

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение
высшего образования
«Самарский государственный технический университет»

На правах рукописи

Шерина Юлия Владимировна

**ВЛИЯНИЕ АРМИРОВАНИЯ ВЫСОКОДИСПЕРСНОЙ ФАЗОЙ КАРБИДА
ТИТАНА, СИНТЕЗИРОВАННОЙ В РАСПЛАВЕ, И ТЕРМООБРАБОТКИ
НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПРОМЫШЛЕННЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ
СПЛАВОВ**

Специальность 2.6.17. Материаловедение

Диссертация на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель
доктор физико-математических
наук, профессор
Амосов Александр Петрович

Самара – 2024

СОДЕРЖАНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	5
1. АНАЛИЗ СОСТОЯНИЯ ВОПРОСА ПОЛУЧЕНИЯ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ	14
1.1. Алюмоматричные композиционные материалы	14
1.2. Методы изготовления алюмоматричных композитов	15
1.2.1. Твердофазные методы	15
1.2.2. Жидкофазные методы	17
1.2.3. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез	21
1.3. Термическая обработка сплавов алюминия	24
1.4. Термическая обработка алюмоматричных композитов	27
1.5. Области применения алюмоматричных композитов	32
1.6. Общие выводы по разделу	34
2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ	37
2.1. Характеристика исходных компонентов	37
2.2. Методика подготовки СВС-шихты. Проведение экспериментальных плавок	39
2.3. Методы отбора проб и анализа образцов	41
2.4. Методика проведения термической обработки	41
2.5. Термодинамический анализ процессов горения с применением метода минимизации термодинамического потенциала	41
2.6. Методика исследования структурно-фазового состава	42
2.7. Методика исследования физических свойств	43
2.8. Методика исследования химических свойств	45
2.9. Методика исследования механических свойств	46

2.10. Методика исследования технологических свойств	48
2.11. Методика исследования эксплуатационных свойств	51
2.12. Статистическая обработка данных	52
2.13. Общие выводы по разделу	53
3. СИНТЕЗ, ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА И СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА АМг2-10%TiC	54
3.1. Термодинамический анализ возможности синтеза композиционного материала АМг2-10%TiC	54
3.2. Получение, термическая обработка и структурно- фазовый анализ композиционного материала АМг2- 10%TiC	57
3.3. Исследование свойств композиционного материала АМг2-10%TiC	65
3.4. Общие выводы по разделу	84
4. СИНТЕЗ, ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА И СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА АМг6-10%TiC	86
4.1. Термодинамический анализ возможности синтеза композиционного материала АМг6-10%TiC	86
4.2. Получение, термическая обработка и структурно- фазовый анализ композиционного материала АМг6- 10%TiC	89
4.3. Исследование свойств композиционного материала АМг6-10%TiC	96
4.4. Общие выводы по разделу	114
5. СИНТЕЗ, ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА И СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА АМ4,5Кд-10%TiC	116
5.1. Термодинамический анализ возможности синтеза композиционного материала АМ4,5Кд-10%TiC	116

5.2.	Получение, термическая обработка и структурно-фазовый анализ композиционного материала АМ4,5Кд-10%TiC	119
5.3.	Исследование свойств композиционного материала АМг4,5Кд-10%TiC	130
5.4.	Общие выводы по разделу	155
6.	СИНТЕЗ, ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА И СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА АК10М2Н-10%TiC	157
6.1.	Термодинамический анализ возможности синтеза композиционного материала АК10М2Н-10%TiC	157
6.2.	Получение, термическая обработка и структурно-фазовый анализ композиционного материала АК10М2Н-10%TiC	159
6.3.	Исследование свойств композиционного материала АК10М2Н-10%TiC	170
6.4.	Общие выводы по разделу	184
	ЗАКЛЮЧЕНИЕ	186
	СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ	189
	ПРИЛОЖЕНИЕ А Акты внедрения результатов диссертационной работы	204

ВВЕДЕНИЕ

В диссертационной работе представлены результаты исследования структуры и свойств новых алюмоматричных композиционных материалов (АМКМ) на основе промышленных алюминиевых сплавов, армированных высокодисперсной (с размером частиц менее 1-2 мкм) фазой карбида титана TiC, полученной методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) в расплаве, с последующей термической обработкой.

АМКМ с высокотвердой армирующей фазой TiC обладают уникальными свойствами, такими как малый удельный вес и высокие механические и эксплуатационные показатели, в первую очередь, трибологические: малый коэффициент трения и высокая износостойкость. Это делает их перспективными для использования в трибосопряжениях в качестве антифрикционных материалов, заменяя традиционные материалы, такие как бронзы, латуни, баббиты и серые чугуны. В результате можно уменьшить массу и часто стоимость изделия, сохраняя или даже улучшая его рабочие характеристики. Перспективным направлением является использование в качестве матриц для дисперсно-армированных АМКМ не чистого алюминия, а выпускаемых промышленных сплавов на его основе. Разработка таких АМКМ вызвана также потребностью улучшить механические и эксплуатационные свойства промышленных алюминиевых сплавов, сохраняя при этом хорошую обрабатываемость (свариваемость, литейные свойства, возможность механической обработки и прочее).

Актуальность работы. АМКМ, дисперсно армированные тугоплавкими высокодисперсными частицами карбида титана, представляют большой интерес для использования в различных отраслях производства: автомобилестроении, авиастроении и др., что обусловлено высокими прочностью и твердостью этих частиц, а также их хорошей совместимостью с алюминиевой матрицей. Однако в настоящее время в промышленных масштабах производятся фирмами DURALCAN, ALCAN и ALCOA только АМКМ, армированные SiC и Al₂O₃. При этом объемы их промышленного производства малы, а АМКМ, армированные карбидом титана, массово не производятся вовсе. Применение метода СВС

учеными СамГТУ позволило достичь значительных успехов в получении композитов системы Al-TiC и определить оптимальное содержание армирующей фазы - 10 масс. % TiC. Также ранее были проведены исследования по легированию матричной основы, в результате которых выявлено, что введение в расплав алюминия элементных порошков меди, марганца, никеля, а также шихты из порошков титана и углерода с добавлением 5% соли Na_2TiF_6 позволяет провести полноценный процесс СВС в расплаве алюминия с получением модельных композиционных материалов, включающих 10 масс.% фазы TiC высокой дисперсности и отличающихся повышенными механическими и эксплуатационными (трибологическими) свойствами.

Анализ современных научных публикаций показал, что в качестве матричной основы для изготовления подобных АМКМ все чаще используется не чистый алюминий, а производимые промышленностью алюминиевые сплавы, в которых в качестве основных легирующих элементов применяются Si, Cu, Mg, Mn, Zn, Fe, Ni, Ti и др. Алюминий и кремний образуют эвтектику Al-11,7%Si, которая служит основой для литейных алюминиевых сплавов (силуминов) и обладает температурой плавления 577°C . В других случаях легирующие элементы создают с алюминием твердые растворы с ограниченной переменной растворимостью и/или вторичные интерметаллические фазы (CuAl_2 , CuMgAl_2 , MgZn_2 , TiAl_3 , MnAl_6 и др.), характеризующиеся повышенной твердостью и температурой плавления. Наличие таких интерметаллических соединений способствует упрочнению за счет твёрдого раствора и дисперсионного твердения, когда понижение температуры вызывает уменьшение растворимости одного из компонентов и из пересыщенного и, следовательно, неравновесного твердого раствора выделяется когерентно большое количество дисперсных частиц вторичной фазы, эффективно препятствующих движению дислокаций и повышающих прочность сплава. Дисперсионное упрочнение достигается путем термической обработки алюминиевых сплавов, включающей закалку на пересыщенный твердый раствор с последующим искусственным или естественным старением. Однако механизм дисперсионного твердения не позволяет достичь высокого объёмного содержания вторичных фаз

из-за ограниченной переменной растворимости, что ограничивает возможности существенного повышения твердости и прочности сплава. Тогда как формирование большого количества дополнительной высокодисперсной твердой фазы карбида титана в составе промышленных сплавов реализуемо и открывает возможности для значительного улучшения их характеристик. Помимо этого, проведение последующей термической обработки для полученных АМКМ создает возможности для дополнительного их улучшения. Эти результаты, наряду с использованием недорогих исходных реагентов, простотой исполнения, малой длительностью и энергосбережением процесса СВС открывают большие перспективы для качественного повышения свойств композитов. Однако закономерности протекания структурных и фазовых превращений, а также температурно-временные параметры термической обработки АМКМ на основе промышленных алюминиевых сплавов, дисперсно армированных фазой карбида титана, пока не изучены, что определяет актуальность данной темы.

Степень разработанности: Разработка АМКМ, дисперсно армированных частицами керамики (TiC , SiC , Al_2O_3 и т.д.), активно ведется как в Российской Федерации, так и за рубежом. К началу работы над диссертацией имелись полученные в СамГТУ результаты по СВС модельных АМКМ, армированных высокодисперсными частицами карбида титана, на алюминиевой матрице, легированной Cu , Mn , Ni , и определено влияние каждого из этих элементов на закономерности синтеза и свойства композитов. Также известно несколько зарубежных исследований по изучению влияния термической обработки на свойства АМКМ, дисперсно армированных карбидом титана, однако полноценные исследования по термообработке АМКМ на основе промышленных сплавов различных систем, армированных высокодисперсным карбидом титана, до настоящего момента не проводились.

Цель работы заключается в разработке новых легких композиционных материалов с повышенными трибологическими свойствами (малым коэффициентом трения и высокой износостойкостью) на основе промышленных алюминиевых сплавов, дисперсно армированных фазой карбида титана методом

СВС в расплаве и последующей термической обработки, для обеспечения надежности и долговечности деталей из них.

Для достижения поставленной цели решались следующие задачи:

1. Выбор промышленных алюминиевых сплавов для получения АМКМ с использованием метода СВС, а также определение оптимальных режимов термической обработки для улучшения свойств этих сплавов.

2. Проведение термодинамического анализа возможности синтеза композиционных материалов систем АМг2-10%TiC, АМг6-10%TiC, АМ4,5Кд-10%TiC и АК10М2Н-10%TiC.

3. Получение методом СВС композиционных материалов АМг2-10%TiC, АМг6-10%TiC, АМ4,5Кд-10%TiC и АК10М2Н-10%TiC.

4. Термическая обработка синтезированных АМКМ, исследование структуры и фазового состава композиционных материалов АМг2-10%TiC, АМг6-10%TiC, АМ4,5Кд-10%TiC и АК10М2Н-10%TiC до и после термической обработки.

5. Исследование физических, химических, механических, эксплуатационных и технологических свойств композиционных материалов АМг2-10%TiC, АМг6-10%TiC, АМ4,5Кд-10%TiC и АК10М2Н-10%TiC до и после термической обработки.

Научная новизна работы:

1. Впервые выполнен термодинамический анализ протекания реакции синтеза карбида титана $Ti+C=TiC$ в расплавах промышленных алюминиевых сплавов АМг2, АМг6, АМ4,5Кд, АК10М2Н, определены адиабатические температуры и состав продуктов реакции.

2. Установлены параметры проведения процесса самораспространяющегося высокотемпературного синтеза фазы карбида титана с формированием частиц высокой дисперсности размером от 130 нм до 2 мкм и обеспечением образования равноосной мелкозернистой структуры затвердевших слитков композиционных материалов АМг2-10%TiC, АМг6-10%TiC, АМ4,5Кд-10%TiC и АК10М2Н-10%TiC. Впервые определено количественное содержание карбида титана в объеме

матрицы и доказана возможность его получения методом СВС в расплавах промышленных сплавов АМг2, АМг6, АМ4,5Кд, АК10М2Н с концентрацией 9-10 масс. %.

3. Впервые изучено влияние термической обработки на структуру и свойства синтезированных композиционных материалов, по результатам которой показано, что наличие высокодисперсных частиц карбидной фазы способствует выделению дополнительных интерметаллических фаз и изменению свойств. При нагреве композиционных материалов на основах АМг2 и АМг6 происходит выделение β -фазы (Al_3Mg_2). При термической обработке по режимам Т6 (закалка + искусственное старение) на основе АМ4,5Кд выделяется θ -фаза (Al_2Cu), а на основе АК10М2Н выделяются две фазы Al_2Cu и Al_3Ni , что приводит к повышению характеристик твердости, микротвердости и износостойкости. Установлены оптимальные режимы термической обработки для композиционных материалов АМг2-10% TiC, АМг6-10% TiC, АМ4,5Кд-10% TiC и АК10М2Н-10% TiC.

4. Представлены результаты комплексного исследования свойств композиционных материалов АМг2-10% TiC, АМг6-10% TiC, АМ4,5Кд-10% TiC и АК10М2Н-10% TiC после их синтеза и термообработки демонстрируют возможности их использования в качестве лёгких и износостойких материалов, перспективных для триботехнического применения.

Теоретическая значимость:

Показано, что метод СВС позволяет формировать высокодисперсную фазу карбида титана в расплаве матрицы из промышленных сплавов АМг2, АМг6, АМ4,5Кд, АК10М2Н, а протекание структурных и фазовых превращений при последующей термической обработке полученных композиционных материалов АМг2-10% TiC, АМг6-10% TiC, АМ4,5Кд-10% TiC и АК10М2Н-10% TiC может существенно отличаться от превращений при термической обработке матричных сплавов.

Практическая значимость:

1. Разработаны практические рекомендации для синтеза высокодисперсной фазы карбида титана (от 130 нм до 2 мкм) в количестве 9-10 масс. % методом

самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) в составе промышленных алюминиевых сплавов АМг2, АМг6, АМ4,5Кд и АК10М2Н с формированием равноосной мелкозернистой структуры.

2. Определены оптимальные режимы термической обработки для полученных методом СВС композиционных материалов АМг2-10%TiC, АМг6-10%TiC, АМ4,5Кд-10%TiC и АК10М2Н-10%TiC, применение которых обеспечивает заданный фазовый состав и требуемые свойства.

3. Согласно полученным актам практического использования результатов диссертации, композиционные материалы АМг2-10%TiC, АМг6-10%TiC, АМ4,5Кд-10%TiC и АК10М2Н-10%TiC после термической обработки рекомендованы для изготовления износостойких деталей узлов трения и автомобильных двигателей, а также в качестве легких конструкционных материалов для изготовления деталей нефтепромыслового оборудования с облегченным весом.

Методология и методы исследования: термодинамические расчеты адиабатической температуры и равновесного состава продуктов горения проводились с использованием комплекса компьютерных программ «THERMO». Эксперименты для получения образцов АМКМ с синтезом TiC в расплаве промышленных алюминиевых сплавов проводились в плавильной печи ПП20/12. Термическая обработка полученных образцов осуществлялась в печах Snow 67/350 и Накал ПЛ5/12,5. Металлографический и спектральный анализ осуществляется на растровом электронном микроскопе Jeol JSM-6390A. Полученные изображения преобразовывались с использованием компьютерных программ Micro-S Polar и ImageJ для возможности оценки количества армирующей фазы, а также степени равномерности ее распределения. Размерный и количественный анализ структурных составляющих осуществлялся при помощи оптического микроскопа SIAMS AT-24TRF с применением анализатора SIAMS 800. Исследование фазового состава, а также количественный анализ осуществлялись путем обработки рентгеновских спектров в компьютерной программе HighScore Plus. На синтезированных и термически обработанных композиционных материалах была

произведена оценка физических, химических, механических, эксплуатационных и технологических свойств по методикам ГОСТ.

Объект исследования: в качестве объектов исследования были выбраны композиционные материалы систем АМг2-10%TiC, АМг6-10%TiC, АМ4,5Кд-10%TiC и АК10М2Н-10%TiC.

Предмет исследования: физико-химические процессы СВС в расплаве различных промышленных алюминиевых сплавов; процесс термической обработки композитов на основе промышленных алюминиевых сплавов; состав, структура и свойства образцов синтезированных и термообработанных композитов.

Положения, выносимые на защиту:

1. Результаты термодинамического анализа протекания реакции синтеза карбида титана $Ti+C=TiC$ в расплавах промышленных алюминиевых сплавов АМг2, АМг6, АМ4,5Кд, АК10М2Н.

2. Параметры проведения процесса самораспространяющегося высокотемпературного синтеза фазы карбида титана с формированием частиц высокой дисперсности в концентрации 9-10 масс.% в расплаве промышленных сплавов АМг2, АМг6, АМ4,5Кд, АК10М2Н.

3. Особенности структурно-фазовых превращений при термической обработке синтезированных композиционных материалов АМг2-10%TiC, АМг6-10%TiC, АМ4,5Кд-10%TiC и АК10М2Н-10%TiC, оптимальные режимы термической обработки.

4. Результаты комплексного исследования свойств синтезированных и термообработанных композиционных материалов АМг2-10%TiC, АМг6-10%TiC, АМ4,5Кд-10%TiC и АК10М2Н-10%TiC, определение возможных областей их применения.

Степень достоверности. Достоверность полученных результатов диссертационной работы определяется использованием современного оборудования и аттестованных методов исследования, большим объемом

экспериментальных данных, применением статистических методов обработки результатов и сравнение полученных результатов с данными других учёных.

Апробация результатов работы. Основные результаты работы докладывались и обсуждались на международных и российских конференциях: Всероссийская научно-техническая конференция с международным участием (Ярославль, 2018); Всероссийская научно-техническая конференция с международным участием «Высокие технологии в машиностроении» (Самара, 2018, 2021, 2022, 2023, 2024); Всероссийская школа-семинар по структурной макрокинетике для молодых ученых имени академика А.Г. Мержанова с международным участием (Черноголовка, 2019); Всероссийская молодежная научная конференция с международным участием «Королёвские чтения» (Самара, 2019, 2023); Всероссийская научно-практическая конференция посвященная 65-летию ЛГТУ «Современные проблемы материаловедения» (Липецк, 2021); Международный симпозиум «Перспективные материалы и технологии» (Минск, 2021); Международная научно-практическая конференция «Перспективные материалы науки, технологий и производства» (Курск, 2022); Международная научно-практическая конференция «Современные проблемы и направления развития металловедения и термической обработки металлов и сплавов», посвященная памяти академика А.А. Байкова (Курск, 2022); Всероссийская научно-практическая конференция с международным участием (Пермь, 2022, 2023); Международная молодёжная научная конференция «Туполевские чтения» (Казань, 2023); Международная школа «Физическое материаловедение» (Тольятти, 2023); Всероссийская научно-техническая конференция «Перспективные материалы и технологии в авиадвигателестроении» (Самара, 2023).

Личный вклад автора заключается в постановке целей и задач, разработке методологии исследования, обработке и интерпретации результатов, а также формулировке всех основных положений, определяющих научную новизну и практическую значимость работы, подготовке научных публикаций и представлении результатов работы на конференциях. Основные экспериментальные результаты получены лично автором или при его

непосредственном участии. Некоторые эксперименты выполнены в рамках сотрудничества с другими исследователями, что отражено в списке соавторов публикаций.

Публикации: По материалам диссертации опубликовано 13 печатных работ, включая 7 статей в ведущих периодических изданиях из перечня ВАК.

Слова благодарности

Автор выражает благодарность научному руководителю, заведующему кафедрой «Металловедение, порошковая металлургия, наноматериалы» Самарского государственного технического университета, д.ф.-м.н., профессору Амосову Александру Петровичу, за помощь и курирование данного диссертационного исследования.

Автор выражает благодарность сотрудникам Самарского государственного технического университета к.т.н., доценту Луц Альфие Расимовне за научные советы и помощь в анализе результатов, д.т.н., профессору Ибатуллину Ильдару Дугласовичу за помощь в проведении трибологических испытаний и к.т.н., доценту Тимошкину Ивану Юрьевичу за помощь в получении некоторых экспериментальных образцов АМКМ.

Автор также благодарен работникам ООО «Научно-производственный центр «Самара», г. Самара, к.т.н., директору по науке Юдину Павлу Евгеньевичу, инженеру 1 категории Богатову Максиму Валерьевичу, коллективу испытательной лаборатории за содействие и помощь в проведении исследований некоторых механических и коррозионных свойств образцов АМКМ.

1. АНАЛИЗ СОСТОЯНИЯ ВОПРОСА ПОЛУЧЕНИЯ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

1.1. Алюмоматричные композиционные материалы

Алюмоматричные композиционные материалы (АМКМ) сочетают в себе малый удельный вес, высокую теплопроводность, коррозионную стойкостью благодаря чему находят широкое применение в машиностроении. Однако, следует отметить, что уровень их твердости и прочности может в существенной степени варьироваться, в зависимости от вида армирующей фазы [1]. По виду наполнителя наибольшее распространение находят АМКМ, дисперсно армированные тугоплавкими высокотвердыми керамическими соединениями, такими как: карбиды, оксиды, бориды и др. Отличительной особенностью АМКМ является ввод или синтез керамической фазы искусственно, при этом отсутствие факта растворимости керамической фазы в расплаве алюминия при повышенных температурах обеспечивает сохранение прочности и повышенные значения твердости даже при высоких температурах порядка 0,8Тпл. Композиты, дисперсно армированные высокодисперсной керамической фазой (< 1-2 мкм), заслуживают особого внимания, так как большой размер частиц (до 50 мкм) сопровождается пониженной трещиностойкостью, плохой технологичностью, а также невысокими твердостью и прочностью при повышенных температурах [2]. В случае же присутствия частиц высокой дисперсности реализуется действие нескольких механизмов упрочнения: Петча-Холла, определяемое ролью дисперсных частиц как центров кристаллизации сплава и уменьшения размеров его зерна; повышается эффективность действия механизма Орована, суть которого в том, что сопротивление движению дислокаций увеличивается с уменьшением расстояния между частицами; помимо этого, в связи с несовпадением коэффициентов термического расширения и модуля упругости у материала матрицы и частиц армирующей фазы, образуются новые дислокации и затрудняется их скольжение в

целом. Совокупное действие всех этих механизмов приводит к значительному увеличению прочностных характеристик композиционных материалов, армированных именно высокодисперсными частицами [3].

1.2. Методы изготовления алюмоматричных композитов

Метод изготовления оказывает существенное влияние на микроструктуру и, соответственно, механические свойства получаемых дисперсно армированных АМКМ [1]. Классификация методов получения АМКМ основана на фазовом состоянии матричной основы. Таким образом, существуют твердофазные и жидкофазные методы. Жидкофазные методы, в свою очередь, делятся на два типа: ex-situ и in-situ. Ex-situ предполагает предварительное приготовление частиц керамической фазы и последующее введение в расплав матрицы. In-situ означает синтез армирующих частиц внутри матрицы в процессе изготовления композита [4, 5]. Далее рассмотрены примеры изготовления дисперсно армированных композиционных материалов.

1.2.1. Твердофазные методы

Среди наиболее распространенных методов твердофазного получения АМКМ можно выделить диффузионную сварку, порошковую металлургию и механическое легирования.

Метод диффузионной сварки применяется для объединения чередующихся слоев с целью создания многослойных композитов. Диффузионная сварка выполняется путем прессования в вакуумном горячем прессе или горячего изостатического прессования. Таким образом, например, возможно получение композита системы Al-B [6].

Механическое легирование заключается в интенсивной обработке твердофазных порошков в высокоэнергетических мельницах с многократным повторением процессов сварки, деформации и разрушения частиц порошков. В настоящее время этот метод используется для получения пересыщенных твердых

растворов, метастабильных кристаллических, аморфных и квазикристаллических фаз и наноструктур. Например, в работе [7] показана возможность получения порошка AlN со средним размером частиц около 200 нм и чистотой 98,63 масс.%, а также АМКМ AlN/Al с регулируемыми сочетаниями прочности и относительного удлинения.

При использовании методов порошковой металлургии металлические порошки матричного сплава и армирующие компоненты смешиваются, затем прессуются и спекаются для достижения теоретической плотности и высокой твердости, примером чего могут быть АМКМ марки САП, в которых алюминиевая основа упрочнена частицами Al₂O₃ [8].

В работе [9] показана возможность получения металломатричного композиционного материала путем прессования с последующим спеканием материала на основе распыленного газом порошка сплава А359 состава Al-9Si-0,5Mg-0,2Cu-0,2Fe-0,2Ti, в который также было добавлено 20 масс.% керамической фазы SiC с размером частиц 12 мкм; для повышения спекаемости в состав композиции была введена добавка Alumix 231 производства Eсka Granules, Германия (Al-14Si-2,5Cu-0,5Mg). Твердость синтезированного материала составляет 100 HRВ, а после проведения дополнительной термообработки в виде закалки и искусственного старения повысилась до 150 HRВ.

Также известны примеры компактирования механолегированных порошков в цилиндрические брикеты и их дальнейшей горячей экструзии или использования прокатки [10], при этом наноразмерные КМ на основе алюминиево-магниевого сплава, армированные графеном, показали увеличение прочности при растяжении (~ 73 %) и твердости (~ 27 %) относительно исходного матричного сплава, но снижение пластичности (с 16 до 8%) [11]. Методом искрового плазменного спекания (ИПС) проведено получение КМ на основе алюминия, армированного углеродными нанотрубками с повышенной, практически в 2 раза прочностью, наряду с допустимым падением пластичности до уровня 3% [12].

Следует отметить, что для твердофазных методов получения АМКМ характерны такие достоинства как возможность введения в матрицу большого

содержания армирующей фазы и равномерного ее распределения по объему композита, малая вероятность образования нежелательных хрупких фаз при взаимодействии матрицы с армирующими частицами, однако этим методам присущи такие недостатки как заметная остаточная пористость АМКМ и невысокая адгезия матрицы с упрочняющими частицами, простая форма и ограниченные габариты получаемых деталей, многостадийность и энергозатратность технологического процесса с применением дорогостоящего оборудования.

1.2.2. Жидкофазные методы

Большее распространение для синтеза дисперсно армированных АМКМ получили экономически более эффективные для промышленного производства жидкофазные методы, основанные на применении сравнительно недорогого оборудования литейного производства и возможности получения литых заготовок сложной формы и увеличенных габаритов. Самым распространенным и простым является метод механического замешивания армирующих фаз в матричный расплав (*ex-situ*) [13]. Однако, вопросы равномерного распределения армирующего наполнителя в объеме матрицы, уменьшения газонасыщения при замешивании, повышения адгезионной связи вводимых частиц с матрицей продолжают исследоваться. Для улучшения смачиваемости, например, рекомендуется прибегнуть к легированию матричной алюминиевой основы такими поверхностно активными добавками, как Mg, Ca, Li, Na [14]. А в работе [15] показано получение АМКМ путем ввода армирующих наноразмерных частиц в количестве 3 масс.% TiC в расплав алюминия при температуре 750°C. Автором установлено, что совокупное прокаливание дисперсных частиц на воздухе при температуре, соответствующей температуре расплава при вводе, и введение в расплав добавок Zn, Si, Cu, Mg улучшают усвоение карбида титана расплавом.

Интересны исследования [16, 17], в которых показана возможность изготовления функционально-градиентных слоистых КМ на основе сталей с поверхностным рабочим слоем из алюминия и его сплавов, в том числе

армированных дисперсными частицами. В работе [16] автор показывает возможность получения АМКМ методом механического замешивания путем ввода 34 18 в состав матричного расплава (Al, Al-Cu-Mg, Al-Si-Cu и др.) готовых керамических частиц Al_2O_3 , B_4C , SiC или TiC (по фракционному составу исследовались две группы: ≤ 40 мкм и 40-100 мкм), а затем полученная композиция посредством электродуговой или плазменно-порошковой наплавки наносится на стальную поверхность. По результатам значительного объема выполненных работ автор делает вывод о том, что оптимальным наполнителем выступает фаза карбида титана, добавленная в количестве 10 масс.%, что приводит к увеличению износостойкости до 10 раз, а также снижению коэффициента трения на 60% по сравнению с традиционными антифрикционными сплавами АО20-1 и Б83.

В работах [18, 19] показана возможность синтеза композиционного материала на основе технического алюминия марки АД0 армированного нановолокнами частиц керамики Al_2O_3 размером 10-20 нм. Авторы отмечают, что введение в расплав алюминия наночастиц керамики сопровождается проблемами смачиваемости, однако, добавка транспортного порошка меди с диаметром 10 мкм, удастся не только успешно ввести нановолокна в расплав алюминия, но и повысить твердость.

Авторы работы [20] также показывают возможность получения композиционного материала состава Al-5%Cu-5%Ti-0,25% Al_2O_3 (нано) жидкофазными методами. При этом отмечается значительное уменьшение количества крупных скоплений интерметаллических частиц в структуре композита.

Автор работы [21] описывает получение АМКМ на основе алюминия, армированного частицами SiC путем пропитки матричным расплавом под давлением конгломерата волокон (преформы) с последующим механическим замешиванием частиц в матричный расплав. Преимуществами данного метода является возможность варьирования пористости получаемых материалов и получение изделий требуемых размеров. Также в работе [22] показано, что

введение 1 масс.% SiC в алюминиевую матрицу жидкофазным методом приводит к повышению твердости в среднем до 4,5% от исходного значения.

В работе [23, 24] показано получение литого композиционного материала на основе сплава Al-3%Mg (зернистость до 200 мкм) армированного керамическими частицами карбида кремния (зернистость 30-50 мкм) методом механического перемешивания, при этом порошковый материал перед вводом в расплав алюминиевого сплава, разогретого до температуры не менее 850°C, брикетировали под давлением (28-35 МПа). Данным методом удалось синтезировать композит с равномерным распределением армирующей фазы по объему расплава, что обеспечивается за счет диффузионных процессов.

В современном промышленном производстве АМКМ методом механического замешивания обычно используют керамические частицы частиц SiC и Al₂O₃ в качестве армирующего компонента. Несмотря на ряд преимуществ, материалы, полученные данным методом, имеют такие недостатки, как низкая трещиностойкость и ударная вязкость, трудность в механической обработке, низкая твердость и прочность при повышенных температурах. Вместе с тем, АМКМ, дисперсно армированные карбидом титана, являются термодинамически более стабильными, чем АМКМ армированные карбидом кремния. Также следует отметить, что карбид титана TiC является единственным из используемых в настоящее время порошкообразных армирующих элементов, который обладает кристаллической решеткой типа ГЦК, совпадающей с решеткой α-Al и отличающейся по размеру всего на 6,93 %. Согласно принципу структурного и размерного соответствия П.Д. Данкова, в этом случае частицы TiC могут служить центрами кристаллизации и одновременно барьерами, тормозя рост кристаллов в охлаждающемся расплаве алюминиевых сплавов, то есть быть эффективным модификатором этих сплавов, вследствие чего лигатура системы Al—Ti—C может с успехом заменить известную лигатуру системы Al—Ti—B [25]. Карбид титана также характеризуется высокими показателями температуры плавления, модуля упругости, твердости, термодинамической стабильности, что в совокупности обеспечивает уникальный комплекс свойств композитов системы Al—TiC,

превосходящий АМКМ с другими дисперсными армирующими фазами [2]. Получение таких композитов возможно методами *in-situ*, когда частицы армирующей фазы синтезируются в процессе экзотермической реакции внутри самого композита в ходе его производства. Было обнаружено, что композиты, полученные *in-situ*, характеризуются полным отсутствием загрязнения армирующих частиц и их отличной смачиваемостью расплавом матрицы [26 – 28]. Такое преимущество означает, что армирующие частицы могут эффективно генерировать и сопротивляться движению дислокаций, а также препятствовать росту зерен матрицы [29]. Кроме того, методы *in-situ* более экономичны, так как не требуют использования дорогих, полученных заранее нанопорошков для получения армирующей фазы высокой дисперсности [30]. Для их реализации вместо дорогих исходных компонентов можно использовать более дешёвые реагенты, такие как чистые элементы и их соединения. Например, в работах [31-33] продемонстрирована возможность получения карбида титана путем пропускания расплава Al-Ti через углеродсодержащие газы, например, смесь аргона и CH₄. Однако этот метод имеет существенные недостатки: длительное воздействие высоких температур (выдержка 2 часа при температуре 1200-1300°C), большие энергозатраты, сложное и дорогое оборудование, а также неравномерное распределение армирующей фазы и трудности прогнозирования ее количества в готовом продукте.

Наилучший результат достигается, когда синтез армирующей фазы происходит из исходных твердых порошков непосредственно в жидкой металлической матрице, разогретой до температур порядка 1100-1300°C. Этот метод называется синтезом армирующих материалов или САМ-процессом [34]. САМ-процесс основан на явлении, открытом в 1967 году российскими учеными А.Г. Мержановым, И.П. Боровинской и В.М. Шкиро и получившем название самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС) [35, 36]. В настоящее время технология, при которой экзотермическая реакция между частицами реакционно-активных порошков протекает в режиме послойного или

объемного горения смеси порошков за счет тепла, выделяемого жидким матричным расплавом, называется СВС в расплаве.

Быстрота протекания процесса СВС в расплаве и простота технологии значительно повышают вероятность промышленного производства АМКМ благодаря высокой производительности и низким затратами [36, 37]. Поэтому этот метод считается наиболее перспективным из существующих и активно применяется учеными по всему миру.

1.2.3. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез

Метод самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС), открытый А.Г. Мержановым и его сотрудниками, в настоящее время широко исследуется для получения различных тугоплавких неорганических соединений и композиционных материалов [37 – 39]. Сущность процесса СВС состоит в самопроизвольном распространении фронта горения по объему вследствие локального инициирования реакционного взаимодействия [40 - 42].

С 2001 года в СамГТУ были начаты систематические исследования синтеза АМКМ системы Al-TiC методом in-situ с применением СВС [43 - 46].

Введение стехиометрической смеси порошков Ti+C с добавлением флюса Na_3AlF_6 (0,1% от массы плавки) в разогретый до 900 °С алюминиевый расплав инициирует процесс горения в жидкости и приводит к образованию композиционного материала состава Al-TiC с массовой долей армирования до 20%. В результате образуются включения TiC с высокой дисперсностью (размер - порядка 2-4 мкм). Ряд проведенных исследований показал, что наилучшее сочетание механических свойств наблюдается в АМКМ, содержащем 10 масс.% TiC, и с тех пор основным направлением для исследований является получение АМКМ методом СВС в расплаве с содержанием 10% TiC на различных матричных основах.

При синтезе армирующей фазы методом СВС большую роль играет наличие легирующих элементов в алюминиевой матрице [47, 48]. Так, например, добавка 5%Cu в расплав матричного алюминия с последующим введением шихты

(Ti+C)+10%Na₂TiF₆, позволяет получать частицы TiC наноразмерного уровня, что сопровождается значительным увеличением прочностных характеристик матричной основы (196 МПа) при одновременном сохранении высокого уровня пластичности (8 %). Полученные результаты напрямую связаны с благоприятным влиянием меди на улучшение смачивания частиц TiC расплавом алюминия и выделением мелкодисперсной интерметаллической θ -фазы состава Al₂Cu по границам зерен алюминиевой матрицы, которая выступает препятствием для агломерирования и укрупнения размера частиц карбида титана. В работе [49] показано, что для синтеза целевой фазы TiC с высокой дисперсностью достаточно введение 5 % от массы шихты галоидной соли Na₂TiF₆.

Авторами работ [50 – 53] также показана возможность получения термодинамически стабильного карбида титана в алюминиевой матрице при помощи СВС. Сочетание традиционного литья и СВ-синтеза характеризуется простотой, высокой производительностью, низким потреблением электроэнергии, небольшой длительностью процесса, а также хорошим распределением армирующих частиц по объему матрицы, при этом температура матричного расплава поднимается выше 1000 °С, что обеспечивает смачивание частиц TiC расплавом [54, 55]. Для дополнительной активизации синтеза зачастую применяют такие технологии, как механоактивация порошков в шаровых мельницах, а также добавление флюсов [56]. Так, в работе [50] показано, что измельчение порошков в шаровой мельнице и последующее их прессование в гранулы позволяет синтезировать TiC методом in-situ уже при 900 °С. В исследованиях [57, 58] отражено, что добавление флюсов, таких как Na_xAlF₆ и K_xAlF₆, приводит к улучшению инициации реакции СВС. Также в работе [59] показано, что использование флюса Na₂TiF₆ обеспечивает полноту реакции синтеза TiC в расплаве промышленного алюминиевого сплава АМг2 с формированием керамической фазы высокой дисперсности.

Интерес представляет исследование [60], где авторами получен КМ системы Al-TiC методом СВС в расплаве. Для шихты использовались порошки Al (99,5%, ~34 мкм), Ti (99,5%, ~25 мкм), графита (99,999%, ~95 мкм) и CuO (99,95%, ~8 мкм)

общей массой 40 г. Смесь перемешивали и прессовали в таблетки диаметром 25 мм при 130 МПа, затем таблетки помещали в печь предварительного нагрева при 200 °С для полного высыхания перед добавлением в расплав Al. Количество гранул, добавленных в расплав алюминия при температурах 750-920°С, определяли с учетом объемной доли армирующей фазы TiC. После завершения реакции расплав перемешивали в течение 10 мин. вращением импеллера со скоростью 350-400 об/мин для равномерного диспергирования продуктов реакции, а затем отливали в предварительно нагретую форму. При помощи методов микроструктурного и рентгенофазового анализа было выявлено, что синтезированные частицы TiC имели размер 1-2 мкм, но помимо целевой фазы было обнаружено присутствие в матрице интерметаллической фазы Al₃Ti.

В исследовании [61] использовали аналогичную методику для создания композита системы Al-TiC. В расплав, состоящий из алюминия (Al) и 5% титана (Ti) с добавлением бора (0,2% B), разогретый до 1150°С, помещали ротор из пористого графита, вращающийся со скоростью 50-400 об/мин. Поверхностный слой расплава защищали флюсом от окисления. Благодаря температуре расплава, обеспечивающей смачиваемость углерода, частицы TiC образовывались сразу после ведения графитового ротора в расплав. Фаза TiC формировалась на поверхности ротора в результате химической реакции (1.1) между титаном, растворенным в алюминиевом расплаве, и графитом:



После достижения критического размера в результате действия центробежных сил частицы армирующей фазы TiC отрывались от поверхности ротора и распределялись в объеме расплавленной матрицы. Композиты, синтезированные данным способом, имели равномерное распределение армирующей фазы по объему матрицы с размером частиц порядка 3 мкм. Также, следует отметить, что в конечном продукте отсутствовали побочные нежелательные фазы.

В исследовании [62] описан еще один способ создания АМКМ системы Al-TiC с использованием метода СВС. Смесь порошков титана (размер частиц <160

мкм) и углерода (размер частиц <15 мкм) смешивали в фарфоровой чаше, затем брикетировали и делили на три равные части. Эти брикеты упаковывали в алюминиевую фольгу для последующего погружения в расплавленный алюминий, нагретый до 900°C. Количество вводимой порошковой смеси соответствовало получению композита состава Al-15%TiC. Установлено, что наиболее интенсивная реакция и наибольшая полнота химического взаимодействия компонентов обеспечивалась при добавке флюса K_3AlF_6 .

Исследование, проведенное авторами работы [63] показало, что сочетание процесса СВС эндогенных соединений (Al_3Ti и B_4C) с традиционными методами литья и металлургии в условиях жидкофазного совмещения реакционно-активных порошковых прекурсоров с матричным расплавом алюминия высокой частоты является перспективным подходом для создания АМКМ гибридного состава. Полученные в работе [63] данные о качественном и количественном фазовом составе композитов Al– 10% Al_3Ti –5% B_4C свидетельствуют о полном протекании процессов формирования целевых интерметаллических фаз, а также о сохранении вводимых экзогенных частиц карбида бора.

Главным достоинством метода СВС является возможность синтезировать в матрице большую объемную долю керамического армирования субмикронного размера, сохраняя простоту и ценовую доступность синтеза.

1.3. Термическая обработка сплавов алюминия

Дисперсное армирование фазой карбида титана, как было показано, позволяет значительно повысить свойства матричных сплавов, и особенно целесообразно его проводить для сплавов, не отличающихся в исходном состоянии высокими прочностными показателями, а также, учитывая высокую температуру плавления и твердость карбида титана, для жаропрочных и триботехнических сплавов. К таким матричным основам следует отнести широко применяемые в промышленности сплавы систем Al-Mg, Al-Cu, Al-Si. Однако, помимо армирования, еще одним способом улучшения свойств может быть термическая

обработка (ТО). В этом разделе рассматриваются основные режимы ТО для указанных матричных сплавов и примеры их реализации.

Сплавы на основе алюминия и магния (магналии) обладают хорошими показателями прочности, пластичности, коррозионной стойкости и свариваемости, но имеют низкую твердость. Магний, как легирующий элемент, способствует твердорастворному упрочнению алюминия, и каждый процент магния повышает прочность алюминия примерно на 30 МПа при сохранении относительного удлинения. Однако сплавы с содержанием магния более 6 масс.% редко используются из-за резкого снижения коррозионной стойкости. Упрочняющей фазой, которая образуется при нагреве, является β -фаза состава Al_3Mg_2 . Однако, сплавы относятся к числу не упрочняемых термообработкой, повышение прочности добиваются путем обработки давлением (нагартовки), что сопровождается потерей пластичности, поэтому, как правило, заключительным этапом обработки проводят отжиг. В работе [64] для сплавов Al-Mg рекомендованы следующие режимы термообработки:

- АМг2 – отжиг при 150-180°C (полунагартованный) в течение 1-3 часов или при 350-420°C (рекристаллизационный) также в течение 1-3 часов;

- АМг6 – отжиг при температуре 310-335°C от 30 минут до 3 часов.

В работе [65] показано, что после термической обработки алюминиево-магниевого сплава при температуре 182°C происходит выделение частиц Mg_2Al_3 вдоль границ зерен, что оказывает негативное влияние на удельное электрическое сопротивление, относительное удлинение и предел прочности при растяжении, при этом изменение свойств в значительной степени определяется концентрацией магния. Однако в работе [66], в которой проводили закалку в холодную воду с температур 150-450°C в течение 30 минут с последующим искусственным старением при 175°C в течение 168 часов, отмечается, что β -фаза не влияет на твердость и прочность термообработанного сплава 5083, и что соответствующая потеря концентрации растворенных атомов Mg, выделяющихся из матрицы α -Al, не влияет на твердость сплавов. В работе [67] также показано проведение что на сплаве 1565 гетерогенизационного отжига при температуре 230 °C с выдержкой в

течение 6 часов в комплексе с холодной деформацией приводит к выделению интерметаллической фазы Al_3Mg_2 , способствующей повышению твердости.

Сплавы на основе системы Al–Cu относятся к группе термически упрочняемых алюминиевых сплавов. Чтобы достичь максимальной твердости и прочности, они подвергаются закалке при температуре $545^{\circ}C$ в течение 5–9 часов с охлаждением в холодной воде и последующим искусственным старением при $175^{\circ}C$ на протяжении 3–5 часов. В результате формируется основная упрочняющая интерметаллическая θ -фазы состава Al_2Cu . В литом состоянии интерметаллические фазы обычно располагаются на границах зёрен и дендритных ячеек, образуя жесткий каркас, затрудняющий реализацию пластической деформации материала, поэтому жаропрочность таких сплавов в литом состоянии выше, чем в деформированном. Однако для сплавов данной системы, но легированных разными элементами, могут рекомендоваться отличающиеся режимы ТО. К тому же, температурно-временные режимы могут варьироваться в зависимости от требуемых конечных свойств. Например, один из наиболее востребованных сплавов данной системы AM4,5Кд, используемый для изготовления высоконагруженных деталей, работающих при комнатной и повышенных температурах (250 – $300^{\circ}C$), может подвергаться термообработке по следующим режимам:

- T4: двухступенчатый нагрев под закалку при температуре $535^{\circ}C$ с выдержкой 5-9 ч. и $545^{\circ}C$ с выдержкой 5-9 ч. с охлаждением в воду;

- T5: двухступенчатый нагрев под закалку при температуре $535^{\circ}C$ с выдержкой 5-9 ч. и $545^{\circ}C$ с выдержкой 5-9 ч. с охлаждением в воду + старение при температуре $155^{\circ}C$ с выдержкой 3-8 ч. с последующим охлаждением на воздухе;

- T6: двухступенчатый нагрев под закалку при температуре $535^{\circ}C$ с выдержкой 5-9 ч. и $545^{\circ}C$ с выдержкой 5-9 ч. с охлаждением в воду + старение при температуре $170^{\circ}C$ с выдержкой 6-10 ч. с последующим охлаждением на воздухе.

Для всех режимов ТО допускается применение одноступенчатого нагрева под закалку при температуре $545^{\circ}C$ с выдержкой 10-14 часов [68].

Сплавы на основе системы Al–Si называют силуминами, они отличаются малой плотностью, характеризуются высокой коррозионной стойкостью и удовлетворительной прочностью. Их делят на простые, легированные только кремнием, и специальные, в которых, помимо кремния, содержатся в небольшом количестве другие легирующие компоненты (Mg, Cu, Mn, Ni). Простые силумины, включающие только первичные кристаллы α и эвтектику $\alpha + \text{Si}$, относятся к числу термически не упрочняемых сплавов и могут незначительно упрочняться за счет увеличения скорости охлаждения при кристаллизации, либо путем модифицирования (чаще Na или Sr). В специальных силуминах наиболее распространенными добавками являются медь и магний, которые после закалки и искусственного старения приводят к образованию фаз W ($\text{Al}_x\text{Mg}_5\text{Cu}_4\text{Si}_4$), θ (Al_2Cu) и обеспечивают достаточно высокий уровень механических свойств. Так, в работе [69] было изучено влияние термообработки на свойства доэвтектического литейного сплава A536 состава Al–7%Si–0,3%Mg. Обработку проводили по режиму: закалка при 535°C в течение 8 ч. с последующим охлаждением в воду комнатной температуры, а затем искусственное старение при 160°C в течение 6 ч. с последующим охлаждением на воздухе. Термическая обработка позволяет растворить Mg_2Si , гомогенизировать твердый раствор, сфероидизировать эвтектический кремний и тем самым повысить прочность.

Однако среди силуминов можно выделить очень важную группу поршневых сплавов, которые работают при температурах 250-270°C, но не отличаются высокой прочностью, а потому являются подходящими для дисперсного армирования. К ним относится, например, алюминиевый поршневой сплав марки АК10М2Н, который обычно подвергают закалке при температуре 515°C в течение 1-2 часов с последующим охлаждением в воду и дальнейшему искусственному старению при 190°C в течение 2 часов [70].

1.4. Термическая обработка алюмоматричных композитов

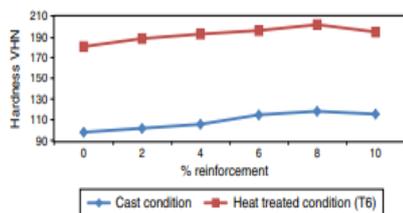
Обзор публикаций показал, что термическая обработка композиционных материалов является малоизученной областью, большая часть работ в данной

области проводилась за рубежом и на исходных традиционно упрочняемых сплавах систем Al-Cu, Al-Zn-Cu. Большинство исследователей отмечают, что армирование керамической фазой приводит к ускорению, а в некоторых случаях и к изменению фазовых превращения в процессе термообработки композитов [71 – 73].

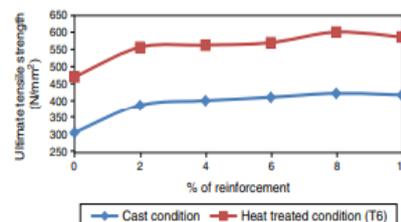
Например, в работе [74] для композита системы Al-Cu-Mg-TiC была проведена термическая обработка по следующему режиму: отжиг при 400°C в течение 2 часов и закалка с температуры 500°C с выдержкой в течение 1 часа с последующим охлаждением в воду и дальнейшим искусственным старением при 190°C в течение 8 часов. После ТО АМКМ, содержащий 12 масс.% SiC, обладал высоким пределом прочности при растяжении 461 МПа (для матрицы 336 МПа) и высоким модулем упругости 93 ГПа.

В работе [75] было изучено влияние термической обработки на свойства композита, полученного на основе промышленного сплава Al-2024 системы Al-Cu-Mg, армированного частицами TiC в количестве 52 масс.% по режиму T6: закалка с температуры 530°C в течение 2,5 часов в холодную воду с последующим искусственным старением при 190°C в течение 12 ч. в среде аргона, либо 51 15 29 естественным старением при температуре окружающей среды в течение 96 часов (4 суток). Образцы после термической обработки показали повышенные значения твердости с 28,5 до 38,5 HRC, но более низкие пластичные свойства, чем литые.

В работах [76, 77] предлагается режим термообработки для композита на основе промышленного сплава Al7075 (система Al-Zn-Mg), армированного частицами TiC в количестве 2-10 масс.% со средним размером порядка 2 мкм. Термическую обработку проводили по режиму T6, закалка с температуры 450°C в течение 2 часов, а затем старение при 121°C в течение 24 часов. Отмечается, что в условиях термообработки матрица, а также композит с наибольшим содержанием армирующей фазы, показали значительное улучшение механических и трибологических свойств по сравнению с литым состоянием (рисунок 1.1).



а)



б)

Рисунок 1.1 – Изменение механических свойств АМКМ АА7075-TiC

в литом и ТО состоянии:

а) твердость; б) предел прочности при растяжении [76]

В работе [78] методом литья с перемешиванием был получен композит на основе промышленного сплава Al7075 (система Al-Zn-Mg) с армированием частицами SiC с различным массовым содержанием. Образцы были подвержены термической обработке при температуре 530°C в течение 1 часа с последующей закалкой в воде. Далее образцы подвергались искусственному старению в течение 4-8 ч. при температуре 175°C. Установлено, что наибольшая твердость достигается после 8 часов старения у композита с наибольшим содержанием армирующей фазы (рисунок 1.2).

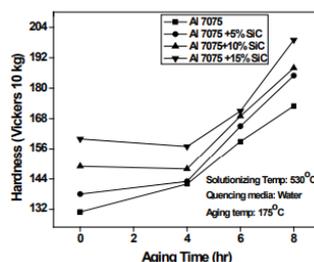


Рисунок 1.2 - Зависимость твердости от времени старения для литого матричного сплава Al 7075 и композитов Al 7075- SiC при различном содержании армирующей фазы SiC [78]

Вместе с тем, в некоторых работах указывается, что не всегда термическая обработка АМКМ приводит к улучшению их прочностных свойств. Так, в работе [79] было исследовано поведение при старении композиционного материала на основе промышленного сплава Al 6061 (система Al-Mg-Si), армированного

частицами Y_2O_3 и TiC , полученного с помощью механического замешивания. Сплав Al6061 и композит на его основе подвергались термической обработке на твердый раствор при $550^\circ C$ в печи в течение 2 ч. и закалке в воде при комнатной температуре. Затем все образцы подвергали искусственному старению при $160^\circ C$ на масляной бане в течение различного времени. Показано, что присутствие армирующих частиц препятствует образованию зон Гинье-Престона и выделению упрочняющих метастабильных фаз Mg-Si в алюминиевой матрице. В результате, после термообработки по режиму T6, максимальная твердость 75,8 HV композита Al6061-TiC достигалась через 8 ч. старения и была намного ниже, чем у матричного сплава Al6061 через 18 ч. старения - 123 HV.

Из отечественных наиболее интересным является исследование [80], в котором предложены режимы термообработки для КМ на основе сплава АМг1, армированного карбидом кремния (таблица 1.1). Из приведенных данных видно, что максимальная твердость достигается при проведении закалки с температуры $550^\circ C$ в течение 20 минут в горячую воду с последующим старением при температуре $160^\circ C$ в течение 30 минут. Также в данной работе было выявлено, что сочетание термообработки с ОМД (закалка + прокатка + старение) приводит к повышению твердости до 1500-1530 МПа. Повышение износостойкости образцов КМ АМг1-SiC наблюдалось после проведения ТО по другому режиму: закалка в горячую воду от $500^\circ C$ в сочетании со старением при $160^\circ C$ в течение 6 часов. Следует отметить, что сплав АМг1 относится к термически не упрочняемым, однако, как показано в этой работе, композит на его основе демонстрирует повышение свойств в результате ТО, что автор объясняет изменением состава и структуры межфазных границ и улучшением качества связи матрица-наполнитель, а также изменением уровня внутренних напряжений в КМ.

Таблица 1.1 – Изменение свойств КМ АМг+2,5%SiC при ТО [80]

Вид ТО	Твердость, НВ, МПа
Закалка (Т=550°С t=20 мин с охлаждением в горячую воду Т=95°С)	750-870
Закалка + старение при Т=360°С	
5 мин	930-1080
10 мин	720-820
20 мин	680-750
Закалка + старение при Т=160°С	
10 мин	940-1060
20 мин	950-1060
30 мин	1040-1200
35 мин	810-960
40 мин	820-940
50 мин	800-1000

Также из отечественных следует отметить работу [16], где было изучено влияние термообработки на структуру и свойства композиционного материала Al-3%Cu-1%Mg-20%SiC. Композит закаливали с температуры 480°С и затем старили при разных температурах. По результатам были построены кривые старения, из которых следовало, что старение в КМ проходит значительно быстрее и это согласуется с данными работы [71]. По результатам проведения ТО в виде закалки с температуры 480°С и последующего старения при температуре 160°С в течение 4 ч. были обеспечены высокие значения твердости - 190 НВ, а также прочностные характеристики - $\sigma_b = 590$ МПа, но с одновременным снижением пластичности ($\delta = 2\%$).

В недавно опубликованной диссертационной работе [81] путем замешивания частиц SiC, Si₃N₄ и AlN в расплав и дальнейшей кристаллизацией под давлением

были синтезированы композиты на основе алюминиевого сплава А359 (Al–9,1Si–0,58Mg). Образцы подвергались закалке при 538°С в течение 8 часов в теплую воду с последующим старением при 155°С в течение различного времени. Установлено, что максимальная твердость матричного сплава достигается спустя 12 часов старения и составляет 115 HV, а у композитов – спустя 4-6 часов. Наибольшая твердость наблюдается у композита А359-15%SiC после ТО и составляет 150 HV.

В публикации [82] обобщаются основные особенности закалки и последующего старения композиционных материалов, армированных карбидом кремния, на основе систем Al–Cu–Mg–SiC, Al–Mg–Si–Cu–SiC, Al–Mg–Si–Cu–B₄C и Al–Zn–Mg–Cu–SiC, получаемых как твердо-, так и жидкофазными способами. Отмечается, что кинетика старения композитов отличается от кинетики старения алюминиевых сплавов, возможно изменение последовательности стадий дисперсионного твердения и фазового состава матричного материала по сравнению с исходным алюминиевым сплавом и, в частности, максимальные показатели твердости и прочности в них достигаются за более короткое время. Однако, окончательно закономерности структурных превращений в ходе термообработки композитов в настоящее время не сформулированы.

1.5. Области применения алюмоматричных композитов

Композиционные материалы на основе промышленных алюминиевых сплавов обладают высокой прочностью, износостойкостью, малым удельным весом и доступной ценой, что делает их перспективными материалами. В автомобильной промышленности из них производят тормозные барабаны и диски, шатуны, гильзы цилиндров, головки блока цилиндров и коленчатого вала, поршни [83]. В аэрокосмической отрасли АМКМ используют для изготовления лопастей вентиляторов, осей роторов, труб и крышек корпусов самолетов Boeing 777. Также алюминиевые композиты применяют для создания теплоотводящих элементов электронных устройств [84 – 86].

Невысокая стоимость и доступность АМКМ, а также возможность применения стандартного оборудования и традиционных технологий для

формирования заданного состава, способствуют ускорению процесса внедрения таких материалов в области машиностроения [87, 88]. Алюминиевая матрица с добавлением твердых керамических частиц обладает высокой термической стабильностью, что делает перспективным использование КМ на основе алюминиевой матрицы в триботехнике [85], особенно это актуально для композитов, дисперсно армированных карбидными фазами. Так, в работе [80] приводится пример успешного применения АМКМ составов АЛ-25%SiC и АК12-5%SiC-5%C в качестве втулок подшипников скольжения и показано преимущество использования пары трения «композит-сталь» перед парой «бронза-сталь». Также в результате замены материала достигается увеличение срока службы изделия сверх предусмотренных техническими условиями 10000 циклов до 15000 циклов работы, что составляет - 40%. При этом, компрессоры с рабочей парой, в состав которой входит КМ, на протяжении всего срока службы сохраняют характеристики, заложенные технической документацией.

Подчеркнем, что снижению массы триботехнических устройств в современной технике уделяется особое внимание, в связи с чем разрабатываются триботехнические композиционные материалы на основе матрицы даже более легкого чем алюминий металла - магния и его сплавов [89]. В публикации [90] исследовано поведение композитов на основе промышленных сплавов марок АМг1, АК12, АК12М2МгН, армированных 5% SiC, и выявлено, что задиростойкость и износостойкость у композитов существенно превосходила аналогичные характеристики матричной основы. В этой же работе показано, что армирование карбидом титана приводит к падению интенсивности и коэффициента изнашивания.

В работе [91] установлено, что армирование карбидом кремния промышленного сплава АК12М2МгН приводит к повышению износостойкости в 10 раз, а также снижению коэффициента линейного термического расширения, что позволяет прогнозировать повышение термостабильности. В исследовании [5] показано, что армирование этой же основы 10 масс.% карбида титана приводит к

снижению значения коэффициента трения с 1,09 до 0,82, а также понижению интенсивности изнашивания практически в 2 раза.

В работе [76] также подтверждается, что термообработанные композиты на основе промышленного сплава 7075, армированные 8 масс.% TiC, обладают лучшей износостойкостью по сравнению с матрицей и исходными литыми образцами.

