yucel Birol. Impact of homogenization on recrystallization of a supersaturated Al–Mn alloy // *Scripta Materialia*. – 2009. – Vol. 60. – P. 5-8.
151. Zhang, Y. Shock compression behaviors of boron carbide (B_4C) / Y. Zhang, T. Mashimo, Y. Uemura, M. Uchino, M. Kodama, K. Shibata, K. Fukuoka, M. Kikuchi, T. Kobayashi, T. Sekine // *Journal of applied physics*. – 2006. – Vol. 100(11). – P. 113536.

ПРИЛОЖЕНИЕ А

Патент на изобретение

РОССИЙСКАЯ ФЕДЕРАЦИЯ



ПАТЕНТ

НА ИЗОБРЕТЕНИЕ

№ 2750658

**СПОСОБ ПОЛУЧЕНИЯ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА,
АРМИРОВАННОГО КАРБИДОМ БОРА**

Патентообладатель: *федеральное государственное бюджетное
образовательное учреждение высшего образования
«Санкт-Петербургский горный университет» (RU)*

Авторы: *Бажин Владимир Юрьевич (RU), Алаттар
Абоелкхаир Лоаи Абоелкхаир (RU), Шариков Феликс
Юрьевич (RU)*

Заявка № 2020141495

Приоритет изобретения 16 декабря 2020 г.

Дата государственной регистрации
в Государственном реестре изобретений
Российской Федерации 30 июня 2021 г.

Срок действия исключительного права
на изобретение истекает 16 декабря 2040 г.



Руководитель Федеральной службы
по интеллектуальной собственности

Г.П. Ивлиев