



Луц Альфия Расимовна

ПРИМЕНЕНИЕ ПРОЦЕССА САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩЕГОСЯ
ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СИНТЕЗА АРМИРУЮЩЕЙ ФАЗЫ
ВЫСОКОДИСПЕРСНОГО КАРБИДА ТИТАНА В РАСПЛАВАХ
АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ НОВЫХ ЛИТЫХ
АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ

Специальность 2.6.17. Материаловедение

АВТОРЕФЕРАТ
диссертации на соискание учёной степени
доктора технических наук

Самара – 2025

Работа выполнена в федеральном государственном бюджетном образовательном учреждении высшего образования «Самарский государственный технический университет»

Научный консультант: **Амосов Александр Петрович**, доктор физико-математических наук, профессор, заведующий кафедрой «Металловедение, порошковая металлургия, наноматериалы» ФГБОУ ВО «Самарский государственный технический университет»

Официальные оппоненты: **Калашников Игорь Евгеньевич**, доктор технических наук, ведущий научный сотрудник лаборатории прочности и пластичности металлических и композиционных материалов и наноматериалов федерального государственного бюджетного учреждения науки Института металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук (ИМЕТ РАН), г. Москва
Прусов Евгений Сергеевич, доктор технических наук, доцент, профессор кафедры материаловедения и энергетического машиностроения федерального государственного бюджетного образовательного учреждения высшего образования «Владимирский государственный университет им. А.Г. и Н.Г. Столетовых», г. Владимир
Юхвид Владимир Исаакович, доктор технических наук, профессор, заведующий лабораторией жидкофазных СВС-процессов и литых материалов федерального государственного бюджетного учреждения науки Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А.Г. Мержанова Российской академии наук (ИСМАН), Московская область, г. Черноголовка

Ведущая организация: Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС» (НИТУ «МИСиС»), г. Москва

Защита состоится 16 января 2026 года в 12.00 часов на заседании диссертационного совета 99.2.039.02.при ФГБОУ ВО «Самарский государственный технический университет» и ФГАОУ ВО «Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королёва», по адресу: 443100, г. Самара, ул. Молодогвардейская, д. 244, Главный корпус, ауд. 200.

С диссертацией можно ознакомиться в научно-технической библиотеке СамГТУ и на сайте: <https://d99203902.samgtu.ru/spisok-dissertatsii>.

Просим Вас и сотрудников Вашего учреждения принять участие в заседании диссертационного совета или прислать свой отзыв на автореферат в двух экземплярах, заверенных печатью организации, по указанному адресу на имя ученого секретаря диссертационного совета.

Автореферат разослан «___»_____ 2025 г.

И.о. учёного секретаря диссертационного совета,
доктор технических наук, профессор



Д.А. Шляхин

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность работы. Алюмоматричные композиционные материалы (АМКМ), дисперсно армированные тугоплавкими керамическими частицами, характеризуются уникальным комплексом свойств, к которым можно отнести изотропность, высокую удельную прочность, жесткость, демпфирующую способность и высокую износостойкость при сохранении малого удельного веса, высоких значений тепло- и электропроводности, коррозионной стойкости. Перечисленные показатели делают АМКМ перспективными для использования, в первую очередь, в транспортном машиностроении в качестве альтернативы традиционным сплавам, которые характеризуются значительным весом и существенной стоимостью (бронзы, латуни, баббиты и т.п.). Подтверждением этому является уже налаженное производство АМКМ, дисперсно армированных керамическими частицами оксида алюминия Al_2O_3 и карбида кремния SiC. Сообщается, что ведущими зарубежными компаниями General Electric (США), Safran (Франция), DWA (США), Rolls-Royce (Великобритания) и др. внедрены композиты с этими армирующими фазами для изготовления элементов фюзеляжа, дисков компрессора, тяг привода реверса, деталей двигателей и тормозных систем. В РФ нашли применение жаропрочные спеченные композиты типа САП, включающие частицы Al_2O_3 , для изготовления лопаток компрессоров, вентиляторов, турбин, поршневых штоков и проводятся опытно-промышленные испытания по использованию сплавов систем Al-Mg (AMg2, AMg3), Al-Mg-Si (АД31), Al-Cu-Mg-Mn (Д16), Al-Zn-Mg-Cu (B95), армированных дисперсной фазой SiC, для опорных стоек лопастей самолетов и антенн, рам фюзеляжа и лопастей вертолетов.

Однако механические характеристики композитов, армированных фазами Al_2O_3 и SiC, в силу существенных структурных различий с матричным алюминием, особенно при повышенных температурах, не всегда являются достаточными. Кроме того, значительная часть выпускаемых в настоящее время изделий из АМКМ производится твердофазными методами, которые, хотя и позволяют использовать сравнительно большие объемы армирующей фазы и избежать образования нежелательных побочных фаз, но отличаются энергозатратностью и требуют дорогостоящего оборудования, что приводит к высокой себестоимости конечной продукции и является сдерживающим фактором массового внедрения композитов в реальный сектор производства. Разработка новых технологических решений, включающих иные составы АМКМ, а также доступных по исполнению, экономически эффективных способов их изготовления имеет большое научное и практическое значение и обуславливает актуальность настоящего исследования.

Степень разработанности проблемы. Наиболее перспективными на сегодняшний день для изготовления АМКМ являются жидкофазные методы, которые позволяют использовать стандартное литейное оборудование, что привлекательно с экономической точки зрения, и при этом обеспечивают достаточный уровень механических свойств композитов самого разнообразного состава. Первые работы по их получению начались в середине 60-х гг. XX в. под руководством проф. Р.К. Rohatgi (США) и были посвящены изучению систем Al-графит, Al- Al_2O_3 , Al-SiC, полученных методом механического замешивания отдельно приготовленных керамических частиц в расплав алюминия. Далее это направление активно развивалось и было продолжено в работах зарубежных ученых M.C. Flemings, R. Mehrabian, A.R. Kennedy, R.G. Reddy, A. Albiter (США), L. Froyen (Бельгия), S. Das, R.F. Singer, K.U. Kainer (Германия), R. Casati, M. Vedani (Италия), N. Froumin (Израиль), M.J. Koczak (Япония), M.K. Surrappa, G.S. Vinod Kumar, J. Krishna Rao, S. Ramesh, S.L. Pramod (Индия), Q. Zhang, D. Zhou (Китай), S.C. Tjong

(Гонконг), Y.- H. Cho (Южная Корея) и др. В России также с 70-х г.г. проводятся работы по созданию литых АМКМ в ряде ведущих научных организаций и вузов: ИВМ СО РАН, г. Красноярск; ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, г. Москва; Институт металлургии УрО РАН, г. Екатеринбург; Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург; ВлГУ им. А.Г. и Н.Г. Столетовых, г. Владимир; МГТУ им. Н.Э. Баумана, г. Москва; МИСиС, г. Москва; НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ, г. Москва; НГТУ им. Р.Е. Алексеева, г. Нижний Новгород; РГАТУ им. П.А. Соловьева, г. Ярославль; СамГТУ, г. Самара; СПбГУ, г. Санкт-Петербург; СПбГПУ, г. Санкт-Петербург; СибГИУ, г. Новокузнецк; СФУ, г. Красноярск; ТГУ, г. Томск и мн. др.

Однако жидкофазному методу механического замешивания частиц в расплав, посредством которого выполняется большинство исследований в настоящее время, все же присущ ряд недостатков: высокая стоимость порошков керамических соединений, сложности с вводом в расплав дисперсных частиц, трудность равномерного распределения частиц по объему материала, пористость конечных отливок в связи с неизбежным захватом газов в процессе замешивания и т.д.

Анализ публикаций, вышедших в последние годы в РФ и за рубежом, также показал сложившуюся тенденцию по разработке АМКМ с армирующими частицами высокой дисперсности (менее 1-2 мкм), в присутствии которых наблюдается гораздо более значительный рост механических и эксплуатационных характеристик, что обусловлено рядом факторов: распределение нагрузки между пластичной матрицей и твердыми частицами; упрочнение по механизмам Петча-Холла и Орована; несовпадение коэффициента термического расширения и модуля упругости между частицами и материалом матрицы во время охлаждения материала, что приводит к дополнительному образованию дислокаций и др. Однако ввод частиц высокой дисперсности в алюминиевый расплав и тем более в существенном количестве методом механического замешивания на практике также трудно осуществим.

Заметный вклад в решение проблемы создания литых АМКМ с армирующей фазой высокой дисперсности может внести использование достижений порошковой технологии на основе процесса самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) тугоплавких химических соединений (карбидов, боридов, нитридов, оксидов и др.) и материалов на их основе, который был изобретен в 1967 году российскими учеными академиком А.Г. Мержановым и профессорами И.П. Боровинской и В.М. Шкиро. В процессе СВС керамических соединений из элементных порошков возникают температуры порядка 2000-3000°C и наличие такого существенного теплового эффекта в расплаве может способствовать уменьшению его вязкости и ускорению диффузионных процессов, а, соответственно, и облегчению распределения армирующих частиц по объему расплава. Кроме того, процесс СВС, характеризующийся быстротечностью, энергосбережением и высокой производительностью, способен предотвратить нежелательный рост размеров образующихся частиц и их агломератов, свести к минимальной вероятности присутствия посторонних твердых и газообразных примесей. Наиболее подходящим керамическим соединением для реализации его синтеза в расплаве алюминия является карбид титана, реакция образования которого из исходных порошков титана и углерода характеризуется высокой экзотермичностью с достижением температур до 3290 К, а, кроме того, TiC - единственный из применяемых в настоящее время керамических порошковых армирующих компонентов, который имеет кристаллическую решетку ГЦК, совпадающую с решеткой α -Al и отличающуюся от нее размером всего на 6,93%, что служит залогом обеспечения смачиваемости частиц расплавом и, соответственно,

высокого уровня адгезионной связи фазовых составляющих. Также, согласно принципу структурного соответствия П.Д. Данкова, при охлаждении расплава частицы TiC, обладающие высокой температурой плавления (3433 К), могут служить центрами кристаллизации (инокуляторами) для алюминиевых сплавов и формировать барьеры на пути растущих кристаллов алюминиевых сплавов, тормозя их рост в охлаждающемся расплаве. И в дополнение, принимая во внимание собственные высокие показатели физико-механических свойств соединения карбида титана, становится очевидной необходимость поиска новых решений по применению экономически эффективного метода СВС в алюмоматричных расплавах для формирования существенной массовой доли равномерно распределенных высокодисперсных (в том числе наноразмерных) частиц карбида титана с целью создания перспективных АМКМ системы Al-TiC. На основании чего в рамках настоящей работы сформулирована научная проблема, которая определяется отсутствием системного подхода и технологической проработанности методики проведения СВС армирующей фазы карбида титана в расплаве алюминия, приемов повышения ее дисперсности, возможности легирования и термической обработки матричных сплавов, анализа свойств синтезированных композиционных материалов.

Цель работы – разработка научно-технологических основ армирования методом СВС алюмоматричных расплавов фазой карбида титана высокой дисперсности для создания новых конкурентоспособных композиционных материалов с повышенными эксплуатационными характеристиками и пониженной себестоимостью.

Для достижения указанной цели в диссертационной работе поставлены и решены следующие **задачи**:

1. Изучить возможность реализации и исследовать влияние технологических факторов на закономерности формирования структуры в ходе проведения СВС фазы карбида титана в расплаве алюминия.

2. Выявить механизмы взаимодействия компонентов и установить состав порошковой шихты, обеспечивающий синтез в расплаве алюминия равномерно распределенной фазы карбида титана высокой дисперсности.

3. Исследовать возможность одновременного проведения СВС-армирования и легирования матричного сплава (Cu, Mn, Ni), научно обосновать закономерности образования фазовой структуры алюмоматричной основы при наличии в расплаве высокодисперсных частиц карбидной фазы, установить взаимосвязь между структурой и свойствами композиционных материалов.

4. Осуществить армирование высокодисперсной фазой карбида титана промышленных алюминиевых сплавов разных систем легирования (Al-Mg, Al-Cu, Al-Si) и изучить влияние термической обработки на их фазовый состав; произвести научное обоснование изменения структуры и свойств.

5. Выполнить оценку комплекса свойств (физические, химические, механические, технологические, эксплуатационные), установить зависимости между химическим составом, структурой и свойствами разработанных композиционных материалов.

6. Выполнить оценку снижения себестоимости изготовления и разработать рекомендации по внедрению в промышленное производство алюмоматричных композитов, армированных высокодисперсной фазой карбида титана, за счет применения процесса СВС высокодисперсных частиц карбида титана в расплаве матричных алюминиевых сплавов.

Объект, предмет, методология и методы исследования. Объектом исследования выбраны литые алюмоматричные композиционные материалы, армированные

высокодисперсной фазой карбида титана. Предмет исследования составляет методология проведения процесса СВС армирующей высокодисперсной фазы карбида титана в расплаве алюминиевых сплавов для повышения их эксплуатационных характеристик. В ходе исследований термодинамические расчеты адиабатической температуры и равновесного состава продуктов горения проводились с использованием комплекса программ «Thermo» (ИСМАН, г. Черноголовка). Экспериментальные исследования по СВС фазы TiC в алюмоматричных расплавах проводились в плавильной печи ПП 20/12, термическая обработка образцов - в печах SNOL 67/350 и Накал ПЛ5/12,5. Металлографический и элементный анализы осуществлялись на растровом электронном микроскопе Jeol JSM-6390A с применением приставки энергодисперсионных спектров Jeol JED-2200; размерный и количественный анализ структурных составляющих – на оптическом микроскопе SIAMS AT-24TRF с анализатором SIAMS 800. Съемка рентгеновских спектров проводилась с использованием 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. На синтезированных и термически обработанных образцах АМКМ оценка физических, химических, механических, технологических и эксплуатационных свойств осуществлялась по соответствующим методикам ГОСТ.

Научная новизна работы.

1. Впервые теоретически обоснованы и экспериментально подтверждены основы новой технологии получения литых композиционных материалов посредством проведения в расплаве алюминия процесса СВС дисперсной фазы карбида титана (с размерами 2-4 мкм) в существенной массовой доле (до 15-20%); изучены условия образования армирующей фазы в зависимости от марки порошка титана, температуры расплава и наличия флюса; установлено массовое содержание карбидной фазы, обеспечивающее двукратное повышение прочности и твердости при сохранении высокого уровня пластичности – 10 масс.%, которое рекомендовано к использованию.

2. Установлено влияние технологических параметров (дисперсность порошка титана, модификация углеродной формы, добавка в шихту порошка алюминия, вид и количество галоидной соли) на полноценность протекающего в расплаве алюминия процесса СВС фазы карбида титана. Определен состав шихты (титан ТПП-7, технический углерод П-701, галоидная соль Na_2TiF_6), применение которого обеспечивает синтез частиц карбида титана высокой дисперсности (100 нм – 2 мкм).

3. Изучена возможность проведения процесса СВС фазы карбида титана в расплаве алюминия в присутствии легирующих элементов (Cu, Mn, Ni); установлены закономерности образования структуры и фазового состава алюмоматричных основ при наличии в расплаве высокодисперсных частиц карбидной фазы (изменение количества и дисперсности интерметаллических соединений, выделяющихся из твердого раствора или образующихся при кристаллизации); исследованы свойства модельных композиционных материалов.

4. Установлена возможность проведения СВС высокодисперсной фазы карбида титана в расплавах сложнолегированных промышленных алюминиевых сплавов наиболее распространенных систем легирования: Al-Mg (AlMg_2 , AlMg_6), Al-Cu ($\text{AlMg}_{4,5}\text{Kd}$), Al-Si (AK10M2H); исследовано влияние различных режимов термической обработки на их структуру и фазовый состав.

5. Изучены качественные и количественные взаимосвязи химического состава промышленных алюминиевых сплавов со структурой и свойствами получаемых на их основе композитов, армированных высокодисперсной фазой карбида титана.

Практическая значимость результатов.

1. Разработан конкурентоспособный одностадийный метод изготовления композиционных материалов путем проведения процесса СВС в алюмоматричных расплавах, результатом которого является образование армирующей фазы карбида титана высокой дисперсности (100 нм – 2 мкм). На технологию получены 3 патента РФ на изобретения (пат. РФ № 2448178, № 2533245, № 2555321).

2. Установлены закономерности образования структуры и фазового состава алюминиевой основы при введении легирующих элементов (Cu, Mn, Ni) и сложнолегированных сплавов систем Al-Mg, Al-Cu, Al-Si в присутствии высокодисперсной фазы карбида титана до и после их термической обработки; полученные данные могут быть масштабированы и распространены на алюминиевые сплавы иных составов, не представленные в настоящем исследовании.

3. Получена совокупность результатов исследования физических, химических, механических, технологических и эксплуатационных свойств композиционных материалов, включающих высокодисперсную фазу карбида титана, которая дает основание рекомендовать их для изготовления изделий антифрикционного назначения, эксплуатирующихся в условиях агрессивных коррозионных сред и при повышенных температурах: втулки, вкладыши подшипников, элементы узлов трения, корпуса аппаратов, соединительные детали насосов, погружных электродвигателей, компрессоров, редукторов, гильзы цилиндров, поршни ДВС и т.п.

4. Показана возможность снижения себестоимости изготовления и разработаны рекомендации по промышленному применению алюмоматричных композитов, армированных высокодисперсной фазой карбида титана, за счет применения энергосберегающего процесса СВС высокодисперсных частиц карбида титана из более дешевых исходных порошков в расплаве матричных алюминиевых сплавов. Результаты диссертации подтверждены актом о внедрении в учебную деятельность ФГБОУ ВО «СамГТУ» (г. Самара); актом об исследовании модифицирующей способности лигатуры Al-TiC ФГБОУ ВО «СамГТУ» (г. Самара); актом об опробовании и проведении испытаний алюмоматричных композиционных материалов, армированных высокодисперсной фазой карбида титана АО «РКЦ «Прогресс» (г. Самара), актом о возможности внедрения АО «НИМИ им. В.В. Бахирева» (г. Москва); актами об опытно-промышленном внедрении ООО «Адверс» (г. Самара), ООО «ПК «ТИСО» (г. Санкт-Петербург), ООО СК «Солар» (г. Санкт-Петербург) для изготовления корпусов компрессоров и редукторов, внешних транспортных телег, вкладышей сферических подшипников скольжения.

Соответствие диссертации паспорту научной специальности.

Диссертационная работа по своим целям, задачам, содержанию, методам исследования и научной новизне соответствует паспорту научной специальности 2.6.17. Материаловедение (технические науки) по:

- п. 1. Разработка новых металлических, неметаллических и композиционных материалов, в том числе капиллярно-пористых, с заданным комплексом свойств путем установления фундаментальных закономерностей влияния дисперсности, состава, структуры, технологии, а также эксплуатационных и иных факторов на функциональные свойства материалов. Теоретические и экспериментальные исследования фундаментальных связей состава и структуры металлических, неметаллических материалов и композитов с комплексом физико-механических и эксплуатационных свойств с целью обеспечения надежности и долговечности деталей,

изделий, машин и конструкций (химической, нефтехимической, энергетической, машиностроительной, легкой, текстильной, строительной).

- п. 4. Разработка физико-химических и физико-механических процессов формирования новых металлических, неметаллических и композиционных материалов, обладающих уникальными функциональными, физико-механическими, биомедицинскими, эксплуатационными и технологическими свойствами, оптимальной себестоимостью и экологической чистотой.

- п. 6. Разработка и совершенствование методов исследования и контроля структуры, испытание и определение физико-механических и эксплуатационных свойств металлических, неметаллических и композиционных материалов и функциональных покрытий.

Достоверность полученных результатов диссертационной работы определяется использованием современного оборудования и аттестованных методов исследования, большим объемом экспериментальных данных, применением статистических методов обработки результатов и сравнением полученных результатов с данными других учёных.