Таким образом, основной областью применения АМКМ, армированных дисперсными карбидными фазами, очевидно, являются триботехнические изделия. Но, несмотря на преимущества АМКМ перед традиционными материалами, их производство и применение еще весьма ограничено. Наряду с разработкой новых составов требуется дальнейшая разработка общих принципов их конструирования и термической обработки для применения, в первую очередь, в триботехнических целях.

1.6. Общие выводы по разделу

По результатам проведенного обзора показано, что композиционные материалы, полученные на основе промышленных алюминиевых сплавов, дисперсно армированные керамическими фазами, являются перспективными материалами. Энергосберегающая и простая методика самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) армирующих частиц карбида титана TiC в расплаве матричного алюминиевого сплава открывает широкие возможности для создания таких композитов. Лучшие механические свойства образцов алюмоматричных композиционных материалов (АМКМ) получены при содержании армирующей фазы 10% TiC. Известны результаты применения метода СВС для получения модельных АМКМ, армированных частицами карбида титана, на алюминиевой матрице, легированной Cu, Mn, Ni, и определения влияния каждого из этих элементов на закономерности синтеза и свойства композитов. Также известно, что проведение термической обработки позволяет как повысить, так и понизить уровень характеристик АМКМ. Однако закономерности получения литых композитов на основе промышленных алюминиевых сплавов с СВС

армирующей фазы TiC, а также режимы их термообработки пока практически не изучены.

Анализ наиболее применяемых алюминиевых сплавов показал, что армирование наиболее эффективно для алюминий-магниевого сплава (магналий), так как эти сплавы хорошо поддаются деформации и сварке, но имеют относительно низкие значения прочности и твердости. В традиционной практике повышение их прочностных характеристик обуславливает твердорастворное упрочнение (хотя уже при содержании 1-2%Mg могут появляться включения интерметаллического соединения – фазы β , состава Al_3Mg_2 (Mg_5Al_8)), а также, главным образом, за счет пластической деформации (нагартовки). С увеличением содержания магния повышается и прочность, но выделения β -фазы в виде ободков по границам зерен резко снижают коррозионную стойкость сплавов, что вызывает необходимость легирования сплавов дорогостоящими добавками хрома, титана, ванадия, способствующими более равномерному выделению β -фазы. Вместе с тем, формирование в составе сплава дополнительной высокодисперсной фазы карбида, обладающей собственными высокими механическими характеристиками, также может препятствовать агломерации интерметаллических включений и повысить свойства материала в целом. Очевидно, что результативность армирования в значительной степени будет определяться химическим составом сплавов, поэтому для исследования были выбраны деформируемые сплавы AMg2 и AMg6, отличающиеся процентным содержанием магния и легирующих элементов.

Согласно опубликованным исследованиям механических характеристик AMKM, армированных фазой карбида титана, в наибольшей степени улучшаются показатели твердости и износостойкости. Отсюда следует, что подобное армирование наиболее целесообразно проводить для триботехнических материалов, от которых требуется именно данный комплекс свойств. Очевидно также, что высокая температура плавления карбида титана ($3260^\circ C$) будет способствовать сохранению уровня свойств при повышенных температурах эксплуатации. На этом основании для исследования были выбраны жаропрочные поршневые алюминиевые сплавы AM4,5Kd и AK10M2H, имеющие к тому же в

своем составе медь, что открывает дополнительные возможности по упрочнению за счет проведения традиционной для этих сплавов термической обработки в виде закалки и последующего старения.

Целью исследования была поставлена разработка композиционных материалов на основе промышленных алюминиевых сплавов АМг2, АМг6, АМ4,5Кд и АК10М2Н, дисперсно армированных 10 масс.% фазы карбида титана, обладающих повышенными механическими и эксплуатационными характеристиками, а также подбор оптимальных режимов их термической обработки.

Для достижения поставленной цели решались следующие задачи:

1. Проведение термодинамического анализа возможности синтеза композиционных материалов систем АМг2-10% TiC, АМг6-10% TiC, АМ4,5Кд-10% TiC и АК10М2Н-10% TiC.

2. Получение методом СВС композиционных материалов АМг2-10% TiC, АМг6-10% TiC, АМ4,5Кд-10% TiC и АК10М2Н-10% TiC.

3. Выбор оптимальных режимов термической обработки для АМКМ АМг2-10% TiC, АМг6-10% TiC, АМ4,5Кд-10% TiC и АК10М2Н-10% TiC.

4. Исследование структуры и фазового состава композиционных материалов АМг2-10% TiC, АМг6-10% TiC, АМ4,5Кд-10% TiC и АК10М2Н-10% TiC до и после термической обработки.

5. Исследование физических, химических, механических, эксплуатационных и технологических свойств композиционных материалов АМг2-10% TiC, АМг6-10% TiC, АМ4,5Кд-10% TiC и АК10М2Н-10% TiC до и после термической обработки.

2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

2.1. Характеристика исходных компонентов

В качестве исходных материалов для синтеза методом СВС высокодисперсного карбида титана и получения композиционных материалов составов АМг2-10масс.%TiC, АМг6-10масс.%TiC, АМ4,5Кд-10масс.%TiC, АК10М2Н-10масс.%TiC использовали для изготовления шихты порошок углерода технического марки П-701, порошок титана марки ТПП-7, галоидную соль гексафтортитаната натрия, а в качестве матрицы соответствующие промышленные алюминиевые сплавы. Характеристики компонентов приведены в таблицах 2.1 – 2.7.

Таблица 2.1 – Химический состав промышленного сплава АМг2 (ГОСТ 4784-97)

Марка	Химический состав, %									
	Al	Примеси, не более								
		Fe	Si	Mn	Cr	Ti	Cu	Mg	Zn	Пр.
АМг2	95,7 – 98,2	0,5	0,4	0,1 – 0,5	0,05	0,15	0,15	1,7 – 2,4	0,15	0,15

Таблица 2.2 – Химический состав промышленного сплава АМг6 (ГОСТ 4784-97)

Марка	Химический состав, %									
	Al	Примеси, не более								
		Fe	Si	Mn	Ti	Cu	Be	Mg	Zn	Пр.
АМг6	91,1 – 93,68	0,4	0,4	0,5 – 0,8	0,02 – 0,1	0,1	0,005	5,6 – 6,8	0,2	0,1

Таблица 2.3 – Химический состав промышленного сплава АМ4,5Кд (ОСТ 1 90377-87)

Марка	Химический состав, %								
	Al	Примеси, не более							
		Mn	Si	Fe	Cu	Ti	Zn	Mg	Cd
АМ4,5Кд	Ост.	0,35 – 0,8	0,1	0,1	4,5 – 4,9	0,15 – 0,35	0,1	0,05	0,07 – 0,25

Таблица 2.4 – Химический состав промышленного сплава АК10М2Н (ГОСТ 30620-98)

Марка	Химический состав, %										
	Al	Примеси, не более									
		Fe	Si	Mn	Ni	Ti	Cu	Pb	Mg	Zn	Sn
АК10М2Н	84,28 – 86,1	0,6	9,5 – 10,5	0,05	0,8 – 1,2	0,05	2 – 2,5	0,05	0,9 – 1,2	0,06	0,01

Таблица 2.5 – Характеристика технического углерода П-701 (ГОСТ 7885-86)

Марка	Содержание элементов, %			Размер частиц, мкм
	C	Fe, Si	S	
П-701	Ост.	0,7	1,1	0,15

Таблица 2.6 – Характеристики порошка титана (ТУ1715-449-05785388)

Марка	Содержание элементов, %						Размер частиц, мкм
	Ti	N	Fe	Si	H	Cl	
ТПП-7	97,95	0,5	1,1	-	-	0,45	≤240

Таблица 2.7 – Состав галоидной соли Na_2TiF_6 , % (CAS* 17116-13-1)

Чистота	Хлориды	Сульфаты	Тяжелые металлы	Флуосиликат	Железо	Влажность
≥ 98	$\leq 0,05$	$\leq 0,05$	$\leq 0,03$	-	$\leq 0,03$	0

*CAS – (Chemical Abstracts Service) уникальный численный идентификатор Химической реферативной службы, подразделение Американского химического общества

2.2. Методика подготовки СВС–шихты. Проведение экспериментальных плавок

В настоящей работе использовалась технологическая схема подготовки порошковой шихты и расплава для проведения процесса СВС, разработанная для получения образцов АМКМ на матрице из чистого алюминия и модельных алюминиевых сплавов с 10 масс.% TiC (рисунок 2.8) [92].

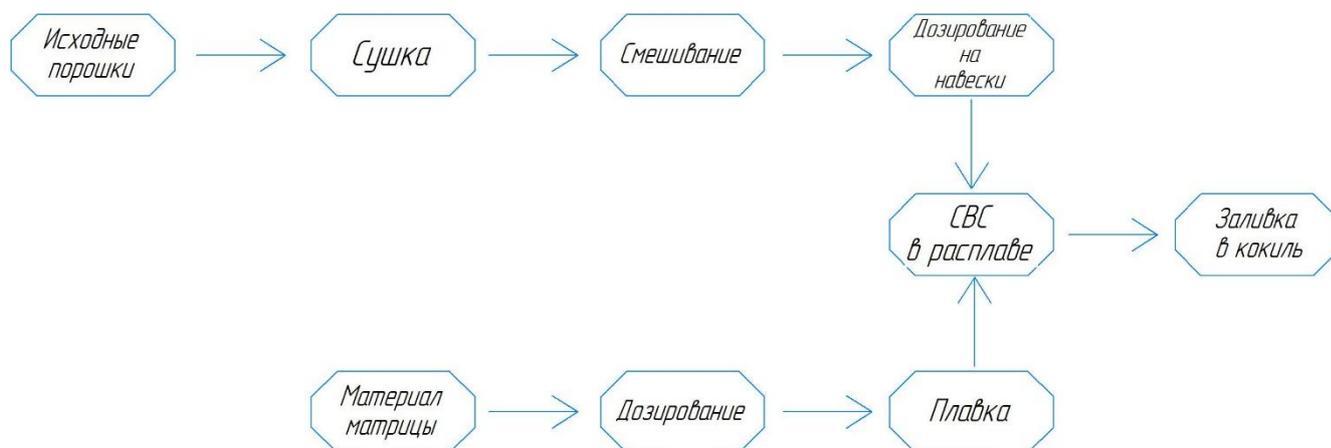


Рисунок 2.1 – Общая схема приготовления АМКМ с применением метода СВС в расплаве

В предыдущих исследованиях было установлено, что оптимальной температурой расплава для проведения полноценного СВС фазы карбида титана и исключения присутствия нежелательных побочных фаз Al_4C_3 и Al_3Ti , является 900°C [92, 93], поэтому все экспериментальные плавки проводились при данной температуре расплава.

Для получения литых матричных сплавов использовали тигельную плавильную высокотемпературную печь марки ПП 20/12. Температура фиксировалась термопарой ХА. Исходный материал (чушка, пруток) нагревали до температуры порядка 700°C, а затем производили разливку в стальной кокиль для получения литых цилиндрических образцов диаметром 22 мм и длиной 170 мм. Масса плавки составляла 200 г.

Для производства литых композиционных образцов была подготовлена шихтовая смесь, состоящая из технического углерода П-701, порошка титана пористого ТПП-7 и галоидной соли Na_2TiF_6 . Смесь предварительно высушивали в вакуумно-сушильном шкафу RT-200 «Хоризонт» при 100-110°C в течение 2-3 часов. Взвешивание исходных компонентов проводили на весах ВК-300 4 класса точности по ГОСТ 24104-88. Шихтовую смесь из порошков титана, углерода (4:1) и галоидной соли (5% от массы шихты) смешали и провели механическую активацию в шаровой мельнице барабанного типа с частотой вращения вала 150 об/мин и объемом 1 л. Соотношение масс шаров и СВС-шихты составило 3:1, активация продолжалась в течение 1 часа. Подготовленную шихтовую смесь массой 21 г разделили на три отдельные навески, каждую из которых в насыпном виде завернули в капсулу из алюминиевой фольги толщиной 50-100 мкм. В разогретую до 900°C печь поместили графито-шамотный тигель типа ТГ-1 с промышленными алюминиевыми сплавами марок АМг2, АМг6, АМ4,5Кд или АК10М2Н массой 180 г и выдерживали 30 минут. После выдержки в расплав последовательно вводили по одной капсуле с навеской шихты, утапливая ее в расплав до начала активной СВС-реакции, сопровождающаяся выделением искр. Во время реакции расплав тщательно перемешивали. Время ввода всех навесок составляло 3-5 мин. После завершения СВС-реакции от последней навески расплав выдерживали 5 мин, активно перемешивали, снимали шлак и заливали в стальной кокиль для получения цилиндрических образцов КМ диаметром 22 мм и длиной 170 мм.

2.3. Методы отбора проб и анализа образцов

По мере остывания до комнатной температуры образцы частично надпиливали сбоку примерно до середины сечения и разрушали поперечным ударом, чтобы определить вида излома, указывающий на завершение процесса СВС и формирование структуры композиционного материала. Хрупкий излом и гомогенная однородная структура свидетельствовали о завершении процесса СВС.

Шлифы для структурно-фазового анализа были изготовлены на автоматизированной шлифовально-полировальной машине MoRaо 3 с возможностью регулирования скорости вращения от 50 до 1000 об/мин. Перед полировкой образцы заливались в эпоксидную смолу. Полировка образцов осуществлялась с использованием алмазной суспензии DiaMaxx Mono дисперсностью 6 мкм, 3 мкм и 1 мкм. Далее проводили травление образцов раствором 5% HF+ 95% H₂O в течение 10 ÷ 15 секунд для выявления микроструктуры.

2.4. Методика проведения термической обработки

Нарезанные и обработанные на токарном станке цилиндрические образцы разных размеров (20x20 мм; 20x45 мм; 20x100 мм и 10x70 мм) были подвергнуты термической обработке. Нагрев образцов до температуры свыше 300°C осуществляли в камерной электропечи сопротивления марки Накал ПЛ5/12,5, а нагрев до температуры ниже 300°C - в универсальном сушильном шкафу SNOI 67/350. Охлаждение после закалки производилось в холодную воду, охлаждение после дополнительного нагрева производилось на спокойном воздухе.

2.5. Термодинамический анализ процессов горения с применением метода минимизации термодинамического потенциала

Для анализа термодинамического равновесия многоэлементной гетерофазной системы использовали компьютерную программу «THERMO», позволяющую рассчитать адиабатическую температуру реализации синтеза и состав продуктов реакции.

Основным условием для определения $T_{ад}$ является равенство энтальпий исходных реагентов (ΔH_R^0) при начальной температуре T_0 и конечных продуктов (ΔH_P^0) при температуре $T_{ад}$ [94]:

$$\sum \Delta H_R^0(T_0) = \sum \Delta H_P^0(T_{ад}) \quad (2.1)$$

В простейшем случае образования одного продукта из элементов, когда:

$$\sum \Delta H_R^0(T_0) = 0, \Delta H_P^0(T_{ад}) = \Delta H_P^0(T_0) + \int_{T_0}^{T_{ад}} c(T)dT \quad (2.2)$$

выражение для определения $T_{ад}$ имеет вид:

$$\int_{T_0}^{T_{ад}} c(T)dT = (-\Delta H_P^0(T_0) - \sum_i^n \Delta H_{\phi i} - \mu_{\phi} \Delta H_{\phi}) \quad (2.3)$$

где $c(T)$ – зависимость теплоемкости продуктов от температуры; $\Delta H_P^0(T_0)$ – теплота образования продукта при T_0 ; $i=1,2,3...n$ – число фазовых переходов в интервале $T_0 < T < T_{ад}$; $\Delta H_{\phi i}$ – теплота фазовых переходов в продукте при температурах фазовых переходов $T_{\phi, i} < T_{ад}$; ΔH_{ϕ} и μ_{ϕ} – соответственно, теплота фазового перехода и доля более высокотемпературной фазы (обычно жидкой или газовой) в продукте горения при $T_{\phi} = T_{ад}$. Если $T_{\phi} > T_{ад}$, то $\mu_{\phi} = 0$; если $T_{\phi} = T_{ад}$, то $0 < \mu_{\phi} < 1$.

Важными для расчета термодинамических показателей также являются температура плавления вещества и энтальпия образования. В отличие от алюминия, титана и углерода, соединение Na_2TiF_6 не было найдено базе данных программы «THERMO», поэтому для него было использовано приближенное значение энтальпии его образования 23,9 кДж/моль [95].

2.6. Методика исследования структурно–фазового состава

Металлографический и элементный анализы литых СВС композитов, подвергнутых предварительной обработке, производился на растровом электронном микроскопе Jeol JSM-6390A с применением приставки энергодисперсионных спектров Jeol JED-2200. Равномерность распределения армирующей фазы по объему матрицы оценивалась с использованием программы ImageJ, позволяющей определить степень равномерности распределения [96, 97].

Размерный и количественный анализ структурных составляющих осуществлялся при помощи оптического микроскопа SIAMS AT-24TRF с применением анализатора SIAMS 800. Исследование фазового состава происходило с применением рентгенофазового анализа (РФА). Съемку рентгеновских спектров проводили посредством автоматизированного дифрактометра марки ARL X'trA при непрерывном сканировании в интервале углов 2θ от 20 до 80 град со скоростью 2 град/мин Си-излучения. Количественное содержание фаз определялось при помощи программы HighScore Plus, в которой результаты приводятся в целых процентах без дробных долей. Количество армирующей фазы в композиционных материалах после синтеза и в различных зонах сварных соединений композиционных материалов оценивалось при помощи программы Micro-S Polar, позволяющей методом преобразования изображений микро- и макроструктур, полученных при помощи электронного микроскопа, определить занимаемый второй фазой объем [98]. Характер распределения коррозионных пятен оценивался с использованием стереоскопического микроскопа марки МБС-10.

2.7. Методика исследования физических свойств

Определение плотности образцов после синтеза производилось с применением метода гидростатического взвешивания по ГОСТ 20018-74 с применением формулы:

$$\rho_{\text{тв.т}} = \frac{m}{V} = \frac{P}{P_1 - P_2} \cdot \rho_0 \quad (2.4)$$

где P – масса начального образца, г; P_1 – масса образца с проволокой, г; P_2 – масса образца с проволокой в воде, г; ρ_0 – плотность дистиллированной воды при температуре опыта.

Масса образцов измерялась с точностью до 10^{-3} г. Значение ρ_0 принималось равным $0,99733 \text{ г/см}^3$, что соответствует температуре $24 \text{ }^\circ\text{C}$.

Теоретическая, максимально возможная плотность беспористого литейного композита, рассчитывалась по формуле:

$$\rho_{\text{т}} = \frac{\rho_1 \cdot \rho_2}{n \cdot \rho_1 + (1-n) \cdot \rho_2} \quad (2.5)$$

где ρ_T – плотность теоретическая, кг/м³; ρ_1 – плотность кристаллического алюминия или матричного алюминиевого сплава, кг/м³; ρ_2 – плотность второй фазы (карбида титана), кг/м³; n – массовая доля карбида титана в композите.

Расчет действительной пористости производился по измеренной плотности, которые связаны следующей формулой:

$$\rho_{\text{э}} = \rho_T (1 - \Pi) \quad (2.6)$$

где $\rho_{\text{э}}$ – экспериментально измеренная плотность, кг/м³; Π – пористость, %.

Отсюда получали формулу для определения фактической пористости:

$$\Pi = 1 - \left(\frac{\rho_{\text{э}}}{\rho_T}\right) \quad (2.7)$$

или в объемных процентах:

$$\Pi = \left(1 - \left(\frac{\rho_{\text{э}}}{\rho_T}\right)\right) 100\% \quad (2.8)$$

В ходе расчетов за плотность алюминиевых сплавов принимали значения, представленные в таблице 2.8; плотность фазы карбида титана – 4920 кг/м³; $n = 0,1$.

Таблица 2.8– Плотность промышленных алюминиевых сплавов

Сплав	АМГ2	АМГ6	АМ4,5Кд	АК10М2Н
ρ , кг/м ³	2690	2640	2800	2720

Для анализа электропроводности использовали вихретоковый структуроскоп ВЭ-26НП производства МНПО «СПЕКТР» (г. Москва), предназначенный для изделий из немагнитных сплавов на основе алюминия или меди.

Для сравнения полученных значений электропроводности с медным стандартом IACS (International Annealed Copper Standard – Международный стандарт отожженной меди) и IAAS (International Annealed Aluminium Standard – Международный стандарт алюминия, %, использовались формулы:

$$IACS = \omega_{Al^*} / \omega_{Cu} \cdot 100, [\%] \quad (2.9)$$

$$IAAS = \omega_{Al^*} / \omega_{Al} \cdot 100, [\%] \quad (2.10)$$

где ω_{Al^*} – удельная электрическая проводимость алюминиевого сплава, $\omega_{Al} = 37$ – удельная электрическая проводимость алюминия МСм/м; $\omega_{Cu} = 58$ – удельная электрическая проводимость чистой отожженной меди, МСм/м.

Для определения коэффициента термического линейного расширения (КТЛР) использовался метод, основанный на измерении удлинения цилиндрических стержней длиной 60 мм и диаметром 7 мм при нагревании. Измерение КТЛР осуществлялось на механическом dilatометре, включающем в себя: индикатор, трансформатор, мультиметр, электропечь сопротивления, кварцевую трубку, термопару. Условия испытаний:

- длительность – 5 часов;
- термопара ТХА тип К;
- предел температур – 300°C;
- шаг температуры – 25°C.

Для определения значения КТЛР использовалась формула:

$$\alpha = \frac{l_2 - l_1}{l_1(t_2 - t_1)} \quad (2.11)$$

где α – температурный коэффициент линейного расширения, K^{-1} ; t_1 и t_2 – начальная и конечная температура тела, К; l_1 и l_2 – длина тела, соответствующая температурам t_1 и t_2 , мм.

2.8. Методика исследования химических свойств

По результатам работы [99] показано, что в среде H_2S при комнатной температуре и с выдержкой 100 часов наблюдались очень малые изменения образцов по массе, поэтому в рамках данной работы было принято решение провести испытания на коррозионную стойкость в более агрессивных условиях по ГОСТ 58346-2019.

Испытания на коррозионную стойкость проводились в условиях:

- водный раствор 5% NaCl;
- газовая фаза 1 МПа CO_2 , 0,5 МПа H_2S , 3,5 МПа N_2 ;
- температура 80 °C;

- время выдержки 240 часов;

- общее давление 5 МПа.

Продукты коррозии удалялись по ГОСТ 9.907 механическим способом.

Потеря массы на единицу площади оценивалась по формуле (ГОСТ 9.908-85):

$$\Delta m = \frac{m_0 - m_1}{S} \quad (2.12)$$

где m_0 – масса образца до испытаний, кг; m_1 – масса образца после испытаний, кг; S – площадь поверхности образца, м².

Изменение толщины вычисляется как:

$$\Delta L = \frac{\Delta m}{\rho} \quad (2.13)$$

где Δm – потеря массы на единицу площади, кг/м²; ρ – плотность сплава, кг/м³.

Скорость коррозии оценивалась по формуле:

$$V = \frac{\Delta m}{S \cdot \tau} \quad (2.14)$$

где Δm – потеря веса, г; S – площадь воздействия, м²; τ – время воздействия, час.

Глубинный показатель коррозии вычислялся по формуле:

$$\pi = 8,76 \frac{V}{\rho} \quad (2.15)$$

где V – скорость коррозии, г/(м²·ч); ρ – плотность сплава, г/см³; 8,76 – коэффициент для перехода от измерения весового показателя скорости коррозии в расчете на 1 час к глубинному показателю в расчете на 1 год (24 ч · 360 = 8760 ч).

2.9. Методика исследования механических свойств

Твердость литых образцов, полученных в ходе синтеза, определялась на твердомере ЗИП ТК-2М по методу Бринелля (ГОСТ 9012-59): установленная нагрузка 100 кгс, диаметр шарика 2,5 мм, время нагружения 20 сек.

Для повышения точности замера диаметра отпечатка, его анализ проводился с использованием микроскопа Motic DM-111 с применением приложенной к микроскопу программы Motic Educator.

Полученные данные о диаметре отпечатка подставлялись в формулу расчета твердости по Бринеллю:

$$HB = \frac{2F}{\pi D \cdot (D - \sqrt{D^2 - d^2})} \quad (2.16)$$

где HB – твердость по Бринеллю, F – приложенное усилие кгс, D – диаметр шарика мм, d – диаметр отпечатка мм.

Ранее HB вычисляли и указывали в кгс/мм², а в системе СИ стали вычислять в МПа, число которых в 10 раз больше, чем кгс/мм², но, чтобы сохранить привычное число твердости HB, стали указывать в системе СИ значение HB·10⁻¹. Принимая во внимание данный факт, далее во всех главах относительно твердости будет использоваться обозначение HB.

Микротвердость образцов определялась на стандартном микротвердомере Виккерса ПМТ-3 по ГОСТ 9450-76 методом вдавливания алмазной пирамидки с квадратным основанием и межгранным углом при вершине 136 градусов. Навеска на индентор составляла 100г. Статистическая обработка результатов оценки микротвердости выполнялась при доверительной вероятности 0,95.

Полученные данные о диаметре отпечатка подставлялись в формулу:

$$HV = 0,189 \frac{F}{d^2} \quad (2.17)$$

Испытания на растяжение проводились на разрывной машине Inspekt 200 по ГОСТ 1497-84, на цилиндрических образцах III типа.

Испытания на одноосное сжатие осуществлялись на испытательной машине Instron 5988 по ГОСТ 25.503-97 на образцах III типа с диаметром d₀ = 20 мм, высота рассчитывалась по формуле:

$$h_0 = \frac{2.24d_0\sqrt{n}}{v} \quad (2.18)$$

где n – показатель деформационного упрочнения (для алюминиевых сплавов 0,2); V – коэффициент приведения высоты (для образцов III типа - 0,5). По результатам расчета h₀ = 40 мм.

Поскольку часть образцов относится к пластичным и при нагружении не разрушается, для оценки их прочности строилась кривая упрочнения в координатах: напряжение течения σ_s – логарифмическая деформация ε_i ,

где σ_s - напряжение, превышающее предел текучести, определяемое отношением нагрузки к действительной для данного момента испытаний площади поперечного сечения образца при равномерном деформировании, МПа; определялось по формуле:

$$\sigma_s = \frac{F}{A_k} \quad (2.19)$$

где F – осевая сжимающая нагрузка, Н; A_k - конечная площадь поперечного размера цилиндрического образца после испытания до заданной деформации или разрушения, мм².

Логарифмическую деформацию (укорочение) ε_i для образцов III типа рассчитывали по формуле:

$$\varepsilon_i = \ln \frac{h_0}{h_k} \quad (2.20)$$

где h_0 - начальная высота образца, мм; h_k – конечная высота цилиндрического образца после испытания до заданной деформации или разрушения, мм.

2.10. Методика исследования технологических свойств

Для оценки литейных свойств использовали малую комплексную пробу Нехендзи-Купцова. Для создания стабильного гидростатического напора над полостью формы на дно литейной чаши помещалась алюминиевая фольга и диафрагма с отверстием диаметром 6 мм для имитации сечения литникового канала. Расплав подогревался до температуры 640-710°C и заливали в подогретую до 250°C форму. После затвердевания и охлаждения залитого сплава разбирали форму и извлекали из нее отливку.

Жидкотекучесть определяли, сравнивая длину U-образного прутка с шаблоном. Для определения линейной усадки с помощью штангенциркуля измеряли длину вертикального прута и рассчитывали по формуле:

$$\varepsilon_{\text{лин}} = \frac{L_{\text{ф}} - L_{\text{отл}}}{L_{\text{отл}}} \cdot 100\% \quad (2.21)$$

где $L_{\text{ф}}$ – длины вертикальной полости (3) литейной формы, 152 мм; $L_{\text{отл}}$ – фактическая длина вертикального прутка при температуре 20 °С (мм); $\varepsilon_{\text{лин}}$ – линейная усадка (%).

Для определения способности образцов выдерживать заданную относительную степень деформации без возникновения поверхностных дефектов, были проведены испытания по ГОСТ 8817-82. Для этого образцы с $d = 20$ мм, $h = 25$ мм подвергали осадке на ручном прессе до появления первых трещин. В качестве критериев оценки использовали степень деформации ε_0 и коэффициент уковки Y , рассчитанные по формулам:

$$\varepsilon_0 = \frac{H_0 - H_1}{H_0} \cdot 100\% \quad (2.22)$$

$$Y = \frac{H_0}{H_1} \quad (2.23)$$

где H_0 - начальная высота образца; H_1 – конечная высота образца.

Для определения возможности получения неразъемных соединений с применением метода аргодуговой сварки образцы подготавливались в соответствии с ГОСТ 1486-80 и представляли собой пластины и цилиндры со скосом кромок (рисунок 2.1).

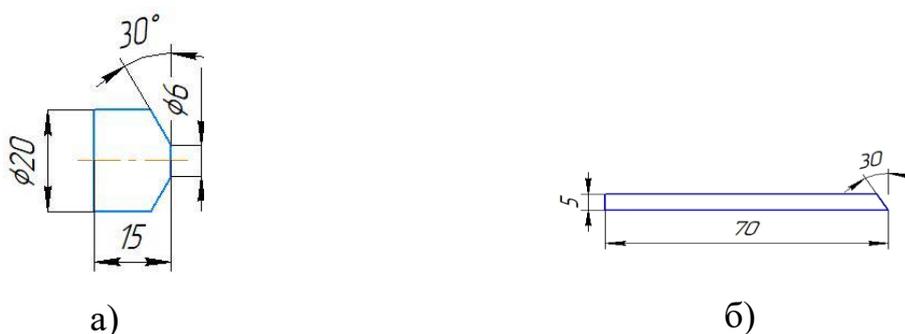


Рисунок 2.2 – Внешний вид образцов подготовленных под сварку:

а) цилиндрические образцы; б) плоские образцы (пластины)

Сварка образцов производилась в среде аргона (99%) неплавящимся вольфрамовым электродом с добавлением присадочного материала соответствующего состава. Перед проведением сварки производилась зачистка поверхности шабрением. Сварка пластин и цилиндров производилась на аппарате

марки SEBORA WIN TIG AC-DC 180M, рабочий ток сварки на пластинах 80-100А, на цилиндрах – 20-40 А. Оценка качества сварных швов производилась в соответствии с ГОСТ ISO 17635-2018; ГОСТ ISO 17636-1-2017; ГОСТ Р ИСО 22826-2012; ГОСТ Р ИСО 4136-2009; ГОСТ Р ИСО 6520-1-2012. Качество сварных швов оценивалось методами неразрушающего контроля сварных соединений – визуальный и измерительный контроль (ВИК), радиографический контроль (РК). При ВИК использовалось оборудование: металлическая измерительная линейка, штангенциркуль, штангенглубиномер, щуп (рисунок 2.2). Для контроля соединений методом РК применялась промышленная рентгеновская пленка KODAK 7200 ASTM E 1815-18 класс I мелкозернистой структуры с повышенной контрастностью. Для измерения изображений дефектов размером до 1,5 мм применяли измерительную лупу (ГОСТ 25706-83), а для дефектов более 1,5 мм – прозрачную измерительную линейку.

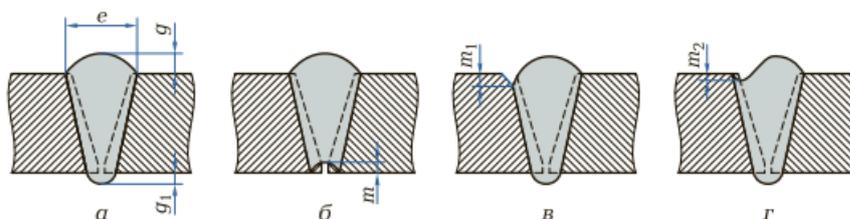


Рисунок 2.3 – Геометрические параметры (а) сварных швов и их дефектов (б-г), подлежащие измерительному контролю: e – ширина шва; g, g_1 – выпуклости соответственно лицевой и обратной стороны шва; m – вогнутость корня шва; m_1 – глубина подреза зоны сплавления; m_2 – глубина впадины

Качество сварного шва определялось как отношение предела прочности при растяжении сварного соединения к пределу прочности при растяжении литого материала:

$$\varphi = 0,8 \frac{\sigma_{\text{Св.}}}{\sigma_{\text{Лит.}}} \quad (2.24)$$

где $\sigma_{\text{Св.}}$ – предел прочности при растяжении в сварном соединении, МПа; $\sigma_{\text{Лит.}}$ – предел прочности при растяжении литого образца, МПа.

Также была произведена оценка нагрузки на 1 см качественного шва:

$$N = \frac{l}{F} \quad (2.25)$$

где l – длина испытуемого образца, см; F – нагрузка при разрыве образца, кН.

2.11. Методика исследования эксплуатационных свойств

Оценка трибологических свойств образцов производилась на универсальном триботехническом комплексе «Универсал-1Б» по схеме: «кольцо (контртело) - плоскость (образец)». Контртело изготовлено из стали 40Х (закалка, отпуск, НВ=420 кгс/мм²). Диаметр кольцевой поверхности трения составлял 5 мм, частота вращения шпинделя – 600 мин⁻¹, площадь поверхности трения 15 мм². При трении алюминиевых сплавов о сталь при высоких нагрузках возникает схватывание с образованием множественных задиров, поэтому в качестве смазочной среды использовали трансмиссионное масло с группой эксплуатационных свойств GL-5, содержащее высококачественные антизадирные присадки. Масло наносили на обезжиренную поверхность образца (масса - 0,2 г). На каждом образце проводили два испытания.

Испытания на износ при повышенной (постоянной) нагрузке проводились в течение 1 часа или до тех пор, пока не появлялись следы износа при схватывании, например, задиры. По окончании испытаний оценивалась скорость линейного износа с использованием микрометра и установившийся коэффициент трения.

При испытаниях со ступенчато возрастающей нагрузкой длительность каждой ступени составляла 10 минут, шаг нагружения – 100 Н. Испытания проводили до появления режима изнашивания при схватывании (появление задиров проявляется в форме резких скачков на эпюре момента трения) или до достижения максимальной нагрузки 1300 Н.

Для оценки прочности при сжатии в условиях повышенных температур, или кратковременной жаропрочности, были проведены испытания в условиях одноосного статического сжатия с максимальной нагрузкой 100 кН при температурах 150 и 250 °С. За максимальное значение напряжения сжатия принималось значение, соответствующее моменту разрушения или моменту

появления первых трещин испытуемых образцов. Для проведения испытаний использовалась универсальная машина Instron 8802 с термокамерой 3119-406 при этом термopара устанавливалась непосредственно на образец. Скорость перемещения траверсы составила 1 мм/мин.

2.12. Статистическая обработка данных

Статистическая обработка полученных результатов испытаний выполнялась в соответствии со стандартной методикой. Определены среднее значение (X), дисперсия (s^2), среднее квадратическое отклонение (s), коэффициент вариации (V) и доверительный интервал для среднего значения (X_p) комплекса свойств.

При представлении показателей статистической обработки результатов испытаний использовали округление значений механических характеристик согласно ГОСТ 1497.

Выборочное среднее X – среднее значение всех величин в выборке, вычисляется по формуле:

$$X = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n X_i \quad (2.26)$$

Выборочная дисперсия – сумма квадратов отклонений от выборочного среднего, деленная на $n-1$, вычисляется как:

$$s^2 = \frac{\sum_{i=1}^n (X_i - X)^2}{n-1} \quad (2.27)$$

Выборочное среднее квадратическое отклонение (стандартное отклонение) вычисляется как корень квадратный из выборочной дисперсии $s = \sqrt{s^2}$.

Коэффициент вариации вычисляется как отношение среднего квадратического отклонения к средней арифметической, выраженное в процентах:

$$V = \frac{s}{X} \cdot 100 \quad (2.28)$$

Доверительный интервал для среднего значения определяется:

$$X_p = X \pm \frac{s}{\sqrt{n}} \cdot t_{\alpha, k} \quad (2.29)$$

где $t_{\alpha, k}$ – критерий Стьюдента, α – уровень значимости, $k = n - 1$ – число степеней свободы.

2.13. Общие выводы по разделу

Рассмотрены основные характеристики исходных компонентов для получения АМКМ на основе промышленных сплавов, армированных тугоплавкой фазой карбида титана.

Описаны методики подготовки СВС-шихты, реализации СВС в алюминиевых расплавах с получением литых цилиндрических образцов АМКМ, проведения термической обработки подготовленных образцов АМКМ.

Выбраны методы и оборудование, необходимое для исследования структурно-фазовых характеристик синтезированных и термически обработанных образцов: микроструктурный, рентгенофазовый и микрорентгеноспектральный анализы.

Определены методики анализа свойств синтезированных композитов, а именно: физических (плотность, пористость, электропроводность, коэффициент термического линейного расширения), химических (коррозионная стойкость), механических (твердость, микротвердость, предел текучести, прочность на растяжение), эксплуатационных (коэффициент трения, скорость износа, задиростойкость, жаропрочность), технологических (жидкотекучесть, деформируемость, свариваемость).

3. СИНТЕЗ, ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА И СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА АМг2-10%ТiС

3.1. Термодинамический анализ возможности синтеза композиционного материала АМг2-10%ТiС

Для проведения термодинамического анализа возможных реакций при химическом взаимодействии компонентов шихты $Ti+C+5\%Na_2TiF_6$ в расплаве промышленного сплава АМг2 в качестве исходных были рассмотрены элементы, представленные в таблице 3.1. Количество рассчитывалось для плавки массой 200 г, включающей 180 г матричного материала АМг2, 16 г титана, 4 г углерода и 1 г флюса. В ходе расчетов в программе «THERMO» выбирались фазы, образование которых вероятно в процессе синтеза: Al (т), Al_3Ti (т), TiC (т), Al_4C_3 (т), Na_2TiF_6 (т), Al (ж), AlF_3 (г), $Al_3Na_5F_{14}$ (г), $AlNaF_4$ (г), AlF (г), Na (г), NaF (г), AlF_2 (г), Mg_2Si (т), MgF_2 (г), Al_3Mg_2 (т).

Таблица 3.1 – Количество компонентов для произведения расчетов в «Thermo»

Эл-т	Al	Cu	Mn	Mg	Zn	Fe	Si	Ti	C	Na_2TiF_6
Кол- во, МОЛЬ	6,36	0,003	0,02	0,21	0,006	0,013	0,026	0,33	0,33	0,0048

Так как СВС происходит в расплаве, то исходной для термодинамического анализа была взята начальная температура 973 К (700°C), соответствующая температуре расплавленного алюминия. Как показали расчеты (рисунок 3.1), в системе АМг2-10%ТiС наблюдается тенденция к росту адиабатической температуры, необходимой для осуществления синтеза, а также количества газообразных соединений (Mg, Mn, Na, AlF_4Na , AlF, AlF_2 , AlF_3 , NaF), оказывающих рафинирующее воздействие.

При рекомендуемой для синтеза АМКМ на алюминиевой матрице и на основе модельных сплавов [92, 93] температуре расплава 1173 К (900°C), адиабатическая температура в рассматриваемой системе АМг2-10%TiC составляет 1430 К (1160°C), что является вполне достаточным для образования целевой фазы карбида титана и обеспечения ее смачиваемости [100]. Перемешивание и смачивание частиц TiC расплавом необходимо для их усвоения расплавом и равномерного распределения в объеме расплава. В отсутствие смачивания частицы TiC собираются в агломераты и удаляются из расплава в шлак, то есть не усваиваются расплавом.

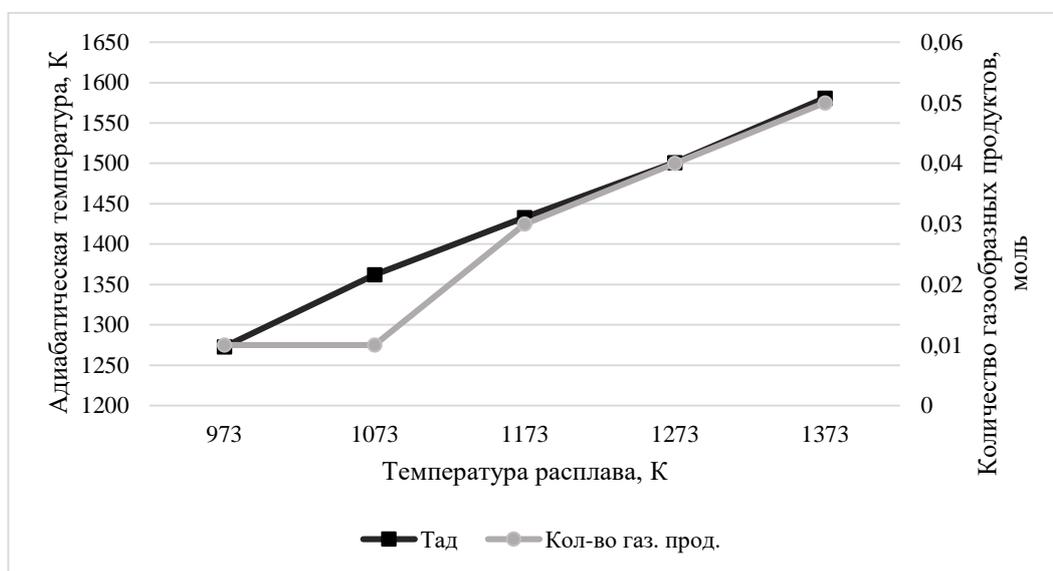


Рисунок 3.1 – Влияние температуры расплава на адиабатическую температуру и количество выделяющихся газообразных соединений при синтезе системы АМг2-10%TiC

Рассчитанный фазовый состав в системе АМг2-10%TiC показан на рисунке 3.2. Согласно полученным результатам, формирование фазы карбида титана в полном объеме возможно уже при температуре расплава 973 К (700°C), что вполне вероятно, поскольку, исходя из данных рисунка 3.1, адиабатическая температура в этот момент может достигать 1280 К (1000°C), являющейся нижней границей обеспечения стабильности и смачиваемости TiC [100]. Следует отметить, что по результатам термодинамических расчетов, приведенных в работе [93], на алюминиевой матрице формирование фазы карбида титана из этих же исходных

элементов начиналось только при температуре расплава 1200 К (927°C), а адиабатическая температура при начальной температуре расплава 973 К (700°C) составляла лишь 1050 К (780°C), что существенно ниже, чем в рассматриваемой нами системе. Очевидно, разница в развивающихся температурах обусловлена, во-первых, увеличенным количеством соли Na_2TiF_6 (5% вместо 2%), и, во-вторых, вкладом попутных химических превращений присутствующих в системе легирующих элементов.

Помимо целевой фазы TiC (τ) при температуре расплава 1173 К (900°C) в системе возможно образование следующих фаз: Mg (γ), Mn (γ), Na (γ), AlNaF_4 (γ), AlF (γ), AlF_2 (γ), AlF_3 (γ), NaF (γ), MgF_2 (γ), Fe (γ), Al (β), Cu (β), Mg (β), $\text{AlNa}_5\text{F}_{14}$ (β), Al_3Fe (β), Al_3Ti (β), Mg_2Si (τ), Si_3Mn_5 (τ) (рисунок 3.2). Важно отметить, что на алюминиевой матрице побочные фазы Al_3Ti и Al_4C_3 образуются и затем их количество снижается с полным удалением при температуре 900°C [93]. В системе $\text{AlMg}_2\text{-10\%TiC}$ фаза Al_4C_3 вообще не формируется, а содержание фазы Al_3Ti очень мало (0,0005 моль), что можно объяснить также наличием флюса и легирующих элементов. Кроме того, в работе [100] сообщается, что и присутствие образуемой в данной системе интерметаллической фазы Mg_2Si способствует уменьшению количества Al_4C_3 . Отсутствие интерметаллической β -фазы состава Al_3Mg_2 в составе конечных продуктов, очевидно, связано с низкой температурой ее плавления (450°C) [101].

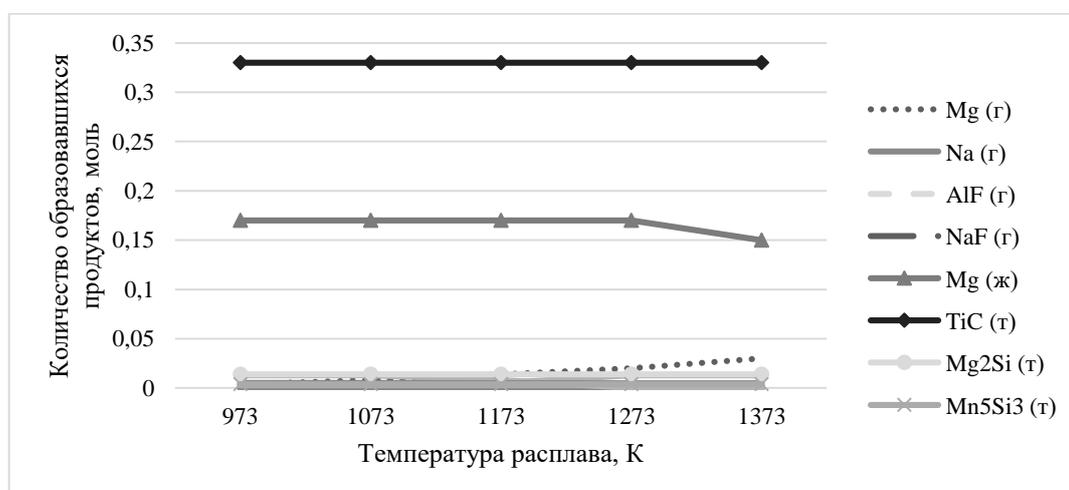


Рисунок 3.2 – Влияние температуры расплава на состав и количество образующихся продуктов при синтезе системы $\text{AlMg}_2\text{-10\%TiC}$

По результатам совокупного анализа результатов, включающему развивающиеся в зоне реакции температуры, количество газообразных продуктов и конечный фазовый состав, а также учет смачиваемости, показано, что полный синтез фазы карбида титана в системе AMg2-10\%TiC возможен без образования нежелательных охрупчивающих фаз карбида алюминия и алюминида титана, а оптимальной температурой расплава является 900°C , при которой за счет тепловыделения реакций достигается адиабатическая температура 1160°C и гарантированно обеспечивается смачивание карбида титана и усвоение расплавом.

3.2. Получение, термическая обработка и структурно-фазовый анализ композиционного материала AMg2-10\%TiC

При реализации самораспространяющегося высокотемпературного синтеза AMg2-10\%TiC реакция проходит активно и полностью. Излом композиционного материала беспористый, однородного серого цвета, без включений непрореагировавшей шихты. На рисунке 3.3 приведены микроструктуры композиционного материала AMg2-10\%TiC сразу после синтеза методом СВС. Анализ полученных изображений позволяет сделать вывод, что после синтеза присутствуют как спекшиеся агломераты (рисунок 3.3, а), так и частицы высокой дисперсности округлой формы с размером более 180 нм (рисунок 3.3, б). При помощи программы Micro-S Polar [98] путем преобразования полученных ранее микроструктур было определено предполагаемое количество карбидной фазы, которое составило 9 масс.% (рисунок 3.4, а). Также на полученном изображении при помощи программы ImageJ была определена равномерность распределения армирующей фазы (рисунок 3.4, б). Полученные результаты степени равномерности распределения, в данном случае 0,15, оценивались по методике, предложенной в работе [97], в которой отмечается, что данный показатель может принимать значения от 0 до 1, где нулевое значение признается совершенно однородным распределением, а значение 1 соответствует крайне неравномерному (кластеризованному) распределению. На бинаризованном

изображении с наложенной квадратной сеткой (рисунок 3.4, б) отсутствуют области, свободные от армирующих частиц.

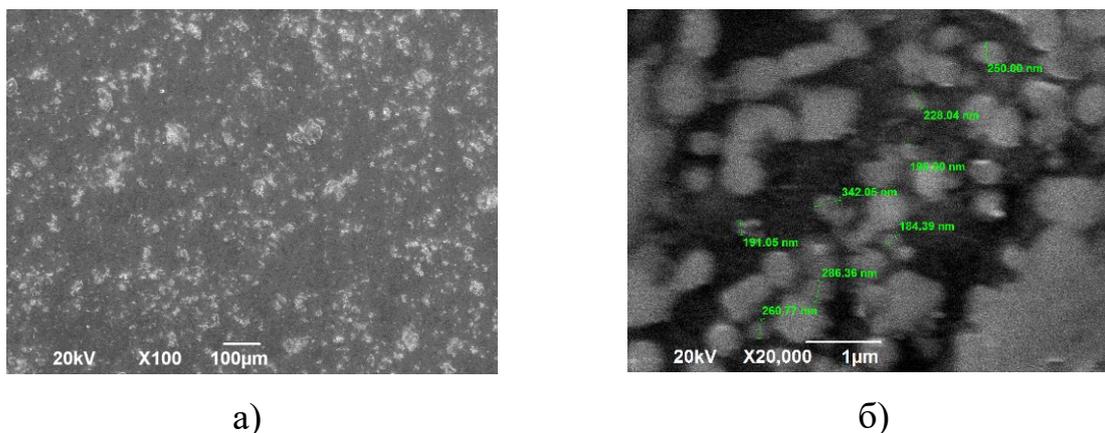


Рисунок 3.3 – Микроструктура композиционного материала АМг2-10%ТiС: а) увеличение x100; б) увеличение x20000

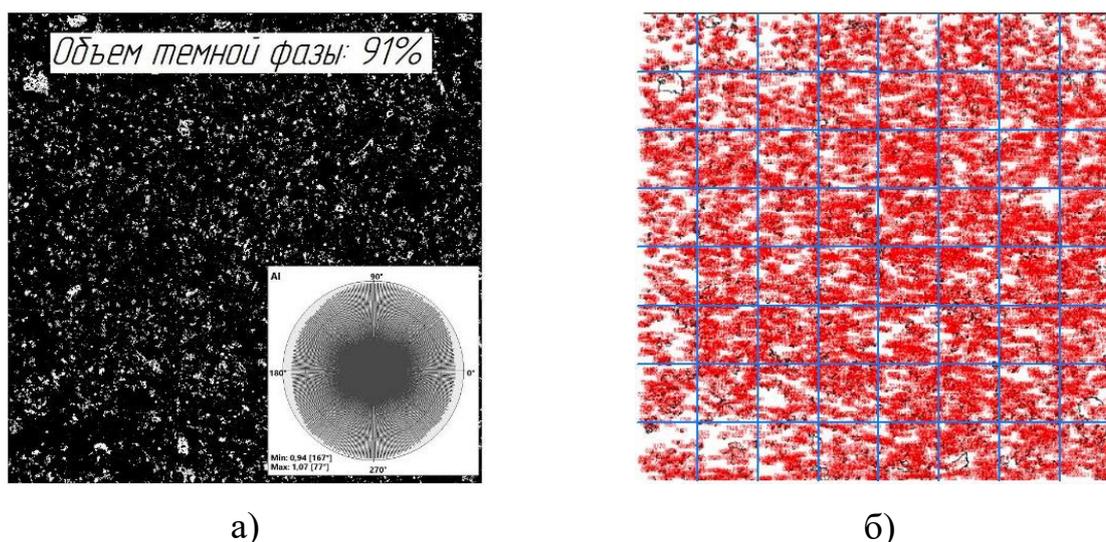


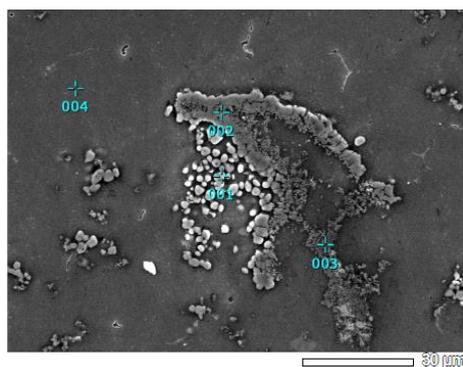
Рисунок 3.4 – Оценка равномерности распределения частиц ТiС в композиционном материале АМг2-10%ТiС:

а) количество ТiС; б) бинаризованное изображение

Оценка элементного анализа показывает наличие таких элементов, как Al, Ti, C и Mg (рисунок 3.5). Результаты рентгенофазового анализа подтверждают наличие целевой фазы ТiС, а количественная обработка дифрактограммы (рисунок 3.6) указывает на содержание карбидной фазы в количестве 9 масс.%, что,

принимая во внимание некоторую неоднородность ее распределения, является вполне приемлемым уровнем.

Оценка средней величины зерна (таблица 3.2) показала уменьшение размера с 9,64 ($\pm 4,82$) мкм в матрице до 1,31 ($\pm 0,056$) мкм в композиционном материале, что подтверждает модифицирующий эффект от присутствия частиц карбидной фазы [102, 103] (рисунок 3.7).



Номер маркера	Содержание элемента, масс. %				
	C	Al	Ti	Mg	F
001	28,01	14,27	57,72	0	0
002	17,97	38,17	38,01	3,49	2,36
003	17,82	47,91	28,71	3,92	1,65
004	0	93,93	0	6,07	0

Рисунок 3.5 – МРСА композиционного материала АМг2-10%ТiС

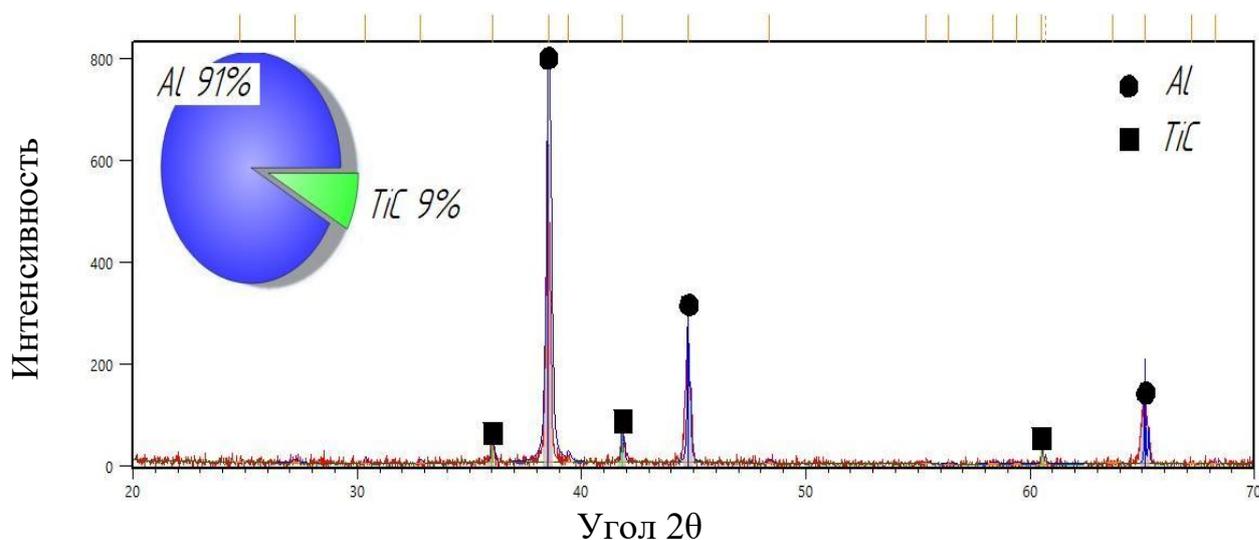
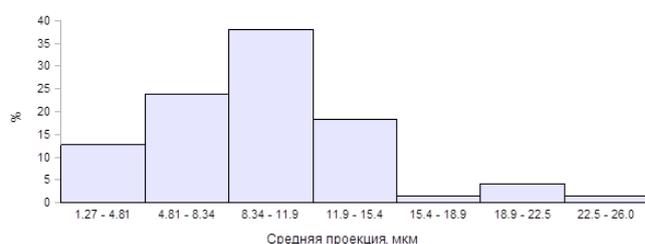


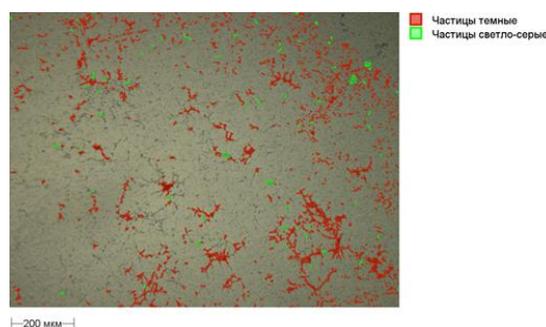
Рисунок 3.6 – РФА композиционного материала АМг2-10%ТiС

Таблица 3.2 – Распределение частиц по размерам

	Минимальный размер зерна, мкм	Максимальный размер зерна, мкм	Средний размер зерна, мкм
АМг2 литой	1,27	26,0	9,64
АМг2-10% TiC	1,27	1,39	1,31



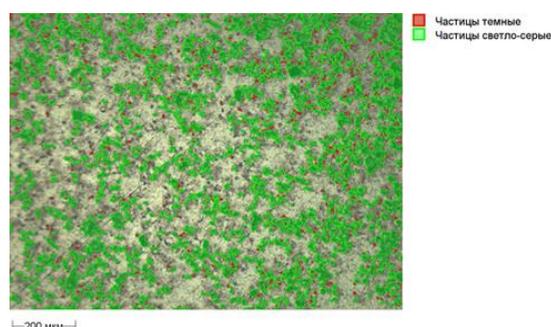
а)



б)



в)



г)

Рисунок 3.7 – Гистограммы распределения по размерам частиц светло-серого цвета (зерна матрицы):
а, б) АМг2; в, г) АМг2-10% TiC

Таким образом, экспериментально подтверждена оптимальность параметров проведения процесса самораспространяющегося высокотемпературного синтеза фазы карбида титана в расплаве с температурой 900 °С для формирования частиц высокой дисперсности размером от 180 нм и обеспечения образования равноосной мелкозернистой структуры затвердевших слитков композиционного материала

AMg2-10%TiC. Также отметим, что впервые определено количественное содержание карбида титана в объеме матрицы и доказана возможность его получения методом СВС в расплаве промышленного сплава AMg2 с концентрацией 9 масс.%, что подтверждает результаты обработки микроструктур программой Micro-S Polar (рисунок 3.4, а).

