

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

На правах рукописи



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

Диссертация
на соискание ученой степени доктора технических наук

Научный консультант -
доктор физико-математических наук,
профессор А.П. Амосов

Самара – 2025

Содержание

Введение.....	5
1 Современные достижения в области получения и применения литых дисперсно армированных композиционных материалов системы Al-TiC....	20
1.1 Преимущества армирования фазой карбида титана.....	23
1.2 Методы изготовления.....	28
1.2.1 Твердофазные методы.....	28
1.2.2 Жидкофазные методы.....	31
1.2.3 Самораспространяющийся высокотемпературный синтез.....	38
1.3 Тенденции развития жидкофазных технологий производства композиционных материалов системы Al-TiC.....	44
1.3.1. Варьирование составом шихтовых материалов.....	45
1.3.2 Легирование матричной основы.....	52
1.3.3 Термическая обработка.....	58
1.3.4 Технологические приемы повышения качества отливок.....	66
1.4 Применение композиционных материалов системы Al-TiC.....	70
1.5 Выводы по разделу, постановка цели и задач работы.....	75
2 Материалы и методы проведения исследований.....	78
2.1 Исходные материалы.....	78
2.2 Термодинамический анализ.....	84
2.3 Подготовка СВС-шихты.....	85
2.4 Проведение экспериментальных плавок.....	86
2.5 Подготовка образцов и металлографические исследования.....	89
2.6 Проведение термической обработки.....	91
2.7 Исследование свойств.....	91
2.8 Выводы по разделу.....	97
3 Разработка технологии изготовления композиционных материалов системы Al-TiC методом СВС в расплаве.....	98
3.1 Термодинамический анализ параметров синтеза.....	98

3.1.1 Анализ влияния компонентов шихты на фазовый состав.....	99
3.1.2 Анализ системы Al-TiC с добавлением флюса Na_3AlF_6	100
3.1.3 Анализ системы Al-TiC с добавлением флюса $\text{K}_{1-3}\text{AlF}_{4-6}$	102
3.2 Экспериментальный синтез.....	104
3.3 Исследование свойств.....	118
3.4 Выводы по разделу.....	122
4 Определение оптимального состава шихты для СВС фазы карбида титана высокой дисперсности.....	124
4.1 Исследование влияния дисперсности порошка титана.....	124
4.2 Исследование влияния модификации углерода.....	127
4.2.1 Синтез с применением активированного угля.....	127
4.2.2 Синтез с применением коллоидного графита.....	131
4.2.3 Синтез с применением технического углерода.....	132
4.2.4 Синтез с применением углеродных нанотрубок «Таунит»	135
4.3 Исследование влияния добавки порошка алюминия.....	138
4.4 Исследование влияния вида и количества флюсов.....	140
4.5 Выводы по разделу.....	148
5 Исследование влияния легирующих элементов на дисперсность карбидной фазы, фазовый состав и свойства композиционных материалов.....	150
5.1 Исследование влияния добавки меди.....	150
5.2 Исследование влияния добавки марганца.....	157
5.3 Исследование влияния добавки никеля.....	163
5.4 Исследование свойств модельных композиционных материалов.....	169
5.5. Выводы по разделу.....	179
6 Армирование высокодисперсной фазой карбида титана и термическая обработка промышленных алюминиевых сплавов.....	181
6.1 СВС-армирование и термическая обработка сплава АМг2.....	181
6.2 СВС-армирование и термическая обработка сплава АМг6.....	192

6.3 СВС-армирование и термическая обработка сплава АМ4,5Кд.....	199
6.4 СВС-армирование и термическая обработка сплава АК10М2Н.....	208
6.5 Выводы по разделу.....	223
7 Анализ свойств композиционных материалов, армированных фазой карбида титана высокой дисперсности.....	225
7.1 Физические свойства.....	225
7.2 Химические свойства.....	232
7.3 Механические свойства.....	235
7.4 Технологические свойства.....	240
7.5 Эксплуатационные свойства.....	246
7.6 Оценка экономической эффективности СВС-армирования.....	254
7.7 Выводы по разделу.....	255
Заключение.....	258
Список литературы.....	261
Приложение А.....	307
Приложение Б.....	309
Приложение В.....	312

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность. 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, 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-Al₂O₃, Al-SiC, которые изготавливались посредством механического замешивания отдельно приготовленных керамических частиц в расплав алюминия. Далее это направление активно развивалось и было продолжено в работах зарубежных ученых М.С. 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 гг. проводятся работы по созданию литых АМКМ в ряде ведущих научных организаций и вузов: ИВМ СО РАН, г. Красноярск (Крушенко Г.Г.); ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, г. Москва (Чернышова Т.А., Калашников И.Е., Михеев Р.С.); Институт металлургии УрО РАН, г. Екатеринбург (Пастухов Э.А.); Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург (Бродова И.Г.); ВлГУ им. А.Г. и Н.Г. Столетовых, г. Владимир (Гаврилин И.В., Кечин В.А., Панфилов А.В., Прусов Е.С., Панфилов А.А., Петрунин А.В.); МГТУ им. Н.Э. Баумана, г. Москва (Курганова Ю.А., Колмаков А.Г., Коберник Н.В., Батышев К.А., Семенов Б.И., Семенов А.Б.); МИСиС, г. Москва (Напалков В.И., Костиков В.И.,

Аксенов А.А., Белов Н.А., Батышев А.И., Деев В.Б., Эскин Г.И.); НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ, г. Москва (Фридляндер И.Н., Каблов Е.Н., Антипов В.В., Дуюнова В.А., Оглодков М.С, Косолапов Д.В., Курбаткина Е.И., Няфкин А.Н., Шавнев А.А.); НГТУ им. Р.Е. Алексеева, г. Нижний Новгород (Рыжиков А.А., Чернышов Е.А.); РГАТУ им. П.А. Соловьева, г. Ярославль (Шатульский А.А.); СамГТУ, г. Самара (Амосов А.П., Никитин В.И., Никитин К.В.); СПГУ, г. Санкт-Петербург (Бажин В.Ю.); СПбГПУ, г. Санкт-Петербург (Косников Г.А.); СибГИУ, г. Новокузнецк (Коновалов С.В.); СФУ (Бабкин В.Г., Меркулова Г.А., Терентьев Н.А.); ТГУ, г. Томск (Ворожцов А.Б., Жуков И.А.) и мн. др. В исследованиях красноярских и томских ученых, как правило, количество вводимой керамической фазы составляет менее 1 масс.%, особенностью владимирской научной школы является получение комплексно-армированных композитов, включающих целый ряд керамических фаз – карбидов, боридов, нитридов, оксидов металлов, а также, зачастую, интерметаллических соединений Al_3Me ($Me - Sc, Zr, Ti, V, Cr$ и др.) и модифицирующих нанодобавок (шунгит, графит, алмаз, $TiCN$ и пр.), а московские исследователи уделяют особое внимание разработке градиентных и наплавленных композитов. Несмотря на различия по количеству армирующих фаз, их морфологии и природе, все разработанные составы являются основой современных композиционных материалов и внедряются в промышленное производство.

Вместе с тем, методу механического замешивания частиц в расплав, которым выполнено большинство исследований, все же присущ ряд недостатков: высокая стоимость порошков керамических соединений, сложности с вводом в расплав дисперсных частиц вследствие их склонности к агломерированию, трудность равномерного распределения частиц по объему материала, пористость конечных отливок в связи с неизбежным захватом газов в процессе замешивания и т.д. Для устранения этих затруднений практикуется проведение ряда дополнительных технологических операций (механическое и физическое воздействие на расплав, сверхбыстрое охлаждение струи жидкой суспензии армирующих частиц в расплаве на поверхности вращающегося охлажденного медного диска, разбрызгивание

струи расплава металла с диспергированием высокоскоростной струей инертного газа с параллельным вводом армирующего порошка, рафинирование, дегазация и пр.), но, тем не менее, они лишь частично решают обозначенные проблемы.

Помимо этого, анализ публикаций, вышедших в последние годы в РФ и за рубежом, показал сложившуюся тенденцию по разработке новых АМКМ с армирующими частицами высокой дисперсности (менее 1-2 мкм), и, к примеру, сообщается, что введение в алюминиевый расплав всего 1% частиц Al_2O_3 с размерами около 100 нм позволяет повысить механические свойства композиционного материала приблизительно на тот же уровень, что и введение 10% частиц SiC с размером 13 мкм. Уникальное повышение механических характеристик даже при малых объемах вводимых высокодисперсных частиц объясняется действием других механизмов упрочнения, чем в случае частиц микронных размеров: распределением нагрузки между пластичной матрицей и твердыми частицами, причем увеличение механических свойств прямо пропорционально зависит от объемной доли последних; упрочнением Петча-Холла, определяемым ролью высокодисперсных частиц как центров кристаллизации сплава; действием механизма Орована, суть которого в том, что сопротивление сдвигу увеличивается с уменьшением расстояния между частицами; несовпадением коэффициента термического расширения и модуля упругости между упрочняющими частицами и материалом матрицы во время охлаждения материала, что приводит к образованию дополнительных дислокаций в объеме сплава 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, оксидов, боридов, нитридов 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°С 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 также 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. Кроме того, 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, а также формировать барьеры на пути растущих кристаллов алюминиевых сплавов, тормозя их рост в охлаждающемся расплаве. Помимо этого, 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 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.

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.

Методология и методы исследования: 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 ПЛ 5/12,5. 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 посредством автоматизированного дифрактометра марки ARL X'trA при непрерывном сканировании в интервале углов 2θ от 20 до 80 град со скоростью 2 град/мин Си-излучения. На синтезированных и термически обработанных образцах АМКМ оценка физических, химических, механических, технологических и эксплуатационных свойств осуществлялась по соответствующим методикам ГОСТ.

Научная новизна работы заключается в следующем:

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 (AMg2, AMg6), Al-Cu (AM4,5Кд), 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.

Теоретическая значимость работы заключается в том, что полученные в ней новые результаты расширяют и углубляют физические представления о процессе СВС в расплаве алюминия, а также закладывают основы создания нового класса композиционных материалов, армированных в существенном количестве керамическими фазами разнообразного состава посредством применения метода СВС в расплавах металлов.

Практическая значимость заключается в следующем:

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 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.

Степень достоверности. Достоверность полученных результатов диссертационной работы определяется использованием современного оборудования и аттестованных методов исследования, большим объемом экспериментальных данных, применением статистических методов обработки результатов и 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 научно-исследовательских работ:

1) Руководитель проекта в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 годы по теме

«Самораспространяющийся высокотемпературный синтез литого алюмоматричного сплава, армированного нано- и микрочастицами карбида титана» в период 2012-2013 г.г. (государственный контракт № 14.В37.21.1614);

2) Руководитель проекта РФФИ «Исследование применения процесса самораспространяющегося высокотемпературного синтеза для получения in-situ новых легких дискретно упрочненных наноструктурных композиционных сплавов систем (Al-Cu-Mn) -TiC и (Al-Cu-Ni) -TiC» в период 2017-2018 г.г. (грант № 17-48-630695);

3) Исполнитель работ в рамках ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2007-2013 года» по теме «Разработка научно-технических основ технологии применения процессов СВС для создания литых сплавов на основе алюминия с улучшенными свойствами с использованием нанодисперсных частиц карбидов» в период 2012-2013 г.г. (государственный контракт № 14.513.11.0042);

4) Исполнитель работ по проекту РФФИ на тему «Разработка и исследование нового метода получения керамико-металлических композиционных материалов с применением горения для синтеза керамического каркаса» в период 2020-2022 г.г. (грант № 20-08-00435).

Апробация результатов 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.

Слова благодарности

Автор выражает глубокую благодарность научному консультанту, заведующему кафедрой «Металловедение, порошковая металлургия, наноматериалы» Самарского государственного технического университета, д.ф.-м.н., профессору Амосову Александру Петровичу, за научное руководство и всемерную поддержку на протяжении всех лет совместной работы.

Автор выражает благодарность сотрудникам Самарского государственного технического университета к.т.н., доценту Латухину Евгению Ивановичу и к.т.н., доценту Тимошкину Ивану Юрьевичу за помощь в проведении экспериментальных плавок; директору ООО «САМАРА-БАЛАНС» д.т.н., профессору Ибатуллину Ильдару Дугласовичу за проведение трибологических испытаний; работникам Тольяттинского государственного университета и лично д.ф.-м.н., профессору Мерсону Дмитрию Львовичу за помощь в проведении испытаний на жаропрочность; работникам ООО «Научно-производственный центр «Самара» и лично к.т.н., директору по науке Юдину Павлу Евгеньевичу за помощь в проведении исследований по изучению механических и коррозионных свойств образцов АМКМ.

1 СОВРЕМЕННЫЕ ДОСТИЖЕНИЯ В ОБЛАСТИ ПОЛУЧЕНИЯ И ПРИМЕНЕНИЯ ЛИТЫХ ДИСПЕРСНО АРМИРОВАННЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ СИСТЕМЫ Al-TiC

Металломатричные композиционные материалы являются относительно новым, но одним из самых перспективных классов конструкционных материалов, поскольку, в зависимости от свойств матричного сплава и типа армирующего наполнителя, могут обладать повышенными на 30-50% прочностью и на 200-300°C рабочими температурами [1]. Их рынок, по данным прогнозов и аналитических обзоров (Research and Markets), в 2022 году оценивался в 211,3 млрд. долларов США и прогнозируется, что к 2032 году индустрия их производства вырастет до 369,3 млрд., демонстрируя совокупный годовой темп роста в размере 6,4% [2]. Основные потребители данных материалов – наземный транспорт, электронная техника, авиационно-космическая, машиностроительная и другие виды промышленности, а их массовым производством занимаются в настоящее время преимущественно зарубежные производители: Duralcan (США), Materion Corporation (США), Melrose Industries PLC (Великобритания), 3М (США), Plansee SE (Австрия), Sandvik AB (Швеция), Hitachi Metal Ltd (Япония), CPS Technologies Corporation (США), Tisics Ltd (Великобритания), Schmolz + Bickenbach Group (Германия), Ceramtec (Германия), Alvant Ltd (Великобритания) и др. [3-7].

В качестве основы для производства металломатричных композитов опробованы многие металлы, однако наибольшее распространение получили алюминий и его сплавы и в настоящее время производство алюмоматричных композиционных материалов (АМКМ) занимает более 50% от мирового объема выпуска композитов [8-12], что обусловлено их малым весом, значительной удельной прочностью, стойкостью к износу и коррозии, хорошей электро- и теплопроводностью, низким коэффициентом термического расширения, достаточно широким температурным интервалом эксплуатации и хорошими технологическими свойствами. Наибольший объем их применения приходится на автомобильную и аэрокосмическую отрасли, где они, как правило, используются для деталей двигателей, тормозов автомобилей, в парах трения скольжения вместо

более тяжелых и дорогих антифрикционных материалов на основе чугуна или меди [13, 14].

Преимущественную долю из выпускаемых составляют дисперсно армированные композиционные материалы, которые, в отличие от волокнистых и слоистых композитов, выгодно отличаются изотропией своих свойств, универсальностью и сравнительной простотой технологии изготовления, а также меньшей стоимостью. Промышленное изготовление АМКМ, дисперсно армированных частицами, было начато компанией Duralcan (США) с выпуском литых заготовок, в расплав которых в качестве армирующей фазы замешивалось до 25 об.% керамических частиц Al_2O_3 или SiC размером 10-12 мкм [3, 15] и по настоящий день композиты этих составов сохраняют лидирующие позиции по количеству проводимых исследований и объемам производства [16 - 22].

Однако более перспективным для армирования алюминиевых сплавов является керамическое соединение карбида титана. В первую очередь потому, что, в отличие от соединений SiC и Al_2O_3 , имеющих гексагональные кристаллические решетки, TiC , как и $\alpha\text{-Al}$, имеет решетку ГЦК, причем с минимальным размерным отличием (Al - 0,404 нм, TiC - 0,4322 нм), в результате чего его частицы могут выступать центрами кристаллизации и лучше смачиваться расплавом, что является залогом высокой адгезионной связи с алюминиевой матрицей и, соответственно, улучшенных механических характеристик [23]. Кроме того, в сравнении с другими керамическими фазами, карбид титана имеет более высокие показатели твердости, микротвердости, прочности, модуля упругости и температуры плавления (таблица 1.1), что также способно обеспечить повышение механических характеристик синтезируемых композитов [24].

Анализ литературных источников позволил выявить еще один аспект. Преобладающее в настоящее время армирование алюминиевых расплавов керамическими частицами Al_2O_3 и SiC микронных размеров, наряду с положительными эффектами, приводит к таким недостаткам как низкие трещиностойкость и механическая обрабатываемость, невысокие прочностные показатели при повышенных температурах, а повышение объемного содержания

армирующей фазы микронного уровня приводит лишь к усугублению указанных недостатков.

Таблица 1.1 – Свойства керамических фаз-наполнителей [24]

Свойства	SiC	TiC	TiB ₂	Al ₂ O ₃	B ₄ C
Кристаллическая структура	Гексагональная	ГЦК	Гексагональная	Гексагональная	Ромбическая
Плотность, г/см ³	3,19...3,21	4,9...4,99	4,52	3,9...4,0	2,51
E , 10 ⁹ Н/м ²	350...490	440	500	380...490	440...480
σ_B , 10 ⁹ Н/м ²	0,4...1,7	1,2...1,54	1,29	0,2...6,5	0,35...3,5
$\sigma_{сж}$, 10 ⁹ Н/м ²	1,4...1,7	—	—	1,7...2,5	1,4...3,4
HV, 10 ⁹ Н/м ²	24...28	32	33,7	15...18	37
$T_{пл}$, К	2873...2970	3433	3253	2313	2723
c , кДж/(кг·К)	0,62...0,75	—	0,636	—	—
λ , Вт/(м·К)	15,57	30	64,5	27,21	29
Коэффициент линейного расширения, 10 ⁻⁶ К ⁻¹	4,63...4,7	6,52...7,15	4,6...8,1	3,6...9,5	4,78...5,0

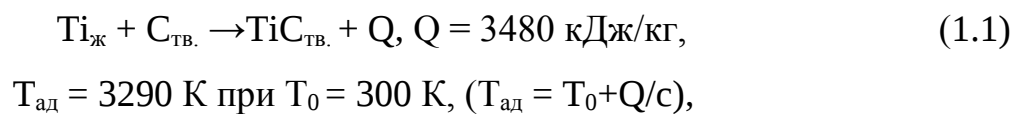
Но преодолеть эти проблемы можно за счет уменьшения размера армирующих керамических частиц до высокодисперсного уровня (менее 0,1 мкм) [25-27], поскольку в этом случае начинают работать другие механизмы упрочнения, и, как показывают расчеты, а также экспериментальные исследования, качественное улучшение свойств алюмоматричных композитов достигается при существенно меньшем содержании армирующей фазы [28].

Вместе с тем, в РФ исследований по разработке, изучению структуры, свойств и использованию композитов с высокодисперсной фазой карбида титана крайне мало и преимущественное развитие данное направление получило за рубежом. В настоящем разделе собрана и представлена имеющаяся на данный момент информация относительно характеристик, технологий изготовления и областей применения композиционных материалов системы Al-TiC.

1.1 Преимущества армирования фазой карбида титана

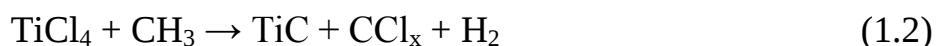
Дисперсно армированный композиционный материал Al-TiC представляет собой алюминиевую матрицу, второй фазой в которой являются вводимые извне или формируемые в расплаве многочисленные дисперсные частицы карбида титана.

Керамическое соединение карбида титана - твердый, износо- и коррозионностойкий, химически инертный материал [29, 30], который образуется из элементных порошков в результате взаимодействия:



где Q – тепловой эффект реакции, $T_{\text{ад}}$ – температура продукта реакции в адиабатических условиях, T_0 – начальная температура реагентов, c – теплоемкость продукта [31].

Порошковый карбид титана изготавливают рядом способов: синтез из простых веществ в электрических печах сопротивления или дуговой плавкой, осаждение из парогазовой фазы, электролиз расплавов, металлотермическое восстановление оксидов металлов, взаимодействие в растворах расплавов, плазмохимический синтез и самораспространяющийся высокотемпературный синтез. Последние два метода являются самыми новыми и способны обеспечить получение порошков карбида титана высокого качества и дисперсности. Одним из наиболее известных производителей порошков по плазмохимической технологии является Сибирский химический комбинат [32], где карбид титана получают из исходных реагентов в условиях дугового разряда при 1273-10273 К по реакции:



Сообщается, что для ультрадисперсных порошков, полученных данным методом, характерны высокая степень чистоты и реакционная способность [33, 34]. Однако, несмотря на большую удельную производительность способа, таким порошкам свойственна пирофорность и, кроме того, оборудование для производства является очень сложным и дорогим, что приводит к высокой себестоимости продукции.

Более доступным способом получения порошков карбида титана высокой дисперсности является самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС), принцип реализации которого заключается в экзотермическом взаимодействии компонентов исходной шихты – порошков титана и углерода, протекающем в специально организованном режиме направленного или объемного горения со скоростью от $1 \cdot 10^{-4}$ до 0,15 м/с [35, 36] с достижением температуры в зоне горения до 3000 К. Наиболее часто рассматриваются две модели механизма образования карбида титана методом СВС: 1) капиллярное растекание, подразумевающее плавление частиц титана во фронте горения с последующим растеканием по поверхности углеродных частиц; 2) диффузия углерода в поверхностный слой титанового порошка, что приводит к образованию карбидной оболочки, и последующее проникновение атомов углерода в расплавленную сердцевину из титана через карбидную оболочку [37, 38]. Но при любом протекающем механизме, в результате реализации СВС образуется конечный продукт в виде спека, сохраняющего первоначальную форму шихты, который далее подвергают дроблению и измельчению, превращая в порошкообразные продукты требуемой дисперсности. Метод СВС отличается быстротечностью и производительностью, высокое качество и меньшая, по сравнению с плазмохимическим способом, стоимость конечных продуктов [39].

Перспективность применения карбида титана в качестве армирующего наполнителя обусловлена, в первую очередь, его высокими физико-механическими показателями, о которых было сказано выше [24]. Но кроме исходных показателей, согласно методологии, разработанной в работе [40], есть еще ряд важных критериев, по которым можно провести сравнительную оценку карбида титана с другими керамическими соединениями карбидов:

1) Термодинамическая стабильность. Определяется двумя показателями: стандартная энтальпия ΔH^0_{298} образования соединения из простых веществ и температура плавления $T_{пл}$. По совокупности этих показателей карбиды подразделяют на группы: 1) теплостойкие термодинамически стабильные ($-\Delta H^0_{298} > 50$ кДж/моль, $T_{пл} > 1000^\circ\text{C}$); 2) теплостойкие термодинамически нестабильные (-

$\Delta H_{298}^0 < 50$ кДж/моль, $T_{пл} > 1000^\circ\text{C}$); 3) легкоплавкие ($T_{пл} < 1000^\circ\text{C}$). Соединения первой группы с точки зрения пригодности для армирования подразделяются на максимально благоприятные, имеющие температуру плавления выше 1500°C , и благоприятные [40, 41]. Из числа максимально благоприятных выделяют практически все карбиды переходных металлов: TiC, ZrC, HfC, VC, TaC, Ta₂C, NbC и др.

2) Термомеханическая совместимость. Для достижения максимального армирующего эффекта перспективными являются соединения с низким уровнем коэффициента термического расширения α и высокой теплопроводностью λ , при этом предпочтительно увеличение соотношения λ/α , что достижимо при армировании карбидными фазами: SiC, HfC, ZrC, TaC, NbC, VC, TiC, B₄C.

3) Удельная жесткость. Максимальное значение E/ρ , т.е. отношение модулей упругости исходных компонентов E к их плотности ρ , определяет возможность снижения массы заготовок при одновременном повышении их упругих свойств. По данному параметру карбиды подразделяют: 1) высокомодульные с малой плотностью ($E \geq 150$ ГПа, $\rho \leq 7,14$ г/см³); 2) высокомодульные с большой плотностью ($E \geq 150$ ГПа, $\rho > 7,14$ г/см³); 3) низкомоульные ($E < 150$ ГПа). С учетом наиболее благоприятного соотношения E/ρ выделяют соединения: B₄C, SiC, YC₂, TiC, VC, LaC₂, ZrC.

4) Кристаллографическое соответствие. Предпочтительным считается армирующее соединение, у которого, как минимум, один параметр кристаллической решетки близок по размерам к параметрам решетки алюминия ($a = b = c = 0,4049$ нм). Из ряда карбидов можно выделить: TiC (0,4322 нм), SiC (политип 3C-SiC, 0,4358 нм), ZrC (0,447 нм).