Личный вклад автора. Диссертационная работа является результатом многолетней исследовательской работы автора на кафедрах «Материаловедение и технологии материалов» (2006-2010 г.г.), «Материаловедение и товарная экспертиза» (2010-2018 г.г.), «Металловедение, порошковая металлургия, наноматериалы» (с 2018 г. по настоящее время) Самарского государственного технического университета. Диссертанту принадлежит основная роль в постановке цели, задач исследования, выборе путей и методов их решения. Все этапы экспериментальной работы проведены при непосредственном участии автора. Диссертантом лично проведен консолидированный анализ, интерпретированы результаты исследований, написаны статьи, подготовлены заявки на патенты. Представленные в работе результаты получены соискателем при выполнении ряда научно-исследовательских работ в роли руководителя или ответственного исполнителя.

Апробация работы. Основные результаты работы докладывались и обсуждались на международных и российских конференциях: Всероссийская научно-техническая конференция с международным участием «Высокие технологии в машиностроении» (Самара, 2006, 2015-2018, 2021-2025); Международная научная конференция «Гагаринские чтения» (Москва, 2006); Международная научно-техническая конференция «Прогрессивные литейные технологии» (Москва, 2013); Международные симпозиумы СВС (Франция (Дижон), 2007; РФ (Черноголовка), 2019); Всероссийская научно-техническая конференция «Автопром в России: стратегия развития сборочных заводов, конкурентоспособность российских компонентов» (Тольятти, 2007); Международная научно-практическая конференция «Материалы в автомобилестроении» (Тольятти, 2008); Международная конференция «Физика прочности и пластичности материалов» (Самара, 2009); Всероссийская научно-техническая конференция «Актуальные проблемы ракетно-космической техники: Козловские чтения» (Самара, 2011); Международная научно-техническая конференция «Проблемы и перспективы развития двигателестроения» (Самара, 2011, 2021); Всероссийское научно-техническое совещание «Взаимодействие науки и литейно-металлургического производства» (Самара, 2012, 2013, 2014, 2016); Международная научная конференция «Электротехника. Энергетика. Машиностроение» (Новосибирск, 2014, 2015); Международная научно-техническая конференция «Металлдеформ» (Самара, 2015, 2017); Международная конференция «Актуальные проблемы прочности», (Тольятти,

2017, 2019); Международная конференция «СВС-50», приуроченная к 50-летию юбилею научного открытия «Явление волновой локализации автотормозящихся твердофазных реакций...» (Черноголовка, 2017); Международный конгресс «International congress on energy fluxes and radiation effects» (Томск, 2018); Всероссийская научно-техническая конференция «Наследственность в литейно-металлургических процессах» (Самара, 2018); Международная конференция «Синтез и консолидация порошковых материалов» (Черноголовка, 2018); Всероссийская научно-техническая конференция с международным участием (Ярославль, 2018, 2019); 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 конференция по физике и химии горения и процессов в экстремальных условиях («International Conference on Physics and Chemistry of Combustion and Processes in Extreme Environments», Самара, 2022); 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 «Инновационные технологии в материаловедении и машиностроении-ИТММ» (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); Всероссийский научно-технический форум по двигателям и энергетическим установкам имени Н.Д. Кузнецова (Самара, 2024); Всероссийская научно-техническая конференция «Современные технологии, материалы и техника» (Воронеж, 2024).

Основные положения, выносимые на защиту:

1. Научно-технологические основы изготовления литых композиционных материалов, армированных дисперсной фазой карбида титана посредством применения метода СВС в алюмоматричных расплавах.
2. Результаты экспериментальных исследований по установлению состава порошков СВС-шихты (титан, углерод, флюс), обеспечивающего образование частиц карбида титана высокой дисперсности.
3. Выявленные закономерности образования структуры и фазового состава при введении в состав алюминиевой основы легирующих элементов (Cu, Mn, Ni) и сложнолегированных сплавов систем Al-Mg, Al-Cu, Al-Si в присутствии высокодисперсной фазы карбида титана до и после проведения термической обработки.
4. Установленные взаимосвязи между химическим составом, структурой и свойствами, характерные для композиционных материалов, полученных СВС-армированием высокодисперсной фазой карбида титана алюмоматричных основ разных систем легирования.
5. Оценка влияния использования процесса СВС на себестоимость изготовления и разработанные рекомендации по применению литых алюмоматричных композиционных материалов, армированных высокодисперсной фазой карбида титана.

Структура и объем работы. Диссертация состоит из введения, семи разделов, заключения, списка цитируемой литературы и 3 приложений; изложена на 319 страницах, включает 144 рисунка, 33 таблицы и список литературы из 405 наименований, в том числе 44 публикации диссертанта.

Публикации. По теме диссертации опубликовано 132 работы, из них 50 публикаций в рецензируемых научных изданиях, в том числе 10 в журналах, входящих в международные базы цитирования, 3 патента, 2 монографии.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении обоснована актуальность темы диссертационной работы, отражена степень разработанности, определены научная новизна, теоретическая и практическая значимость, достоверность, апробация и объем работы, сформулированы цель и задачи исследования.

В первом разделе выполнен аналитический обзор литературных источников, посвященных разработке алюмоматричных композиционных материалов системы Al-TiC. Представлены преимущества армирования фазой карбида титана, соединение которого, во-первых, имеет решетку ГЦК, близкую по размерам к решетке матричного алюминия, вследствие чего его дисперсные частицы обладают высокой адгезионной связью и могут эффективно выступать в качестве центров кристаллизации и, во-вторых, характеризуется собственным высоким уровнем свойств ($T_{пл.} = 3433 \text{ K}$, $E = 440 \cdot 10^9 \text{ Н/м}^2$, $HV = 32 \cdot 10^9 \text{ Н/м}^2$, $\sigma_b = 1,2-1,54 \cdot 10^9 \text{ Н/м}^2$, химическая инертность и др.), что служит залогом повышенных характеристик композиционных материалов данной системы армирования.

Рассмотрены основные способы изготовления дисперсно армированных композиционных материалов, которые, в зависимости от агрегатного состояния матрицы, условно делят на твердофазные методы (порошковая металлургия, механическое легирование в высокоэнергетических размольных агрегатах, трение с перемешиванием поверхностных слоев, диффузионная сварка и др.) и жидкофазные (метод механического замешивания дисперсных частиц карбида титана в расплав алюминия, разбрызгивание струи расплава металла и др.). Однако использование твердофазных методов сопряжено с длительностью и энергоемкостью процесса изготовления, а применение традиционных жидкофазных способов не позволяет вводить в расплав значительное количество армирующей фазы и может сопровождаться нежелательным химическим взаимодействием между матрицей и вводимыми компонентами. В этой связи наиболее перспективным является использование метода самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС), который позволяет формировать армирующую фазу непосредственно в расплаве (in-situ), и при этом не требует существенных энергозатрат, прост в исполнении, реализуется в любой плавильной печи. Технология заключается в проведении в расплаве алюминия экзотермической реакции взаимодействия между исходными реагентами - элементарными порошками титана и углерода, в результате чего образуется фаза карбида титана в виде многочисленных дисперсных частиц.

Рассмотрен и обобщен имеющийся опыт в области производства и повышения характеристик композиционных материалов, армированных дисперсными карбидными фазами: варьирование составом шихтовых материалов, легирование матричной основы, термическая обработка, различные технологические приемы улучшения качества отливок композитов (механическая активация порошковых смесей, применение механических и физических воздействий на расплав, введение в расплав реакционно-

активных добавок, прессование шихтовых заготовок и пластическое деформирование литых продуктов, рафинирование расплавов и пр.).

На примере исследований ученых из зарубежных стран (Китай, Индия, Южная Корея, Турция, США и др.) показано, что на данный момент приоритетным направлением является получение *in-situ* алюмоматричных композитов, армированных фазой карбида титана высокой дисперсности ($\leq 1-2$ мкм), позволяющим более существенно повысить механические и эксплуатационные характеристики получаемых материалов, причем в тем большей степени, чем выше массовая доля армирующего компонента. При этом, в Самарском государственном техническом университете имеется собственная, разработанная в 90-е г.г., технология по применению *in-situ* метода СВС в расплаве алюминия для изготовления модифицирующих лигатур Al-5%Ti, Al-5%Ti-1%B, которые отличаются высокой дисперсностью формируемых фаз. Но, в соответствии с мировыми тенденциями, необходимо дальнейшее развитие и разработка технологии получения композиционных материалов системы Al-TiC с армирующей фазой высокой дисперсности, что позволит в значительной степени расширить их функциональные возможности и потому является важной научно-технической проблемой.

Во втором разделе рассмотрены характеристики исходных матричных сплавов (А7, АМ5, АМ4,5Кд, АМг2, АМг6, АК7, АК10М2Н), порошков титана (ПТМ-1, ПТХ-6-1, ТПП-7), углерода (активированный уголь БАУ и АГ-2, коллоидный графит С-1, технический углерод Т-900 и П-701, многослойные углеродные нанотрубки «Таунит»), легирующих элементов (алюминий ПА-4, медь ПМС-1, марганец Мн95, никель ПНК-1, NiO) и флюсов (криолит (Na_3AlF_6), NocolokTM ($\text{K}_{1-3}\text{AlF}_{4-6}$), Na_2TiF_6 , K_2TiF_6), применявшихся в ходе исследования. Термодинамические расчеты с целью определения возможности и оптимальных условий для образования в расплаве алюминия фазы TiC выполнялись с применением комплекса программ «Thermo», разработанного в Институте структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А.Г. Мержанова РАН (г. Черноголовка Московской области).

Экспериментальные исследования по СВС в расплаве осуществлялись в тигельной высокотемпературной печи ПП 20/12 в графито-шамотном тигле типа ТГ-1 емкостью 300 г. В тигле проводился нагрев технического алюминия или промышленного сплава до температуры 900°C, после чего в него последовательно вводились предварительно подогретые до 100°C завернутые в алюминиевую фольгу (3-4 шт.) порции СВС-шихты, включающие взятые в стехиометрическом соотношении 4:1 порошки титана и углерода, с добавкой флюса. В плавках с добавлением порошков легирующих элементов, их ввод осуществлялся при температурах расплава алюминия 800-850°C также в алюминиевой фольге, после перемешивания следовала выдержка в течение 30 мин, нагрев расплава до 900°C, повторная выдержка 30 мин и затем ввод СВС-шихты. Каждая навеска с шихтой выдерживалась под зеркалом расплава до начала СВС-реакции, о прохождении которой судили по искрообразованию и газовыделению, после чего следовало активное перемешивание расплава. Время ввода всех навесок составляло 2-4 мин, время выдержки расплава после ввода всех навесок при включенной печи - 5 мин, общее время с момента ввода первой навески до заливки расплава - 9-10 мин. Разливка осуществлялась в стальной кокиль высотой 170 мм и диаметром цилиндрического отверстия 20 мм, со скоростью охлаждения в пределах 50-65°C/с. Термическая обработка проводилась на цилиндрических образцах с размерами 20x20 мм при температурах до 300°C - в универсальном сушильном шкафу SNOL 67/350, выше 300°C - в лабораторной печи сопротивления Накал ПЛ 5/12,5.

В качестве основных методов металлографических исследований использовались: анализ микроструктуры – с применением растрового электронного микроскопа Jeol JSM-6390A; оценка равномерности распределения частиц карбидной фазы – с применением программы ЭВМ для анализа структур литых металломатричных композиционных материалов, разработанной во Владимирском государственном университете им. А.Г. и Н.Г. Столетовых (св. о рег. № 2021619286 РФ); микрорентгеноспектральный анализ (МРСА) - на растровом микроскопе с использованием приставки энергодисперсионных спектров Jeol JED-2200; рентгенофазовый анализ (РФА) - на дифрактометре ARL X'trA (Thermo Scientific); количественная обработка дифрактограмм для определения содержания фаз – с применением программы HighScore Plus. В разделе приводится описание методов проведения испытаний физических, химических, механических, технологических и эксплуатационных свойств композиционных материалов; методика статистической обработки результатов.

В третьем разделе представлены результаты исследования возможности формирования армирующей фазы TiC в расплаве алюминия с применением метода СВС. Первоначально в качестве целевой была выбрана концентрация 15 масс.% TiC и для этого количества произведен термодинамический анализ, посредством которого установлено, что формирование исключительно фазы TiC, без побочных фаз Al_3Ti , Al_4C_3 , и достижение температуры 1400 К, необходимой для обеспечения смачиваемости карбидной фазы алюминием, возможно при использовании стехиометрического соотношения исходных порошков титана и углерода в шихте при начальных температурах расплава 1173 К (900°C) и 1273 К (1000°C), с добавлением флюсов Na_3AlF_6 или NocolokTM в количестве 0,7% от массы шихтовой смеси.

Экспериментальный синтез на рекомендованном составе проводился с применением отличающихся морфологией и дисперсностью порошков титана ПТМ-1 (≤ 80 мкм), ПТХ-6 (≤ 180 мкм) и ТПП-7 (≤ 280 мкм) и технического углерода П-701.

В ходе синтеза образцов Al-15%TiC на основе шихтовой смеси с наиболее дисперсным порошком титана ПТМ-1 при обеих начальных температурах расплава наблюдается малоактивная реакция СВС и невысокий перегрев выше начальной температуры расплава. Полученные результаты связаны с тем, что из-за малых размеров и сглаженной поверхности частицы титана плохо смачиваются расплавом алюминия и выталкиваются в шлак, что приводит к низкому количеству образуемой фазы TiC и не дает возможности реализовать синтез композиционного материала. В ходе получения образцов Al-15%TiC на основе шихтовой смеси, включающей более крупный порошок титана ПТХ-6-1, при начальной температуре расплава 1000°C в присутствии флюсов Na_3AlF_6 или NocolokTM наблюдается СВС-реакция средней активности и более высокий перегрев, т.е. происходит образование карбидной фазы, а наибольшая дисперсность частиц достигается с флюсом Na_3AlF_6 - 3-5 мкм. Однако и в этом случае содержание компонентов шихты в образцах, по данным спектрального анализа, существенно ниже вводимого количества, что свидетельствует о неполноценности проходящего синтеза.

В результате синтеза образцов Al-15%TiC на основе шихтовой смеси, включающей наименее дисперсный порошок титана ТПП-7, на изломах образцов присутствуют включения непрореагировавшей шихты, что свидетельствует об отсутствии взаимодействия компонентов шихты в этом количестве. По результатам проведенной серии плавок установлено, что полноценный синтез компонентов данной шихтовой смеси происходит при ее концентрации 10 масс.% и в этом случае уже при начальной температуре расплава 900°C наблюдается активная СВС-реакция, концентрация

образуемой фазы TiC соответствует вводимому количеству шихты, а размер формируемых частиц в присутствии флюсов криолит и Nocolok™ составляет 2-4 мкм (рисунки 1, 2). Такие результаты могут быть объяснены наиболее развитой поверхностью пористой структуры крупных частиц порошка титана марки ТПП-7.

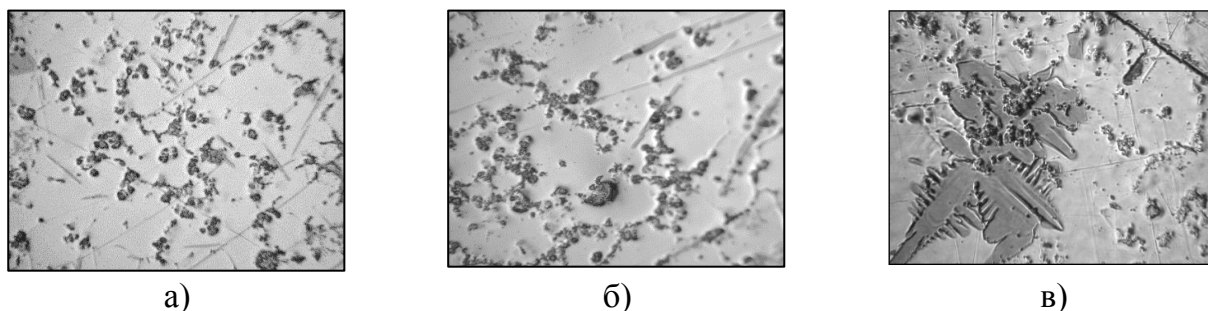


Рисунок 1 – Микроструктура образцов Al-10%TiC (ТПП-7, П-701), полученных при температуре расплава 900°C, x400: а - Na_3AlF_6 ; б - Nocolok™; в – без флюса

По результатам оценки механических характеристик образцов Al-(0-20) масс.% TiC, полученных при температуре расплава 900°C на основе шихтовой смеси, включающей порошок титана ТПП-7, углерод П-701 и флюс Na_3AlF_6 , установлено, что с увеличением содержания фазы TiC повышаются значения характеристик прочности $\sigma_{0,2}$, σ_B и снижаются значения характеристик пластичности - относительное удлинение δ_5 , равномерное удлинение δ_p , относительное сужение ψ . Для выбранного по результатам экспериментального синтеза состава Al-10 масс.% TiC отмечается двукратное увеличение прочности при минимальном снижении пластичности (рисунок 3), что дало основание рекомендовать его для дальнейших исследований.

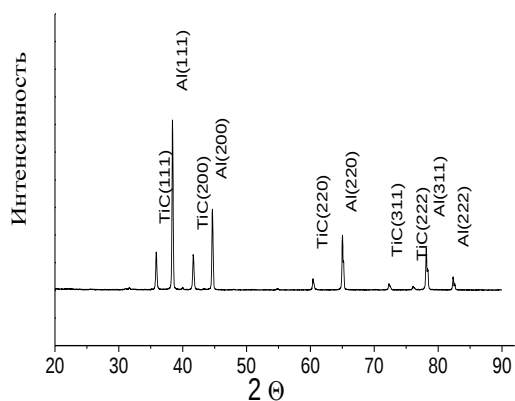


Рисунок 2 - РФА образца Al-10%TiC (ТПП-7, П-701, флюс Na_3AlF_6), полученного при начальной температуре расплава 900°C

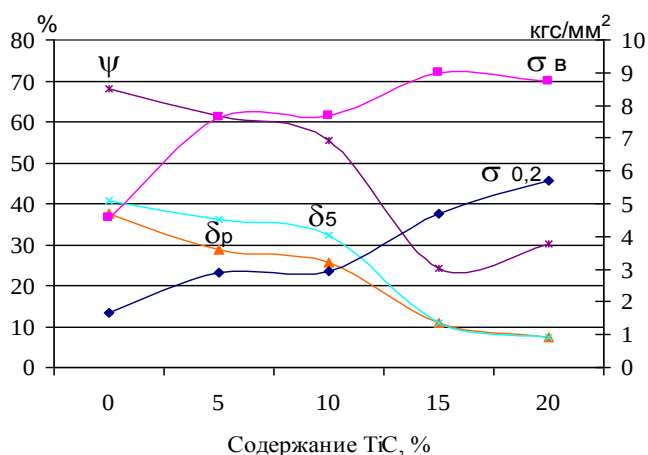


Рисунок 3 – Изменение механических характеристик образцов Al-TiC в зависимости от количественного содержания фазы TiC

В четвертом разделе представлен комплекс исследований, направленный на поиск состава исходных компонентов шихты, применение которого обеспечит синтез композиционного материала Al-10 масс.%TiC с размером частиц высокой дисперсности (менее 1-2 мкм).

Исследование влияния дисперсности порошка титана. Для исследования влияния дисперсности титана на синтез карбидной фазы, а также исключения воздействия морфологических отличий, был взят реакционноспособный порошок титана ТПП-7,

рассеянный на три фракции с размерами 0-45, 45-100 и 100-280 мкм, каждая из которых смешивалась с техническим углеродом П-701 в стехиометрическом соотношении с добавлением 0,7 масс.% флюса Na_3AlF_6 , и далее проводился синтез в расплаве алюминия при температуре 900°C. Оценка размеров карбидной фазы в полученных образцах показала, что максимальная дисперсность частиц 250-1300 нм достигается при использовании порошка титана самой крупной фракции 100-280 мкм (рисунок 4).