После синтеза композиционного материала была произведена оценка твердости, которая показала, что ее значение удалось повысить с 50,9 НВ для литого сплава AMg2 до 59,4 НВ для композиционного материала AMg2-10%TiC, что соответствует уровню твердости сплава AMg2 в нагартованном состоянии. Таким образом сделан вывод, что, ввиду отсутствия пластического деформирования, к повышению твердости приводит в первую очередь наличие высокодисперсных карбидных частиц. Также не исключено, что в структуре материала присутствует и некоторое количество β -фазы (учитывая присутствие Mg на МРСА), но ее количество слишком мало, чтобы быть зафиксировано посредством РФА.

Далее был проведен анализ и выбор температурно-временных режимов термической обработки. Как уже было сказано выше, сплав AMg2, ввиду низкой степени легированности, не подвергается дисперсионному твердению после закалки и состоит преимущественно из твердого раствора магния в алюминии. Однако, как было показано в работе [80], проведение термической обработки композита AMg1 с дисперсной армирующей фазой, может привести к появлению новых эффектов. При этом важно исключить нагрев выше 420°C, поскольку, перегрев приводит к окислению и роста зерна [104].

С учетом всех факторов для исследования были выбраны следующие режимы нагрева - 130, 150, 180°C и 350°C в течение 1, 2 и 3 часов с охлаждением на спокойном воздухе [105]. В качестве количественного критерия для оценки влияния нагрева использовалось значение твердости. Ряд проведенных экспериментов показал, что наибольшее значение твердости составляет 67,6 НВ (что на 8,2 НВ больше, чем литого AMKM и матричного сплава в нагартованном состоянии) и достигается после проведения термической обработки по режиму

нагрев при $T=150^{\circ}\text{C}$ с выдержкой в течение 2-3 часов и охлаждением на спокойном воздухе, при этом другие режимы нагрева не обеспечивают значительного повышения твердости (рисунок 3.8).

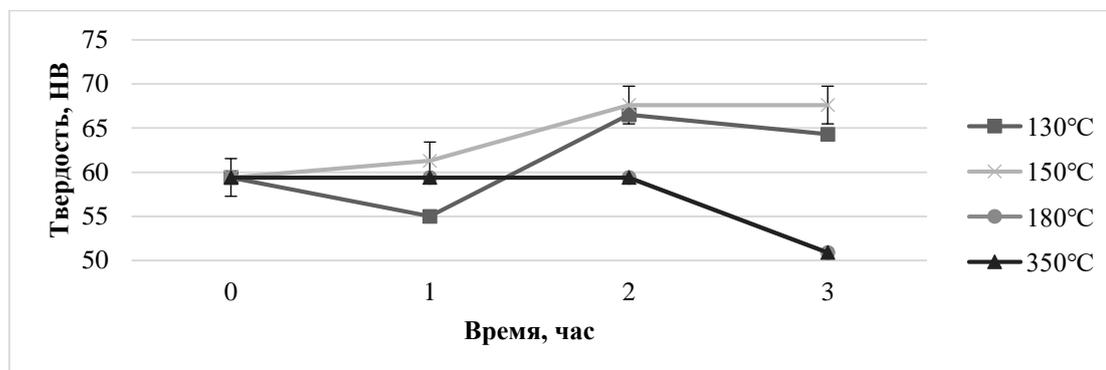
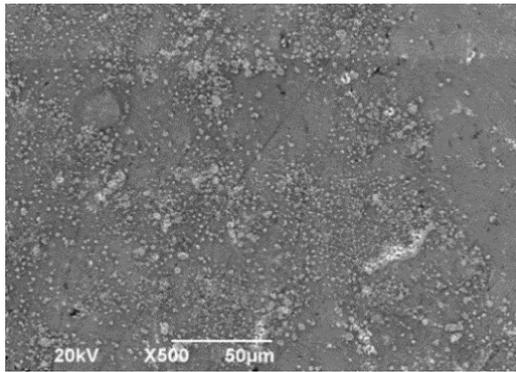
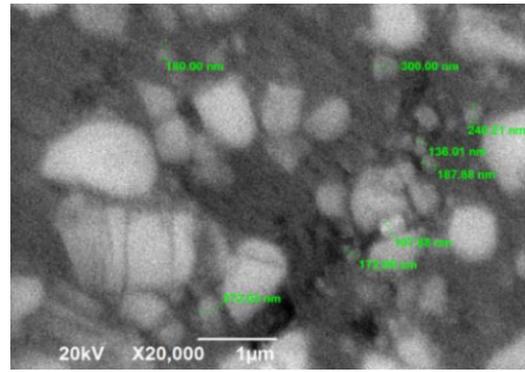


Рисунок 3.8 - Изменение твердости композиционного материала AMg2-10%TiC после дополнительного нагрева при разных температурах

Микроструктура и результаты МРСА образцов с максимальной твердостью, представленные на рисунках 3.9, 3.10, показывают, что размеры карбидных частиц и химический состав не претерпевают изменений. Однако, согласно данным РФА (рисунок 3.11), после термической обработки на дифрактограмме появляются новые пики β -фазы Al_3Mg_2 , присутствующей в количестве 3 масс.%, что свидетельствует о дополнительном выделении магния из твердого раствора алюминия в виде указанного соединения, отсутствовавшего ранее в составе конечных продуктов до термообработки (рисунок 3.6). Полученное значение количества магния превышает его заявленное количество в марке сплава и объясняется тем, что согласно ГОСТ 4784-97, содержание магния может составлять до 2,8%, которое округляется программой для количественной обработки дифрактограмм HighScore Plus до 3%. Таким образом, можно сделать вывод, что проведение дополнительного нагрева способствует полному выделению магния из твердого раствора в виде фазы Al_3Mg_2 .



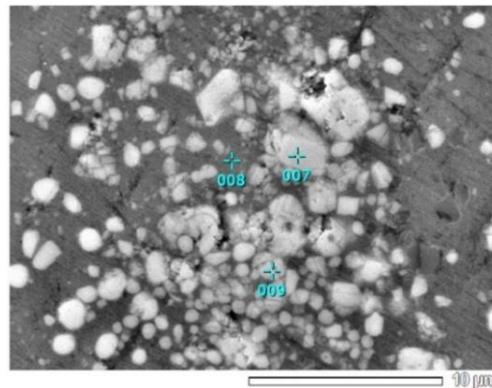
а)



б)

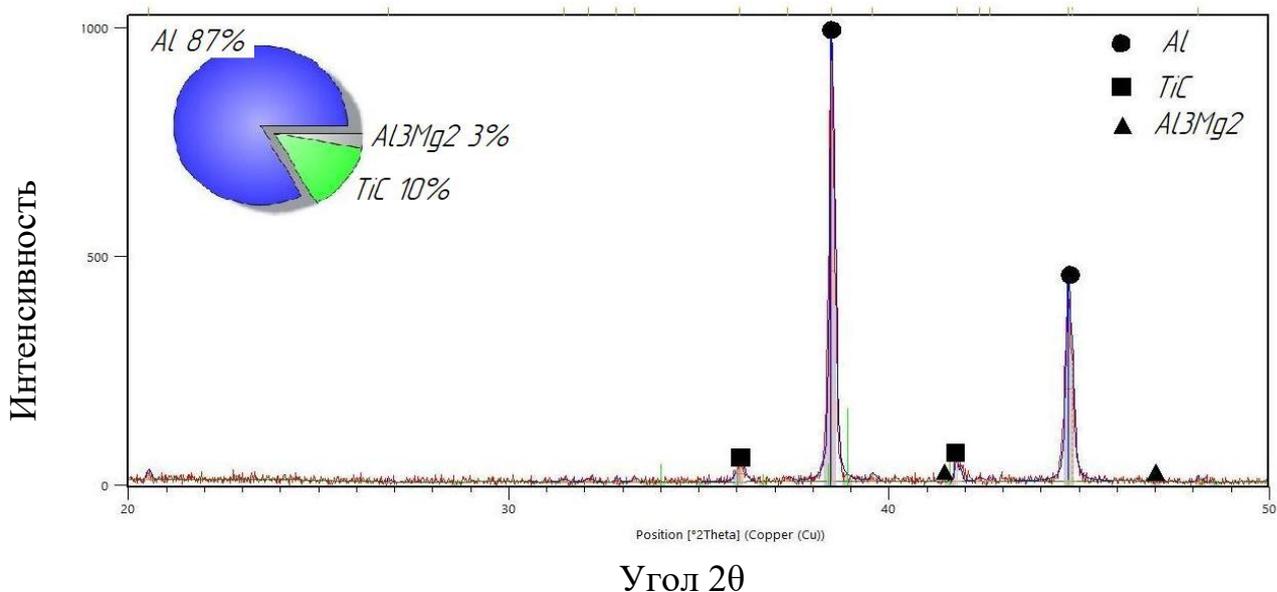
Рисунок 3.9 – Микроструктура композиционного материала АМг2-10%ТiС после дополнительного нагрева при $T = 150^{\circ}\text{C}$ в течение 3 ч.:

а) увеличение $\times 500$; б) увеличение $\times 20000$



Номер маркера	Содержание элемента, масс.%			
	C	Al	Ti	Mg
007	22,04	13,54	63,19	1,22
008	14,60	75,90	4,88	4,60
009	29,00	38,44	29,89	2,67

Рисунок 3.10 – МРСА композиционного материала АМг2-10%ТiС после дополнительного нагрева при $T = 150^{\circ}\text{C}$ в течение 3 ч.



Угол 2θ
 Рисунок 3.11 – РФА композиционного материала АМг2-10%ТiС
 после дополнительного нагрева при T = 150°C в течение 3 ч.

Анализ последовательности структурных превращений до и после термической обработки позволяет сделать следующее предположение. Первоначально, сразу после заливки композиционного материала в кокиль в процессе кристаллизационного охлаждения, ввиду наличия большого количества карбидных частиц, искажающих кристаллическую решетку матрицы и вызывающих высокие внутренние напряжения [80], возможно выделение фаз кристаллизационного происхождения Mg_2Si , $Al_6(Fe,Mn)$, $Al_{15}(Fe,Mn)_2Si_3$ [105], а после завершения кристаллизации - и частичное выделение из твердого раствора β -фазы, но ее количество на данном этапе весьма незначительно и потому не регистрируется посредством РФА. Необходимо отметить, что наличие фазы Al_3Mg_2 , считается, приводит к снижению коррозионных свойств из-за ее выделения в виде сплошных цепочек по границам зерен. Однако, в данном случае большое количество высокодисперсных карбидных частиц, очевидно, препятствует образованию подобных сплошных выделений, что подтверждается отсутствием видимых цепочек β -фазы на микроструктуре композиционного материала как до, так и после термической обработки (рисунки 3.3, 3.9). В ходе дополнительного нагрева при 150°C и продолжающемся действии внутренних напряжений,

облегчаются диффузионные процессы и при последующем охлаждении на воздухе реализуется дополнительное выделение β -фазы, что и приводит к появлению ее на дифрактограмме (рисунок 3.11) и повышению твердости.

Отсутствие изменения твердости при нагреве до температуры 350°C (рисунок 3.8) является следствием того, что при этой температуре нагрева образуется уже твердый раствор по всему объему, и при охлаждении происходят те же процессы, что и после СВС композита, в результате чего наблюдается исходное значение твердости.

Таким образом, исходя из полученных данных по микроструктуре образцов, количеству и размеру синтезированной карбидной фазы, значению твердости оптимальным для композиционного материала АМг2-10%ТiС следует считать режим термической обработки в виде нагрева при температуре 150°C с выдержкой 3 часа.

3.3. Исследование свойств композиционного материала АМг2-10%ТiС

Чтобы определить возможные области применения в рамках данной работы были изучены физические, химические, механические, технологические и эксплуатационные свойства образцов композиционного материала АМг2-10%ТiС до и после проведения термической обработки по оптимальному, подобранному ранее режиму, заключающемуся в нагреве до 150°C с выдержкой 3 ч и охлаждением на воздухе, в сравнении со свойствами исходного матричного сплава АМг2 в нагартованном состоянии.

Физические свойства. В процессе получения композиционных материалов методом СВС наблюдается активное газовыделение, что подтверждается результатами термодинамических расчетов и результатами работы [93]. Данный фактор оказывает влияние на снижение плотности и повышением пористости. Оба этих параметра в значительной мере определяют механические свойства и коррозионную стойкость композиционных отливок, поэтому важно их контролировать. Для контроля плотности синтезированных образцов использовали метод гидростатического взвешивания по ГОСТ 20018-74. Также была изучена

электропроводность, которая является важной эксплуатационной характеристикой для многих алюминиевых сплавов (таблица 3.3).

Плотность образцов АМг2-10%ТiС немного выше плотности матричных сплавов, что указывает на наличие карбидной фазы с плотностью 4,92 г/см³. Теоретическая плотность рассчитывалась для АМК с 10%ТiС. Сравнение теоретической и экспериментальной плотностей АМКМ показывает, что пористость в литых образцах после СВС пористость составляет не более 1%, а после термической обработки снижается до 0%, что подтверждает улучшение качества адгезионной связи на границах раздела фаз. Также, очевидно, что добиться минимальных значений пористости позволяет высокая температура ввода армирующих частиц (900°С) и использование флюса Na₂TiF₆ в составе шихты. Продукты рафинирования за счет флотационного механизма выносятся на поверхность, обеспечивая очистку расплава от газов и оксидных включений, а также позволяя избегать перехода армирующих частиц в шлаковую фазу [97].

Таблица 3.3 – Физические свойства сплава АМг2 и композиционного материала АМг2-10%ТiС

Состав образца	Плотность теоретическая, ρ_t , г/см ³	Плотность экспериментальная, $\rho_{\text{э}}$, г/см ³	Пористость, П, %	Электропроводность, МСм/м
АМг2	2,69	-	-	19,7
АМг2-10%ТiС, без ТО	2,82	2,797	0,82	15,4
АМг2-10%ТiС, нагрев 150°С 3 ч.	2,82	2,826	0	16,6

Результаты исследования [106] показывают, что для достижения высокой электропроводности необходимо использовать АМКМ, армированные нанофазами с минимальными размерами (типа УНТ, графена и т.п.). Однако возможность создания электротехнического материала с армирующей фазой карбида титана все еще изучается. Полученные значения электропроводности у АМКМ АМГ2-10%TiC как до, так и после термообработки несколько ниже, чем у исходного сплава, что связано с присутствием карбидной фазы. Аналогичные результаты приведены в исследовании [107], в котором показано, что при синтезе 3,68 об.% TiC в составе алюминиевой матрицы, растет электросопротивление и, соответственно, уменьшается электропроводность композиционного материала. Электропроводность композиционного материала АМГ2-10%TiC после проведения термической обработки составляет 29% IACS и 45% IAAS.

Химические свойства. Одним из основных преимуществ магналиев является их высокая коррозионная стойкость. Магналии чаще всего используют в отожженном состоянии, когда коррозионная стойкость соответствует трем баллам [108], поэтому далее производилась оценка этой характеристики (таблица 3.4).

Все образцы АМКМ продемонстрировали глубокий показатель скорости коррозии на уровне не более 0,003 мм/год, что соответствует характеристикам матричных сплавов и позволяет отнести их также к группе весьма стойких металлов. Проведение термической обработки не оказывает негативного влияния на коррозионную стойкость композиционного материала. Вид образцов после испытаний на коррозионную стойкость представлен на рисунке 3.12. Очевидно, что на композиционном материале (рисунок 3.12, б, в) присутствует меньшее количество коррозионных пятен на поверхности, чем на матричном сплаве (рисунок 3.12, а). Характер распределения коррозионных пятен представлен на рисунке 3.13. Анализируя полученные изображения становится очевидным, что в матричном сплаве (рисунок 3.13, а) коррозионные пятна располагаются по всей поверхности торца, в то время как на композиционном материале (рисунок 3.13, б, в) коррозия наблюдается точечно, преимущественно в центральной части торцевой зоны.

Таблица 3.4 – Коррозионная стойкость сплава АМг2 и композиционного материала АМг2-10% TiC

Состав образца	Показатель				
	Потеря массы образца, г	Потеря массы на единицу площади, Δm , кг/м ²	Изменение толщины образца, ΔL , м	Скорость коррозии, V, г/(м ² ·ч)	Глубинный показатель коррозии, π , мм/год
АМг2Н	0,6187	0,160	0,058	0,666	0,0021
АМг2-10% TiC, без ТО	0,3686	0,095	0,035	0,416	0,0014
АМг2-10% TiC, нагрев 150°C 3 ч.	0,418	0,108	0,038	0,450	0,0014



а)



б)



в)

Рисунок 3.12 – Вид образцов после испытаний на коррозионную стойкость:

а) АМг2Н; б) АМг2-10% TiC, без ТО; в) АМг2-10% TiC, нагрев 150°C 3 ч.

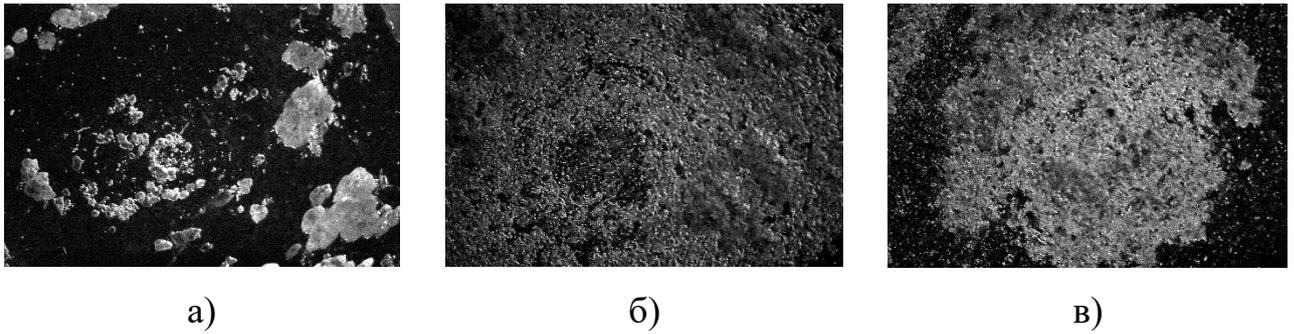


Рисунок 3.13 – Характер распределения коррозионных пятен:

а) АМг2Н; б) АМг2-10%ТiС, без ТО; в) АМг2-10%ТiС, нагрев 150°С 3 ч.

Механические свойства. Для оценки механических свойств были исследованы предел прочности и относительная деформация при одноосном сжатии, предел прочности и относительное удлинение/сужение при одноосном растяжении, твердость и микротвердость (таблица 3.5).

Таблица 3.5 – Механические свойства сплава АМг2 и композиционного материала АМг2-10%ТiС

Материал	Твердость, НВ	Микротвердость, НВ, МПа	Испытания на сжатие		Испытания на растяжение		
			σ_s , МПа	ϵ , %	σ_b , МПа	δ , %	φ , %
АМг2	59,4	610	290	69,2	246	27	63
АМг2-10%ТiС, без ТО	59,4	740	271	59,7	158	7	8
АМг2-10%ТiС, нагрев 150°С 3 ч.	67,6	750	298	61,5	164	8	21

Прочность при растяжении и пластичность образцов АМг2-10%ТiС при испытаниях на растяжение оказались значительно ниже, чем у матричного сплава, что обусловлено наличием хрупких интерметаллических фаз, в том числе и β -фазы Al_3Mg_2 , а также преимущественным зарождением трещин на поверхностях раздела армирующая фаза - матрица или в участках скопления частиц карбидной фазы.

Однако испытания на сжатие показали более высокие показатели. На рисунке 3.14 приведены значения истинных прочностных и пластических характеристик, полученных при испытаниях на сжатие матричного сплава АМг2 в нагартованном состоянии и образцов композиционного материала до и после термической обработки по оптимальному режиму.

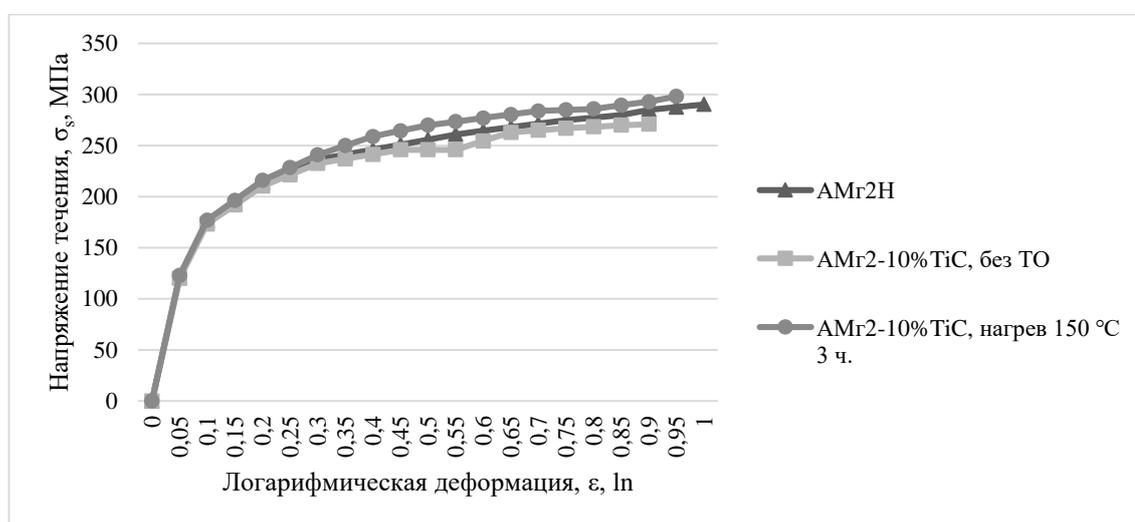


Рисунок 3.14 – Экспериментальная диаграмма одноосного сжатия

Максимальные значения напряжения течения у нагартованного матричного сплава АМг2 и образцов композиционного материала АМг2-10%ТiС после 3 часов нагрева составляет 290 и 298 МПа соответственно, что позволяет сделать вывод о приблизительно одинаковом уровне их прочности. Следует отметить, что максимальные значения получены в момент появления первых трещин на материалах при проведении испытаний. Достигнутые значения прочности композиционного материала обусловлены, очевидно, действием механизмов Петча-Холла и Орована, а также возникновением затруднения для движения дислокаций из-за образования дополнительных дислокаций в связи с

несовпадением коэффициентов термического расширения и модуля упругости у материала матрицы и частиц армирующей фазы [102]. Следует обратить внимание, что и степень деформации у образцов композиционного материала снижается не более, чем на 2% по сравнению с нагартованным матричным сплавом. Данные работы [21] показывают, что присутствие армирующих частиц TiC размером 40-100 мкм в алюминиевом сплаве АК12М2МгН, введенных методом ex-situ, приводит к снижению степени деформации при сжатии с 17,01 до 12,65% и предела прочности при сжатии с 489 до 470 МПа. Таким образом, можно сделать вывод, что размер частиц армирующей фазы имеет важное значение, поскольку уменьшение прочности при испытаниях на сжатие регистрируется именно в присутствии частиц микронных размеров, а в данном исследовании присутствие высокодисперсных частиц к снижению прочности не приводит.

Технологические свойства. Результаты испытаний на осадку приведены в таблице 3.6.

Таблица 3.6 – Результаты испытаний на осадку

Образец	Степень деформации, ϵ_0 , %	Коэффициент уковки
АМг2Н	32	1,48
АМг2-10% TiC, без ТО	25	1,33
АМг2-10% TiC, нагрев 150°C 3 ч.	29	1,41

При нагружении до максимально возможного значения степень деформации образец матричного составляет 32%, при этом образец характеризуется отсутствием трещин. На образцах композиционного материала появлялись первые трещины на боковой поверхности при указанных степенях деформации. Также выявлено, что проведение термической обработки способствует обеспечению более высоких показателей степени деформации и уковки, чем без термообработки.

В связи с тем, что на практике не рекомендуется проводить нагартовку сплава АМг2 более чем на 30% (т.к. сопровождается снижением пластичности и нестабильности механических и коррозионных свойств), то полученные для композита значения 29 и 28% можно считать максимально допустимыми и удовлетворительными результатами [104].

Для исследования технологических свойств далее была произведена оценка возможности получения неразъемных соединений методом аргонодуговой сварки (АРДС). Результаты микроструктурного и микрорентгеноспектрального анализов сварных образцов матричного сплава АМг2 и композита АМг2-10% TiC приведены на рисунках 3.15-3.17.

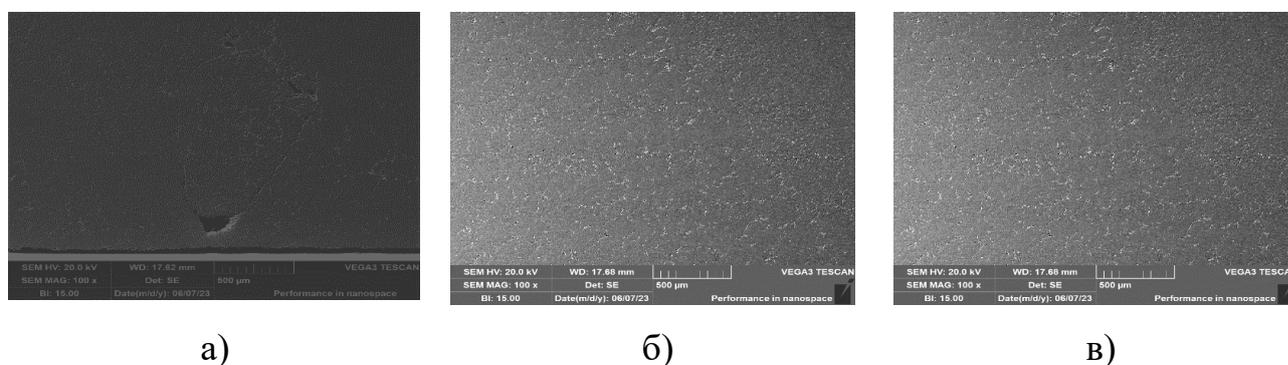


Рисунок 3.15 – Микроструктурный анализ сварного соединения АМг2:

а) зона шва; б) зона термического влияния; в) зона основного металла

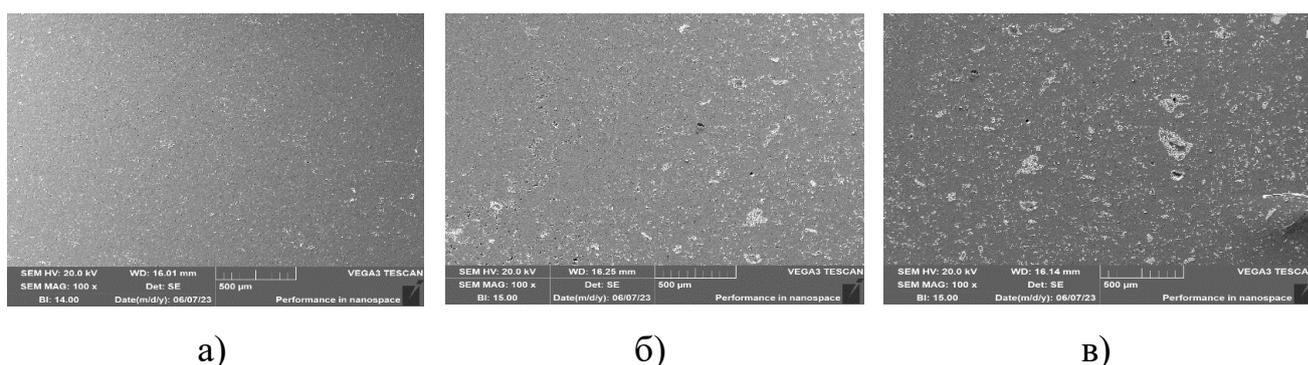


Рисунок 3.16 – Микроструктурный анализ сварного соединения АМг2-10% TiC:

а) зона шва; б) зона термического влияния; в) зона основного металла

Микроструктурный анализ сварного образца АМг2 показал наличие незначительной пористости в зоне шва, вызванной оплавлением зерен магния в результате воздействия высоких температур и отсутствия нагартовки (рисунок 3.15, а).

Анализ микроструктуры сварного образца АМг2-10%ТiС также подтверждает незначительную пористость, но она локализуется преимущественно в зоне термического влияния (рисунок 3.16, б) и зоне основного металла (рисунок 3.16, в). Присутствие пор в зоне основного металла вызвано газовыделением в процессе СВС и, как было показано выше, составляет 1% [109]. Наличие пор в зоне термического влияния может быть связано с воздействием высоких температур в процессе сварки, а также образованием оксидов алюминия и магния. Также по результатам микроструктурного анализа установлено, что армирующая фаза карбида титана присутствует во всех трех зонах, однако, путем обработки изображений в программе «Micro-S Polar», позволяющей определить количественное содержание, выявлено, что наибольшее количество ТiС расположено в зоне основного металла и убывает по мере приближения к зоне сварного шва, что согласуется с результатами работ [110, 111] и отражено в таблице 3.7. Данное явление связано с тем, что в процессе кристаллизации сварочной ванны происходит перераспределение армирующего наполнителя вследствие оттеснения его фронтом растущего зерна из зоны сварки в зону основного металла образца. Количественное определение общей пористости подтверждает, что проведение сварки методом АРДС приводит к незначительному повышению пористости во всех образцах (таблица 3.8).

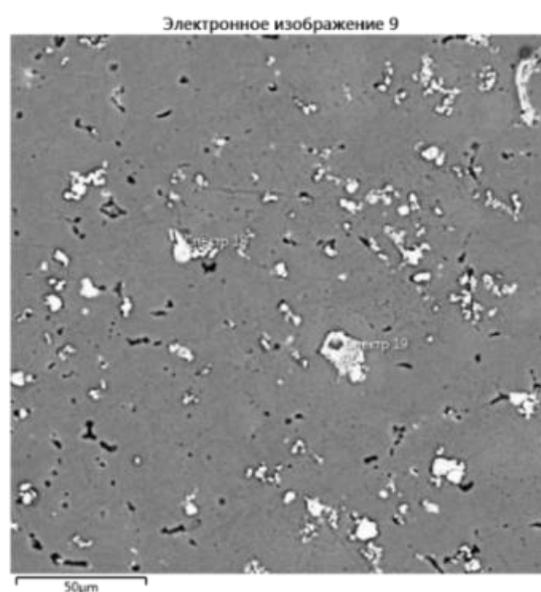
Таблица 3.7 - Распределение армирующей фазы ТiС в различных зонах сварного соединения АМг2-10%ТiС

АМг2-ТiС	Зона сварного шва	Зона термического влияния	Зона основного металла
		5%	7%

Таблица 3.8 – Определение пористости сварных соединений

Образец	Пористость, %	
	Литой образец	Сварной образец
АМг2	-	0,5
АМг2-10% TiC	1	1,5

По результатам микрорентгеноспектрального анализа в зоне сварного шва (рисунок 3.17) обнаружены элементы Al, Ti и C, что подтверждает присутствие армирующей фазы TiC в зоне сварного шва.



Номер маркера	Содержание элемента, масс. %		
	Al	Ti	C
18	1,03	81,58	17,39
19	2,88	77,12	20,00

Рисунок 3.17 – МРСА сварного соединения АМг2-10% TiC в зоне шва

Результаты визуально-измерительного контроля (ВИК) качества сварного соединения, приведенные на рисунке 3.18 и в таблице 3.9, показывают, что незначительное количество пор наблюдается на всех образцах, однако следует

отметить, что их размер не превышает 1,2 мм, а занимаемая площадь не более 10% [112].



Рисунок 3.18 – Вид сварных швов образцов: а) АМг2; б) АМг2-10%ТiС

Таблица 3.9 – Оценка качества сварных соединений методом ВИК

Образец	Геометрические параметры шва, мм						
	Ширина шва	Выпуклость лицевой стороны	Выпуклость обратной стороны	Вогнутость корня шва	Глубина подреза	Глубина впадин	Размер пор
АМг2	9,4	0,94	0,25	0,1	-	-	0,1- 0,5
АМг2- 10%ТiС	9,9	2,18	0,15	0,1	-	0,1	0,1- 1,2

Результаты радиографического контроля (РК) представлены на рисунке 3.19 и в таблице 3.10.

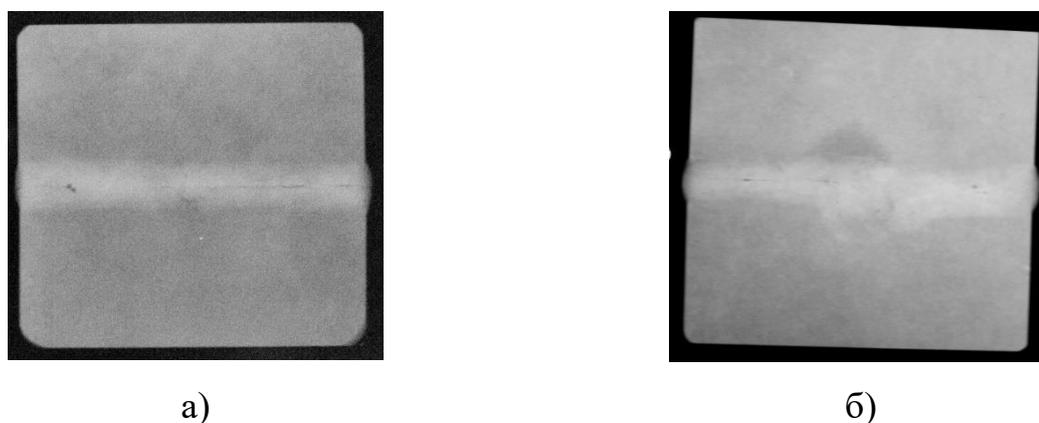


Рисунок 3.19 – Радиографический контроль сварных образцов:
а) АМг2; б) АМг2-10%ТiС

Таблица 3.10 – Оценка качества сварного соединения методом РК

Образец	Вид дефекта	Количество и размерные параметры дефектов
АМг2	Непровар в корне сварного шва	40 мм и 10 мм толщиной 0,5 мм; 2 шт. по 1 мм
АМг2- 10%TiC	Поры	25 мм толщиной 0,4 мм; 1 шт. 0,5 мм

По результатам РК во всех образцах было выявлено два типа дефектов: поры и непровары. Поры располагаются преимущественно в корне шва, а их средний размер составляет не более 1 мм. Так как суммарная площадь пор составляет не более 5% от площади сечения шва, то данный дефект не оказывает негативного влияния на статическую прочность сварных соединений. В работе [112] авторы также отмечают, что наибольшее скопление пор в сварном образце АМКМ Al–Cu–Mg (2009)/SiC_w располагается, как правило, в центральной зоне сварного шва и характеризуются размером < 100 мкм. Протяженность непроваров в АМКМ составляет 1/3 образца (~ 20мм), тогда как в образце АМг2 непровар наблюдается по всей длине шва, что, несомненно, окажет негативное влияние на механические характеристики, особенно показатели прочности на растяжение.

Для оценки влияния наличия непроваров в неразъемных соединениях на их свойства, все образцы были подвержены испытаниям по разрушающим методам контроля, а именно: на растяжение, изгиб, сжатие, твердость [113]. Первоначально была произведена оценка твердости (таблица 3.11).

Установлено, что на обоих образцах в зоне сварного шва наблюдается прирост твердости, в зоне термического влияния – небольшое падение и в зоне основного металла – значение приближено к исходному для литого образца. Возможно, такие колебания вызваны разностью температур в этих зонах и, соответственно, изменением количества выделений β-фазы (Al₃Mg₂) [105, 114].

Однако в целом, значения падений твердости в зоне сварного шва не наблюдается, что дает основание считать результаты удовлетворительными [115].

Таблица 3.11 – Твердость сварных образцов в различных зонах

Образец	Твердость образцов в различных зонах, НВ			
	Исходный литой образец	Зона сварного шва	Зона термического влияния	Зона основного металла
АМг2	52,5	64,4	51,0	52,5
АМг2-10% TiC	59,4	69,9	55,0	62,4

Результаты испытаний сварных соединений на одноосное статическое сжатие представлены на рисунках 3.20-3.21 и в таблице 3.12. Следует отметить, что после испытаний на образце АМг2 трещины отсутствуют (рисунок 3.19, а, б), в то время как на образце АМг2-10% TiC трещины присутствуют, но в небольшом количестве и располагаются только на боковой поверхности образца (рисунок 3.19, в, г).



а)



б)



в)



г)

Рисунок 3.20 – Вид сварных образцов после испытаний на одноосное статическое сжатие: а,б) АМг2; в,г) АМг2-10% TiC;

Таблица 3.12 – Результаты испытаний сварных соединений на статическое одноосное сжатие

Образец	В исходном литом состоянии			После сварки		
	σ_s , МПа	Отн. деф., %	Кэф. уковки	σ_s , МПа	Отн. деф., %	Кэф. уковки
АМг2	281	62	1,5	300	68	2,7
АМг2-10%TiC	271	60	1,3	340	64	2,5

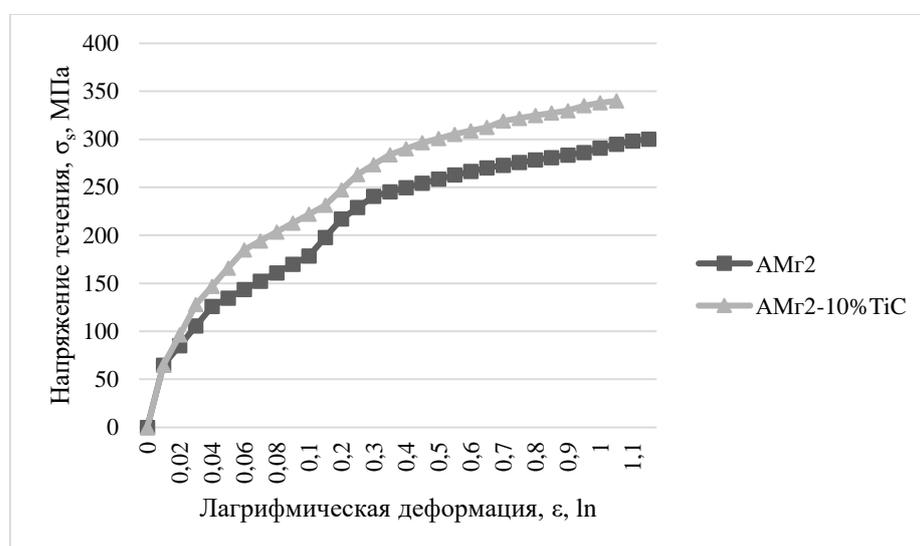


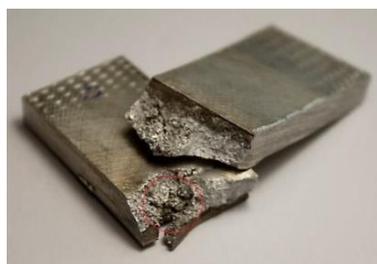
Рисунок 3.21 – Экспериментальная диаграмма одноосного сжатия сварных соединений АМг2 и АМг2-10%TiC

По результатам испытаний на сжатие в обоих случаях отмечается повышение напряжения течения у сварных образцов в сравнении с образцами в литом состоянии, что может быть обусловлено повышенной прочностью присадочного материала в связи с большим количеством магния в его составе (~ 5%), однако, следует отметить, что для композита наблюдается большее повышение характеристик.

Результаты испытаний на одноосное статическое растяжение и статический изгиб представлены на рисунках 3.22-3.24 и в таблице 3.13. Макроструктура излома сварного образца АМг2 (рисунок 3.22, а) после испытаний на растяжение

отличается блеском и крупнозернистостью, разрыв происходит по центру шва и имеет «рваный» вид. Макроструктура излома сварного образца АМг2-10%ТiС после растяжения (рисунок 3.22, б) имеет матовый и мелкозернистый вид, однако присутствует дефект сварного соединения – непровар – который ранее был определен по результатам РК (рисунок 3.19, б).

При испытаниях на изгиб первые трещины на матричном сплаве АМг2 появились при достижении угла в 21° между ребрами пластины в центре сварного шва (рисунок 3.23, а). На композиционном материале АМг2-10%ТiС первые трещины при испытании на изгиб появились при достижении угла в 45° между ребрами пластины в зоне термического влияния (рисунок 3.23, б), что говорит о его большей пластичности.

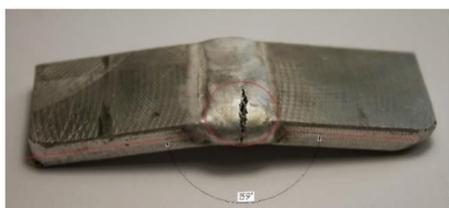


а)



б)

Рисунок 3.22 – Вид сварных соединений после испытаний на одноосное статическое растяжение: а) АМг2; б) АМг2-10%ТiС



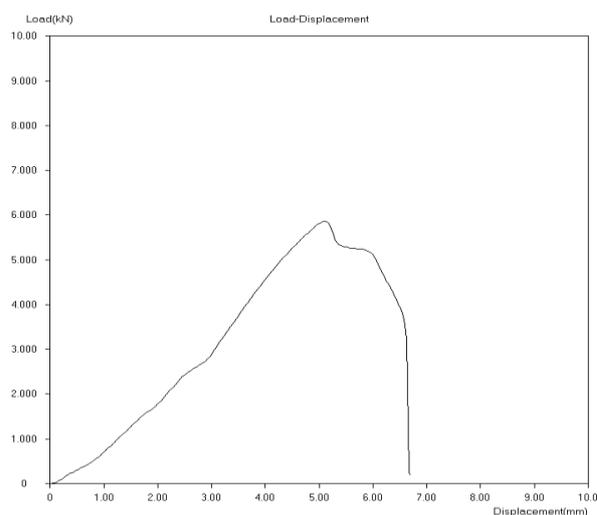
а)



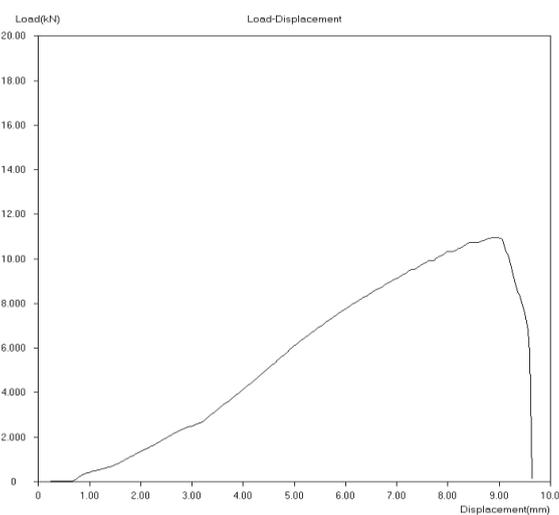
б)

Рисунок 3.23 – Вид сварных соединений после испытаний на статический изгиб: а) АМг2; б) АМг2-10%ТiС

Характер кривых растяжения на машинной диаграмме и конечные расчетные характеристики показывают, что и большей прочностью, и большей пластичностью обладает образец АМг2-10%ТiС (рисунок 3.23, б, таблица 3.13).



а)



б)

Рисунок 3.24 – Экспериментальная диаграмма одноосного растяжения сварных соединений: а) АМг2; б) АМг2-10%ТiС

Таблица 3.13 – Результаты испытаний сварных соединений при одноосном растяжении и изгибе

Образец	Предел прочности при растяжении, МПа		Коэффициент прочности сварного соединения, φ_w	N*, кгс	Угол появления первых трещин при изгибе, град.
	Литой образец	Сварной образец			
АМг2	246	66	0,22	337	21
АМг2-10%ТiС	158	134	0,68	682	45

* - допустимое действительное усилие при растяжении на 1 см качественного шва при толщине пластины 5 мм

Результаты испытаний на определение коррозионной стойкости представлены в таблице 3.14. Уровень коррозионной стойкости можно считать одинаковым, следовательно, наличие сварного соединения не приводит к падению

уровня коррозионной стойкости как на матричной основе, так и на композиционном материале.

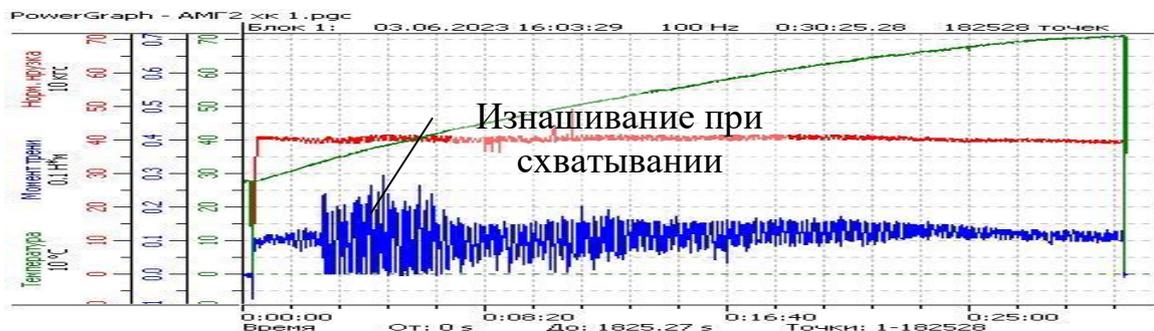
Таблица 3.14 – Оценка коррозионной стойкости сварного шва

Образец	Параметр			
	Потеря массы на единицу площади, Δm , кг/м ²	Изменение толщины, ΔL , м	Скорость коррозии, V , г/м ² ·ч	Глубинный показатель коррозии, π , мм/год
АМг2	0,160	0,058	0,666	0,0021
АМг2 (св.)	0,142	0,016	0,170	0,0010
АМг2-10%TiC	0,095	0,035	0,416	0,0014
АМг2-10%TiC (св.)	0,099	0,035	0,415	0,0013

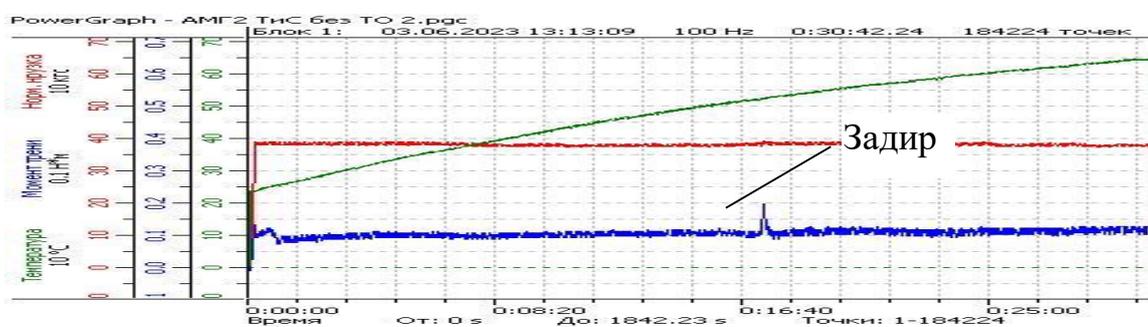
Эксплуатационные свойства. Анализ трибологических характеристик опытных образцов литейных алюминиевых сплавов был произведен в условиях эксплуатации поверхностей трения «поршень-поршневой палец» в двигателе внутреннего сгорания. Эпюры и результаты трибологических испытаний приведены на рисунках 3.25-3.26 и в таблице 3.15.

Образец АМг2 показывает низкие трибологические свойства: установились недопустимое изнашивание при схватывании и абразивное изнашивание, которые привели к быстрому разрушению поверхностного слоя. Эпюра момента трения (рисунок 3.25, а) содержит резкие скачки, характерные для режима образования и разрушения мостиков сварки на фактических пятнах касания. Также на образце после испытания (рисунок 3.26, а) видны глубокие борозды вдоль направления трения, характерные для абразивного изнашивания. Высокий коэффициент трения и скорость изнашивания свидетельствуют о недопустимых процессах, протекающих в зоне трения. Композиционный материал АМг2-10%TiC без термической обработки показал значительно лучшие трибологические

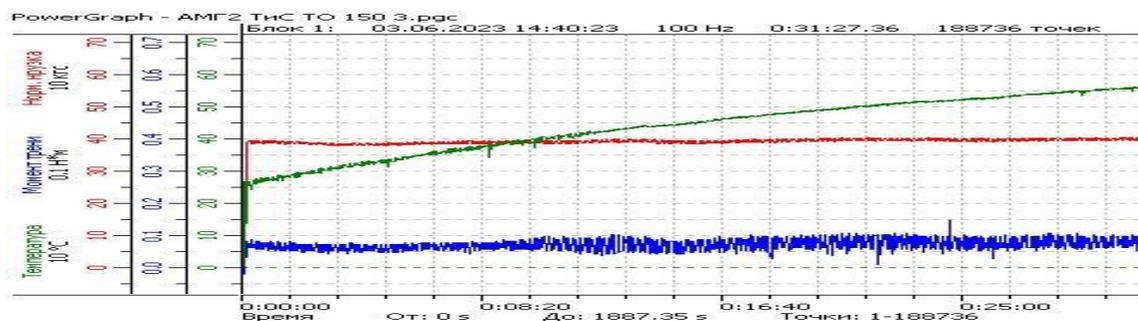
характеристики, чем образец АМг2, но все же недостаточно высокие для рассматриваемого узла трения, так как имеют место задиры (рисунок 3.25, б). На образце после испытания (рисунок 3.26, б) наблюдается присутствие задиrow, что говорит о недопустимом виде изнашивания – изнашивании при схватывании.



а)



б)



в)

Рисунок 3.25 – Эпюры трибологических испытаний: а) АМг2; б) АМг2-10%TiC, без ТО; в) АМг2-10%TiC, нагрев 150°C 3 ч.

После проведения дополнительного нагрева при 150 °С в течение 3 часов композиционный материал АМг2-10%TiC показал приемлемые трибологические свойства: низкий коэффициент трения, небольшая скорость

изнашивания, поверхность хорошо прирабатывается (рисунок 3.25, в). Поверхность образца после испытаний (рисунок 3.26, в) характеризуется отсутствием глубоких канавок и задиров. Результаты подтверждаются данными, приведенными в работе [80], в которой показана возможность повышения трибологических характеристик композиционного материала АМг1-5%SiC после проведения термической обработки.

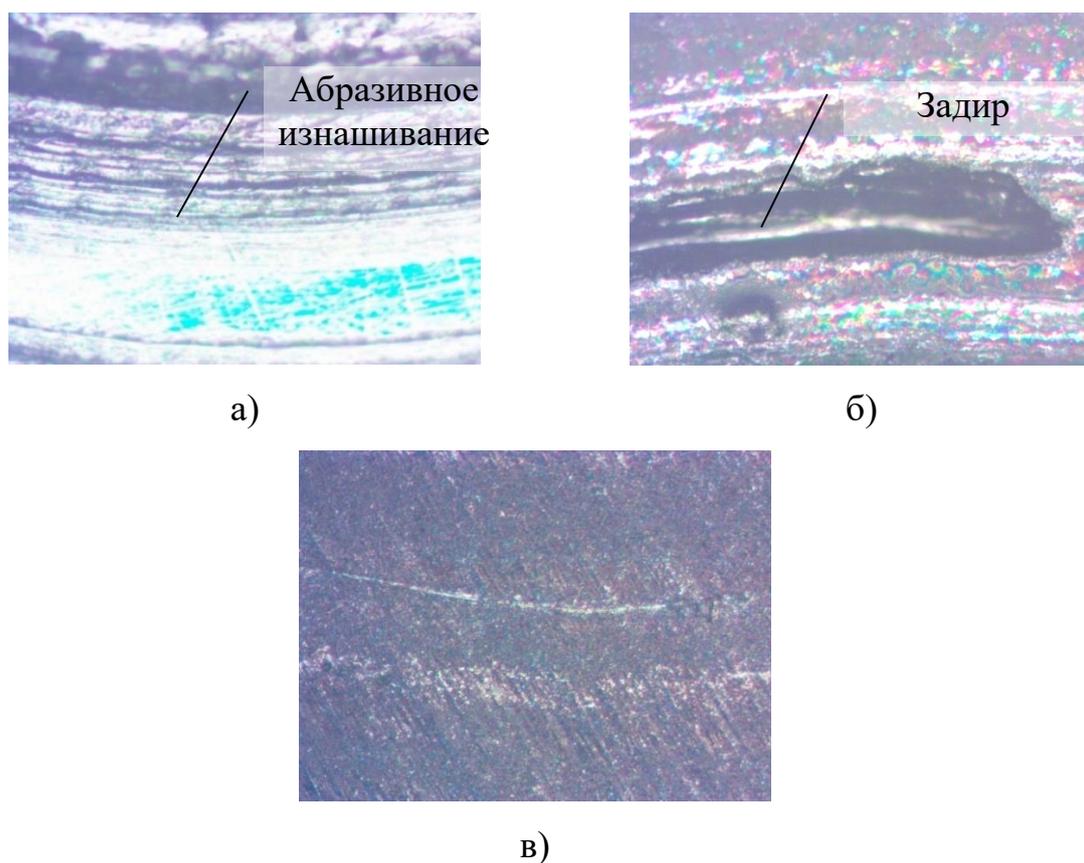


Рисунок 3.26 – Вид поверхности трения: а) АМг2; б) АМг2-10%ТiС, без ТО; в) АМг2-10%ТiС, нагрев 150°С 3 ч.

Таблица 3.15 – Трибологические характеристики

Образец	Скорость изнашивания, мкм/час	Коэффициент трения	Температура саморазогрева, °С
АМг2	37,6±5,2	<0,3	71
АМг2-10% TiC, без ТО	6,4±1,6	0,11-0,12	65
АМг2-10% TiC, нагрев 150 °С 3 ч.	4,0±1,3	0,07-0,08	56

Таким образом, армирование фазой карбида титана сплава АМг2 в комплексе с термической обработкой дает значительное повышение трибологических свойств, а именно уменьшение коэффициента трения (минимум в два раза) и снижение скорости изнашивания (до 9 раз).

3.4. Общие выводы по разделу

На основе данных термодинамических расчетов показана целесообразность выбора начальной температуры расплава 900°С промышленного сплава АМг2, при которой синтезируется в полном объеме целевая фаза карбида титана без образования нежелательных охрупчивающих фаз карбида алюминия и алюминидов титана и гарантированно обеспечивается смачивание карбида титана и усвоение расплавом, что является следствием более высокой адиабатической температуры химических реакций в расплаве промышленного сплава АМг2 по сравнению с расплавом чистого алюминия из-за увеличенного количества флюса Na_2TiF_6 (5% вместо 2%) и вклада попутных химических превращений присутствующих в промышленном сплаве легирующих элементов. Экспериментально подтверждена оптимальность параметров проведения процесса самораспространяющегося высокотемпературного синтеза фазы карбида титана в расплаве с температурой 900 °С для формирования частиц высокой дисперсности

размером от 180 нм и обеспечения образования равноосной мелкозернистой структуры затвердевших слитков композиционного материала АМг2-10%ТiС. Впервые методом обработки результатов РФА определено количественное содержание синтезированного карбида титана в объеме матрицы и доказана возможность его получения методом СВС в расплаве промышленного сплава АМг2 с концентрацией 9 масс.%, что также подтверждается обработкой изображений микроструктур при помощи программы Micro-S Polar. Установлено, что наличие армирующих частиц ТiС способствует повышению твердости композиционного материала АМг2-10%ТiС с 50,9 до 59,4 НВ, соответствующему уровню твердости сплава АМг2 в нагартованном состоянии. Проведение последующей термической обработки в виде нагрева до температуры 150°С с выдержкой в печи в течение 3 часов и охлаждение на воздухе способствует дальнейшему повышению твердости до 67,6 НВ, что, согласно данным рентгенофазового исследования, является результатом дополнительного выделения β-фазы состава Al_3Mg_2 в количестве 3 масс.%. Проведение такой термической обработки композиционного материала АМг2-10%ТiС позволяет сохранить прочность на сжатие, деформируемость, свариваемость и коррозионную стойкость на уровне матричного сплава в нагартованном состоянии, но при этом повысить твердость на 12 %, микротвердость на 18 %, снизить коэффициент трения не менее, чем в 4 раза, скорость износа – не менее, чем в 9 раз и получить легкий композиционный материал, перспективный для триботехнических применений.

4. СИНТЕЗ, ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА И СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА АМГ6-10%ТiС

4.1. Термодинамический анализ возможности синтеза композиционного материала АМГ6-10%ТiС

Для проведения термодинамического анализа возможных реакций при химическом взаимодействии компонентов шихты $Ti+C+5\%Na_2TiF_6$ в расплаве промышленного сплава АМГ6 в качестве исходных были рассмотрены элементы, представленные в таблице 4.1. Количество рассчитывалось для плавки массой 200 г, включающей 180 г матричного материала АМГ6, 16 г титана, 4 г углерода и 1 г флюса. В ходе расчетов в программе «Thermo» выбирались фазы, образование которых вероятно в процессе синтеза: Al (т), Al_3Ti (т), TiC (т), Al_4C_3 (т), Na_2TiF_6 (т), Al (ж), AlF_3 (г), $Al_3Na_5F_{14}$ (г), $AlNaF_4$ (г), AlF (г), Na (г), NaF (г), AlF_2 (г), Mg_2Si (т), MgF_2 (г), Al_3Mg_2 (т).