5) Техничко-экономические показатели. Для технико-экономического обоснования выбора предлагается оценивать армирующие соединения карбидов по уровню оценки разведанных запасов, добычи и производства конкретных элементов. Приоритетное внимание с точки зрения экономической целесообразности должно быть уделено карбидам: SiC, B₄C, TiC, Ni₃C [40].

Принимая во внимание пять приведенных критериев, очевидно, что карбид титана относится к числу наиболее перспективных из числа возможных армирующих карбидов для АМКМ, что находит подтверждение в опубликованных результатах практических исследований [24, 42-44]. Причем, в работе [44] приводится сравнение по механическим показателям композиционных материалов, полученных горячим изостатическим прессованием и содержащих дисперсные частицы TiC, SiC, TiB₂ и B₄C со средним размером 1,86; 3,5; 3,72 и 2,52 мкм соответственно в количестве 20 об.% (таблица 1.2), и полученные результаты свидетельствуют о явном преимуществе АМКМ системы Al-TiC.

Таблица 1.2 – Механические свойства АМКМ [44]

Материал	σ_T , МПа	σ_B , МПа	ε , %
Al–TiC	152,5	261,2	8,5
Al–SiC	122,8	211,7	7,9
Al–TiB ₂	121,2	190,6	10,5
Al–B ₄ C	129,0	214,7	7,2

Однако следует отметить, что размер частиц карбида титана в приведенном исследовании [44] был наименьшим среди прочих, и этот фактор также может быть причиной превосходящих свойств.

В настоящее время размер частиц порошковых компонентов, ранее объединяемых под общим термином «дисперсные», предлагается классифицировать следующим образом: нанопорошки – с размером частиц от 1 до 100 нм и микропорошки – от 0,1 до 10 мкм, причем в составе микропорошков выделяют ультрадисперсные (0,1 - 0,5 мкм), субмикронные (0,5 - 1 мкм) и тонкие микропорошки (1 - 10 мкм) [45]. Также широко распространена классификация, согласно которой условно различают тонко- или высокодисперсные системы с размером частиц до 1 мкм и грубо- или низкодисперсные системы с размером частиц выше 1 мкм [46].

В ряде работ показано, что высокодисперсные частицы карбида титана, присутствующие даже в минимальном количестве, могут эффективно модифицировать зерно α -Al [32, 47, 48], поскольку предполагается, что в силу стремления к уменьшению свободной энергии системы на межфазной границе, они быстро адсорбируются на границах раздела и таким образом сдерживают рост матричного зерна, что способствует повышению механических характеристик [49]. Однако весьма значительное улучшение свойств АМКМ, включающих высокодисперсную фазу карбида титана, позволяет предположить наличие и других механизмов упрочнения, нежели только модифицирование. Например, в публикации [50] показано, что введение в сплав Al-5%Cu нанодисперсной карбидной фазы в количестве всего 0,5 масс.% приводит к повышению прочности композита по сравнению с матричным сплавом с 485 до 540 МПа и относительного удлинения с 6,6% до 19,0%, что соответствует увеличению на 11,08% и 187,9%. В другой работе [51] было произведено сравнение трибологических свойств в ходе сухого скольжения при различных нагрузках и температурах свойств той же матричной основы Al-5%Cu, но армированной либо 0,5 масс.% TiC (97 нм), либо 1, 3 и 5 масс.% TiC (1,88 мкм). Установлено, что при 180°C и нагрузке 20 Н износостойкость наноразмерного композита на 83,5% выше, чем у матричного сплава, и на 16,5% выше, чем у композита, армированного 5 масс.% частиц карбида титана микронных размеров.

Такой значительный прирост механических и трибологических характеристик объясняется тем, что вследствие высокой дисперсности частиц возникают качественно новые эффекты, свойства и процессы, которые анализируются и приводятся в работах [27, 52-54]. Предложенные теории можно обобщить и объяснить повышение свойств следующими причинами: возникающее распределение нагрузки между пластичной матрицей и достаточной объемной долей высокомодульных частиц; упрочнение Петча-Холла, позволяющее рассматривать дисперсные частицы как инокуляторы (модификаторы); упрочнение Орована, происходящее за счет образования дислокационных петель между многочисленными частицами второй фазы; несовпадение термических

коэффициентов расширения и модулей упругости дисперсных частиц и матричного сплава, что приводит к образованию дополнительных дислокаций в объеме сплава; совокупным действием всех этих механизмов.

Вместе с тем, при очевидной перспективности армирования алюминиевой основы частицами карбида титана высокой дисперсности, разработка таких композиционных материалов сдерживается рядом нерешенных технологических аспектов: склонность частиц к агломерированию, трудности их равномерного распределения по объему, низкая адгезионная связь с матричной основой и т.д. Решение этих проблем может быть реализовано на стадии производства, поэтому далее рассмотрены способы изготовления АМКМ.

1.2 Методы изготовления

Для совмещения алюминиевой матрицы с армирующей фазой существует множество подходов, но наибольшее применение нашли твердофазные методы, использующие исходную алюминиевую основу в виде порошка, гранул, листов и т.п., и жидкофазные - с использованием матричного алюминия в виде расплава [10, 55-58]; технологические особенности их реализации во многом определяют саму возможность ввода определенного вида наполнителя в матрицу, его количество и дисперсность, а, соответственно, и формируемый комплекс свойств АМКМ [59].

1.2.1 Твердофазные методы

Согласно данным, представленным в работе [60], за последнее десятилетие около 30% изготовленных промышленностью композитов произведено с применением твердофазных методов, к которым можно отнести: спекание, механическое легирование в высокоэнергетических размольных агрегатах, трение с перемешиванием поверхностных слоев, диффузионную сварку и др. В РФ за последнее время представлен целый ряд перспективных исследований по получению АМКМ твердофазными методами с самыми разнообразными фазами-наполнителями, из числа последних работ можно отметить: SPS-спекание алюмоматричных основ Al-4%Cu, Al-3%Ni-1%Cu, Al-4%Mg с 0,15 об.%

наноразмерных порошков бора и Nafena™ и ультрадисперсными порошками никеля и меди, что позволяет увеличить их прочность на 30-50% [61]; спекание алюминиевой матрицы и многостенных углеродных нанотрубок в количестве до 1 масс.%, что позволяет существенно повысить микротвердость [62]; ударно-волновое компактирование порошковых смесей из Al, Al-4%Cu и 5-10 масс.% наночастиц Al_2O_3 с целью повышения прочности и создания эффективных модифицирующих лигатур [63] и др.

Из карбидных фаз, применяемых в качестве армирующего компонента, у отечественных производителей преимуществом пользуется карбид кремния. Лидером по количеству разработанных предложений в этой области является НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ и, к примеру, в работе [64] сообщается о получении композиционных гранул методом механического легирования в планетарной мельнице из порошков алюминиевого сплава АД31 и частиц SiC, которые затем нагреваются до температуры горячей деформации и прессуются на гидравлическом прессе. Результаты показывают, что деформационно-термическая обработка с коэффициентом вытяжки >20 приводит к получению образца с однородной структурой, плотностью более 99,0% от теоретической и повышенными механическими свойствами: $\sigma_B = 300-305$ МПа, $E = 87-95$ ГПа. Также специалистами ВИАМ получен композит марки ВКМ22 [65]: порошковая основа, соответствующая алюминиевому сплаву В95 (система Al-Zn-Mg-Cu), в термообработанном по режиму T1 состоянии армируется 22,5 об.% SiC марки 64С, что позволяет повысить механические характеристики при испытаниях на базе 104 циклов: σ_B – на 33%, σ_T – на 64%, σ_{-1} – на 68%.

Относительно армирования именно фазой карбида титана можно отметить, что пока имеющиеся в РФ работы носят исследовательский характер и, например, сообщается о попытках получения композита TiC - (10-60) масс.% Al методом горения в стационарном волновом режиме из исходных порошков титана, углерода и алюминия. Отмечается, что размер карбидных включений имеет тенденцию к уменьшению с увеличением содержания количества алюминия в порошковых смесях и достигает минимального значения 0,8 мкм, но при этом соединения

карбида титана в структуре композита содержат растворенный алюминий в количестве до 2,5 масс.% [66], что делает его свойства нестабильными. Также сообщается о возможном формировании фазы карбида титана при совместной прокатке стальных и титановых слоев, однако она не является целевой и ее количество минимально [67].

За рубежом такие исследования проводятся более активно и, например, в работе [68] показана возможность спекания при температуре 550°C предварительно спрессованных порошков алюминия (70 мкм) и карбида титана (75 мкм) с целью получения образцов Al-3%TiC, Al-6%TiC, Al-9%TiC и Al-12%TiC (масс.%), из которых последний состав показал наибольшее значение микротвердости – 45,32 HV. Сообщается о применении метода горячего прессования для получения композита Al-30 об.% TiC [69] или последовательного проведения операций горячего прессования, горячей экструзии и термообработки по режиму T6 порошковых компонентов с целью получения материала (Al-5,5%Zn-2,5%Mg-1,5%Cu) - (20, 25, 30) об.% TiC [70]. А в исследовании [71] приводится сравнительное исследование свойств образцов Al - 15 масс.% TiC, полученных из порошков Al, Ti, C методами искрового плазменного, микроволнового и обычного спекания. Результаты показали, что спеченные плазменным методом образцы обладают самой высокой относительной плотностью (99% от теоретической плотности), прочностью на изгиб 291 МПа и твердостью 253 HV, хотя, по данным РФА, в поверхностном слое возможен процесс разложения частиц TiC с образованием соединения TiO₂.

Приведенные примеры показывают, что твердофазные методы вполне могут успешно применяться для изготовления АМКМ с дисперсной фазой карбида титана и позволяют получать изделия целевого фазового состава с достаточным содержанием армирующего компонента, но оборудование, которое при этом используется, отличается сложностью и энергоемкостью, а сами изделия, как правило, имеют малые размеры и простые формы, что обуславливает необходимость поиска альтернативных решений [55].

1.2.2 Жидкофазные методы

Жидкофазные методы относятся к наиболее перспективным методам получения АМКМ, о чем свидетельствует тот факт, что на состоявшемся в 2024 г. в г. Деяне (Китай, провинция Сычуань) 75-ом Всемирном Литейном Конгрессе, ежегодно проводимом Всемирной Литейной Организацией (WFO), одна из шести дискуссионных площадок (форумов) была посвящена именно литым металломатричным композиционным материалам, что подтверждает значимость этого направления развития для мирового производства [72].

Действительно, жидкофазные методы получения дисперсно армированных АМКМ являются экономически более выгодными для промышленного производства в связи с использованием доступного и относительно недорогого литейного оборудования, а также возможностью получения литых изделий больших размеров и сложной конфигурации [13, 28, 55, 73-80], что подтверждается системными исследованиями по данной тематике, проводимыми в ряде российских вузов (ВлГУ им. А.Г. и Н.Г. Столетовых, МИСиС, МГТУ им. Н.Э. Баумана, РГАТУ им. П.А. Соловьева, СамГТУ, СибГИУ, СПбГПУ, СФУ, ТГУ и др.) и научных организаций (НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ, ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, Институт металлургии УрО РАН, Институт физики металлов УрО РАН и др.). По технологическому исполнению жидкофазные способы принято делить на методы *ex-situ*, когда армирующие частицы приготавливаются заранее, отдельно, вне матрицы, и потом объединяются с матрицей при изготовлении композита, и *in-situ*, когда армирующие частицы синтезируются за счет химических реакций непосредственно в матрице во время изготовления композита.

Из группы методов *ex-situ* следует отметить метод жидкой пропитки, суть которого в том, что предварительно подготовленная армирующая фаза укладывается в форму, при необходимости уплотняется до получения необходимого объемного содержания и далее пропитывается расплавом в печи с инертной атмосферой или в вакууме под действием капиллярных сил и давления столба расплавленной матрицы [81-83]. Например, в работах отечественных ученых [82, 83] сообщается о возможности вакуумно-компрессионной пропитки

преформы (заготовки) из частиц SiC (68-70 об.%) алюминиевым сплавом АК7 с получением беспористого композита, прочность которого при изгибе составляет 400 МПа, теплопроводность 165 Вт/м·К и ТКЛР равен $6,90 \cdot 10^{-6} \text{ 1/К}$ в интервале температур 25-150°C, что позволяет использовать композиционный материал в качестве теплоотводящего основания электротехнических изделий. Также перспективна недавно разработанная технология самопроизвольной пропитки спеченного каркаса из карбида титана расплавом алюминия в воздушной атмосфере, что уже позволило получить материал TiC-Al с прочностью 330-390 МПа при остаточной пористости до 11% [84-86].

Однако самым распространенным жидкофазным ex-situ методом остается механическое замешивание дисперсных частиц в жидкометаллическую ванну. В некоторых случаях армирующая фаза вводится в составе лигатурного сплава, полученного предварительно [87, 88], но гораздо чаще осуществляют ввод в жидкий или твердожидкий расплав самих дисперсных частиц, сразу в требуемой концентрации. За последние годы в нашей стране предложен целый ряд композитов, полученных данным способом [18, 20, 40, 89-93 и др.], и, например, в работе [90] сообщается о создании дисперсно армированных АМКМ, полученных замешиванием карбидных фаз в матричную основу силумина АК12М2МгН: по 5 и 10 масс.% SiC (с размером частиц 14 и 40 мкм) или 5 и 10 масс.% TiC (размер частиц 40 мкм). Помимо снижения стоимости и выигрыша в весовых характеристиках (по сравнению с баббитами не менее, чем в 2,5 раза), сравнение триботехнических свойств (задиростойкость, интенсивность изнашивания, нагрузочная способность, стабильность процесса трения, диапазон трибонагружения) показало существенное превосходство всех образцов композитов перед традиционными антифрикционными сплавами (типа АОМ 20-1 и БрО5Ц5С5), но наилучшими характеристиками отмечались образцы, содержащие фазу карбида титана. Опробование этих материалов в условиях реальной эксплуатации на испытательном стенде «СТИЗ-1М» в Лаборатории триботехнологии ЭИЦ ООО «ПК Борец» (Центр Разработки Нефтедобывающего Оборудования) при удельном радиальном давлении 0,1 МПа и скорости

скольжения 5 м/с в условиях, приближенных к реальным, также подтвердили преимущество АМКМ с фазой TiC, что дало основание рекомендовать их для применения в качестве радиальных подшипников в электрических центробежных насосах для добычи нефти.

Отдельной группой представлены исследования, в которых предлагается изготавливать функционально-градиентные слоистые композиции на основе сталей с поверхностным рабочим слоем из алюминия и его сплавов, в состав которого механическим замешиванием введены частицы армирующей фазы [93, 94]. Например, в исследовании [93] в состав матричных расплавов (Al, Al-Cu-Mg, Al-Si-Cu и др.) сначала вводятся готовые керамические частицы Al_2O_3 , B_4C , SiC или TiC (по фракционному составу использовались две группы порошков – до 40 мкм и 40-100 мкм), а затем полученная композиция наносится на стальную поверхность посредством электродуговой или плазменно-порошковой наплавки. По результатам изучения полученных характеристик показано, что наилучшими свойствами обладает состав с 10 масс.% TiC (размер частиц 40-100 мкм), позволяющий увеличить износостойкость до 10 раз и снизить коэффициент трения на 60% в сравнении с промышленными антифрикционными сплавами АО 20-1 и Б83.

Главным преимуществом АМКМ, полученных с применением метода механического замешивания частиц в расплав, является более сильная, по сравнению с твердофазными методами, адгезионная связь на границах раздела фаз, что необходимо для обеспечения высоких механических свойств. В подтверждение этого, в работе [95] приводятся данные исследования по изменению прочности границ фазового раздела матрица-наполнитель в композиционных материалах Al - 10 масс.% TiC, изготовленных разными способами. В качестве критерия оценки было выбрано отношение модулей упругости $E_T/E_{исх.}$ (E_T – модуль упругости при некоторой степени пластической деформации, $E_{исх.}$ – модуль упругости при степени деформации $\varepsilon = 0$); уменьшение отношения модулей упругости считается показателем степени повреждения связи по поверхностям границ в композите. Представленные на рисунке 1.1 зависимости показывают, что при отсутствии

деформации наблюдается одинаковое соотношение модулей упругости, а при высоких степенях деформации (до 8%) способ изготовления оказывает существенное влияние на степень повреждения межфазной связи, и в композитах, полученных по литейной технологии, степень повреждения минимальна.

Однако, несмотря на это преимущество, механическое замешивание частиц карбида титана в расплав может сопровождаться рядом трудностей. Во-первых, соединение TiC_x имеет широкий интервал стабильности ($0,55 < C/Ti \leq 1$) и с повышением значения x уровень смачиваемости уменьшается (рисунок 1.2), что вызывает необходимость обеспечения более высоких температур расплава и, например, для стехиометрического соединения карбида титана температура полного смачивания составляет не менее 1400 К [24, 96].

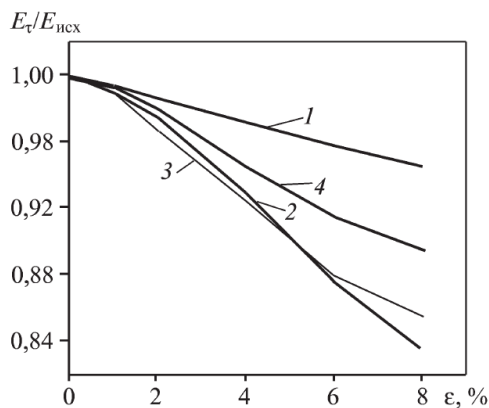


Рисунок 1.1 – Отношение модулей упругости в зависимости от степени пластической деформации образцов Al-10%TiC, изготовленных разными способами:

- 1 – по литейной технологии;
- 2 – экструзия порошковой смеси;
- 3 – механическое перемешивание порошков;
- 4 – горячее изостатическое прессование [95]

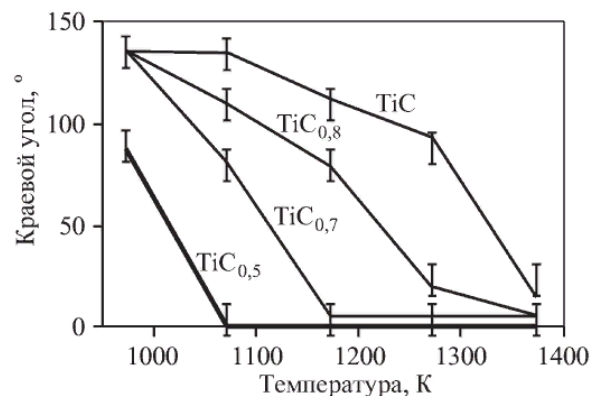


Рисунок 1.2 – Равновесный краевой угол смачивания для жидкого алюминия на поверхности TiC_x ($x=0,5-1,0$) в зависимости от температуры расплава [96]

Разная смачиваемость вызывается изменением природы связей в TiC_x . Фаза TiC_x ($x > 0,9$) термодинамически стабильна и существует в равновесии без взаимодействия с жидким алюминием при температурах более 1100 К. При меньшем значении x фаза карбида титана становится нестабильной и образуется либо карбид алюминия Al_4C_3 , либо интерметаллид Al_3Ti - в зависимости от состава фазы TiC_x (в системах с $TiC_{0,5}$ и $TiC_{0,7}$ в условии избытка титана, будет образовываться Al_3Ti , при большем значении x - Al_4C_3) по реакциям:



В некоторых случаях может наблюдаться также и превращение:



Несмачиваемость подложки TiC_x при температурах ниже 1173 К и $x \geq 0,8$ также может быть связана с наличием оксидного слоя, присутствующего на поверхности расплава алюминия. При более высокой температуре на границе раздела $Al-Al_2O_3$ образуется фаза Al_2O , нарушающая сплошность оксидной пленки и способствующая повышению смачиваемости:



Результатом приведенных реакций с участием нестехиометрического карбида титана является уменьшение межфазного натяжения и улучшение смачиваемости. Однако с увеличением содержания углерода в составе карбида титана возрастают такие важные показатели, как термодинамическая стабильность, твердость, прочность и их значения достигают пика в соединениях стехиометрического состава. В связи с этим, состав карбидной фазы и температура расплава относятся к факторам, которые следует особо тщательно контролировать при получении АМКМ данной системы методом замешивания.

Вторым важным фактором является трудность введения в расплав частиц карбида титана высокой дисперсности [26, 27, 55, 97-99]. Прямой ввод армирующих порошков в насыпном виде путем их замешивания в расплав алюминия практически невозможен, так как они не усваиваются расплавом и остаются преимущественно на его поверхности. При этом плотность частиц не

играет роли - она больше плотности расплава ($\rho_{\text{TiC}} = 4,9 \text{ г/см}^3$, $\rho_{\text{Al}} = 2,7 \text{ г/см}^3$), но все равно не приводит к усвоению частиц расплавом. Основные причины такого результата заключаются в очень большой удельной поверхности высокодисперсных частиц, отсутствии смачивания расплавом алюминия, нахождения их в виде достаточно прочных агломератов, окисления при низких температурах. Для частичного решения указанных проблем предлагаются различные технологические подходы, такие как: двухстадийное замешивание с использованием вязкого твердожидкого состояния матричного сплава, сверхбыстрое охлаждение струи жидкой суспензии армирующих частиц в расплаве на поверхности вращающегося охлажденного медного диска, разбрызгивание струи расплава металла с диспергированием высокоскоростной струей инертного газа с параллельным вводом армирующего порошка и др., а также применение различных физических воздействий на расплав (давлением, ультразвуком, центробежными силами, индукционным нагревом, пульсирующим магнитным полем и др.) [27, 28, 100-102]. Интересный подход, например, представлен в недавней работе [100], где изучалась возможность замешивания керамической нанокomпозиции $\text{Si}_3\text{N}_4\text{-SiC}$ в составе прессованной смеси с металлическим порошком-носителем (Cu, Ni, Al) в расплав алюминия. Но, несмотря на все меры, включая использование обработки расплава электромагнитными акустическими полями, в состав литого АМКМ удалось ввести не более 0,1% армирующей фазы при содержании нанопорошка в смеси не более 5%.

Помимо проблем с усвоением, в процессе механического замешивания дисперсных карбидных частиц в расплав также зачастую наблюдается захват газа и, как следствие, возникает пористость отливок композита.

Исключить указанные трудности возможно в случае применения второй группы жидкофазных методов, объединенных под общим названием *in-situ*, поскольку при этом синтезированные непосредственно в расплаве армирующие частицы имеют чистые незагрязненные поверхности, что важно для обеспечения прочной адгезии с матрицей, они термодинамически стабильны, могут иметь меньшие размеры и более равномерное распределение в матрице [74, 95, 103].

Перечисленные достоинства методов *in-situ* привели к их интенсивному развитию и в настоящее время разработаны такие технологии, как реакционное горячее прессование, экзотермическое диспергирование, прямое окисление расплава, синтез с помощью флюса и др. [11, 22, 55, 101, 104-106].

Например, сообщается о возможности синтеза дисперсной фазы карбида титана в расплаве матричного металла с использованием газообразных реагентов [74, 107-109], в частности, путем ввода в расплав Al-Ti смеси аргона и CH_4 . Процесс проводится при температурах 1200-1300°C и занимает от 20 мин до 2 ч в зависимости от химического состава матрицы, его количества и формируемой массовой доли TiC. Однако исполнение таких способов сопряжено с рядом практических трудностей, связанных с дорогостоящим оборудованием, достижением требуемой доли частиц дисперсной фазы и равномерностью их распределения в конечной отливке.

Для ряда работ характерно использование в качестве источника титана не металлического порошка, а титаносодержащих солей. В работе [110] проведен сравнительный анализ свойств алюмоматричных образцов, содержащих 3, 5 и 10 масс.% TiC, полученных при температуре расплава 1200°C из введенной смеси соли K_2TiF_6 и углерода, и установлено, что композит с 10 масс.% TiC характеризуется максимальным повышением пределов текучести и прочности - на 15 и 24%, а также увеличением твердости (HV) на 35%. На основе того же состава шихтовой смеси (K_2TiF_6 и углерод), но уже при температуре расплава 900°C, другой группой авторов [111] получены образцы композитов Al-(2-4) масс.% TiC на матричной основе сплава 6061 (система Al-Mg-Si), содержащие, как сообщается, частицы карбидной фазы высокой дисперсности.

Но все же чаще для синтеза карбидной фазы используются элементные порошковые формы титана и углерода. С их применением была разработана наиболее прогнозируемая и доступная по цене *in-situ* технология, в ходе которой синтез армирующих фаз протекает в расплаве алюминия при температурах 700-800°C за счет экзотермического взаимодействия между титаном и углеродом, в результате чего достигается общий или локальный разогрев расплава до

температур 1100-1300°C. Данная методика первоначально получила название «САМ-процесс» – синтез армирующих материалов [112, 113], однако, поскольку в ее основе лежит проведение реакции между частицами реакционно-активных порошков в режиме послойного горения или одновременного сгорания всего объема смеси порошков, свойственное процессу СВС, более верным названием технологии следует считать «самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС) в расплаве».