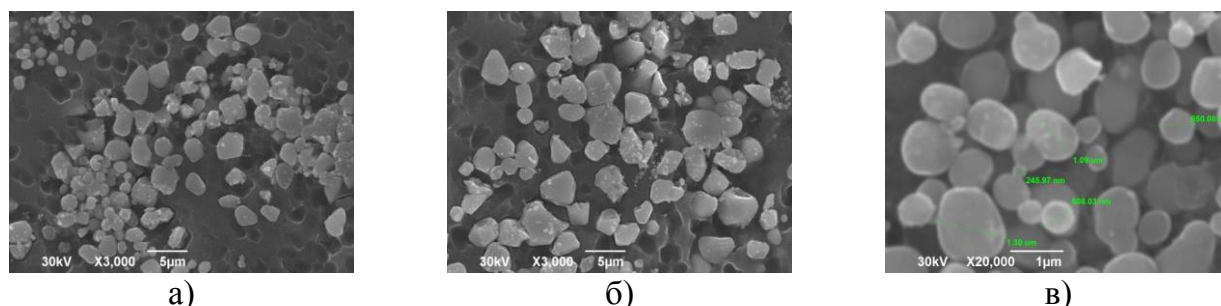
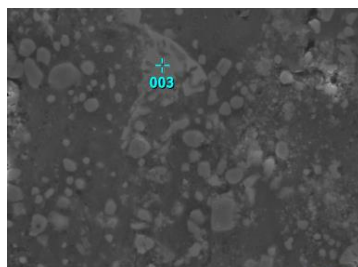


Рисунок 4 – Микроструктура образцов Al-10%TiC, полученных с применением порошка титана ТПП-7 разных фракций: а) 0-45; б) 45-100; в) 100-280 мкм

Затем на образцах был произведен анализ уровня агломерированности частиц с применением программной разработки ученых ВлГУ им. А.Г. и Н.Г. Столетовых, согласно которой степень равномерности распределения может принимать значения от 0 до 1, где нулевое значение соответствует полностью однородному распределению, а значение 1 – наиболее агломерированному состоянию. Для анализируемых структур показатели степени равномерности составили 0,56; 0,58 и 0,8 соответственно. МРСА образца, синтезированного с применением порошка титана фракции 100-280 мкм, подтвердил наличие только карбидной фазы и ее состав, близкий к стехиометрическому (рисунок 5).



Номер спектра	Содержание элемента, масс.%/ атомн.%		
	Al	Ti	C
003	1,76/1,69	70,52/38,21	27,72/60,09

Рисунок 5 – МРСА образца Al-10%TiC, полученного с применением порошка титана ТПП-7 с фракцией 100-280 мкм

Исследование влияния модификации углерода. Для исследования брался рекомендованный выше состав шихты, в котором использовались отличающиеся химическим составом, морфологией и дисперсностью модификации углерода: активированный уголь марок БАУ и АГ-2, коллоидный графит С-1, технический углерод марок Т-900 и П-701, многослойные углеродные нанотрубки «Таунит».

Результаты исследований показали, что применение активированного угля обоих марок приводит к чрезвычайно бурной СВС-реакции, с выплеском части металла из тигля, что обусловлено производственной парогазовой активацией этих форм и, вследствие этого, наличием в их составе оксида углерода и водорода. Синтез с применением коллоидного графита, технического углерода Т-900 и углеродных нанотрубок «Таунит» протекает со средней активностью, но в структуре, помимо фазы

TiC, фиксируется побочная фаза Al_3Ti , а в составе матричной основы присутствует свободный углерод, что свидетельствует о неполноценном протекании реакции СВС с этими формами. Только применение технического углерода марки П-701 обеспечивает протекание умеренно активной реакции и синтез композиционного материала, содержащего исключительно фазу TiC с дисперсностью частиц 200-500 нм и равномерностью распределения 0,64, на основании чего эта углеродная форма была рекомендована к дальнейшему использованию (рисунки 6, 7).

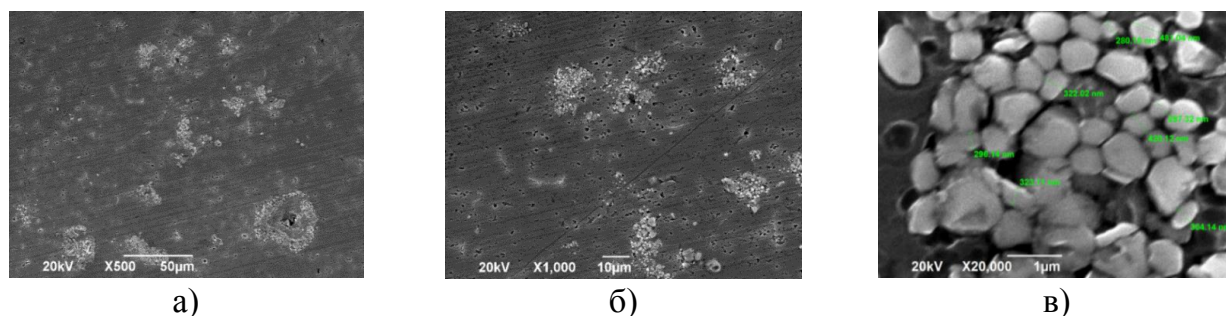


Рисунок 6 – Микроструктура образца Al-10%TiC, полученного с применением технического углерода П-701

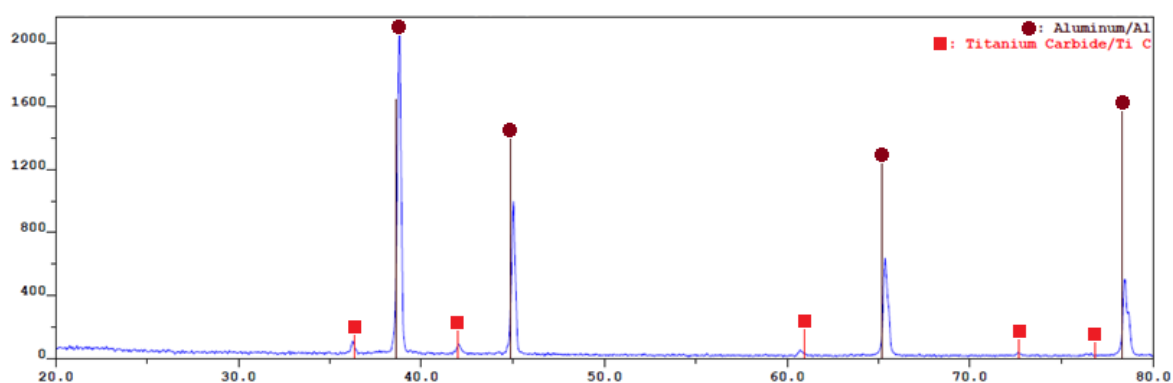


Рисунок 7 – РФА образца Al-10%TiC, полученного с применением технического углерода П-701

Исследование влияния вида и количества флюсов. Предыдущие исследования показали, что использование флюсов криолит (Na_3AlF_6) и Nocolok™ ($K_{1-3}AlF_{4-6}$) способствует переводу оксидов на поверхности порошковых компонентов в шлак или газообразное состояние и активизирует СВС-взаимодействие порошков титана и углерода (раздел 3), на основании чего добавка в шихту фторидов щелочных металлов была признана обязательной. На данном этапе было сделано предположение, что в случае применения фторидной титансодержащей соли, с температурой плавления, сопоставимой с температурой расплава алюминия $900^\circ C$, ее можно рассматривать и как прекурсор - источник титана, инициирующий СВС-реакцию, и как флюс, продукты распада которого будут оказывать рафинирующее воздействие. Для исследования были выбраны флюсы Na_2TiF_6 ($T_{пл.} = 1077 K$) и K_2TiF_6 ($T_{пл.} = 1172 K$).

На первом этапе часть металлического порошка титана в составе СВС-шихты заменялась на указанные галоидные соли в количестве, равноценном по содержанию титана. Общая формула СВС-шихты: $(100 - x) \cdot Ti + C + x \cdot Na_2TiF_6$ (K_2TiF_6), где x – массовый процент (по титану) галоидной соли, замещающей x % металлического порошка титана. Экспериментальный синтез образцов композиционного материала Al-10%TiC с заменой 10, 20 и 30% элементного титана на соли Na_2TiF_6 (K_2TiF_6) проходил

достаточно интенсивно, а анализ микроструктур показал, что во всех образцах удалось снизить нижний уровень размера частиц карбидной фазы до значений 100 нм, с равномерностью распределения 0,4-0,5, но при этом образуется значительное количество шлака, а также возможно присутствие соединения хиолит ($\text{Na}_5\text{Al}_3\text{F}_{14}$), являющегося продуктом неполного распада исходной соли.

Следующая серия экспериментов проводилась с добавкой солей Na_2TiF_6 (K_2TiF_6) в состав СВС-шихты не вместо части титана, а сверх ее стехиометрического количества. Экспериментальный синтез в присутствии 5, 10 и 20% Na_2TiF_6 от массы шихты происходил достаточно активно, анализ микроструктуры показал, что во всех образцах присутствует фаза TiC , частицы которой имеют размеры 80-200 нм при добавке 5% и 100-200 нм при использовании 10 и 20% соли. Степень равномерности распределения частиц в образцах составила 0,23; 0,15 и 0,14, что свидетельствует о существенном снижении уровня их агломерированности по сравнению с предыдущими экспериментами. Однако при добавке 20% Na_2TiF_6 , по данным РФА, появляется также побочная фаза Al_3Ti .

При использовании 5 и 10% соли K_2TiF_6 наблюдалась менее активная реакция, что связано с более поздним разложением соли из-за большей температуры плавления, а в структуре, по данным РФА, уже при добавке 5% флюса присутствует фаза Al_3Ti .

Принимая во внимание совокупность результатов, в качестве рекомендованной была выбрана добавка 5% соли Na_2TiF_6 сверх массы СВС-шихты, в присутствии которой обеспечивается заданный фазовый состав и достигаются минимальные значения дисперсности и равномерности распределения частиц карбидной фазы (рисунки 8, 9).

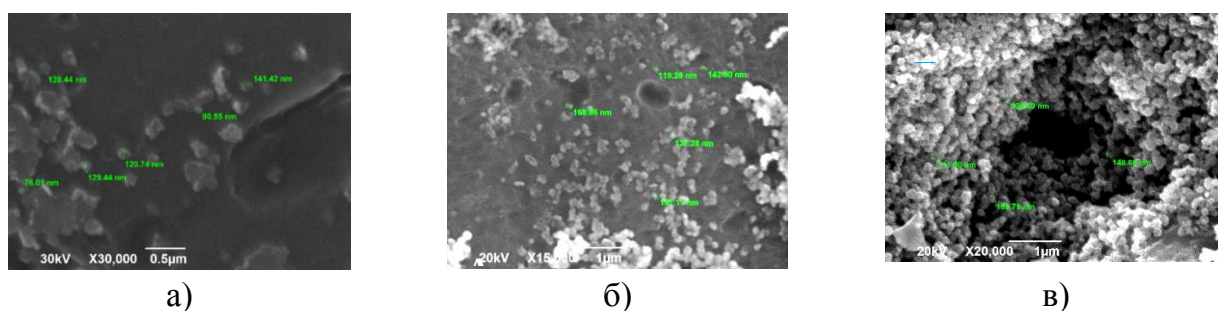


Рисунок 8 – Микроструктура образцов Al-10%TiC, полученных с применением различного содержания соли Na_2TiF_6 сверх массы СВС-шихты: а) 5%; б) 10%; в) 20%

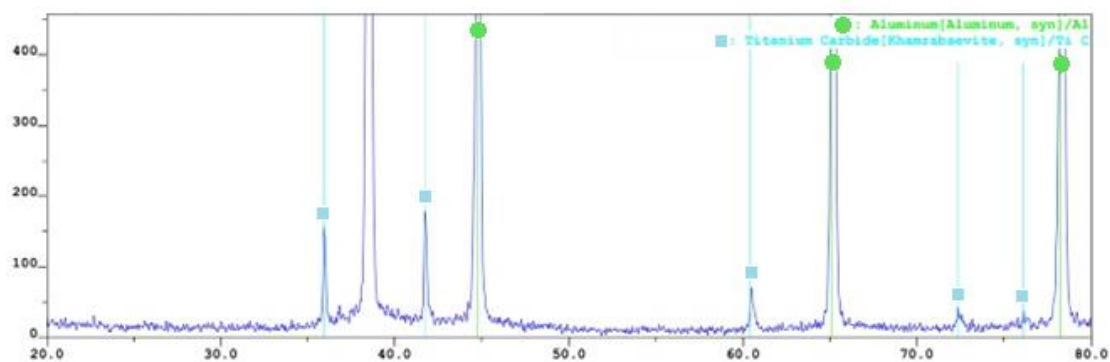


Рисунок 9 – РФА образцов Al-10% TiC, полученного с применением 5% соли Na_2TiF_6 сверх массы шихты

В пятом разделе приведены результаты изучения влияния ввода в расплав алюминия легирующих элементов (Cu, Mn, Ni) на протекание процесса СВС,

дисперсность образуемой фазы карбида титана, а также порядок формирования фазового состава матричного сплава.

Из числа переходных металлов, образующих твердые растворы, наиболее распространенным легирующим элементом является медь, при охлаждении выделяющаяся в виде θ -фазы (CuAl_2). В ходе исследований в расплав алюминия вводилась порошковая медь марки ПМС-1 из расчета содержания 2,5; 3,5 и 5%Cu. Во всех случаях наблюдалась активная СВС-реакция, по результатам прохождения которой синтезированы частицы фазы TiC с размерами 100-200 нм и равномерностью распределения 0,39; 0,41 и 0,42 (рисунок 10). По данным микроструктурного анализа и РФА (рисунок 11) также отмечается наличие мелкодисперсной θ -фазы. На основании полученных результатов сделан вывод о возможности совместного проведения СВС фазы TiC высокой дисперсности и легирования медью с формированием устойчивой против коагуляции θ -фазы.

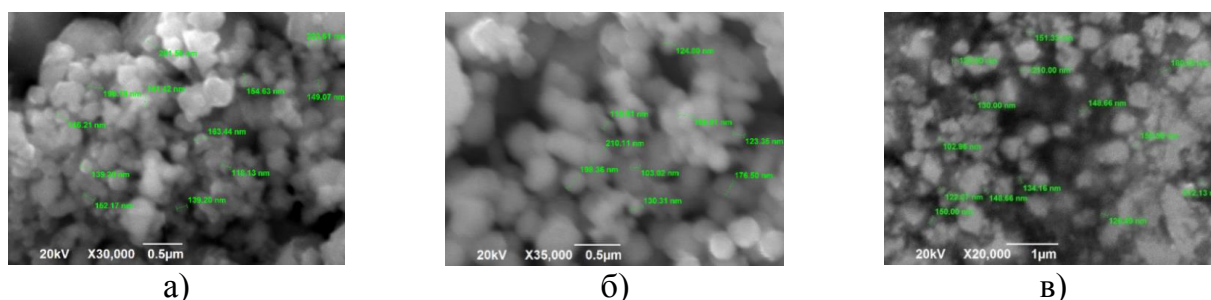


Рисунок 10 – Микроструктура образцов $\text{Al-10\%TiC}$ с легирующей добавкой меди: а) 2,5%Cu; б) 3,5%Cu; в) 5%Cu

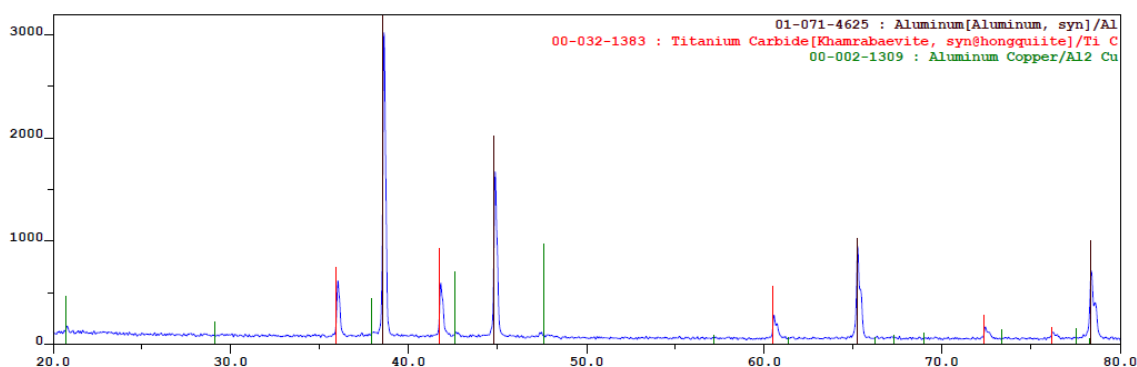
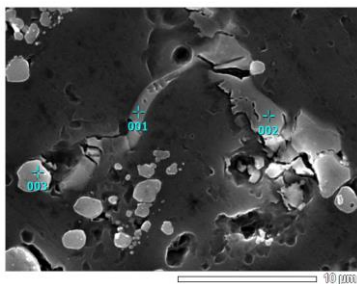


Рисунок 11 – РФА образца $\text{Al-5\%Cu-10\%TiC}$

Еще одним распространенным легирующим элементом, из числа образующих твердый раствор, является марганец, который выделяется в виде вторичного алюминида MnAl_6 . Порошок марганца Мн95 добавлялся в расплав в количестве 2% и в его присутствии отмечалась СВС-реакция средней активности. Полученная микроструктура включает частицы TiC с размерами 170-450 нм и равномерностью распределения 0,19, т.е. наличие марганца в некоторой степени замедляет распространение волны горения СВС-реакции, что ведет к незначительному росту размерных параметров частиц карбидной фазы, уровень которых, тем не менее, можно отнести к высокодисперсному.

Далее в качестве матричной основы была исследована композиция состава $\text{Al-5\%Cu-2\%Mn}$, полученная последовательным легированием порошками меди и марганца, после чего следовал ввод шихты. В результате активно протекавшей реакции СВС получена карбидная фаза с размерами частиц от 100 нм и равномерностью распределения 0,24 (рисунок 12).

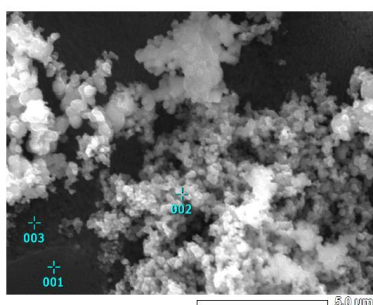


Номер спектра	Содержание элемента, масс.%/ атомн.%			
	Al	Ti	C	Cu
001	71,63/ 85,60	-	-	28,37/ 14,40
003	26,47/ 20,94	61,79/ 40,29	11,74/ 38,77	-

Рисунок 12 – МРСА образца Al-5%Cu-2%Mn-10%TiC

Отличием данной системы явилось то, что в присутствии марганца выделения θ -фазы увеличились в размерах и представляют собой вытянутые включения вдоль границ зерен (рисунок 12, спектр 001). Данное явление обусловлено тем, что скопления марганца на периферии зерен столь существенно снижают скорость диффузии атомов меди, что это приводит к их локализации здесь же, по границам зерен, но вследствие высоких температур от прошедшего СВС-процесса формируются более крупные включения фазы CuAl_2 .