Таблица 4.1 – Количество компонентов для произведения расчетов в «Thermo»

Эл-т	Al	Cu	Mn	Mg	Zn	Fe	Si	Ti	C	N_2TiF_6
Кол-во, моль	6,08	0,003	0,03	0,51	0,006	0,013	0,003	0,33	0,33	0,0048

Как и в предыдущем случае, в качестве начальной была взята температура 973 К (700°C), соответствующая начальной температуре расплава чистого алюминия [92, 93]. Исходя из результатов расчетов, в системе АМГ6-10%ТiС также наблюдается тенденция к росту адиабатической температуры, однако, количество образуемых газообразных соединений (Mg, Mn, Na, $AlNaF_4$, AlF, NaF, Na_2F_2 , MgF) несколько выше (рисунок 4.1).

При рекомендованной для синтеза АМКМ на чисто алюминиевой матрице [92, 93] и системы АМГ2-10%ТiС температуре расплава 1173 К (900°C), в

рассматриваемой системе АМг6-10%ТiС отмечается небольшое повышение адиабатической температуры с 1430 К (1160°С) до 1460 К (1190°С), что, очевидно, объясняется большей экзотермичностью протекающих в системе превращений с участием легирующих элементов [93]. Следует отметить, что достигаемая адиабатическая температура является вполне достаточной для образования целевой фазы карбида титана и обеспечения ее смачиваемости [100]. Обеспечение смачиваемости является важным параметром при синтезе АМКМ методом СВС, так как отсутствие смачивания частиц ТiС расплавом приводит к их агломерации и удалению из расплава в шлак, то есть армирующая фаза не усваивается расплавом.

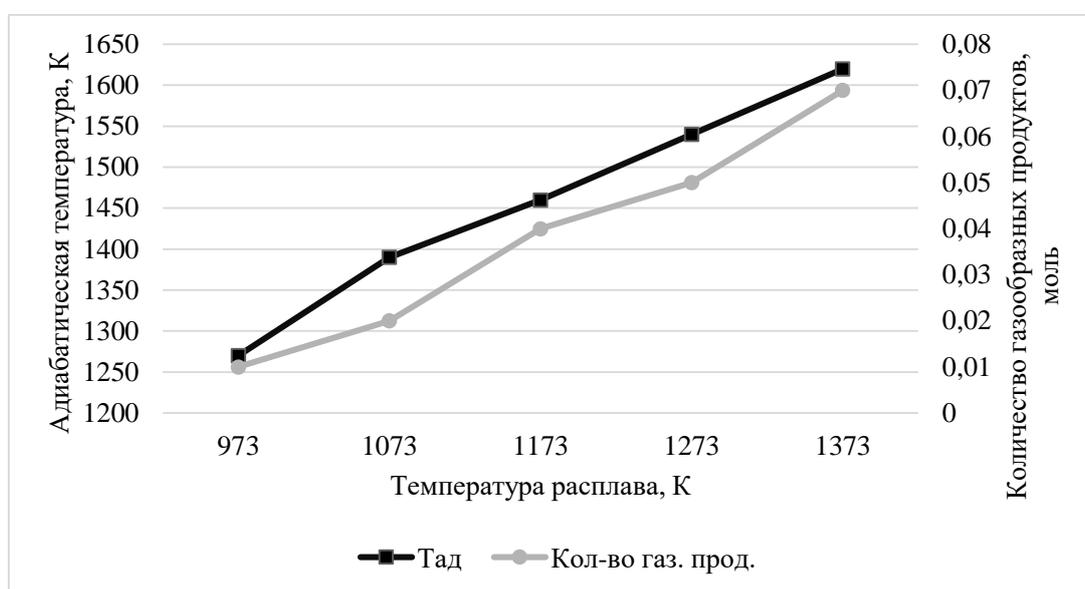


Рисунок 4.1 – Влияние температуры расплава на адиабатическую температуру и количество выделяющихся газообразных соединений при синтезе системы АМг6-10%ТiС

Фазовый состав в системе АМг6-10%ТiС приведен на рисунке 4.2. Согласно полученным результатам, фаза карбида титана, как и в предыдущей системе, присутствует уже при температуре расплава 973 К (700°С), которой соответствует адиабатическая 1280 К (1000°С), тогда как для алюминиевой матрицы карбид титана образуется только при начальной температуре расплава 1200 К (927°С) [93], что является следствием большего количества флюса Na_2TiF_6 и легирующих элементов.

Помимо фазы TiC (τ) при температуре расплава 1173 К (900°C) в системе образуются фазы: Mg (γ), Mn (γ), Na (γ), AlNaF₄ (γ), AlF (γ), NaF (γ), Fe (γ), Na₂F₂ (γ), MgF (γ), Al (β), Cu (β), Mg (β), Al₃Ti (τ), Si₃Mn₅ (τ), MgF₂ (γ), Mn (τ) (рисунок 4.2). В отличие от системы AMg2-10%TiC, вместо фаз AlF₂, AlF₃, AlNa₅F₁₄, Al₃Fe, Mg₂Si присутствуют фазы Na₂F₂, MgF, т.е. можно предположить, что вследствие большей адиабатичности процесса, происходит более полное разложение хиолита (AlNa₅F₁₄) и его продуктов с образованием газообразных фторидов натрия и магния.

Также важно отметить отсутствие фаз Al₄C₃, Al₃Mg₂ и минимальное содержание Al₃Ti (0,0005 моль).

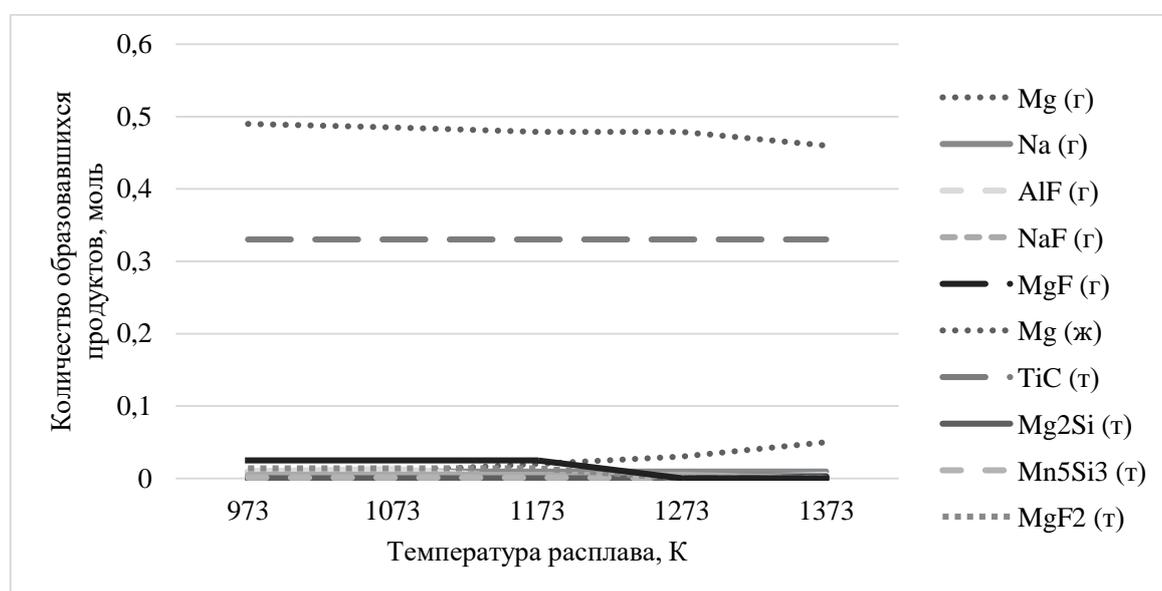


Рисунок 4.2 – Влияние температуры расплава на состав и количество образующихся продуктов при синтезе системы AMg6-10%TiC

По результатам совокупного анализа результатов, включающему развивающиеся в зоне реакции температуры, количество газообразных продуктов и конечный фазовый состав, а также учет смачиваемости, показано, что полный синтез фазы карбида титана в системе AMg6-10%TiC возможен без образования нежелательных охрупчивающих фаз карбида алюминия и алюминида титана, а оптимальной температурой расплава является 900°C, при которой за счет тепловыделения реакций достигается адиабатическая температура 1190°C и гарантированно обеспечивается смачивание карбида титана и усвоение расплавом.

4.2. Получение, термическая обработка и структурно-фазовый анализ композиционного материала АМг6-10%ТiС

В ходе экспериментального синтеза системы АМг6-10%ТiС наблюдалась реакция с активным искро- и газообразованием. Излом полученного композиционного материала однородного серого цвета, без пор и включений. Микроструктура образца АМг6-10%ТiС приведена на рисунке 4.3. В данном случае образованные частицы карбидной фазы, большей частью имеют размеры 130-210 нм. При помощи программы Micro-S Polar путем преобразования полученных ранее микроструктур было определено предполагаемое количество карбидной фазы, которое составило 9 масс.% (рисунок 4.4, а). Также на полученном изображении при помощи программы ImageJ была определена равномерность распределения армирующей фазы (рисунок 4.4, б). Полученные результаты степени равномерности распределения, в данном случае 0,28, оценивались по методике, предложенной в работе [97], где коэффициент распределения составлял 0,4-0,6 и считался вполне удовлетворительным. На бинаризованном изображении с наложенной квадратной сеткой (рисунок 4.4, б) отсутствуют области, свободные от армирующих частиц.

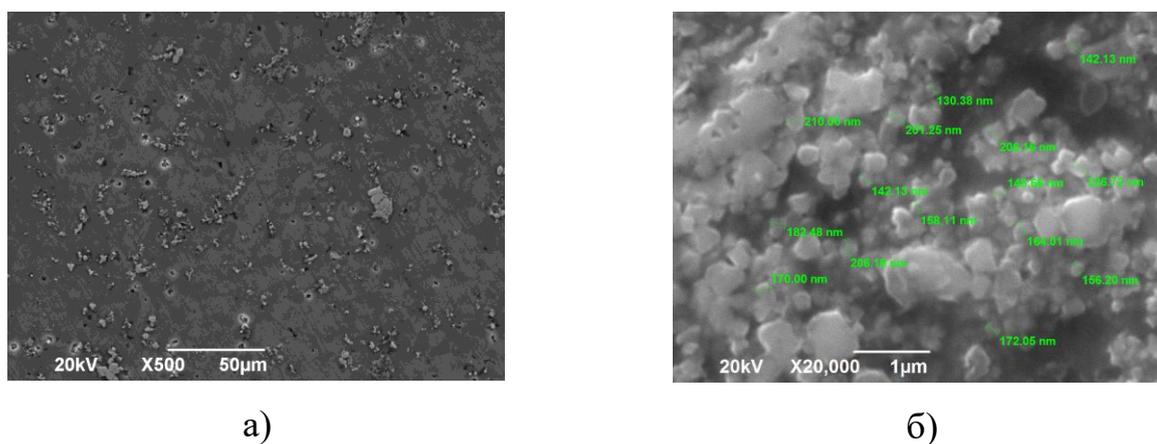
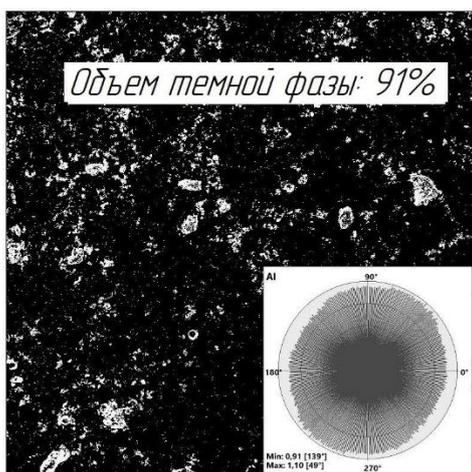
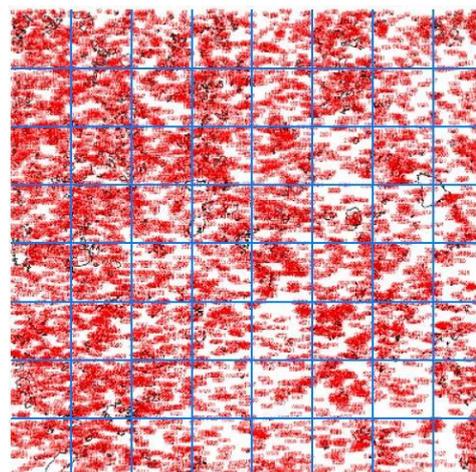


Рисунок 4.3 – Микроструктура композиционного материала АМг6-10%ТiС: а) увеличение x500; б) увеличение x20000



а)

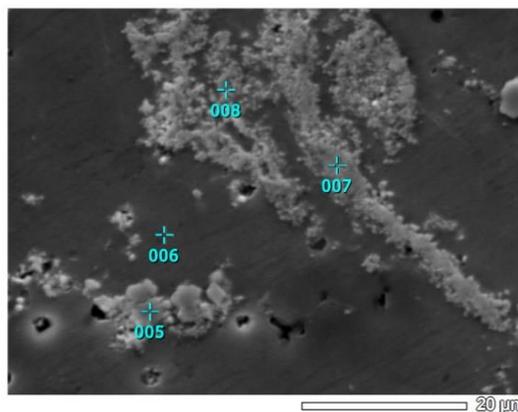


б)

Рисунок 4.4 – Оценка равномерности распределения частиц TiC в композиционном материале АМг6-10% TiC:

а) количество TiC; б) бинаризованное изображение

Микрорентгеноспектральный анализ и рентгенофазовое исследование позволяют показать наличие целевой фазы TiC (рисунок 4.5, 4.6), а количественная обработка дифрактограммы подтверждает ее присутствие в количестве 10 масс.%, что согласуется с результатами обработки микроструктур программой Micro-S Polar (рисунок 4.4, а).



Номер маркера	Содержание элемента, масс. %			
	Al	Ti	C	Mg
005	4,43	90,18	4,74	0,66
006	90,56	0,22	0,15	9,06
007	5,13	88,60	5,46	0,81
008	40,24	51,14	2,76	5,86

Рисунок 4.5 – МРСА композиционного материала АМг6-10%ТiС

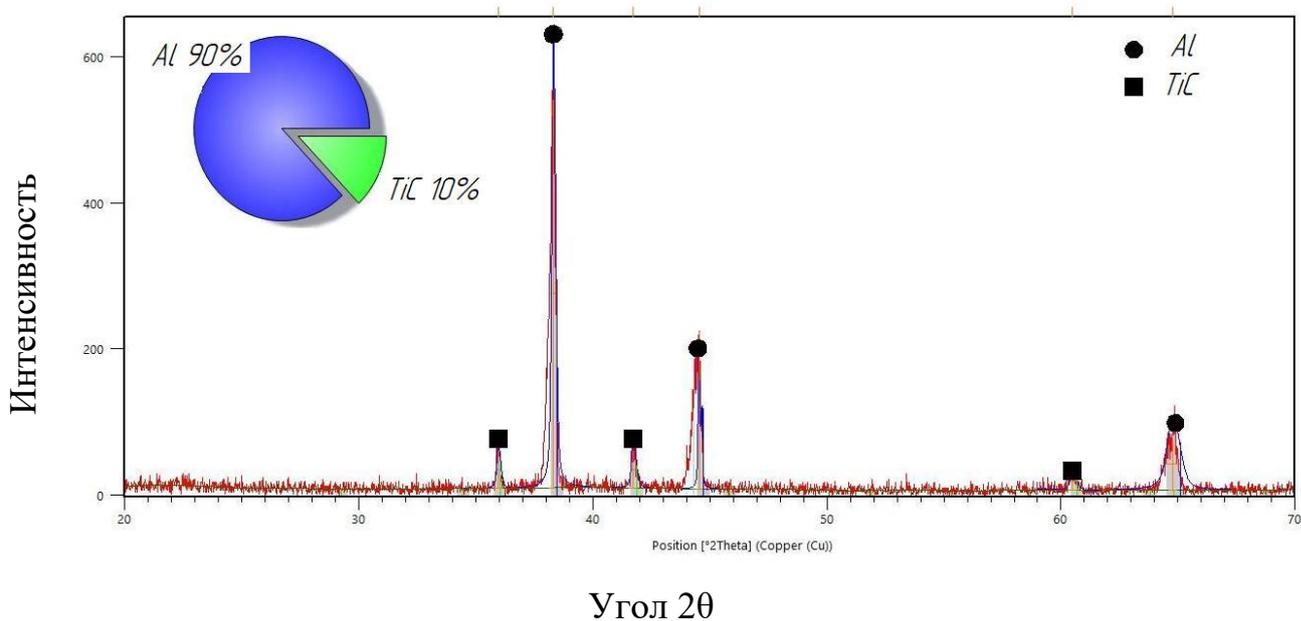
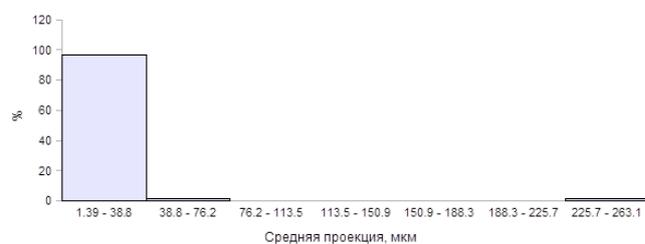


Рисунок 4.6 – РФА композиционного материала АМг6-10%ТiС

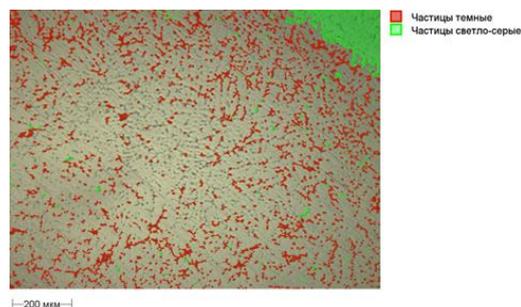
Средняя величина зерна (таблица 4.2) уменьшилась с 15,8 ($\pm 34,3$) мкм в матричном сплаве до 10,6 ($\pm 3,56$) мкм в композиционном материале (рисунок 4.7) [116].

Таблица 4.2 – Распределение частиц по размерам

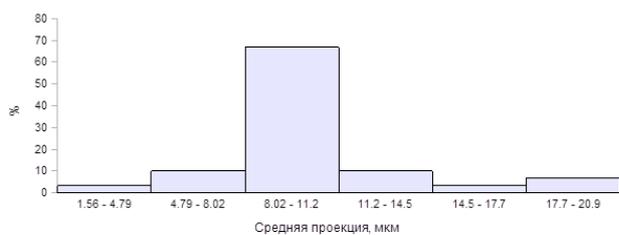
	Минимальный размер зерна, мкм	Максимальный размер зерна, мкм	Средний размер зерна, мкм
АМг6 литой	1,27	288,0	15,8
АМг6-10% TiC	1,56	20,9	10,6



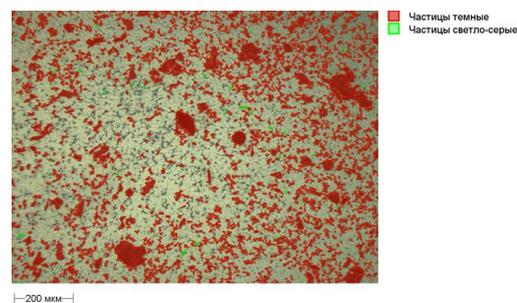
а)



б)



в)



г)

Рисунок 4.7 – Гистограммы распределения по размерам частиц светло-серого цвета (зерна матрицы):

а, б) АМг6; в, г) АМг6-10% TiC

Приведенные результаты также экспериментально подтверждают обоснованность выбора параметров проведения процесса

самораспространяющегося высокотемпературного синтеза фазы карбида титана в расплаве с начальной температурой 900 °С для формирования частиц высокой дисперсности с размером от 130 нм в количестве 10 масс.% и обеспечением равноосной мелкозернистой структуры на основе промышленного сплава АМгб.

Армирование керамической фазой карбида титана промышленного сплава АМгб позволяет повысить значение твердости с 83,0 НВ для литого сплава до 90,9 НВ для композиционного материала АМгб-10%ТiС, что является следствием эффекта дисперсного упрочнения фазой керамической фазой.

Сплав АМгб, как и АМг2, относится к группе алюминиевых сплавов, не упрочняемых в результате проведения термической обработки. Как правило, сплав используют либо в нагартованном состоянии, либо, в нагартованном и отражённом состоянии [104]. Для отжига не рекомендуется применять температуры свыше 335 °С в связи с резко увеличивающейся в этом случае склонностью к коррозии.

В работе [67] автор проводил исследование по влиянию термической обработки на структуру и свойства сплава 1565ч, близкого по химическому составу к сплаву АМгб и содержащего дополнительную легирующую добавку в виде Zr. Результаты исследования показали, что при нагреве до 230°С и выдержки в течение 6 часов наблюдается выделение однородно распределенных отдельных частиц β-фазы состава Al3Mg2 и формирование мелкозернистой структуры, что сопровождается приростом твердости.

Для композиционного материала АМгб-10%ТiС были выбраны следующие режимы термической обработки: нагрев при температуре 230 °С в течение 1, 3 и 6 часов и при температурах 310, 320, 335°С в течение 1, 2 и 3 часов. Полученные результаты исследования показывают наибольший прирост твердости, составляющий 9 НВ, наблюдается при проведении термической обработки по режиму нагрев до T=230 °С с выдержкой в течение 3 часов и последующим охлаждением на спокойном воздухе (рисунок 4.8). Максимальное значение твердости АМКМ АМгб-10%ТiС после термообработки составляет 99,9 НВ. Следует отметить, что нагрев и выдержка при других температурах не обеспечивают прироста твердости.

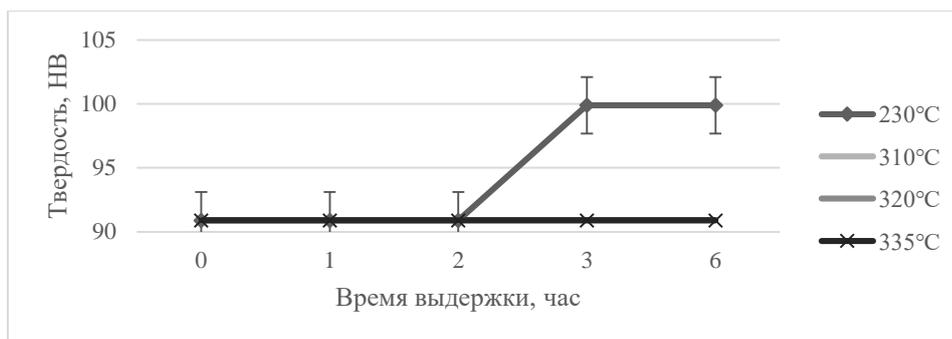
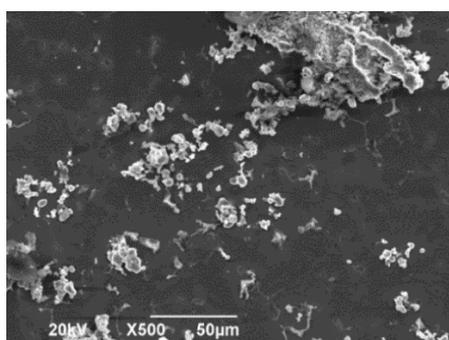


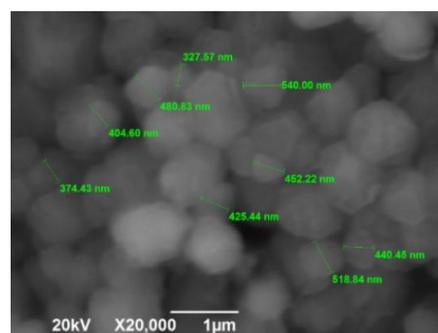
Рисунок 4.8 - Изменение твердости композиционного материала АМг6-10%ТiС после дополнительного нагрева при разных температурах

Таким образом, как и на предыдущем сплаве, установлено, что проведение дополнительного нагрева при температуре, близкой к линии ограниченной растворимости, способствует повышению твердости.

Результаты микроструктурного исследования и МРСА образца с максимальной твердостью, приведенные на рисунках 4.9, 4.10 соответственно, подтверждают сохранение высокой дисперсности карбидной фазы и наличие легирующих элементов. Однако, согласно данным РФА (рисунок 4.11), после термической обработки на дифрактограмме появляются пики β -фазы Al_3Mg_2 , присутствующей в максимальном количестве 6 масс.%, что свидетельствует о практически полном выделении магния из твердого раствора алюминия, чего не наблюдалось до проведения нагрева (рисунок 4.6).



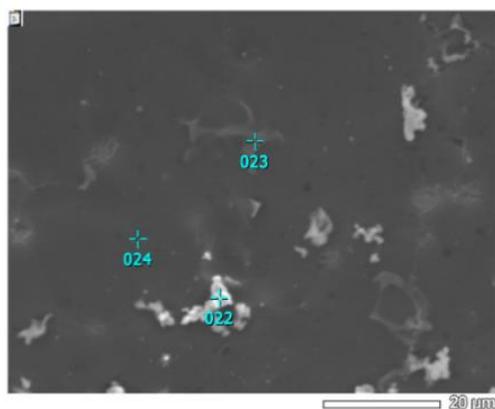
а)



а)

Рисунок 4.9 – Микроструктура композиционного материала АМг6-10%ТiС после дополнительного нагрева при $T = 230^\circ C$ в течение 3 ч.:

а) увеличение $\times 500$; б) увеличение $\times 20000$



Номер маркера	Содержание элемента, масс. %					
	Al	Ti	C	Mg	Mn	Fe
022	9,92	85,04	3,73	1,31	-	-
023	80,86	-	-	6,75	3,86	8,54
024	93,41	-	-	6,59	-	-

Рисунок 4.10 – МРСА композиционного материала АМг6-10%ТiС после дополнительного нагрева при $T = 230^{\circ}\text{C}$ в течение 3 ч.

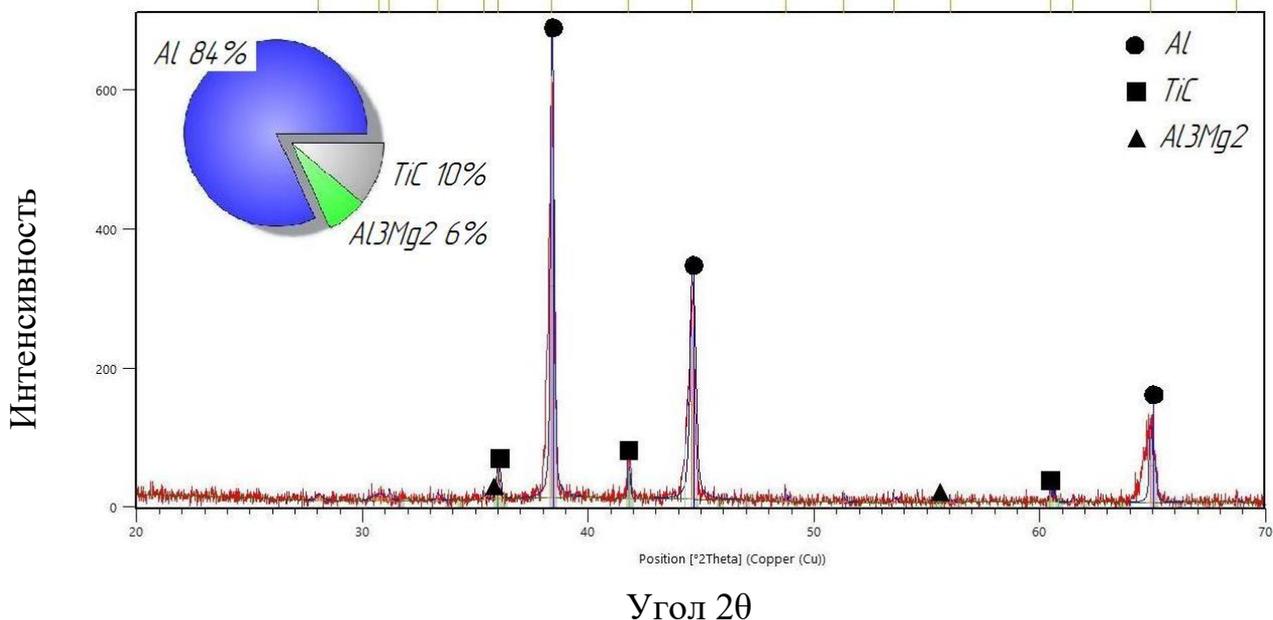


Рисунок 4.11 – РФА композиционного материала АМг6-10%ТiС после дополнительного нагрева при $T = 230^{\circ}\text{C}$ в течение 3 ч.

Несмотря на то, что, согласно данным РФА, β -фаза присутствует в значительном количестве, и в составе матричного сплава она обычно отчетливо

наблюдается в виде сплошных цепочек по границам зерен [100], на микроструктурах до и после термической обработки данного композиционного материала, как и в АМг2-10%TiC, эта фаза визуально не фиксируется, что может свидетельствовать о ее раздробленности и присутствии в виде множества отдельных частиц вследствие наличия включений карбида титана (рисунки 4.3, 4.9).

Таким образом, исходя из полученных данных по микроструктуре образцов, количеству и размеру синтезированной карбидной фазы, значениям твердости оптимальным для композиционного материала АМг6-10%TiC следует считать режим термической обработки в виде нагрева при температуре 230°C с выдержкой 3 часа [117].

4.3. Исследование свойств композиционного материала АМг6-10%TiC

Для определения области возможного применения в рамках данной работы было произведено исследование физических, химических, механических, технологических и эксплуатационных характеристик образцов композиционного материала АМг6-10%TiC после проведения оптимального режима термической обработки в виде нагрева при температуре 230°C с выдержкой 3 часа в сравнении со свойствами исходного матричного сплава АМг6 в нагартованном состоянии.

Физические свойства. Значения плотности, пористости и электропроводности приведены в таблице 4.3.

Таблица 4.3 – Физические свойства сплава АМг6 и композиционного материала АМг6-10%ТiС

Состав образца	Плотность теоретическая, ρ_t , г/см ³	Плотность экспериментальная, $\rho_{\text{э}}$, г/см ³	Пористость, П, %	Электропроводность, МСм/м
АМг6	2,64	-	-	14,5
АМг6-10%ТiС, без ТО	2,768	2,739	1	10,57
АМг6-10%ТiС, нагрев 230°С 3 ч.	2,768	2,768	0	11,2

Значения плотности образцов АМг6-10%ТiС, ожидаемо, несколько выше плотности матричных сплавов, что, как уже было показано ранее, является следствием наличия карбидной фазы с плотностью 4,92 г/см³. Опытным путем установлено, что в литых образцах после СВС пористость не превышает 1%, а проведение термической обработки позволяет снизить данный показатель до 0%, что является следствием улучшения адгезионной связи на границах раздела фаз. Полученные значения электропроводности несколько ниже, чем у исходных сплавов, что также является следствием присутствия карбидной фазы. Электропроводность композиционного материала АМг6-10%ТiС после проведения термической обработки составляет 19% IACS и 30% IAAS.

Химические свойства. Все образцы АМКМ показали глубинный показатель скорости коррозии на уровне не более 0,003 мм/год (таблица 4.4), что соответствует характеристикам матричных сплавов и позволяет отнести их к группе весьма стойких металлов. Проведение термической обработки не оказывает негативного влияния на коррозионную стойкость композиционного материала. Вид образцов после испытаний на коррозионную стойкость представлен на рисунке 4.12. Очевидно, что на композиционном материале (рисунок 4.12, б, в) присутствует

меньшее количество коррозионных пятен на поверхности, чем на матричном сплаве (рисунок 4.12, а). Характер распределения коррозионных пятен представлен на рисунке 4.13. Анализируя полученные изображения становится очевидным, что в матричном сплаве (рисунок 4.13, а) коррозионные пятна располагаются по всей поверхности торца, в то время как на композиционном материале до термообработки (рисунок 4.13, б) коррозия наблюдается преимущественно в центральной части торцевой зоны, а на композиционном материале после термической обработки (рисунок 4.13, в) коррозия наблюдается точечно, но в меньшем количестве.

Таблица 4.4 – Коррозионная стойкость сплава АМг2 и композиционного материала АМг6-10% TiC

Состав образца	Показатель				
	Потеря массы образца, г	Потеря массы на единицу площади, Δm , кг/м ²	Изменение толщины образца, ΔL , м	Скорость коррозии, V, г/(м ² ·ч)	Глубинный показатель коррозии, π , мм/год
АМг6	0,8935	0,231	0,082	0,962	0,003
АМг6-10% TiC, без ТО	0,5826	0,151	0,057	0,627	0,0021
АМг6-10% TiC, нагрев 230°C 3 ч.	0,8063	0,208	0,075	0,868	0,0027



а)

б)

в)

Рисунок 4.12 – Вид образцов после испытаний на коррозионную стойкость:
 а) АМг6Н; б) АМг6-10% TiC, без ТО; в) АМг6-10% TiC, нагрев 230°С 3 ч.



а)

б)

в)

Рисунок 4.13 – Характер распределения коррозионных пятен:
 а) АМг6Н; б) АМг6-10% TiC, без ТО; в) АМг6-10% TiC, нагрев 230°С 3 ч.

Механические свойства. В качестве оценки механических свойств были исследованы предел прочности и относительная деформации при одноосном сжатии, предел прочности и относительное удлинение/сужение при одноосном растяжении, твердость и микротвердость (таблица 4.5).

Таблица 4.5 – Механические свойства сплава АМг6 и композиционного материала АМг6-10% TiC

Материал	Твердость, НВ	Микротвердость, НВ, МПа	Испытания на сжатие		Испытания на растяжение		
			σ_s , МПа	ϵ , %	σ_B , МПа	δ , %	φ , %
АМг6	83,0	990	449	32	367	21	45
АМг6-10% TiC, без ТО	90,9	1020	403	19	180	-	21
АМг6-10% TiC, нагрев 230°C 3 ч.	99,9	1070	395	14	231	7	9

Прочность и пластичность образцов АМг6-10%TiC при испытаниях на растяжение оказались значительно ниже, чем у матричного сплава и падение гораздо более значительное, чем в случае с предыдущим композитом АМг2-10%TiC. Испытания на сжатие в этом случае также показали падение прочности: максимальное значение напряжения течения у АМг6 составляет 449 МПа, у образцов композиционного материала АМг6-10% TiC до и после термообработки - около 400 МПа (таблица 4.5, рисунок 4.14). Падение прочности, вероятно, обусловлено более значительным выделением β -фазы, скопления которой в этом случае сложнее предотвратить. Кроме того, магний, как высокоактивный металл, склонен к образованию соединений с кислородом, состав которых зависит от содержания магния. Так при низком содержании Mg образуется шпинель $MgAl_2O_4$, а при высоком – оксид магния (MgO). В работе [118] изучалось влияние 2 масс.% Mg на структуру композиционного материала Al-1%Ti-10%SiC, полученного методом перемешивания при температуре 850–900 °C. Было обнаружено, что в

конечном продукте присутствуют отдельные протяженные пленчатые скопления шпинели $MgAl_2O_4$. Наличие на границах раздела шпинелей может оказывать негативное влияние на смачиваемость армирующих частиц расплавом и способствовать снижению прочности. Также отметим, что максимальные значения напряжения сжатия рассчитывались при нагрузке, соответствующей появлению первых трещин на испытываемых образцах.

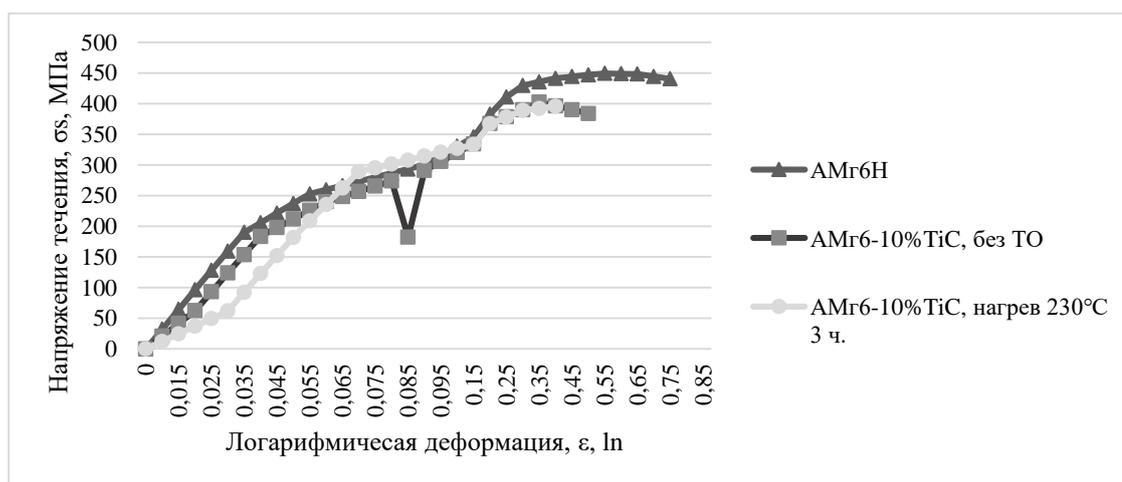


Рисунок 4.14 – Экспериментальная диаграмма одноосного сжатия

Технологические свойства. Результаты испытаний на осадку приведены в таблице 4.6.

Таблица 4.6 – Результаты испытаний на осадку

Образец	Степень деформации, $\epsilon_0, \%$	Коэффициент уковки
АМг6	44	1,8
АМг6-10%ТiС, без ТО	39	1,65
АМг6-10%ТiС, нагрев 230°C 3 ч.	43	1,75

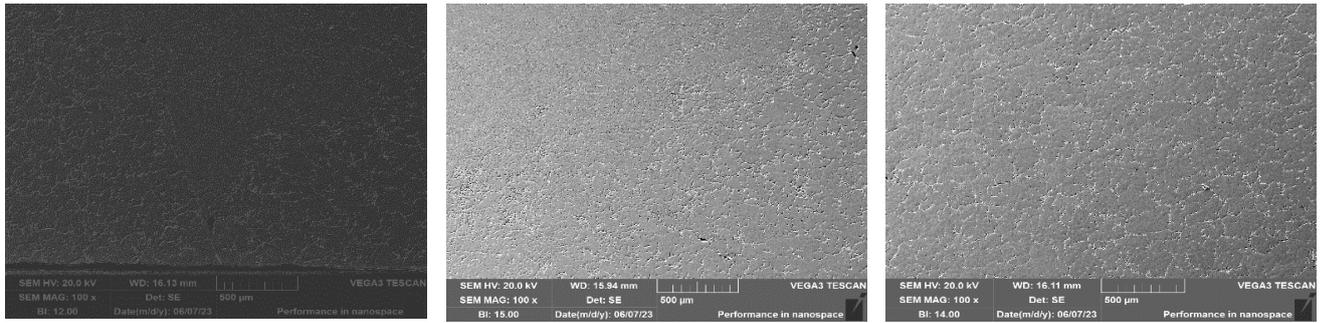
В результате нагружения до максимально возможного значения образец матричного сплава получил степень деформации 44% и не имел трещин, а для образцов композита АМг6-10%ТiС значения степени деформации при появлении

первых трещин составили 39 и 43%, что можно считать удовлетворительным результатом, поскольку на практике деформация данных сплавов свыше 30% не применяется [104].

Для исследования технологических свойств далее была произведена оценка возможности получения неразъемных соединений методом аргонодуговой сварки (АРДС). Результаты микроструктурного и микрорентгеноспектрального анализов сварных образцов приведены на рисунках 4.15-4.17.

Анализ сварного образца АМг6 показал, что образец характеризуется незначительной пористостью во всех трех зонах (рисунок 4.15), а в сварном образце АМг6-10%TiC поры присутствуют, в основном, в зоне термического влияния (рисунок 4.16, б) и зоне основного металла (рисунок 4.16, в). Наличие пор в зоне термического влияния может быть связано с воздействием высоких температур в процессе сварки, а также образованием оксидов алюминия и магния. Результаты количественного определения пористости подтверждают (таблица 4.7), что проведение сварки методом TIG (АРДС) приводит к повышению пористости в обоих образцах.

Анализ характера распределения армирующей фазы карбида титана при помощи программы «Micro-S Polar» показал, что частицы присутствуют во всех трех зонах, но их наибольшее количество, также, как и в случае сварного соединения на основе композиционного материала АМг2-10%TiC, располагается в зоне основного металла и уменьшается по мере приближения к сварному шву (таблица 4.8).



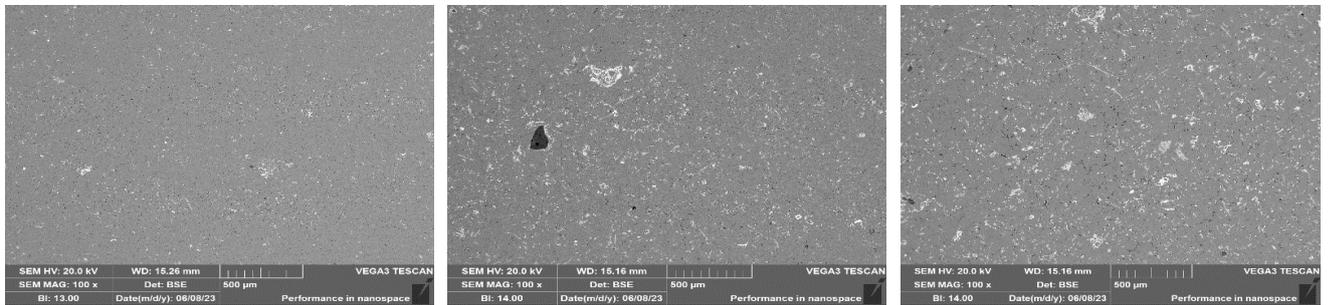
а)

б)

в)

Рисунок 4.15 – Микроструктурный анализ сварного соединения АМгб:

а) зона шва; б) зона термического влияния; в) зона основного металла



а)

б)

в)

Рисунок 4.16 – Микроструктурный анализ сварного соединения АМгб-10%TiC:

а) зона шва; б) зона термического влияния; в) зона основного металла

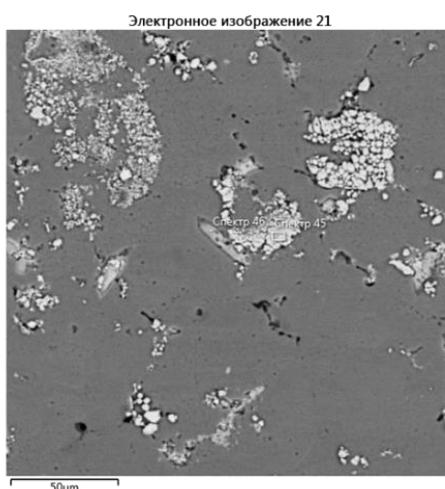
Таблица 4.7 - Определение пористости сварных соединений

Образец	Пористость, %	
	Литой образец	Сварной образец
АМгб	-	4
АМгб-10%TiC	1	2

Таблица 4.8 – Распределение армирующей фазы TiC в различных зонах сварного соединения АМгб-10%TiC

АМгб-TiC	Зона сварного шва	Зона термического влияния	Зона основного металла
	3%	7%	10%

Результаты микрорентгеноспектрального анализа (рисунок 4.17), проведенного в зоне сварного шва, подтвердили наличие элементов Al, Ti, C, Mg и Mn, что свидетельствует о присутствии армирующей фазы TiC.



Номер маркера	Элементов не менее, масс. %				
	Al	Ti	C	Mg	Mn
45	0,75	81,09	18,15	-	-
46	74,47	22,88	-	1,26	1,38

Рисунок 4.17 – МРСА сварного соединения АМг6-10%TiC в зоне шва

Результаты визуально-измерительного контроля (ВИК) приведены на рисунке 4.18 и в таблице 4.9.



а)



б)

Рисунок 4.18 – Вид сварных швов образцов: а) АМг6; б) АМг6-10%TiC

Таблица 4.9 – Оценка качества сварных швов методом ВИК

Образец	Геометрические параметры шва, мм						
	Ширина шва	Выпуклость лицевой стороны	Выпуклость обратной стороны	Вогнутость корня шва	Глубина подреза	Глубина впадин	Размер пор
АМг6	7,95	1,82	0,2	0,1	0,1	0,1	0,1- 1,1
АМг6- 10%TiC	10,3	1,58	0,1	0,1	-	0,2	0,1- 1,2

Анализируя результаты ВИК, становится очевидно, что в сварном образце АМг6 (рисунок 4.18, а) пористость на поверхности практически отсутствует, однако, присутствует другой вид видимого дефекта – подрез, в сварном образце АМг6-10%TiC (рисунок 4.18, б), по сравнению с АМг6, присутствует большее пор, отсутствуют подрезы, также важно отметить, что размер пор не превышает 1,2 мм, а занимаемая площадь не более 10%.

Результаты радиографического контроля (РК) представлены на рисунке 4.19 и в таблице 4.10.

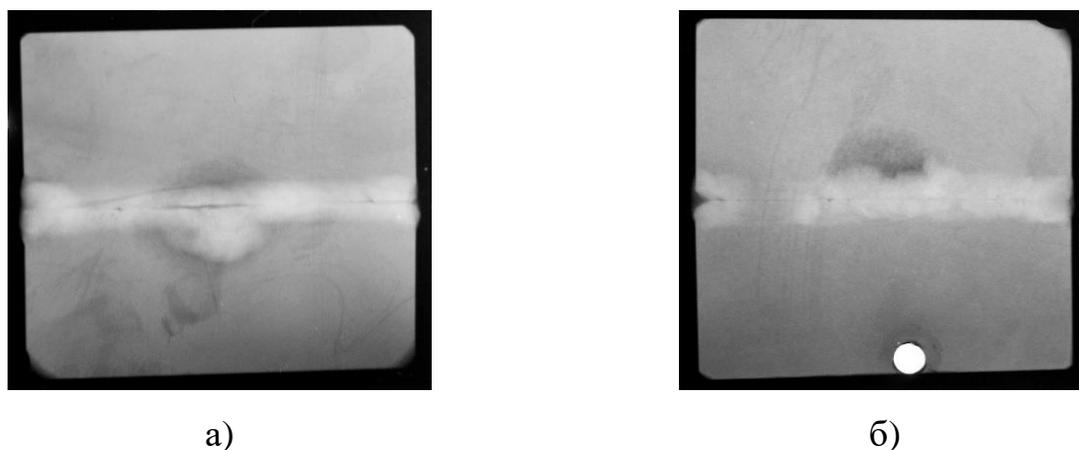


Рисунок 4.19 – Радиографический контроль сварных образцов:
а) АМг6; б) АМг6-10%TiC

Таблица 4.10 – Оценка качества сварного соединения методом РК

Образец	Вид дефекта	Количество и размерные параметры дефектов
АМг6	Непровар в корне сварного шва Поры	20 мм и 18 мм толщиной 0,6 мм; 1 шт. 0,8 мм
АМг6-10%TiC		50 мм толщиной 0,5 мм; 2 шт. 0,8 мм

По результатам РК также выявлено два типа дефектов: поры и непровары. На сварных образцах и на матричном сплаве (рисунок 4.19, а), и в композиционном материале (рисунок 4.19, б) поры располагаются преимущественно в корне шва, а их средний размер составляет не более 1 мм. Так как суммарная площадь пор составляет не более 5% от площади сечения шва, то данный дефект не оказывает негативного влияния на статическую прочность сварных соединений.

Протяженность непроваров на матричном образце составляет не более 1/3 длины шва (~ 20мм), однако в образце АМг6-10%TiC непровар наблюдается по всей длине шва, что является негативным фактором. Для оценки влияния наличия непроваров в неразъемных соединениях на их свойства, все образцы были подвержены испытаниям по разрушающим методам контроля.

Результаты оценки твердости сварных образцов в различных зонах представлены в таблице 4.11.

Таблица 4.11 – Твердость сварных образцов в различных зонах

Образец	Твердость образцов в различных зонах, НВ			
	Исходный литой образец	Зона сварного шва	Зона термического влияния	Зона основного металла
АМг6	83,0	76,1	76,1	76,1
АМг6-10%TiC	90,9	76,1	83,0	83,0

В сварных образцах АМг6 и АМг6-10%TiC наблюдается падение твердости во всех трех зонах. Так как магний в данных образцах присутствует в большем количестве, чем в образцах на основе сплава АМг2, падение твердости может быть связано с образованием магнийсодержащих шпинелей, повышенной пористостью, наличием дефектов сварки и другими причинами [114, 118].

Результаты испытаний сварных соединений на одноосное статическое сжатие представлены на рисунках 4.20-4.21 и в таблице 4.12.

Макроструктурный анализ образцов после испытания показывает, что и на образцах АМг6 (рисунок 4.20, а, б) и на АМг6-10%TiC (рисунок 4.20, в, г) на боковой поверхности присутствуют трещины, при этом их глубина и количество больше, чем на образцах АМг2 и АМг2-10%TiC.

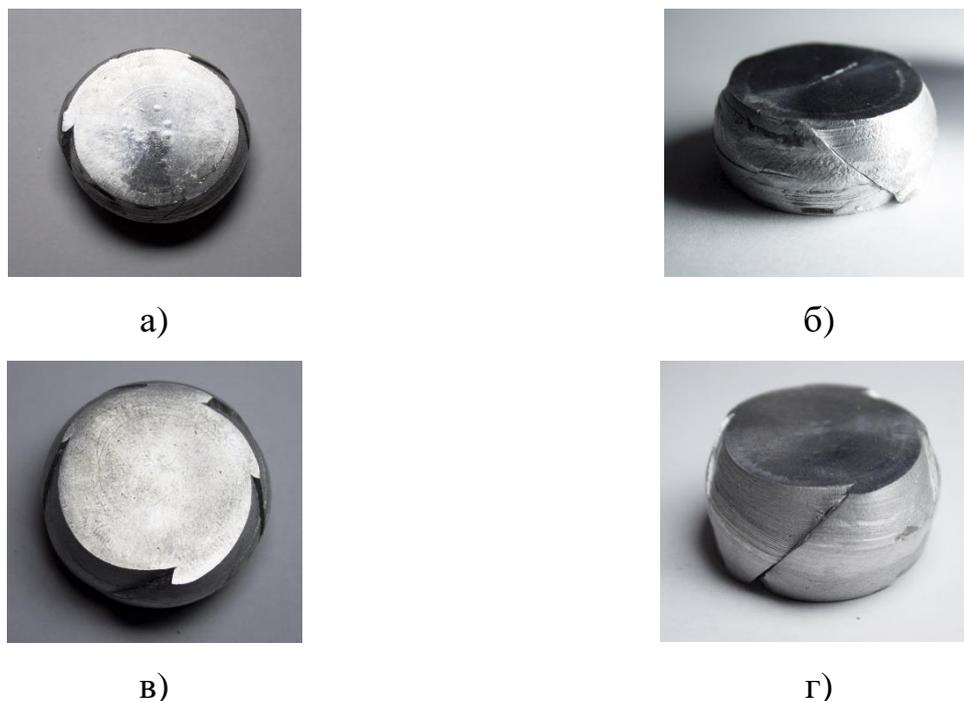


Рисунок 4.19 – Вид сварных образцов после испытаний на одноосное статическое сжатие: а,б) АМг6; в,г) АМг6-10%TiC

Таблица 4.12 - Результаты испытаний сварных соединений на статическое одноосное сжатие

Образец	В исходном литом состоянии			После сварки		
	σ_s , МПа	Отн. деф., %	Коэф. уковки	σ_s , МПа	Отн. деф., %	Коэф. уковки
АМг6	401	44	1,8	392	46	2,2
АМг6-10%TiC	403	39	1,7	364	37	2,3

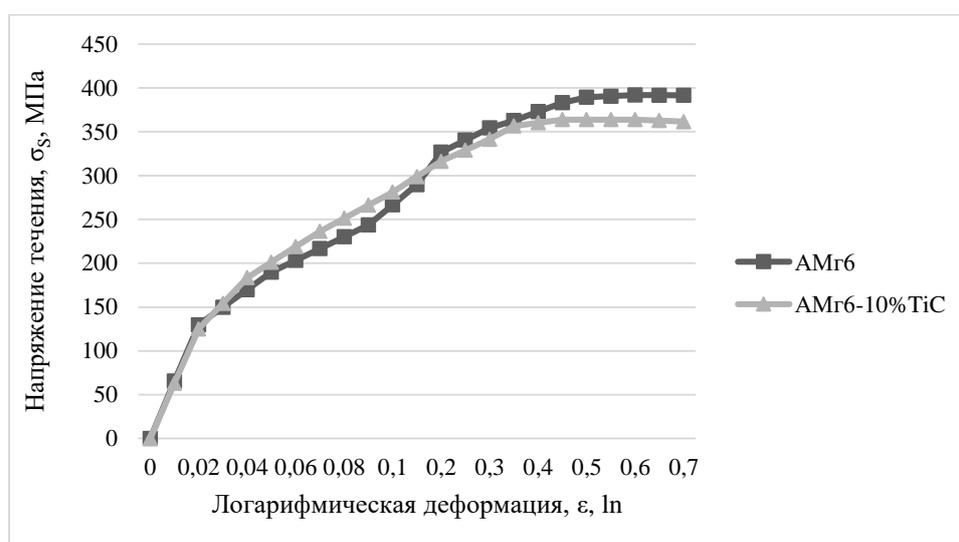


Рисунок 4.21 – Экспериментальная диаграмма одноосного сжатия сварных соединений АМг6 и АМг6-10%TiC

Полученные данные свидетельствуют о том, что на образцах АМг6 и АМг6-10%TiC после сварки наблюдается незначительное падение напряжения течения по сравнению с образцами в литом состоянии, что может быть следствием меньшего содержанием магния в присадочном материале. Следует отметить, что падение прочности на сварном композиционном материале более значительное, чем на матричной основе.

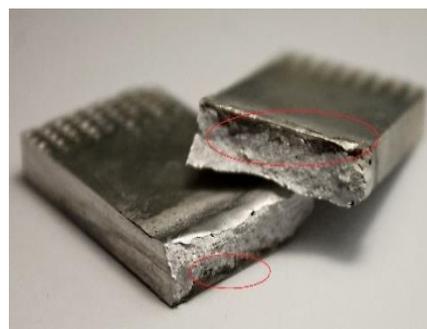
Результаты испытаний на одноосное статическое растяжение и статический изгиб представлены на рисунках 4.22-4.24 и в таблице 4.13. В отличие от предыдущих образцов (АМг2 и АМг2-10%TiC), разрыв сварного образца АМг6

(рисунок 4.22, а) произошел по кромке сварного шва. Анализируя макроструктуру излома образца АМг6-10%ТiС (рисунок 4.22, б) после испытаний на растяжение можно сделать вывод, что материал является менее хрупким, чем матричная основа АМг6, так как излом имеет матовый и мелкозернистый вид, но разрыв происходит по центру шва, что, очевидно, обусловлено выявленным ранее непроваром (рисунок 4.19, б).

При испытаниях на изгиб первые трещины на матричном сплаве АМг6 появились при достижении угла в 5° между ребрами пластины в центре сварного шва (рисунок 4.23, а). На композиционном материале АМг6-10%ТiС первые трещины наблюдаются при достижении угла в 9° между ребрами пластины по кромке сварного шва, по всей длине пластины (рисунок 4.23, б), что говорит о плохом качестве сплавления материала шва и основного металла.

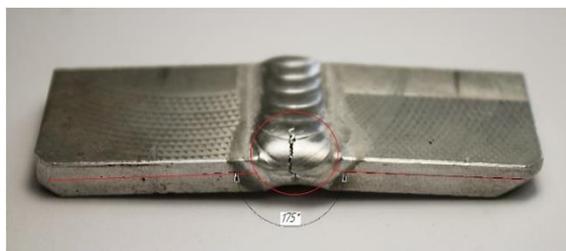


а)

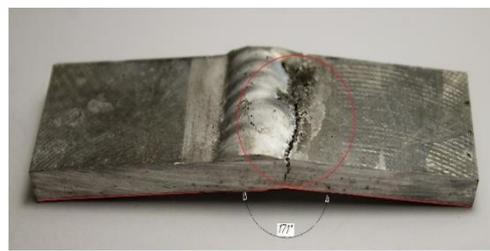


б)

Рисунок 4.22 – Вид сварных соединений после испытаний на одноосное статическое растяжение: а) АМг6; б) АМг6-10%ТiС



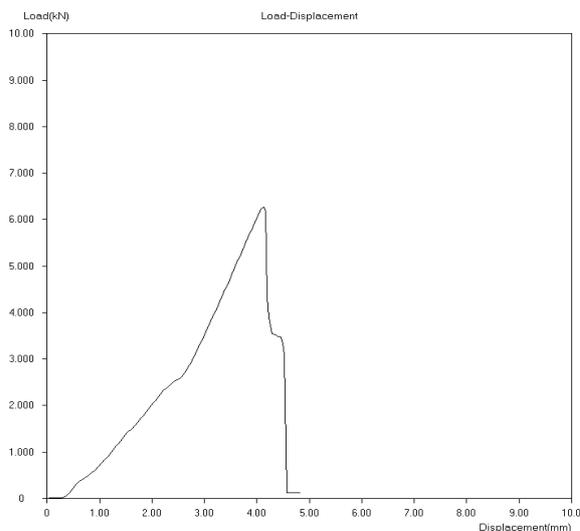
а)



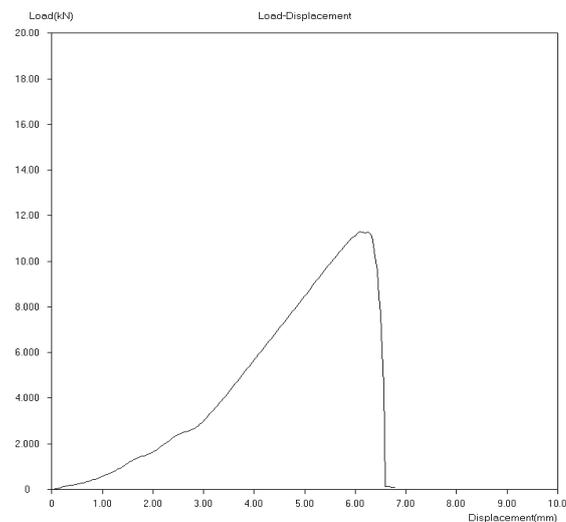
б)

Рисунок 4.23 – Вид сварных соединений после испытаний на статический изгиб: а) АМг6; б) АМг6-10%ТiС

Характер кривых растяжений показывает, что более пластичным проявляет себя образец АМг6-10%ТiС (рисунок 4.24, б).