1.2.3 Самораспространяющийся высокотемпературный синтез

Метод СВС твердых химических соединений (карбидов, боридов, нитридов, оксидов и др.) был изобретен в 1967 г. российскими учеными академиком А.Г. Мержановым и профессорами И.П. Боровинской и В.М. Шкиро в Институте структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН (ИСМАН, г. Черноголовка) при изучении горения смесей порошков металлов и неметаллов [35, 37, 114-120], и, как уже было показано выше, отличаясь энергоэффективностью и высокой производительностью, этот метод обеспечивает чистоту и требуемую дисперсность керамических соединений. Первоначально процесс СВС использовался исключительно для получения порошковых продуктов, в том числе и соединения карбида титана, поскольку реакция его образования характеризуется требуемой высокой экзотермичностью. Однако начиная с 80-х г.г. XX в. и в России, и за рубежом появляются первые исследования по проведению процесса СВС в расплаве алюминия, результаты которых оказались чрезвычайно продуктивными и привели к созданию целого класса СВС-сплавов, в т.ч. и содержащих фазу карбида титана [121].

В РФ широкое распространение метода СВС в расплаве началось с того, что в 1986 г. д.ф.-м.н., проф. Амосов А.П. организовал и возглавил, тогда еще, в г. Куйбышеве, на базе Куйбышевского Политехнического института (КПТИ), научно-исследовательский отдел СВС, позже преобразованный в Инженерный центр СВС, в котором велись работы по многим направлениям: азидная технология СВС керамических азотсодержащих порошков, фильтрационная технология СВС

керамических и композитных порошков, абразивные материалы и инструменты марки СВС, технология СВС-прессования твердых сплавов и др. [122]. Одновременно с этим в центре, при участии д.т.н., проф. Никитина В.И., к.т.н., доц. Кандаловой Е.Г. и к.т.н., доц. Макаренко А.Г., начались исследования по применению процесса СВС в расплаве алюминия для производства модифицирующих лигатур, первые результаты по которым были доложены уже в 1991 г. на I Международном симпозиуме по СВС в г. Алма-Ата (Казахстан). По разработанной технологии стехиометрические смеси порошков алюминия и переходных металлов ($3\text{Al}+\text{Ti}$), ($3\text{Al}+\text{Zr}$) прессовались в брикеты и затем вводились в расплав при его температуре 900°C . Нагрев порошков в расплаве приводил к возникновению процесса СВС, сопровождающегося активным искро- и газовыделением из расплава и образованием интерметаллидов TiAl_3 или ZrAl_3 в виде частиц с размерами 5-20 мкм, которые интенсивным перемешиванием равномерно распределялись по объему расплава [123, 124]. Разработанная технология далее позволила предложить методику получения СВС-лигатур для алюминиевых сплавов составов $\text{Al}-5\%\text{Ti}$, $\text{Al}-10\%\text{Zr}$, $\text{Al}-5\%\text{Ti}-1\%\text{B}$, которые отличались целым рядом преимуществ по сравнению с литыми аналогами: 1) снижение размера дендритов и других структурных составляющих в 1,5-3 раза; 2) снижение размера макрозерна в 2-3 раза; 3) повышение жидкотекучести на 10-15% при уменьшении объемной усадки на 20-30%, снижение количества литейных дефектов в виде трещин и дефектов усадки, устранение раковин и пористости; 4) повышение предела прочности на 10-20% и относительного удлинения в 1,5-2,5 раза; 5) снижение расхода лигатуры в 2-4 раза; 6) снижение времени обработки расплава на 10-15%; 7) увеличение выхода годных отливок на 5-10%; 8) экологическая безопасность производства СВС-лигатур [125, 126]. Разработанная технология явилась основанием для проведения в СамГТУ дальнейших исследований по применению метода СВС в расплаве алюминия.

Помимо этого, в РФ сформировалось еще несколько научных школ, каждая из которых разрабатывала собственное СВС-направление, и, например, за последние годы ученые-представители Владимирского государственного университета им.

А.Г. и Н.Г. Столетовых представили ряд диссертационных исследований, выполненных под руководством д.т.н., проф. Кечина В.А. и посвященных одновременной реализации *ex-situ* и *in-situ* подходов, т.е. формированию комплексно-армированных композитов, включающих экзо- и эндогенные армирующие фазы [40, 127-129]. Так, ими показана возможность введения в состав алюминия А99 наноразмерных частиц SiC при одновременном легировании Ti и Ni, что позволяет проводить сразу несколько реакций СВС и получать фазы TiC, Al₃Ni, Al₃Ti и др. в зависимости от времени выдержки расплава [127]; возможность получения многофазных композитов систем Al-Ti-SiC-B₄C и Al-Ti-SiC-B путем введения частиц SiC, B₄C и попутного формирования фаз TiC, TiB₂, TiB, AlB₂, TiAl₃, TiAl и др. [128]; возможность введения в состав сплавов АМг2 и АК12М2МгН частиц SiC и образования фаз Al₂O₃, TiB₂, TiC, Al₃Ti, AlTi [129] и др. Подобное комплексное армирование позволяет в значительной степени варьировать структурой и свойствами и получать существенное улучшение свойств композиционных материалов.

Также перспективно направление, развиваемое в Сибирском федеральном университете, где в исследованиях, выполняемых под руководством д.т.н., проф. Бабкина В.Г. [48, 130, 131], осуществляется СВС-армирование фазой карбида титана высокой дисперсности алюминиевых сплавов электротехнического назначения. Для этого в расплав при температуре 750°C сначала вносится легирующий порошок титана, а затем производится ввод под колокольчиком алмазграфитового наноразмерного порошка, что обеспечивает получение нового композиционного материала с армирующей фазой в количестве 0,05-0,3 масс.%, обладающего повышенными прочностными характеристиками при достаточном уровне пластичности и сохранении высокого уровня электропроводности, особенно после проведения операций пластического деформирования (таблица 1.3).

Таблица 1.3 - Свойства литых (числитель) и холоднокатаных (знаменатель) образцов дисперсно-упрочненных алюминиевых сплавов [48]

Система	Упр.ф., мас. %	σ_b , МПа	δ , %	ρ , Ом·мм ² /м
Алюминий технический марки А6	–	69,0/140,0	39,6/12,0	0,0301/–
Al-Ti-C (упрочняющая фаза TiC)	0,05	77,0/158,0	16,4/7,0	0,0321/0,0313
	0,30	83,0/170,0	15,6/6,1	0,0373/0,0364

За рубежом также в последние десятилетия проводились работы по реализации метода СВС в расплаве, в т.ч. и с целью формирования фазы карбида титана [108, 132-148]. Значительная часть исследований выполнена китайскими учеными и, например, в одной из первых публикаций [132] показано, что после ввода порошков титана и углерода из расчета формирования 5 об.% TiC в расплав при температуре 800°C преобладает реакция взаимодействия Al и Ti с образованием алюминида титана по реакции (1.4), а углерод не участвует в превращениях. Но, по мере повышения температуры расплава, количество фазы Al₃Ti сокращается в связи с началом взаимодействия:



При температурах около 900°C отмечается присутствие еще значительного количества частиц фазы Al₃Ti, но одновременно на данном этапе начинается формирование частиц фазы TiC, и лишь далее, при достижении температуры расплава свыше 1050°C фаза алюминида титана полностью преобразуется в соединение карбида титана.

Приведенный механизм структурообразования подтвержден и в относительно недавно опубликованной работе американских ученых [133], где с целью синтеза композиционных материалов состава Al - (2, 10) об.% TiC смешивали порошки алюминия, титана, углерода и для инициирования реакции в шихту добавляли термитную смесь - 0,1 моль CuO. Затем из порошковой композиции формировали брикеты, которые вводили в расплав алюминия при температурах 770-860°C.

Схема механизма формирования и полученные микроструктуры представлены на рисунке 1.3.

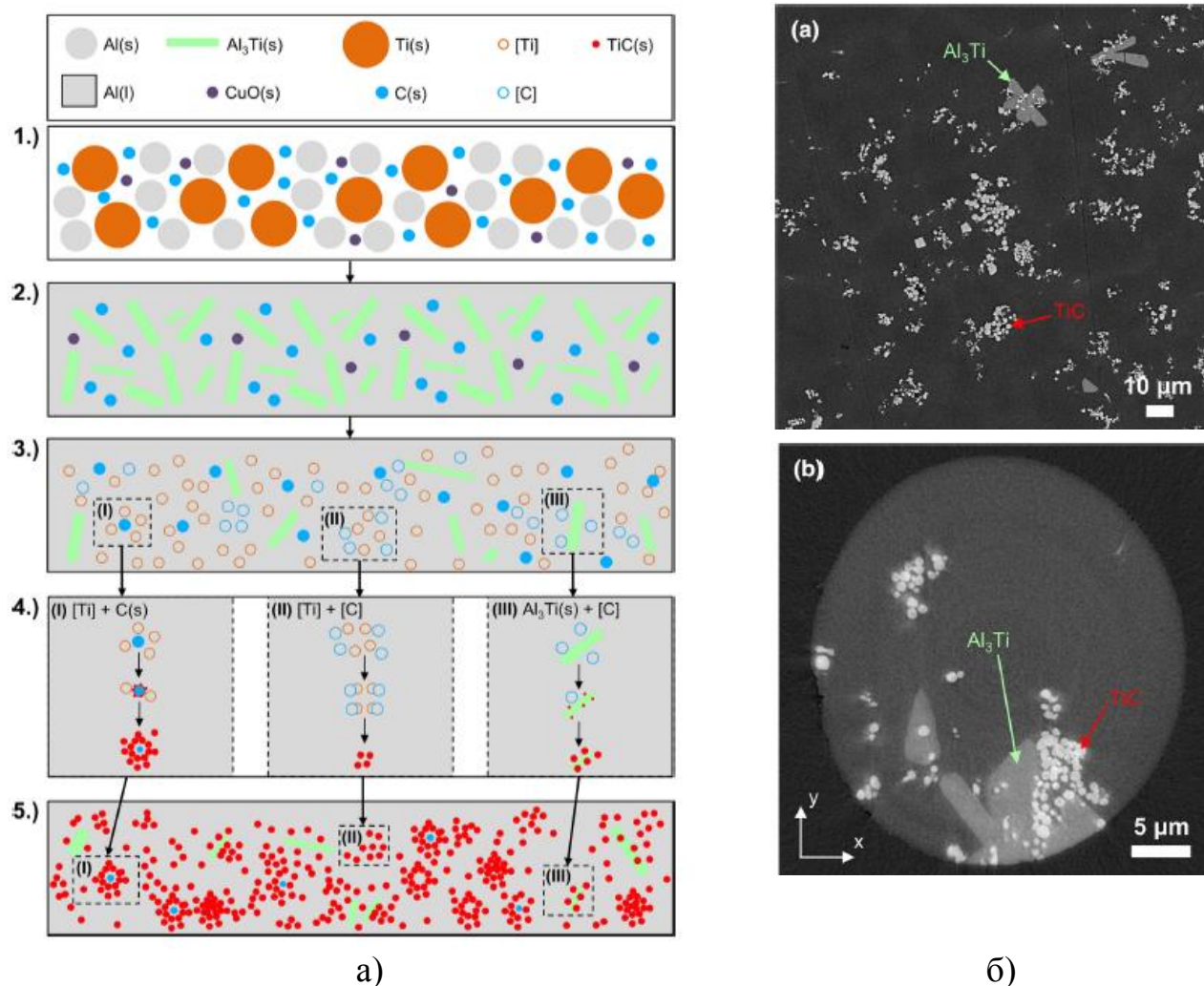
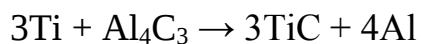
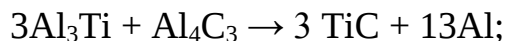
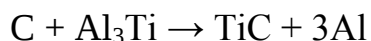


Рисунок 1.3 - Процесс структурообразования композиционного материала Al-TiC при вводе шихты Al-Ti-C-CuO при температурах расплава 770 - 860°C:

а) схема; б) микроструктура [133]

Согласно механизму, представленному на рисунке 1.3, формирование конечной структуры включает 5 этапов: 1) введение брикета с шихтой в расплав; 2) плавление порошка алюминия и образование фазы Al₃Ti; 3) взаимодействие соединения CuO с расплавом алюминия, приводящее к повышению температуры расплава до значений свыше 1500 К, активная диффузия частиц углерода и образование фазы Al₄C₃; 4) образование фазы TiC по трем параллельным реакциям:





5) завершение превращений, конечная микроструктура содержит фазы TiC, Al₃Ti.

В исследованиях ученых из Южной Кореи, где для реализации СВС использовался тот же состав шихтовой смеси с добавкой 0,1 моль CuO, но расплав нагревался до температуры 920°C, результатом стало формирование фазы TiC, преимущественно в составе агломератов, но также с присутствием фазы Al₃Ti [142, 143]. Схема процесса представлена на рисунке 1.4.

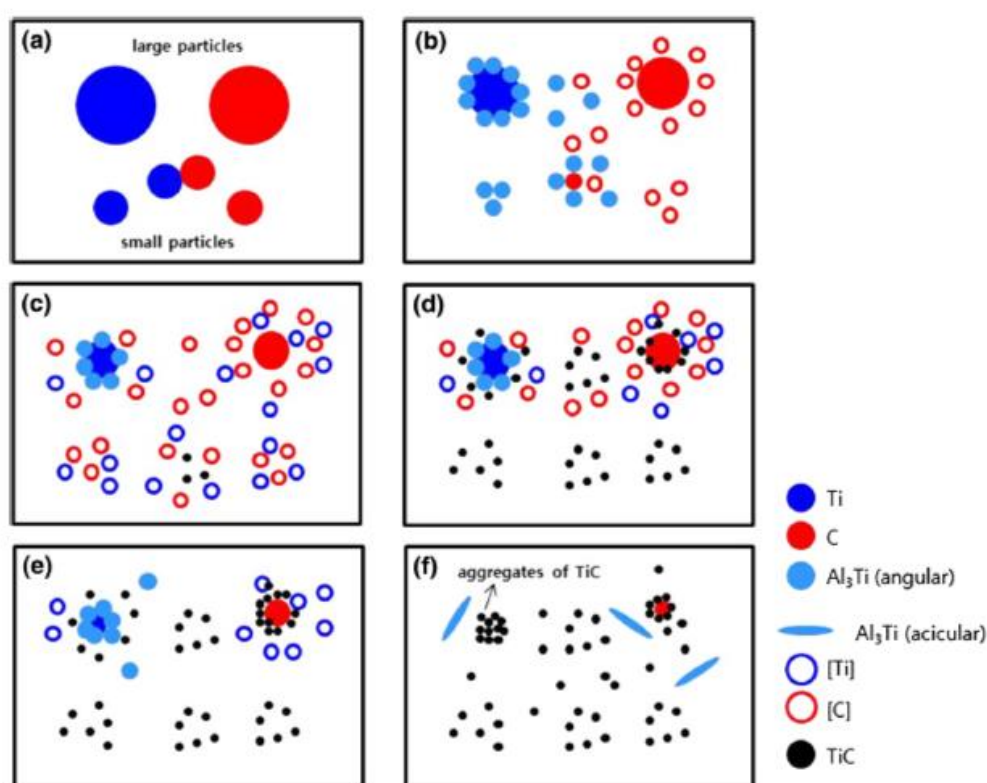


Рисунок 1.4 – Процесс структурообразования композиционного материала Al-TiC при вводе шихты Al-Ti-C-CuO при температуре расплава 920°C [143]

В некоторых исследованиях китайских ученых [139, 140] представлены результаты изучения влияния добавки порошка алюминия в состав шихты из порошков титана и углерода. Установлено, что в присутствии 10-40 масс.% Al снижается температура горения СВС-шихты, что приводит к уменьшению размера частиц карбида титана, а также изменению их морфологии – с блочной на

октаэдрическую. По результатам получен композиционный материал, содержащий фазы TiC (с размером частиц около 1 мкм) и Al₃Ti.

Представители индийской школы разработали собственную технологию получения композитов путем ввода сначала лигатуры Al - 10 масс.% Ti, а затем активированного угля в расплав при температурах 1200-1300°C с последующей продувкой газом C₂Cl₆ для удаления водорода и выдержкой от 20 до 60 мин для завершения процесса СВС. Результатом является получение равномерно распределенных частиц TiC с размером 0,5 мкм в количестве 3, 5 и 10 масс.%, что позволяет увеличить твердость и прочность до 32,9, 37, 41 HV и 123, 142, 189 МПа при снижении относительного удлинения до 16, 12, 5% соответственно, но также в присутствии фазы Al₃Ti [147]. В работе [148], где целью было поставлено получение композита Al-4,5%Cu-10%TiC по той же технологии, но ввод шихты осуществлялся при температуре расплава 750°C, по данным РФА, регистрируются фазы Al₃Ti, Al₄C₃, TiC (0,1-0,8 мкм), CuAl₂, что в совокупности приводит к повышению прочности со 118 до 147 МПа и твердости с 61 до 94 HV.

Таким образом, хотя очевидно, что методы in-situ, и процесс СВС в частности, являются перспективными технологиями для изготовления композитов системы Al-TiC, результаты лабораторных исследований пока не привели к созданию методики, позволяющей провести полноценное и законченное химическое превращение с синтезом исключительно целевой фазы карбида титана в существенной массовой доле, без образования побочных интерметаллических фаз, что не позволяет обеспечить стабильность характеристик получаемых материалов и является основанием для проведения дальнейших исследований.

1.3 Тенденции развития жидкофазных технологий производства композиционных материалов системы Al-TiC

В связи с незавершенностью разработки технологических основ по изготовлению композиционных материалов системы Al-TiC за последние годы проведен ряд работ, направленных на усовершенствование жидкофазных ex-situ и in-situ методов, обзор которых представлен далее.

1.3.1. Варьирование составом шихтовых материалов

Для синтеза карбида титана в качестве шихтовых материалов используются порошки титана и углерода, однако номенклатура выпускаемых промышленностью марок этих компонентов очень разнообразна. При этом каждая из них имеет свои морфологические характеристики, оказывающие прямое влияние как на возможность реализации синтеза, так и на полноту протекания химического взаимодействия, поэтому необходимо рассмотреть классификации компонентов и исследования, посвященные их применению.

Титан. Порошки титана в РФ подразделяют, главным образом, по способу изготовления, который определяет остальные свойства [149], и выделяют группы:

1. Титан пористый (ТУ 1791-449-05795388-99), создают методом измельчения (размола) магниетермической титановой губки. Маркируют индексом ТПП, с учетом размерных параметров зерен и химического состава подразделяют на восемь марок (ТПП-1 - ТПП-8).

2. Порошок титановый (ТУ 14-22-57-92), получают путем восстановления двуокиси титана (TiO_2) гидридом кальция (CaH_2) в гидрид титана (TiH_2) и разложением последнего на H_2 и Ti (дегидрирование). В зависимости от содержания примесей и их массовой доли, подразделяют на десять марок (ПТК-1, ПТК-2; ПТС-1, ПТС-2; ПТМ-1– ПТМ-3; ПТОМ-1, ПОМ-2; ГТ).

3. Порошок титановый химический (ТУ 48-10-78-83), получают из губчатого Ti с применением механохимического, термохимического (металлотермия) и плазмохимического методов. Маркируют индексом ПТХ и, в зависимости от состава, размерности и твердости зерен выпускают четырнадцать марок (ПТХ-1-1 – ПТХ-7-2).

4. Порошок титановый электролитический (ТУ 48-10-22-85), получают методом электролиза солевых расплавов. Маркируют индексом ПТЭ, сообразно гранулометрическому составу и твердости зерен выпускают семи марок (ПТЭК-1– ПТЭК-2; ПТЭС-0 – ПТЭС-2; ПТЭМ-1 – ПТЭМ-2).

По поводу оптимальной марки и дисперсности порошка титана для проведения синтеза карбида титана существуют разные мнения. Применительно к

плазмохимическому методу, например, сообщается, что наиболее высокое качество соединения карбида титана достигается при использовании полидисперсного порошка титана, но с частицами размером менее 90 мкм [150], т.к. в этом случае при смешивании исходных порошков углерод лучше внедряется в поры металлических частиц и тем самым достигается однородность шихты и максимальная поверхность контакта реагентов. При этом отмечается, что высокодисперсные порошки титана, с размерами частиц до 15 мкм, имеют большее количество адсорбированных примесей, газифицирующихся в процессе синтеза, что значительно замедляет процесс карбидообразования, а в случае крупных фракций титана, особенно свыше 160 мкм, возникает большое различие между размерами частиц металла и углерода, что приводит к неоднородности шихты по составу. Применительно к СВС-процессам системы Ti-C, в работах Е.А. Левашова, А.Н. Пилютина, А.С. Рогачева [35] экспериментально изучено влияние дисперсности исходного порошка титана с фракциями от 2-20 мкм (ПТМ) до 1000-1500 мкм (ПТХ) на размер карбидной фазы и установлено, что с ростом размера частиц титана величина синтезированных частиц также возрастает с 2-3 до 20 мкм. Но авторами также отмечается, что предварительный подогрев шихтовых брикетов до 300°C увеличивает глубину превращений во фронте горения и приводит к измельчению зерен до 1-2 мкм. Таким образом, влияние марки и дисперсности порошка титана в процессе получения соединения карбида титана разными методами неоднозначно, а публикаций по исследованию влияния титана на синтез в расплаве алюминия вообще не обнаружено, поэтому данный вопрос требует дальнейшего изучения.

Углерод. До начала 60-х годов прошлого века общепринятым считалось существование только трех аллотропных форм углерода: трехмерного алмаза, двумерного графита и аморфной структуры сажи, но за последние годы сделан ряд фундаментальных открытий принципиально новых видов углеродных модификаций, отличающихся структурой и морфологией, и в настоящее время можно условно выделить три основные группы: 1) традиционные углеродные формы: природные (графит, шунгит и др.), искусственные (карбонизованные –

пироуглерод, технический углерод и др.; графитированные – пирографит, кокс и др.); 2) производные алмазной формы: природные (алмаз, лондсдейлит), искусственные (искусственный алмаз, алмазные и алмазоподобные пленки); 3) углеродные наноразмерные материалы (одно- и многослойные нанотрубки, фуллерен, графен и др.) [151].

Особо пристальное внимание разработчиками АМКМ уделяется углеродным наноматериалам, поскольку, например, графен и углеродные нанотрубки (УНТ) значительно жестче и прочнее углеродных волокон и могут заменить последние при армировании различных матриц, образуя новые конструкционные и функциональные нанокомпозиты [104]. В данной работе различные модификации углерода представляют интерес как исходный компонент шихты, применяемый с целью синтеза *in-situ* фазы карбида титана, поэтому были изучены характеристики и произведен анализ примеров их применения в этом качестве.

1. Графит. Наиболее широкое применение находит искусственный графит - минерал темно-серого цвета, который получают путем карбонизации или графитации при термической обработке исходного углеродсодержащего сырья [151]. Графитная форма не отличается высокими прочностными показателями, т.к. представляет собой слабо связанные пластинчатые слои, поэтому ее чаще всего вводят в состав композиционных материалов в качестве сухой смазки, позволяющей уменьшить коэффициент трения [20, 152, 153]. Но графит может применяться и в качестве исходного компонента для получения *in-situ* фазы карбида титана. Сообщается, например, о возможности проведения синтеза графита с порошками титансодержащих соединений: Al_3Ti [154], TiO_2 [155, 156], K_2TiF_6 [111, 157] или элементного титана [139, 143]. К недостаткам АМКМ, полученных с использованием графита, кроме неравномерного распределения синтезированных армирующих частиц в матрице, относится еще и остаточная пористость, возникающая вследствие слабоорганизованной структуры углеродного компонента [158].