Из числа эвтектикообразующих легирующих элементов для исследования была выбрана добавка никеля, формирующая фазу NiAl_3 . Порошок никеля ПНК-1 вводился в количестве 4% и в его присутствии отмечалась активная СВС-реакция, размер частиц TiC составил 200-600 нм, степень равномерности распределения частиц 0,47, а на дифрактограмме регистрируются только целевые фазы TiC и NiAl_3 (рисунки 13, 14).



Номер спектра	Содержание элемента, масс.% / атомн.%			
	Al	Ti	C	Ni
001	92,4/ 96,00	3,46/ 2,02	-	4,14/ 1,98
002	48,26/ 40,53	23,00/ 10,88	24,99/ 47,15	3,75/ 1,45

Рисунок 13 – МРСА образца Al-4%Ni-10%TiC

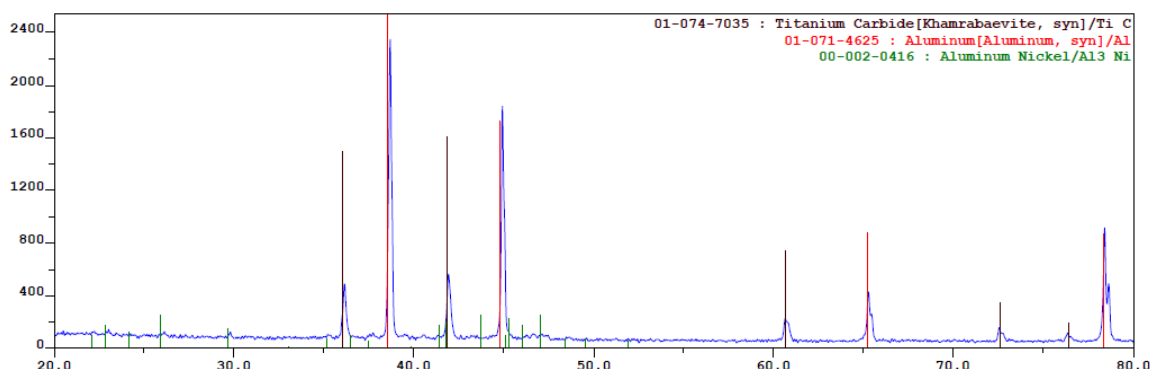
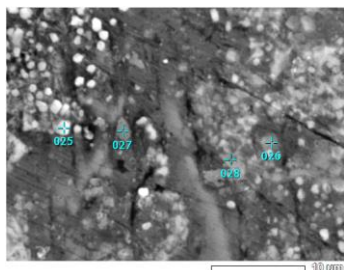


Рисунок 14 – РФА образца Al-4%Ni-10%TiC

На основе тройной матричной композиции состава Al-5%Cu-4%Ni также наблюдалась активная СВС-реакция и получена микроструктура с частицами TiC 200-700 нм, степенью равномерности распределения 0,65. По данным МРСА (рисунок 15), в

составе присутствуют и медь, и никель, но по результатам РФА фиксируется только фаза CuAl_2 (рисунок 16), что может говорить об уменьшении количества фазы NiAl_3 .

Совокупный анализ результатов позволяет сделать вывод о возможности проведения СВС карбидной фазы в системах с никелем, однако дисперсность образуемых частиц и степень равномерности их распределения снижается, а количество интерметаллической фазы NiAl_3 может варьироваться в зависимости от химического состава матричного сплава.



Номер спектра	Содержание элемента, масс.%/ атомн.%				
	Al	Ti	C	Cu	Ni
025	10,19/ 10,44	67,91/ 39,18	21,9/ 50,38	-	-
026	87,9/ 83,98	1,01/ 0,54	6,23/ 13,37	0,86/ 0,35	4,00/ 1,76

Рисунок 15 – МРСА образца Al-5%Cu-4%Ni-10%TiC

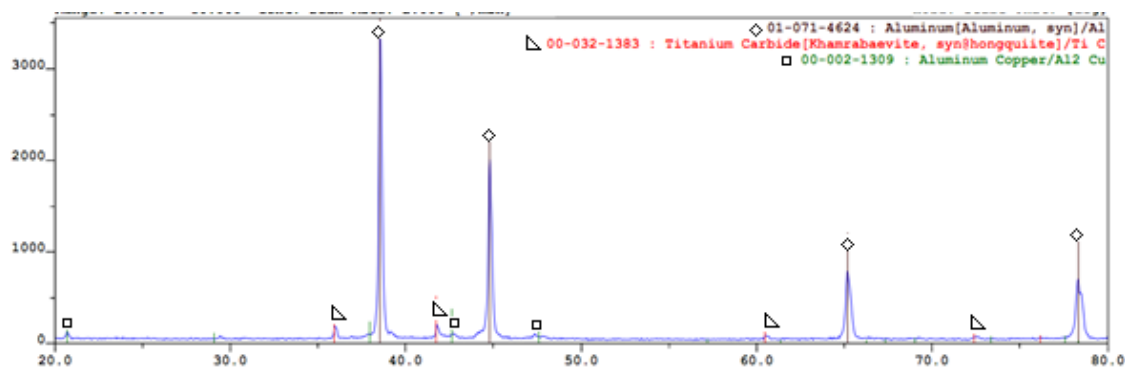


Рисунок 16 – РФА образца Al-5%Cu-4%Ni-10%TiC

На полученных модельных композиционных материалах была произведена оценка механических характеристик при испытаниях на растяжение и твердости, которая показала, что все образцы имеют более высокие показатели, чем их матричные сплавы (таблица 1). Сравнительное исследование трибологических характеристик образцов технического алюминия, легированной основы Al-5%Cu-2%Mn и композиционного материала Al-5%Cu-2%Mn-10%TiC свидетельствует, что у последнего образца существенно меньше коэффициент трения, износ и температура разогрева (таблица 2).

С целью исследования влияния масштабного фактора была проведена серия плавов массой 3 кг на матричной основе литейного сплава АК7 (7.0%Si, 1.5%Cu, 0.4%Mg, 0.4%Mn, 0.3%Ni) с магнитно-импульсной обработкой расплава после проведения синтеза (энергия разряда составляла 1,5 кДж, количество импульсов – 20 шт.), по результатам которой установлено сохранение высоких показателей степени равномерности распределения карбидной фазы и жидкотекучести, что, в совокупности с приведенными выше результатами, дает основание считать возможным проведение синтеза высокодисперсной фазы TiC в составе легированных алюмоматричных основ в этом объеме.

Таблица 1 – Механические свойства модельных композиционных материалов

Образцы	$\sigma_{0,2}$ МПа	σ_B МПа	δ , %	ψ , %	НВ
Матричные основы					
Al	$67 \pm 1,3$	$81 \pm 0,8$	$9,4 \pm 0,4$	$20,0 \pm 0,55$	$20,0 \pm 0,3$
Al-5%Cu	$65 \pm 1,5$	$136 \pm 1,7$	$11,7 \pm 0,8$	$24,2 \pm 1,1$	$48,0 \pm 0,9$
Al-5%Cu-2%Mn	$86 \pm 2,02$	$169 \pm 2,1$	$8,0 \pm 0,65$	$12 \pm 1,5$	-
Al-5%Cu-4%Ni	$75,1 \pm 1,8$	$133,2 \pm 3,0$	$4,5 \pm 0,7$	$6,5 \pm 1,2$	-
AM5	-	$188 \pm 0,5$	$7,0 \pm 0,5$	$8,0 \pm 0,9$	$61,7 \pm 0,8$
Композиционные материалы					
Al-10%TiC	$82 \pm 1,5$	$110 \pm 1,1$	$11,6 \pm 1,2$	$23,0 \pm 1,1$	$35,0 \pm 1,8$
Al-5%Cu - 10%TiC	-	$196 \pm 2,7$	$8 \pm 1,6$	$11 \pm 1,0$	$63,9 \pm 2,2$
Al-5%Cu-2%Mn -10%TiC	$114 \pm 2,0$	$213 \pm 3,87$	$6,6 \pm 1,9$	$7,3 \pm 0,8$	$97,0 \pm 2,0$
Al-5%Cu-4%Ni-10%TiC	$118 \pm 3,6$	$224 \pm 4,4$	$6,2 \pm 1,5$	$7,1 \pm 1,2$	$98,0 \pm 1,9$
AM5-10%TiC	-	$224 \pm 1,5$	$5,0 \pm 0,8$	$7,0 \pm 0,44$	$82,6 \pm 1,5$

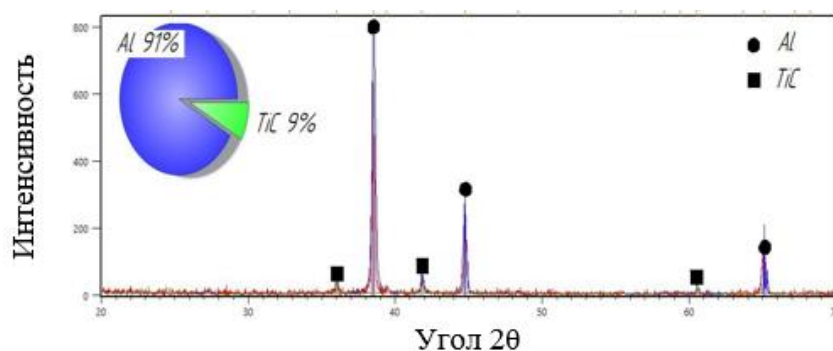
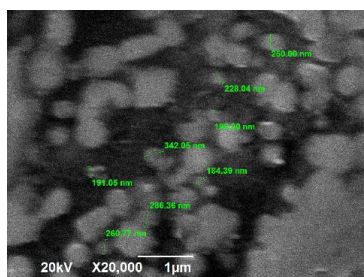
Таблица 2 – Трибологические свойства композиционного материала Al-5%Cu-2%Mn-10%TiC

Наименование параметра	Состав образцов		
	Al	Al-5%Cu-2%Mn	Al-5%Cu-2%Mn-10%TiC
Предельная нагрузка схватывания, кгс/мм ²	$20,9 \pm 1,6$	$31,1 \pm 0,9$	$29,3 \pm 0,8$
Коэффициент трения	$0,414 \pm 0,02$	$0,520 \pm 0,05$	$0,393 \pm 0,04$
Износ, мм	$0,24 \pm 0,1$	$0,31 \pm 0,02$	$0,12 \pm 0,01$
Температура разогрева, °C	$106 \pm 3,0$	$230 \pm 5,0$	$176 \pm 2,0$

В шестом разделе представлены результаты исследований по СВС-армированию промышленных алюминиевых сплавов.

СВС-армирование и термическая обработка сплава AMg2. Первоначально в качестве матричной основы был выбран деформируемый сплав твердорастворного типа АМг2 (2.3% Mg, 0.4%Mn, 0.4%Si, 0.1%Cu, 0.1%Ti). Термодинамический анализ системы АМг2-10%TiC с добавкой 5% Na₂TiF₆ показал, что при используемой в предыдущих исследованиях температуре расплава 1173 К адиабатическая температура системы может достигать 1459 К, что является достаточным уровнем для обеспечения смачиваемости карбидной фазы. Совокупное количество газообразных продуктов (Mg, Mn, Na, AlF₄Na, AlF, AlF₂, AlF₃, NaF), способных оказывать рафинирующее воздействие, при этой же температуре расплава составляет 0,03 моль, образующиеся кристаллические фазы: TiC - 0,33 моль, Mg₂Si – 0,014 моль, Si₃Mn₅ – 0,004 моль, Al₃Ti – 0,0005 моль. Отсутствие β-фазы состава Al₃Mg₂ в составе конечных продуктов обусловлено тем, что она выделяется в процессе охлаждения при температурах ниже 1173 К.

Синтез системы АМг2-10%TiC показал возможность формирования карбидной фазы с размерами от 180 нм и равномерностью 0,26. Количественная обработка дифрактограмм позволила установить концентрацию карбидной фазы - 9 масс. %, что, принимая во внимание округление программой HighScore Plus десятых долей до целых единиц, можно считать приемлемым уровнем (рисунок 17) и, кроме того, отмечается уменьшение размера зерна α-Al с 9,64 до 1,31 мкм. Совокупное армирование и модифицирование позволило повысить твердость с $50,9 \pm 1,04$ до $59,4 \pm 1,32$ НВ.



а)

б)

Рисунок 17 – Микроструктура (а) и РФА (б) образца АМг2-10%ТiС

Матричная основа АМг2 относится к числу термически неупрочняемых сплавов, однако в присутствии высокодисперсных частиц фазы ТiС могут возникать качественно новые эффекты, поэтому было проведено исследование возможности термической обработки в следующих условиях: изотермическая выдержка при температурах 130, 150, 180 и 350°C в течение 1-3 ч и охлаждение на спокойном воздухе. Проведенная оценка изменения твердости позволила установить, что максимальное значение $67,6 \pm 1,56$ НВ достигается в результате выдержки при температуре 150°C в течение 2-3 ч (рисунок 18).

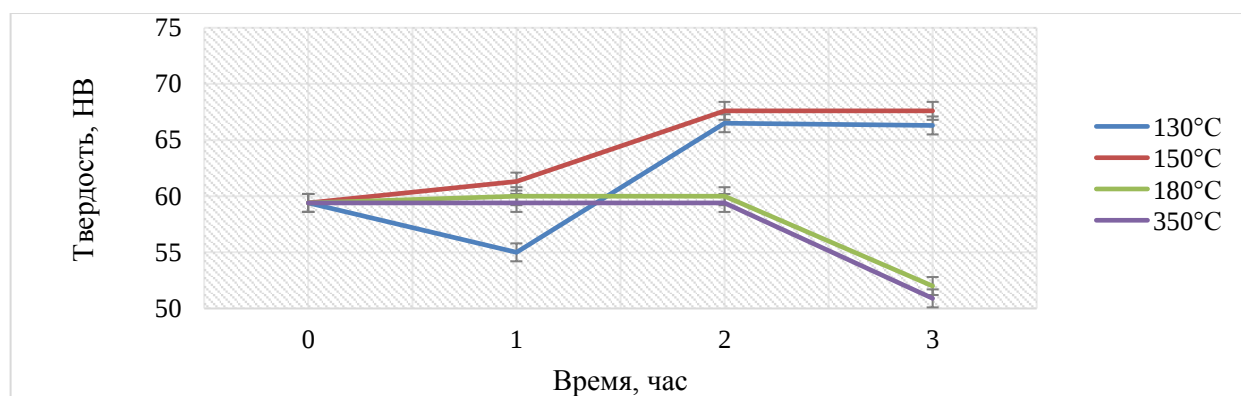
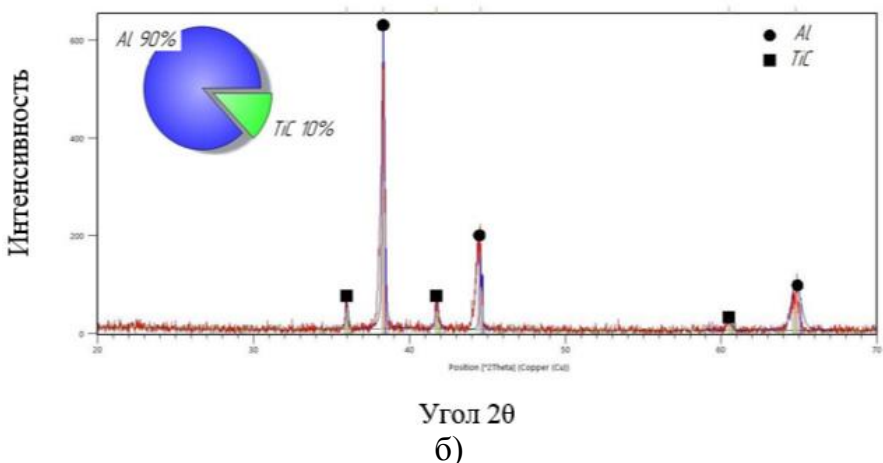
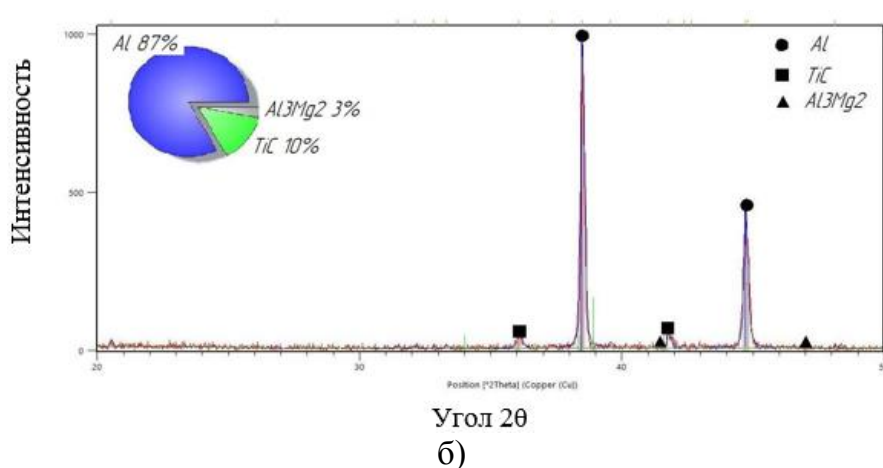


Рисунок 18 - Изменение твердости образцов АМг2-10%ТiС после изотермической выдержки при разных температурах

Анализ микроструктуры образцов с максимальной твердостью показал, что размер частиц карбидной фазы остался на прежнем высокодисперсном уровне и составляет от 170 нм при равномерности распределения 0,25. Согласно данным РФА, помимо присутствующей в максимальном количестве целевой фазы карбида титана, на дифрактограмме возникают новые пики β -фазы (Al_3Mg_2), что свидетельствует о происходящем выделении магния из твердого раствора алюминия (рисунок 19).

На основании полученных результатов было предположено, что после изотермической выдержки при температуре 150°C, ввиду высокого уровня внутренних напряжений, вызываемых наличием высокодисперсных частиц фазы карбида титана, облегчаются диффузионные процессы и происходит дополнительное выделение β -фазы, что приводит к повышению твердости. При более высоких температурах 180 и 350°C диффузионные процессы идут более активно и выделения β -фазы в течение длительной временной выдержки успевают коагулировать, что влечет отсутствие эффекта упрочнения.



близкой к линии переменной растворимости, что обусловлено теми же причинами, что и на основе AMg_2 (рисунок 21).

Результаты микроструктурного анализа образцов с максимальной твердостью показывают, что уровень дисперсности частиц карбидной фазы снизился и составляет от 300 нм, степень равномерности распределения - 0,7. Основной фазой, выделяющейся после изотермической выдержки в количестве 6 масс.% и обуславливающей повышение твердости, является фаза Al_3Mg_2 , что подтверждено данными РФА (рисунок 22).