а)



б)

Рисунок 4.24 – Экспериментальная кривая одноосного растяжения сварных соединений: а) АМг6; б) АМг6-10%ТiС

При сравнении значений механических характеристик (таблица 4.14) можно сказать, что, хотя потеря предела прочности композиционного материала АМг6-10%ТiС не так значительна, как на матричной основе, все же материал имеет меньший предел прочности при растяжении, отличается низкой пластичностью, а поэтому можно сделать вывод о его низкой свариваемости.

Таблица 4.13 – Результаты испытаний сварных соединений при одноосном растяжении и изгибе

Образец	Предел прочности при растяжении, МПа		Коэффициент прочности сварного соединения, φ_w	N, кгс	Угол появления первых трещин при изгибе, град.
	Литой образец	Сварной образец			
АМг6	367	68	0,15	348	5
АМг6-10% TiC	180	120	0,53	607	9

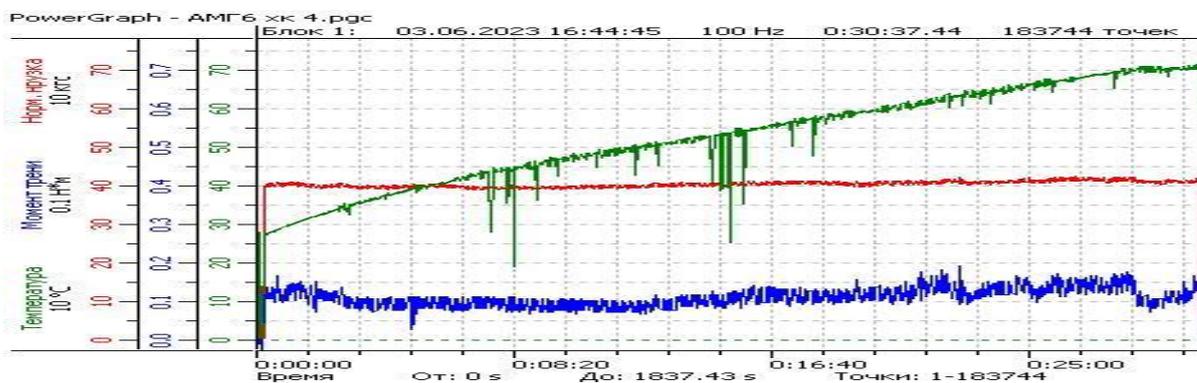
Результаты испытаний сварного соединения на определение коррозионной стойкости представлены в таблице 4.14. Как и в предыдущем случае, уровень коррозионной стойкости достаточно высокий и материал можно отнести к группе весьма стойких.

Таблица 4.14 – Оценка коррозионной стойкости сварного шва

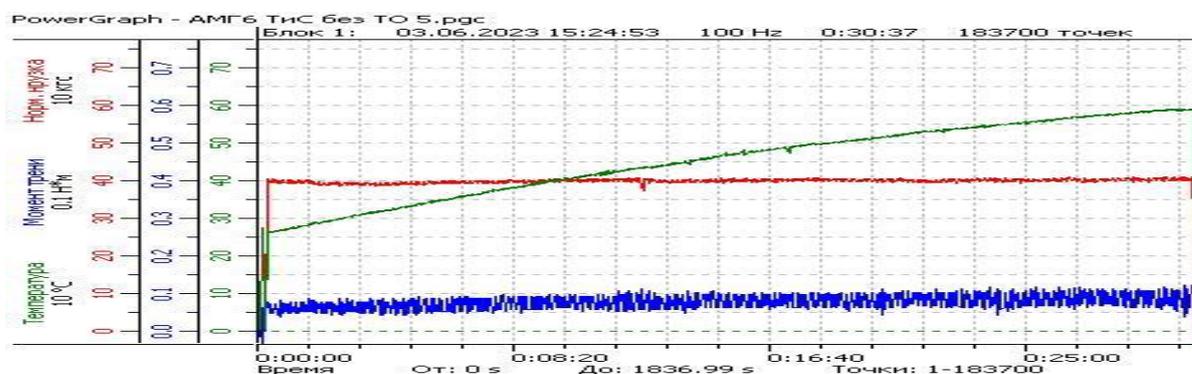
Образец	Параметр			
	Потеря массы на единицу площади, Δm , кг/м ²	Изменение толщины, ΔL , м	Скорость коррозии, V, г/м ² ·ч	Глубинный показатель коррозии, ρ , мм/год
АМг6	0,231	0,082	0,962	0,0030
АМг6 (св.)	0,697	0,099	0,999	0,0035
АМг6-10% TiC	0,151	0,057	0,627	0,0027
АМг6-10% TiC (св.)	0,298	0,098	0,720	0,0040

Эксплуатационные свойства. Анализ трибологических характеристик опытных образцов литейных алюминиевых сплавов был произведен в условиях

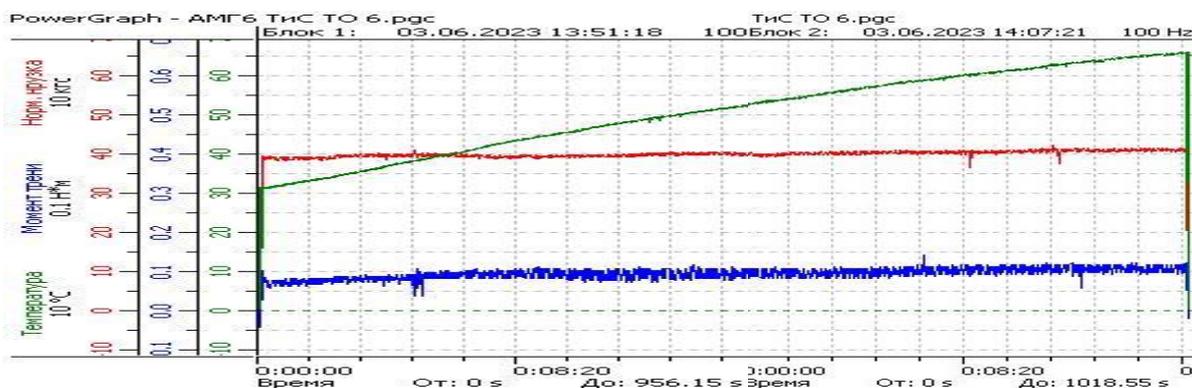
эксплуатации поверхностей трения «поршень-поршневой палец» в двигателе внутреннего сгорания. Эпюры и результаты трибологических испытаний приведены на рисунках 4.25-4.26 и в таблице 4.15.



а)

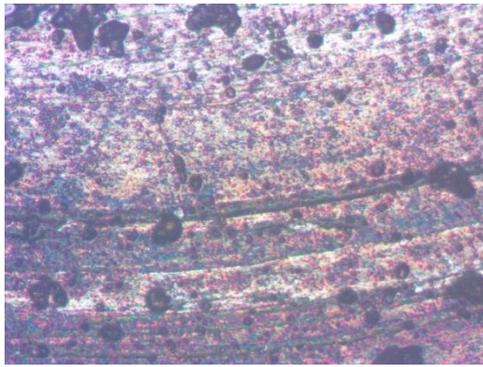


б)

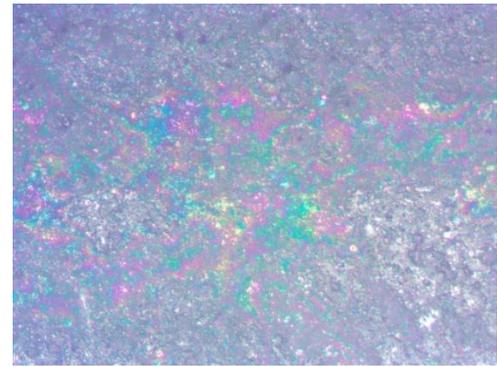


в)

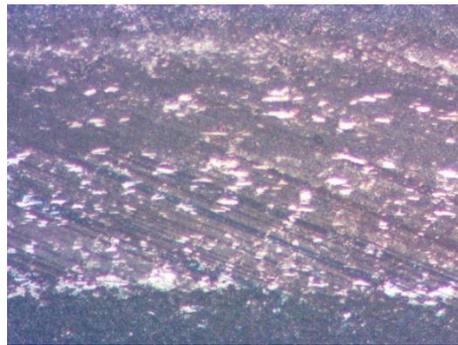
Рисунок 4.25 – Эпюры трибологических испытаний: а) AMГ6; б) AMГ6-10%TiC, без TO; в) AMГ6-10%TiC, нагрев 230°C 3 ч.



а)



б)



в)

Рисунок 4.26 – Вид поверхности трения: а) АМг6;
б) АМг6-10%TiC, без ТО; в) АМг6-10%TiC, нагрев 230°C 3 ч.

Таблица 4.15 – Трибологические характеристики

Образец	Скорость изнашивания, мкм/час	Коэффициент трения	Температура саморазогрева, °С
АМг6	15,5±4,1	0,13-0,15	70
АМг6-10%TiC, без ТО	3,5±0,6	0,07-0,09	59
АМг6-10%TiC, нагрев 230 °С 3 ч.	4,2±1,2	0,08-0,10	66

При проведении трибологических испытаний образец АМг6 показал отсутствие установившегося режима трения (рисунок 4.25, а), что выражается отсутствием стабильности на эюре момента трения, вид которой свидетельствует

о протекании недопустимых процессов в зоне фрикционного контакта. Высокие коэффициент трения и скорость изнашивания делают нецелесообразным использовать данный материал в ДВС без дополнительной обработки. На поверхности после испытания (рисунок 4.26, а) наблюдаются глубокие канавки. Композиционный материал АМг6-10%ТiС без термической обработки (рисунок 4.25, б) и АМг6-10%ТiС после проведения дополнительного нагрева при 230°С в течение 3 часов (рисунок 4.25, в) показывает высокие и в целом близкие по величине трибологические свойства. Поверхности обоих образцов после испытания (рисунок 4.26, б, в) характеризуются отсутствием следов недопустимого вида изнашивания, а именно – глубоких канавок и задиров.

Таким образом, дисперсное армирование сплава АМг6 в комплексе с термической обработкой дает значительное улучшение трибологических свойств: уменьшение коэффициента трения (минимум в два раза) и снижение скорости изнашивания (до 5 раз). Следует отметить, что в случае армирования и последующей термической обработки матричного сплава АМг2 наблюдается более значительное повышение стойкости к изнашиванию (до 9 раз), чем в случае сплава АМг6, а скорость износа в целом имеет близкие значения около 4 мкм/час [119].

4.4. Общие выводы по разделу

На основе данных термодинамических расчетов показана целесообразность выбора начальной температуры расплава 900°С промышленного сплава АМг6, при которой синтезируется в полном объеме целевая фаза карбида титана без образования нежелательных фаз Al_4C_3 и Al_3Ti , приводящих к охрупчиванию, а также снижению адгезионной связи матрицы и наполнителя. Следует отметить, что ТiС в полном объеме, так же, как и в предыдущей системе, по результатам термодинамических расчетов, образуется уже при 700 °С, однако, необходимая для гарантированного обеспечения смачиваемости частиц карбида титана и усвоения расплавом матрицы адиабатическая температура (~1200°С) достигается только при начальной температуре расплава 900 °С, что еще раз подтверждает обоснованность выбора температуры для проведения синтеза. Полученные данные

термодинамического анализа согласуются с полученными в системе АМг2-10%ТiС. Приведенные результаты также экспериментально подтверждают обоснованность выбора параметров проведения процесса самораспространяющегося высокотемпературного синтеза фазы карбида титана в расплаве с начальной температурой 900 °С для формирования частиц высокой дисперсности с размером от 130 нм с обеспечением равноосной мелкозернистой структуры. Также методом количественной обработки результатов РФА и методом обработки микроструктур при помощи программы Micro-S Polar показана возможность синтеза карбида титана методом СВС в расплаве матричного сплава АМг6 в количестве не менее 9-10 масс.%. Армирование керамической фазой способствует повышению твердости композиционного материала АМг6-10%ТiС с 83,0 до 90,9 НВ, что превышает твердость сплава АМг6 в нагартованном состоянии и твердость композиционного материала АМг2-10%ТiС. Проведение последующей термической обработки в виде нагрева до температуры 230°С с выдержкой в печи в течение 3 часов и охлаждение на воздухе способствует дальнейшему повышению твердости до 99,9 НВ, что, согласно данным рентгенофазового исследования, является результатом дополнительного выделения из твердого раствора β-фазы состава Al_3Mg_2 в количестве 6 масс.%. Более значительное повышение твердости композиционного материала АМг6-10%ТiС по сравнению с АМг2-10%ТiС (20 и 12% соответственно) связано с большим содержанием β-фазы (6% вместо 3%). Проведение термической обработки композиционного материала АМг6-10%ТiС позволяет сохранить деформируемость и уровень коррозионной стойкости на уровне матричного сплава в нагартованном состоянии, с некоторым падением прочности при сжатии и свариваемости, но при этом повысить твердость на 20 %, микротвердость на 8 %, снизить коэффициент трения не менее, чем в 2 раза, скорость износа – не менее, чем в 4 раза и получить легкий композиционный материал, перспективный для триботехнических применений.

5. СИНТЕЗ, ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА И СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА АМ4,5Кд-10%ТiС

5.1. Термодинамический анализ возможности синтеза композиционного материала АМ4,5Кд-10%ТiС

Для проведения термодинамического анализа возможных реакций при химическом взаимодействии компонентов шихты $Ti+C+5\%Na_2TiF_6$ в расплаве промышленного сплава АМ4,5Кд в качестве исходных были рассмотрены элементы, представленные в таблице 5.1. Количество рассчитывалось для плавки массой 200 г, включающей 180 г матричного материала АМ4,5Кд, 16 г титана, 4 г углерода и 1 г флюса. В ходе расчетов в программе «Thermo» выбирались фазы: Al (т), Al_3Ti (т), TiC (т), Al_4C_3 (т), Na_2TiF_6 (т), Al (ж), AlF_3 (г), $Al_3Na_5F_{14}$ (г), $AlNaF_4$ (г), AlF (г), Na (г), NaF (г), AlF_2 (г), Mg_2Si (т), MgF_2 (г), Al_2Cu (т).

Таблица 5.1 – Количество компонентов для произведения расчетов в «Thermo»

Элемент	Al	Cu	Mn	Mg	Zn	Cd	Ti	C	Na_2TiF_6
Кол-во, моль	6,267	0,14	0,016	0,004	0,003	0,0048	0,33	0,33	0,0048

Как показали расчеты (рисунок 5.1), в системе АМ4,5Кд-10%ТiС с повышением начальной температуры расплава наблюдается тенденция к росту адиабатической температуры, а также к увеличению количества газообразных соединений (Cd, Mg, Mn, Na, Zn, AlF_2 , AlF_3 , $AlNaF_4$, Na_2F_2 , NaF, AlF, AlF_2 , MgF, MgF_2), оказывающих рафинирующее воздействие.

Поскольку основным легирующим элементов в данной системе является медь в количестве 4,5%, был проведен сравнительный анализ результатов расчетов с данными термодинамического анализа модельного сплава Al-5%Cu-10%ТiС, приведенными в работе [93]. В обеих системах при температурах расплава 1173 К (900°C) значения адиабатических температур сопоставимы и составляют около

1490 К (~1220°C), что позволяет обеспечить образование и стабильность целевой фазы карбида титана, а также ее смачиваемость, что необходимо для усвоения частиц расплавом [100].

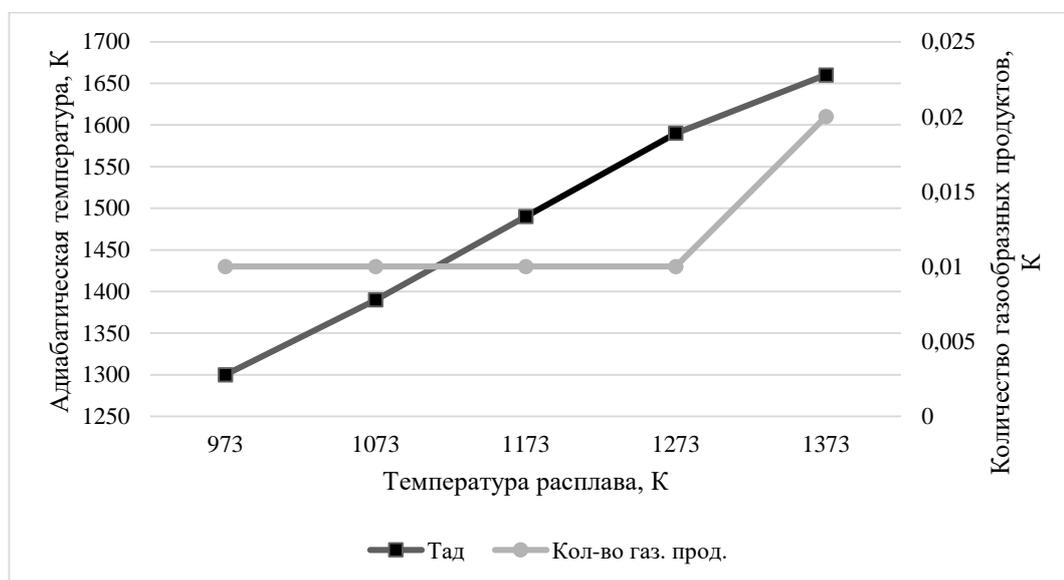


Рисунок 5.1 – Влияние температуры расплава на адиабатическую температуру и количество выделяющихся газообразных соединений при синтезе системы AM4,5Kd-10%TiC

Однако, на модельном сплаве при начальной температуре расплава 973 К (700°C) карбид титана присутствует только в количестве около 0,25 моль, а максимальное количество карбида титана 0,3 моль достигается лишь при начальной температуре 1200 К (927°C) [93]. В системе AM4,5Kd-10%TiC формирование 0,33 моль TiC, т.е. в полном объеме, происходит уже при температуре расплава 973 К (700°C), что позволяет сделать вывод об облегчении синтеза карбида титана в присутствии легирующих элементов в связи с протекающими параллельно превращениями (рисунок 5.2). Подтверждением этого предположения является тот факт, что при температуре расплава 973 К адиабатическая температура в системе Al-5%Cu-10%TiC составляет 1200 К, а в AM4,5Kd-10%TiC – 1300 К.

Помимо целевой фазы TiC (т) при температуре расплава 1173 К (900°C) в системе возможно образование следующих фаз: Cd (г), Mg (г), Mn (г), Na (г), Zn (г),

AlF₃ (г), AlNaF₄ (г), Na₂F₂ (г), NaF (г), AlF (г), AlF₂ (г), MgF (г), MgF₂ (г), Al (ж), AlNa₃F₆ (ж), Cu (ж), AlNa₅F₁₄ (т), Al₃Ti (т), Mn (т). Причем, на матрице из модельного сплава побочная фаза Al₄C₃ образуется в количестве 0,11 моль, а фаза Al₃Ti – в количестве 0,33 моль, но затем их количество снижается с полным удалением при температуре расплава 1098 К (~825°C) [93]. В системе AM4,5Кд-10%TiC Al₄C₃ не формируется, а содержание фазы Al₃Ti не превышает 0,0005 моль, что объясняется более полным связыванием титана и углерода в целевое соединение карбида в присутствии 5, а не 2% флюса Na₂TiF₆.

Следует отметить, что в составе конечных продуктов также отсутствует интерметаллическая θ-фаза состава Al₂Cu в связи с тем, что медь в данном количестве должна находиться в составе твердого раствора, а выделение данной фазы происходит лишь в ходе процесса охлаждения, который в системе «Thermo» не рассматривается [101].

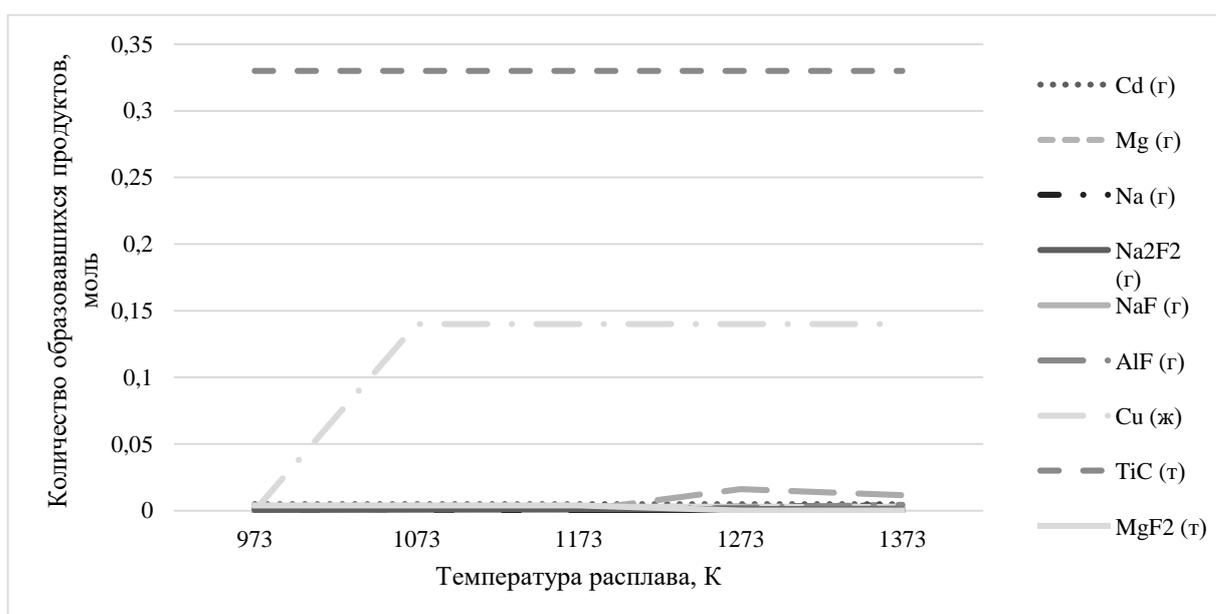


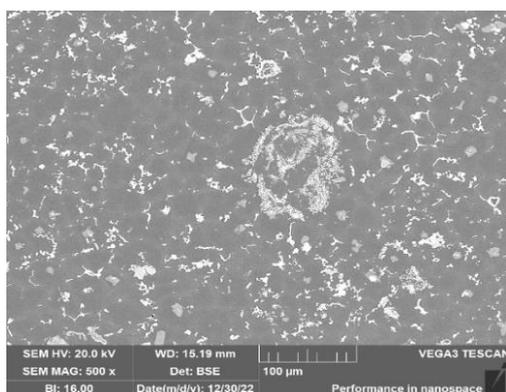
Рисунок 5.2 – Влияние температуры расплава на состав и количество образующихся продуктов при синтезе системы AM4,5Кд-10% TiC

По результатам совокупного анализа результатов, включающему развивающиеся в зоне реакции температуры, количество газообразных продуктов и конечный фазовый состав, а также учет смачиваемости, показано, что полный синтез фазы карбида титана в системе AM4,5Кд-10%TiC возможен без образования

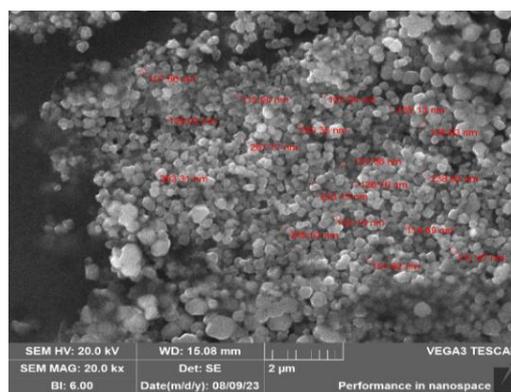
нежелательных охрупчивающих фаз карбида алюминия и алюминида титана, а оптимальной температурой расплава является 900°C , при которой за счет тепловыделения реакций достигается адиабатическая температура 1220°C и гарантированно обеспечивается смачивание карбида титана и усвоение расплавом.

5.2. Получение, термическая обработка и структурно-фазовый анализ композиционного материала AM4,5Кд-10%TiC

В ходе самораспространяющегося высокотемпературного синтеза композиционного материала AM4,5Кд-10%TiC реакция проходит активно и полностью. Излом композиционного материала не содержит пор и включений непрореагировавшей шихты, однородного серого цвета. Микроструктура синтезированного композиционного материала AM4,5Кд-10%TiC приведена на рисунке 5.3. Частицы карбидной фазы имеют относительно равномерное распределение по объему матрицы и характеризуются размером от 100 нм. При помощи программы Micro-S Polar путем преобразования полученных ранее микроструктур было определено предполагаемое количество карбидной фазы, которое составило 10 масс.% (рисунок 5.4, а). Также на полученном изображении при помощи программы ImageJ была определена равномерность распределения армирующей фазы (рисунок 5.4, б). Согласно расчетам, степень равномерности распределения высока и составляет 0,15, что подтверждается данными, полученными с бинаризованного изображения с наложенной квадратной сеткой (рисунок 5.4, б), так как отсутствуют области, не занятые армирующими частицами [97].

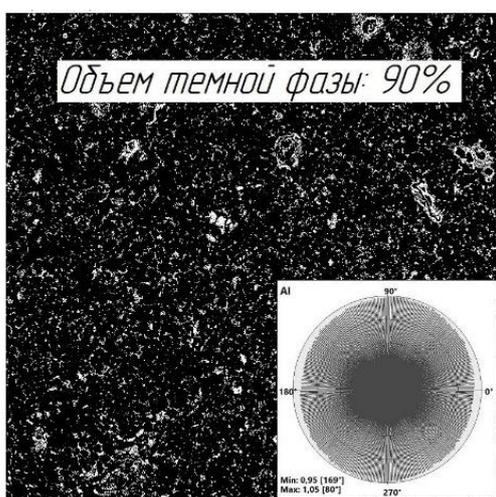


а)

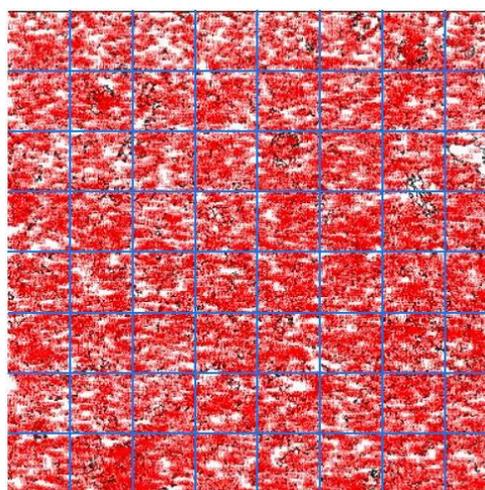


б)

Рисунок 5.3 – Микроструктура композиционного материала АМ4,5Кд-10% TiC: а) увеличение x500; б) увеличение x20000



а)



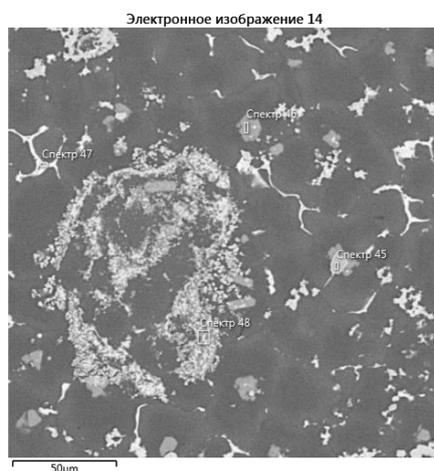
б)

Рисунок 5.4 – Оценка равномерности распределения частиц TiC в композиционном материале АМ4,5Кд-10% TiC:

а) количество TiC; б) бинаризованное изображение

Микрорентгеноспектральный анализ и рентгенофазовое исследование позволяют сделать вывод о наличии целевой фазы TiC (рисунки 5.5, 5.6), а количественная обработка дифрактограммы подтверждает присутствие карбидной фазы в количестве 9 масс.%, что также подтверждается результатом, приведенными на рисунке 5.4. Помимо этого, в микроструктуре литого сплава АМ4,5Кд присутствует, предположительно, упрочняющая фаза θ

(Al₂Cu), выделяющаяся по границам зерен (рисунок 5.5, спектр 47), а также возможно присутствие небольшого количества фазы Al₂₀Cu₂Mn₃; однако их количество слишком мало и на дифрактограмме они не фиксируются. Кадмий и другие легирующие микродобавки, присутствующие в сплаве, находятся в составе твердого раствора [103].



Номер маркера	Содержание элемента, масс.%				
	Al	Ti	C	Cu	Mn
45	18,10	63,59	15,72	2,59	-
46	59,20	39,79	-	-	1,01
47	58,14	-	-	41,86	-
48	44,46	35,04	11,03	9,47	-

Рисунок 5.5 – МРСА композиционного материала AM4,5Кд-10%TiC

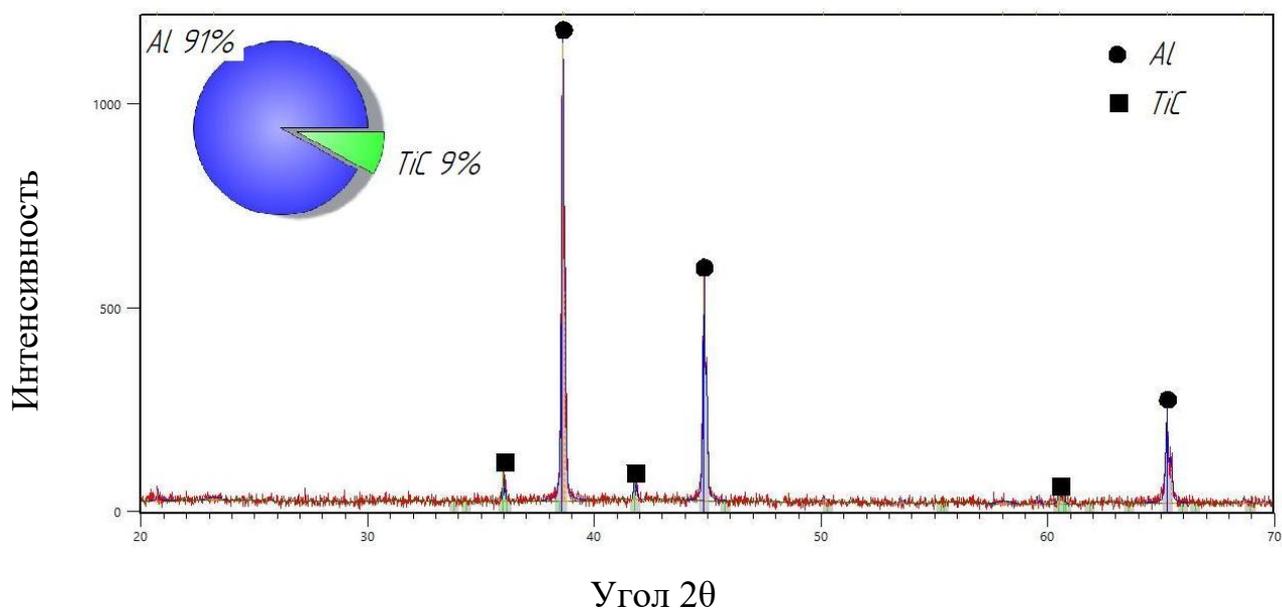


Рисунок 5.6 – РФА композиционного материала АМ4,5Кд-10%ТiС

Средняя величина зерна (таблица 5.2) уменьшилась с 29,9 ($\pm 34,3$) мкм в матричном сплаве до 10,8 ($\pm 3,56$) мкм в композиционном материале (рисунок 5.7).

Таблица 5.2 – Распределение частиц по размерам

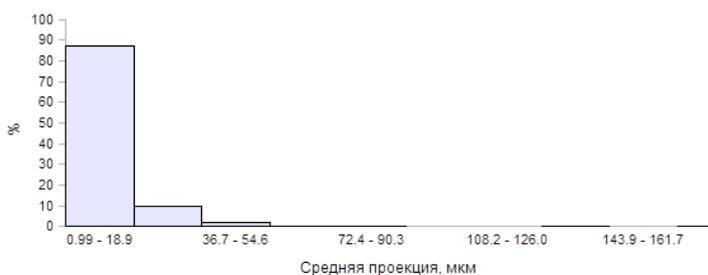
	Минимальный размер зерна, мкм	Максимальный размер зерна, мкм	Средний размер зерна, мкм
АМ4,5Кд	1,28	654,4	29,9
АМ4,5Кд- 10%ТiС	0,99	179,6	10,8



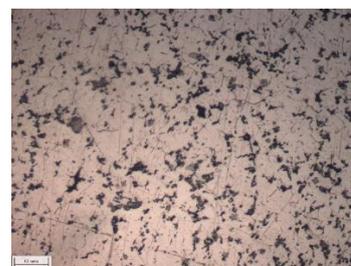
а)



б)



в)



г)

Рисунок 5.7 – Гистограммы распределения по размерам частиц зерна матрицы:
а, б) AM4,5Кд; в, г) AM4,5Кд-10%TiC

Согласно полученным результатам, экспериментально подтверждена оптимальность параметров проведения процесса самораспространяющегося высокотемпературного синтеза фазы карбида титана в расплаве с температурой 900°C для формирования частиц карбида титана высокой дисперсности размером от 100 нм и обеспечения образования равноосной мелкозернистой структуры затвердевших слитков композиционного материала AM4,5Кд-10%TiC в количестве 9 масс.%.

В результате синтеза твердость увеличилась с 61,3 НВ для литого сплава AM4,5Кд до 76,1 НВ для композиционного материала AM4,5Кд-10%TiC, что подтверждает эффект дисперсного упрочнения фазой карбида титана.

Сплав AM4,5Кд относится к группе термически упрочняемых сплавов и для получения максимальной прочности подвергается закалке с 545°C в течение 5–9 часов с охлаждением в горячей воде и последующему искусственному старению при 170°C в течение 3–5 часов с формированием упрочняющей фазы θ (Al_2Cu) [68, 102]. Также в работе [21] показана возможность повышения механических

характеристик композита состава Al-3%Cu-1%Mg-20%SiC после проведения закалки с температуры 480°C с выдержкой 2 часа и последующего старения при 160°C в течение 4 часов.

На основе литературных данных для термической обработки матрицы и композиционного материала AM4,5Кд-10%TiC были выбраны для исследования следующие режимы: закалка с температуры 480°C после выдержки 2 часа в холодную воду с последующим искусственным старением при температуре 160°C в течение 2-8 часов; двухступенчатая закалка с температуры 535°C (1 час) и 545°C (1 час) в холодную воду и последующее искусственное старение при температуре 155°C в течение 2-8 часов; закалка с температуры 545°C после выдержки 1 час в холодную воду с последующим искусственным старением при температуре 170°C в течение 2-8 часов.

Значения твердости после термической обработки по различным режимам приведены на рисунках 5.8-5.10. Их анализ показывает, что наибольшие значения твердости достигаются после проведения закалки с температуры 545°C с выдержкой в течение 1 часа и последующего искусственного старения при 170°C, но при разной длительности старения: для матричной основы AM4,5Кд максимальная твердость составляет 136 НВ после выдержки в течение 6 часов, а для композита AM4,5Кд-10%TiC наибольшее значение 142 НВ достигается после 4 часов выдержки. Таким образом, подтверждается, что скорость старения композитов, армированных высокодисперсными керамическими фазами выше [21, 82], что объясняется ускорением процесса распада твердого раствора и повышенной плотностью дислокаций в матрице после закалки.

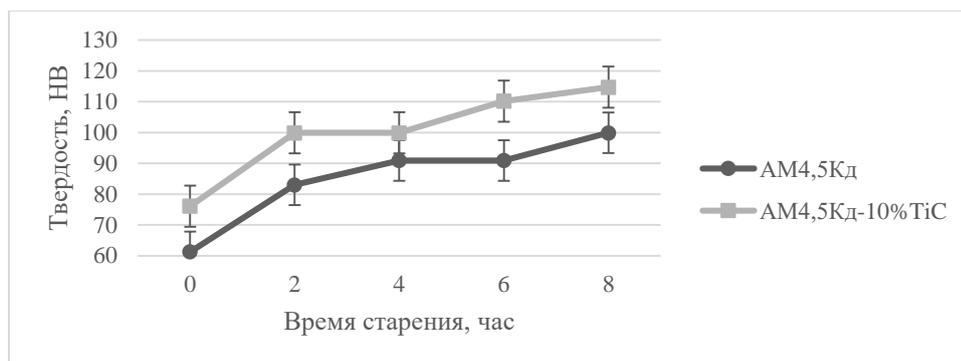


Рисунок 5.8 – Зависимость твердости образцов AM4,5Kd и AM4,5Kd-10%TiC от времени старения (закалка 480°C 2 ч. + старение 160°C)

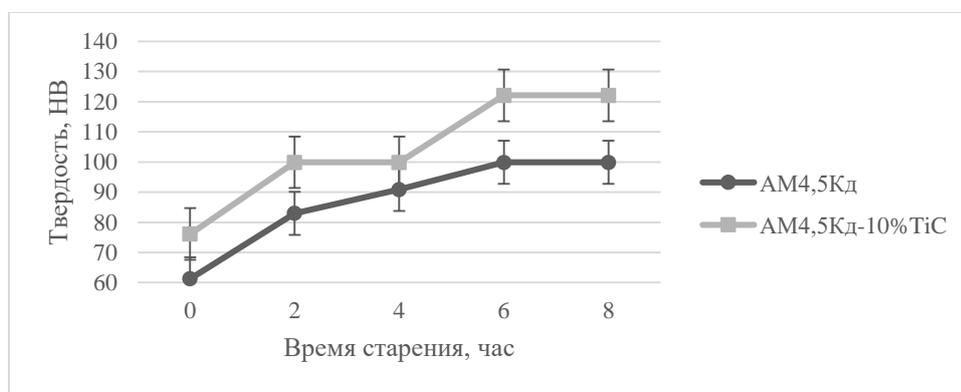


Рисунок 5.9 – Зависимость твердости образцов AM4,5Kd и AM4,5Kd-10%TiC от времени старения (закалка 535°C 1 ч. + 545°C 1 ч. + старение 155°C)

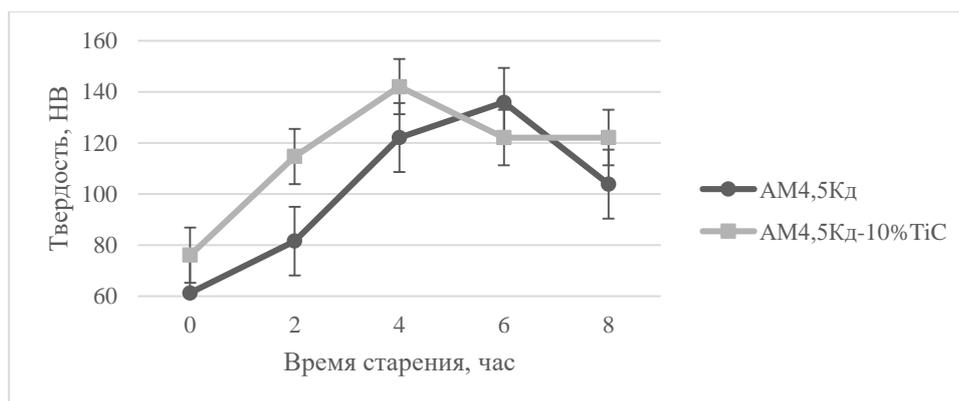
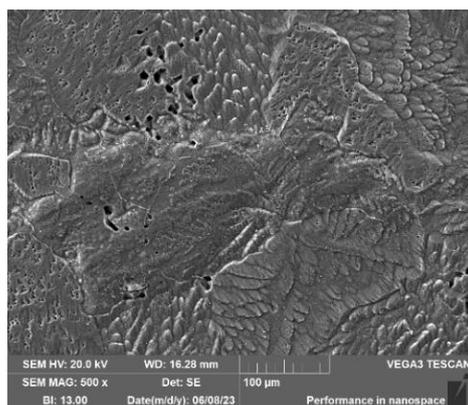


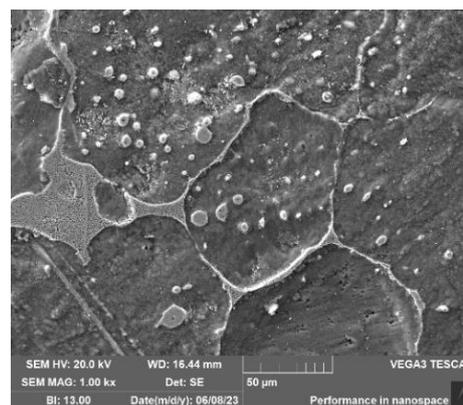
Рисунок 5.10 – Зависимость твердости образцов AM4,5Kd и AM4,5Kd-10%TiC от времени старения (закалка 545°C 1 ч. + старение 170°C)

Результаты микроструктурного исследования и МРСА образцов с максимальной твердостью приведены на рисунках 5.11-5.14.

По результатам МРСА матричного сплава АМ4,5Кд после термообработки (рисунок 5.12) можно предположить, что контрастная фаза, выделившаяся по границам зерен (спектр 3, 4), является интерметаллической θ -фазой состава Al_2Cu . Результаты МРСА композиционного материала АМ4,5Кд-10%ТiС после термической обработки (рисунок 5.14), также позволяют сделать вывод, что целевая фаза ТiС располагается на границе с интерметаллической фазой Al_2Cu .

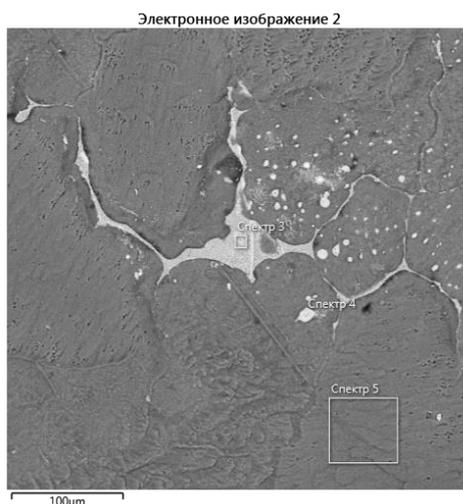


а)



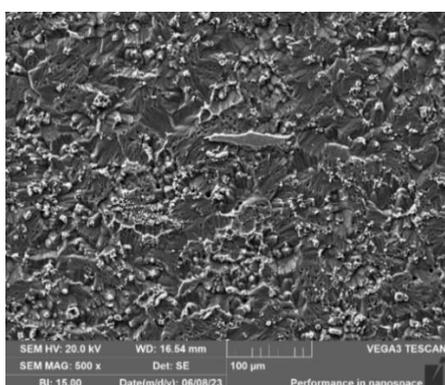
б)

Рисунок 5.11 – Микроструктура литого сплава АМ4,5Кд после закалки в холодную воду с $T = 545^{\circ}C$ в течение 1 ч. и последующего старения при $T = 170^{\circ}C$ в течение 6 ч.: а) увеличение $\times 500$; б) увеличение $\times 10000$

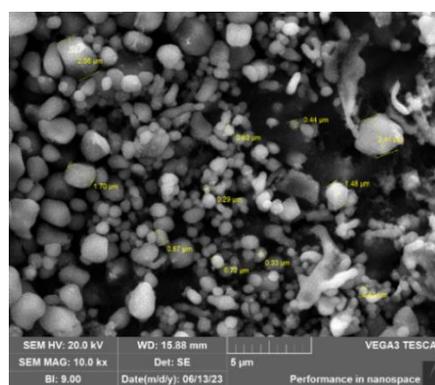


Номер маркера	Содержание элемента, масс.%		
	Al	Cu	Cd
3	54,16	38,47	6,38
4	56,16	40,80	3,03
5	94,35	5,65	-

Рисунок 5.12 – МРСА литого сплава АМ4,5Кд после закалки в холодную воду с $T = 545^{\circ}\text{C}$ в течение 1 ч. и последующего старения при $T = 170^{\circ}\text{C}$ в течение 6 ч.



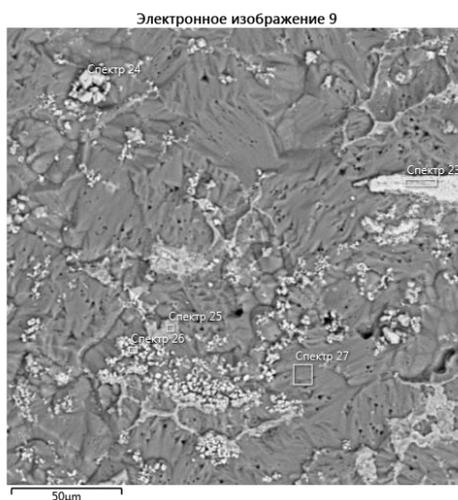
а)



б)

Рисунок 5.13 – Микроструктура композиционного материала АМ4,5Кд-10%ТiС после закалки в холодную воду с $T = 545^{\circ}\text{C}$ в течение 1 ч. и последующего старения при $T = 170^{\circ}\text{C}$ в течение 4 ч.:

а) увеличение $\times 500$; б) увеличение $\times 10000$



Номер маркера	Содержание элемента, масс.%				
	Al	Ti	C	Cu	Mn
23	5,52	73,79	15,79	4,89	-
24	0,66	80,94	17,27	1,13	-
25	38,07	36,79	20,63	4,51	-
26	5,16	78,58	14,43	1,82	-
28	91,86	0,29	2,58	4,61	0,67

Рисунок 5.14 – МРСА композиционного материала АМ4,5Кд-10%ТiС после закалки в холодную воду с $T = 545^{\circ}\text{C}$ в течение 1 ч. и последующего старения при $T = 170^{\circ}\text{C}$ в течение 4 ч.

На рисунках 5.15 и 5.16 представлены результаты РФА образцов с максимальной твердостью, по результатам которого выявлено, что на обоих образцах после термической обработки наблюдается выделение θ -фазы состава Al_2Cu в количестве порядка 3% на матричной основе (рисунок 5.15) и порядка 2% на композиционном материале (рисунок 5.16), что также подтверждает результаты МРСА.

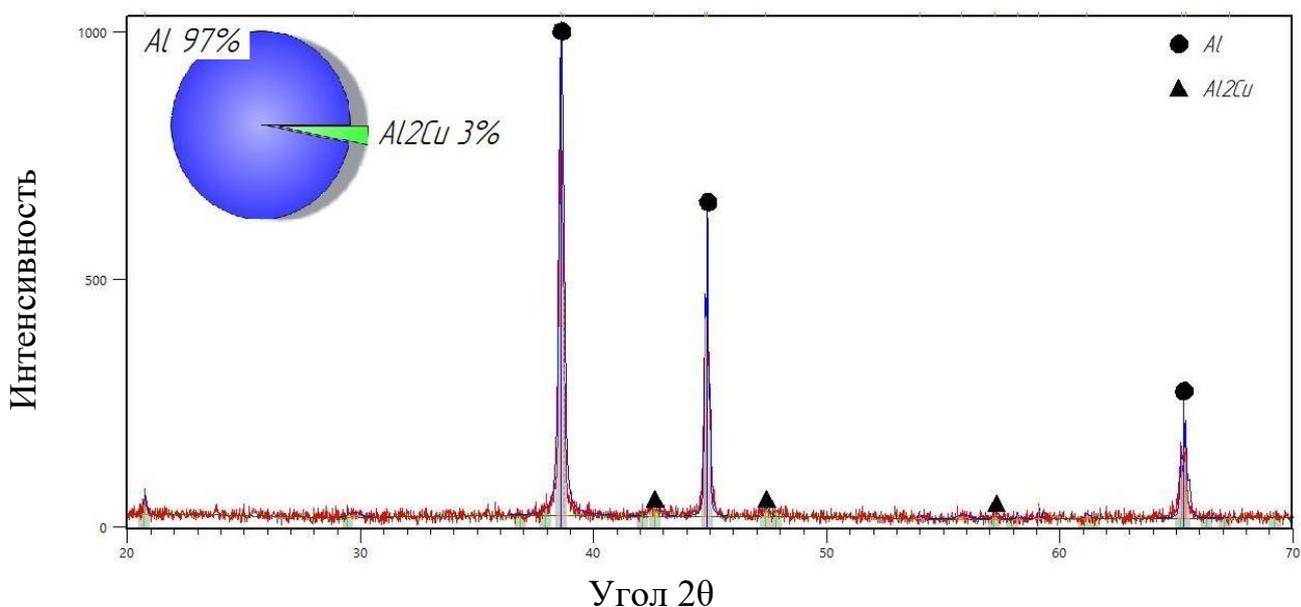


Рисунок 5.15 – РФА литого сплава АМ4,5Кд после закалки в холодную воду с $T = 545^{\circ}\text{C}$ в течение 1 ч. и последующего старения при $T = 170^{\circ}\text{C}$ в течение 6 ч.

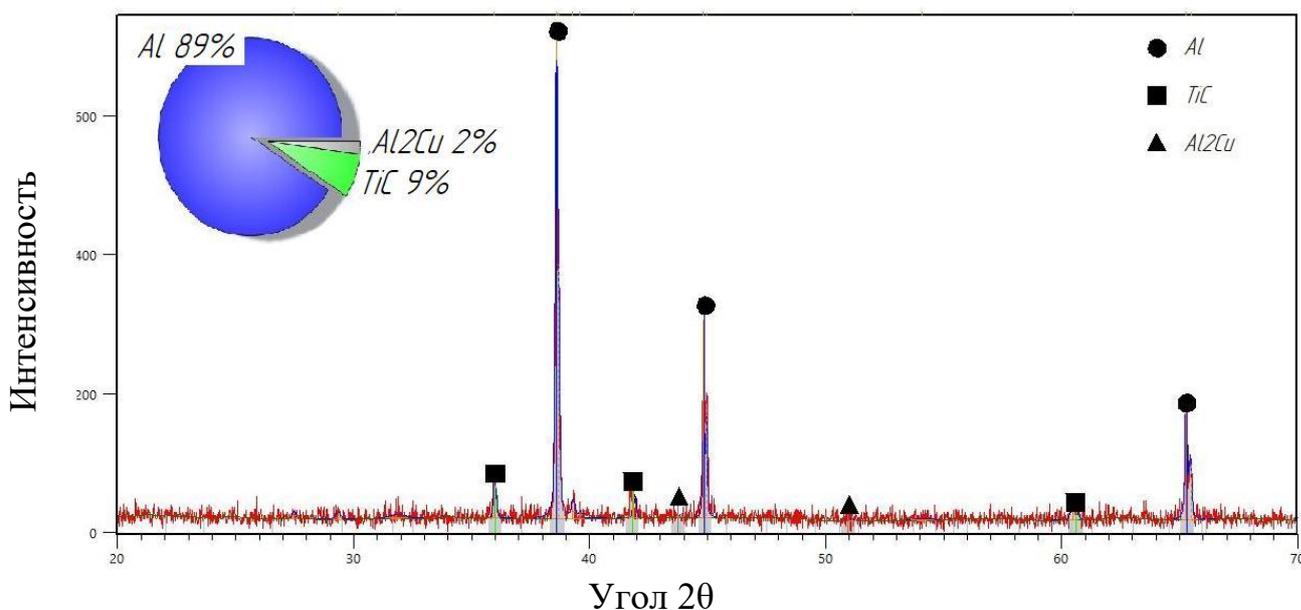


Рисунок 5.16 – РФА композиционного материала АМ4,5Кд-10%TiC после закалки в холодную воду с $T = 545^{\circ}\text{C}$ в течение 1 ч. и последующего старения при $T = 170^{\circ}\text{C}$ в течение 4 ч.

В работе [120] указывается, что из-за значительной разницы в атомных радиусах Al и Cd ($0,143$ и $0,152\text{\AA}$ соответственно) при добавлении кадмия в алюминий происходит значительное искажение кристаллической решетки, что приводит к упрочнению материала, причем наибольшая величина механических

характеристик наблюдается уже при содержании кадмия 0,06% (в сплаве АМ4,5Кд его содержание составляет 0,07-0,25%) и после полной термической обработки (заковки и искусственное старение). Кроме того, кадмий изменяет характер распада твердого раствора при старении, способствуя более интенсивному развитию распада с образованием дисперсных и плотно расположенных зон Гинье-Престона и метастабильной θ -фазы Al_2Cu пластинчатой формы. В ходе синтеза композиционного материала АМ4,5Кд-10%TiC эти данные подтверждены и существенное повышение твердости наблюдается именно после термической обработки, причем в случае композиционного материала оно более существенно, чем на матрице, что обусловлено не только твердорастворным упрочнением и наличием фазы Al_2Cu , но и присутствием частиц карбида титана.

Таким образом, исходя из полученных данных по микроструктуре образцов, количеству и размеру синтезированной карбидной фазы, значению твердости оптимальным для композиционного материала АМ4,5Кд-10%TiC выбран режим термической обработки в виде нагрева под заковку при температуре 545°C с выдержкой 1 час и охлаждением в холодную воду с последующим нагревом при температуре 170°C и выдержкой в течение 4 часов.

5.3. Исследование свойств композиционного материала АМ4,5Кд-10%TiC

Для определения области возможного применения в рамках данной работы было произведено исследование физических, химических, механических, технологических и эксплуатационных характеристик образцов исходного литого сплава АМ4,5Кд и композиционного материала АМ4,5Кд-10%TiC после проведения режимов термической обработки, обеспечивающих максимальную твердость.

Физические свойства. Значения плотности, пористости и электропроводности приведены в таблице 5.3.

Таблица 5.3 – Физические свойства сплава АМ4,5Кд и композиционного материала АМ4,5Кд-10%ТiС

Состав образца	Плотность теоретическая, ρ_t , г/см ³	Плотность экспериментальная, $\rho_{\text{э}}$, г/см ³	Пористость, П, %	Электропроводность, МСм/м
АМ4,5Кд, без ТО	2,800	-	-	15,0
АМ4,5Кд, закалка 545°С 1 ч. + старение 170°С 6 ч.	2,800	-	-	15,0
АМ4,5Кд-10%ТiС, без ТО	2,926	2,932	1	13,5
АМ4,5Кд-10%ТiС, закалка 545°С 1 ч. + старение 170°С 4 ч.	2,926	2,930	0	13,6

Опытным путем установлено, что в литых образцах после СВС пористость не превышает 1%, а после проведения термической обработки снижается до 0%, что подтверждает улучшение качества адгезионной связи на границах раздела фаз. Полученные значения электропроводности несколько ниже, чем у исходных сплавов, что является следствием присутствия карбидной фазы. Электропроводность композиционного материала АМ4,5Кд-10%ТiС после проведения термической обработки составляет 23% IACS и 37% IAAS.

Поскольку сплав АМ4,5Кд относится к числу поршневых, эксплуатирующихся при температурах до 250°С, важное значение для материала на его основе имеет ТКЛР, параметры которого были изучены в рамках данной работы (рисунок 5.17).

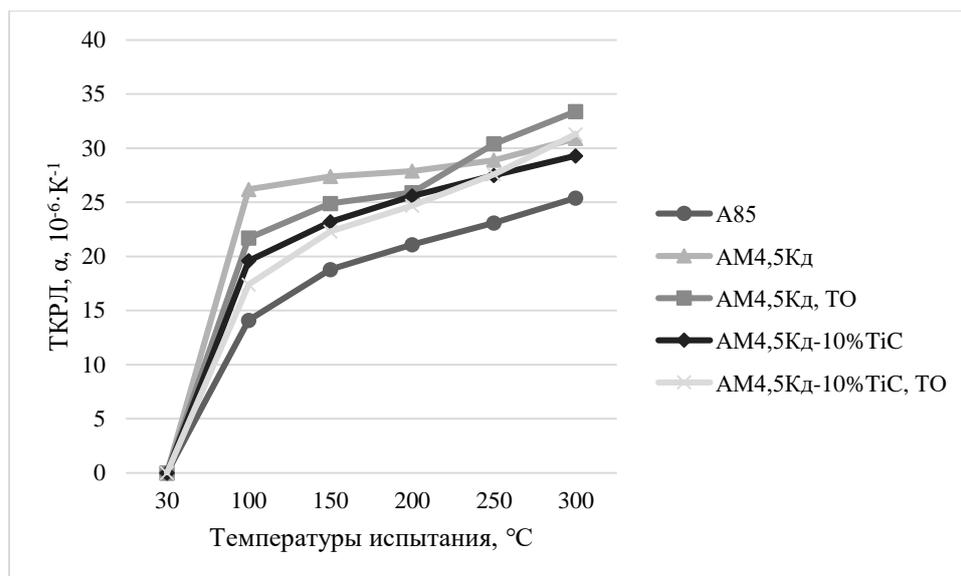
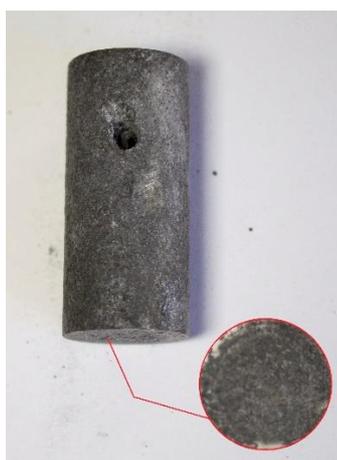


Рисунок 5.17 – Зависимость ТКЛР от температуры

Как отмечается в работе [121], керамические частицы, имея собственный низкий ТКЛР, должны снижать ТКЛР композиционного материала, однако вклад частиц в ТКЛР композита, в первую очередь, будет зависеть от межфазного взаимодействия частица/матрица. Испытания проводились до максимальной температуры 305°C, при которой ТКЛР материалов без ТО составил: для AM4,5Kd – $30,8 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, для композита AM4,5Kd-10% TiC – $29,3 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, а после ТО для AM4,5Kd – $33,4 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, для композита AM4,5Kd-10% TiC – $30,8 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$. Полученные значения очень близки и основной вывод состоит в том, что введение армирующей фазы карбида титана позволяет сохранять значение ТКЛР на уровне матричного сплава.