2. Технический углерод - модификация углерода, получаемая в результате термического разложения углеводородов при температурах 1200-2000°C. В

отличие от графитной формы, слои в составе технического углерода смещены относительно друг друга хаотически, а не системно. Округлые частицы данной углеродной формы имеют размеры до 100 нм и объединены в слабо связанные звенья с размерами, в большинстве случаев, 0,2-0,8 мкм [151]. Исследование влияния структурных особенностей, возникающих вследствие разного исходного сырья и различных способов производства технического углерода на условия горения и СВС-формирование карбида титана, показало, что наиболее полно синтез проходит с применением марки П-804-Т, которая была рекомендована для дальнейшего применения в реакторных процессах СВС [159]. В приведенном исследовании также указывается, что с повышением удельной поверхности технического углерода снижается и степень его смешиваемости с порошком титана, что приводит к неоднородности и расслоению шихтовой смеси. Однако следует принять во внимание, что рекомендация углерода марки П-804-Т правомерна для условий реакторного синтеза соединения карбида титана со сравнительно большим объемом 10-30 литров, когда продукт горения находится достаточно длительно в горячем состоянии, что способствует полному протеканию реакции СВС. В то же время, в работах [66, 140] представлены результаты проведения СВС на основе прессованной шихтовой смеси из порошков титана, технического углерода и алюминия, и, со ссылкой на результаты теоретического исследования [160], указывается, что высокая дисперсность частиц исходного технического углерода, наоборот, приводит к более раннему инициированию химического взаимодействия и полному протеканию СВС-реакции. Технический углерод в настоящее время наиболее применяемая углеродная форма в исследованиях по формированию методом СВС соединения карбида титана в расплаве алюминия. И, например, сообщается о возможности его успешного использования путем введения в расплавы составов $\text{Al} - 4-5 \text{ масс.\% Ti}$ [161] или в сочетании с оксидом титана ($\text{TiO}_2 + \text{C}$) [162], причем в последнем случае с формированием фазы TiC высокой дисперсности.

3. Активированный уголь – углеродная модификация, формирующаяся при термохимическом разложении органических соединений (каменный уголь,

древесина, нефть и др.), которая характеризуется существенной удельной поверхностью и высокой адсорбционной способностью [151]. Применение в исследованиях данной модификации углерода практикуется, преимущественно, индийскими учеными и, например, в работах [147, 148] сообщается об успешном использовании механически активированного древесного угля для синтеза 10 масс.% фазы TiC методом CVC в расплавах Al и Al-4,5%Cu, а в исследовании [163] – применение его же, но в составе алюминиевого сплава 7079 (система Al-Zn-Mg) для синтеза 5-9 масс.% TiC. По результатам приведенных исследований отмечается полноценность протекающего синтеза карбидной фазы, ее высокая смачиваемость и равномерность распределения по объему, что позволяет достигать прочности в пределах 251-292 МПа.

4. Шунгит - минеральная горная порода, состоящая из аморфного углерода в количестве до 99%, представляющим собой характерные глобулярные частицы с размерами от 10 до 30 нм [151]. О процессах *in-situ* с применением шунгитов не известно, но данная форма углерода может эффективно выступать в роли модифицирующей добавки [90, 93, 164].

5. Искусственный алмаз – производственный аналог природной формы с тем же химическим составом, кубической кристаллической структурой и свойствами [151]. Наиболее распространенные методы получения высокодисперсных фракций алмазов связаны с применением взрывчатых веществ, поэтому их часто называют детонационными наноалмазами. Наноалмазные частицы характеризуются трехслойной структурой, включающей алмазное ядро размером 4-6 нм, промежуточную углеродную оболочку толщиной 0,4 - 1,0 нм и поверхностный слой, в котором помимо атомов углерода могут находиться атомы азота, кислорода, водорода [165]. Детонационные наноалмазы имеют высокие показатели твердости, хорошую электро- и теплопроводность, но к их значительным недостаткам относится непостоянность химического состава, определяемая технологией синтеза и очистки разных производителей и влекущая изменчивость структуры и свойств [166]. Наноалмазные углеродные модификации успешно применяются для синтеза соединения карбида титана. Например, в процессе механического

легирования в сочетании с порошками титана и алюминия происходит *in-situ* образование карбидной фазы со средним размером частиц около 22-23 нм [98]. Также сообщается о возможности синтеза наноразмерного карбида титана в расплаве алюминия *in-situ* посредством проведения реакции между наноалмазами (размером 3-10 нм) и солями K_2TiF_6 , $KAlF_4$, что позволяет получать композиты с микротвердостью более 100 HV [99].

6. Фуллерен - химическое соединение в виде многогранника, состоящего только из атомов углерода с четным числом атомов, начиная от 32, наиболее стабильными из которых, и, в силу этого наиболее применяемыми, считаются структуры C_{60} и C_{70} [151]. Благодаря наноразмерной величине, частица фуллерена может быть трансформирована в совокупность свободных атомов, которые достаточно легко проникают в кристаллическую решетку алюминия и увеличивают ее параметры, тем самым повышая демпфирующие и механические свойства композита [167]. Так, сообщается о создании метастабильных алюминиевых материалов, которые насыщаются атомами фуллерена, в результате чего образуются наномасштабные сетевые структуры состава Al/C_{60} , которые сохраняют термодинамическую стабильность вплоть до температур 500°C и характеризуются повышенной прочностью [168]. Однако при всех преимуществах данной углеродной формы, следует отметить, что примеров применения фуллеренов для синтеза карбида титана или введения его в расплав алюминия пока нет. Возможно, это обусловлено его высокой стоимостью, в связи с чем следует заметить, что существует более дешевый аналог - фуллереновая сажа, формирующаяся в ходе возгонки графита и состоящая из смеси фуллеренов (60-70%) и аморфного углерода (30-40%), применение которой в расплавах алюминия может быть более перспективным.

7. Графен – двумерная модификация, представляющая собой плоскость толщиной в один атом углерода, состоящая из правильных многогранников, как правило, со стороной 0,142 нм и атомами углерода в вершинах [151]. Графен характеризуется повышенными электро- и теплопроводностью, высокими значениями упругости, прочности и т.д. Хотя эта углеродная форма была открыта

сравнительно недавно, графен и его производные вызывают интерес у исследователей, но пока преимущественно в теоретическом аспекте [104]. Свойства графена в качестве армирующей фазы наиболее подробно анализируются в работе [173], где отмечается, что механические свойства различных углеродных наноразмерных форм очень близки, но при этом только частицы графена, в связи с их кристаллической структурой и высокой гибкостью, могут обладать способностью наиболее свободно проникать и распределяться по объему матричной основы. Эти выводы дают основание предполагать в самом ближайшем времени использование графена в качестве армирующей фазы в составе АМКМ.

8. Углеродные нанотрубки (УНТ) - одно- или многослойная графеновая плоскость, свернутая в полый цилиндр, образующийся в результате лазерного испарения графита или его распыления в атмосфере гелия. Диаметр трубок обычно составляет 3-10 нм, расстояние между отдельными слоями - 0,3-0,4 нм, а длина может достигать микронных размеров [151]. Свойства УНТ, включая физические и механические, являются уникальными и превосходят аналогичные свойства других углеродных наноматериалов. В настоящее время это наиболее изучаемая модификация углерода и доля публикаций по исследованию материалов Al-УНТ составляет 24%, уступая лишь исследованиям по получению тонких пленок состава Ni-УНТ (26%) [169]. Исследования проводятся и по возможности их применения для синтеза соединения карбида титана. Например, в работе [170] приводятся данные, показывающие, что использование многослойных УНТ повышает реакционную способность в системе Al-Ti-C, приводит к активизации процесса СВС и способствует более полному формированию частиц TiC наноразмерного уровня по сравнению с экспериментами, где в качестве источника углерода использовались технический углерод или графит. В работе [50] исследуется образование композита Al - 5%Cu - (0,1-1,0) масс.% TiC, получаемого растворением при 800°C в сплаве Al-5%Cu нанолитатуры Al-TiC, предварительно синтезированной методом СВС при сжигании смеси порошков Al и Ti с углеродными нанотрубками в вакууме. Нанокompозит Al-5%Cu-0,5%TiC показал наряду с повышенной прочностью 540 МПа уникальную пластичность $\delta = 19\%$,

которая оказалась почти в 3 раза выше, чем у исходного матричного сплава Al-5%Cu с показателями 485 МПа и 6,6% соответственно. В последующих работах было уточнено оптимальное содержание TiC в таком литом нанокompозите и рекомендовано введение 0,3 масс.%, что обеспечивает наилучшее сочетание прочности и пластичности, а также устойчивость к ползучести при 180-220°C [171, 172].

Анализ исследований, посвященных влиянию углеродных форм на процесс СВС, показывает, что морфология и размерный фактор оказывают существенное влияние на реакционную способность, полноту химического взаимодействия и свойства конечного карбида титана [174], что обуславливает необходимость проведения изысканий в этом направлении и далее.

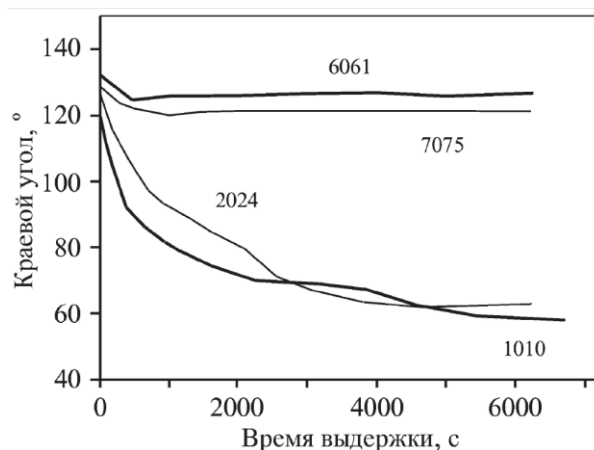
1.3.2 Легирование матричной основы

Результаты первых лабораторных исследований показали возможность существенного повышения твердости, микротвердости, прочности и износостойкости алюминиевой основы за счет армирования фазой карбида титана, особенно в случае высокой дисперсности ее частиц, однако дополнительное упрочнение композитов системы Al-TiC возможно также за счет введения в состав матричного алюминия легирующих элементов, т.к. при этом вступают в действие традиционные и хорошо изученные механизмы - твердорастворное и/или дисперсионное упрочнение.

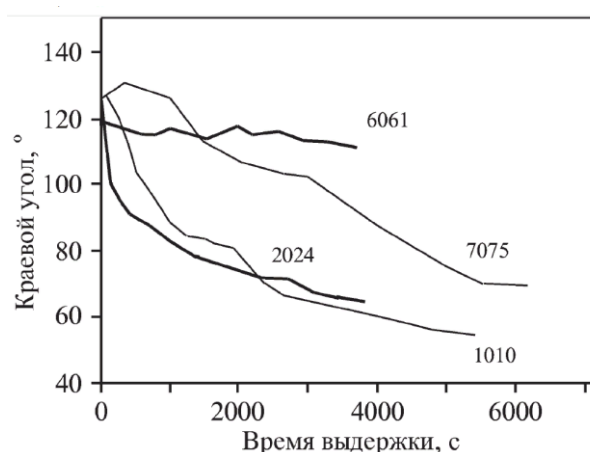
При изучении возможности легирования литых алюмоматричных композитов, следует иметь в виду, что смачиваемость фазы карбида титана может изменяться в присутствии легирующих элементов [24]. В работе [175] производится сравнение влияния различных легирующих добавок к алюминию на смачиваемость подложки из карбида титана, изготовленной методом горячего прессования; химический состав расплавов и краевые углы смачивания в атмосфере аргона и в вакууме приведены на рисунке 1.5.

Сплав	Легирующий элемент, % мас.								
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti
1010	0,20	0,65	0,005	0,002	0,014	0,012	0,009	0,002	—
2024	0,35	0,36	4,46	1,08	1,86	0,017	—	0,047	—
6061	0,61	0,40	0,25	0,06	0,82	0,18	<0,009	0,07	—
7075	0,25	0,60	2,21	0,26	2,32	0,22	—	5,52	0,03

а)



б)



в)

Рисунок 1.5 – Смачиваемость TiC алюминиевыми сплавами (а) при температуре 900°C в среде аргона (б) и в вакууме (в) [175]

Полученные зависимости показывают, что смачиваемость сплавами алюминия возрастает в порядке: 6061<7075<2024<1010, причем в вакууме угол смачивания несколько меньше, чем в атмосфере аргона, что вызвано более стабильной оксидной пленкой в атмосфере последнего. Анализ превращений показал, что во всех образцах протекают реакции (1.3-1.5), но скорость их реализации зависит от набора легирующих элементов. И, хотя фаза Al_4C_3 присутствует во всех случаях, ее максимальное количество отмечается в образце 1010-TiC, имеющем наибольшую смачиваемость. Таким образом, подтверждено, что легирование может изменять природу и воздействовать на плотность оксидного слоя Al_2O_3 , оказывая тем самым влияние на краевой угол смачивания. Кроме того, обнаружено [24, 176], что выделение из расплава интерметаллических фаз состава

CuAl_2 , MgAl_2 , Mg_2Si на границе раздела фаз Al и TiC повышает смачиваемость и уменьшает количество фазы Al_4C_3 . Таким образом очевидно, что результативность легирования в присутствии частиц карбида титана обеспечивается конкретным набором химических элементов, поэтому целесообразно рассматривать разные системы легирования отдельно.

В РФ за последнее время существенные результаты по получению АМКМ, дисперсно армированных фазой карбида титана, на алюминиевой и легированных основах достигнуты в работах, выполненных д.т.н. Михеевым Р.С. под руководством д.т.н., проф. Чернышовой Т.А. [92] и члена-корреспондента РАН Колмакова А.Г. [93]. Первые эксперименты, представленные Михеевым Р.С. в диссертации на соискание ученой степени кандидата технических наук [92], были выполнены на матричной основе технического алюминия А99, в который методом механического замешивания вводились частицы карбида титана (с размером 15-20 мкм) в количестве 2 масс.%. Одновременно с этим проводилось полиармирование, т.е. в расплав также добавлялся реакционно-активный элемент титан с целью получения экзотермического эффекта в результате формирования интерметаллической фазы Al_3Ti для повышения смачиваемости карбида. В ходе исследований было выявлено, что частицы карбидной фазы могут усваиваться расплавом и при этом формировать сильную адгезионную связь с матрицей и без присутствия реакционного порошка-носителя титана. Следующим этапом разработки явилось получение АМКМ на базе высокопрочных литейных матриц армированием (масс.%): основа АК12М2МгН + 5% TiC (≤ 40 мкм), 10% TiC (≤ 40 мкм) и 10% TiC (40-100 мкм); основа АК12 + 5 и 10% TiC (40-100 мкм); основа АОМ 20-1 + 5 и 10% TiC (40-100 мкм). Во всех образцах отмечается регулярное расположение частиц карбидной фазы, без образования продуктов межфазного взаимодействия в виде фаз Al_4C_3 , Al_3Ti . Выполненное в рамках данной работы сравнение механических характеристик композитов, армированных дисперсными фазами карбидов титана и кремния с одинаковыми размерами частиц, показало, что образцы, содержащие частицы TiC , на всех матричных основах характеризуются более значительным приростом твердости, предела прочности и модуля упругости,

что связано с более высокими механическими свойствами самого соединения карбида титана, а также более значительным уровнем прочности межфазной связи в силу близости размерных параметров кристаллических решеток матрицы и наполнителя. Исследование трибологических характеристик также показало, что АМКМ, армированные фазой TiC, имеют меньшие значения скорости износа и коэффициента трения по сравнению с образцами, армированными SiC, особенно на основах Al-Si и их результаты сопоставимы, а в некоторых случаях, и превосходят значения промышленного антифрикционного сплава АОМ 20-1. При этом автор отмечает, что увеличение размера частиц с ≤ 40 мкм до 40-100 мкм оказывает благоприятный эффект, поскольку частицы большего размера лучше удерживают переходный слой на поверхностях контакта и тем самым уменьшают количество очагов схватывания. Полученные результаты были дополнены и представлены в диссертации Михеева Р.С. на соискание ученой степени доктора технических наук [93], в которой опробованы и рекомендованы к внедрению новые АМКМ для изготовления функционально-градиентных материалов с износостойкими покрытиями на матричной основе алюминиевых сплавов систем Al-Si-Cu, Al-Si-Mg, Al-Mg, Al-Sn-Cu, Al-Cu-Mg, армированных микроразмерной керамической фазой TiC.

За рубежом в первых исследованиях в качестве основы для изготовления АМКМ с TiC ученые чаще всего использовали распространенный сплав состава Al-(4,5-5) масс.% Cu [50, 51, 141, 148, 177-179]. К примеру, в работе [178] были получены композиционные материалы на основе Al-4%Cu двумя методами: порошковой металлургией и механическим замешиванием в расплав. В первом случае с порошковой основой спекали 10 масс.% частиц TiC двух разных размеров (1,5 и 2,5 мкм), во втором – в расплав вводили 5, 10, 15 и 20 об.% TiC с размером частиц 2,9 мкм. Хотя во всех образцах отмечается равномерное распределение карбидной фазы и повышение показателей твердости и износостойкости, в литом посредством РФА были выявлены только матричные фазы α -Al и CuAl_2 , а в спеченном присутствовали также интерметаллиды $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$.

Есть примеры использования в качестве основы литейной системы Al-Si [180-183]. В исследовании [180] показано, что при механическом вводе 0,4 масс.% TiC в состав эвтектического силумина прочность повышается с 574 до 640 МПа, но образуется интерметаллическая фаза Al_3Ti , а в работе [182] установлена возможность ввода лигатурным методом 3-5 об.% TiC в матричный сплав Al-7%Si-4%Cu, при этом фиксируются фазы $\alpha\text{-Al}$, Si, TiC, CuAl_2 и тройные интерметаллиды Al_5FeSi , $\text{Al}_{15}\text{Mn}_3\text{Si}_2$. Также изучена возможность проведения in-situ превращения в расплаве силумина [183]: стехиометрическую шихту из порошков титана и углерода, в которую добавлялась смесь порошков Al и Si в количестве до 40%, вводили в расплав Al-Si эвтектического состава при температуре 900°C. По результатам термографического анализа было зафиксировано три пика: при 623°C - начало формирования фаз Al_3Ti и TiSi_2 , при 798°C - существенная активизация и рост количества именно фазы Al_3Ti с выделением теплоты, что приводит к росту диффузионной активности атомов углерода и началу его взаимодействия с титаном, 1223°C - пик образования максимального количества частиц TiC микронных размеров и удаление Al_3Ti . Исследование полученных образцов показало, что при добавке к шихте 0-10% порошковой смеси Al-Si наблюдается более равномерное распределение частиц TiC, а далее, по мере увеличения добавки смеси Al-Si могут возникать агломераты и возрастает количество пор. Однако все образцы АМКМ характеризуются повышением износостойкости и, например, состав с 30% смеси Al-Si позволяет снизить скорость износа с 18 до 12 мг по сравнению с матричным сплавом.

Часть исследований посвящена армированию фазой карбида титана деформируемых промышленных сплавов серий 2XXX (Al-Cu-Mg), 6XXX (Al-Mg-Si) или 7XXX (Al-Zn-Mg) [111, 163, 184-191], из числа которых наиболее показательной является недавняя работа [163], где в состав сплава 7079 (4,3% Zn, 3,3% Mg, 0,6% Cu, 0,2% Mn, 0,3% Si, 0,4% Fe, 0,15% Cr, 0,1% Ti) при температуре 1200°C вводятся подогретые до 600°C порошки титана (37 мкм) и активированного угля (30 мкм), взятые в стехиометрическом соотношении, из расчета образования методом СВС 5, 7 или 9 масс.% TiC и производится перемешивание расплава со

скоростью 600 об/мин. Технология отличается тем, что установка для производства композита защищена потоком газообразного аргона для предотвращения взаимодействия расплава с внешней средой. Этапы образования структуры представлены на рисунке 1.6, а микроструктура и значения механических характеристик композита – на рисунке 1.7.

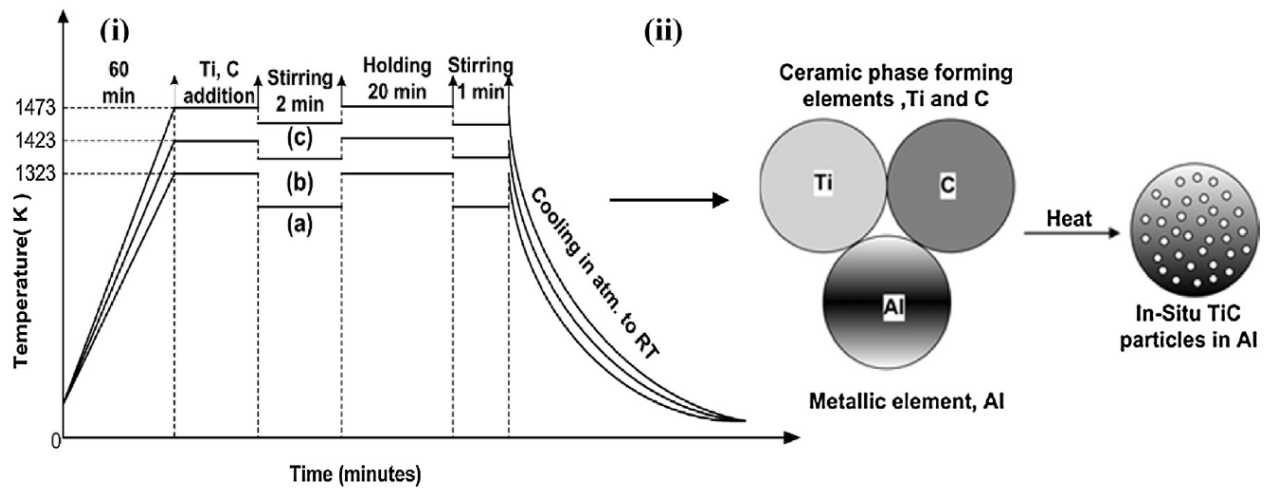


Рисунок 1.6 - Схематическое изображение (i) - временных стадий, участвующих в синтезе Al-TiC в прямой реакции in-situ, где (a), (b), (c) - временные стадии, необходимые для получения 5, 7, 9 масс.% TiC соответственно;
(ii) - схема получения Al-TiC методом in-situ [163]

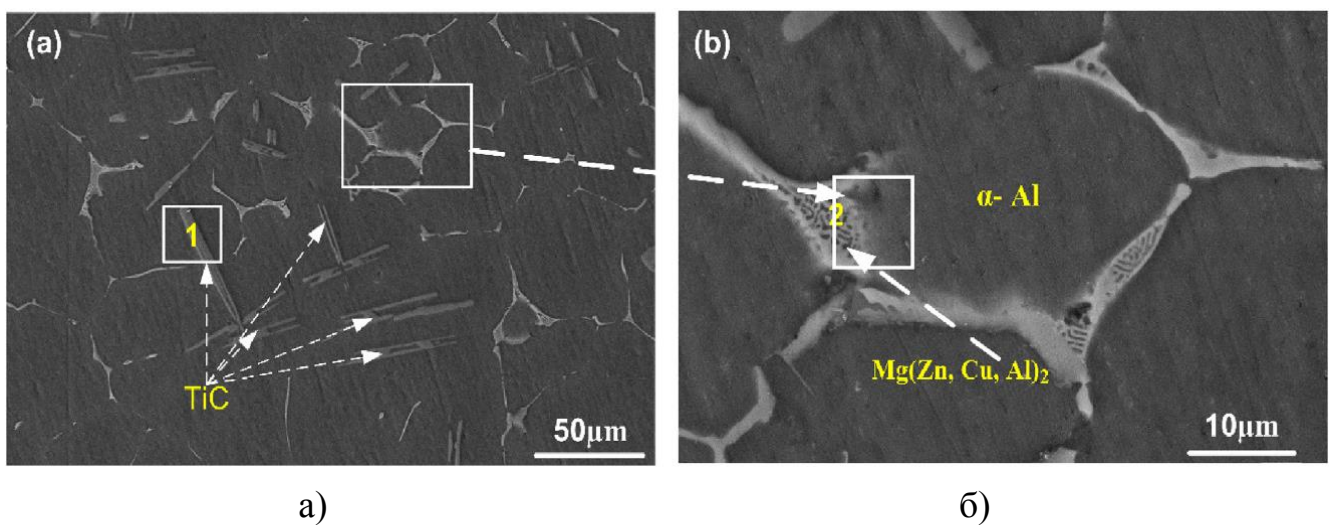


Table 2 – Tensile properties of Al-7079-TiC in situ MMCs.

Reinforcement, f_v (%)	Young's modulus, E (GPa)	Yield stress, σ_y (MPa)	Ultimate tensile strength, σ_{UTS} (MPa)	Fracture stress, σ_f (MPa)	Strain to failure, ϵ_f (%)	RA (%)	$\ln(A_o/A_f)$ (%)
0	70.17	154	232	228	3.38	6.4	6.8
5	84	194	251	249	3.06	5.9	6.2
7	92	213	265	261	2.66	5.44	5.8
9	101	244	292	288	2.27	5.01	5.4

f_v , reinforcement volume fraction (%); RA, reduction in area; $\ln(A_o/A_f)$, tensile ductility.