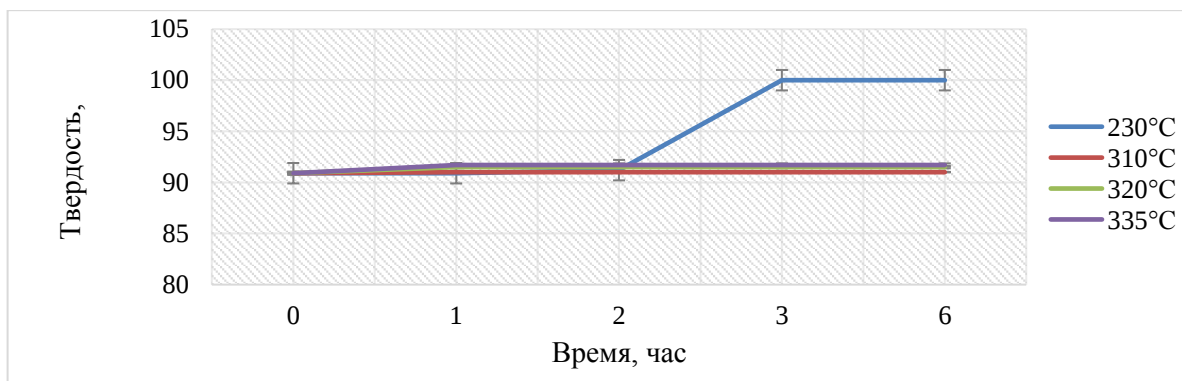
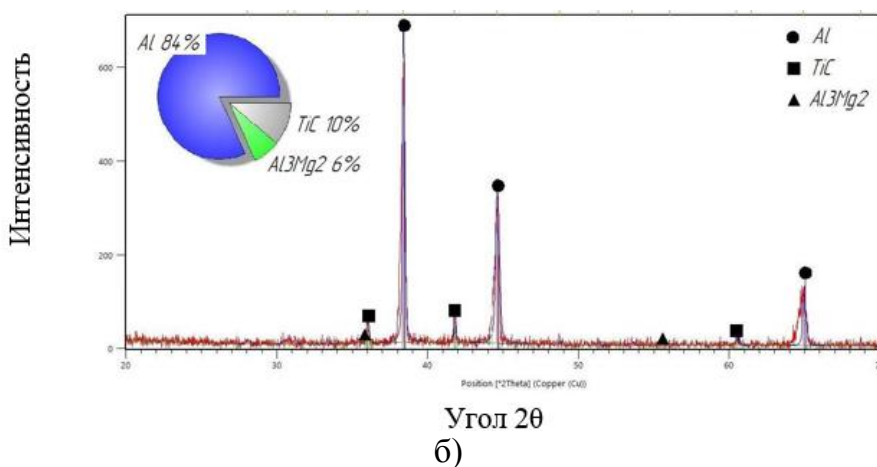
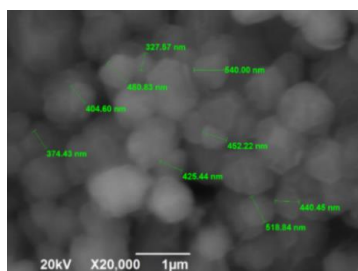


Рисунок 21 - Изменение твердости образца $AMg6-10\%TiC$ после изотермической выдержки при разных температурах



а) б)
Рисунок 22 – Микроструктура (а) и РФА (б) образца $AMg6-10\%TiC$ после изотермической выдержки при $T = 230^\circ C$ в течение 3 ч

СВС-армирование и термическая обработка сплава $AM4,5Kd$. К числу литейных сплавов твердорастворного типа, к которым предъявляются особые требования по механическим свойствам и износостойкости, относится сплав $AM4,5Kd$ (4.8%Cu, 0.55%Mn, 0.2%Si, 0.2%Ti, 0.15%Cd, 0.05%Mg), который был выбран далее для исследования. Термодинамический анализ системы $AM4,5Kd-10\%TiC$ с добавкой 5% Na_2TiF_6 показал, что при начальной температуре расплава 1173 К адиабатическая температура достигает достаточного уровня 1490 К, количество газообразных продуктов (Cd, Mg, Mn, Na, Zn, AlF, AlF_2 , AlF_3 , $AlNaF_4$, Na_2F_2 , NaF, MgF) составляет 0,01 моль, при этом возможно образование кристаллических фаз TiC - 0,33 моль, MgF_2 и Al_3Ti – не более 0,0005 моль. Отсутствие в составе конечных продуктов θ -фазы ($CuAl_2$)

обусловлено тем, что медь при данной температуре находится в составе твердого раствора, а ее выделение происходит далее в процессе охлаждения.

По результатам синтеза системы АМ4,5Кд-10%TiC получена микроструктура, включающая частицы TiC с размером от 100 нм и равномерностью распределения 0,15. Количественная обработка дифрактограмм подтверждает присутствие карбидной фазы в концентрации не менее 9 масс.% (рисунок 23), а средняя величина матричного зерна уменьшилась с 29,9 мкм до 10,8 мкм. Совокупное армирование и модифицирование приводит к повышению твердости с $61,3 \pm 0,89$ до $76,1 \pm 0,92$ НВ.

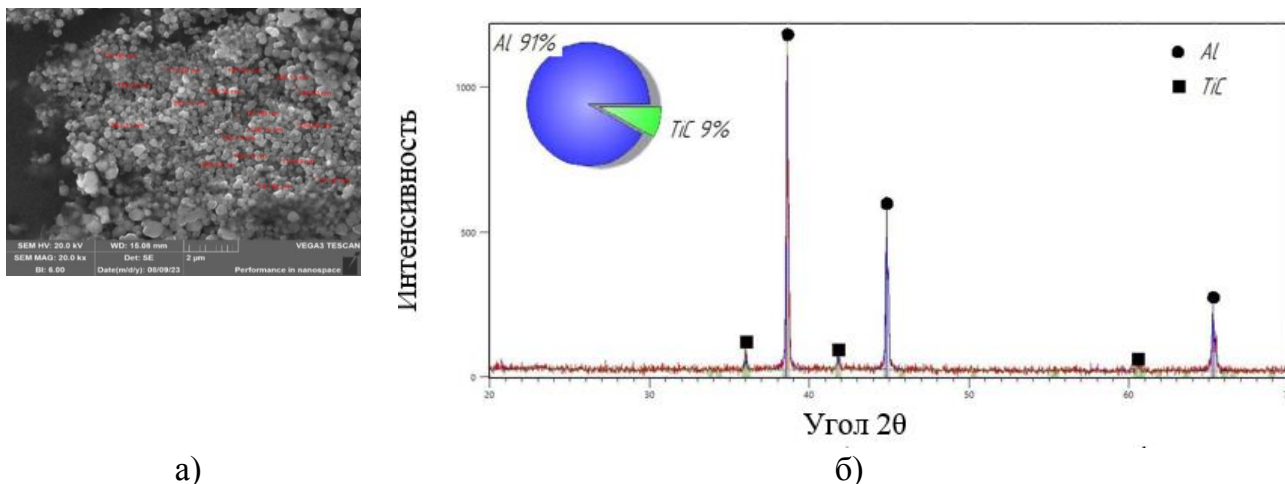


Рисунок 23 – Микроструктура (а) и РФА (б) образца АМ4,5Кд-10%TiC

Сплав АМ4,5Кд относится к группе термически упрочняемых сплавов и обычно подвергается термообработке по режиму Т6 в виде одно- или двухступенчатой закалки с температур 535-545°C в течение 5-9 ч и последующему искусственному старению при 170°C 3-5 ч. Для исследования были выбраны режимы: 1) выдержка при температуре 480°C 2 ч, закалка, искусственное старение при 160°C 2-8 ч; 2) двухступенчатая выдержка при 535°C 1 ч и при 545°C 1 ч, закалка, искусственное старение при 155°C 2-8 ч; 3) выдержка при 545°C 1 ч, закалка, искусственное старение при 170°C 2-8 ч. Для сравнения, те же режимы термообработки проводились и для исходного сплава АМ4,5Кд.

Анализ значений твердости показывает, что максимальное значение достигается после проведения термической обработки по третьему режиму (выдержка и закалка с 545°C, старение при 170°C), но после разной длительности старения: для сплава АМ4,5Кд – $136 \pm 1,45$ НВ достигается после 6 ч, для композита АМ4,5Кд-10%TiC – $142 \pm 1,63$ НВ после 4 ч (рисунок 24). Полученные результаты подтверждают повышение скорости структурно-фазовых превращений в присутствии высокодисперсных карбидных частиц, что объясняется ускорением процесса распада твердого раствора и повышенной плотностью дислокаций в матрице после закалки.

Результаты микроструктурного анализа образцов композиционного материала с максимальной твердостью показали, что дисперсность частиц TiC и равномерность их распределения остаются на прежнем уровне - от 100 нм и 0,18 соответственно, а в составе регистрируется 2% θ -фазы, обуславливающей повышение твердости (рисунок 25).

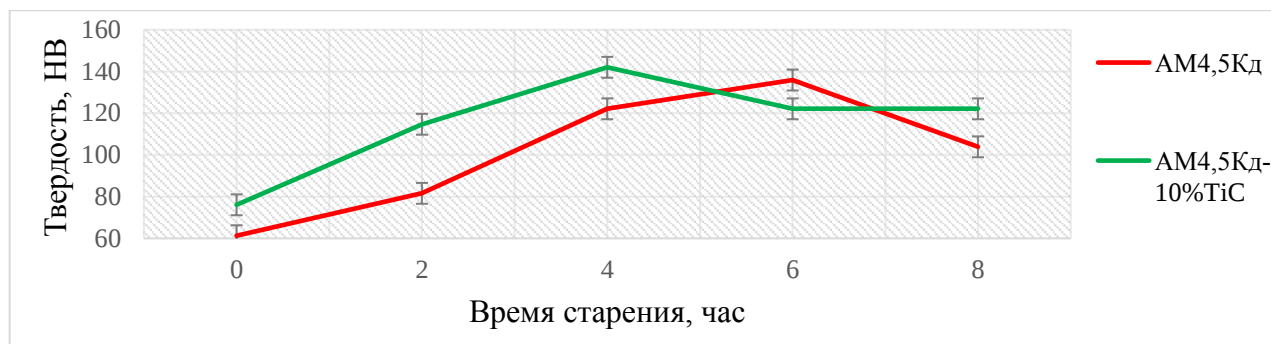


Рисунок 24 – Изменение твердости образцов AM4,5Кд и AM4,5Кд-10%TiC в ходе старения после выдержки при $T = 545^{\circ}\text{C}$ 1 ч, закалки, старения при $T = 170^{\circ}\text{C}$ 1-8 ч

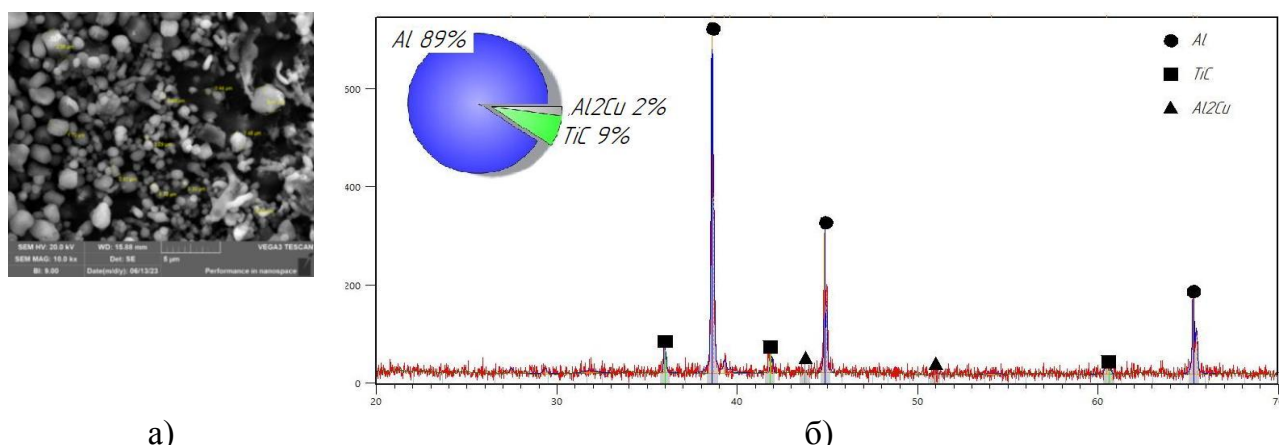


Рисунок 25 – Микроструктура (а) и РФА (б) образца AM4,5Кд-10%TiC после термической обработки (Т6): выдержка $T = 545^{\circ}\text{C}$ 1 ч, закалка, старение $T = 170^{\circ}\text{C}$ 4 ч

СВС-армирование и термическая обработка сплава АК10М2Н. Из литейных сплавов эвтектического типа для исследования был выбран сплав АК10М2Н (10.0%Si, 2.3%Cu, 1.1%Mg, 1.0%Ni, 0.05%Mn, 0.05%Ti). Термодинамический анализ системы АК10М2Н-10%TiC с добавкой 5% Na_2TiF_6 показывает возможность достижения адиабатической температуры до 1490 К при исходной температуре расплава 1173 К, количество газообразных соединений (Mg, Na, MgF, Na_2F_2 , NaF, AlNaF_4 , AlF_2 , AlF, AlF_3 , AlF_2) составляет 0,012 моль, а в составе продуктов вероятно присутствие кристаллических фаз Si - 0,64, TiC - 0,33, MgF_2 - 0,14, AlNi - 0,04, Al_3Ti - 0,005 моль.

По результатам синтеза композиционного материала АК10М2Н-10%TiC получена микроструктура, включающая частицы TiC с размерами от 180 нм до 2 мкм, равномерность их распределения составляет 0,12. Данные РФА показывают наличие фаз кремния – 10% и карбида титана - в количестве не менее 9 масс.% (рисунок 26). Размер матричного зерна в данной системе уменьшился незначительно - с 19,5 до 19,0 мкм, однако значение твердости возросло со $110 \pm 0,42$ НВ до $122 \pm 1,17$ НВ.

В качестве термической обработки поршневых силуминов с добавлением никеля чаще всего применяется режим Т6, включающий закалку в пределах $515\text{--}535^{\circ}\text{C}$ и искусственное старение в интервале $160\text{--}190^{\circ}\text{C}$, на основании чего для исследования были выбраны: 1) выдержка при температуре 515°C 1-2 ч, закалка в холодную воду, старение при температуре 190°C 1-6 ч; 2) выдержка при температуре 535°C 1-2 ч, закалка в холодную воду, старение при температуре 160°C 1-6 ч.

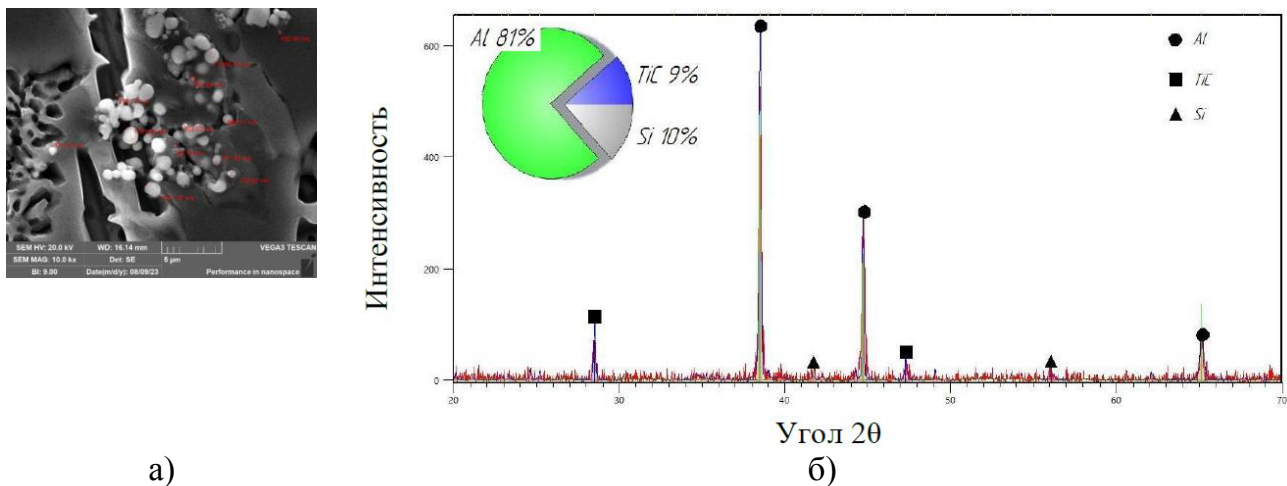


Рисунок 26 – Микроструктура (а) и РФА (б) образца АК10М2Н-10%ТiС

Результаты показали, что максимальные значения твердости достигаются при проведении нагрева под закалку при температуре 515°C с искусственным старением при 190°C в течение 2 ч, но с разным временем выдержки под закалку: для матричного сплава АК10М2Н максимальная твердость $152 \pm 1,9$ НВ достигается после 2 ч, для образца АК10М2Н-10%ТiС твердость $171 \pm 2,01$ НВ – уже после 1 ч (рисунок 27).

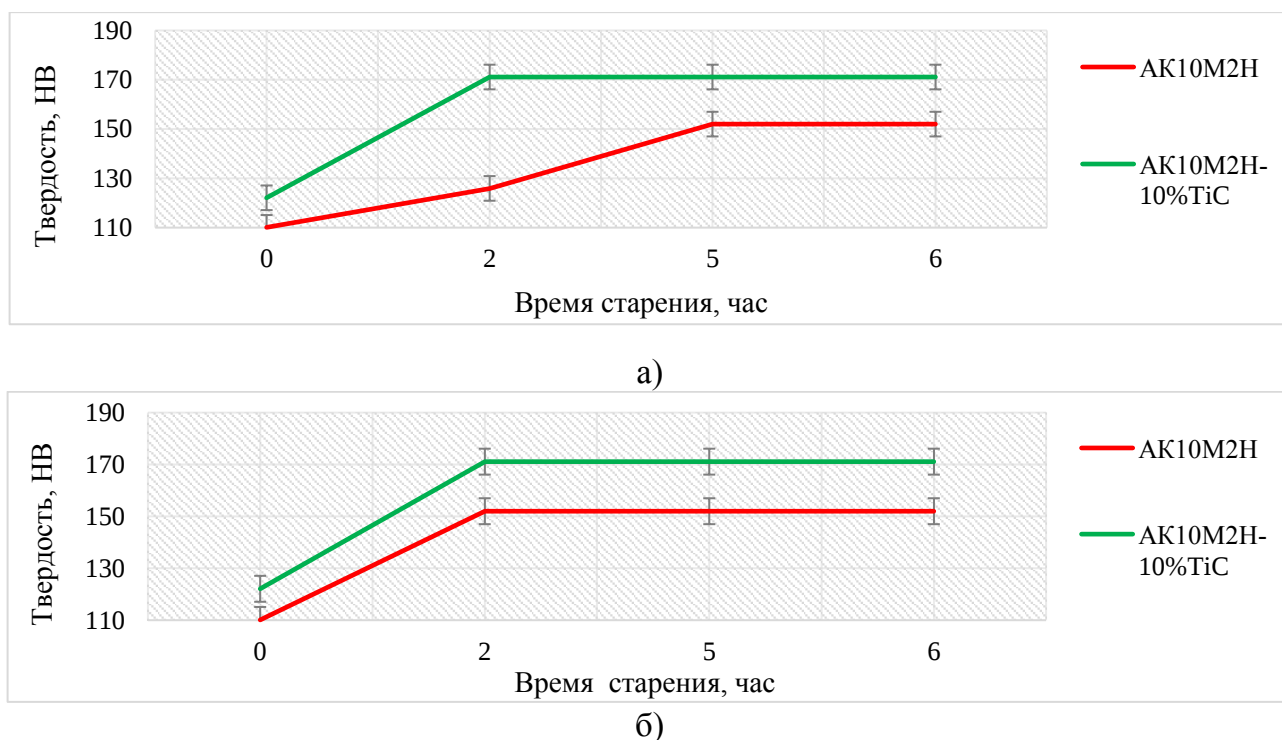


Рисунок 27 - Изменение твердости образцов АК10М2Н и АК10М2Н-10%ТiС в ходе старения: а) выдержка при $T = 515^{\circ}\text{C}$ 1 ч, закалка, старение при $T = 190^{\circ}\text{C}$ 1-6 ч; б) выдержка при $T = 515^{\circ}\text{C}$ 2 ч, закалка, старение при $T = 190^{\circ}\text{C}$ 1-6 ч

Анализ микроструктуры образцов с максимальной твердостью подтвердил сохранение дисперсности и равномерности распределения частиц ТiС на том же уровне, и, согласно данным РФА, помимо фазы карбида титана, формируются интерметаллические фазы θ (Al_2Cu) и NiAl_3 (рисунок 28), что свидетельствует об интенсификации диффузионных процессов в процессе старения в составе

композиционных материалов и приводит к сокращению требуемого на их термическую обработку времени по сравнению с матричным сплавом.