Химические свойства. Легирование кадмием способствует повышению коррозионной стойкости [120] и сплав AM4,5Kd используется в агрессивных средах, поэтому далее было проведено исследование стойкости композиционного материала к коррозии в сероводородной среде. Вид образцов после испытаний представлен на рисунке 5.18. По результатам анализа можно сказать, что на матричной основе до проведения термической обработки (рисунок 5.18, а) активных следов коррозии не наблюдается, но после термической обработки отмечается появление глубоких коррозионных пятен по всей площади поверхности

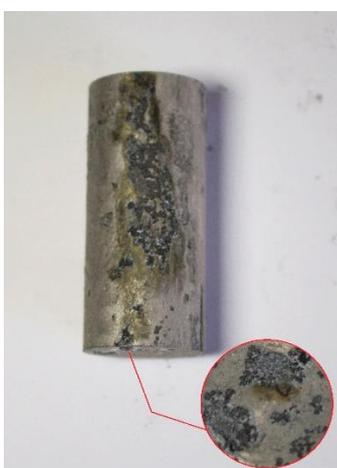
торцевой зоны образца (рисунок 5.18, б). На композиционном материале (рисунок 5.18, в, г) как до, так и после термической обработки следы коррозии присутствуют не только в торцевой зоне, но и на боковой поверхности образцов. Характер распределения коррозионных пятен представлен на рисунке 5.19. Анализ полученных изображений позволяет сделать заключение, что наименьшее поражение коррозией наблюдается на матричном сплаве до термической обработки (рисунок 5.19, а), а наиболее глубокие поражения коррозией наблюдаются на композиционном материале как до, так и после проведения термической обработки (рисунок 5.19, в, г). Таким образом, проведение термической обработки приводит к падению коррозионной стойкости и сплава АМ4,5Кд и АМКМ на его основе, но для всех образцов глубинный показатель скорости коррозии все же не превышает 0,003 мм/год (таблица 5.4), что позволяет отнести их к группе весьма стойких материалов [108].



а)



б)

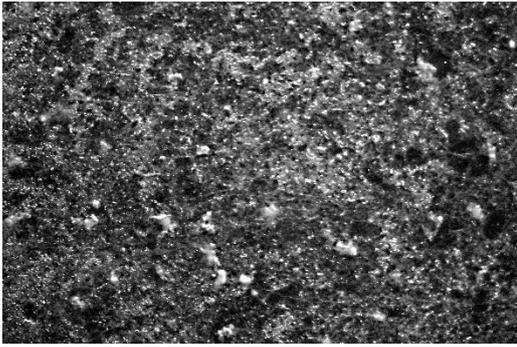


в)

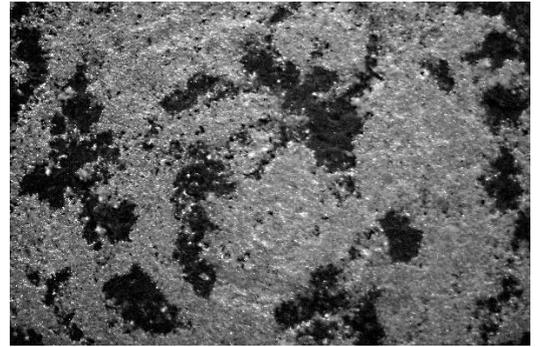


г)

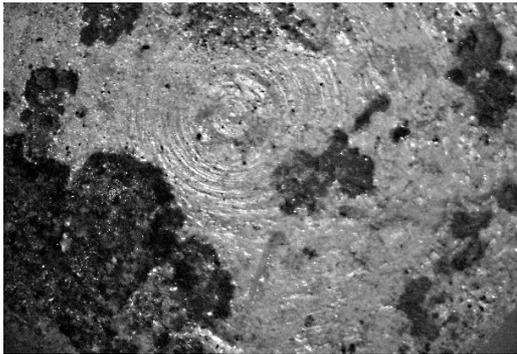
Рисунок 5.18 – Вид образцов после испытаний на коррозионную стойкость:
а) AM4,5Кд; б) AM4,5Кд закалка 545°С 1 ч. + старение 170°С 6 ч.; в) AM4,5Кд-
10% TiC; г) AM4,5Кд-10% TiC закалка 545°С 1 ч. + старение 170°С 4 ч.



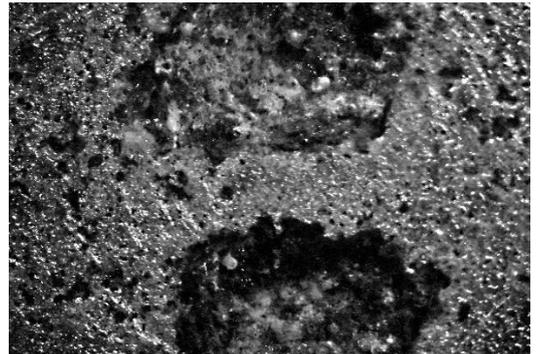
а)



б)



в)



г)

Рисунок 5.19 – Характер распределения коррозионных пятен: а) AM4,5д;
б) AM4,5Кд закалка 545°C 1 ч. + старение 170°C 6 ч.; в) AM4,5Кд-10%TiC;
г) AM4,5Кд-10%TiC закалка 545°C 1 ч. + старение 170°C 4 ч.

Таблица 5.4 – Коррозионная стойкость сплава АМ4,5Кд и композиционного материала АМ4,5Кд-10%ТiС

Состав образца	Показатель				
	Потеря массы образца, г	Потеря массы на единицу площади, Δm , кг/м ²	Изменение толщины образца, ΔL , м	Скорость коррозии, V, г/(м ² ·ч)	Глубинный показатель коррозии, π , мм/год
АМ4,5Кд, без ТО	0,1952	0,0622	0,0222	0,259	0,0008
АМ4,5Кд, закалка 545°С 1 ч. + старение 170°С 6 ч.	0,3011	0,0959	0,0343	0,399	0,0012
АМ4,5Кд-10%ТiС, без ТО	0,2411	0,0768	0,0262	0,319	0,0009
АМ4,5Кд-10%ТiС, закалка 545°С 1 ч. + старение 170°С 4 ч.	0,5083	0,1622	0,0554	0,675	0,0019

Механические свойства. Для оценки механических свойств были исследованы предел прочности и относительная деформация при одноосном сжатии, предел прочности и относительное удлинение при одноосном растяжении, твердость и микротвердость (таблица 5.5).

Таблица 5.5 – Механические свойства сплава АМ4,5Кд и композиционного материала АМ4,5Кд-10%ТiС

Материал	Твердость, НВ	Микротвердость, НV, МПа	Испытания на сжатие		Испытания на растяжение	
			σ_s , МПа	ϵ , %	σ_B , МПа	δ , %
АМ4,5Кд, без ТО	61,3	600	324	65	325	7,5
АМ4,5Кд, закалка 545°С 1 ч. + старение 170°С 6 ч.	136	1320	532	40	164	6,5
АМ4,5Кд- 10%ТiС, без ТО	76,1	1010	355	62	285	6,0
АМ4,5Кд- 10%ТiС, закалка 545°С 1 ч. + старение 170°С 4 ч.	142	1390	568	32	208	6,0

Прочность при растяжении и пластичность образцов АМ4,5Кд-10%ТiС при испытаниях на растяжение оказались значительно ниже, чем у матричного сплава, что, очевидно, обусловлено наличием хрупкой керамической фазы, а также интерметаллических фаз, в том числе и θ -фазы Al_2Cu , выделяющейся в результате термообработки.

Однако, испытания на сжатие показали более высокие результаты. На рисунке 5.20 приведены значения истинных прочностных и пластических

характеристик, полученных при испытаниях на сжатие матричного сплава АМ4,5Кд и образцов композиционного материала до и после термической обработки по оптимальному режиму. Максимальное значение напряжения течения без термической обработки у матричного сплава АМ4,5Кд составляет 324 МПа, а у композиционного материала АМ4,5Кд-10%ТiС – 355 МПа. После проведения термической обработки максимальные значения удается повысить до 531 МПа у матричного сплава и до 563 МПа у композита. Таким образом, армирование и термическая обработка по выбранному режиму способствуют повышению прочности композиционного материала АМ4,5Кд-10%ТiС. Следует добавить, что максимальные значения напряжения сжатия рассчитаны при нагрузке, соответствующей появлению первых трещин.

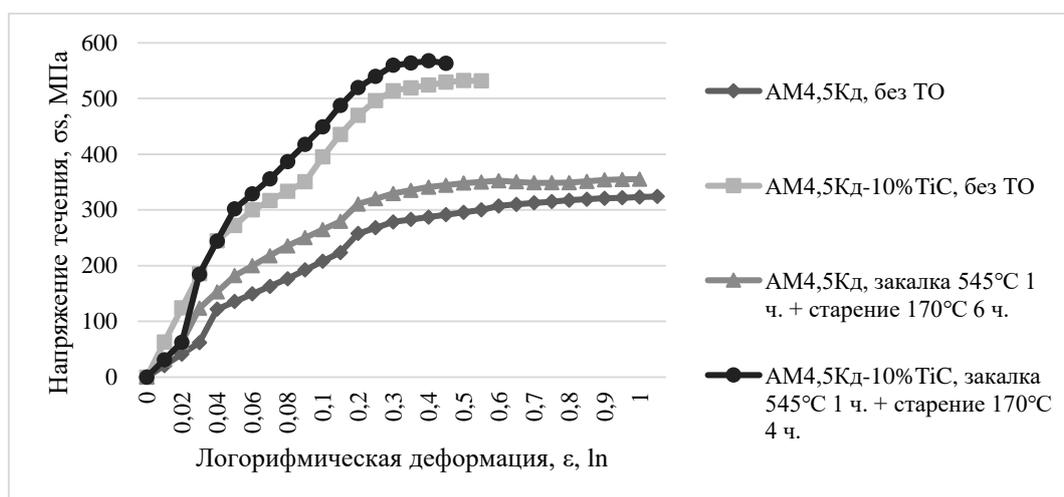


Рисунок 5.20 – Экспериментальная диаграмма одноосного сжатия

Технологические свойства. Сплав АМ4,5Кд относится к литейным алюминиевым сплавам, поэтому в качестве технологических свойств первоначально была произведена оценка литейных характеристик: линейной усадки и жидкотекучести матричной основы и композита АМ4,5Кд-10%ТiС. Значение жидкотекучести в пробах определялось по высоте залитого столба, с максимально возможным значением 400 мм, что характерно для чистого алюминия. Полученные значения приведены в таблице 5.6.

Таблица 5.6 – Литейные характеристики синтезированных образцов

Образец	Длина прутка, $L_{отл}$, мм	Линейная усадка, $\epsilon_{лин}$, %	Жидкотекучесть
AM4,5Кд	150,01	1,31	400
AM4,5Кд-10% TiC	150,50	0,99	390

Исходный сплав AM4,5Кд не отличается высокими литейными характеристиками, однако, результаты исследования показывают, что композит AM4,5Кд-10% TiC имеет высокую стойкость к трещинообразованию в процессе кристаллизации, а показатели его линейной усадки и жидкотекучести лучше, чем у матричного сплава. Очевидно, что частицы карбида титана мешают распространению трещин, а также делают сплав более вязким и тугоплавким, что способствует более низкой скорости кристаллизации, а также оказывает влияние на линейную усадку.

Также для исследования технологических свойств была произведена оценка возможности получения неразъемных соединений с использованием метода АРДС [122]. Результаты микроструктурного и микрорентгеноспектрального анализов сварных образцов приведены на рисунках 5.21-5.23.

Наименьший размер зерен сплава AM4,5Кд наблюдается в зоне сварного шва (рисунок 5.21, а). Внутренние дефекты (поры, трещины) отсутствуют во всех зонах.

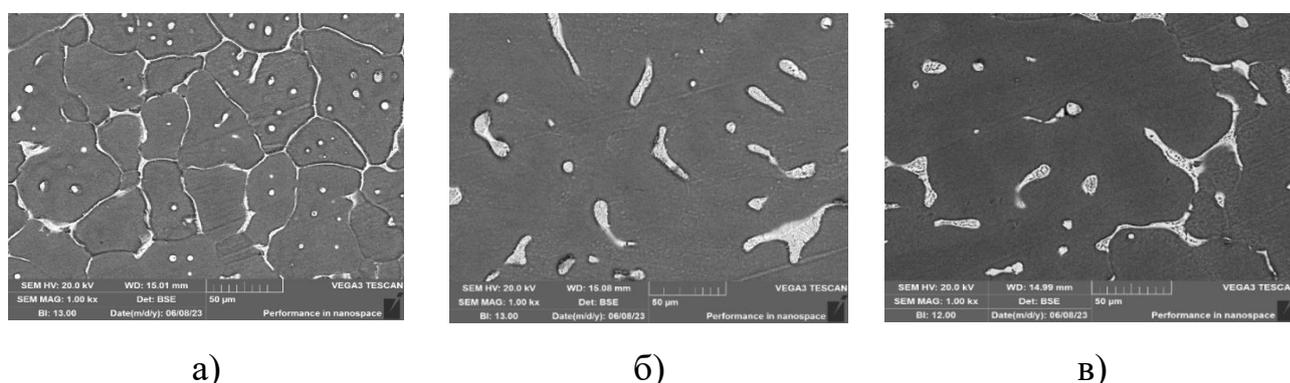


Рисунок 5.21 – Микроструктурный анализ сварного соединения AM4,5Кд:

а) зона шва; б) зона термического влияния; в) зона основного металла

Микроструктурный анализ сварного образца АМ4,5Кд-10%ТiС также показал, что образец характеризуется отсутствием скрытых дефектов (пор, трещин) (рисунок 5.22), а армирующая фаза карбида титана присутствует во всех трех зонах. Следует отметить, что наибольшее количество армирующего наполнителя располагается в зоне основного металла и уменьшается по мере приближения к сварному шву (таблица 5.7), так же, как и в композиционных материалах предыдущего состава, что подтверждено обработкой изображений с использованием программы «Micro-S Polar», позволяющей определить занимающий карбидной фазой объем.

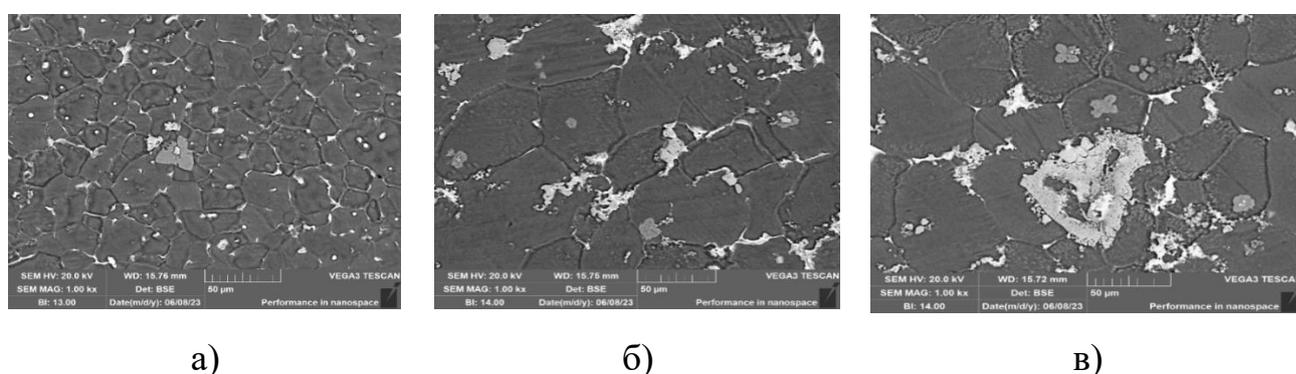
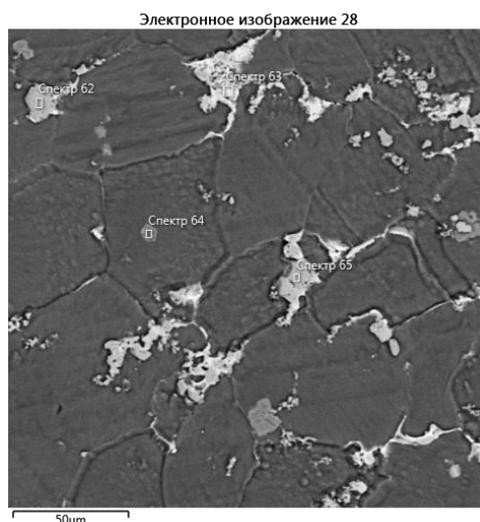


Рисунок 5.22 – Микроструктурный анализ сварного соединения АМ4,5Кд-10%ТiС: а) зона шва; б) зона термического влияния; в) зона основного металла

Таблица 5.7 - Распределение армирующей фазы ТiС в различных зона сварного соединения АМ4,5Кд-10%ТiС

АМ4,5Кд-ТiС	Зона сварного шва	Зона термического влияния	Зона основного металла
	3%	5%	9%

По результатам микрорентгеноспектрального анализа (рисунок 5.23) в зоне сварного шва обнаружены элементы Al, Ti, C, Cu и Mn. Таким образом подтверждается присутствие армирующей фазы ТiС в зоне сварного шва.



Номер маркера	Содержание элемента, масс.%				
	Al	Ti	C	Cu	Mn
62	0,45	81,76	17,78	-	-
63	19,56	23,54	9,99	46,91	-
64	67,98	30,85	-	-	1,17
65	-	84,03	15,97	-	-

Рисунок 5.23 – МРСА сварного соединения АМ4,5Кд-10%ТiС в зоне шва

Результаты определения пористости (таблица 5.8) показывают, что проведение сварки методом АДС не приводит к повышению пористости в образцах.

Таблица 5.8 - Определение пористости сварных соединений

Образец	Пористость, %	
	Литой образец	Сварной образец
АМ4,5Кд	-	1
АМ4,5Кд-10%ТiС	1	1

Результаты визуально-измерительного контроля (ВИК) приведены на рисунке 5.24 и в таблице 5.9. Пористость на поверхности присутствует только на сварном образце, полученном на основе композиционного материала (рисунок

5.24, б), также следует отметить, что их размер несколько больше, чем в случае сварных соединений на основе композиционных материалов АМг2-10%ТiС и АМг6-10%ТiС, занимаемая порами площадь не превышает 10% от площади сварного шва.

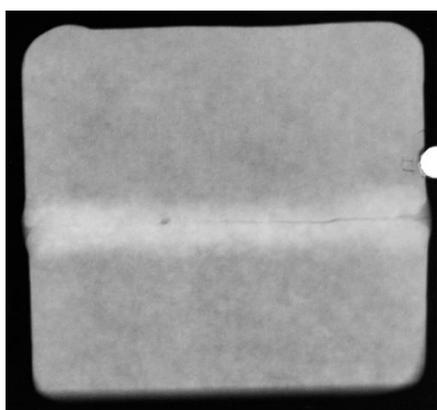


Рисунок 5.24 – Вид сварных швов образцов: а) АМ4,5Кд; б) АМ4,5Кд-10%ТiС

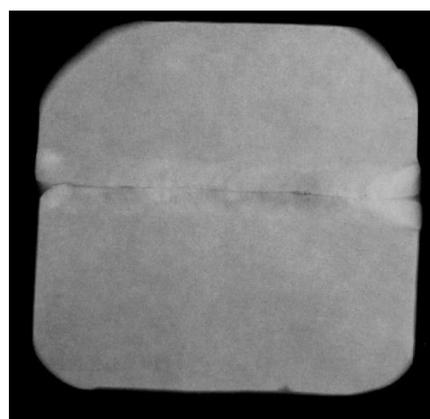
Таблица 5.9 – Оценка качества сварных швов методом ВИК

Образец	Геометрические параметры шва, мм						
	Ширина шва	Выпуклость лицевой стороны	Выпуклость обратной стороны	Вогнутость корня шва	Глубина подреза	Глубина впадин	Размер пор
АМ4,5Кд	12,02	2,24	0,26	0,1	-	-	-
АМ4,5Кд- 10%ТiС	10,6	1,13	0,15	0,1	-	0,1	0,1- 1,8

Результаты радиографического контроля (РК), представленные на рисунке 5.25 и в таблице 5.10, также показывают, что в сварном образце АМ4,5Кд (рисунок 5.25, а) присутствуют поры, но их суммарная площадь не превышает 5-10% от площади сечения шва, что является допустимым значением. Поры на сварном образце АМ4,5Кд (рисунок 5.25, а) располагаются преимущественно в корне шва, а их средний размер составляет не более 1,2 мм. Так как суммарная площадь пор составляет не более 5% от площади сечения шва, то данный дефект не является критичным.



а)



б)

Рисунок 5.25 – Радиографический контроль сварных образцов:

а) АМ4,5Кд; б) АМ4,5Кд-10%TiC

Таблица 5.10 – Оценка качества сварного соединения методом РК

Образец	Вид дефекта	Количество и размерные параметры дефектов
АМ4,5Кд	Непровар в корне сварного шва	40 мм толщиной 0,3 мм; 1 шт. 1,2 мм
АМ4,5Кд-10%TiC	Поры	60 мм толщиной 0,2 мм; -

Протяженность непроваров на матричном сплаве (рисунок 5.25, а) составляет 2/3 образца (~40мм), а в образце АМ4,5Кд-10%TiC (рисунок 5.25, б) непровар наблюдается по всей длине шва. Для исследования влияния наличия непровара в сварном соединении на механические свойства был проведен ряд разрушающих испытаний. Результаты оценки твердости сварных образцов в различных зонах представлены в таблице 5.11.

Результаты оценки твердости сварных образцов в различных зонах представлены в таблице 5.11.

Таблица 5.11 – Твердость сварных образцов в различных зонах

Образец	Твердость образцов в различных зонах, НВ			
	Исходный образец	Зона сварного шва	Зона термического влияния	Зона основного металла
AM4,5Кд	61,3	69,9	69,9	64,3
AM4,5Кд-10% TiC	76,1	69,9	69,9	83,0

В сварных образцах AM4,5Кд и AM4,5Кд-10% TiC наблюдается падение твердости в зоне сварного шва и зоне термического влияния, однако отмечается прирост твердости в зоне основного металла, что может быть связано с выделениями θ -фазы в результате воздействия высоких температур в процессе сварки.

Результаты испытаний сварных соединений на одноосное статическое сжатие представлены на рисунках 5.26-5.27 и в таблице 5.12.

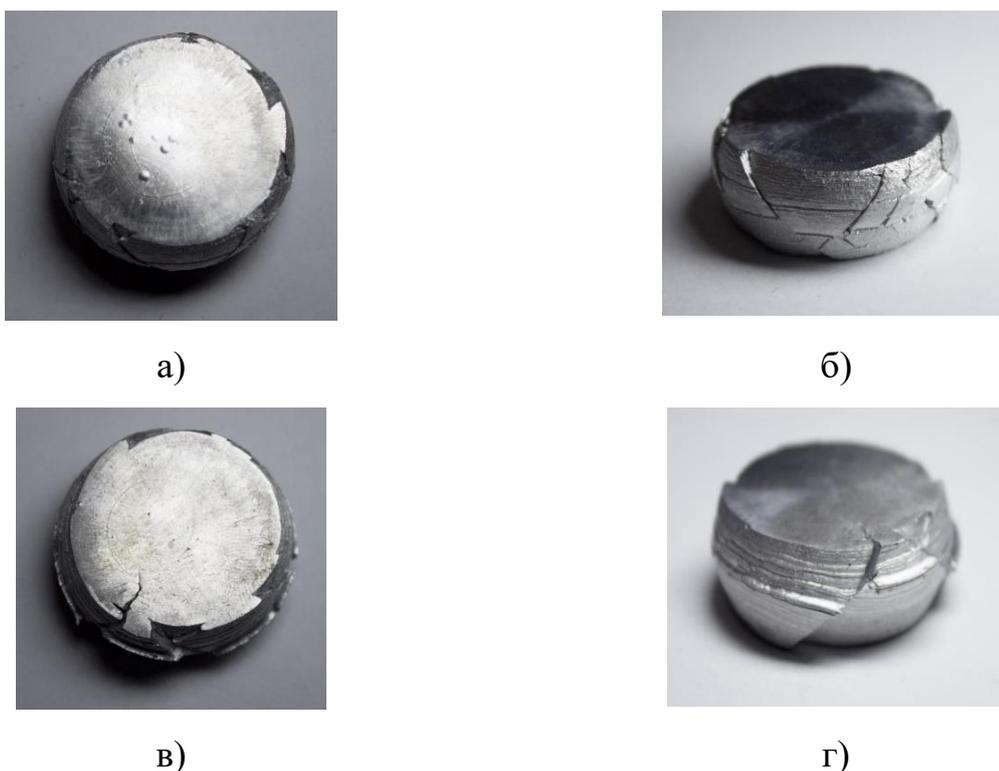


Рисунок 5.26 – Вид сварных образцов после испытаний на одноосное статическое сжатие: а,б) АМ4,5Кд; в,г) АМ4,5Кд-10%TiC

По результатам макроанализа образцов после испытаний на одноосное статическое сжатие очевидно, что на образцах и АМ4,5Кд (рисунок 5.26, а, б) и АМ4,5Кд-10%TiC (рисунок 5.26, в, г) трещины присутствуют на боковой поверхности, но на образце, полученным на основе композиционного материала они более глубокие.

Таблица 5.12 - Результаты испытаний сварных соединений на статическое одноосное сжатие

Образец	В исходном состоянии		После сварки	
	σ_s , МПа	ϵ_0 , %	σ_s , МПа	ϵ_0 , %
АМ4,5Кд	324	65	319	65
АМ4,5Кд-10%TiC	355	62	363	43

Данные таблицы 5.12 свидетельствуют о том, что значения напряжения течения на образцах АМ4,5Кд и АМ4,5Кд-10% TiC до и после сварки сопоставимы, но данный показатель композиционного материала АМ4,5Кд-10% TiC выше, чем у матричной основы (рисунок 5.27).

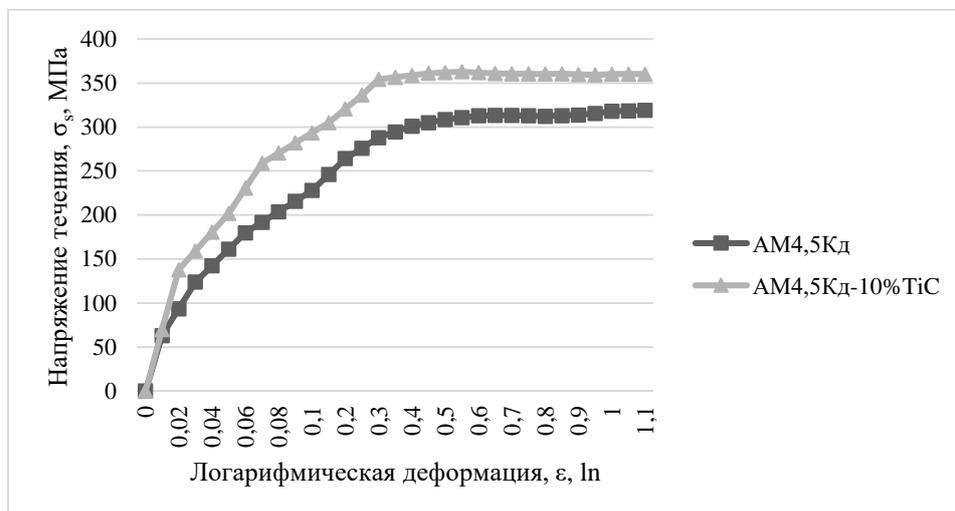


Рисунок 5.27 – Экспериментальная диаграмма одноосного сжатия сварных соединений АМ4,5Кд и АМ4,5Кд-10% TiC

Результаты испытаний на одноосное статическое растяжение и статический изгиб представлены на рисунках 5.28-5.30 и в таблице 5.13.



а)

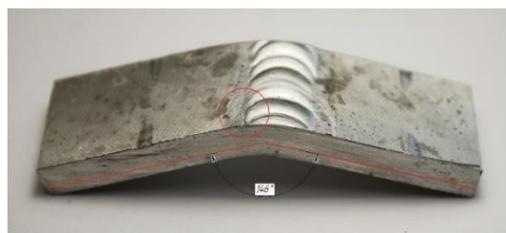


б)

Рисунок 5.28 – Вид сварных соединений после испытаний на одноосное статическое растяжение: а) АМ4,5Кд; б) АМ4,5Кд-10% TiC



а)



б)

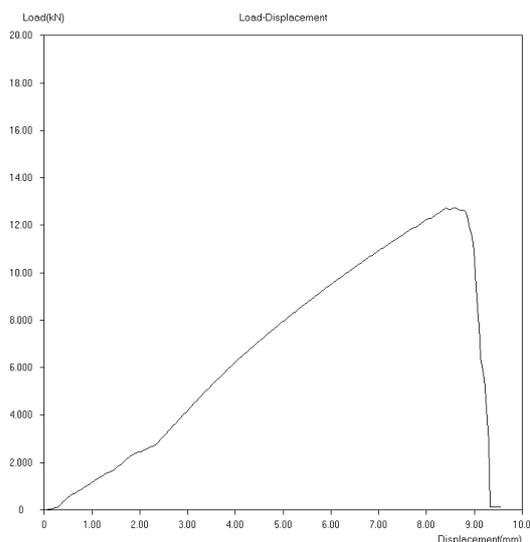
Рисунок 5.29 – Вид сварных соединений после испытаний на статический изгиб:

а) AM4,5Kд; б) AM4,5Kд-10%TiC

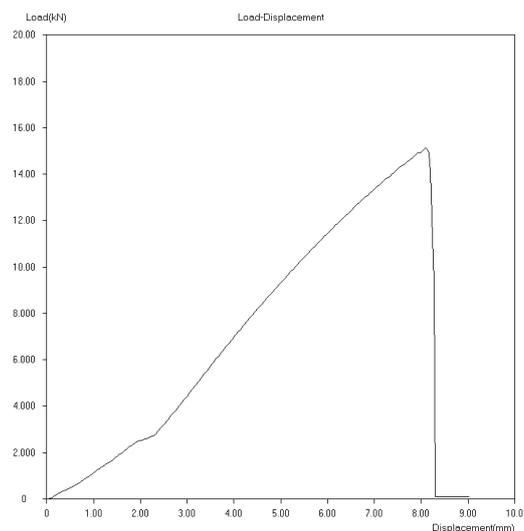
Разрыв сварного образца AM4,5Kд произошел по кромке сварного шва (рисунок 5.28, а), также, как и в случае композиционного материала AMг6-10%TiC, что говорит о невысоком качестве сварки. Тогда как на образце AM4,5Kд-10%TiC разрыв происходит по центру шва, излом имеет матовый и мелкозернистый вид (рисунок 5.28, б), но на изломе также хорошо виден дефект сварного соединения – непровар, определенный методом РК (рисунок 5.25, б).

При испытаниях на изгиб первые трещины на матричном сплаве AM4,5Kд появились при достижении угла в 19° между ребрами пластины на границе сварного шва и зоны термического влияния по всей длине пластины (рисунок 5.29, а), что говорит о плохом качестве сплавления материала шва и основного металла. На композиционном материале AM4,5Kд-10%TiC первые трещины наблюдаются при достижении угла в 34° между ребрами пластины по кромке сварного шва, однако располагаются только в начале пластины (рисунок 5.29, б), что говорит о более высоком качестве сварного соединения.

Характер кривых растяжения показывает, что сварной образец AM4,5Kд-10%TiC является более пластичным (рисунок 5.30, б).



а)



б)

Рисунок 5.30 – Экспериментальная диаграмма одноосного растяжения сварных соединений: а) АМ4,5Кд; б) АМ4,5Кд-10% TiC

Значения механических характеристик сварных соединений при одноосном растяжении и изгибе приведены в таблице 5.13.

Таблица 5.13 – Результаты испытаний сварных соединений при одноосном растяжении и изгибе

Образец	Предел прочности при растяжении, МПа		Коэффициент прочности сварного соединения, φ_w	N*, кгс	Угол появления первых трещин при изгибе, град.
	Литой образец	Сварной образец			
АМ4,5Кд	325	134	0,32	648	19
АМ4,5Кд-10%TiC	285	147	0,4	770	34

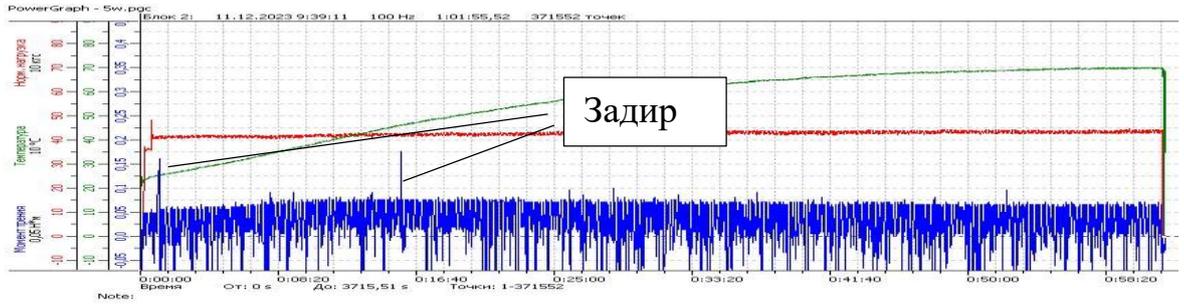
* - допустимое действительное усилие при растяжении на 1 см качественного шва при толщине пластины 5 мм

Результаты испытаний сварного соединения на определение коррозионной стойкости представлены в таблице 5.14, анализ результатов показывает, что наличие сварного соединения не оказывает негативного влияния на уровень коррозионной стойкости образцов.

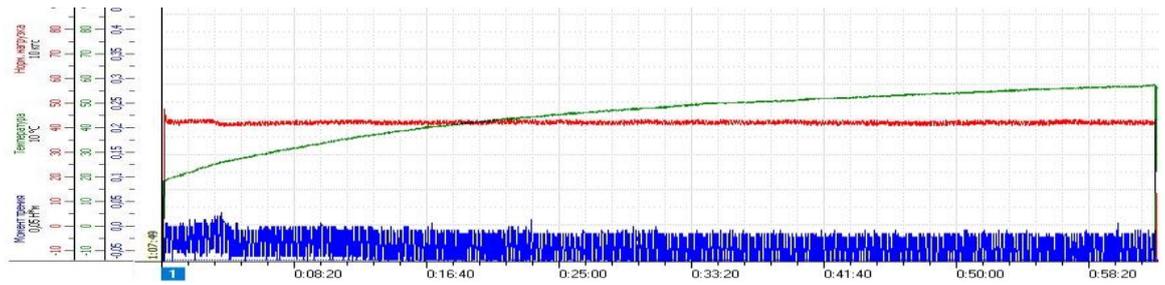
Таблица 5.14 – Оценка коррозионной стойкости сварного шва

Образец	Параметр			
	Потеря массы на единицу площади, Δm , кг/м ²	Изменение толщины, ΔL , м	Скорость коррозии, V , г/м ² ·ч	Глубинный показатель коррозии, ρ , мм/год
АМ4,5Кд	0,062	0,022	0,259	0,0008
АМ4,5Кд (св.)	0,071	0,027	0,286	0,0007
АМ4,5Кд-10% TiC	0,076	0,026	0,319	0,0009
АМ4,5Кд-10% TiC (св.)	0,064	0,022	0,268	0,0008

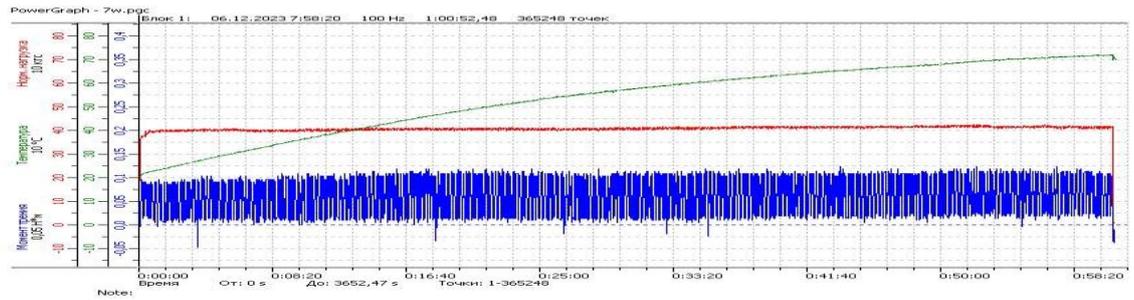
Эксплуатационные свойства. Анализ трибологических характеристик опытных образцов литейных алюминиевых сплавов был произведен в условиях эксплуатации поверхностей трения «поршень-поршневой палец» в двигателе внутреннего сгорания. Эпюры и результаты трибологических испытаний приведены на рисунках 5.31-5.33 и в таблице 5.15.



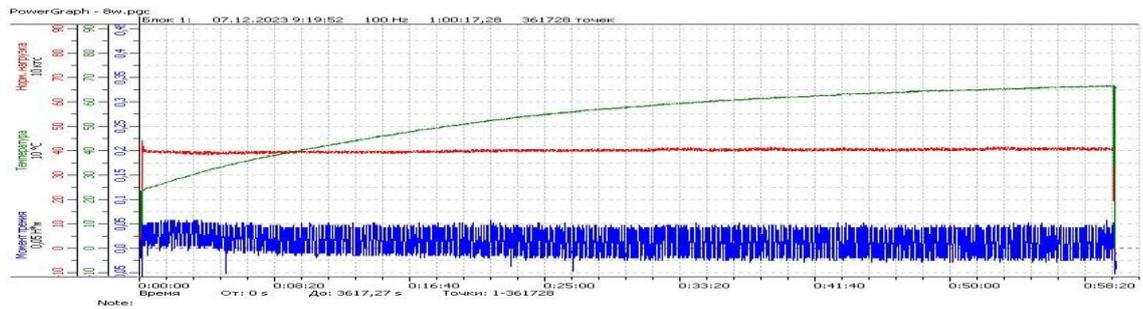
а)



б)



в)



г)

Рисунок 5.31 – Эпюры трибологических испытаний: а) АМ4,5Кд без ТО; б) АМ4,5Кд закалка 545°С 1 ч. + старение 170°С 6 ч.; в) АМ4,5Кд-10%TiC без ТО; г) АМ4,5Кд-10%TiC закалка 545°С 1 ч. + старение 170°С 4 ч.

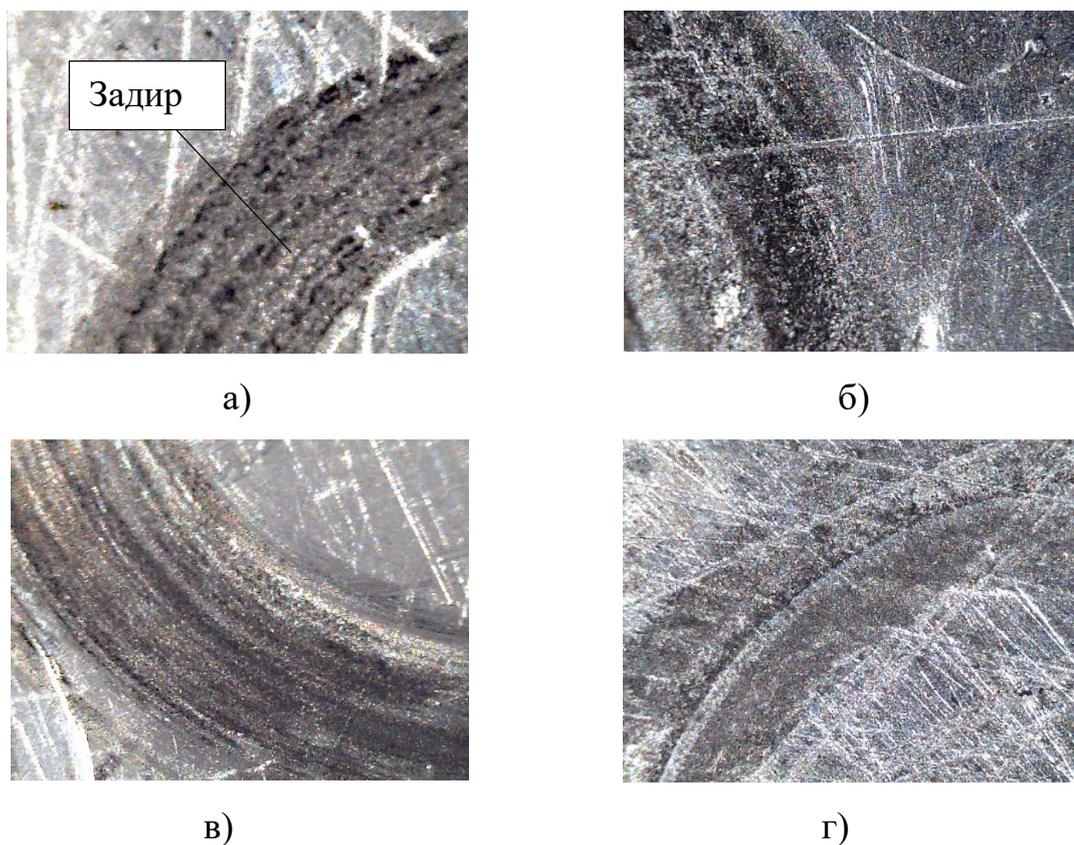


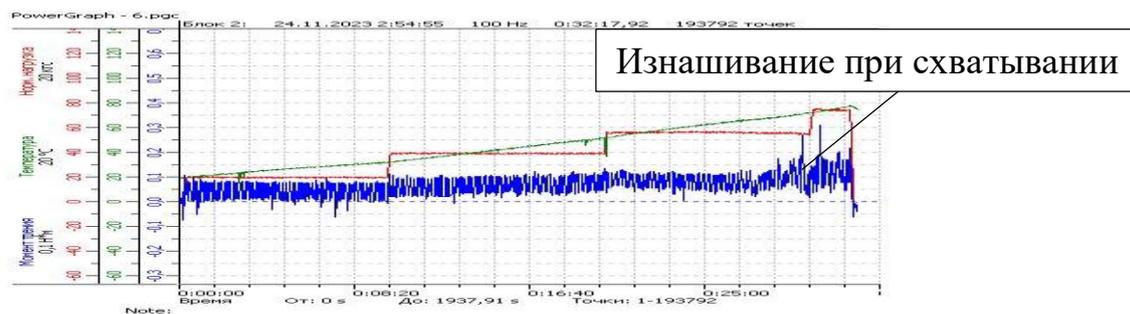
Рисунок 5.32 – Вид поверхности трения: а) АМ4,5Кд без ТО; б) АМ4,5Кд закалка 545°С 1 ч. + старение 170°С 6 ч.; в) АМ4,5Кд-10%ТiС ТО; г) АМ4,5Кд-10%ТiС закалка 545°С 1 ч. + старение 170°С 4 ч.

Образец АМ4,5Кд показывает низкие трибологические свойства: наблюдается присутствие задиров на эпюре (рисунок 5.31, а), которые являются следствием недопустимого вида изнашивания – изнашивания при схватывании. На поверхности после испытания (рисунок 5.31, а) хорошо видно путь трения, а также наличие задиров. Проведение термической обработки на сплаве АМ4,5Кд позволяет значительно снизить скорость износа, эпюра характеризуется отсутствием задиров (рисунок 5.31, б), что подтверждается и видом поверхности износа после испытания (рисунок 5.33, б). Композиционный материал АМ4,5Кд-10%ТiС без термической обработки показал значительно лучшие трибологические характеристики, чем образец АМ4,5Кд, достаточные для рассматриваемого узла трения (рисунок 5.31, в), однако, следует отметить, что на поверхности после испытания (рисунок 5.31, в) хорошо прослеживается путь трения, но в отличии от

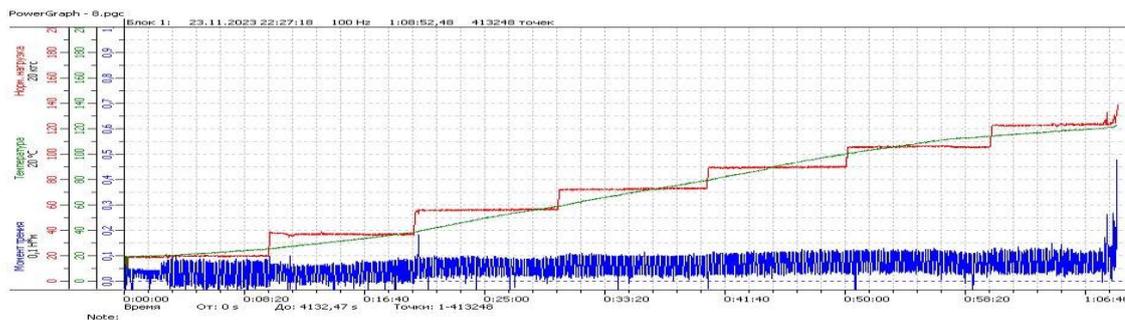
матричного сплава отсутствуют задиры. После проведения оптимального режима термообработки композиционный материал AM4,5Кд-10%TiC показал достаточно хорошие трибологические свойства: низкий коэффициент трения, небольшая скорость изнашивания, поверхность хорошо прирабатывается (рисунок 5.31, г). Поверхность образца после испытания (рисунок 5.32, г) характеризуется отсутствием явного следа от трения и следов недопустимого вида изнашивания [123].

Таблица 5.15 – Трибологические характеристики

Образец	Скорость изнашивания, мкм/час	Коэффициент трения	Температура саморазогрева, °С
AM4,5Кд, без ТО	11,5	0,12	70
AM4,5Кд закалка 545°С 1 ч. + старение 170°С 6 ч.	3	0,08	65
AM4,5Кд-10%TiC, без ТО	5,25	0,08	67
AM4,5Кд-10%TiC закалка 545°С 1 ч. + старение 170°С 4 ч.	1,25	0,03	65



а)



б)

Рисунок 5.33 – Эпюры трибологических испытаний при определении задиростойкости: а) AM4,5Кд закалка 545°C 1 ч. + старение 170°C 6 ч.; б) AM4,5Кд-10% TiC закалка 545°C 1 ч. + старение 170°C 4 ч.

На образце AM4,5Кд после проведения термической обработки при испытаниях на задиростойкость (рисунок 5.33, а) наблюдался недопустимый вид изнашивания – изнашивание при схватывании, которое происходит при нагрузке 700Н. Композиционный материал AM4,5Кд-10% TiC после проведения термической обработки при испытаниях на задиростойкость (рисунок 5.33, б) претерпевает изнашивание при схватывании при нагрузке 1200Н, что в 1,7 раз больше, чем у матричного сплава.

Поскольку сплав AM4,5Кд относят к группе высокопрочных жаропрочных сплавов, в качестве эксплуатационной характеристики также была произведена оценка кратковременной жаропрочности синтезированных образцов в термообработанном по оптимальному режиму состоянии по результатам испытаний при одноосном сжатии с нагрузкой до 100 кН в условиях повышенных температур 150 и 250°C (рисунки 5.34-5.35). На рисунке 5.34 для температуры 20

°С приведены взятые из таблицы 5.5 значения пределов прочности при сжатии 532 МПа для сплава АМ4,5Кд и 568 МПа для композита АМ4,5Кд-10%ТiС, полученные на другой установке с возможной нагрузкой до 300 кН по напряжениям сжатия, при которых появлялись первые трещины в образцах. При испытаниях же при температуре 150 °С нагрузки 100 кН не хватало для разрушения образцов с появлением первых трещин, но диаграммы сжатия этих образцов до нагрузки 100 кН практически не отличались от диаграмм сжатия до этой нагрузки 100 кН при температуре 20 °С в установке с возможной нагрузкой до 300 кН. На этом основании пределы прочности образцов при сжатии для 150 °С были приняты равными пределам прочности образцов при сжатии для 20 °С, что и отражено на рисунке 5.34.

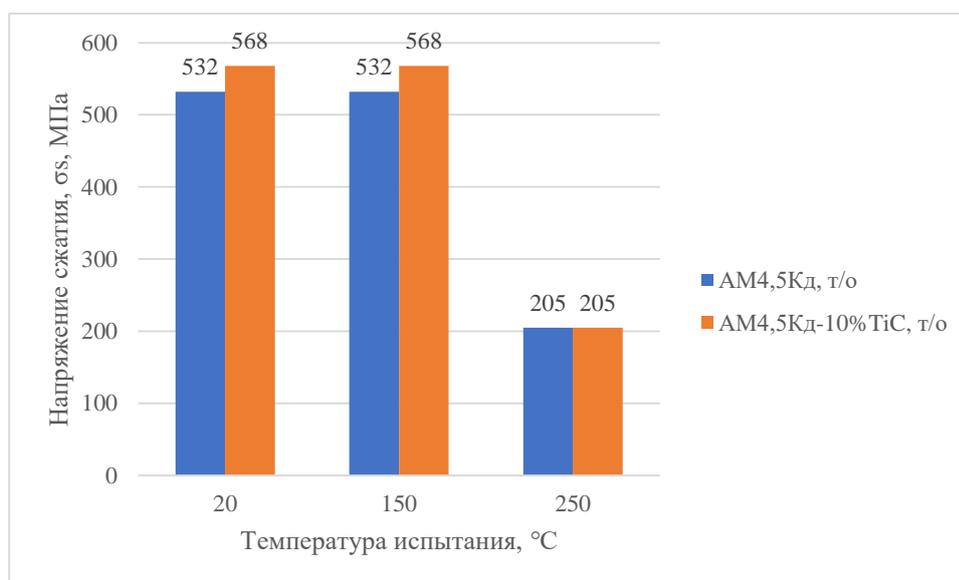


Рисунок 5.34 – Пределы прочности при сжатии для разных температур у литого сплава АМ4,5Кд и композиционного материала АМ4,5Кд-10%ТiС после проведения оптимального режима термической обработки

В случае же температуры 250 °С пределы прочности при сжатии определялись по напряжениям сжатия при максимальной нагрузке, при которой начиналось течение образцов, то есть они теряли свою форму и, следовательно, несущую способность (рисунок 5.35). Из приведенных рисунков 5.34 и 5.35 видно, что пределы прочности при сжатии для разных температур у образцов литого

сплава AM4,5Кд и композиционного материала AM4,5Кд-10%TiC примерно одинаковы. На основании этого синтезированный композиционный материал AM4,5Кд-10%TiC можно отнести, как и матричный сплав AM4,5Кд, к высокопрочным жаропрочным материалам, работоспособным до 250°C.

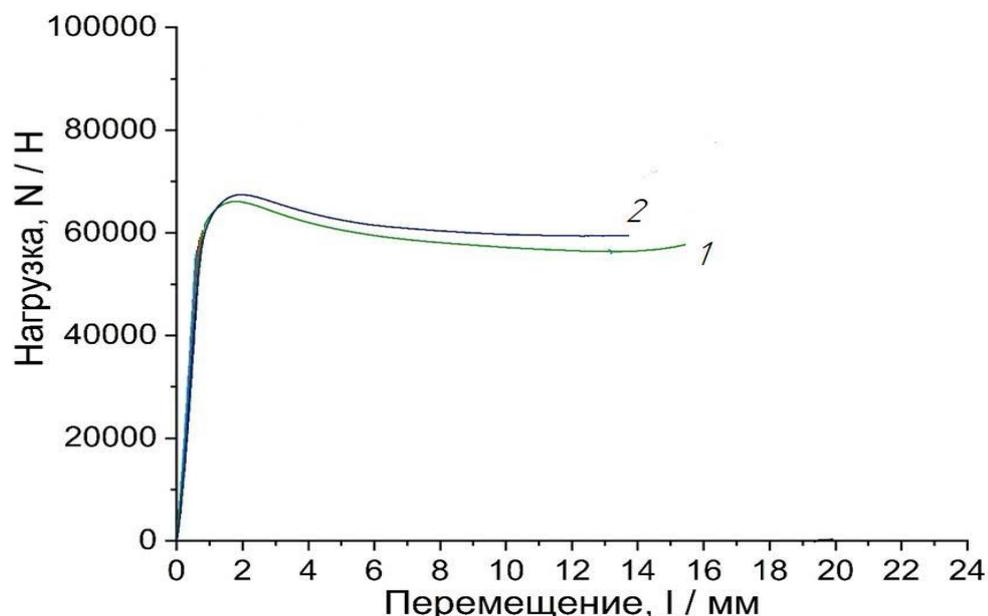


Рисунок 5.35 – Экспериментальная диаграмма одноосного сжатия при температуре 250 °С литого сплава AM4,5 (кривая 1) и композиционного материала AM4,5Кд-10%TiC (кривая 2) после проведения оптимального режима термической обработки

5.4. Общие выводы по разделу

Проведенный термодинамический анализ, как и в предыдущих системах, показал, что при начальной температуре расплава 900°C достигается необходимая для гарантированного обеспечения смачиваемости частиц карбида титана и усвоения адиабатическая температура, а также обеспечиваются достаточные условия для полного формирования целевой фазы карбида титана и отсутствия охрупчивающих фаз карбида алюминия и алюминидов титана. Экспериментально подтверждена оптимальность параметров проведения процесса самораспространяющегося высокотемпературного синтеза фазы карбида титана в расплаве с температурой 900°C для формирования частиц карбида титана высокой дисперсности размером от 100 нм и обеспечения образования равноосной

мелкозернистой структуры затвердевших слитков композиционного материала AM4,5Кд-10%TiC в количестве 9-10 масс.%, что подтверждается результатами количественной обработки РФА и обработкой изображений микроструктур при помощи программы Micro-S Polar. Наличие армирующих частиц карбида титана способствует повышению твердости композиционного материала AM4,5Кд-10%TiC с 61,3 до 76,1 НВ. Проведение последующей термической обработки по режиму Т6 (нагрев под закалку до температуры 545°С с выдержкой в течение 1 часа, охлаждением в холодную воду и старение при температуре 170°С в течение 4 часов с охлаждением на воздухе) способствует дальнейшему повышению твердости до 142 НВ, что превышает твердость матричного сплава AM4,5Кд после термической обработки по аналогичному режиму и, согласно данным рентгенофазового анализа, является результатом выделения θ -фазы состава Al_2Cu . Проведение термической обработки композиционного материала AM4,5Кд-10%TiC позволяет сохранить уровень жидкотекучести, кратковременной жаропрочности, коэффициент термического расширения и коррозионную стойкость на уровне матричного сплава в термообработанном состоянии, но при этом повысить прочность на сжатие на 7 %, твердость на 4 %, микротвердость на 5 %, снизить коэффициент трения не менее, чем в 3 раза, скорость износа – не менее, чем в 3 раза, что позволяет считать полученный материал перспективным для триботехнических изделий, работающих в условиях повышенных до 1200 Н нагрузок и температур до 250°С.

6. СИНТЕЗ, ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА И СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА АК10М2Н-10%TiC

6.1. Термодинамический анализ возможности синтеза композиционного материала АК10М2Н-10%TiC

Для проведения термодинамического анализа возможных реакций при химическом взаимодействии компонентов шихты $Ti+C+5\%Na_2TiF_6$ в расплаве промышленного сплава АК10М2Н в качестве исходных были рассмотрены элементы, представленные в таблице 6.1. Количество рассчитывалось для плавки массой 200 г, включающей 180 г матричного материала АК10М2Н, 16 г титана, 4 г углерода и 1 г флюса. В ходе расчетов в программе «Thermo» выбирались фазы: Al (т), Al_3Ti (т), TiC (т), Al_4C_3 (т), Na_2TiF_6 (т), Al (ж), AlF_3 (г), $Al_3Na_5F_{14}$ (г), $AlNaF_4$ (г), AlF (г), Na (г), NaF (г), AlF_2 (г), Mg_2Si (т), MgF_2 (г), SiC (т), Al_2Cu (т), AlNi (т), Al_3Ni (т), Al_3Ni_2 (т).

Таблица 6.1 – Количество компонентов для произведения расчетов в «Thermo»

Эл-т	Al	Cu	Mn	Mg	Zn	Fe	Si	Ni	Ti	C	Na_2TiF_6
Кол-во, моль	5,6	0,07	0,002	0,09	0,002	0,019	0,675	0,04	0,33	0,33	0,0048

Термодинамический анализ системы АК10М2Н-10%TiC (рисунок 6.1) показывает, что с увеличением температуры расплава, также, как и в предыдущих системах, наблюдается тенденция к росту адиабатической температуры и количества газообразных соединений (Mg, Na, MgF, Na_2F_2 , NaF, $AlNaF_4$, AlF_2 , AlF , AlF_3 , AlF_2), оказывающих рафинирующее воздействие.