в)

Рисунок 1.7 – Микроструктура (а, б) и механические свойства композиционного материала 7079 - (5, 7, 9) масс.% TiC (в) [163]

Помимо основных фаз α -Al и TiC, в структуре фиксируются магнийсодержащие фазы типа $Mg(Zn,Cu,Al)_2$, при этом особо подчеркивается отсутствие фазы Al_3Ti . Полученная микроструктура способствует увеличению плотности дислокаций и повышению модуля упругости, пределов текучести и прочности, трещиностойкости, значения которых улучшаются с повышением доли карбидной фазы. Однако, при всех достоинствах представленного исследования, следует отметить, что образующиеся частицы карбида титана имеют стержнеобразную морфологию и отличаются существенными размерами (рисунок 1.7, а), что не является благоприятным фактором.

Приведенные исследования свидетельствуют о возможности получения АМКМ, армированных фазой карбида титана, в присутствии легирующих элементов как механическим замешиванием, так и методом СВС, при этом наличие карбидной фазы не является препятствием для формирования твердого раствора или выделения характерных для основ упрочняющих фаз ($CuAl_2$, $MgZn_2$ и др.). Однако проблемы формирования побочных интерметаллических фаз и повышения дисперсности фазы карбида титана в полной мере пока не решены.

1.3.3 Термическая обработка

Известно, что при легировании алюминиевых сплавов наибольший упрочняющий эффект достигается в результате последующей термической

обработки, и ее влияние на АМКМ, содержащие фазу карбида титана, также было предметом исследования ученых.

Одно из первых упоминаний о возможности термической обработки касалось не матричной основы, а влияние нагрева именно на саму карбидную фазу. Так, в работе 1970 г. [192] приводятся данные о том, что введение в алюминиевую матрицу диспергированной фазы TiC (способ получения не указан) приводит к незначительному повышению твердости, даже при увеличении содержания вплоть до 50%. Однако последующая выдержка при температуре 650°C позволяет повысить значения твердости с 60 до 110 HV для сплава с 13% TiC, с 55 до 150 HV для сплава с 16% TiC и с 80 до 610 HV для сплава с 50%TiC. Явление повышения твердости вызвано распадом TiC в алюминии с образованием фаз Al_3Ti (с размером частиц около 10 мкм) и Al_4C_3 (с размером около 2,5 мкм), равномерно распределенных в алюминиевой матрице.

Влияние термической обработки на карбидную фазу рассмотрено и в современной работе [193], где покрытие TiC/Al (в соотношении Al-TiC, равном 2:1) было синтезировано на подложке из сплава Ti-6Al-4V методом механического легирования и уже на этом этапе отмечается повышение микротвердости с 210 до 270 HV, а также показателей стойкости к износу и окислению. Затем был проведен отжиг при температуре 950°C в течение 4 ч. После термической обработки покрытие образовало двухслойную структуру, включающую внешний композитный слой TiC/Al и внутренний слой Al_3Ti , причем внешний слой потерял в значениях микротвердости и имел тенденцию отслаиваться как при трении, так и в процессе окисления. Тогда как внутренний слой более, чем в 5 раз превышал значения микротвердости внешнего слоя (до 500 HV) и обладал хорошей износостойкостью, однако, в процессе длительного окисления, обладал большей склонностью к образованию микродефектов по сравнению с исходным покрытием. Таким образом, очевидно, что длительная термическая обработка композитов на чистой алюминиевой основе может приводить лишь к деградации карбидной фазы с образованием твердых, но хрупких интерметаллических фаз и проводить ее нецелесообразно.

Применительно к термической обработке легированных АМКМ, армированных фазой карбида титана, в РФ, к сожалению, исследований не проводилось. Однако, есть примеры работ на композитах, армированных фазой карбида кремния, которые также могут быть полезны для изучения. Например, в работе [20] механическим замешиванием получены композиционные материалы АМг1 - 2,5(5) масс.% SiC, Д16 - 2,5(5) масс.% SiC и др. (размер частиц 28 мкм), которые далее были подвергнуты термической обработке. Установлено, что, хотя исходный сплав АМг1 относится к термически не упрочняемым и традиционно подвергается лишь отжигу после деформационного упрочнения, композит АМг1-2,5% SiC после закалки с 550°C и последующего старения при 160°C в течение 30 мин демонстрирует повышение твердости с 750-870 до 1040-1200 НВ, что свидетельствует о качественно новых принципах структурообразования в присутствии армирующей фазы. Образцы композита на основе термически упрочняемого сплава Д16 после проведения рекомендованной для него термообработки (выдержка, закалка с температур 495-500°C и старение при температурах 160-170°C 30 мин) содержали фазы CuAl_2 , Al_2CuMg , Mg_2Si и также показали повышение твердости: Д16 - 2,5% SiC с 32,5 до 61 HRB, Д16 - 5%SiC – с 37 до 66 HRB.

В работе [127] литейный сплав АК12М2МгН подвергался комплексному армированию: для формирования эндогенных (in-situ) интерметаллических фаз (Al_3Ti , Al_3Ni) вводили порошки Ti и Ni, а в качестве экзогенных (ex-situ) упрочнителей применялись частицы SiC (40 нм и 14 мкм) и Al_2O_3 (15 нм) в количестве 0,1 масс.%. Отливки композитов подвергали термообработке по режимам, рекомендованным для матричного сплава (выдержка при 515°C в течение 5-7 ч, закалка в воде, старение при 210°C в течение 10-12 ч), что привело к повышению твердости образцов на 110-160 МПа при 20°C и на 60-80 МПа при 300°C.

В исследовании [18] методом механического замешивания в жидко-твердый расплав были получены композиты составов АК9ч-(10-20) 06.% SiC и АК12ММгН-(10-20) 06.% SiC (размер частиц 5-10 мкм). Однако первоначально полученные

литые образцы оказались не пригодны для получения фасонных отливок из-за наличия большого количества дефектов структуры (агломераты, пористость). Для их устранения было проведено горячее изостатическое прессование с последующей термической обработкой по режиму Т6 (закалка и искусственное старение), что привело к существенному улучшению механических свойств, особенно при повышенных температурах, и значительному снижению пористости. Однако этот метод сравнительно трудоемкий и дорогостоящий, поэтому рекомендован автором только для обработки крупных отливок. А для мелких изделий было изучено влияние метода жидкой штамповки с давлением прессования 130 МПа, также с последующей закалкой и искусственным старением. В этом случае существенно снизить пористость не удалось, однако механические свойства практически не отличались от показателей, полученных в результате прессования. Кроме этого, в данной работе было изучено влияние режима термической обработки Т1 (старение после литья) и установлено, что для композита АК9ч -15 об.% SiC максимальная твердость, составляющая 96 НВ, достигается после выдержки при температурах 170-180°C в течение 3-6 ч, а для образца АК12ММрН - 15 об.% SiC характерно два максимума твердости: при 160°C, 2-6 ч (136 НВ) и при 200°C, 1-4 ч (132 НВ). Но в обоих случаях максимумы твердости сдвинуты в область меньших времен по сравнению с матричным сплавом. Такое ускорение старения объясняется тем, что наличие частиц SiC способствует повышению плотности дислокаций в матрице после закалки из-за релаксации термических напряжений, возникающих из-за большой разницы в ТКЛР фаз α -Al и SiC. Кроме того, дислокационные скопления вокруг частиц SiC могут служить местами гетерогенного зарождения фаз - упрочнителей при старении и тем самым ускоряют процессы распада пересыщенного твердого раствора. Также предполагается, что при закалке вокруг частиц фазы SiC образуются и накапливаются упругие напряжения, которые вызывают ускоренную диффузию атомов легирующих элементов в матрице и способствуют ускоренному образованию и росту фаз-упрочнителей при старении.

В исследовании [194] композит на основе литейного сплава А359 (система Al-Si-Mg), армированный 15 масс.% SiC (30-45 мкм), Si₃N₄ (3-5 мкм) или AlN (30-45 мкм), подвергался выдержке при температуре 538°C в течение 8 ч, закалке в кипящую воду и искусственному старению при 155°C. Выявлено, что в ходе старения последовательно выделяются и растворяются когерентные (кластеры Si/Mg, зоны ГП) и полукogerентные (β'' -фаза и β' -фаза) матрице частицы, что приводит к существенному повышению твердости. Достижение максимума на кинетической кривой старения достигается для матричного сплава в течение 12 ч, а для композитов с фазами SiC, Si₃N₄, AlN - в течение 3, 4 и 5 ч соответственно. Ускорение процесса старения автор также связывает с существенным повышением плотности дислокаций в композитах и с различием модулей матрицы и армирующей фазы.

В обзорной публикации [195] рассматриваются механизмы фазовых превращений и обобщаются особенности взаимодействия на границе раздела матрица-наполнитель в ходе термической обработки композиционных материалов систем Al-Cu-Mg-SiC, Al-Mg-Si-Cu-SiC, Al-Zn-Mg-Cu-SiC и Al-Mg-Si-Cu-B₄C. По результатам проведенного анализа авторы делают вывод, что у композиционных материалов скорость структурных превращений в ходе старения отличается от исходных алюминиевых сплавов, а также может наблюдаться изменение последовательности стадий дисперсионного упрочнения и конечного фазового состава, при этом в композитах максимальные прочностные показатели достигаются быстрее. Но при этом общее упрочнение композиционных материалов может быть меньшим, чем ожидается от сложения дисперсионного упрочнения матричного алюминиевого сплава при термообработке на максимальную прочность по режиму Т6 и дисперсного упрочнения матрицы армирующими частицами.

По результатам анализа отечественных публикаций можно заключить, что проведение термической обработки дисперсно армированных композиционных материалов, синтезированных на легированных основах, позволяет варьировать их конечными свойствами и потому является важным направлением для будущих

исследований. Но также очевидно, что пока исследована только небольшая часть этого направления: в качестве матрицы выбираются преимущественно силумины, в качестве способа производства – механическое замешивание, в качестве армирующей фазы – карбид кремния.

Вместе с тем, известны зарубежные публикации по термической обработке легированных АМКМ, в том числе и армированных именно дисперсной фазой карбида титана [50, 51, 141, 143, 148, 163, 187, 188, 190, 196-200].

Предсказуемо, наибольший интерес исследователей в качестве основы вызывают термически упрочняемые сплавы системы Al-Cu, близкие по составу к отечественным сплавам типа АМ5, АМ4,5Кд, Д16 и т.п. В исследовании китайских авторов [141] полученные предварительно методом СВС заготовки из шихты титана и углерода с добавлением 10 или 35% порошка алюминия вводились в расплав Al - 4,5 масс.% Cu с последующей термической обработкой (выдержка при 535°C 9 ч, закалка, старение при 170°C 5 ч). Вместе с ожидаемой фазой CuAl_2 , ввиду избытка алюминия в шихте, фиксировалась фаза Al_3Ti , которая, как показано в данной работе, негативно влияет на свойства композитов, т.к. если при избытке 10% Al $\sigma_{\text{в}} = 411,62$ МПа, $\delta = 12,3\%$, то для образца с 35%Al - $\sigma_{\text{в}} = 394,03$ МПа, $\delta = 8,3\%$.

О преимуществах армирования высокодисперсной фазой TiC в сочетании с термообработкой также свидетельствуют данные работы [199], где в расплав Al - 4,5%Cu вводили приготовленную методом СВС литую лигатуру Al-5%TiC со средним размером частиц 190,9 нм из расчета получения 0,1; 0,3; 0,5; 1 и 2 масс.% TiC, после чего следовала термообработка Т6 (выдержка при 515°C 12 ч, закалка, старение при 170°C 4 ч). Результатом стало изменение дендритной микроструктуры композита на округлую равноосную и уменьшение среднего размера матричного зерна с 490 до 43 мкм, а также увеличение и прочностных, и пластических характеристик. Так, на образце, включающем 0,5 масс.% TiC, $\sigma_{\text{т}} = 212$ МПа, $\sigma_{\text{в}} = 338$ МПа, $\delta = 23,7\%$, а на матричном сплаве эти показатели составляли 162 МПа, 271 МПа и 9,8% соответственно. По аналогичной методике были проведены исследования в работе [179], где введение 0,8 масс.% TiC с размерами

50-100 нм и термообработкой Т6 позволяет повысить прочность при растяжении с 485 МПа до 573 МПа и относительное удлинение с 6,6% до 12,4%. В исследовании [200], где ввод 0,5 масс.% наночастиц TiC и проведение термообработки Т6 приводит к росту прочности на 50, 32 и 49 МПа соответственно в литом, закаленном состоянии и после старения, также отмечается повышение трещиностойкости (K_{Ic}) с 57,9 до 81,6 МПа·м^{1/2} и вязкости разрушения (λ_{wof}) с 6,7 до 17,1 Дж после закалки и старения. Такой комплекс характеристик, по мнению авторов, обусловлен измельчением матричного зерна, более значительным выделением и большей дисперсностью θ -фазы (CuAl₂), упрочнением по механизму Орована и возникновением дополнительных дислокаций за счет несовпадения коэффициентов ТКЛР матрицы и карбидной фазы.

Преимущество армирования высокодисперсной фазой карбида титана в сочетании с термообработкой также подтверждено в исследовании [51], где проведено сравнение свойств АМКМ, полученных на матричной основе, включающей 5% Cu, 0,45% Mn, 0,3% Ti, 0,2% Cd, 0,2% В путем механического замешивания 0,1-1,0 масс.% наноразмерных частиц TiC и 1,0-5,0 масс.% микроразмерных TiC с последующей термической обработкой Т6 (выдержка при 538°C 12 ч, закалка и старение при 165°C 10 ч). Установлено, что относительная износостойкость наноразмерных материалов с содержанием 0,5 масс.% TiC на 83,5% выше, чем у матричного сплава Al-Cu при 180°C при 20 Н и на 16,5% выше, чем у композита с 5 масс.% микроразмерных частиц TiC.

Есть также примеры получения и термообработки АМКМ, полученных с применением метода СВС в расплаве. В исследовании [201] спрессованные заготовки из порошков титана, графита и алюминиевой пудры (50Al + 25Ti + 25C в ат.%) погружали в расплав сплава 2024 (система Al-Cu-Mg) при температурах 800-900°C, затем подвергали экструзии и термической обработке (выдержка при 490°C 1,5 ч, закалка, старение при 175°C 8 ч). В полученных образцах, включающих 5 и 10 об.% TiC, отмечается однородное распределение частиц TiC (0,5-1,0 мкм), при максимальном содержании которых достигаются значения $\sigma_T = 510$ МПа, $\sigma_B = 554$ МПа, $E = 92$ ГПа, что соответствует увеличению на 51, 30 и 31%

относительно матричного сплава. Похожа по исполнению работа [144], где методом СВС в составе сплава 2024 из порошковой шихты (Al, Ti, C, CuO) формировалось 6, 10 или 12 об.% высокодисперсной фазы карбида титана, затем проводились экструдирование, но выбран другой режим термообработки (отжиг при 400°C 20 ч, выдержка при 500°C 1 ч, закалка, старение при 190°C 8 ч). С увеличением доли армирующей фазы до 12% отмечается уменьшение пористости и увеличение плотности с 2,86 до 3,02%, а также увеличение σ_T с 326 до 404 МПа, σ_B - с 442 до 461 МПа и E – с 80,9 до 93 ГПа.

В качестве основы для АМКМ исследовалась также термически упрочняемая система Al-Mg-Si, на базе которой созданы отечественные сплавы серий АД и АВ. В работе [185] сначала методом СВС в реакторе из исходных порошков диоксида титана и графита синтезируется фаза TiC (30-90 мкм), а затем она вводится в состав сплава 6063 из расчета 5 об.%. Далее исходный сплав и полученный композит были подвергнуты обработке Т6 (выдержка при 530°C 3 ч, закалка, старение при 175°C), по результатам которой показано ускорение кинетики старения, поскольку образец композита достиг значения твердости 78 HRB после 2-4 ч старения, а образец основы – только 65 HRB за 6-8 ч. Важно отметить, что для композитов этой системы, изготовленных твердофазным способом, могут быть получены и другие результаты. К примеру, в работе [189] было исследовано поведение при старении полученного спеканием композиционного материала на основе сплава 6061, включающего дисперсные частицы Y_2O_3 и TiC. После проведения рекомендованного для матричного сплава режима термической обработки Т6 (выдержка при 550°C 2 ч, закалка, старение при 160°C) установлено, что наличие керамических частиц препятствует формированию зон Гинье-Престона в алюминиевой матрице, в результате чего твердость сплава 6061, равная 123 HV, достигается через 18 ч старения, а максимальная твердость композита 6061-TiC, через 8 ч старения, составляет не более 75,8 HV. Но, принимая во внимание эти результаты, все же следует подчеркнуть, что для композиционных материалов, полученных жидкофазными методами, факт снижения твердости после

термообработки не встречался ни в одном исследовании, что еще раз подтверждает целесообразность их использования.

Еще одна группа исследований проведена на основе системы Al-Zn-Mg, соответствующей отечественным высокопрочным сплавам типа В95. В публикации [187] показано, что механическое замешивание 8 масс.% TiC (2 мкм) в состав сплава 7075 и термическая обработка Т6 (выдержка при 450°C 2 ч, закалка, старение при 121°C 24 ч) приводят к повышению σ_b с 400 до 600 МПа, твердости - со 110 до 200 HV и значительному росту трибологических характеристик [202].

По результатам приведенных исследований можно заключить, что совместное армирование дисперсной фазой карбида титана, легирование матричной основы и проведение термической обработки позволяют реализовать одновременно дисперсное и дисперсионное упрочнение в составе композиционных материалов, однако скорость образования, количество, размер и характер распределения выделяющихся в присутствии частиц карбида титана интерметаллических фаз могут изменяться, что оказывает прямое влияние на формируемый комплекс конечных свойств.

1.3.4 Технологические приемы повышения качества отливок

При изготовлении литых АМКМ, помимо вида и дисперсности армирующей фазы, важное влияние на качество отливок оказывает целый ряд параметров: формируемый уровень межфазной связи на границах раздела, равномерность распределения армирующей фазы, наличие в расплаве примесей и др. И не всегда эти вопросы могут быть решены исключительно за счет правильного выбора шихтовых и легирующих элементов или режимов термической обработки. Анализ публикаций показал, что исследователями разработаны и применяются некоторые другие приемы повышения качества АМКМ, которые можно обобщить, классифицировать и рекомендовать к использованию.

1. Применение предварительной механической активации порошковых компонентов шихты. Этот прием хорошо себя зарекомендовал для классического СВС соединения карбида титана [203] и, в частности, в работе [204] показана

прямая зависимость СВС-параметров, например, скорости горения, от времени предварительной активации в шаровой мельнице, приводящей к повышению относительной плотности консолидированного тугоплавкого продукта до 93-95% и уменьшению среднего размера зерен TiC. С целью увеличения выхода продуктов реакций СВС, проводимых в расплаве, в исследовании [205] также рекомендуется механоактивация порошковых прекурсоров длительностью не менее 45 мин.

2. Применение механических и физических методов воздействия на расплав с целью активизации процессов. Простейшими и наиболее доступными приемами являются механическое перемешивание расплава, которое может осуществляться посредством импеллера [206]; применением графитного замешивателя, вращение которого формирует на поверхности металла воронку, увлекающую частицы наполнителя с поверхности расплавленного металла в его объем, и тем самым способствует их равномерному распределению [207]; использованием специально разработанной установки для ввода нанодисперсных частиц в расплав алюминия, где их распределение обеспечивается за счет барботажа транспортируемого газа (азот, аргон и др.) и вращения лопастного винта [208].

Но для более существенного эффекта рекомендован ряд физических воздействий на расплав, применение которых возможно на всех стадиях производства АМКМ (таблица 1.4) [209, 210]. Суть методов тепловой обработки заключается в варьировании режимов нагрева, изотермической выдержки и охлаждения с целью вывода оптимальных параметров на основании изменения физических свойств расплава (вязкость, плотность, поверхностное натяжение, электросопротивление). Электромагнитные воздействия основаны на том, что под влиянием физических полей на кристаллизующийся расплав существенно изменяются силы межатомного взаимодействия, определяющие качество литого продукта, а кавитационные методы подразумевают воздействие волнами различной природы на расплав, что позволяет увеличить диффузионную активность атомов и предупредить образование их скоплений в виде агломератов [211, 212].

Таблица 1.4 – Классификация физических методов воздействия на расплавы [210]

Физические воздействия	Состояние расплава (стадия технологического процесса)		
	Плавка	Заливка	Кристаллизация
Тепловые	Термовременная обработка	—	—
	Термоскоростная обработка		
Электромагнитные	Обработка магнитным полем	Обработка магнитным полем	Обработка магнитным полем
	Облучение наносекундными электромагнитными импульсами	Обработка электрическим током	Обработка электрическим током
	Магнитогидродинамическое перемешивание		
Кавитационные	Ультразвуковая обработка	Ультразвуковая обработка	Ультразвуковая обработка
	Акустическая обработка	Вибрационная обработка	Вибрационная обработка

Применение физических воздействий является широко применяемым приемом, который способствует повышению смачиваемости, равномерности распределения армирующей фазы и стабильности получаемых механических характеристик. Наиболее часто сообщается об использовании ультразвукового воздействия [158, 213-216] и магнитно-импульсной обработки [206, 217, 218].

3. Нанесение покрытий на частицы армирующей фазы или их ввод в расплав в сопровождении порошков-носителей с целью предотвращения их деградации или повышения смачиваемости [100]. Например, сообщается об эффективности покрытия нанодисперсных частиц TiC никелем для их успешного ввода в расплав алюминия [179] или комплексного покрытия из карбонильных металлов железа, никеля и молибдена (70TiC - 23Fe - 6Ni - 1Mo, масс.%) [90].

4. Введение реакционно-активных добавок в состав матричного расплава. Этот прием очень близок к традиционному легированию, но, как правило, в данном случае количество дополнительно введенного элемента или соединения не превышает 1%, поэтому его присутствие не может оказать значительного упрочняющего эффекта за счет образования твердых растворов или вторых фаз. Их положительное воздействие достигается либо за счет протекания химических реакций с присутствующими в расплаве окислами и последующим удалением продуктов, либо за счет сегрегации атомов на границах раздела, что приводит к уменьшению поверхностного натяжения и активизации процессов взаимодействия.

Чаще всего сообщается об эффективности добавок: Mg [219, 220], Mo [221], Ca, Li, Na [24], Li, Sr [130, 222], CuO [143, 223], (Co+C) [224] и др.

5. Прессование шихтовых заготовок и пластическое деформирование литых продуктов. Об эффективности этих операций сообщается во многих исследованиях [20, 88, 110, 146, 225, 226], и, к примеру, в публикации [226] сравнивается влияние плотности прессованных заготовок из порошков алюминия (40 мкм), титана (20 мкм) и графита (8-10 мкм) на полноту реакции СВС в расплаве алюминия. Результаты показывают, что при плотности заготовки ниже 68% от теоретической плотности реакция отсутствует, тогда как при увеличении плотности до уровня 75-80% в расплаве алюминия наблюдается реакция теплового взрыва, приводящая к полноценному синтезу и равномерному распределению частиц карбидной фазы. А в работе [110] проведен сравнительный анализ механических характеристик образцов композиционного материала Al - (3, 5, 10) масс.% TiC сразу после литья и после операций обработки давлением в видековки или проката. Установлено, что при любой массовой доле армирующей фазы пластическое деформирование обоих видов способствует снижению размеров агломератов и повышению равномерности распределения карбидных частиц, что в результате приводит к значительному росту прочностных характеристик.

6. Рафинирование расплавов. Рафинирование или очистка расплавов от взвешенных неметаллических включений и водорода может осуществляться рядом способов: продувка инертными (аргон, азот) или активными (хлор) газами; выдержка в вакууме; фильтрование; обработка хлоридами (хлористый марганец, цинк, титан, углерод) или флюсами.

Последний способ – обработка флюсами – является наиболее экономичным и одновременно достаточно эффективным, поэтому получил наибольшее распространение. Флюсы, наряду с определенными химическими свойствами (инертность по отношению к газам печной атмосферы, к футеровке, к металлам, образующим сплав) должны обеспечивать высокую степень смачиваемости вводимых компонентов и присутствующих включений, а также уступать по

плотности алюминию, чтобы адсорбируемые и растворяющиеся в них примеси концентрировались в верхних слоях расплава, откуда их легко удалить [23, 227].

В ходе реализации процессов СВС фазы карбида титана в расплаве в качестве флюсов наиболее часто используются соединения: Na_3AlF_6 [228], смесь ($\text{KBF}_4 + \text{K}_3\text{AlF}_6$) [182], K_2TiF_6 [229], смесь ($\text{KAlF}_4 + \text{K}_3\text{AlF}_6$), соответствующая эвтектическому составу 45 моль AlF_3 в системе $\text{KF}-\text{AlF}_3$ [178] и др. В работе [230] проведено сравнительное исследование влияние флюсов Na_3AlF_6 и K_2TiF_6 , вводимых по 10 об.%, на характер распределения замешиваемых частиц TiC размером 40 мкм в расплав чистого алюминия и в расплав состава $\text{Al} - 3 \text{ масс.}\% \text{ Mg}$. Установлено, что введение обоих флюсов повышает смачиваемость упрочняющих частиц и улучшает их распределение в матрице. И, хотя добавка реакционно-активного магния к расплаву алюминия также оказывает положительное влияние, наибольший вклад в укрепление адгезионной межфазной связи, по мнению авторов, вносят именно флюсовые компоненты.