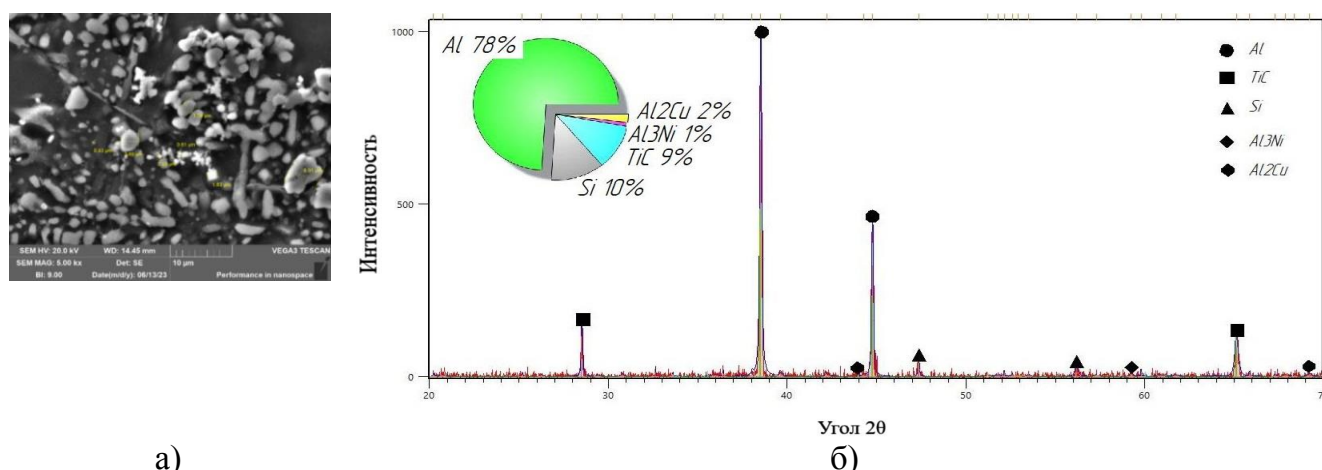


Рисунок 28 – Микроструктура и РФА образца АК10М2Н-10%ТiС после термической обработки (Т6): выдержка 1 ч при $T = 515^{\circ}\text{C}$, закалка, старение $T = 190^{\circ}\text{C}$ 2 ч

В седьмом разделе приведены результаты исследования физических, химических, механических, технологических и эксплуатационных характеристик композиционных материалов, полученных на матричных основах промышленных сплавов путем их СВС-армирования.

Физические свойства. Обобщенные результаты исследования плотности образцов показывают, что отношения экспериментальной плотности к теоретической находятся в пределах 0,98-1,0, что свидетельствует о минимальной пористости получаемых отливок (рисунок 29).

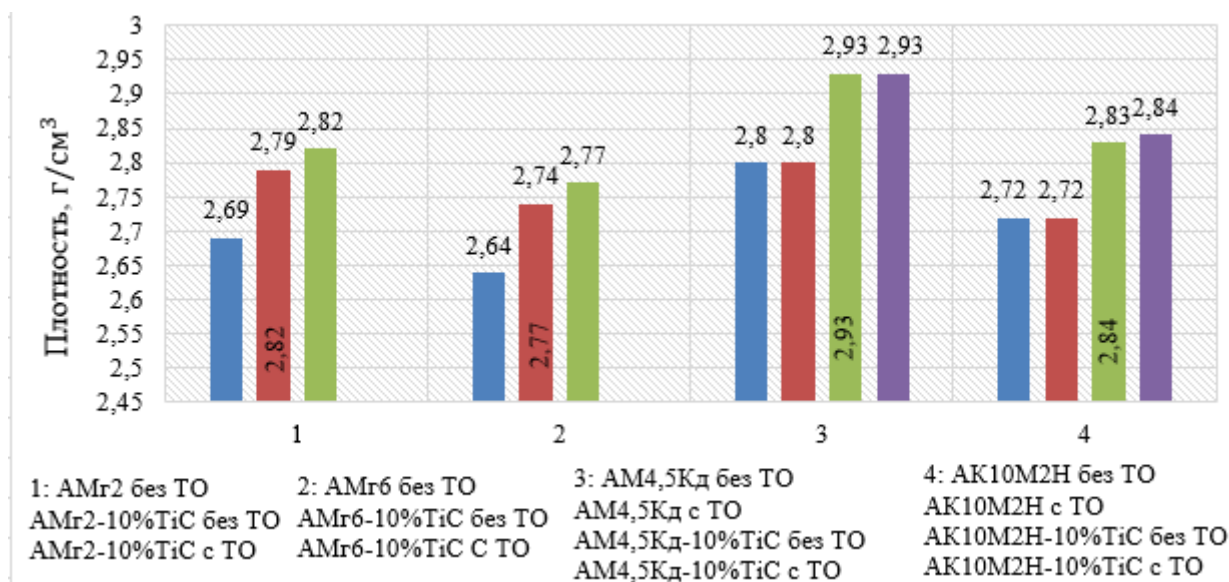


Рисунок 29 – Плотность матричных сплавов и композиционных материалов на их основе (перпендикулярно на столбцах – теоретическая плотность)

Полученные результаты обусловлены рядом причин: 1) проведение перед синтезом операции сушки порошков шихты при температуре $100-110^{\circ}\text{C}$, что позволяет провести первичное удаление адсорбированных на их поверхности примесей; 2) использование

флюсов непосредственно в составе шихтовой смеси, что способствует более полному удалению оксидов; 3) блочная форма, высокая дисперсность и равномерность распределения образуемых частиц карбида титана способствуют повышению адгезии и не препятствуют свободному течению расплава; 4) высокие температуры, развивающиеся в ходе СВС, способствуют возникновению конвективных потоков и удалению газообразных продуктов на поверхность расплава; 5) выделение высокодисперсных интерметаллических фаз в результате термической обработки на границах раздела матрица/частица приводит к заполнению имеющихся остаточных пор.

Для подшипниковых алюминиевых сплавов важной характеристикой является их теплопроводность, как обеспечивающая необходимый теплоотвод от поверхностей трения. Поскольку существует сильная корреляционная связь между теплопроводностью и удельной электропроводностью, в настоящей работе проводили менее трудоемкие испытания второй характеристики (рисунок 30).

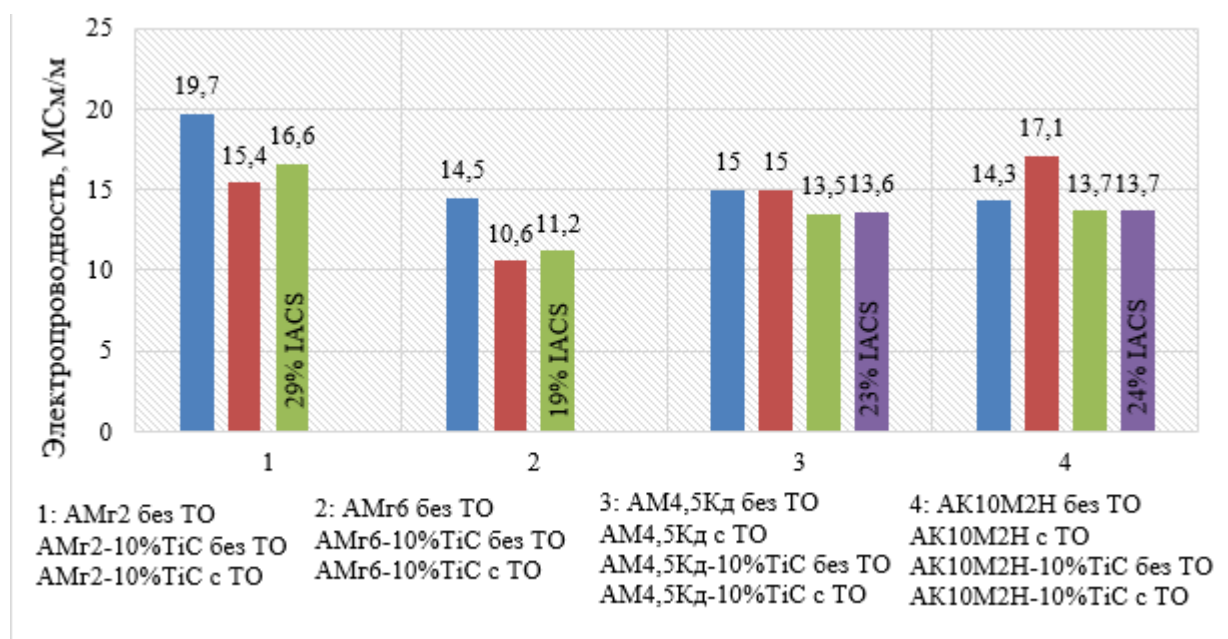


Рисунок 30 – Электропроводность матричных сплавов и композиционных материалов на их основе (перпендикулярно на столбцах – процент от медного стандарта IACS)

Оценка результатов показывает, что электропроводность композитов составляет 19-29% IACS, т.е. достигает половины от значения электропроводности алюминия А0, составляющего 54,1% IACS и соответствует уровню большинства промышленных сплавов.

Также важным физическим показателем для поршневых алюминиевых сплавов, к которым относят матричные основы AM4,5Кд и AK10M2H, является термический коэффициент линейного расширения (ТКЛР). На рисунке 31 представлены результаты оценки его величины для матриц и композитов при температуре 300°C (значения над столбцами) и при температуре 20°C (значения на столбцах). Полученные значения показали, что изменение ТКЛР у образцов композиционных материалов происходит приблизительно в той же степени, что и у матричных сплавов, а близость приведенных на рисунке 31 значений подтверждает их одинаковый уровень термической стойкости, что обусловлено сопоставимостью размерных параметров кристаллических решеток и высоким качеством адгезионной связи на границах межфазного взаимодействия матрица/карбид титана.

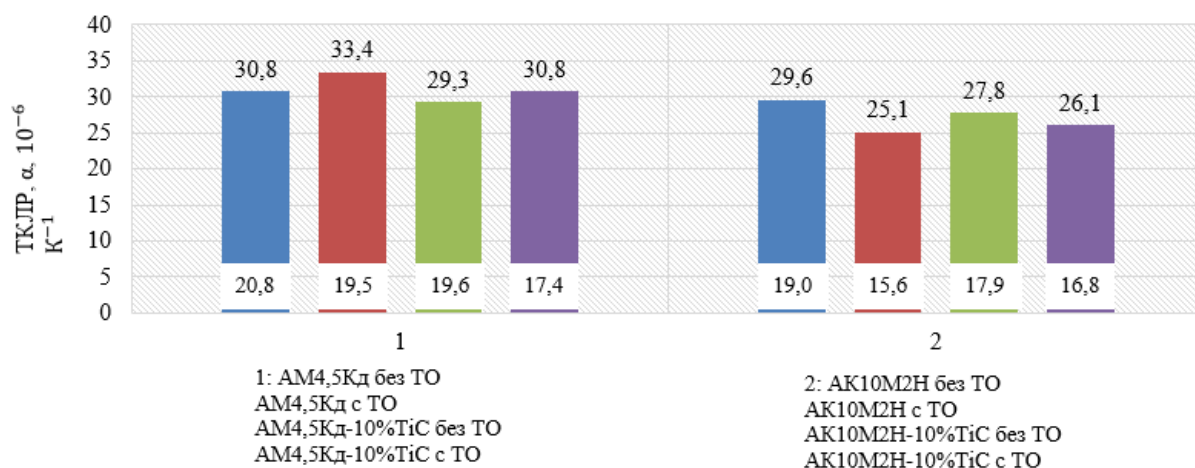


Рисунок 31 – ТКЛР матричных сплавов и композиционных материалов на их основе при температуре 300°C (на столбцах – при 20°C)

Химические свойства. С целью изучения возможности применения композиционных материалов для изделий нефтепромысловой промышленности, которые эксплуатируются в агрессивных средах, содержащих углеводороды и пластовую воду, были проведены исследования на устойчивость к коррозии по ГОСТ 58346-2019, разработанному для покрытий внутренних поверхностей стальных труб и соединительных деталей нефтепромысловых трубопроводов и насосно-компрессорных труб в следующих условиях: водный раствор 5%NaCl, газовая фаза (1 МПа CO₂, 0,5 МПа H₂S, 3,5 МПа N₂ при общем давлении 5 МПа), температура 80°C, длительность 240 ч. Расчетные показатели коррозионной стойкости приведены на рисунке 32.

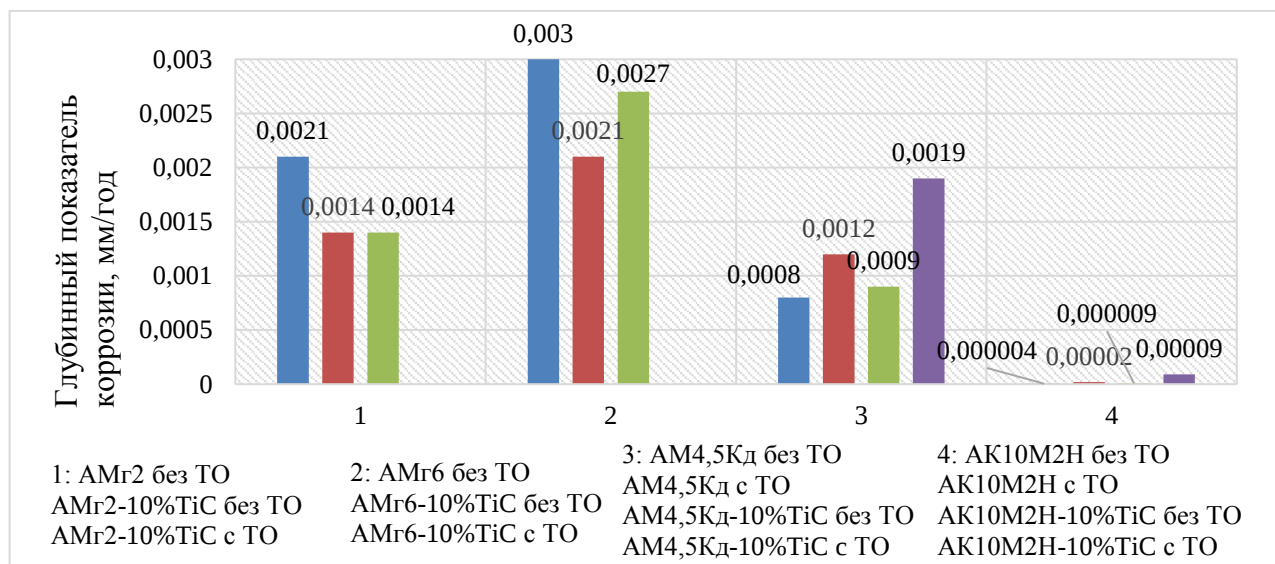
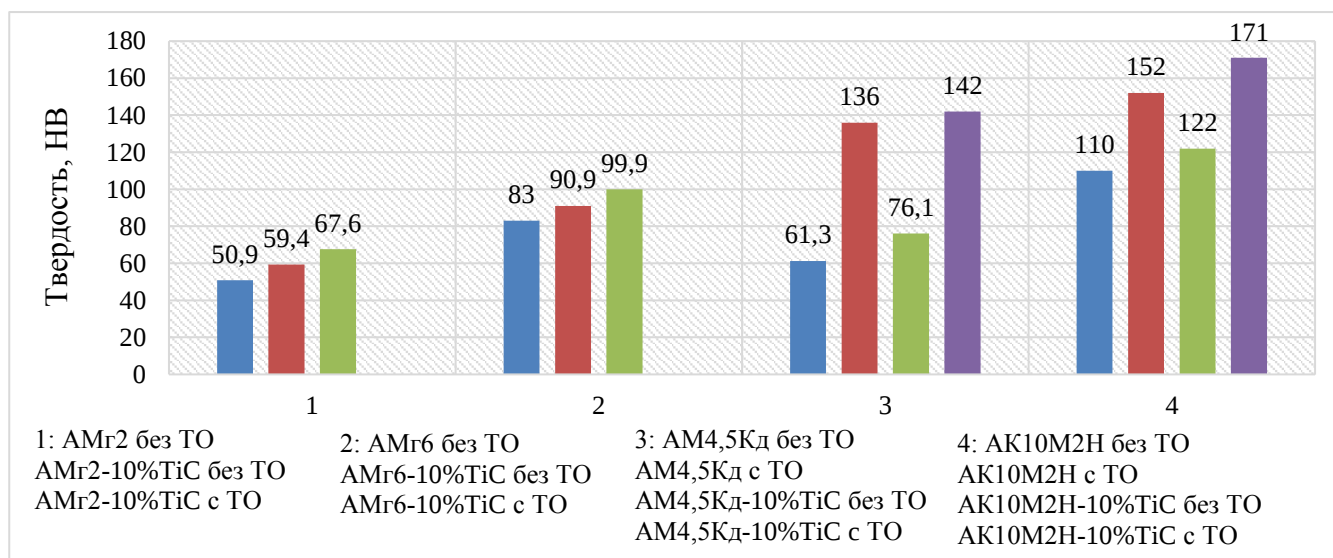


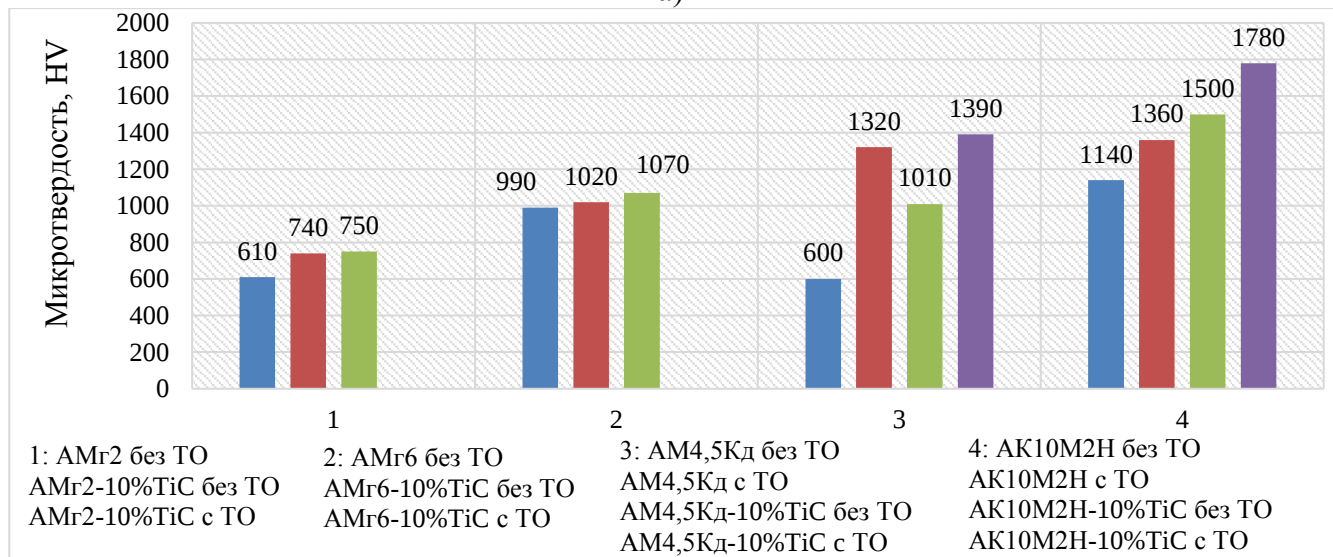
Рисунок 32 – Глубинный показатель коррозии матричных сплавов и композиционных материалов на их основе

Анализ результатов показал, что после термической обработки скорость коррозии может незначительно возрастать, но итоговый глубинный показатель коррозии всех образцов композитов сохраняется на уровне, не превышающем 0,005 мм/год, что позволяет отнести их к группе весьма стойких к коррозии материалов. Полученные показатели обусловлены тем, что частицы TiC располагаются преимущественно в теле матричного зерна и химической инертностью самой фазы TiC.