При рекомендуемой для проведения синтеза температуре расплава 1173 К (900°C) [92, 93] адиабатическая температура системы составляет 1490 К (~1220°C), что позволяет обеспечить образование и стабильность целевой фазы карбида

титана, а также ее смачиваемость, что обеспечивает усвоение армирующей фазы расплавом [100].

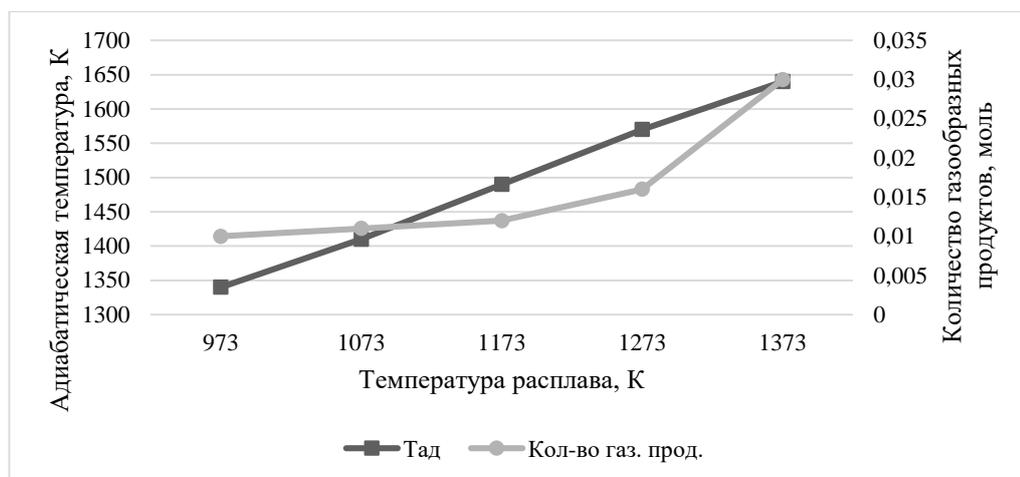


Рисунок 6.1 – Влияние температуры расплава на адиабатическую температуру и количество выделяющихся газообразных соединений при синтезе системы АК10М2Н-10%ТiС

Формирование 0,33 моль целевой фазы ТiС, т.е. в полном объеме, в системе АК10М2Н-10%ТiС происходит уже при температуре расплава 973 К (700°С), что позволяет сделать вывод об облегчении синтеза карбида титана в присутствии легирующих элементов в связи с протекающими параллельно превращениями (рисунок 6.2), что также подтверждается данными термодинамического анализа рассмотренных ранее в данной диссертационной работе систем.

Помимо целевой фазы ТiС (т), при температуре расплава 1173 К (900°С) в системе возможно образование следующих фаз: Mg (г), Na (г), MgF (г), Na₂F₂ (г), NaF (г), AlNaF₄ (г), AlF (г), AlF₂ (г), AlF₃ (г), Al (ж), Cu (ж), Mg₂Si (ж), Al₃Ti (т), MgF₂ (т), AlNi (т), Fe (т) (рисунок 6.2). В системе АК10М2Н-10%ТiС фаза Al₄C₃ не формируется, а содержание фазы Al₃Ti не превышает 0,0005 моль, что объясняется полным связыванием титана и углерода в целевое соединение карбида в присутствии 5, а не 2% флюса Na₂TiF₆. Как было отмечено ранее, отсутствие интерметаллидной упрочняющей θ-фазы состава Al₂Cu связано с ее выделением в процессе охлаждения, который в программе «Thermo» не рассматривается.

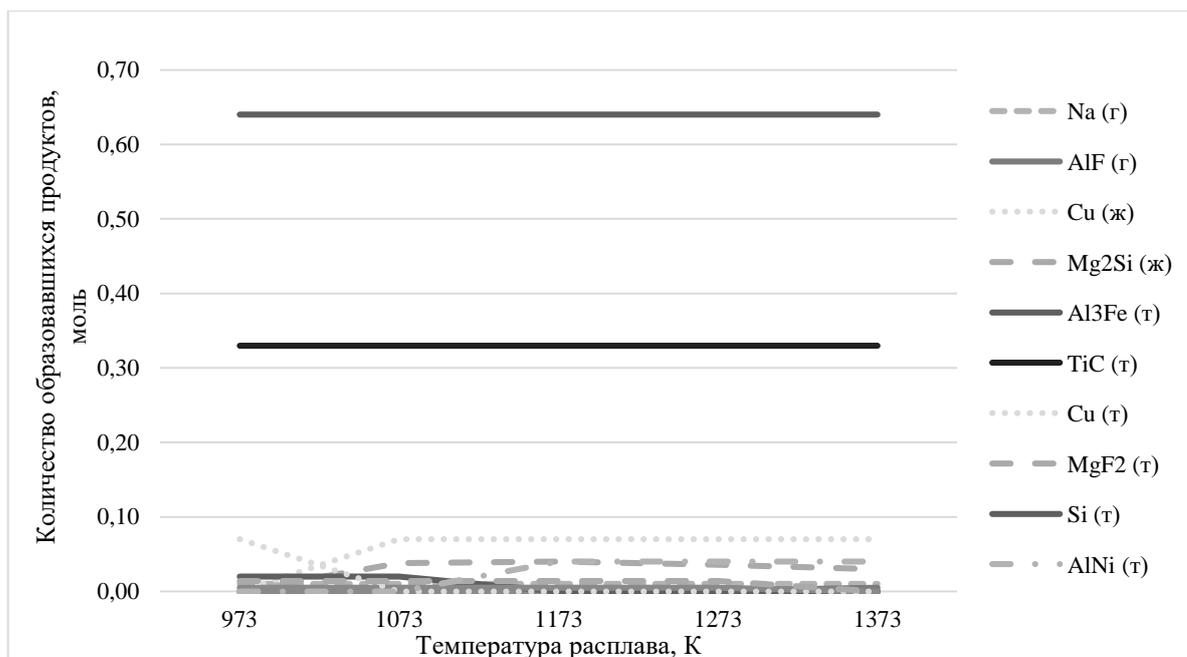


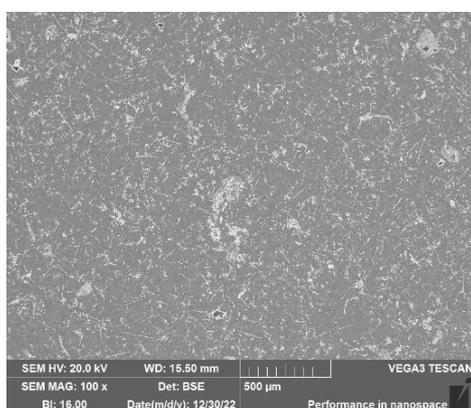
Рисунок 6.2 – Влияние температуры расплава на состав и количество образующихся продуктов при синтезе системы АК10М2Н-10%TiС

По результатам совокупного анализа результатов, включающему развивающиеся в зоне реакции температуры, количество газообразных продуктов и конечный фазовый состав, а также учет смачиваемости, показано, что полный синтез фазы карбида титана в системе АК10М2Н-10%TiС возможен без образования нежелательных охрупчивающих фаз карбида алюминия и алюминида титана, а оптимальной температурой расплава является 900°С, при которой за счет тепловыделения реакций достигается адиабатическая температура 1220°С и гарантированно обеспечивается смачивание карбида титана и усвоение расплавом.

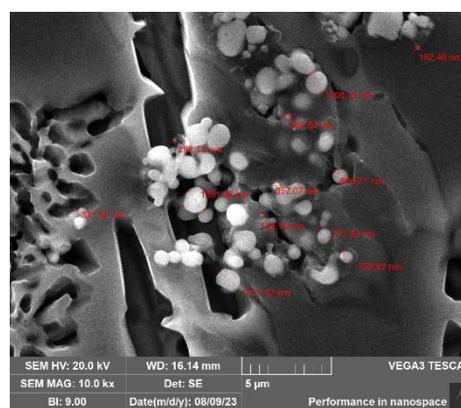
6.2. Получение, термическая обработка и структурно-фазовый анализ композиционного материала АК10М2Н-10%TiС

В ходе самораспространяющегося высокотемпературного синтеза композиционного материала АК10М2Н-10%TiС реакция проходит активно и полностью. Излом композиционного материала не содержит пор и включений непрореагировавшей шихты, однородного серого цвета. Микроструктура синтезированного композиционного материала АК10М2Н-10%TiС приведена на

рисунке 6.3. Частицы карбидной фазы имеют размер от 180 нм до 2 мкм и располагаются преимущественно на границе с кристаллами кремния. При помощи программы Micro-S Polar путем преобразования полученных ранее микроструктур было определено предполагаемое количество карбидной фазы, которое составило 9 масс.% (рисунок 6.4, а). Также на полученном изображении при помощи программы ImageJ была определена равномерность распределения армирующей фазы (рисунок 6.4, б). Степень равномерности распределения, согласно бинаризованному изображению с наложенной квадратной сеткой (рисунок 6.4, б), составляет 0,12 [97], так как отсутствуют области, не занятые армирующими частицами.

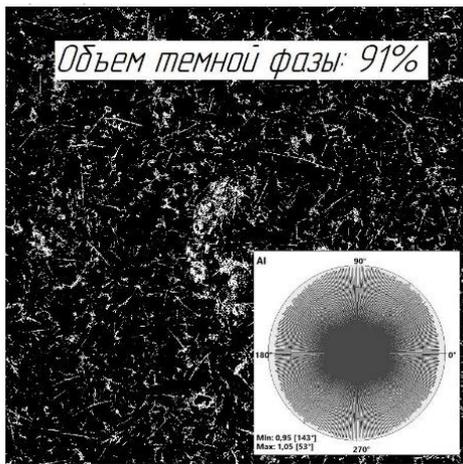


а)

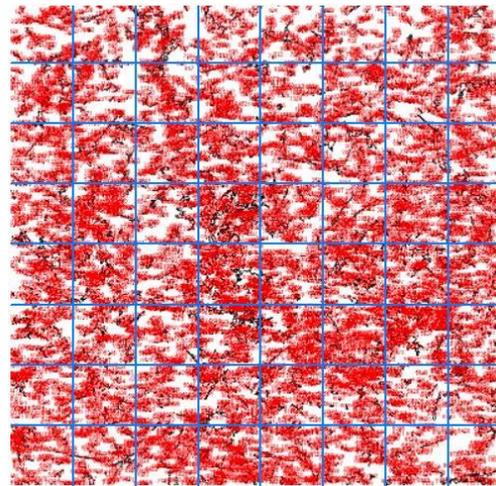


б)

Рисунок 6.3 – Микроструктура композиционного материала АК10М2Н-10% TiC: а) увеличение x100; б) увеличение x10000



а)

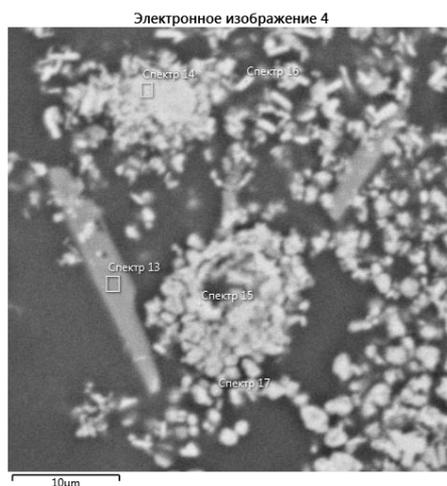


б)

Рисунок 6.4 – Равномерность распределения армирующих частиц TiC в композиционном материале АК10М2Н-10% TiC:

а) количество TiC; б) бинаризованное изображение

Согласно источнику [105], сплав АК10М2Н, имеющий сложный состав, может включать фазы кристаллизационного происхождения Mg_2Si , Al_5FeSi , Al_3Ni , Al_7Cu_4Ni , $Al_6Cu_2Mg_8Si_6$ и др., а также вторичные выделения типа Al_2Cu , Mg_2Si , Al_2CuMg и др. Однако, очевидно, сразу после синтеза их количество слишком мало и проведенные микрорентгеноспектральный анализ и рентгенофазовое исследование позволяют сделать вывод лишь о наличии кристаллов кремния и целевой фазы TiC (рисунок 6.5, 6.6), а количественная обработка дифрактограммы подтверждает присутствие карбидной фазы в количестве 9 масс.%, что также согласуется с результатами, приведенными на рисунке 6.4.



Номер маркера	Содержание элемента, масс.%			
	Al	Ti	C	Si
13	54,04	33,21	-	12,76
14	7,07	64,37	16,31	12,25
15	10,49	62,49	14,49	12,52
16	32,35	38,71	14,62	14,32
17	33,39	36,54	20,40	9,68

Рисунок 6.5 – МРСА композиционного материала АК10М2Н-10%ТiС

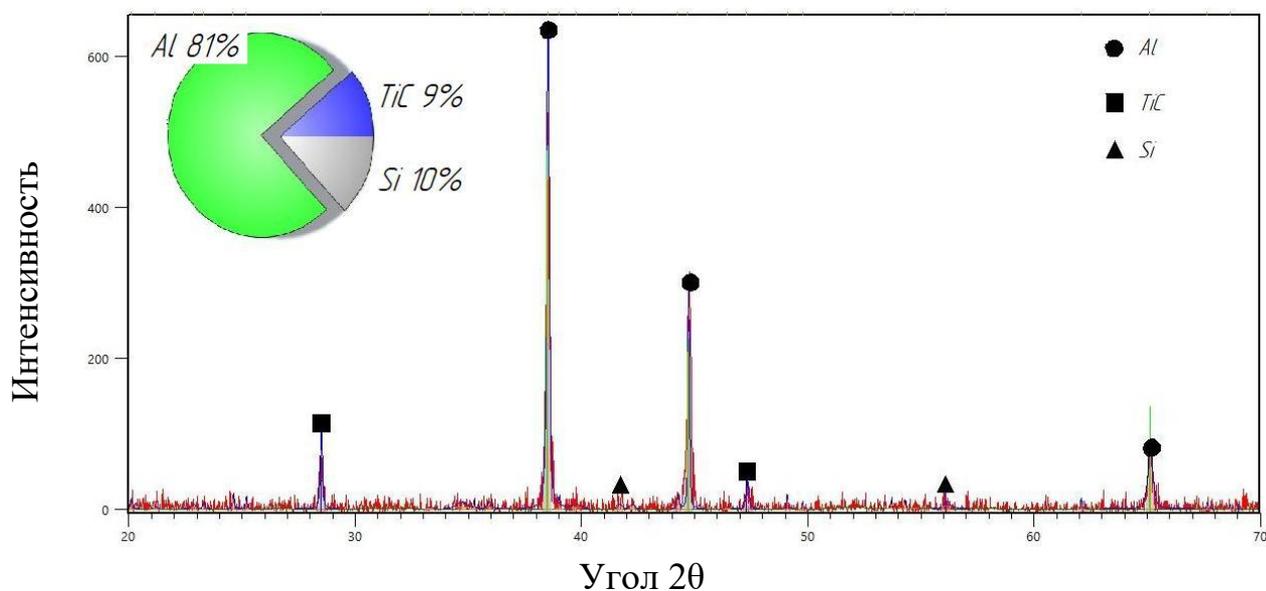


Рисунок 6.6 – РФА композиционного материала АК10М2Н-10%ТiС

Средняя величина зерна (таблица 6.3) незначительно уменьшилась с 19,5 ($\pm 31,2$) мкм в матричном сплаве до 19,0 ($\pm 3,49$) мкм в композиционном материале (рисунок 6.7).

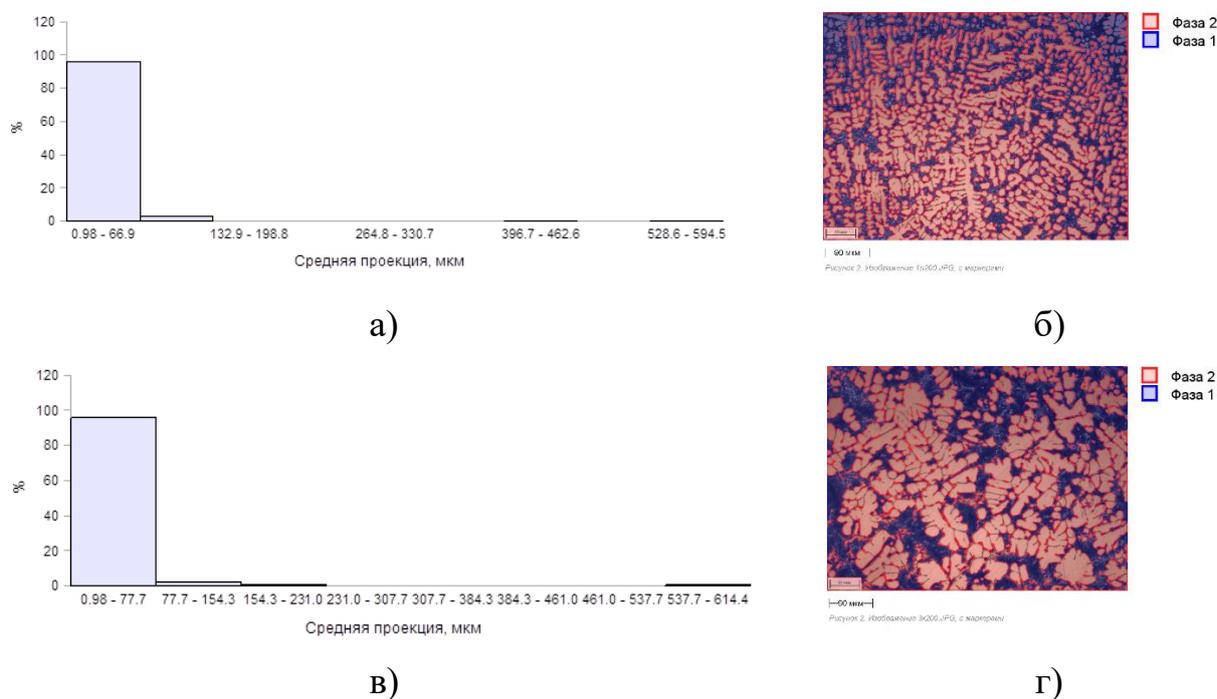


Рисунок 6.7 – Гистограммы распределения по размерам частиц зерна матрицы:
а, б) АК10М2Н; в, г) АК10М2Н-10%TiC

Таблица 6.2 – Распределение частиц по размерам

	Минимальный размер зерна, мкм	Максимальный размер зерна, мкм	Средний размер зерна, мкм
АК10М2Н	0,98	594,5	19,5
АК10М2Н- 10%TiC	0,98	614,4	19,0

Согласно полученным результатам, экспериментально подтверждена оптимальность параметров проведения процесса самораспространяющегося высокотемпературного синтеза фазы карбида титана в расплаве с температурой 900°C для формирования частиц карбида титана высокой дисперсности размером

от 180 нм и обеспечения образования равноосной мелкозернистой структуры затвердевших слитков композиционного материала АК10М2Н-10%TiC в количестве 9 масс.%.

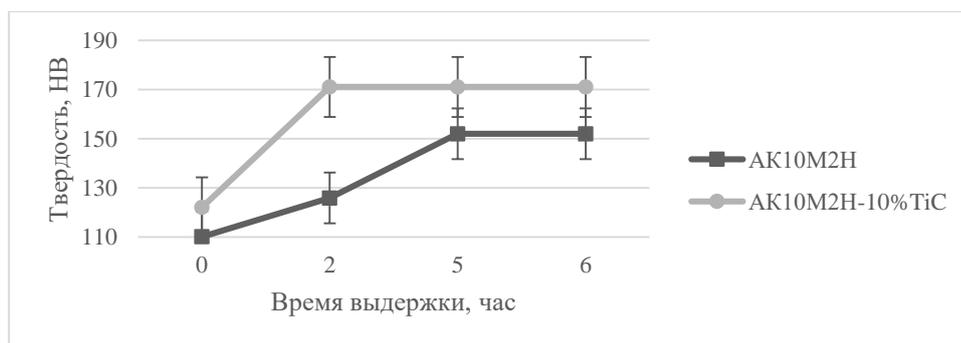
По результатам синтеза значение твердости удалось повысить с 110 НВ для литого сплава АК10М2Н до 122 НВ для композиционного материала АК10М2Н-10%TiC, что подтверждает эффект дисперсного упрочнения фазой карбида титана.

Сплав АК10М2Н относят к группе специальных поршневых силуминов с добавлением никеля, подвергающихся упрочнению в результате проведения термической обработки. В работе [70] упоминается, что оптимальным режимом термообработки для сплава АК10М2Н является проведение закалки с температуры 515°С в течение 1-2 часов с последующим охлаждением в холодную воду и дальнейшее искусственное старению при 190°С в течение 2 часов. А в исследовании [69] упоминается проведение термообработки для доэвтектического литейного сплава А536 (Al-7%Si-0,3%Mg) по режиму: закалка при 535°С в течение 8 ч. с последующим охлаждением в воду комнатной температуры, а затем искусственное старение при 160°С в течение 6 ч. с последующим охлаждением на воздухе.

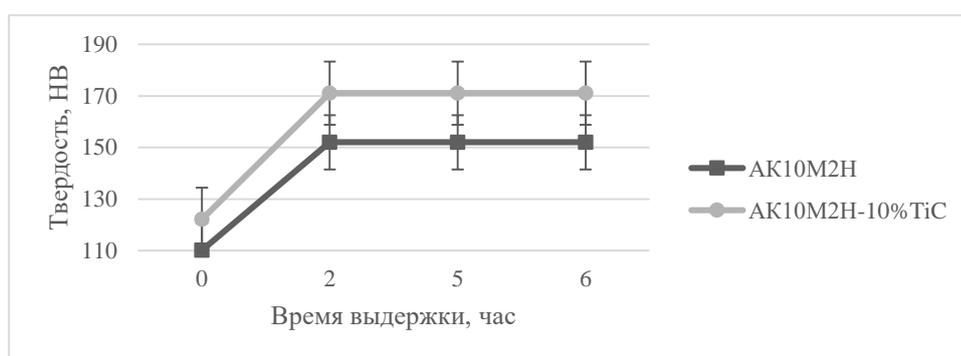
На основе приведенных данных для матричного сплава АК10М2Н и композиционного материала АК10М2Н-10%TiC в качестве экспериментальных были выбраны следующие режимы термической обработки: нагрев под закалку при температуре 515°С в течение 1-2 часов с охлаждением в холодную воду и последующим старением при температуре 190°С в течение 1-6 часов; нагрев под закалку при температуре 535°С в течение 1-2 часов с охлаждением в холодную воду и последующим старением при температуре 160°С в течение 1-6 часов.

На рисунках 6.8, 6.9 представлены полученные значения твердости по выбранным режимам. Их анализ показывает, что максимальные значения достигаются при проведении нагрева под закалку при температуре 515°С с охлаждением в холодную воду и последующим искусственным старением при температуре 190°С в течение 2 часов, но с разным временем выдержки под закалку: для матричного сплава АК10М2Н максимальная твердость 152,0 НВ достигается

после 2 часов выдержки, а для образца АК10М2Н-10%TiC твердость 171,1 НВ - после 1 часа выдержки.



а)



б)

Рисунок 6.8 - Изменение твердости литого сплава АК10М2Н и композиционного материала АК10М2Н-10%TiC после нагрева под закалку при 515°C и выдержки 1 (а) и 2 (б) часа с охлаждением в холодную воду и последующим искусственным старением при температуре 190°C

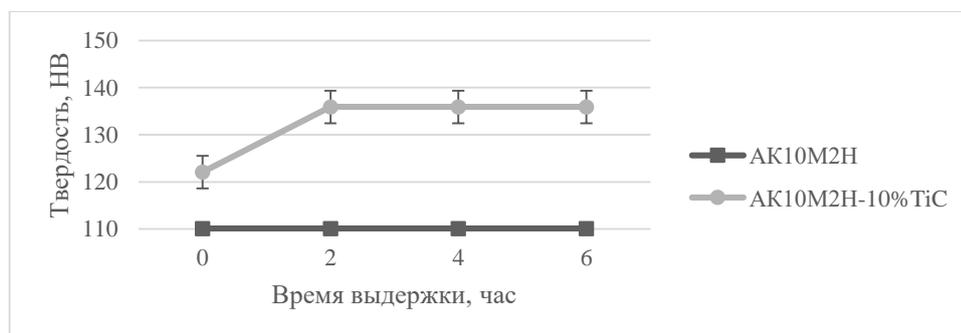
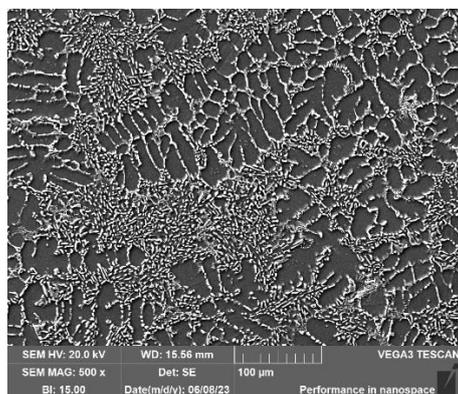
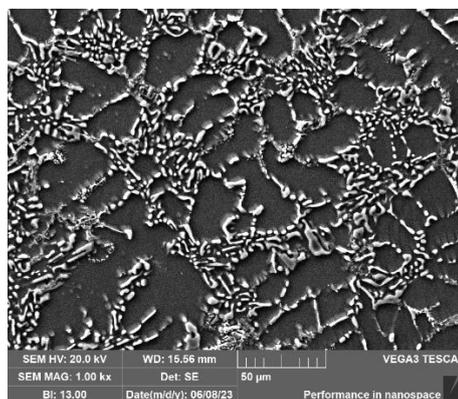


Рисунок 6.9 - Изменение твердости литого сплава АК10М2Н и композиционного материала АК10М2Н-10%TiC после нагрева под закалку при 535°C и выдержки 1 час с охлаждением в холодную воду и последующим искусственным старением при температуре 160°C

Результаты микроструктурного исследования и МРСА образцов с максимальной твердостью приведены на рисунках 6.10-6.13. Наличие, по данным микрорентгеноспектрального анализа, помимо Al, Ti, C и Si, также Cu и Ni может свидетельствовать о наличии в структуре содержащих их интерметаллических и керамических фаз.

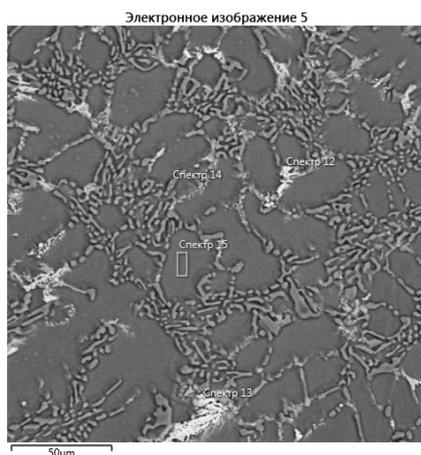


а)



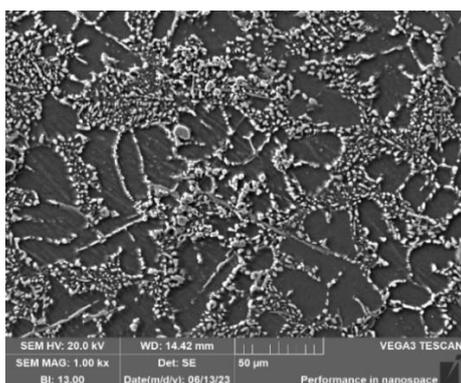
б)

Рисунок 6.10 – Микроструктура литого сплава АК10М2Н после закалки в холодную воду с $T = 515^{\circ}\text{C}$ в течение 2 ч. и последующего старения при $T = 190^{\circ}\text{C}$ в течение 2 ч.: а) увеличение $\times 500$; б) увеличение $\times 1000$

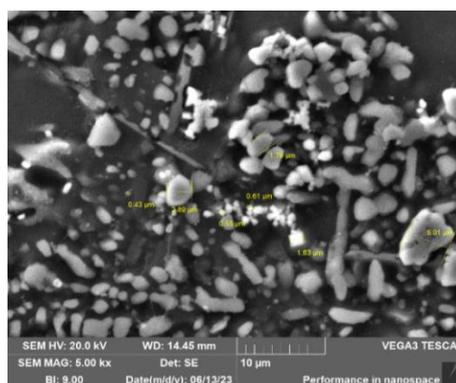


Номер маркера	Содержание элемента, масс.%				
	Al	Si	Ni	Cu	Mg
12	45,86	1,93	23,00	28,24	0,96
13	41,56	3,26	28,65	26,53	-
14	28,01	70,89	1,10	-	-
15	97,15	0,97	-	1,72	0,17

Рисунок 6.11 – МРСА литого сплава АК10М2Н после закалки в холодную воду с $T = 515^{\circ}\text{C}$ в течение 2 ч. и последующего старения при $T = 190^{\circ}\text{C}$ в течение 2 ч.



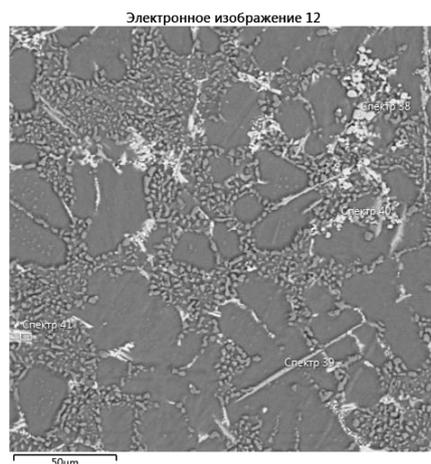
а)



б)

Рисунок 6.12 – Микроструктура композиционного материала АК10М2Н-10%TiC после закалки в холодную воду с $T = 515^{\circ}\text{C}$ в течение 1 ч. и последующего старения при $T = 190^{\circ}\text{C}$ в течение 2 ч.:

а) увеличение $\times 1000$; б) увеличение $\times 5000$



Номер маркера	Содержание элемента, масс.%						
	Al	Si	Ti	C	Ni	Cu	Fe
39	0,44	0,13	79,98	19,45	-	-	-
39	57,71	12,84	28,09	1,36	-	-	-
40	14,78	0,30	58,02	23,15	1,96	1,23	0,57
41	64,47	2,79	-	5,58	14,04	8,96	4,15

Рисунок 6.13 – МРСА композиционного материала АК10М2Н-10%TiC после закалки в холодную воду с $T = 515^{\circ}\text{C}$ в течение 1 ч. и последующего старения при $T = 190^{\circ}\text{C}$ в течение 2 ч.

На рисунках 6.14-6.15 представлены результаты РФА образцов с максимальной твердостью. По результатам рентгенофазового анализа видно, что после проведения дополнительного нагрева происходит выделение интерметаллических фаз Al_2Cu и Al_3Ni , как в составе композиционного материала (рисунок 6.15), так и в матричной основе (рисунок 6.16), что очевидно приводит к повышению твердости [104, 105]. Следует отметить, что до проведения термической обработки по результатам РФА интерметаллических фаз не выявлено (рисунок 6.6).

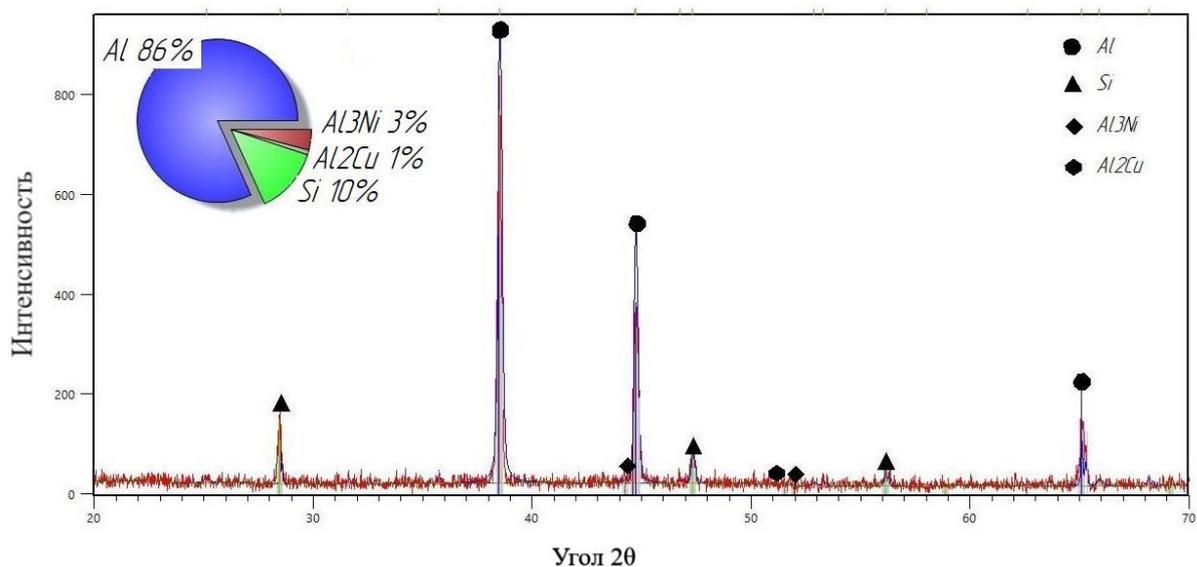


Рисунок 6.14 – РФА литого сплава АК10М2Н после закалки в холодную воду с $T = 515^{\circ}\text{C}$ в течение 2 ч. и последующего старения при $T = 190^{\circ}\text{C}$ в течение 2 ч.

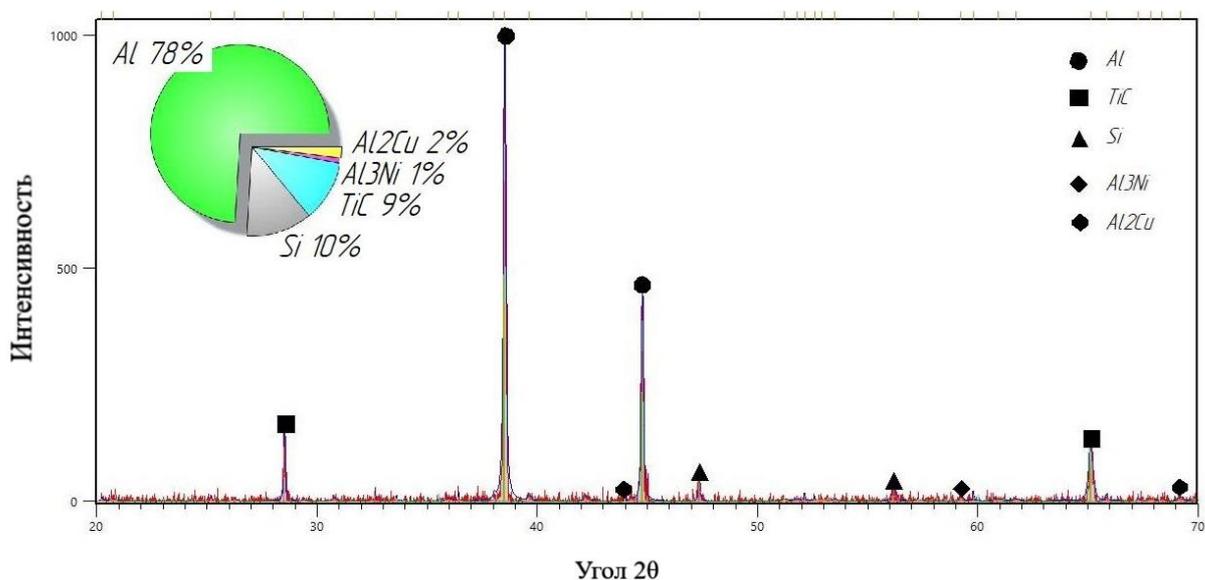


Рисунок 6.15 – РФА композиционного материала АК10М2Н-10%TiC после закалки в холодную воду с $T = 515^{\circ}\text{C}$ в течение 1 ч. и последующего старения при $T = 190^{\circ}\text{C}$ в течение 2 ч.

Таким образом, исходя из полученных данных по микроструктуре образцов, количеству и размеру синтезированной карбидной фазы, значению твердости оптимальным для композиционного материала АК10М2Н-10%TiC является

проведение закалки в холодную воду с $T = 515^{\circ}\text{C}$ с выдержкой в течение 1 часа и последующего старения при $T = 190^{\circ}\text{C}$ в течение 2 часов [124].

6.3. Исследование свойств композиционного материала АК10М2Н-10%ТiС

Для определения области возможного применения в рамках данной работы было произведено исследование физических, химических, механических, технологических и эксплуатационных характеристик образцов композиционного материала АК10М2Н-10%ТiС до и после проведения рекомендованного режима термической обработки.

Физические свойства. Значения плотности, пористости и электропроводности приведены в таблице 6.4.

Таблица 6.3 – Физические свойства сплава АК10М2Н и композиционного материала АК10М2Н-10%ТiС

Состав образца	Плотность теоретическая, $\rho_{\text{т}}$, г/см ³	Плотность экспериментальная, $\rho_{\text{э}}$, г/см ³	Пористость, П, %	Электропроводность, МСм/м
АК10М2Н, без ТО	2,720	-	-	14,3
АК10М2Н, закалка 515 [°] С 2 ч. + старение 190 [°] С 2 ч.	2,720	-	-	17,1
АК10М2Н-10%ТiС, без ТО	2,847	2,831	0	13,7
АК10М2Н -10%ТiС, закалка 515 [°] С 1 ч. + старение 190 [°] С 2 ч.	2,847	2,840	0	13,7

Опытным путем установлено, что в литых образцах после СВС и после проведения термической обработки пористость не превышает 0%. Полученные значения электропроводности несколько ниже, чем у исходных сплавов, что является следствием присутствия карбидной фазы. Значение электропроводности композиционного материала АК10М2Н-10%TiC после проведения термической обработки составляет 24% IACS и 37% IAAS.

Так как сплав АК10М2Н относят к группе поршневых силуминов, важным параметром является температурный коэффициент линейного расширения (ТКЛР) [151]. В работе [121] упоминается, что присутствие в составе сплава такого элемента как никель, оказывает благоприятное влияние на параметр ТКЛР. На рисунке 6.16 представлены значения коэффициента термического линейного расширения, полученные при температурах до 305°C.

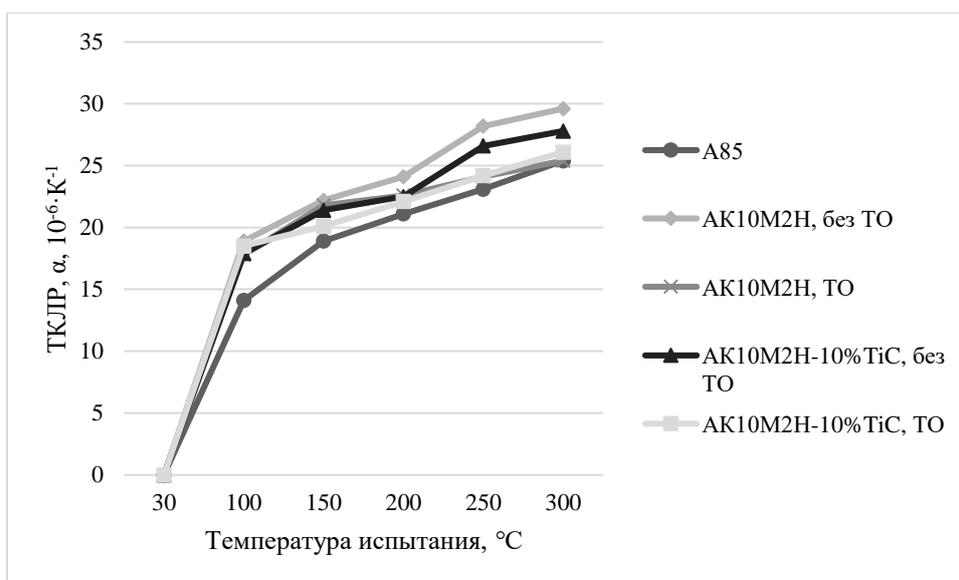


Рисунок 6.16 – Зависимость ТКЛР от температуры

Испытания проводились до максимальной температуры 305°C, при которой ТКЛР материалов без ТО составил: для АК10М2Н – $29,6 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, для композита АК10М2Н-10%TiC – $27,8 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, а после ТО для АК10М2Н – $25,1 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, для композита АК10М2Н-10%TiC – $26,1 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$. Полученные значения позволяют сделать вывод о сохранении уровня линейного расширения композиционного материала как до, так и после термической обработки.

Химические свойства. Вид образцов после испытаний представлен на рисунке 6.17. По результатам анализа можно сказать, что на поверхностях матричного сплава (рисунок 6.17, а) и композиционного материала (рисунок 6.17, в) без термической обработки наблюдается минимальное количество коррозионных пятен. Очевидно, что проведение термической обработки приводит к падению уровня стойкости к коррозии, что сопровождается наличием коррозионных пятен, следует отметить, что композиционный материал после термической обработки (рисунок 6.17, г) наиболее сильно поражен коррозией, чем матричный сплав после термообработки (рисунок 6.17, б). Характер распределения коррозионных пятен представлен на рисунке 6.18. Анализируя полученные изображения становится очевидным, что наибольшее поражение коррозией в торцевой зоне имеют матричный сплав и композиционный материал после термической обработки (рисунок 6.18, б, г), а наименьшее количество коррозионных пятен наблюдается на матричном сплаве и композите без термической обработки (рисунок 6.18, а, в). Таким образом, проведение термической обработки приводит к падению коррозионной стойкости и сплава АК10М2Н и АМКМ на его основе, но для всех образцов глубинный показатель скорости коррозии все же не превышает 0,001 мм/год (таблица 6.4), что позволяет отнести их к группе весьма стойких материалов [108].



а)



б)



в)

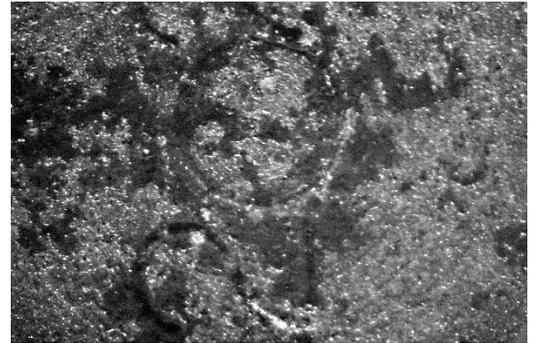


г)

Рисунок 6.17 – Вид образцов после испытаний на коррозионную стойкость:
а) АК10М2Н; б) АК10М2Н закалка 515°C 2 ч. + старение 190°C 2 ч.; в)
АК10М2Н-10% TiC; г) АК10М2Н-10% TiC закалка 515°C 1 ч. + старение 190°C 2
ч.



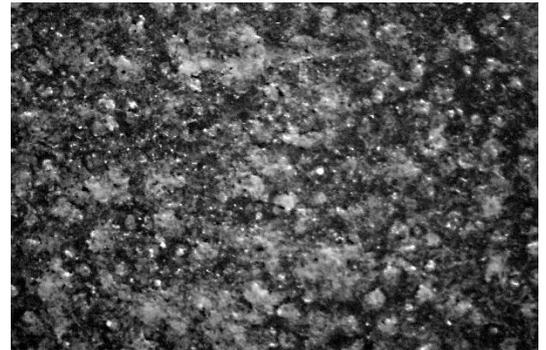
а)



б)



в)



г)

Рисунок 6.18 – Характер распределения коррозионных пятен: а) АК10М2Н; б) АК10М2Н закалка 515°С 2 ч. + старение 190°С 2 ч.; в) АК10М2Н-10%TiC; г) АК10М2Н-10%TiC закалка 515°С 1 ч. + старение 190°С 2 ч.

Таблица 6.4 – Коррозионная стойкость сплава АК10М2Н и композиционного материала АК10М2Н-10%TiC

Состав образца	Показатель				
	Потеря массы образца, г	Потеря массы на единицу площади, Δm , кг/м ²	Изменение толщины образца, ΔL , м	Скорость коррозии, V, г/(м ² ·ч)	Глубинный показатель коррозии, π , мм/год
АК10М2Н, без ТО	0,0009	0,0003	0,0001	0,0012	0,000004
АК10М2Н, закалка 515°С 2 ч. + старение 190°С 2 ч.	0,0038	0,0012	0,0004	0,0050	0,000020
АК10М2Н-10%TiC, без ТО	0,0238	0,0076	0,0027	0,0316	0,000009
АК10М2Н - 10%TiC, закалка 515°С 1 ч. + старение 190°С 2 ч.	0,2193	0,0698	0,0245	0,2910	0,000090

Механические свойства. Для оценки механических свойств были исследованы предел прочности и относительная деформация при одноосном сжатии, предел прочности и относительное удлинение/сужение при одноосном растяжении, твердость и микротвердость (таблица 6.5).

Таблица 6.5 – Механические свойства сплава АК10М2Н и композиционного материала АК10М2Н-10%TiC

Материал	Твердость, НВ	Микротвердо сть, НV, МПа	Испытания на сжатие		Испытания на растяжение	
			σ_s , МПа	ε , %	σ_B , МПа	δ , %
АК10М2Н, без ТО	110	1140	464	24	208	6,0
АК10М2Н, закалка 515°C 2 ч. + старение 190°C 2 ч.	152	1360	558	33	130	4,5
АК10М2Н- 10%TiC, без ТО	122	1500	447	22	219	7,5
АК10М2Н - 10%TiC, закалка 515°C 1 ч. + старение 190°C 2 ч.	171	1780	587	20	161	4,5

Прочность при растяжении и пластичность образцов АК10М2Н-10%TiC при испытаниях на растяжение оказались значительно ниже, чем у матричного сплава, что, очевидно, обусловлено наличием хрупкой керамической фазы, а также интерметаллических фаз, в том числе θ -фазы Al_2Cu , Al_3Ni , выделяющихся в результате термообработки.

Однако, испытания на сжатие показали более высокие результаты. На рисунке 6.19 приведены значения истинных прочностных и пластических

характеристик, полученных при испытаниях на сжатие матричного сплава АК10М2Н и образцов композиционного материала до и после термической обработки по оптимальному режиму.

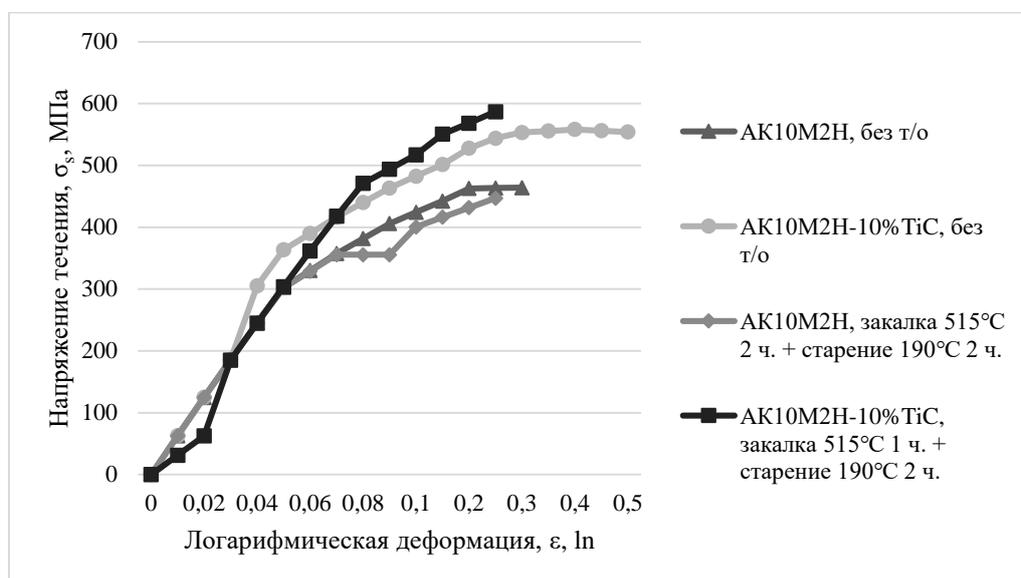


Рисунок 6.19 – Экспериментальная диаграмма одноосного сжатия

Максимальные значения напряжения течения у матричного сплава АК10М2Н без термической обработки составляет 464 МПа, а у композиционного материала АК10М2Н-10%TiC без термической обработки – 447 МПа. После проведения термической обработки максимальные значения напряжений течения удастся повысить до 558 МПа у матричного сплава и до 587 МПа у композита. Таким образом, армирование и термическая обработка по выбранному режиму способствуют повышению прочности на сжатие композиционного материала АК10М2Н-10%TiC. Следует отметить, что значения напряжения сжатия получены при нагрузке, соответствующей моменту появления первых трещин на испытуемых образцах.

Технологические свойства. В качестве основной технологической характеристики была произведена оценка литейных свойств, а именно усадки и жидкотекучести композиционного материала АК10М2Н-10%TiC путем заливки в пробу Нехендзи-Купцова. Также, для сравнения, в тех же условиях, были оценены

эти параметры и для матричного сплава АК10М2Н. Полученные численные результаты приведены в таблице 6.6

Анализ результатов позволяет сделать вывод о том, что оба образца показали высокую устойчивость к трещинообразованию в процессе кристаллизации. Линейная усадка в композиционном материале АК10М2Н-10%TiC, меньше, чем у матричной основы АК10М2Н, а присутствие армирующей фазы не оказывает влияния на жидкотекучесть.

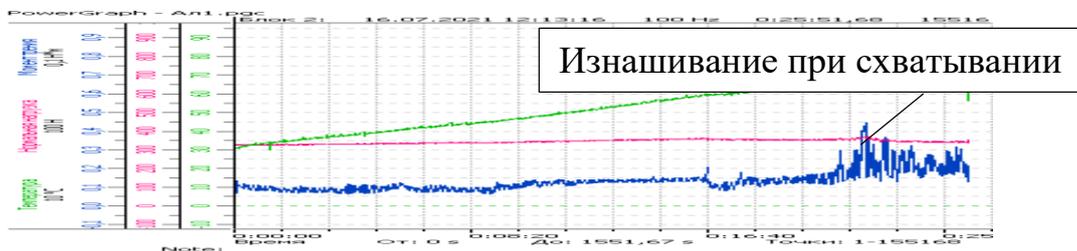
Таблица 6.6 – Литейные характеристики синтезированных образцов

Образец	Длина прутка, $L_{отл}$, мм	Линейная усадка, $\epsilon_{лин}$, %	Жидкотекучесть
АК10М2Н	151	0,66	400
АК10М2Н- 10%TiC	151,1	0,59	400

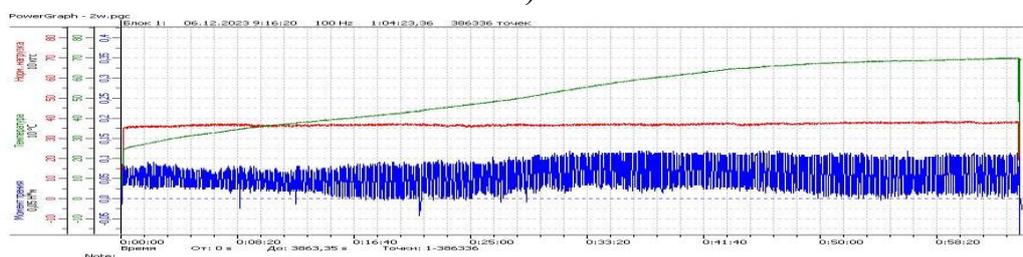
Эксплуатационные свойства. Анализ трибологических характеристик опытных образцов литейных алюминиевых сплавов был произведен в условиях эксплуатации поверхностей трения «поршень-поршневой палец» в двигателе внутреннего сгорания. Эпюры и результаты трибологических испытаний приведены на рисунках 6.20-6.22 и в таблице 6.7.

Образец АК10М2Н показывает достаточно хорошие трибологические свойства для использования в условиях поршней ДВС: наблюдается отсутствие задиров на эпюре, низкий коэффициент трения и скорость изнашивания (рисунок 6.20, а), однако, следует отметить склонность образца к схватыванию при трении, что характеризуется значительным повышением коэффициента трения в конце испытания, которые являются следствием недопустимого вида изнашивания – изнашивания при схватывании. Поверхность образца (рисунок 6.21, а) характеризуется наличием хорошо прослеживаемого следа после испытания, а также глубоких канавок. Проведение термической обработки на сплаве АК10М2Н

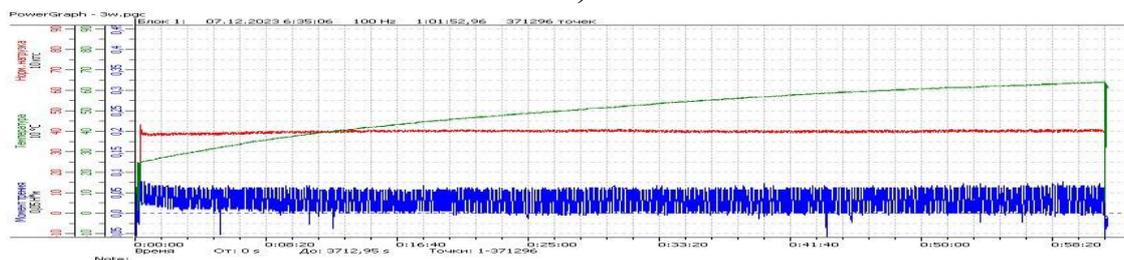
позволяет значительно снизить скорость износа, эпюра характеризуется отсутствием задигов (рисунок 6.20, б), однако, к концу испытания коэффициент трения также возрастает. Поверхность после испытания (рисунок 6.21, б) имеет те же дефекты, что и в предыдущем случае, но в меньшем количестве.



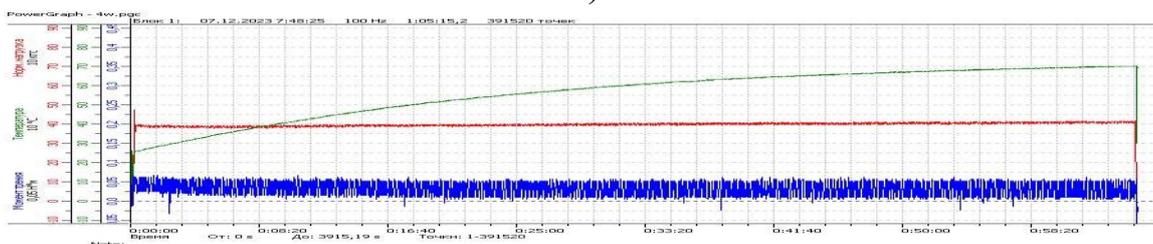
а)



б)



в)



г)

Рисунок 6.20 – Эпюры трибологических испытаний: а) АК10М2Н без т/о; б) АК10М2Н закалка 515°С 2 ч. + старение 190°С 2 ч.; в) АК10М2Н-10% TiC без т/о; г) АК10М2Н-10% TiC закалка 515°С 1 ч. + старение 190°С 2 ч.



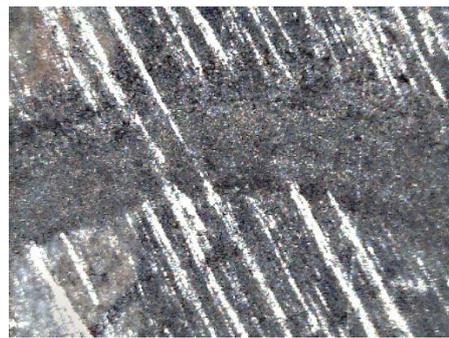
а)



б)



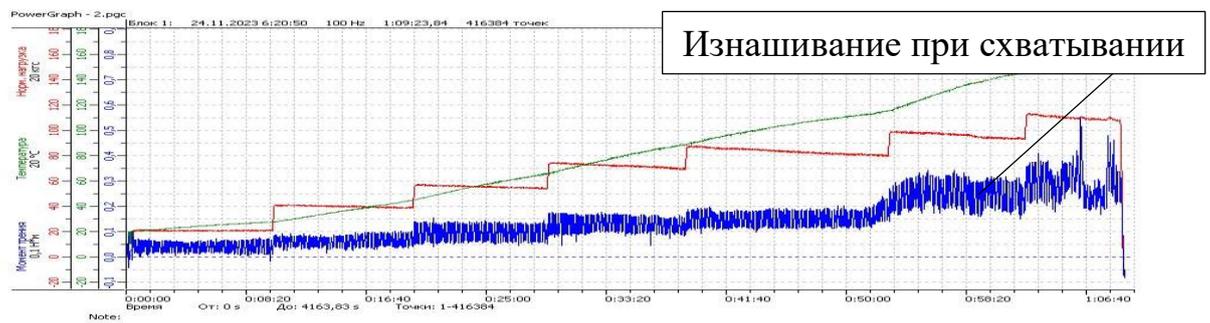
в)



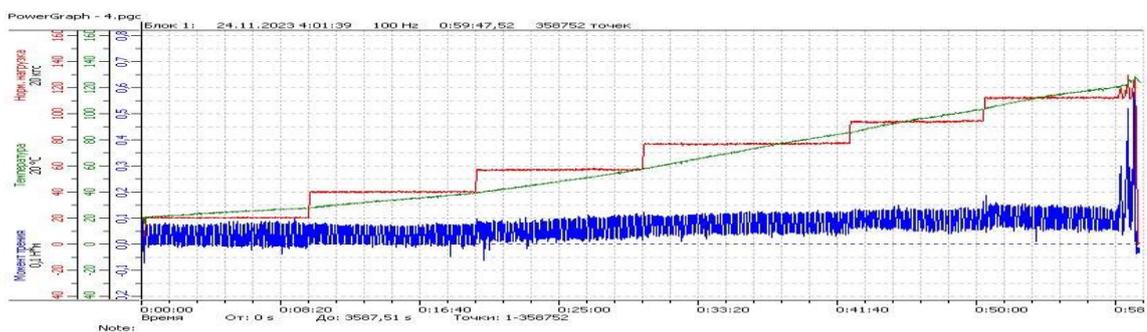
г)

Рисунок 6.21 – Вид поверхности трения: а) АК10М2Н без т/о; б) АК10М2Н закалка 515°C 2 ч. + старение 190°C 2 ч.; в) АК10М2Н-10%TiC без т/о; г) АК10М2Н-10%TiC закалка 515°C 1 ч. + старение 190°C 2 ч.