1.4 Применение композиционных материалов системы Al-TiC

АМКМ, армированные дисперсными карбидными фазами и обладающие уникальным комплексом свойств, находят применение преимущественно за рубежом в авиа-, машино-, судостроении [9, 40, 59, 231, 232 и др.] в качестве материалов с повышенными показателями прочности и износостойкости.

В настоящем исследовании проведен анализ опубликованных исследовательских работ и достигнутых на данный момент значений механических и трибологических характеристик композитов, дисперсно армированных только фазой карбида титана и полученных жидкофазными способами *ex-situ* и *in-situ* (таблица 1.5).

Таблица 1.5 – Механические и трибологические характеристики АМКМ системы Al-TiC, изготовленных жидкофазными методами

Автор Матричный сплав (аналог в РФ) Метод получения Вид термической обработки Дисперсность и количество TiC (%)	Значения механических и трибологических свойств
РФ	
Калашников И.Е. [90] АК12М2МгН Ex-situ; без термической обработки TiC (40 мкм); 10 масс.%	При удельной нагрузке $F_n = 0,7$ МПа: $I_v = 1,3 \cdot 10^{-4}$ мм ³ /м, коэффициент стабильности трения $\alpha_{ст} = 0,96$
Михеев Р.С. [93] АК12М2МгН Ex-situ; без термической обработки TiC (40-100 мкм); 10 масс.%	При сжатии: $\sigma_{пл} = 220$ МПа, $\sigma_T = 293$ МПа, $\sigma_B = 470$ МПа, $E = 69,02$ ГПа, $\delta = 12,65\%$ При удельной нагрузке $F_n = 0,7$ МПа: $f = 0,52$; $\alpha_{ст} = 0,92$; $I_v = 6,77 \cdot 10^{-3}$ мм ³ /м; $K = 1,05 \cdot 10^{-4}$
Китай	
Ma M.Z. [201] 2024 (Д16) In-situ (CBC); T6 TiC (0,5 мкм); 15 масс.%	$\sigma_T = 510$ МПа, $\sigma_B = 554$ МПа, $E = 92$ ГПа
Liang Y.F. и др. [141] Al-4,5%Cu (AM5) In-situ (CBC); T6 TiC (2-3 мкм)	$\sigma_B = 411$ МПа, $\delta = 12,3\%$
Zhou D.S. и др. [179] Al-5%Cu (AM5) Ex-situ; T6 TiC (50-100 нм); 0,8 масс.%	$\sigma_B = 573$ МПа, $\delta = 12,4\%$
Zhou D.S. и др. [50] Al-5%Cu (AM5) Ex-situ; T6 TiC (≤ 100 нм); 0,5 масс.%	$\sigma_B = 540$ МПа, $\delta = 19\%$

Продолжение таблицы 1.5

Zhang M. и др. [183] Al-Si In-situ (CBC); без термической обработки	При нагрузке N=100 Н: износ 12 мг
Zhang Q. и др. [200] Al-5%Cu (AM5) Ex-situ; T6 TiC (≤ 100 нм); 0,5 масс.%	$\sigma_T = 361$ МПа, $\sigma_B = 512$ МПа, $\delta = 16,8\%$ $K_j = 81,6$ МПа $\cdot$ м ^{1/2} ; $\lambda = 17,1$ Дж
Wang L. и др. [188] 2009 (Al-4%Cu-1%Mg) In-situ (CBC); T4 TiC (≤ 100 нм); 9 об.%	При 493 К: $\sigma_T = 259$ МПа, $\sigma_B = 348$ МПа, $\delta = 14,1\%$ При 573 К: $\sigma_T = 139$ МПа, $\sigma_B = 157$ МПа, $\delta = 17,2\%$
Yang H. и др. [233] 2024 (D16) Ex-situ; T6 TiC (107 нм); 1,5 масс.%	При 25°C: $\sigma_T = 370$ МПа, $\sigma_B = 392$ МПа, $\delta = 1,5\%$ При 350°C: $\sigma_T = 142$ МПа, $\sigma_B = 151$ МПа, $\delta = 7,1\%$
Ge Y. и др. [199] Al-4,5%Cu (AM5) Ex-situ; без термической обработки TiC (190,9 нм); 0,5 масс.%	$\sigma_T = 212$ МПа, $\sigma_B = 388$ МПа, $\delta = 33,7\%$
Peng H. и др. [234] Al-5,5%Cu (AM5) In-situ (CBC); T6 TiC+TiB ₂ (≤ 100 нм); 0,3 масс.%	При 25°C: $\sigma_T = 504$ МПа, $\sigma_B = 553$ МПа, $\delta = 6,8\%$ При 220°C: $\sigma_T = 200$ МПа, $\sigma_B = 268$ МПа, $\delta = 3,5\%$
Xi H. и др. [235] Al-7%Si-0,35%Mg (AK7) Ex-situ; без термической обработки TiC (≤ 100 нм); 0,3 масс.%	$\sigma_T = 240$ МПа, $\sigma_B = 315$ МПа, $\delta = 16,3\%$

Индия	
Tyagi R. [236] Al-Si In-situ (CBC); без термической обработки TiC 18 об.%	$\sigma_B = 142$ МПа, HV = 57, $\delta = 14\%$ При нагрузке N=24,5H: f=0,45
Kumar A. и др. [148] Al-4,5%Cu (AM5) In-situ (CBC); без термической обработки TiC (0,1-0,8 мкм); 10 масс.%	$\sigma_T = 87$ МПа, $\sigma_B = 147$ МПа, HV = 94
Rao V. и др. [187] 7075 (B95) Ex-situ; T6 TiC (2 мкм); 8 масс.%	$\sigma_B = 600$ МПа, HV = 202, $\delta = 7,1\%$ f=0,24
Reddy P. V. и др. [191] 6063 (AД31) Ex-situ; без термической обработки TiC 15 масс.%	$\sigma_B = 144$ МПа, $\delta = 5\%$, HV=99,6, При нагрузке N=30H: f=0,55
Anilkumar V. и др. [237] A356 (AK7) Ex-situ; T6 TiC (33-35 мкм); 10 масс.%	При нагрузке N= 30H: $V_{изн.} = 1,12 \cdot 10^{-4} \text{ мм}^3/\text{H} \cdot \text{м}$
Joiet J. и др. [238] A356 (AK7) Ex-situ; T6 TiC (35 мкм); 10 масс.%	HV = 132
Prasad S. K. [239] 7075 (B95) Ex-situ; без термической обработки TiC (70-80 мкм); 6 масс.%	$\sigma_T = 241$ МПа, $\sigma_B = 275$ МПа, $\delta = 11\%$, HV = 90

США	
Tong X.C. и др. [138] Al-Si In-situ (CBC); отжиг 913 К TiC (0,7 мкм); 15 об.%	$\sigma_T = 152$ МПа, $\sigma_B = 210$ МПа, $\delta = 2,3\%$
Израиль	
Borodianskiy K. [240] A356 (AK7) Ex-situ; T6 TiC (≤ 100 нм); 0,03 масс.%	$\sigma_T = 226$ МПа, $\sigma_B = 310$ МПа, $\delta = 9\%$
Египет	
Abdel A.M. и др. [185] 6063 (АД31) In-situ (CBC); T6 5 об.% TiC (3-20 мкм) + 5 об.% Al ₂ O ₃ (30-90 мкм)	HV=75, При нагрузке N=15Н: износ $25 \cdot 10^{-4}$ г
Турция	
Kaftelen H. и др. [178] Al-4%Cu (AM5) In-situ (CBC); T6 TiC (2,9 мкм); 10 масс.%	Твердость 0,97 ГПа

Анализ публикаций, приведенных в таблице 1.5, показывает, что исследования по армированию фазой карбида титана проводятся на матрицах деформируемых (Al-Cu-Mg, Al-Mg-Si, Al-Zn-Mg) и литейных (Al-Cu, Al-Si) систем, и все авторы отмечают улучшение исходных показателей прочности, твердости, износостойкости, что дает основание рекомендовать полученные композиты к использованию для изготовления изделий, работающих в узлах трибосопряжений [241]. И в РФ также имеются первые примеры их внедрения для изготовления втулок радиальных пар трения [90]; вкладышей подшипников; втулок направляющих систем перемещения и центробежных насосов; наплавочных покрытий на биметаллических подшипниках [93]; подвижных сопряжений

механизмов и машин (пара трения подшипник скольжения – вал) [242]. Однако все приведенные примеры выполнены механическим замешиванием частиц карбида титана микронных размеров и пока носят опытно-экспериментальный характер. Хотя, как было показано выше, освоение методик *in-situ* с армированием карбидной фазой высокой дисперсности позволит в значительной степени расширить функциональные возможности АМКМ и потому развитие этого направления следует считать важной научно-технической проблемой.

1.5 Выводы по разделу, постановка цели и задач работы

Проведенный анализ состояния вопроса показал, что армирование алюминия и его сплавов высококомодульными карбидными фазами позволяет существенно повысить механические и трибологические свойства матричных основ, что обуславливает перспективность развития данного направления материаловедения. Однако в настоящее время широкое промышленное производство находят лишь композиты, полученные методом механического замешивания фазы карбида кремния микронных размеров, и сосредоточено оно преимущественно в США и странах Западной Европы. Вместе с тем, проводимые ведущими учеными многих стран исследования показывают, что более перспективной является разработка алюмоматричных композиционных материалов, армированных *in-situ* фазой карбида титана высокой дисперсности (≤ 1 мкм), позволяющей в значительно большей степени улучшать характеристики композитов. Исследования в этом направлении наиболее активно проводятся в Китае и Индии, что позволяет прогнозировать скорое внедрение в производство высокодисперсных АМКМ системы Al-TiC именно в странах Азии.

В РФ, а именно в Самарском государственном техническом университете, имеется собственная разработанная технология по применению *in-situ* метода самораспространяющегося высокотемпературного синтеза в расплаве алюминия для изготовления модифицирующих лигатур, отличающихся высокой дисперсностью формируемых керамических и интерметаллических фаз. Но, в соответствии с мировыми тенденциями, необходимо дальнейшее развитие

имеющейся технологии и получение перспективных композиционных материалов системы Al-TiC с армирующей фазой высокой дисперсности, которые могут найти применение для ответственных изделий конструкционного назначения. На этом основании была сформулирована цель настоящего исследования: 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 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.

2 МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ

2.1 Исходные материалы

Для проведения исследований по получению АМКМ системы Al-TiC использовались алюминий первичный и сплавы алюминия в виде чушек, а также порошковые материалы, изготовленные по требованиям соответствующих ГОСТ (таблицы 2.1-2.6).

Таблица 2.1 – Чушковые материалы

Система	Марка	ГОСТ (ТУ)
Алюминий	A7	ГОСТ 11069-2001
Алюминий-медь	АМ5	ГОСТ 1583-93
Алюминий-медь	АМ4,5Кд	ГОСТ 1583-93
Алюминий-магний	АМг2	ГОСТ 4784-2019
Алюминий-магний	АМг6	ГОСТ 4784-2019
Алюминий-кремний	АК7	ГОСТ 1583-93
Алюминий-кремний	АК10М2Н	ГОСТ 30620-98

Таблица 2.2 – Химический состав матричных сплавов

Сплав	Среднее содержание основных элементов, %							
	Cu	Mg	Mn	Si	Ti	Ni	Cd	Al
A7	0,01	-	-	0,15	0,01	-	-	Ост.
АМ5	4,9	0,05	0,8	0,3	0,2	0,1	-	Ост.
АМ4,5Кд	4,8	0,05	0,55	0,2	0,2	-	0,15	Ост.
АМг2	0,1	2,3	0,4	0,4	0,1	-	-	Ост.
АМг6	0,1	6,3	0,7	0,4	0,06	-	-	Ост.
АК7	1,5	0,4	0,4	7,0	-	0,3	-	Ост.
АК10М2Н	2,3	1,1	0,05	10,0	0,05	1,0	-	Ост.

Таблица 2.3 – Порошковые материалы

Компонент	Наименование порошка, марка	ГОСТ (ТУ)
Титан	Порошок титана мелкий, ПТМ-1	ТУ 14-22-57-92
	Порошок титана хлоридный, ПТХ6-1	ТУ 48-10-78-83
	Титановый порошок пористый, ТПП-7	ТУ 1791-449-05795388-99
Углерод	Активированный уголь, БАУ	ГОСТ 6217-74
	Активированный уголь, АГ-2	ГОСТ Р 56358-2015
	Коллоидный графит, С-1	ТУ 113-08-48-63-90
	Углерод технический, Т-900	ГОСТ 7885-86
	Углерод технический, П-701	ГОСТ 7885-86
	Многослойные углеродные нанотрубки, УНТ «Таунит»	ТУ 2166-001-02069289-2007
Алюминий	Порошок алюминиевый, ПА-4	ГОСТ 6058-2022
Медь	Порошок меди, ПМС-1	ГОСТ 4960-2009
Марганец	Марганец металлический, Мн95	ГОСТ 6008-90
Никель	Порошок никеля, ПНК-1	ГОСТ 9722-97
	Никеля закись, NiO	ГОСТ 17607-72
Флюс	Криолит искусственный технический, Na_3AlF_6	ГОСТ 10561-80
	Nocolok TM , $\text{K}_{1-3}\text{AlF}_{4-6}$	-
	Натрия гексафтортитанат, Na_2TiF_6	ТУ 6-09-01-425-77
	Калия гексафтортитанат, K_2TiF_6	ТУ 20.13.62-023-69886968-2017

Таблица 2.4 – Характеристики порошковых материалов

Порошки титана						
Марка	Содержание элементов, %				Размер частиц, мкм	$S_{уд}$, м ² /г
	Ti	N	Fe	Cl		
ПТМ-1	98,93	-	0,40	-	≤80	≤0,13
ПТХ-6-1	98,50	-	0,80	0,09	≤180	≤0,08
ТПП-7	97,95	0,5	1,1	0,4	≤280	≤0,06
Порошки углерода						
Марка	Содержание элементов, %			Морфология	Размер частиц, мм/мкм/нм	
	C	Зола	Летучие примеси			
БАУ	94	6	-	Осколочная	1,0-3,6 мм	
АГ-2	78-90	-	O + N = 4-19 H = 4-6	Чешуйчатая	1,5-2,8 мм	
С-1	99	1	-	Хлопьевидная	≤ 4,0 мкм	
Т-900	89-99	-	H = 0,3-0,5 O = 0,1-10,0 S = 0,1-1,1	Глобулярная дисперсная	250-350 нм	
П-701	98	-	Si, Fe = 0,7 S = 1,1	Глобулярная дисперсная	0,15 мкм	
УНТ	99	-	≤ 1	Цилиндрическая	D=20-50 нм, d=10-20 нм, l ≥ 2 мкм	
Порошок алюминия						
Марка	Содержание элементов, %				Размер частиц, мкм	
	Al	Fe	Si	Cu		
ПА-4	≥98,00	0,35	0,40	0,02	≤140	
Порошок меди						
Марка	Содержание элементов, %				Размер частиц, мкм	
	Cu	Pb	Sb	O		
ПМС-1	≥95,5	0,05	0,05	0,01	≤200	
Марганец металлический						
Марка	Содержание элементов, %				Размер частиц, мм	
	Mn	Si	C	P		
Мн95	95	1,8	0,2	0,007	50-150	
Порошок никеля						
Марка	Содержание элементов, %				Размер частиц, мкм	
	Ni	C	Co	Fe		
ПНК-1	99,9	0,009	0,001	0,0015	≤20	
Закись никеля						
Марка	Содержание элементов, %				Размер частиц, мм	
	NiO	Co	Cu	Fe		
Закись никеля	≥76,05	≤0,6	≤0,5	≤0,5	≤0,5	

Таблица 2.5 - Химический состав криолита технического искусственного, %

Криолит Na_3AlF_6	F	Al	Na	SiO_2	FeO	сульфаты	влага
	$\geq 54,00$	$\leq 19,00$	$\geq 22,00$	$\leq 0,90$	$\leq 0,08$	$\leq 1,00$	$\leq 0,05$

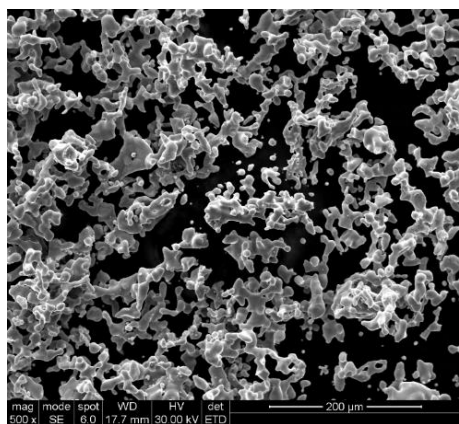
Флюс NocolokTM представляет собой белый порошок, состоящий из смеси солей KAlF_4 и KAlF_6 (обобщенная формула $\text{K}_{1-3}\text{AlF}_{4-6}$) производства компании Solvay Fluor GmbH (ФРГ, г. Ганновер). Содержание основного вещества – 99%. Температура плавления флюса - в диапазоне 560-577°C. Флюс не является гигроскопичным и отличается малой растворимостью в воде (0,2-0,4%), химически активен только в расплавленном состоянии. Размер частиц 2-50 мкм [243].

Таблица 2.6 – Химический состав титансодержащих флюсов

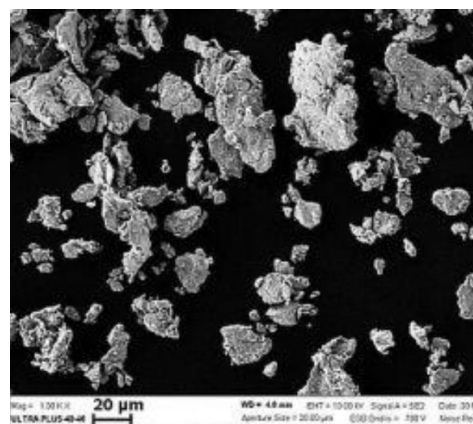
Состав	Чистота	Содержание элементов, %				Влажность
		Хлориды	Сульфаты	Тяжелые металлы	Флуосиликат	
Na_2TiF_6	$\geq 98,0$	$\leq 0,05$	$\leq 0,05$	$\leq 0,03$	-	-
K_2TiF_6	$\geq 99,0$	$\leq 0,05$	$\leq 0,01$	$\leq 0,01$	$\leq 0,2$	$\leq 0,05$

Согласно данным таблицы 2.4, промышленные марки порошков титана и углерода, использованные для проведения синтеза in-situ целевой фазы карбида титана, отличаются, в первую очередь, химическим и фракционным составом. Но, помимо этого, им свойственны морфологические особенности, обусловленные способом производства, и, например, порошки титана серии ПТМ, получаемые кальций-гидридным восстановлением диоксида титана, имеют форму частиц в виде слаборазветвленных дендритов со сглаженной поверхностью; порошки титана марки ПТХ, изготовленные измельчением и дегидрированием гидрида титана, характеризуются блочной формой и плотной структурой; порошки титана ТПП, образованные дроблением магнетермической титановой губки, состоят из более мелких частиц и обладают губчато-осколочной формой с развитой пористой поверхностью (рисунок 2.1) [149, 244]. Применявшиеся в исследованиях

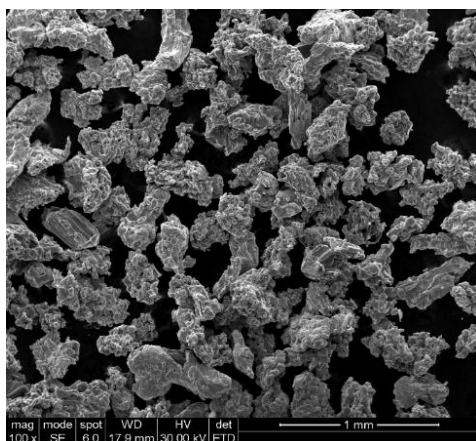
порошковые марки углерода также имеют существенные морфологические отличия (таблица 2.4, рисунок 2.2).



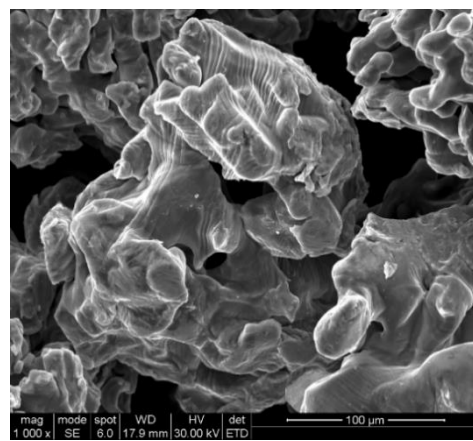
а)



б)



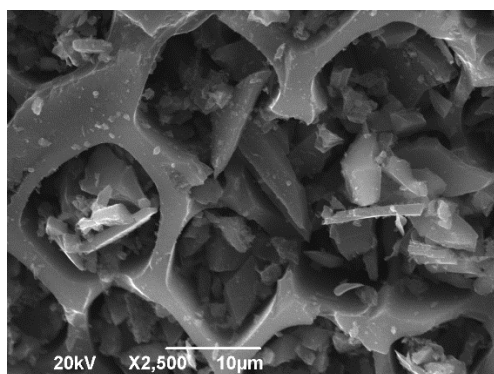
в)



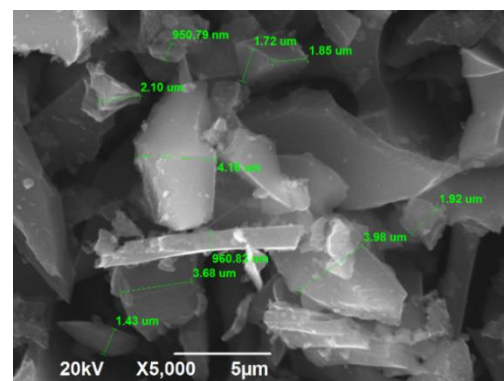
г)

Рисунок 2.1 – Морфология порошков титана:

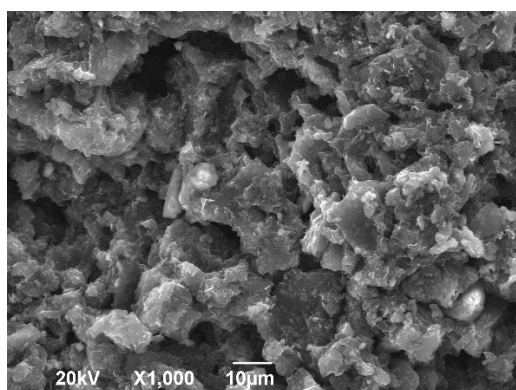
а) ПТМ-1; б) ПТХ-7-1 [244]; в, г) ТПП-7



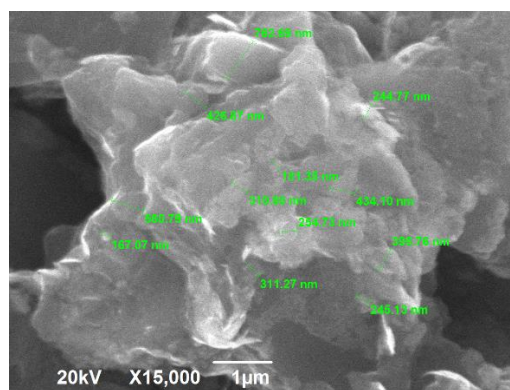
а)



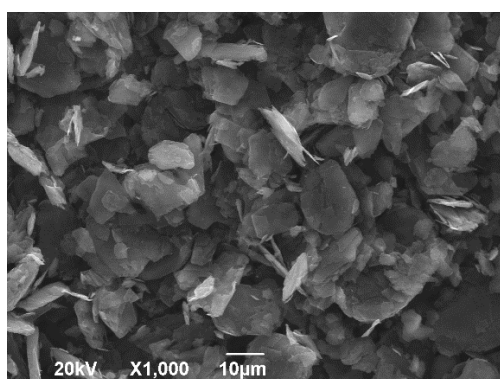
б)



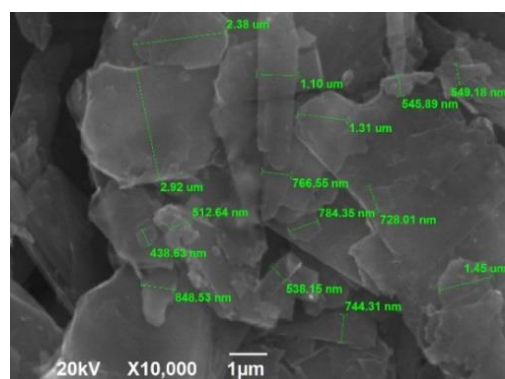
В)