Механические свойства. Обобщенные результаты показали, что твердость всех композитов в результате СВС-армирования и термообработки повышается на 4-20% (рисунок 33, а), а значения микротвердости возрастают на 5-31% (рисунок 33, б). Минимальные значения по приросту твердости характерны для композита на основе сплава АМг6, что обусловлено выраженной структурной неравномерностью распределения армирующей фазы (раздел 6). Однако в целом можно отметить общую тенденцию к повышению характеристик твердости композитов, что связано с существенной микротвердостью самой карбидной фазы, ее дисперсностью, высокой массовой долей и присутствием в структуре твердых фаз-интерметаллидов.



а)



б)

Рисунок 33 – Твердость матричных сплавов и композиционных материалов на их основе: а) твердость; б) микротвердость

Результаты испытаний на растяжение свидетельствуют, что для композитов на основе магналиев значения прочности относительно матричных основ снижаются: на АМг2 - на 33%, на АМг6 - на 37%. Для образцов композитов на основе сплава АМ4,5Кд наблюдается снижение прочности на 12%, но после термообработки их прочность превышает матричную на 27%. Образцы на основе АК10М2Н до и после термической

обработки имеют уровень прочности, превышающий матричный на 5 и 24% соответственно (рисунок 34). Относительное удлинение образцов композиционных материалов на основах АМг2, АМг6, АМ4,5Кд и АК10М2Н составляет 8, 7, 6 и 4,5%.

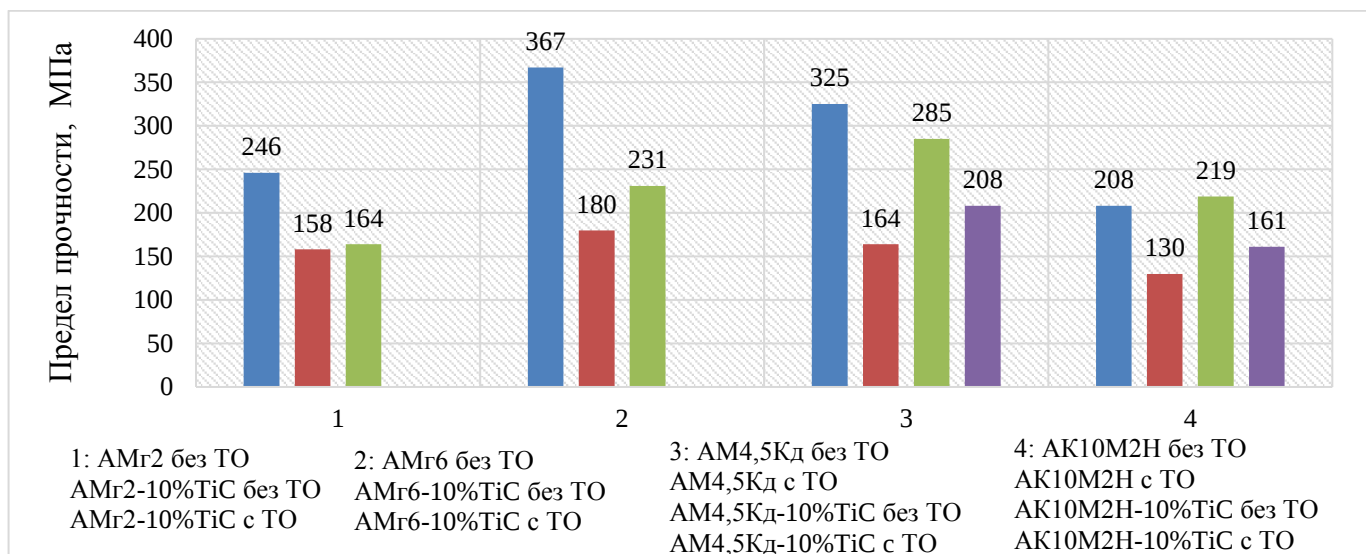


Рисунок 34 – Прочность при растяжении матричных сплавов и композиционных материалов на их основе

Испытания на сжатие выявили рост уровня прочности на 3% для композита на основе АМг2, снижение на 12% на основе АМг6 и аналогичную матричным сплавам тенденцию к росту прочности на основах АМ4,5Кд и АК10М2Н – в результате совокупного армирования и термической обработки – на 7 и 5% соответственно (рисунок 35). Относительное укорочение образцов композиционных материалов на основах АМг2, АМг6, АМ4,5Кд и АК10М2Н составляет 61,5, 14, 32 и 20%.

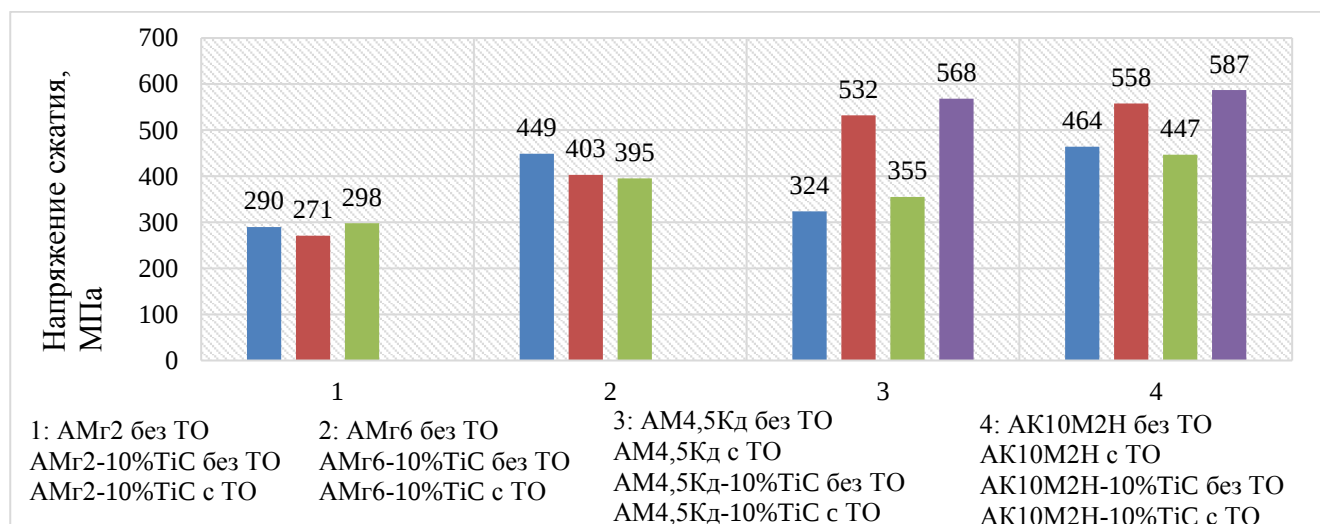


Рисунок 35 – Прочность при сжатии матричных сплавов и композиционных материалов на их основе

Одной из причин отсутствия эффекта упрочнения на основе магналиев может быть то, что магний, являясь высокоактивным металлом, склонен к образованию соединений с попадающим при перемешивании или заливке в расплав кислородом, состав которых зависит от содержания магния: при низком содержании Mg образуется шпинель

$MgAl_2O_4$, а при высоком – оксид MgO , которые представляют собой фазы в виде пленкообразных скоплений с некогерентными матрице границами и потому с низкой смачиваемостью расплавом, а в месте их присутствия и вероятно зарождение трещин. Кроме того, возможно насыщение расплава алюминия водородом в результате его взаимодействия с влагой воздуха, степень которого определяется температурой разогрева расплава, в связи с чем матричные сплавы АМг2 и АМг6, претерпевшие только переплав с температуры $750^{\circ}C$, сохраняют высокий уровень прочностных свойств, а композиционные материалы, в составе которых происходили СВС-процессы с температурами свыше $1100^{\circ}C$, насыщаются водородом активнее и их прочность снижается. Высокодисперсные армирующая фаза TiC и интерметаллическая θ -фаза $CuAl_2$, присутствующие в структуре композитов на основе АМ4,5Кд, одинаково характеризуются высокой твердостью и низкой пластичностью, что вкупе с вероятным насыщением расплава водородом приводит к небольшому снижению прочности при растягивающих нагрузках, но при сжимающих напряжениях наличие многочисленных высокодисперсных твердых частиц по механизму Орована приводит к повышению прочности. Максимальные характеристики, присущие образцам на основе сплава АК10М2Н, обусловлены способностью кремния частично сегрегировать на межфазные границы и формировать сильную химическую связь с поверхностью твердых керамических частиц, в результате чего общий уровень их прочности и при растяжении, и при сжатии повышается.

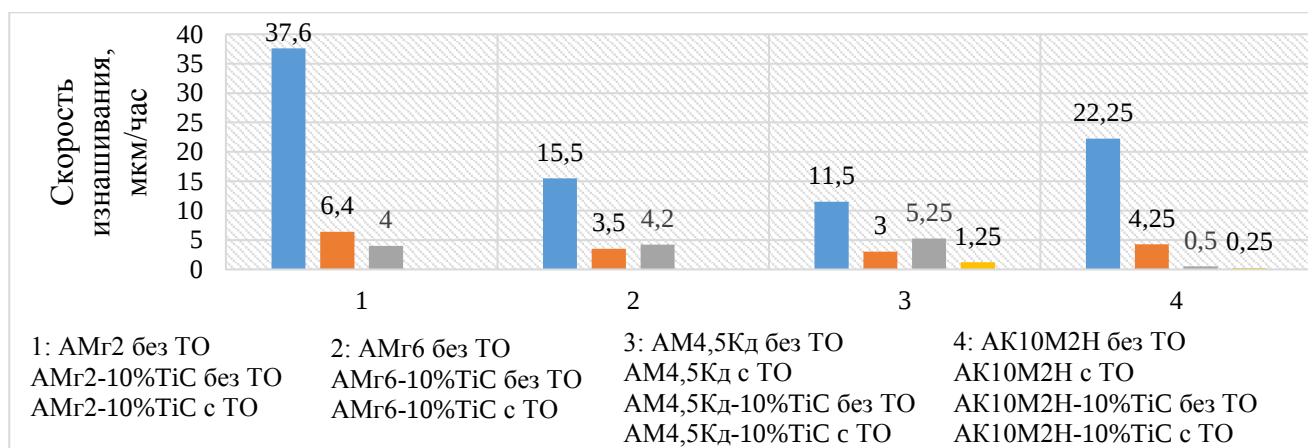
Технологические свойства. Исследование возможности применения аргонодуговой сварки вольфрамовым электродом на всех образцах показало устойчивое зажигание и горение дуги с формированием плотного валика. Из дефектов в корне шва присутствовали небольшие непровары и поры, не превышающие в размерах 1 мм и составляющие не более 5-10% от общей площади шва. Анализ механических характеристик при испытании на сжатие показывает снижение прочности лишь на сварном образце АМг6-10% TiC и оно не превышает 10%, что соответствует требованию по сохранению прочности не менее 0,9. Полученные результаты обусловлены рядом причин: 1) возникновение дополнительных сжимающих напряжений вследствие разницы ТКЛР матричного сплава и наполнителя при кристаллизации зоны сварки; 2) формирование компактных дендритных структур и уменьшение среднего размера зерен в присутствии частиц высокой дисперсности; 3) высокая адгезионная связь с матричным сплавом частиц фазы TiC ; 4) оптимальная массовая доля армирующей фазы – 10%, исключая формирование сварочной ванны повышенной вязкости.

Для композиционных материалов на основе сплавов АМ4,5Кд и АК10М2Н исследованы литейные характеристики путем заливки их расплавов в пробу Нехендзи-Купцова с температур $640-710^{\circ}C$. Результаты показали, что образцы имеют высокую жидкотекучесть, а присутствующие частицы карбида титана способствуют снижению показателей усадки (таблица 3). Причиной может быть различие в ТКЛР: TiC имеет коэффициент расширения на порядок меньший, чем Al ($6,52-7,15 \cdot 10^{-6} K^{-1}$ и $2,4 \cdot 10^{-5} K^{-1}$ соответственно), поэтому его присутствие в виде множества частиц высокой дисперсности, мало расширяющихся при нагреве, не создает существенных препятствий движению расплава, но при этом создает «каркас», препятствующий уменьшению линейных размеров в виде усадки при кристаллизации.

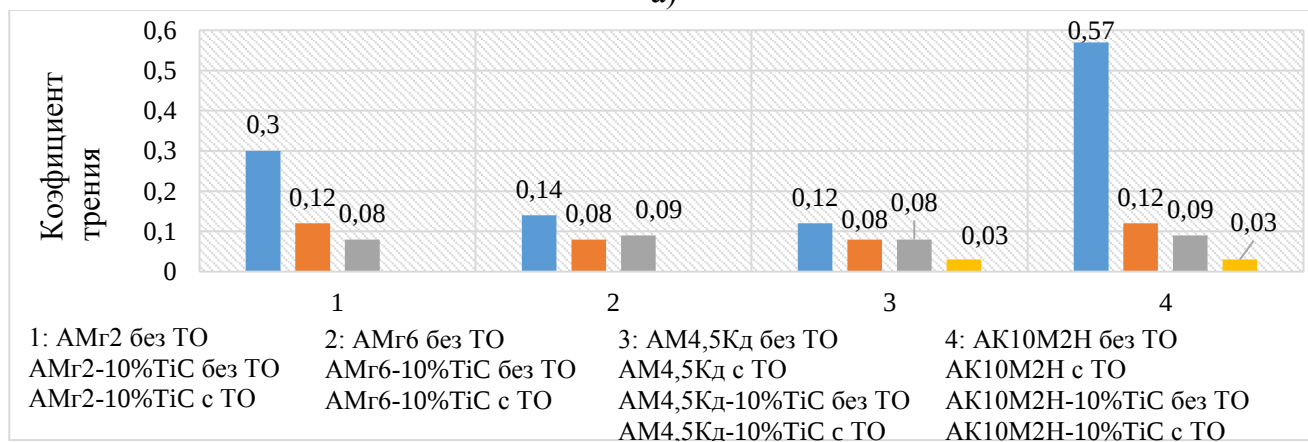
Таблица 3 – Литейные характеристики композиционных материалов

Образец	Длина прутка, $L_{отл}$, мм	Линейная усадка, $\epsilon_{лин}$, %	Жидкотекучесть, мм
АМ4,5Кд	150,01	1,31	400
АМ4,5Кд-10%TiC	150,50	0,99	390
АК10М2Н	151	0,66	400
АК10М2Н-10%TiC	151,1	0,59	400

Эксплуатационные свойства. Трибологические испытания проводились на триботехническом комплексе «Универсал-1Б» по схеме «кольцо (контртело, сталь 40Х) – плоскость (образец)» в течение 1 ч, что моделирует условия эксплуатации поверхностей трения «поршень-поршневой палец» в ДВС, с оценкой скорости линейного изнашивания и установившегося коэффициента трения. Количественная обработка эпюр трения показала, что проведение СВС-армирования в совокупности с термической обработкой способствует снижению на основах АМг2, АМг6, АМ4,5Кд, АК10М2Н коэффициента трения образцов в 4, 2, 3 и 4 раза, скорости износа – в 9, 4, 3 и 17 раз соответственно при сохранении температуры саморазогрева на уровне матричных сплавов 56-66°C (рисунок 36).



а)



б)

Рисунок 36 – Трибологические характеристики матричных сплавов и композиционных материалов на их основе: а) скорость изнашивания; б) коэффициент трения

Для определения максимально допустимого уровня нагружения для композитов на основах АМ4,5Кд и АК10М2Н были проведены испытания на задиростойкость со ступенчато возрастающей нагрузкой с шагом нагружения 100 Н. Результаты показали, что для сплава АМ4,5Кд схватывание отмечается при нагрузке 700 Н, а для композита АМ4,5Кд-10%TiC – при 1200 Н, что в 1,7 раза больше. Для образцов АК10М2Н и АК10М2Н-10%TiC схватывание наблюдается при одинаковой нагрузке 1100 Н, однако на матричном сплаве при нагрузках свыше 800 Н отмечаются колебания коэффициента трения, тогда как на образце композита этот показатель остается стабильным вплоть до максимальной нагрузки.

С целью сравнения характеристик в тех же условиях были проведены трибологические испытания промышленных антифрикционных сплавов АО3-7, АО9-2, АО20-1, Б83, БрОЦС5-5-5, БрАЖ7-4. Наилучшие характеристики получены на алюминиевом образце АО20-1 и бронзе БрАЖ7-4, однако оба эти сплава имеют на порядок большие показатели скорости изнашивания и коэффициента трения, чем разработанные композиционные материалы (таблица 4).

Таблица 4 – Трибологические характеристики промышленных сплавов и композиционных материалов

Образец	Скорость изнашивания, мкм/час	Коэффициент трения	Температура, °С
Промышленные антифрикционные сплавы			
АО20-1	30	0,05	44
БрАЖ7-4	2	0,18	70
Разработанные композиционные материалы			
АМг2-10%TiC	4,0	0,07-0,08	56
АМг6-10%TiC	4,2	0,08-0,10	66
АМ4,5Кд-10%TiC	1,25	0,03	65
АК10М2Н-10%TiC	0,25	0,03	66

Исследование кратковременной жаропрочности композитов на основе сплавов АМ4,5Кд и АК10М2Н при испытаниях на сжатие показало чуть более высокий уровень при температурах 20 и 150°С, что объясняется тугоплавкостью карбидной фазы, и сопоставимый с матричным результат при 250°С, связанный с началом оплавления границ матричной основы (рисунок 37).

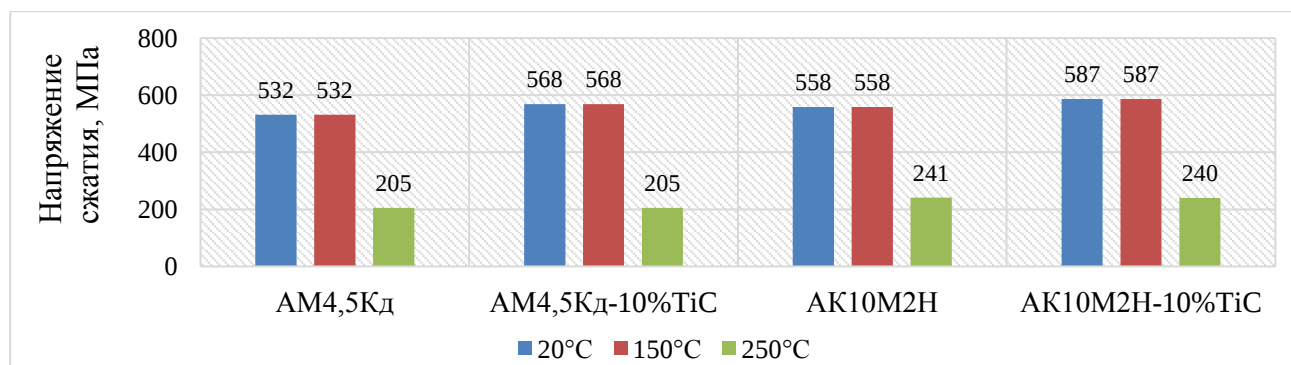


Рисунок 37 – Кратковременная жаропрочность матричных основ и композиционных материалов на их основе

Оценка экономической эффективности СВС-армирования. Разработанная технология СВС дисперсных керамических армирующих фаз в расплаве алюминия относится к группе перспективных разработок, поскольку имеет ряд конкурентных преимуществ: 1) использование доступного по цене и малогабаритного литейного оборудования; 2) повышение коэффициента полезного действия оборудования ввиду снижения временных затрат на технологический цикл; 3) снижение затрат на электроэнергию для нагрева до высоких температур, поскольку используется тепло, выделяемое реакцией горения; 4) снижение себестоимости отливок за счет уменьшения веса детали одинакового объема в 2,5-3,0 раза и разницы по цене алюминиевых и медных сплавов; 5) увеличение ресурса работы триботехнических изделий в результате снижения скорости изнашивания и увеличения допустимой нагрузки материалов, армированных высокодисперсной фазой карбида титана, относительно матричных промышленных сплавов; 6) уменьшение затрат на материалы при изготовлении композиционных материалов системы Al-TiC методом СВС в расплаве. Согласно данным Интернет-магазина по розничной продаже веществ, соединений и элементов с высокой чистотой, для замешивания в расплав алюминия готовое соединение карбида титана с размером частиц 0,4-0,7 мкм предлагается по цене 13500 руб./кг, а для синтеза частиц карбида титана подобной дисперсности в настоящей работе используются промышленные марки порошков микронных размеров существенно меньшей стоимости: порошок титана марки ТПП-7 стоит около 5000 руб./кг, порошок углерода марки П-701 – около 500 руб./кг. По совокупности приведенных причин производственная себестоимость СВС-отливок может быть заметно ниже аналогичной продукции, производимой по традиционным литейным технологиям, и, при условии масштабирования производства, иметь большое значение для промышленности страны.