Композиционный материал АК10М2Н-10%TiC без термической обработки показал значительно лучшие трибологические характеристики, чем образец АК10М2Н, достаточные для рассматриваемого узла трения (рисунок 6.20, в). Поверхность после испытания (рисунок 6.21, в) характеризуется отсутствием глубоких канавок и задиrow. После проведения оптимального режима термообработки композиционный материал АК10М2Н-10%TiC показал достаточно высокие трибологические свойства: низкий коэффициент трения, небольшая скорость изнашивания, поверхность хорошо прирабатывается (рисунок 6.20, г). Поверхность после испытания (рисунок 6.21, г) также характеризуется отсутствием глубоких канавок и задиrow [126].



а)



б)

Рисунок 6.22 – Эпюры трибологических испытаний при определении задиростойкости: а) АК10М2Н закалка 515°С 2 ч. + старение 190°С 2 ч.; б) АК10М2Н-10%TiC закалка 515°С 1 ч. + старение 190°С 2 ч.

На образце АК10М2Н после проведения термической обработки при испытаниях на задиростойкость (рисунок 6.22, а) наблюдался недопустимый вид изнашивания – изнашивание при схватывании, которое происходит при нагрузке 1100Н, однако следует отметить, что повышение коэффициента трения наблюдалось уже при нагрузке 800Н. Композиционный материал АК10М2Н-10%TiC после проведения термической обработки при испытаниях на задиростойкость (рисунок 6.22, б) претерпевает изнашивание при схватывании при нагрузке 1100Н, однако, следует отметить стабильность коэффициента трения на протяжении всего испытания, что является важным параметром в узлах трибосопряжения [127].

Таблица 6.7 – Трибологические характеристики

Образец	Скорость изнашивания, мкм/час	Коэффициент трения	Температура саморазогрева, °С
AK10M2H, без ТО	22,25	0,57	75
AK10M2H, закалка 515°С 2 ч. + старение 190°С 2 ч.	4,25	0,12	70
AK10M2H-10% TiC, без ТО	0,5	0,09	60
AK10M2H -10% TiC, закалка 515°С 1 ч. + старение 190°С 2 ч.	0,25	0,03	66

Так как сплав АК10М2Н относится к группе поршневых сплавов с никелем, которые характеризуются повышенной жаропрочностью [125], то в качестве эксплуатационной характеристики также была произведена оценка кратковременной жаропрочности синтезированных образцов в термообработанном по оптимальному режиму состоянии по результатам испытаний при одноосном сжатии с нагрузкой до 100 кН в условиях повышенных температур 150 и 250°С (рисунки 6.23-6.24). На рисунке 6.24 для температуры 20 °С приведены взятые из таблицы 6.5 значения пределов прочности при сжатии 558 МПа для сплава АК10М2Н и 587 МПа для композита АК10М2Н-10%TiC, полученные на другой установке с возможной нагрузкой до 300 кН по напряжениям сжатия, при которых появлялись первые трещины в образцах. При испытаниях же при температуре 150 °С нагрузки 100 кН не хватало для разрушения образцов с появлением первых трещин, но диаграммы сжатия этих образцов до нагрузки 100 кН практически не отличались от диаграмм сжатия до этой нагрузки 100 кН при температуре 20 °С в установке с возможной нагрузкой до 300 кН. На этом основании пределы

прочности образцов при сжатии для 150 °С были приняты равными пределам прочности образцов при сжатии для 20 °С, что и отражено на рисунке 6.23.

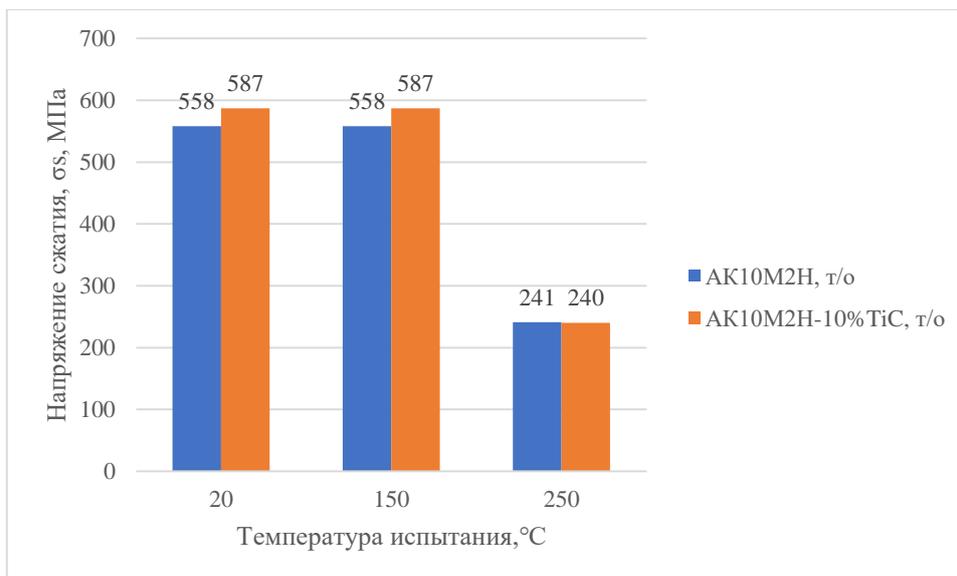


Рисунок 6.23 – Пределы прочности при сжатии для разных температур у литого сплава АК10М2Н и композиционного материала АК10М2Н-10%ТiС после проведения оптимального режима термической обработки

В случае же температуры 250 °С пределы прочности при сжатии определялись по напряжениям сжатия при максимальной нагрузке, при которой начиналось течение образцов, то есть они теряли свою форму и, следовательно, несущую способность (рисунок 6.24). Из приведенных рисунков 6.23 и 6.24 видно, что пределы прочности при сжатии для разных температур у образцов литого сплава АК10М2Н и композиционного материала АК10М2Н-10%ТiС примерно одинаковы. На основании этого синтезированный композиционный материал АК10М2Н-10%ТiС можно отнести, как и матричный сплав АК10М2Н, к высокопрочным жаропрочным материалам, работоспособным до 250°С.

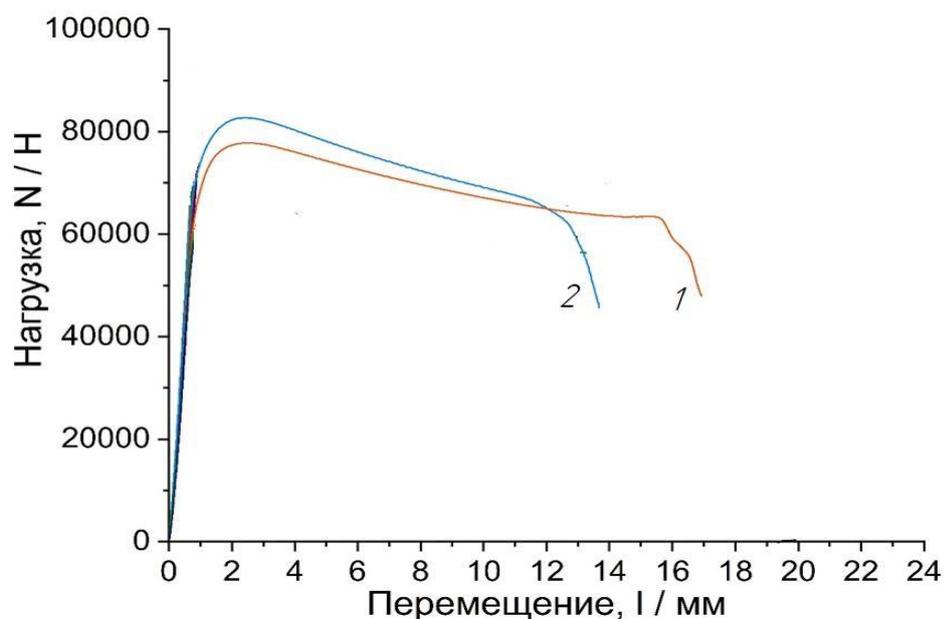


Рисунок 6.24 – Экспериментальная диаграмма одноосного сжатия при температуре 250 °С литого сплава АК10М2Н (кривая 1) и композиционного материала АК10М2Н-10% TiС (кривая 2) после проведения оптимального режима термической обработки

6.4. Общие выводы по разделу

На основе проведенного термодинамического анализа установлено, что, как и в предыдущих рассмотренных системах, начальная температура расплава 900°С позволяет достичь достаточную адиабатическую температуру, гарантированно обеспечивающую смачиваемость и усвоение целевой фазы карбида, а также ее формирование в полном объеме без образования охрупчивающих фаз карбида алюминия и алюминида титана. Экспериментально подтверждена оптимальность параметров проведения процесса самораспространяющегося высокотемпературного синтеза фазы карбида титана в расплаве с температурой 900°С для формирования частиц карбида титана высокой дисперсности размером от 180 нм и обеспечения образования равноосной мелкозернистой структуры затвердевших слитков композиционного материала АК10М2Н-10% TiС. Также методом количественной обработки РФА и обработки микроструктур при помощи

программы Micro-S Polar показана возможность синтеза TiC методом СВС в расплаве промышленного сплава АК10М2Н в количестве 9 масс.%, что способствует повышению твердости со 110 до 122 НВ. Проведение последующей термической обработки по режиму Т6 (нагрев под закалку до температуры 515°С с выдержкой в течение 1 часа, охлаждением в холодную воду и старение при температуре 190°С в течение 2 часов с охлаждением на воздухе) приводит к дальнейшему повышению твердости до 171 НВ, что превышает твердость матричного сплава АК10М2Н после термической обработки по аналогичному режиму и, по данным рентгенофазового анализа, является результатом формирования интерметаллических фаз Al₂Cu и Al₃Ni. Применение термической обработки композиционного материала АК10М2Н-10%TiC позволяет сохранить уровень жидкотекучести, кратковременной жаропрочности, коэффициент термического расширения на уровне матричного сплава в термообработанном состоянии, с незначительным падением коррозионной стойкости, но при этом повысить прочность на сжатие на 5 %, твердость на 13 %, микротвердость на 31 %, снизить коэффициент трения не менее, чем в 4 раза, а скорость износа – не менее, чем в 17 раз. Полученный композиционный материал в термообработанном состоянии можно считать наиболее перспективным для триботехнических изделий, работающих в условиях повышенных до 1100Н нагрузок и до 250°С температур.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Установлены термодинамические параметры (адиабатическая температура, количество и фазовый состав образующихся продуктов горения в зависимости от начальной температуры расплава) протекания реакции самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) 10 масс.% армирующей фазы карбида титана TiC из элементных порошков титана и углерода, взятых в стехиометрическом соотношении с добавлением 5% флюса Na_2TiF_6 , в расплавах промышленных сплавов АМг2, АМг6, АМ4,5Кд, АК10М2Н. Более высокая адиабатическая температура процесса СВС по сравнению с расплавами чистого алюминия и модельных алюминиевых сплавов обусловлена более сложным составом промышленных сплавов и вкладом попутных химических превращений легирующих элементов, а также увеличенным содержанием флюса Na_2TiF_6 (5% вместо 2%). По результатам термодинамических исследований для всех рассмотренных промышленных сплавов рекомендована начальная температура расплава 900°C , при которой за счет тепловыделения химических реакций достигается адиабатическая температура около 1200°C , необходимая для обеспечения смачиваемости и усвоения керамической фазы расплавом, происходит полное формирование целевой фазы карбида титана и не образуются охрупчивающие фазы карбида алюминия и алюминида титана.

2. Экспериментально подтверждена целесообразность проведения процесса СВС в расплаве исследуемых промышленных алюминиевых сплавов с начальной температурой расплава 900°C с формированием армирующих частиц карбида титана высокой дисперсности размером от 130 нм до 2 мкм в количестве 9-10% в составе матричных сплавов, что подтверждено в диссертационной работе двумя методами (количественный РФА; обработка микроструктур при помощи программы Micro-S Polar), с образованием равноосной мелкозернистой структуры синтезируемых композитов АМг2-10%TiC, АМг6-10%TiC, АМ4,5Кд-10%TiC и АК10М2Н-10%TiC, приводящей к увеличению твердости на 17 и 10% нетермоупрочняемых сплавов АМг2 и АМг6 соответственно, и на 24 и 11%

термоупрочняемых сплавов АМ4,5Кд и АК10М2Н соответственно, только за счет армирования без термической обработки.

3. Подобраны оптимальные режимы последующей термической обработки полученных композиционных материалов АМг2-10%ТiС, АМг6-10%ТiС, АМ4,5Кд-10%ТiС и АК10М2Н-10%ТiС, приводящие к дальнейшему повышению твердости и трибологических свойств, и установлены причины такого повышения свойств. Показано, что проведение термической обработки в виде нагрева до температуры 150°С и 230°С с выдержкой в печи в течение 3 часов и охлаждением на воздухе композиционных материалов АМг2-10%ТiС и АМг6-10%ТiС, синтезированных на основе матриц нетермоупрочняемых магналиев АМг2 и АМг6, способствует выделению дополнительного количества интерметаллической β-фазы Al_3Mg_2 3 и 6% соответственно. Проведение термической обработки в виде операций закалки и искусственного старения по режиму Т6 композиционных материалов АМ4,5Кд-10%ТiС и АК10М2Н-10%ТiС на основе матриц термоупрочняемых сплавов АМ4,5Кд и АК10М2Н приводит к выделению фаз: 2-3% Al_2Cu и 2% Al_2Cu , 1% Al_3Ni соответственно. Во всех композиционных материалах присутствие 9-10% высокодисперсной фазы ТiС способствует сокращению длительности требуемой термической обработки по сравнению с матричными сплавами в связи с ускорением фазовых превращений, что связано с повышением уровня внутренних напряжений и плотности дислокаций в композитах.

4. Проведение армирования высокодисперсной фазой карбида титана, синтезированной в расплаве, в комплексе с последующей термической обработкой исследованных промышленных сплавов позволило получить новые композиционные материалы, характеристики прочности и пластичности при растяжении которых уменьшились по сравнению с аналогичными характеристиками матричных промышленных сплавов из-за наличия большого количества керамической армирующей фазы (9-10% ТiС), однако характеристики твердости, а вместе с ней и трибологические свойства существенно улучшились:

- АМг2-10%TiC: прочность на сжатие, деформируемость, свариваемость и коррозионная стойкость сохранились на уровне матричного сплава в нагартованном состоянии, но при этом повысилась твердость на 14 %, снизился коэффициент трения не менее, чем в 4 раза, скорость износа – не менее, чем в 9 раз;

- АМг6-10%TiC: деформируемость и уровень коррозионной стойкости сохранились на уровне матричного сплава в нагартованном состоянии, с некоторым падением прочности при сжатии и свариваемости, но при этом повысилась твердость на 20 %, снизился коэффициент трения не менее, чем в 2 раза, скорость износа – не менее, чем в 4 раза;

- АМ4,5Кд-10%TiC: характеристики жидкотекучести, кратковременной жаропрочности, коэффициента термического расширения и коррозионной стойкости сохранились на уровне матричного сплава в термообработанном состоянии, но при этом повысилась прочность на сжатие на 7 %, твердость на 4 %, снизился коэффициент трения не менее, чем в 3 раза, скорость износа – не менее, чем в 3 раза;

- АК10М2Н-10%TiC: характеристики жидкотекучести, кратковременной жаропрочности, коэффициента термического расширения сохранились на уровне матричного сплава в термообработанном состоянии, с незначительным падением коррозионной стойкости, но при этом повысилась прочность на сжатие на 5 %, твердость на 14 %, снизился коэффициент трения не менее, чем в 4 раза, а скорость износа – не менее, чем в 17 раз.

5. Разработанные новые композиционные материалы АМг2-10%TiC, АМг6-10%TiC, АМ4,5Кд-10%TiC, АК10М2Н-10%TiC на основе соответствующих промышленных сплавов после проведения термической обработки представляют собой новые легкие композиционные материалы с повышенными трибологическими характеристиками, перспективные для триботехнических применений, в том числе и при повышенной температуре до 250°C.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Kainer, K.U. Metal matrix composites. Custom-made materials for automotive and aerospace engineering / K.U. Kainer // Weinheim: WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2006. – 325 P.
2. Амосов, А.П. Применение процессов СВС для получения *in situ* алюмоматричных композиционных материалов, дискретно армированных наноразмерными частицами карбида титана: обзор / А.П. Амосов, А.Р. Луц, Е.И. Латухин, А.А. Ермошкин // Известия вузов. Цветная металлургия, 2016. - № 1. - С. 39—49.
3. Casati, R. Metal matrix composites reinforced by nano-particles: a review / R. Casati, M. Vedani // Metals, 2014. № 4. P. 65—83.
4. Амосов, А.П. Армированные наночастицами алюмоматричные композиты. Перспективные материалы: учеб. пособ. / А.П. Амосов, А.А. Кузина: под ред. Д.Л. Мерсона. – Тольятти: Изд-во ТГУ, 2019. С. 126 – 196.
5. Михеев, Р.С. Разработка износостойких дисперсно-наполненных композиционных материалов и покрытий из них: дис. ... канд. технич. наук: 05.16.06 / Михеев Роман Сергеевич. – Москва, 2010. – 202 с.
6. Rosso, M. Ceramic and metal matrix composites: Routes and properties / M. Rosso // Journal of Materials Processing Technology, 2006. - № 1-3 (175). – P. 364-375.
7. Jia, L. Nano-scale AlN powders and AlN/Al composites by full and partial direct nitridation of aluminum in solid-state / L. Jia, K. Kondoh, H. Imai, M. Onishi, B. Chen, S. Li // Journal of Alloys and Compounds, 2015. - № 629. - P. 184 –187.
8. Rudianto, H. Sintering behavior of hypereutectic aluminum-silicon metal matrix composites powder / H. Rudianto, Y. S. Sun, K. Y. Jin, Nam Ki Woo // International Journal of Modern Physics: Conference Series, 2012. – № 6. – P. 628-633.
9. Xue, G. Influence of processing parameters on selective laser melted SiCp/AlSi10Mg composites: Densification, microstructure and mechanical properties / G. Xue, L. Ke, H. Zhu // Materials Science & Engineering A. 2019. Vol. 764. P. 1–10.

10. Jitendar, T. Evaluation of mechanical and thermal properties of bilayer graphene reinforced aluminum matrix composite produced by hot accumulative roll bonding / T. Jitendar, M. Ajay, R. Amitava, M. Devesh, N. Sathish // Journal Alloys Compaunds, 2019. - № 801. - P. 49-59.

11. Евдокимов И.А., Хайруллин Р.Р., Баграмов Р.Х., С.А. Перфилов С.А., Поздняков А.А., Аксененков В.В., Кульницкий Б.А. Наноструктурированные деформационно-упрочняемые алюминий-магниевые сплавы, модифицированные фуллереном C₆₀, полученные методом порошковой металлургии // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2020. № 4. С. 76-84.

12. Ehsan, G. Microwave and spark plasma sintering of carbon nanotube and graphene reinforced aluminum matrix composite / G. Ehsan, S. Parvanh, J. Alireza, R. Hosein, S. Kamyar, E. Touradj // Archives of Civil Mechanical Engineering, 2018. - № 18 (4). - P. 1042-1054.

13. Чернышова, Т.А. Взаимодействие металлических расплавов с армирующими наполнителями / Т.А. Чернышова, Л.И. Кобелева, П. Шебо, А.В. Панфилов. – М.: Наука, 1993. – 272 с.

14. Криштал, М.М. О некоторых тенденциях в развитии автомобильных материалов (Всемирный конгресс 2002 года Международного сообщества автомобильных инженеров) / М.М. Криштал // Технология металлов, 2003. - № 9. - С. 46-48.

15. Борисов, В.Г. Новые композиционные материалы на алюминиевой основе для машиностроения / В.Г. Борисов, А.А. Казаков // Цветные металлы. - 1997. - №4. - 71-73 с.

16. Михеев Р.С. Перспективные покрытия с повышенными триботехническими свойствами из композиционных материалов на основе цветных металлов: дис. ... доктора технич. наук: 05.16.06 / Михеев Роман Сергеевич. – Москва, 2018. – 442 с.

17. Ковтунов, А. И. Жидкофазные способы производства слоистых композиционных материалов / А. И. Ковтунов, С. В. Мямин. – Тольятти: Тольяттинский государственный университет, 2016. - 135 с.

18. Курганова, Ю.А. Особенности получения литейных металлических композиционных материалов системы Al-дискретные нановолокна Al_2O_3 / Ю.А. Курганова, И. Чэнь, С.П. Щербаков, Ц. Хэ // Сборник трудов 24-й школы металлургов-термистов «Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов». - Магнитогорск, 2018. - С. 48-49.

19. Курганова, Ю.А. Исследование механических свойств перспективных алюмоматричных композиционных материалов, армированных SiC и Al_2O_3 / Ю.А. Курганова, А.Г. Колмаков, И. Чэнь, С.В. Курганов // Материаловедение, 2021. - № 6. - С. 34-38.

20. Прусов, Е.С. Особенности формирования структуры литых алюмоматричных нанокомпозитов / Е.С. Прусов, А.А. Панфилов, В.Б. Деев // Фундаментальные проблемы современного материаловедения, 2021. - Т. 18. - № 3. - С. 360-367.

21. Аксенов, А.А. Оптимизация состава и структуры композиционных материалов на алюминиевой и медной основе, получаемых жидкофазными методами и механическим легированием: дис. ... доктора техн. наук: 05.02.01 / Аксенов Андрей Анатольевич. – Москва, 2007. - 390 с.

22. Курганова, Ю.А. Механизм упрочнения алюмоматричных композиционных материалов с наноразмерными наполнителями / Ю.А. Курганова, И. Чэнь // Сборник трудов 13-й Всероссийской научной конференции молодых ученых и специалистов «Будущее машиностроения России». – Москва, 2020. - Т.1. - С. 160-163.

23. Курганова, Ю.А. Жидкофазный способ совмещения компонентов алюмоматричных дисперсно-упрочненных композиционных материалов / Ю.А. Курганова, Ю.А. Гончарова // Технология металлов, 2021. - № 11. - С. 15-20.

24. Литой композиционный материал на основе алюминиевого сплава и способ его получения [Текст]: пат. RU 2353475 С2. Номер заявки 2007110249/02. Дата регистрации: 20.03.2007. Дата публикации: 27.04.2009 / Ю.А. Курганова, К.О. Байкалов

25. Vinod Kumar, G.S. Development of Al—Ti—C grain refiners and study of their grain refining efficiency on Al and Al—7Si alloy / G.S. Vinod Kumar, B.S. Murty, M.J. Charaborty // *Alloys Compounds*, 2005. - № 1 (396). - P. 143—150.
26. Wang, F. Preparation and mechanical properties of in-situ synthesized nano-MgAl₂O₄ particles and Mg_xAl_(1-x)B₂ whiskers co-reinforced Al matrix composites / F. Wang, J. Li, C. Shi, N. Zhao, E. Liu, C. He, F. He // *Materials Science Engineering A*, 2018. - № 735. – P. 236–242.
27. Duygulu, O. High-resolution transmission electron microscopy investigation of in situ TiC/Al composites / O. Duygulu // *Metals and Materials International*, 2018. - № 56. – P. 265–275.
28. Qu, X. In situ synthesis of a gamma-Al₂O₃ whisker reinforced aluminium matrix composite by cold pressing and sintering / X. Qu, F. Wang, C. Shi, N. Zhao, E. Liu, C. He, F. He // *Materials Science Engineering*, 2018. - № 709. – P. 223–231.
29. Mokhnache, E.O. In situ (α -Al₂O₃+ZrB₂)/Al composites with network distribution fabricated by reaction hot pressing / E.O. Mokhnache, G.-S. Wang, L. Geng, K. Balasubramaniam, A. Henniche, N. Ramdani // *International Journal Minerals, Metallurgy and Materials*, 2016. - № 22. – P. 1092–1100.
30. Singh, H. An overview of metal matrix composite: processing and SiC based mechanical properties / H. Singh, S.N. Jit, A.K. Tyagi // *Journal of Engineering Research and Studies*, 2011. – № 2. – P. 72-78.
31. Bonollo, F. Cilinder liners in aluminium matrix composite by centrifugal casting / F. Bonollo, A. Moret, S. Gallo, C. Mus // *La metallurgia Italiana*, 2004. – №6 . – P. 49-55.
32. Xiangfa, L. The relationship between microstructure and refining performance of Al-Ti-C master alloys / L. Xiangfa, W. Zhenqing, Zh. Zuogui, B. Xiufang // *Materials Science and Engineering*, 2002. - № 332A. - P. 70-74.
33. Premkumar, M.K. Al-TiC particulate composite produced by a liquid state in situ process / M.K. Premkumar, M.G. Chu // *Materials Science and Engineering*, 1995. - № 202A. – P.172-178.

34. Гаврилин, И.В. САМ-процесс – метод композиционного литья / И.В. Гаврилин // Литейное производство, 1996. – №9. – С. 28-29.

35. Мержанов, А.Г. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез тугоплавких неорганических соединений / А.Г. Мержанов, И.П. Боровинская // Доклады Академии Наук СССР, 1972. - Т. 204. - № 2. - С. 366-369.

36. Амосов, А.П. Порошковая технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза материалов: учеб. пособ. / А.П. Амосов, И.П. Боровинская, А.Г. Мержанов: Под научной редакцией В.Н. Анциферова // М.: Машиностроение–1, 2007. – 567 с.

37. Yuxhvid, V.I. SHS-metallurgy: fundamental and applied research / I.V. Yuxhvid // Advanced Materials & Technologies, 2016. - № 4. - P. 23-34.

38. Кандалова Е.Г. Разработка технологии получения модифицирующих лигатур Al-Ti и Al-Ti-B на основе процесса СВС: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.04 / Кандалова Елена Геннадьевна. – Самара, 2000. - 188 с.

39. Юхвид, В. И. Получение новых керамических и композиционных материалов методами СВС-металлургии / В. И. Юхвид, В. А. Горшков, В. Н. Санин // Технологическое горение. Коллективная монография. Под общей редакцией академика С.М. Алдошина и чл.-корр. РАН М.И. Алымова. - М.: РАН, 2018. - С. 350-371.

40. Wiley, J.B. Rapid solid-state precursor synthesis of materials / J.B. Wiley, R.B. Kaner // Science, 1992. - №. 255 (5048). - P. 1093–1097.

41. Moore, J.J. Combustion Synthesis of Advanced Materials: Part I. Reaction Parameters / J.J. Moore, H.J. Feng // Progress in Materials Science, 1995. - № 39. – P. 243–273.

42. Sytshev, A.E. Self-propagating high-temperature synthesis of nanomaterials / A.E. Sytshev, A.G. Merzhanov // Russian Chemistry Reviews, 2004. - № 73. – P. 147-159.

43. Luts, A.R. Self-propagating high-temperature synthesis of highly dispersed titanium-carbide phase from powder mixtures in the aluminum melt / A.R. Luts, A.P.

Amosov, And.A. Ermoshkin, Ant.A. Ermoshkin, K.V. Nikitin, I.Yu. Timoshkin // Russian Journal Non-Ferrous Metals, 2014. - № 55 (6). – P. 606–612.

44. Levashov, E.A. Self-propagating high temperature synthesis of advanced materials and coatings / E.A. Levashov, A.S. Mukasyan, A.S. Rogachev, D.V. Shtansky // International Materials Reviews, 2017. - № 62 (4). – P. 203-239.

45. Peijie, L. Preparation of Al–TiC composites by self-propagating high-temperature synthesis / L. Peijie, E.G. Kandalova, V.I. Nikitin, A.G. Makarenko, A.R. Luts, Zh. Yanfei // Scripta Materialia. 2003. - № 49 (7). - P. 699-703.

46. Луц, А.Р. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез алюминиевых сплавов / А.Р. Луц, А.Г.Макаренко // М.: Машиностроение, 2008. – 175 с.

47. Луц, А.Р. Армирование сплава Al-5%Cu наночастицами карбида титана методом СВС в расплаве / А.Р. Луц, А.П. Амосов, Е.И. Латухин, А.А. Ермошкин // Известия СНЦ РАН, 2017. - № 1 (3). - С. 529-536.

48. Луц, А.Р. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез наноструктурных композиционных сплавов (Al–2%Mn)–10%TiC и (Al–5%Cu–2%Mn)–10%TiC при легировании порошковым марганцем / А.Р. Луц, А.П. Амосов, Е.И. Латухин, А.Д. Рыбаков, В.А. Новиков, С.И. Шипилов // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия, 2018. - № 3. - С. 30-40.

49. Шерина, Ю.В. Исследование влияния вида и количества флюса на процесс СВС композиционного материала AMg2-10%TiC / Ю.В. Шерина, А.Р. Луц, А.П. Амосов // Информационно-технологический вестник, 2022. - № 2 (32). - С. 131-139.

50. Liang, Y.F. Microstructure and Tensile Properties of In Situ TiCp/Al-4.5 wt.% Cu Composites Obtained by Direct Reaction Synthesis / Y.F. Liang, J.E. Zhou, and S.Q. Dong // Materials Science and Engineering A, 2010. - № 527. – P. 7955–7960.

51. Gotman, I. Fabrication of Al matrix in situ composites via self-propagating synthesis / I. Gotman, M.J. Koczak, E. Shtessel // Materials Science and Engineering A, 1994. - № 187. – P. 189–199.

52. Song, M.S. In situ Fabrication of TiC Particulates Locally Reinforced Aluminum Matrix Composites by Self-Propagating Reaction during Casting / M.S. Song, M.X. Zhang, S.G. Zhang, B. Huang, J.G. Li // *Materials Science Engineering*, 2008. - № 473. – P. 166–171.

53. Cho, Y.-H. In situ Synthesis of Al/TiC Composites by Combustion in an Aluminium Melt / Y.-H. Cho, J.-M. Lee, H.-J. Kim, J.-J. Kim, S.-H. Kim // *Proceedings of the 13th International Conference on Aluminum Alloys*, 2012. – P. 201–206.

54. Kim, H. J. Effects of processing parameters on the fabrication of in-situ Al/TiC composites by thermally activated combustion reaction process in an aluminium melt using Al-TiO₂-C powder mixtures / H.J. Kim, J.M. Lee, Y.H. Cho, J.J. Kim, S.H. Kim, J.C. Lee // *Journal of Korean Institute of Metals and Materials*, 2012. - № 50(9). – P. 677-684.

55. Cuevas, A.C. Metal matrix composites: wetting and infiltration / A.C. Cuevas, E.B. Vecerril, M.S. Martinez, J.L. Ruiz // Cham: Springer Nature Switzerland AG, 2018. - 310 p.

56. Амосов, А.П. Применение процессов инфильтрации и самораспространяющегося высокотемпературного синтеза для получения керметов. Обзор / А.П. Амосов, Е.И. Латухин, Э.Р. Умеров // *Известия вузов. Цветная металлургия*, 2021. - Т. 27. - № 6. - С. 52–75.

57. .B. Lee, K.B. Reaction products of Al/TiC composites fabricated by the pressureless infiltration technique / K.B. Lee, H.S. Sim, H. Kwon // *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2005. - № 36. – P. 2517-2527.

58. Cho, Y.H. Al-TiC Composites Fabricated by a Thermally Activated Reaction Process in an Al Melt Using Al-Ti-C-CuO Powder Mixtures / Y.H. Cho, J.M. Lee, S.H. Kim // *Metallurgical and Materials Transactions*, 2014. - № 45A. – P. 5667-5678.

59. Шерина, Ю.В. Исследование вида флюса на синтез композиционного материала АМг2-10%TiC / Ю.В. Шерина, А.Р. Луц, А.Д. Качура, С.В. Шигин // *Транспортное машиностроение*. - №7. – С. 40-48.

60. Kim, S.-H. Particle distribution and hot workability of in situ synthesized Al-TiC_p composite / S.-H. Kim, Y.-H. Cho, J.-M. Lee // Metallurgical Materials Transactions A, 2014. - № 45. – P. 2873–2884.
61. Cho, Y.-H. Al-TiC Composites Fabricated by a Thermally Activated Reaction Process in an Al Melt Using Al-Ti-C-CuO / Y.-H. Cho, J.-M. Lee, S.-H. Kim // Powder Mixtures: Part II. Microstructure Control and Mechanical Properties. The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International, 2015. - № 46A. - P. 1375-1385.
62. Birol, Y. In situ processing of TiC_p-Al composites by the reacting graphite with Al-Ti melts / Y. Birol // Journal of Materials Science, 1999. - №34. – P. 1653-1657.
63. Прусов, Е.С. Жидкофазный синтез металломатричных композитов гибридного состава / Е.С. Прусов, В.Б. Деев, А.В. Киреев // Фундаментальные проблемы современного материаловедения, 2021. – Т. 18. - № 4. – С. 511-519.
64. Илларионова, А.А. Алюминиевые сплавы и их термообработка при использовании в строительстве / А.А. Илларионова // Екатеринбург, 2017. – С. 302-305.
65. Wen, W. The effect of Mg precipitation on the mechanical properties of 5xxx aluminum alloys / W. Wen, Y. Zhao, J.G. Morri // Materials Science and Engineering, 2005. - № 392. – P. 136–144.
66. Tzeng, Y.-C. Use of Hardness and Electrical Conductivity Testing to Evaluate Heat Damage and Sensitization in 5083-H116 Al-Mg Alloys / Y.-C. Tzeng, C.-Y. Lu, K. Kaliyaperumal, R.-Y. Chen // JMEPEG, 2020. - № 29. – P. 6239–6246.
67. Кищик М.С. Формирование микрозеренной структуры в алюминиевом сплаве 1565ч путем термической и термомеханической обработки: дис. ...канд. техн. наук: 05.16.01 / Кищик Михаил Сергеевич. – Москва, 2019. - 118 с.
68. Меркулова, Г.А. Металловедение и термическая обработка цветных сплавов: учеб. пособ. / Г.А. Меркулова // - Красноярск, 2008. - 312 с.
69. Man, Z. Effects of T6 heat treatment on the microstructure, tensile properties, and fracture behavior of the modified A356 alloys / Z. Man, J. Zengyun, Y. Gencang, Z. Yaohe // Materials and Design, 2012. - № 36. – P. 243–249.

70. Кенис, М.С. Прогрессивные режимы термической обработки цветных сплавов: учеб. пособ. / М.С. Кенис, В.С. Муратов // - Куйбышев, 1990. - 79 с.

71. Lli, I. Mechanical Alloying / L. Lli, M.O. Lai // Boston: Kluwer Academic Publishers, 1998. – 276 p.

72. Garci, G. Copper content and cooling rate effects over second phase particles behavior in industrial aluminum–silicon alloy 319 / G. Garci, J.E. Cuadra, H.M. Molinar // Materials and Design, 2007. - № 28. – P. 428–433.

73. Andrade-Gonzalez, N.R. Effect of heat treatment conditions on the aging process in 319 type aluminium casting alloys / N.R. Andrade-Gonzalez, J.E. Gruzleski, F.H. Samuel // 2nd symposium on heat treatment of metals and alloys, EHTS-TMS-Cairo, 2004. - P. 199-207.

74. Kiourtsidis, G.E. Aging response of aluminium alloy 2024/silicon carbide particles (SiC_p) composites / G. E. Kiourtsidis, S.M. Skolianos, G.A. Litsardakis // Wear, 2004. - № 382. - P. 351-361.

75. Albiter, A. Microstructure and heat-treatment response of Al-2024:TiC Composites / A. Albiter, C.A. Leon, R.A.L. Drew, E. Bedolla // Materials Science and Engineering, 2000. - № 289. – P. 109–115.

76. Veeravalli, R.R. Mechanical and tribological properties of AA7075–TiC metal matrix composites under heat-treated (T6) and cast conditions / R.R. Veeravalli, N. Ramanaiah, M.M.M. Sarcar // Journal Materres Technologies, 2016. - № 7. - 7 p.

77. Veeravalli, R.R. Dry Sliding Wear Behavior of Al7075 Reinforced with Titanium Carbide (TiC) Particulate Composites. Proceedings of International Conference on Advances in Materials / R.R. Veeravalli, N. Ramanaiah, M.M.M. Sarcar // Manufacturing and Applications, 2015. - № 1. - 6 p.

78. Uvaraja, V.C. Heat Treatment Parameters to Optimize Friction and Wear behavior of Novel Hybrid Aluminium Composites Using Taguchi Technique / V.C. Uvaraja // International Journal of Engineering and Technology, 2014. - № 2 (6). - 9 p.

79. Chen, C.-L. A Study on the Aging Behavior of Al6061 Composites Reinforced with Y_2O_3 and TiC / C.-L. Chen, C.-H. Lin // Metals, 2017. - № 7. - 8 p.

80. Курганова Ю.А. Разработка и применение дисперсно упрочненных алюмоматричных композиционных материалов в машиностроении: дис. ... доктора технич. наук: 05.16.06 / Курганова Юлия Анатольевна. – Москва, 2008. - 285 с.

81. Мухамед И.А. Исследование и разработка композиционных материалов на основе алюминия для применения в транспортном машиностроении: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.01 / Мохамед Иссам Ахмед Мохамед. - Москва, 2018. - 131 с.

82. Курбаткина, Е. И. Особенности термической обработки композиционных материалов с алюминиевой матрицей (обзор) / Е.И. Курбаткина, А.А. Шавнев, Д.В. Косолапов, А.В. Гололобов // Электронный научный журнал «Труды ВИАМ», 2017. - №11. С. 82-97.

83. Xu, J. Wetting and reaction characteristics of Al_2O_3/SiC composite refractories by molten aluminium and aluminium alloy / J. Xu, X. Liu, E. Barbero, J.G. Hemrick, M. Peters // International Journal of Applied Ceramic Technology, 2007. - № 4. - P. 514-523.

84. Suresh, S. Effect of graphite addition on mechanical behavior of Al6061/ TiB_2 hybrid composite using acoustic emission / S. Suresh, N.S.V. Moorthi, S.C. Vettivel, N. Selvakumar, G.R. Jinu // Materials Science & Engineering A, 2014. - № 612. – P. 16–27.

85. Kumar, N.M. High temperature investigation on EDM process of Al2618 alloy reinforced with Si_3N_4 , ALN and ZrB_2 in-situ composites / M.N. Kumar, S.S. Kumaran, L.A. Kumaraswamidhas // Journal of Alloys and Compounds, 2016. - № 663. - P. 755–768.

86. Kainer, K.U. Microstructural investigations of interfaces in short fiber reinforced $AlSi_{12}CuMgNi$ composites / K.U. Kainer, Y.D. Huang, N. Hort, H. Dieringa, Y.L. Liu // Acta Materialia, 2005. - №. 53. - P. 3913-3923.

87. Вишняков, Л.Р. Технологическое освоение композиционного материала системы Al-SiC / Л.Р. Вишняков, Н.П. Ониськова, И.М. Ромашко // Технология легких сплавов, 1996. - № 3. - С. 64-69.

88. Курганова, Ю.А. Перспективы развития металломатричных композиционных материалов промышленного назначения / Ю.А. Курганова // Сервис в России и за рубежом, 2012. - № 3 (20). – С. 235-240.

89. Ковтунов, А.И. Применение композиционных материалов с магниевой матрицей для подшипников скольжения / А.И. Ковтунов, Ю.Ю. Хохлов, С.В. Мямин // Перспективные материалы, 2022. – № 6. - С. 66-70.

90. Калашников И.Е. Развитие методов армирования и модифицирования структуры алюмоматричных композиционных материалов: дис. ... доктора техн. наук: 05.16.06 / Калашников Игорь Евгеньевич. – Москва, 2011. - 428 с.

91. Миронова, Е.В. Литые композиционные материалы на основе алюминиевого сплава для автомобилестроения / Е.В. Миронова, А.С. Затуловский, А.В. Косинская, С.С. Затуловский // Киев, 2006. 3 с.

92. Луц А.Р. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез модифицирующих лигатур и композиционных сплавов в расплаве алюминия с применением флюсов: дис. ... канд. техн. наук: 01.04.17 / Луц Альфия Расимовна. – Самара, 2006. - 225 с.

93. Рыбаков А.Д. Применение различных форм углерода для СВС высокодисперсного карбида титана в расплаве при получении алюмоматричных композиционных материалов: дис. ... канд. техн. наук: 2.6.17 / Рыбаков Антон Дмитриевич. – Самара, 2021. - 186 с.

94. Рогачев, А.С. К теории эстафетного механизма распространения волны горения в гетерогенных средах / А.С. Рогачев, А.Г. Мержанов // Докл. АН, 1999. - Т. 365. - № 6. - С. 788–791.

95. Рыбаков, А.Д. Термодинамическая оценка влияния аллотропной формы углерода на синтез фазы карбида титана в расплаве алюминия / А.Д. Рыбаков, А.Р. Луц, Д.В. Закамов, А.П. Амосов // Прикладная физика и математика, 2021. - № 2. - С. 11-20.

96. Шабалдин, И.В. Оценка равномерности распределения армирующих фаз в структуре композиционных материалов при помощи ImageJ / И.В. Шабалдин // Уральская школа молодых металловедов: материалы XXI Международной

научно-технической Уральской школы-семинара металловедов – молодых ученых. – Екатеринбург: Издательство Уральского университета. – 2022. – С. 505-508.

97. Прусов Е.С. Развитие научных основ создания литых комплексно-армированных алюмоматричных композиционных материалов для отливок ответственного назначения. Дисс. на соиск. уч. степени доктора техн. наук. Нижний Новгород. - 2023. С. 365.

98. Zhukov, D.V. Method for Evaluation and Visualisation of the Microstructure Materials Heterogeneity / D.V. Zhukov, M.G. Giorbelidze, A.A. Mel'nikov, S.V. Voronin // Russian Metallurgy (Metally). – 2023. - №13. – pp. 2126-2132.

99. Ермошкин, Ант. А. Исследование механических и коррозионных свойств композиционных алюминиевых сплавов системы Al-TiC / Ант. А. Ермошкин, Анд. А. Ермошкин, А.Р. Луц // Вестник Самарского государственного университета. Серия Технические науки, 2014. - № 2 (42). – С. 62-68.

100. Михеев, Р.С. Дискретно-армированные композиционные материалы системы Al-TiC (обзор) / Р.С. Михеев, Т.А. Чернышова // Заготовительные производства в машиностроении, 2008. - № 11. – С. 44-53.

101. Лякишев, Н.П. Диаграммы состояния двойных металлических систем / Н.П. Лякишев // М.: Машиностроение, 1996. – Т. 1-3. – С. 498.

102. Жуков И.А. Физико-химические основы технологии металломатричных композитов на основе алюминия и магния с добавками наноразмерных неметаллических частиц: дис. ... доктора техн. наук: 05.16.09 / Жуков Илья Александрович. - Томск, 2021. - 261 с.

103. Пантелеева, А.В. Модифицирование алюминия упрочняющими фазами TiB_2 и TiC методом СВС в расплаве / А.В. Пантелеева, Р.М. Никонова // Труды XI Всероссийской школы-конференции молодых ученых «КоМУ-2018». Химическая физика и мезоскопия, 2019. – Т. 21. - № 1. - С. 65-69.

104. Колачев, Б.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов: учебник для вузов / Б.А. Колачев, В.Н. Елагин, В.А. Ливанов – 3е изд., перераб. и доп. М.: МИСиС, 1999. - 416 с.

105. Белов, Н.А. Фазовый состав алюминиевых сплавов: научное издание / Н.А. Белов // М.: Изд. Дом МИСиС, 2009. – 392 с.
106. Pan, S. Understanding and designing metal matrix nanocomposites with high electrical conductivity: a review / S. Pan, T. Wang, K. Jin, X. Cai // Journal Materials Science, 2022. - № 57. - P. 6487–6523.
107. Pan, S. Interfacial thermal conductance of in situ aluminum matrix Nanocomposites / S. Pan, J. Yuan, T. Zheng, Z. She, X. Li // Journal Materials Science, 2021. - № 56. - P. 13646–13658.
108. Перелыгин, Ю. П. Коррозия и защита металлов от коррозии / Ю.П. Перелыгин, И.С. Лось, С.Ю. Киреев // - Пенза: Изд-во ПГУ, 2015. – 81 с.
109. Чернышов, Г.Г. Влияние термического цикла дуговой сварки на структуру и свойства сварных швов дисперсно наполненных металлокомпозигов / Г.Г. Чернышов, А.М. Рыбачук, Т.А. Чернышова // Сварочное производство, 2001. - № 11. - С. 7–13.
110. Garcia, R. A comparative study of the MIG welding of Al/TiC composites using direct and indirect electric arc processes / R. Garcia, V.H. Lopez, E. Bedolla, A.A. Manzano // Journal of Materials Science, 2003. - № 38. - P. 2771–2779.
111. Пат.743175 США МКМ В 23 К 9/23, МКИ 219/137. Method of welding of metal matrix composites / Das. K. Bhadwan. Опубл. 21.06.88.
112. Urena, A. Interfacial reactions in an Al–Cu–Mg (2009)/SiC_w composite during liquid processing. Part II. Arc welding / A. Urena, P. Rodrigo, L. Gil, M.D. Escalera, J.L. Baldonado // Journal of Materials Science, 2001. - № 36. – P. 429 – 439.
113. Овчинников, В.В. Дефектация сварных швов и контроль качества сварных соединений: учебник для студ. учреждений сред. проф. образования / В.В. Овчинников // - М.: Издательский центр «Академия», 2017. - 224 с.
114. Луц, А.Р. Жидкофазное получение методом СВС и термическая обработка композитов на основе алюминий-магниевого сплава, упроченных высокодисперсной фазой карбида титана / А.Р. Луц, Ю.В. Шерина, А.П. Амосов, А.Д. Качура // Известия вузов. Цветная металлургия, 2023. - Т. 59. - № 4. - С. 70-86.

115. Шерина, Ю.В. Оценка свариваемости методом TIG композиционных материалов, армированных высокодисперсной фазой карбида титана, полученных на основе промышленных алюминиево-магниевых сплавов / Ю.В. Шерина, А.Р. Луц, М.В. Богатов, Е.Н. Голубовский // Вестник Югорского государственного университета. 2024. - № 1. – С. 105-112.

116. Шерина, Ю.В. Оценка модифицирующего эффекта высокодисперсной фазой карбида титана, полученной методом СВС в составе промышленных алюминиевых сплавов / Ю.В. Шерина, Луц А.Р., Тимошкин И.Ю. // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. – 2023. - № 4. – С. 30-38.

117. Шерина, Ю.В. Влияние армирования высокодисперсной фазой карбида титана и последующей термической обработки на структуру и свойства сплава АМг6 // Ю.В. Шерина, А.Р. Луц, П.Е. Кичаев, М.В. Богатов, А.П. Амосов // Научные технологии в машиностроении. – 2023. - №7. – С. 15-21.

118. Рафальский, И.В. Ресурсосберегающий синтез сплавов на основе алюминия с использованием дисперсных неметаллических материалов и интеллектуальные методы контроля металлургических процессов их получения / И.В. Рафальский. - Минск: БНТУ, 2016. 309 с.

119. Шерина, Ю.В. Влияние термической обработки на свойства композиционных материалов АМг2-10% TiC и АМг6-10% TiC, полученных методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза / Ю.В. Шерина, А.Р. Луц // Frontier Materials & Technologies. – 2024. - №1. – С. 105-112.

120. Шеметев, Г.Ф. Алюминиевые сплавы: составы, свойства, применение. Учебное пособие по курсу «Производство отливок из сплавов цветных металлов». Часть 1. Санкт-Петербург. 2012. 155 С.

121. Мостафа Ахмед Лотфи Мохаммед. Структура и свойства композитов на основе алюминия с низким коэффициентом термического расширения: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.01 / Мостафа Ахмед Лотфи Мохаммед. – Москва, 2018. - 113 с.

122. Андреева, Л.П. Свойства сварных соединений литейного алюминиевого сплава ВАЛ10, полученных сваркой плавлением и трением с перемешиванием / Л.П. Андреева, В.В. Овчинников, А.В. Кабанцев, С.Д. Карпухина // Современные материалы, техника и технологии, 2019. - №1 (22). - С. 76-85.

123. Шерина, Ю.В. Исследование влияния добавки высокодисперсной фазы карбида титана, синтезированной в расплаве и термообработки на структуру и свойства сплава АМ4,5Кд / Ю.В. Шерина // Транспортное машиностроение. – 2024. - №3. – С. 59-69.

124. Шерина, Ю.В. Выбор термической обработки и исследование ее влияния на структуру и свойства композиционного материала АК10М2Н-10%TiC, полученного методом СВС в расплаве / Ю.В. Шерина, А.Р. Луц, А.П. Амосов, Е.А. Минаков, И.Д. Ибатуллин // Известия вузов. Цветная металлургия. – 2024. - № 2. – С. 102-118.

125. Никитин, К.В. Модифицирование и комплексная обработка силуминов: учеб. пособие / К.В. Никитин. – 2-е изд., перераб. и доп // – Самара: Самар. гос. техн. ун-т, 2016. – 92 с.

126. Шерина, Ю.В. Разработка композиционного материала на основе сплава АК20М2Н и исследование его триботехнических свойств / Ю.В. Шерина, А.Р. Луц, И.Д. Ибатуллин // Научно-технические технологии. 2022. - № 2 (128). – С. 11-16.

127. Шерина, Ю.В. Влияние армирования высокодисперсной фазой карбида титана, синтезированной в расплаве, и термообработки на триботехнические свойства сплава АК10М2Н / Ю.В. Шерина, А.Р. Луц // Высокие технологии в машиностроении: материалы XXI Всероссийской научно-технической конференции / Отв. ред. Р.Г. Гришин. – Самара: Самар. гос. техн. ун-т, 2024. – С. 203-207.

ПРИЛОЖЕНИЕ А

Акты внедрения результатов диссертационной работы



Общество с ограниченной ответственностью

«САМАРА-БАЛАНС»

Россия, 443086, г. Самара, ул. Лукачёва, 36Б, оф. 57
tribo@rambler.ru, samaratribu@gmail.com, www.samara-balance.com

УТВЕРЖДАЮ
Директор ООО «САМАРА-БАЛАНС»



И. В. Ибатуллин
2023 г.

АКТ

об использовании результатов диссертационной работы Ю.В. Шериной
«Влияние высокодисперсной фазой карбида титана, синтезированной в расплаве, и термообработки на структуру и свойства промышленных алюминиевых сплавов»

Настоящим актом подтверждается, что в период с 9 января 2023 г. по 24 февраля 2023 г. в ООО «САМАРА-БАЛАНС» проведены испытания трибологических характеристик алюмоматричных композиционных материалов, разработанных в диссертационной работе Шериной Юлии Владимировны «Влияние армирования высокодисперсной фазой карбида титана, синтезированной в расплаве, и термообработки на структуру и свойства промышленных алюминиевых сплавов». Для термообработанных литых образцов АМг2-10%TiC, АМг6-10%TiC, АМ4,5Кд-10%TiC и АК10М2Н-10%TiC оценку триботехнических (антифрикционных, антизадирных и противозносных) свойств выполняли на универсальном триботехническом комплексе «Универсал-1Б» при реализации трения скольжения по схеме: «кольцо (контртело) - плоскость (образец)»; материал контртела – сталь 40Х (закалка, отпуск, НВ=420 кгс/мм²); средний диаметр кольцевой поверхности трения 5 мм; частота вращения шпинделя – 600 мин⁻¹; площадь поверхности трения 15 мм². Так как при трении алюминиевых сплавов о сталь наиболее характерным видом изнашивания (при высоких нагрузках) является схватывание с образованием множественных задиров, то в качестве смазочной среды использовали трансмиссионное масло с группой эксплуатационных свойств GL-5, имеющее в составе высококачественные антизадирные присадки. На каждом образце проводили два испытания: со ступенчато возрастающей нагрузкой (в пределах 1200 Н что) для сравнения антизадирных свойств пар трения по величине критической нагрузки; испытание на изнашивание при форсированной (максимальной докритической) нагрузке в течение 1 часа с оценкой скорости линейного изнашивания и установившегося коэффициента трения. Результаты испытаний показали следующие значения: коэффициенты трения 0,07 (АМг2-10%TiC), 0,08 (АМг6-10%TiC), 0,03 (АМ4,5Кд-10%TiC), 0,03 (АК10М2Н-10%TiC); предельная нагрузка схватывания 1200Н (АМ4,5Кд-10%TiC), 1100Н (АК10М2Н-10%TiC); общий износ 4,0 (АМг2-10%TiC), 4,2 (АМг6-10%TiC), 1,25 (АМ4,5Кд-10%TiC), 0,25 (АК10М2Н-10%TiC), что в 3,7-89 раз меньше, чем при трении матричных сплавов АМг2, АМг6, АМ4,5Кд, АК10М2Н. Алюмоматричные композиционные материалы, разработанные в диссертационной работе Шериной Ю.В., рекомендованы к практическому применению для изготовления износостойких деталей узлов трения и автомобильных двигателей.

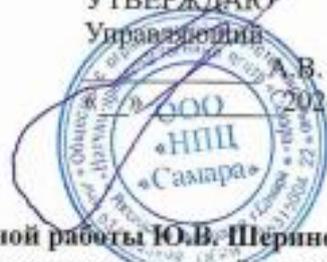
Старший научный сотрудник, к.т.н.

Ведущий инженер

А.Р. Галлямов

А.И. Потапкин

УТВЕРЖДАЮ
Управление



А.В. Максимук
2024 года

АКТ

об использовании результатов диссертационной работы Ю.В. Шериной «Влияние высокодисперсной фазой карбида титана, синтезированной в расплаве, и термообработки на структуру и свойства промышленных алюминиевых сплавов»

Настоящим актом подтверждается, что в период с 4 сентября по 8 декабря 2023 года в ООО «НПЦ «Самара» были проведены испытания механических свойств и оценка коррозионной стойкости представленных образцов алюмоматричных композиционных материалов АМг2-10%TiC, АМг6-10%TiC, АМ4,5Кд-10%TiC и АК10М2Н-10%TiC, разработанных в диссертационной работе Шериной Юлии Владимировны «Влияние армирования высокодисперсной фазой карбида титана, синтезированной в расплаве, и термообработки на структуру и свойства промышленных алюминиевых сплавов». Механические свойства и уровень коррозионной стойкости представленных образцов алюмоматричных композиционных материалов показали их соответствие заявленным повышенным механическим свойствам и уровню коррозионной стойкости и рекомендованы к практическому применению в качестве легких конструкционных материалов для изготовления деталей нефтепромыслового оборудования с облегченным весом.

Директор по науке, к.т.н.

Начальник аналитического отдела, к.ф.-м.н.

Инженер испытательной лаборатории 1 кат



П.Е. Юдин

С.С. Петров

М.В. Богатов



«УТВЕРЖДАЮ»

Профессор по учебной работе
факультета государственного
технического университета,
д.п.н., профессор

О.В. Юсупова

«*Юсупова*» 20*24* года

АКТ

внедрения материалов диссертационной работы
ШЕРИНОЙ Юлии Владимировны
в учебный процесс

Настоящим актом подтверждается, что Шериной Юлией Владимировной было произведено внедрение результатов диссертационной работы «Влияние армирования высокодисперсной фазой карбида титана, синтезированной в расплаве, и термообработки на структуру и свойства промышленных алюминиевых сплавов» в учебный процесс на кафедре «Металловедение, порошковая металлургия, наноматериалы» факультета машиностроения, металлургии и транспорта ФГБОУ ВО «Самарский государственный технический университет (СамГТУ)».

Материалы диссертации были использованы при подготовке бакалавров по направлению 22.03.01 – Металловедение и технологии материалов (профиль «Металловедение и технология новых материалов») и магистров по направлению 22.04.01 – Металловедение и технологии материалов (магистерская программа «Технологии самораспространяющегося высокотемпературного синтеза порошковых и композиционных наноматериалов и нанопокровов»). Полученные экспериментальные данные и методики, разработанные в диссертации, вошли в лекции и лабораторные работы по дисциплинам «Процессы получения наноматериалов», «Свойства и применение наноматериалов» и «Теория, технология и материалы самораспространяющегося высокотемпературного синтеза», а также были использованы при подготовке курсовых проектов и выпускных квалификационных работ бакалавров и магистрантов.

Декан факультета машиностроения,
металлургии и транспорта СамГТУ
д.т.н., профессор

К.В. Никитин

Заведующий кафедрой
«Металловедение, порошковая
металлургия, наноматериалы»,
д.ф.-м.н., профессор

А.П. Амосов