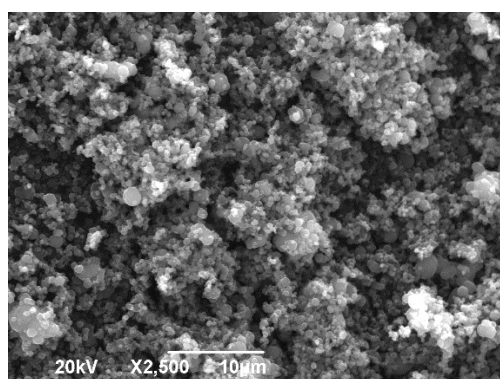
Г)



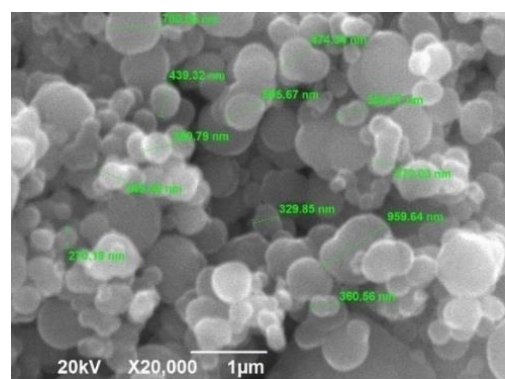
Д)



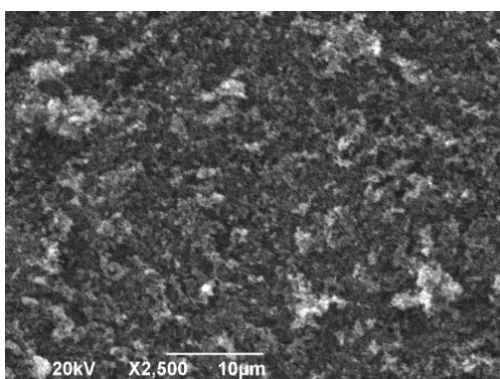
е)



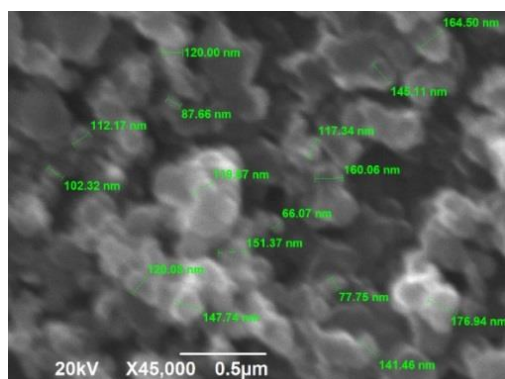
Ж)



З)



И)



К)

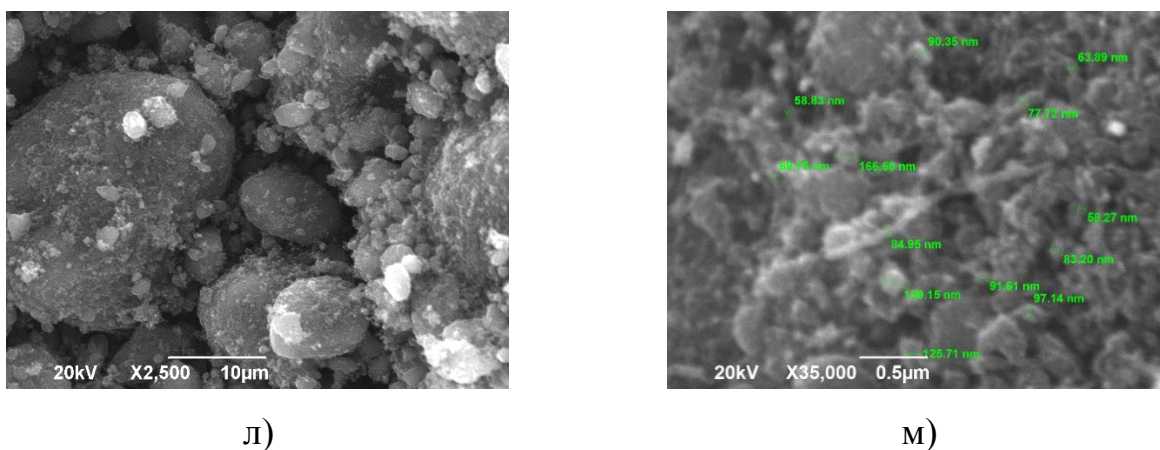


Рисунок 2.2 – Морфология порошков углерода: а, б) активированный уголь БАУ; в, г) активированный уголь АГ-2; д, е) коллоидный графит С-1; ж, з) технический углерод Т-900; и, к) технический углерод П-701; л, м) УНТ «Таунит»

2.2 Термодинамический анализ

Термодинамический анализ проводился с применением комплекса программ «Thermo», разработанного в Институте структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А.Г. Мержанова РАН (Московская область, г. Черноголовка) для проведения анализа термодинамического равновесия в многоэлементных гетерофазных системах и предназначенного для использования в задачах анализа возможного состава неорганических продуктов синтеза (конденсированных и газообразных) и адиабатической температуры горения систем [245, 246].

Расчет температур горения смеси различных элементов или соединений производился в предположении адиабатичности процесса, т.е. отсутствия теплотерь из зоны реакции для случая полного превращения реагентов. Основным условием для определения $T_{ад}$ принимается равенство энтальпий исходных реагентов (ΔH_R^0) при начальной температуре T_0 и конечных продуктов (ΔH_P^0) при температуре $T_{ад}$:

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

В простейшем случае образования одного продукта из элементов:

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

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

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

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

В настоящем исследовании программа «Thermo» использовалась для определения начальной температуры алюмоматричного расплава, обеспечивающей при введении порошков исходных реагентов (титан, углерод, флюс) полноценное прохождение реакции СВС с образованием целевой фазы карбида титана с минимизацией вероятности формирования побочных фаз Al_3Ti , Al_4C_3 , а также оценки развивающейся в ходе синтеза адиабатической температуры, необходимой для обеспечения смачиваемости карбидной фазы расплавом алюминия (>1400 К, согласно рисунку 1.2), но не превышающей существенно этот уровень для предотвращения коагуляции частиц.

2.3 Подготовка СВС-шихты

Исходные порошки титана, углерода и флюса предварительно просушивались при температуре 100-110°C в течение 2-3 ч в универсальном сушильном шкафу SNOL 67/350 с целью первичного удаления примесей, адсорбированных на их поверхности. Далее требуемое количество порошков взвешивалось на электронных весах ВЛЭ-250 4 класса точности по ГОСТ 24104-88. Смешивание, размол и механическая активация исходных порошков шихты проводились в шаровой мельнице барабанного типа с частотой оборота вала 150 об/мин в течение 1 ч. При необходимости, порошки исходных шихт просеивались через сито определенного размера на встряхивающей машине типа ВП-С/220. Базовый состав для

композиционного материала Al-10%TiC при массе плавки 200 г. составлял: 10% (20 г.) - шихтовая смесь из порошков титана и углерода, взятых в стехиометрическом соотношении 4:1; 180 г. - чушковый алюминий или сплав на его основе для приготовления матричного расплава. В зависимости от целей проводимых экспериментов, к составу порошковой смеси добавлялось разное количество флюсовых компонентов (таблица 2.3). Дозирование полученной шихты на порции (навески) осуществлялось в пакеты из алюминиевой фольги толщиной 50-100 мкм (ТУ 1811-005-53974937-2004). Количество формируемых навесок варьировалось от 3 до 10 в зависимости от массы плавки. Подготовка навесок шихты повышенной плотности осуществлялось на ручном гидрокпрессе с удельным давлением прессования 30,2 МПа при диаметре брикета 20 мм.

2.4 Проведение экспериментальных плавов

Основные экспериментальные плавки по проведению СВС в расплаве осуществлялись в тигельной высокотемпературной печи ПП 20/12 в графито-шамотном тигле типа ТГ-1 емкостью 300 г; при исследовании масштабного фактора плавки проводились в печи сопротивления СШОЛ-4 в тигле емкостью 10 кг. В тигле проводился нагрев технического алюминия или промышленного сплава до температуры 900°C для приготовления матричного расплава, после чего в него последовательно вводились предварительно подогретые до 100°C порции порошковой СВС-шихты. В плавках с добавлением легирующих элементов в виде металлических порошков, 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. Контроль и поддержание температуры расплава на заданном уровне осуществлялись с помощью вольфрам-рениевых (ТВР) и хромель-алюмелевых (ТХА) термопар, подсоединяемых к многоканальному видеографическому регистрирующему преобразователю «Сенсорика» Ш9329А. Диапазон измерения ТВР от 0°C до 2320°C и ТХА от -270°C до 1000°C.

Каждая навеска с шихтой выдерживалась под зеркалом расплава до начала СВС-реакции, о прохождении которой судили по искрообразованию и газовыделению. Во время реакции расплав тщательно перемешивался. Каждую последующую навеску вводили после окончания предыдущей СВС-реакции. Время ввода всех навесок составляло в большинстве случаев 2-4 мин. Время выдержки расплава после ввода всех навесок при включенной печи составляло 5 мин. Общее время с момента ввода первой навески до заливки расплава составляло 9-10 мин. Перед началом разливки с поверхности расплава снимали шлак и тщательно перемешивали. Разливка осуществлялась в стальной кокиль высотой 170 мм и диаметром цилиндрического отверстия 20 мм, со скоростью охлаждения в пределах $50-65^{\circ}\text{C}/\text{с}$ [48]. После окончания процесса кристаллизации полученная отливка извлекалась из кокиля и подвергалась разрушению с последующей визуальной оценкой макроизлома. Общая схема получения композиционных материалов Al-TiC методом СВС в расплаве представлена на рисунке 2.3, на ее основе был разработан технологический процесс (Приложение А).



Рисунок 2.3 - Общая схема изготовления композиционных материалов системы Al-TiC методом СВС в расплаве

Для оценки интенсивности синтеза фиксировались СВС- и технологические параметры: 1) максимальная температура расплава, достигаемая при проведении СВС-реакции ($T_{\max}$, °C); температура расплава после 5 минут выдержки перед заливкой ($T_{\text{зал.}}$, °C); среднее время задержки реакции, т.е. время между вводом навески в расплав и первыми признаками начала реакции в виде искрообразования и газовыделения ($\tau_{\text{зад.}}$, с.); выход годного продукта - количество образца, залитое в кокиль, определяемое по отношению массы образца к массе плавки (ВГ, %); масса остатка в тигле после проведения плавки ($m_{\text{ост.}}$, г.).

Часть экспериментальных плавов осуществлялась с применением магнитно-импульсной обработки (МИО) с помощью специализированной магнитно-импульсной установки (МИУ-3) с запасаемой энергией до 5 кДж, позволяющей осуществлять обработку серией импульсов разряда, обеспечивая их высокую скважность (порядка 1 Гц) [217], по схеме осевого воздействия (рисунок 2.4) и состоящей из плоского многовиткового индуктора с приспособлением для его фиксации над зеркалом обрабатываемого расплава (рисунок 2.5).

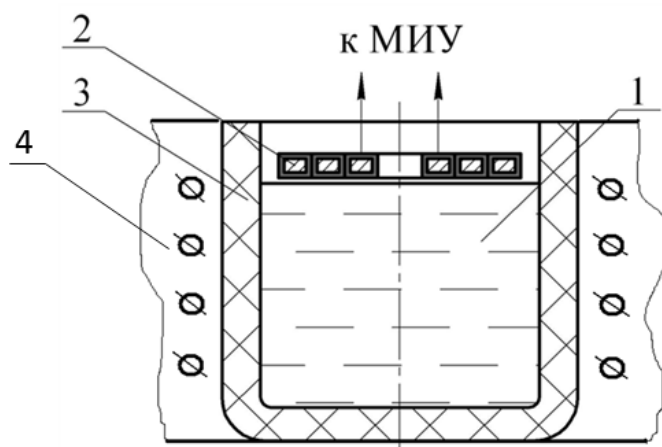


Рисунок 2.4 - Осевая схема магнитно-импульсной обработки расплавов:

1) расплав; 2) индуктор; 3) тигель; 4) рабочее пространство печи



а)



б)

Рисунок 2.5 – Обработка расплава посредством МИО:

а) общий вид установки; б) обработка расплава магнитным индуктором

2.5 Подготовка образцов и металлографические исследования

Подготовка шлифов для микроструктурных исследований проводилась на автоматизированном шлифовально-полировальном станке MoRaо 3 с применением алмазной суспензии DiaMaxx Mono дисперсностью 6 мкм, 3 мкм и 1 мкм. Для выявления микроструктуры сплавы и композиты на основе системы Al-Si обрабатывались 0,5% раствором HF, на остальных образцах травление осуществлялось раствором 50% HF+50% HNO₃.

Микроскопический анализ образцов проводился с применением стереоскопического микроскопа МБС-10, оптических микроскопов Versamet, Neophot-1, MeF2 и растрового электронного микроскопа Jeol JSM-6390A. Элементный химический состав образцов определялся с применением метода микрорентгеноспектрального анализа (МРСА) на растровом микроскопе с использованием приставки энергодисперсионных спектров Jeol JED-2200, содержание компонентов определялась как среднее арифметическое значение из 5 локальных измерений на разных участках. На части образцов химический состав определялся с помощью атомно-эмиссионного оптического спектрометра «ДФС-500Н».

Анализ и обработка изображений микроструктур проводились с применением программных продуктов:

1) Размерный и количественный анализ структурных составляющих осуществлялся при помощи анализатора SIAMS 800 на базе оптического микроскопа SIAMS AT-24TRF [247].

2) Оценка линейной доли карбидной фазы на сварных образцах АМКМ проводилась с применением программы «Micro-S Polar», позволяющей анализировать изображения с шагом в 1 пиксель с поворотом изображения от 0° до 180° и шагом в 1° [248, 249].

3) Оценка степени равномерности распределения частиц карбидной фазы по объему производилась с применением программной разработки для анализа структур литых металломатричных композиционных материалов [250-252], согласно которой бинаризованное изображение разбивается на равные квадратные области, в каждой из которых вычисляется общее количество частиц и рассчитывается их среднее арифметическое количество на единицу площади поверхности, а затем вычисляется стандартное отклонение среднего числа частиц на единицу площади поверхности шлифа по формуле:

$$\sigma = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^2}{n - 1}} \quad (2.4)$$

Степень равномерности распределения частиц автоматически определяется как отношение стандартного отклонения к среднему арифметическому их числа. Полученное числовое значение может варьироваться от 0 до 1, где нулевое значение означает совершенно однородное распределение, а значение 1 соответствует неравномерному (агломерированному) распределению.

Исследование фазового состава производилось с применением рентгенофазового анализа (РФА) на дифрактометрах ДРОН-2.0 и ARL X'trA (Thermo Scientific) при непрерывном сканировании в интервале углов 2θ от 20 до 80 град со скоростью 2 град/мин Cu-излучения. Количественная обработка дифрактограмм с целью определения содержания фаз осуществлялась посредством применения программы HighScore Plus.

2.6 Проведение термической обработки

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.

2.7 Исследование свойств

Физические свойства. Определение экспериментальной плотности образца проводилось путем гидростатического взвешивания по ГОСТ 20018-74:

$$\rho_{\text{э}} = \frac{m}{V} = \frac{P}{P_1 - P_2} \cdot \rho_0 \quad (2.5)$$

где $\rho_{\text{э}}$ – экспериментальная плотность, г/см³; P – масса начального образца, г; P_1 – масса образца с проволокой, г; P_2 – масса образца с проволокой в воде, г; ρ_0 – плотность дистиллированной воды при комнатной температуре (0,997 г/см³).

Расчет теоретической плотности осуществлялся по формуле:

$$\rho_{\text{т}} = \frac{\rho_1 \cdot \rho_2}{n \cdot \rho_1 + (1-n) \cdot \rho_2} \quad (2.6)$$

где $\rho_{\text{т}}$ – теоретическая плотность, г/см³; ρ_1 – плотность алюминия или алюминиевого сплава, г/см³; ρ_2 – плотность второй фазы (карбида титана), г/см³; n – массовая доля фазы карбида титана в образце композита [253].

Расчет пористости образцов композитов (Π , %) проводился по формуле:

$$\Pi = \left(1 - \left(\frac{\rho_{\text{э}}}{\rho_{\text{т}}}\right)\right) \cdot 100\% \quad (2.7)$$

Уровень электропроводности определялся с помощью вихревого структуроскопа ВЭ-26НП. Полученные значения электропроводности оценивались в сравнении с международным медным стандартом IACS (International Annealed Copper Standard) по формуле:

$$IACS = \omega_{\text{Al}*} / \omega_{\text{Cu}} \cdot 100\% \quad (2.8)$$

где $\omega_{\text{Al}*}$ – удельная электрическая проводимость композиционного материала; ω_{Cu} – удельная электрическая проводимость чистой отожженной меди, 58 МСм/м.

Термический коэффициент линейного расширения (ТКЛР) определялся на механическом dilatометре путем измерения степени удлинения цилиндрических прутков с начальной длиной 60 мм, диаметром 7 мм в ходе их нагрева до 300°C с шагом 25°C в течение 5 ч с применением термопары ТХА. Значение ТКЛР рассчитывалось по формуле:

$$\alpha = \frac{l_2 - l_1}{l_1(t_2 - t_1)} \quad (2.9)$$

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

Химические свойства. Стойкость к коррозии определялась по ГОСТ 58346-2019 в следующих условиях: водный раствор 5% NaCl; газовая фаза - 1 МПа CO₂, 0,5 МПа H₂S, 3,5 МПа N₂; температура 80°C; время выдержки 240 ч. Продукты коррозии удалялись по ГОСТ 9.907-2007 механическим способом. Расчет показателей коррозионной стойкости осуществлялся по ГОСТ 9.908-85.

Механические свойства. Твердость образцов определялась на твердомере ЗИП ТК-2М методом Бринелля по ГОСТ 9012-59 с установленной нагрузкой 100 кгс, диаметром шарика 2,5 мм, временем нагружения 20 с с последующей оценкой диаметра отпечатка на микроскопе Motic DM-111 и его анализом в программе Motic Educator.

Микротвердость определялась на микротвердомере ПМТ-3 по ГОСТ 9450-76 методом вдавливания алмазной пирамидки с нагрузкой 100 г.

Испытания на растяжение проводились на разрывных машинах Inspekt 200, Instron-1115, ИМ-12А на цилиндрических образцах по ГОСТ 1497-84. На одной серии образцов проводился сравнительный анализ механических характеристик, полученных с применением переносного прибора МЭИ-Т7 (внесен в госреестр средств измерений ГРСИ РФ под номером 10649-86) по значениям твердости с использованием индентора диаметром 10 мм. Например, предел текучести $\sigma_{0,2}$ рассчитывался по твердости $H_{0,2}$; твердость $H_{0,2}$ определялась согласно ГОСТ

22762-77, как напряжение, при котором в зоне контакта создается остаточная деформация, равная 0,2%.

Испытания на одноосное сжатие проводились на универсальной машине Instron 5988 по ГОСТ 25.503-97 на образцах III типа с диаметром 20 мм и высотой 40 мм.

Технологические свойства. Уровень свариваемости композитов определялся с применением аргонодуговой сварки (АРДС) по ГОСТ 14806-80 на образцах в виде цилиндров или пластин (рисунок 2.6) вольфрамовым электродом с использованием присадочного материала на сварочном аппарате SEBORA WIN TIG AC-DC 180M; рабочий ток сварки на цилиндрах составлял 20-40 А, на пластинах - 80-100 А.

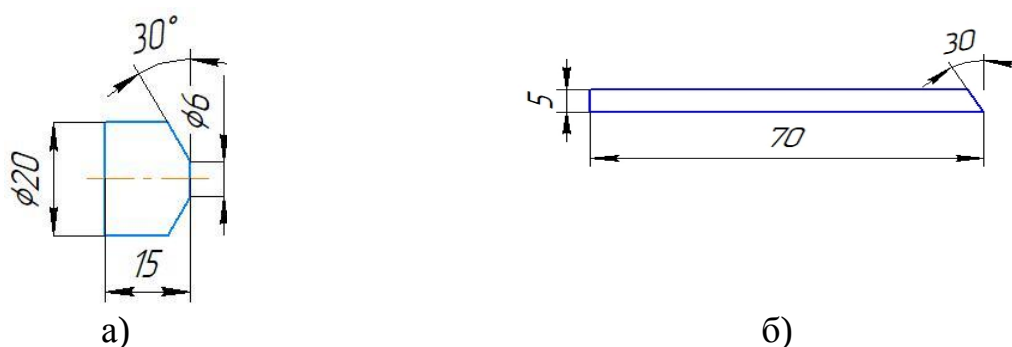


Рисунок 2.6 - Внешний вид образцов со скосом кромок для исследования свариваемости: а) цилиндрические; б) пластины

Оценка качества сварных швов производилась в соответствии с ГОСТ ISO 17635-2018 с применением неразрушающих методов контроля:

1) визуальный и измерительный контроль (ВИК) - по ГОСТ Р ИСО 6520-1-2012 (рисунок 2.7);

2) радиографический контроль (РК) - по ГОСТ ISO 17636-1-2017 с использованием рентгеновской пленки марки KODAK 7200 ASTM E 1815-18 класса I с повышенной контрастностью.

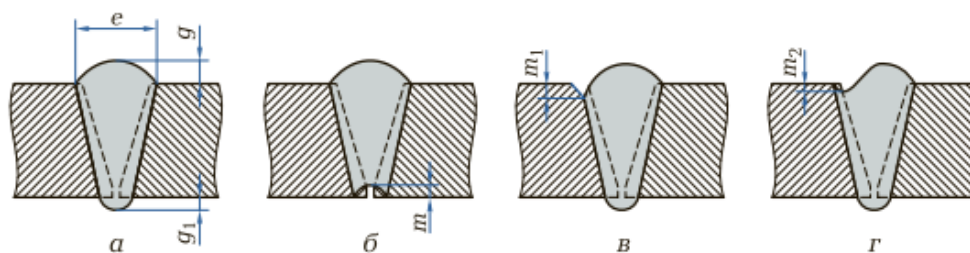


Рисунок 2.7 - Геометрические параметры (а) сварных швов

и их дефектов (б-г), оцениваемые в ходе ВИК:

е) ширина шва; g, g₁) выпуклости внешней и внутренней стороны шва;

m) вогнутость корня шва; m₁) глубина подреза зоны сплавления;

m₂) глубина впадины

Литейные характеристики определялись по ГОСТ 17819-84 с применением комплексной пробы Нехендзи-Купцова. Металлическая форма предварительно покрывалась огнеупорной краской и нагревалась до температур 230-250°C. Расплав нагревался до температур 650-750°C и заливался в форму с последующей выдержкой до окончания кристаллизации, после чего отливка извлекалась из пробы и производилась визуальная оценка качества ее поверхности. Жидкотекучесть определялась путем сравнения высоты U-образного прутка с шаблоном, имеющим максимальную высоту залитого столба 400 мм. Линейная усадка оценивалась по формуле:

$$\varepsilon_{\text{лин}} = \frac{L_{\text{ф}} - L_{\text{отл}}}{L_{\text{отл}}} \cdot 100\% \quad (2.10)$$

где $\varepsilon_{\text{лин}}$ – линейная усадка, %; $L_{\text{ф}}$ – длина вертикальной полости литейной пробы, мм; $L_{\text{отл}}$ – фактическая длина отливки прутка при 20°C, мм.

Эксплуатационные свойства. Трибологические испытания на модельных композиционных материалах проводились в условиях сухого трения скольжения на торцевом трибометре, созданном на базе сверлильного станка (рисунок 2.8). При торцевом трении поверхность вращающегося кольцевого контртела трения - 6 взаимодействует с поверхностью неподвижного испытуемого образца АМКМ - 5 (торцевое трение в упорном подшипнике). Скорость вращения контртела трения - 320 мин⁻¹, материал контртела - сталь 17НЗМА, площадь контакта - 2,33 см².