Закключение. В диссертационной работе теоретически обоснована и экспериментально подтверждена совокупность научных выводов и технологических решений, в комплексе позволивших сформулировать новый конкурентоспособный подход к созданию литых композиционных материалов путем армирования промышленных алюминиевых сплавов высокодисперсной фазой карбида титана, получаемой методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) в расплаве, что приводит к повышению уровня их эксплуатационных характеристик при пониженной себестоимости изготовления. Решение задач, поставленных в диссертационной работе, позволило сделать следующие выводы:

1) Установлены возможность и закономерности структурообразования в процессе СВС армирующей фазы карбида титана в расплаве алюминия. На основе сравнительного анализа полноты протекания СВС карбидной фазы, обеспечения ее смачивания расплавом, формируемых фазовых структур, механических свойств образцов и с учетом стоимости исходных компонентов рекомендовано получение композиционного материала Al-10%TiC при начальной температуре расплава 900°C, с применением шихтовой смеси: стехиометрическое соотношение порошков титана марки ТПП-7 и углерода технического марки П-701, флюс криолит (Na_3AlF_6) в количестве 0,7% от массы шихты. Указанный состав позволяет синтезировать карбидную фазу с размерами 2-4 мкм.

2) По результатам комплекса исследований установлена возможность синтеза в расплаве алюминия равномерно распределенной высокодисперсной фазы карбида титана с размерами от 100 нм до 1-2 мкм на основе состава шихты: порошок титана ТПП-7 крупной фракции (100-240 мкм), порошок углерода технического П-701, флюс Na_2TiF_6 в количестве 5% от массы СВС-шихты.

3) Показана возможность одновременного проведения синтеза 10%TiC высокодисперсной фазы карбида титана и легирования матричного сплава путем ввода элементных порошков Cu, Mn, Ni с последующим формированием твердых растворов и/или упрочняющих интерметаллических фаз CuAl_2 , NiAl_3 . Установлено, что дисперсность карбидной фазы и количество образуемых интерметаллических фаз может варьироваться в зависимости от вида и количества легирующих элементов. Совместное присутствие фазы карбида титана высокой дисперсности и легирующих элементов способствует повышению показателей прочности, твердости и износостойкости.

4) Осуществлен выбор промышленных алюминиевых сплавов востребованных систем легирования Al-Mg, Al-Cu, Al-Si, для улучшения свойств которых целесообразно проведение СВС-армирования высокодисперсной фазой карбида титана: АМг2, АМг6, АМ4,5Кд, АК10М2Н. Теоретически обоснована и экспериментально подтверждена возможность проведения СВС в расплавах указанных алюминиевых сплавов с формированием 9-10 масс.% высокодисперсной фазы карбида титана с размерами частиц от 100 нм до 2 мкм и сопутствующим формированием мелкозернистой равноосной структуры матричного зерна алюминия. Исследовано влияние различных режимов термической обработки и установлено, что после ее проведения дисперсность частиц армирующей фазы карбида титана не претерпевает изменений, но в их присутствии интенсифицируются процессы выделения легирующих элементов из твердого раствора алюминия, что приводит к увеличению количества интерметаллических фаз в составе композиционных материалов и способствует повышению их твердости.

5) Проведенное совокупное исследование комплекса свойств показало, что совместное СВС-армирование высокодисперсной фазой карбида титана промышленных алюминиевых сплавов систем Al-Mg, Al-Cu, Al-Si и их последующая термическая обработка позволяет получать композиционные материалы с повышенной износостойкостью, которые можно рекомендовать для производства изделий, эксплуатирующихся в агрессивных коррозионных средах и при повышенных температурах: узлов трибосопряжений, втулок и вкладышей подшипников скольжения, корпусов аппаратов, соединительных деталей изделий нефтепромышленной промышленности, элементов ДВС, фасонных бытовых изделий и т.п.

6) Экономическая эффективность разработанной технологии армирования промышленных алюминиевых сплавов высокодисперсной фазой карбида титана методом СВС обусловлена малыми габаритами и доступностью оборудования, коротким производственным циклом и простотой его исполнения, минимальными затратами на исходные материалы, а также повышением эксплуатационного ресурса получаемых износостойких материалов при снижении массы и стоимости их отливок по сравнению с применяемыми в настоящее время аналогами.

7) Результаты диссертации использованы в учебной деятельности, а также были внедрены в научную деятельность СамГТУ при исполнении работ по государственному контракту № 14.513.11.0042 от 20.03.2013 г. в рамках ФЦП "Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2007-2013 года". По результатам сторонних исследований получены акт об опробовании и проведении испытаний от АО «РКЦ «Прогресс» (г. Самара), акт о возможности внедрения результатов от АО «НИМИ им. В.В. Бахирева» (г. Москва). Разработанные материалы опробованы и внедрены на производственных площадках ООО «Адверс» (г. Самара), ООО «ПК «ТИСО» (г. Санкт-Петербург), ООО СК «Солар» (г. Санкт-Петербург) для изготовления корпусов компрессоров и газовых редукторов,

вкладышей подшипников скольжения, транспортных телег, о чем имеются акты, подтверждающие практическую и экономическую целесообразность их применения.

8) Предложенные технологические решения могут быть распространены на алюминиевые сплавы иных систем легирования, а также для армирования медной, цинковой, оловянной и других матричных основ. Дальнейшие исследования будут направлены на совершенствование технологии, в частности, повышение прочностных характеристик алюмоматричных композиционных материалов за счет совместного проведения операций армирования, термической обработки и обработки давлением.

Основное содержание изложено в следующих работах:

Публикации в рецензируемых журналах

1. Луц, А.Р. Термодинамический расчет влияния неорганических флюсов на синтез композиционного сплава Al-TiC методом СВС в расплаве алюминия / А.Р. Луц, А.Г. Макаренко, А.В. Орлов // Конструкции из композиционных материалов. - 2006. - № 4. - С. 202-205.

2. Луц, А.Р. СВС композиционного сплава Al-TiC в расплаве алюминия с применением флюсов / А.Р. Луц // Вестник Самар. гос. техн. ун-та. Серия «Технические науки». - 2012. - № 1 (33). - С.81-89.

3. Луц, А.Р. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез композиционного сплава Al-TiC с использованием фторид содержащих флюсов / А.Р. Луц // Металлургия машиностроения. - 2012. - №3. - С. 41-45.

4. Луц, А.Р. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез высокодисперсной фазы карбида титана из смесей порошков в расплаве алюминия / А.Р. Луц, А.П. Амосов, Анд. А. Ермошкин, Ант. А. Ермошкин, И.Ю. Тимошкин, К.В. Никитин // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. - 2013. - № 3. - С.28-35.

Переводная версия (Scopus, Web of Science, Springer):

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, I. Yu. Timoshkin, K.V. Nikitin // Russian Journal of Non-Ferrous Metals. - 2014. - Vol. 55. - No. 6. - P. 606-612.

5. Амосов, А.П. Применение процессов СВС для получения in-situ алюмоматричных композиционных материалов, дискретно армированных наноразмерными керамическими частицами: обзор / А.П. Амосов, А.Р. Луц, Е.И. Латухин, А.А. Ермошкин // Известия Вузов. Цветная металлургия. - 2016.- №1. - С. 39-49.

Переводная версия (Scopus, Web of Science, Springer):

Amosov, A.P. Application of SHS Processes for in situ Preparation of Alumomatrix Composite Materials Discretely Reinforced by Nanodimensional Titanium Carbide Particles (Review) / A.P. Amosov, A.R. Luts, E.I. Latukhin, and A.A. Ermoshkin // Russian Journal of Non-Ferrous Metals. - 2016. - Vol. 57. - No.2. - P. 106-112.

6. Луц, А.Р. Термодинамическая оценка рафинирующего воздействия солей Na_3AlF_6 и Na_2TiF_6 на синтез системы Al-10%(Ti-C) / А.Р. Луц, Д.В. Закамов // Заготовительные производства в машиностроении. - 2018. - Т.16. - №7. - С. 324-327.

7. 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.

Переводная версия (Scopus, Web of Science, Springer):

Luts, A.R. Self-Propagating High-Temperature Synthesis of (Al–2% Mn)–10% TiC and (Al–5% Cu–2% Mn)–10% TiC Nanostructured Composite Alloys Doped with Manganese Powder / A. R. Luts, A. P. Amosov, E.I. Latukhin, A.D. Rybakov, V. A. Novikov, S. I. Shipilov // Russian Journal of Non-Ferrous Metals. - 2019. - Vol. 60. - No. 4. - P. 413–421.

8. Луц, А.Р. Влияние легирующей добавки никеля на структуру композиционного материала Al-10%TiC / А.Р. Луц, С.И. Шипилов, А.Д. Рыбаков // Научные технологии в машиностроении. - 2020. - №10 (112). - С.10-15.

9. Амосов, А.П. Применение различных порошковых форм углерода для армирования алюмоматричных композиционных материалов углеродом и карбидом титана. Обзор / А.П. Амосов, А.Р. Луц, А.Д. Рыбаков, Е.И. Латухин // Известия вузов. Цветная металлургия, 2020. № 4. С. 44-64.

Переводная версия (Scopus, Web of Science, Springer):

Amosov, A.P. Using Different Powdered Carbon Forms for Reinforcing Aluminum Composite Materials with Carbon and Titanium Carbide: A Review / A.P. Amosov, A.R. Luts, A.D. Rybakov, E.I. Latukhin // Russian Journal of Non-Ferrous Metals. – 2020. - Vol. 61. - No. 5. – P. 500–516.

10. Луц, А.Р. Разработка композиционного материала на основе сплава АК10М2Н и исследование его триботехнических свойств / А.Р. Луц, Ю.В. Шерина, И.Д. Ибатуллин // Научные технологии в машиностроении. - 2022. - № 2 (128). - С. 11-16.

11. Луц, А.Р. Оценка модифицирующего эффекта высокодисперсной фазы карбида титана, полученной методом СВС в составе алюминиевых сплавов / А.Р. Луц А.Р., Ю.В. Шерина, И.Ю. Тимошкин // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. - 2023. - № 4 (46). - С. 30-38.

12. 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 М.В., А.П. Амосов // Научные технологии в машиностроении. - 2023. - №5 (143). - С. 15-21.

13. Луц, А.Р. Жидкофазное получение методом СВС и термическая обработка композитов на основе алюминий-магний-титановых сплавов, упрочненных высокодисперсной фазой карбида титана / А.Р. Луц, Ю.В. Шерина, А.П. Амосов, А.Д. Качура // Известия вузов. Цветная металлургия. - 2023. - Т.29. - № 4. - С. 70-86.

14. Шерина, Ю.В. Влияние армирования TiC и TiB₂ на свойства и структуру алюминиевого сплава АМг2 / Ю.В. Шерина, А.Р. Луц, А.Д. Качура // Перспективные материалы. - 2024. - №3. - С.23-32.

Переводная версия (Scopus, Springer):

Sherina, Yu. V. The effect of TiC and TiB₂ reinforcement on the properties and structure of aluminum alloy AMg2 / Yu.V. Sherina, A.R. Luts, A.D. Kachura // Inorganic Materials: Applied Research. - 2024. - Vol. 15 (5). - P.1449-1456.

15. Луц, А.Р. Выбор термической обработки и исследование ее влияния на структуру и свойства композиционного материала АК10М2Н-10%TiC, полученного методом СВС в расплаве / А.Р. Луц, Ю.В. Шерина, А.П. Амосов, Е.А. Минаков, И.Д. Ибатуллин // Известия вузов. Цветная металлургия. - 2024. - № 3. – С. 30-43.

16. Шерина, Ю.В. Исследование влияния высокодисперсной фазы карбида титана на физико-механические свойства сплавов АМ4,5Кд и АК10М2Н / Ю.В. Шерина Ю.В., А.Р. Луц, Е.А. Минаков // Вопросы материаловедения. - 2024. - № 3 (119). - С. 27-36.

17. Луц, А.Р. Микроструктура и фазовый состав композиционных материалов Al-10%TiC, легированных медью / А.Р. Луц // Известия Волгоградского государственного технического университета. - 2025. - № 2 (297). - С. 28-34.

18. Луц, А.Р. Влияние вида углеродной формы и термической обработки на структурные характеристики карбидной фазы в составе композиционного материала Al-5%Cu-10%TiC, полученного методом СВС / А.Р. Луц // Научные технологии в машиностроении. - 2025. - № 3 (165). - С. 3-10.

19. Луц, А.Р. Разработка дисперсно армированного композиционного материала AM4,5Kd-10%TiC с улучшенными трибологическими характеристиками / А.Р. Луц // Ползуновский вестник - 2025. - №1. - С. 256-261.

20. Луц, А.Р. Разработка новых антифрикционных материалов путем армирования сплавов AM4,5Kd и AK10M2N высокодисперсной керамической фазой карбида титана / А.Р. Луц // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия, 2025. - №19 (2). - С.39-50.

Переводная версия (Scopus, Web of Science, Springer):

Luts, A.R. Development of novel antifriction composite materials through reinforcement of AM4.5Kd and AK10M2N alloys with highly dispersed titanium carbide ceramic phase / A.R. Luts // Powder Metallurgy and Functional Coatings. – 2025. – Vol. 19(2). – P. 39–50.

Публикации в изданиях из баз цитирования Scopus, Web of Science

1. Luts, A.R. Role of halide salts Na_3AlF_6 and Na_2TiF_6 in self-propagating high-temperature synthesis of Al-10%TiC nanocomposite alloy in aluminum melt / A.R. Luts, A.P. Amosov, A.A. Ermoshkin, A.A. Ermoshkin // Life science journal. - 2014. - Vol. 11 (12s). - P. 570-575.

2. Ermoshkin, A.A. Hardening of aluminum alloys with nano-dispersed inclusions during the implementation of energy-saving process of self-propagating high-temperature synthesis in aluminum melt / A.A. Ermoshkin, I. Yu. Timoshkin, A.R. Luts // Applied mechanics and Materials. - 2015. - Vol. 792. - P. 590-595

3. Luts, A.R. Nanostructured aluminum matrix composites of Al-10%TiC obtained in situ by the method of SHS in the melt / A.R. Luts, A.P. Amosov, A.A. Ermoshkin // Key engineering materials. - 2016. - Vol.684. - P. 281-286.

4. Шерина, Ю.В. Влияние термической обработки на свойства композиционных материалов AMg2-10%TiC и AMg6-10%TiC, полученных методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза / Ю.В. Шерина, А.Р. Луц // Frontier Materials and Technologies. - 2024. - №1. - С. 105-112.

Патенты

1. Патент РФ № 2448178. МПК C22C 1/02. Способ получения композиционного сплава алюминий-карбид титана / Амосов А.П., Луц А.Р., Орлов А.В., Герасимов И.О. // Приоритет от 18.08.2009. Заявка 2009131438/02. Оpubл. 20.04.2012 г. Бюл. № 11.

2. Патент РФ № 2533245. МПК C22C 1/05, C22C 21/04. Способ получения псевдолигатуры для алюминиевых сплавов / Амосов А.П., Самборук А.Р., Луц А.Р., Тимошкин И.Ю., Ермошкин Анд.А., Ермошкин Ант.А., Никитин К.В., Кривоуцкий К.С. // Приоритет от 25.06.2013. Заявка № 2013129152/02. Оpubл. 20.11.2014 г. Бюл. № 32.

3. Патент РФ № 2555321. Способ получения литого алюмоматричного композиционного сплава / Амосов А.П., Луц А.Р., Самборук А.Р., Ермошкин Анд.А., Ермошкин Ант.А., Тимошкин И.Ю. // Приоритет от 26.06.2013. Заявка № 2013129404/02. Оpubл. 10.07.2015 г. Бюл. №19.

Публикации в других изданиях

1. Шерина, Ю.В. Исследование трибологических характеристик комплексно-легированных композиционных материалов системы Al-TiC / Ю.В. Шерина, А.Р. Луц, И.Д. Ибатуллин // Перспективные материалы и технологии: Междунар. симпозиум. - Беларусь (Минск), 23-27 августа 2021. - С. 219-220.
2. Шерина, Ю.В. Исследование влияния термической обработки на свойства алюминиево-магниевых сплавов, армированных высокодисперсной фазой карбида титана, полученной методом СВС в расплаве / Ю.В. Шерина, А.Р. Луц // Физическое материаловедение: XI Международная школа. - Тольятти, 11-15 сентября 2023. - С. 199-200.
3. 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, А.Д. Качура, А.П. Амосов // Инновационные технологии в материаловедении и машиностроении (ИТММ-2023): VII-ая Всеросс. науч.-практич. конф. с международным участием. - Пермь, 23-27 октября 2023. С. 334-338.
4. Луц, А.Р. О применении процесса СВС для дисперсного армирования алюминиевых сплавов с целью улучшения их свойств / А.Р. Луц // Всерос. науч.-техн. форум по двигателям и энергетическим установкам им. Н.Д. Кузнецова. - Самара, 10-11 октября 2024. - С. 89-91.
5. Луц, А.Р. Жидкофазные способы получения алюмоматричных композиционных материалов, дисперсно армированных карбидными фазами / А.Р. Луц // Высокие технологии в машиностроении: XXII Всерос. научн.-технич. конф. - Самара, 9-11 апреля 2025 - С. 205-208.

Монографии

1. Луц, А.Р. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез алюминиевых сплавов / А.Р. Луц, А.Г. Макаренко. - М.: Машиностроение, 2008. - 175 с. ISBN 978-5-94275-377-1.
2. Шерина, Ю.В. СВС-армирование промышленных алюминиевых сплавов высокодисперсной фазой карбида титана / Ю.В. Шерина, А.Р. Луц. - Самара: Самар. гос. техн. ун-т, 2025. - 151 с. ISBN 978-5-7964-2484-1.

Личный вклад автора. В представленных работах, большинство из которых выполнено в соавторстве с другими исследователями, автором определены основные направления проводимых исследований, предложены и обоснованы новые технологические решения, осуществлено изучение формируемых структуры и свойств композиционных материалов, произведено обобщение результатов и сформулированы основные выводы.

Автореферат отпечатан с разрешения объединенного диссертационного совета 99.2.039.02 на базе ФГБОУ ВО «Самарский государственный технический университет» и ФГАОУ ВО «Самарский национальный исследовательский университет имени С.П. Королева» (протокол № 11 от «09» октября 2025 г.)

Заказ № _____ Тираж 100 экз. Форм. лист. 60×84/16. Отпечатано на ризографе.