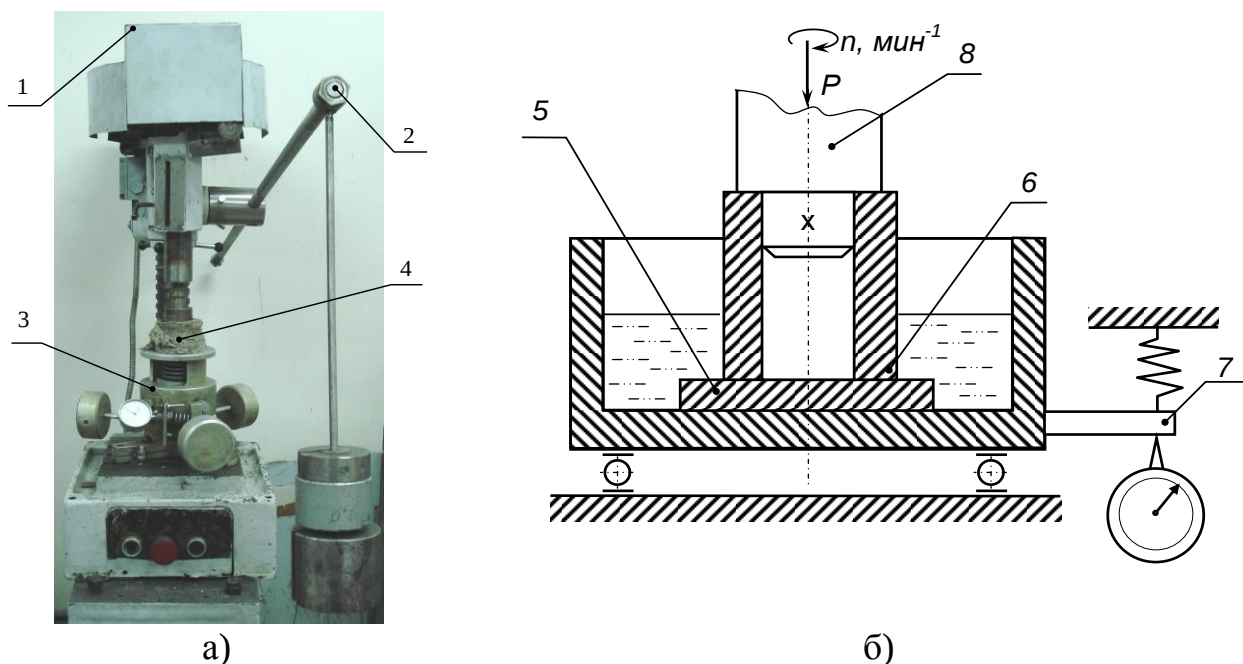


Рисунок 2.8 - Торцевой трибометр (а), его схема (б):

- 1) сверлильный станок модели 2М112; 2) рычаг нагружения узла трения;
- 3) узел измерения силы трения; 4) смазочная ванна; 5) не вращающийся испытуемый образец; 6) вращающееся кольцевое контртело трения;
- 7) устройство для измерения момента трения; 8) шпиндель установки

В ходе испытаний через каждые 2 мин наработки производилось ступенчатое увеличение нагрузки, испытания продолжались до наступления схватывания. При каждом значении нагрузки измерялись величина момента трения, температура разогрева. При прекращении испытаний фиксировалась величина износа испытуемого образца АМКМ.

Трибологические испытания образцов АМКМ, синтезированных на основе промышленных сплавов, осуществлялись на универсальном триботехническом комплексе «Универсал-1Б» путем реализации трения скольжения по схеме: «кольцо (контртело) - плоскость (образец)» (рисунок 2.9). Материал контртела – сталь 40Х (42 НВ); диаметр кольцевой поверхности трения 5 мм; частота вращения шпинделя - 600 мин⁻¹; площадь поверхности трения 15 мм². Исследования проводились с применением смазочной среды в виде трансмиссионного масла GL-5, наносимого на поверхность образца в количестве 0,2 г, в течение 1 ч с оценкой скорости линейного изнашивания и стабильного коэффициента трения.



Рисунок 2.9 – Триботехнический комплекс «Универсал - 1Б»

Задиростойкость исследовалась на комплексе «Универсал-1Б» с шагом ступенчато возрастающей нагрузки 100 Н при контактном давлении 33 МПа; длительность каждой ступени составляла 10 мин. Испытания проводились до наступления момента схватывания (появление резких колебаний на эпюре момента трения) или при достижении максимальной нагрузки 1300 Н.

Кратковременная жаропрочность определялась при испытаниях на сжатие на универсальной машине Instron 8802 с термокамерой 3119-406, обеспечивающей диапазон температур от – 100 до + 350°C. Температуры проведения испытаний составляли 150 и 250°C, скорость перемещения траверсы - 1 мм/мин.

Статистическая обработка результатов. Для каждой серии экспериментов полученные значения подвергались обработке с применением методов статистического анализа [254, 255] и определением основных параметров:

- 1) среднее арифметическое полученных значений:

$$\bar{x} = \frac{x_1 + x_2 + \dots + x_n}{n} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n x_i, \quad (2.11)$$

где x_i – значение единичного измерения величины; n – число измерений (не менее трех на каждую точку).

2) среднее квадратическое отклонение σ , характеризующее разницу результатов отдельных измерений относительно среднего значения по результатам n измерений:

$$\sigma = \sqrt{\frac{(x_1 - \bar{x})^2 + (x_2 - \bar{x})^2 + \dots + (x_n - \bar{x})^2}{n-1}} = \sqrt{\frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^2} \quad (2.12)$$

3) дисперсия (s) величины x - квадрат величины среднего квадратического отклонения σ^2 .

4) доверительная вероятность или вероятность попадания результата измерения в интервал $(\bar{x} - \Delta x \dots \bar{x} + \Delta x)$ по формуле:

$$\alpha = \int_{\bar{x}-\Delta x}^{\bar{x}+\Delta x} f(x) dx \quad (2.13)$$

5) границы доверительного интервала от $-\Delta x$ до $+\Delta x$ - произведение среднего квадратического отклонения и коэффициента Стьюдента $t_{\alpha,n}$:

$$\Delta x = t_{\alpha,n} \sigma \quad (2.14)$$

Для выполнения статистической обработки экспериментальных результатов использовался программный пакет Microsoft Excel.

2.8 Выводы по разделу

В разделе рассмотрены основные характеристики исходных материалов, описаны технологические приемы и оборудование для подготовки порошковой шихты, реализации СВС фазы карбида титана в алюминиевых расплавах и проведения термической обработки отливок полученных композиционных материалов. Выбраны методики оценки структурно-фазового состояния, а также физических, химических, механических, технологических и эксплуатационных свойств АМКМ.

3 РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ Al-TiC МЕТОДОМ СВС В РАСПЛАВЕ

В 90-х г.г. в СамГТУ были получены первые результаты по реализации метода СВС в расплаве алюминия, которые позволили разработать технологию производства модифицирующих лигатур Al-5%Ti, Al-10%Zr, Al-5%Ti-1%B, отличающихся целым рядом преимуществ по сравнению с аналогами, получаемыми традиционным способом литья: улучшением макро-, микроструктурных параметров, механических и литейных показателей, экономической эффективностью, экологической безопасностью и др. [123-126, 256]. В связи с очевидной эффективностью разработанной технологии, далее была поставлена задача изучения возможности синтеза армирующего соединения карбида титана в расплаве алюминия с применением метода СВС.

3.1 Термодинамический анализ параметров синтеза

Первоначально был проведен анализ литературных источников с целью установления необходимого количества карбидной фазы в составе композиционного материала, способного обеспечить оптимальный комплекс свойств. Как правило, с повышением массовой доли карбидной фазы увеличиваются и значения механических характеристик, однако, по данным работы [257], наиболее эффективное упрочнение достигается при содержании дисперсной фазы в количестве 3-15 об.%, что в пересчете соответствует 5,35-26,75 масс.%TiC на 100 г композита. В связи с этим, было принято решение взять среднюю величину из указанного диапазона концентраций и первые исследования проводились для системы Al-15 масс.% TiC, в предположении синтеза в расплаве алюминия керамической фазы из порошков титана и углерода по экзотермической реакции [258]:



3.1.1 Анализ влияния компонентов шихты на фазовый состав

Как было показано в литературном обзоре, пропорциональное соотношение порошков титана и углерода в шихте, а, соответственно, и стехиометричность образуемого карбида титана, существенно влияют на смачиваемость частиц расплавом и конечные свойства материала. В рамках настоящего исследования были проведены расчеты термодинамических параметров ($T_{н.р.}$ – начальная температура расплава, К; $T_{ад.}$ – адиабатическая температура системы, К; ΔH – энтальпия образования, кДж/моль) и вероятного фазового состава при синтезе 15 масс.% фазы карбида титана в расплаве алюминия как для стехиометрического соотношения титана и углерода, так и в условиях избытка алюминия или углерода в порошковой шихте Ti:C:Al. Начальные температуры расплава были выбраны в диапазоне 1173-1273 К, поскольку при более низких температурах преимущественным является образование фазы Al_3Ti [132-147], а более высокие температуры могут снизить экономическую эффективность производства (таблица 3.1) [259, 260].

Таблица 3.1 – Термодинамические параметры СВС-реакции и фазовый состав продуктов в системе Al-15%TiC при различном составе порошковой шихты Ti:C:Al

Ti:C:Al, моль	$T_{н.р.}$, К	$T_{ад.}$, К	ΔH , кДж/моль	Фазы
1:1:0	1173	1494	692	Al, TiC
1:1:0	1273	1582	752	Al, TiC
1:1:0,25	1273	1378	745	Al, TiC
1:1:0,5	1273	1370	740	Al, TiC
1:1:0,75	1273	1362	735	Al, TiC
1:1:1	1273	1355	730	Al, TiC
1:1,25:0	1273	1599	749	Al, TiC
1:1,5:0	1273	1618	751	Al, TiC, Al_4C_3

Расчеты подтвердили, что синтез 15 масс.% TiC из стехиометрического состава титана и углерода возможен и позволяет получать требуемую фазу карбида титана в максимальном количестве, при этом адиабатические температуры при обеих начальных температурах расплава 1173 и 1273 К достигают значений свыше

1400 К, что, согласно рисунку 1.2, должно обеспечить полную смачиваемость карбидной фазы. Синтез карбидной фазы в присутствии порошка алюминия в шихте также возможен, но при этом более чем на 200 К снижается адиабатическая температура, что может отрицательно сказаться на полноценности протекающего взаимодействия. Добавление же порошка углерода свыше стехиометрического соотношения, хотя и повышает адиабатическую температуру, однако приводит к формированию побочной фазы Al_4C_3 . Помимо этого, в источнике [35] указано, что скорость распространения волны горения в СВС-системе Ti-C максимальна при синтезе смеси стехиометрического состава, а характер горения в этом случае близок к стационарному, т.е. скорость движения фронта СВС одинакова в любой момент времени. В случае же нестехиометрического молярного соотношения C/Ti в пределах 0,4-0,8 регистрируется автоколебательный или пульсирующий тип горения, когда за периодом быстрого горения следует остановка фронта, что может быть препятствием для полноценного синтеза.

На основании имеющихся данных было принято решение использовать для синтеза системы Al-15 масс.%TiC состав шихты, включающий только порошки титана и углерода, взятые в стехиометрическом соотношении.

3.1.2 Анализ системы Al-TiC с добавлением флюса Na_3AlF_6

Общеизвестно, что поверхность исходных порошковых компонентов может быть в значительной степени окисленной, что отрицательно влияет на смачиваемость частиц расплавом алюминия и в значительной степени препятствует иницированию взаимодействия компонентов [261]. С этой точки зрения весьма благоприятным фактором является то, что при СВС в зоне реакции развиваются высокие температуры, способствующие активизации диффузионных процессов и удалению примесей. Однако для полного исключения присутствующих оксидов этого явно недостаточно и требуется добавление флюсов, вступающих с ними в химическое взаимодействие с последующим удалением продуктов в виде газообразных соединений или в составе шлака. В литературном обзоре (подраздел 1.3.4) показано, что применяемые при

производстве композиционных материалов флюсовые компоненты представляют собой, преимущественно, композиции на основе фторидов щелочных элементов [227-230], а их количество составляет, как правило, 0,3-1,0% от массы шихты. В связи с этим, в ходе выполняемого термодинамического анализа с применением программы «Thermo», была поставлена задача анализа динамики изменения адиабатических температур и фазового состава конечных продуктов в зависимости от начальной температуры расплава в присутствии широко применяемого в РФ для алюминиевых сплавов флюса криолит (Na_3AlF_6), взятого в количестве 0,7% от массы шихты. Результаты проведенного термодинамического анализа системы Al-15%TiC- Na_3AlF_6 представлены в таблице 3.2.

Таблица 3.2 – Результаты термодинамического анализа системы Al-15%TiC- Na_3AlF_6

$T_{\text{ад}}, \text{ K}$	1182	1281	1380	1480	1589	1688	1785	1884
H, кДж/моль	233,68	267,08	300,86	334,89	372,67	406,86	440,34	474,29
Na (G)	-	-	-	-	0,18	0,59	0,60	0,60
AlF_3 (G)	-	-	-	-	0,80	0,42	0,40	0,40
Al (L)	9,40	9,40	9,40	9,40	9,40	9,40	9,40	9,40
AlF_6Na_3 (C)	0,0015	0,0015	-	-	-	-	-	-
TiC (C)	0,75	0,75	0,75	0,75	0,75	0,75	0,75	0,75
AlF_3 (C)	-	-	0,0015	0,0015	-	-	-	-
NaF (L)	-	-	0,0045	0,0045	0,0041	0,00	-	-
$T_{\text{н.р.}}, \text{ K}$	773	873	973	1073	1173	1273	1373	1473

Полученные в предположении адиабатичности системы данные показали, что уже при начальной температуре расплава 773 К возможно образование максимального количества фазы карбида титана с достижением температуры 1182 К, что связано с высокой экзотермичностью протекающей реакции синтеза. Но повышение температуры системы свыше значения 1400 К, что необходимо для

обеспечения смачиваемости, возможно при начальных температурах синтеза не менее 1073-1173 К.

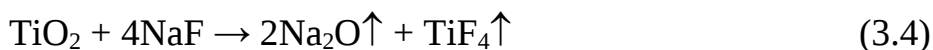
Также установлено, что при начальной температуре расплава 973 К адиабатическая достигает значения 1380 К, что превышает температуру плавления криолита (≈ 1286 К) и приводит к его распаду на соединения AlF_3 и NaF , которые и оказывают рафинирующее воздействие на присутствующие в расплаве оксиды. Феноменологически действие криолита можно представить следующим образом. Первоначально криолит разлагается на два продукта:



В случае присутствия нежелательного оксида алюминия, основным компонентом, нейтрализующим его, является фторид натрия:



Восстановление оксида титана возможно по следующим реакциям:



Предполагается, что газообразный TiF_4 , образующийся в небольшом количестве, сразу поднимается на поверхность расплава, увлекая за собой мелкие примеси; соединение Al_2O_3 нейтрализуется по реакции 3.3; продукты Na_2O , AlF_3 частично переходят в газ, а частично удаляются в кристаллическом состоянии вместе со шлаком.

По результатам расчета сделан вывод, что, с учетом некоторых теплотерь в реальных условиях синтеза, обеспечить смачиваемость карбидной фазы с одновременным эффективным воздействием флюса Na_3AlF_6 возможно при начальной температуре расплава не менее 1173 К.

3.1.3 Анализ системы Al-TiC с добавлением флюса $\text{K}_{1-3}\text{AlF}_{4-6}$

Для сравнения также был проведен аналогичный анализ синтеза системы Al-15%TiC в присутствии 0,7% от массы шихты предлагаемого на рынке фторсодержащего флюса немецкого производства Nocolok™ ($\text{K}_{1-3}\text{AlF}_{4-6}$).

Результаты расчета показали, что развивающиеся адиабатические температуры системы приблизительно соответствуют значениям, приведенным в таблице 3.2, а синтез карбидной фазы в данной системе, как и в предыдущей, возможен уже при начальной температуре расплава 773 К. Отличие состоит в порядке действия флюса Nocolok™, основу которого составляет смесь солей K_3AlF_6 и $KAlF_4$ [243]. На рисунке 3.1 приведена фазовая диаграмма системы KF- AlF_3 , согласно которой данный флюс имеет эвтектический состав и, вследствие этого, пониженную и четко выраженную область плавления 838-843 К (565-570°C на рисунке 3.1), по достижении которой происходит разложение флюса на две составляющие: калиевые криолиты K_3AlF_6 и $KAlF_4$ (смесь солей KF + AlF_3).

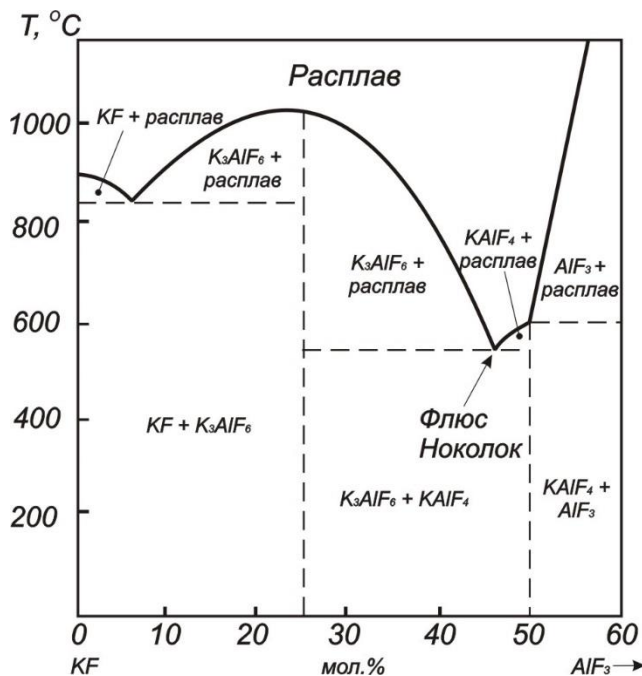


Рисунок 3.1 – Диаграмма состояния системы KF- AlF_3 [243]

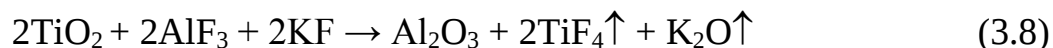
Распад флюса на этом этапе приводит к быстрому диспергированию его компонентов благодаря большой площади взаимодействия поверхностей. Далее, когда температура в зоне реакции достигает температуры плавления K_3AlF_6 (≈ 1272 К), осуществляется механизм взаимодействия, аналогичный рассмотренному выше с натриевым криолитом

(таблица 3.2) с тем отличием, что в предыдущей системе количество Na_3AlF_6 составляло 100%, а количество K_3AlF_6 – около 45% (рисунок 3.1), поэтому процесс удаления оксидов продолжается и далее, по мере плавления солей KF (≈ 1131 К) и AlF_3 (≈ 1564 К), обеспечиваемого развивающимися в зоне СВС-реакции высокими температурами.

На оксид алюминия оказывает основное воздействие фторид калия:



А с оксидом титана взаимодействует комплекс солей:



Таким образом, образуются соединения, аналогичные продуктам системы с натриевым криолитом, и можно сделать вывод, что рафинирующее действие флюса Nocolok™ осуществляется в результате перевода части примесей в шлак, а также инфильтрации алюминиевого расплава газообразными продуктами, образующимися в результате термической диссоциации его компонентов.

По результатам термодинамического анализа данной системы, с учетом необходимых для синтеза превращений и неизбежных теплотерь в ходе экспериментального синтеза, также сделан вывод, что начальная температура расплава должна быть не менее 1173 К.

3.2 Экспериментальный синтез

При выборе начальной температуры расплава принимали во внимание собственные результаты термодинамического анализа, а также выводы работы [132], где показано, что при 800°C в расплаве преобладает протекание реакции взаимодействия алюминия и титана с образованием алюминида титана по реакции (1.4) и только после 900°C начинается формирование частиц карбида титана, обладающих термодинамической стабильностью [262]. В связи с этим для практического исследования были выбраны начальные температуры расплава 900 и 1000°C.

Помимо температуры расплава, также важным фактором в СВС-процессах является структура порошковых компонентов шихты и в исследованиях [244, 263] показано, что использование порошков с высокоразвитой поверхностью существенно облегчает процесс их синтеза и степень усвоения в расплаве. А именно при СВС системы Ti-C установлено, что с ростом размера частиц титана величина карбидных зерен также увеличивается, хотя, в случае предварительного

нагрева порошков до 300°C, отмечается, наоборот, измельчение карбидной фазы [35].

Принимая во внимание, что в разрабатываемой технологии синтез карбида титана происходит в среде нагретого до высоких температур расплава алюминия, дисперсность и морфология частиц титана также может оказать существенное влияние и на инициирование процесса СВС, и на размер образуемых частиц. В связи с этим, комплекс первоначальных исследований по синтезу системы Al-15%TiC проводился с использованием порошков титана, полученных разными способами и отличающихся структурными параметрами (рисунок 2.1): ПТМ-1 (≤ 80 мкм), ПТХ-6-1 (≤ 180 мкм), ТПП-7 (≤ 280 мкм) в сочетании с техническим углеродом марки П-701 и флюсами криолит (Na_3AlF_6) и Nocolok™ ($\text{K}_{1-3}\text{AlF}_{4-6}$), добавляемыми в порошковую смесь в количестве 0,7% от массы шихты.

Шихтовая смесь (ПТМ-1, П-701). В образцах, полученных при начальной температуре 900°C и с применением флюсов, микроскопический анализ выявил некоторое количество блочных частиц, предположительно, фазы TiC (рисунок 3.2), но спектральный анализ этих образцов показал низкое содержание усвоенных титана и углерода (таблица 3.3).

Проведенный далее химический анализ остатков в тигле доказал, что порошки титана и углерода преимущественно выпали в осадок, что дало основание предположить отсутствие смачиваемости порошков и возможности синтеза при данной температуре. Поэтому далее начальная температура расплава была повышена до 1000°C (рисунок 3.2, таблица 3.3). Результатом повышения начальной температуры расплава стало увеличение максимальной температуры реакции и большее количество усвоенного титана, но его содержание, все же, существенно меньше целевого. В отсутствие флюсов при обеих начальных температурах расплава содержание титана и углерода минимально.

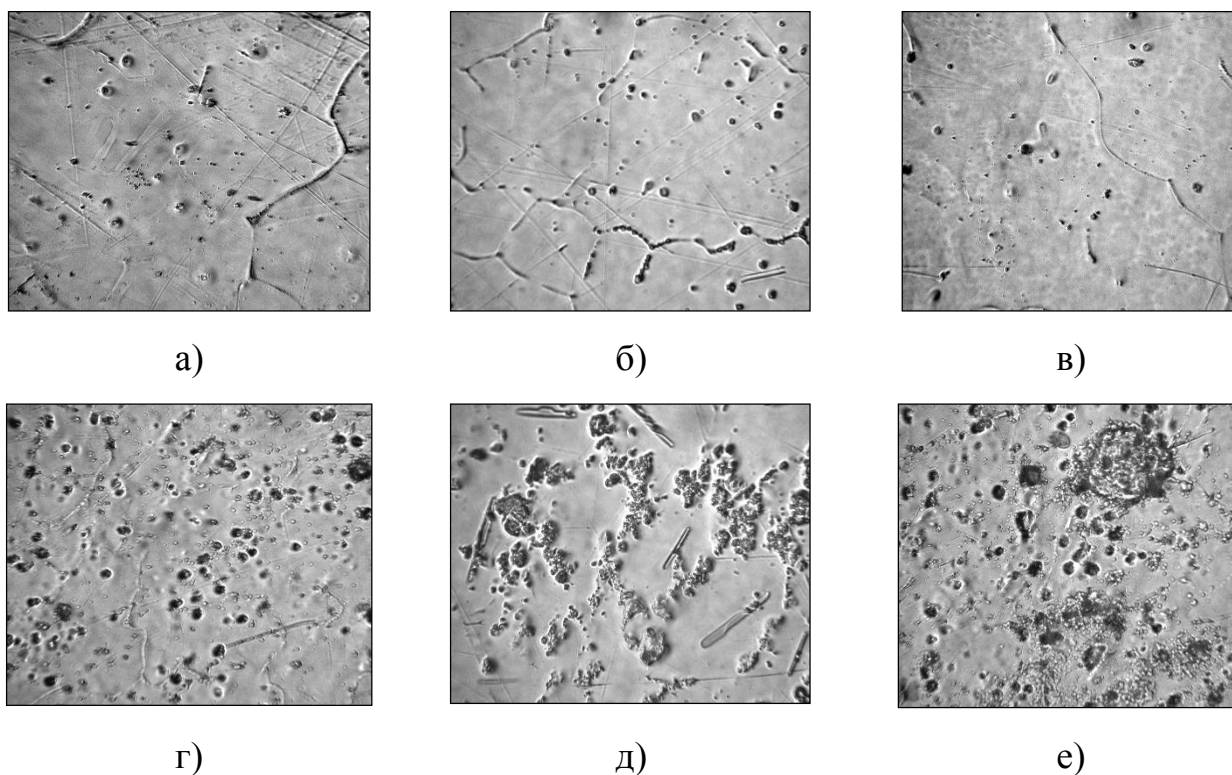


Рисунок 3.2 – Микроструктура образцов Al-15%TiC (ПТМ-1, П-701), полученных при различных температурах расплава, х400:

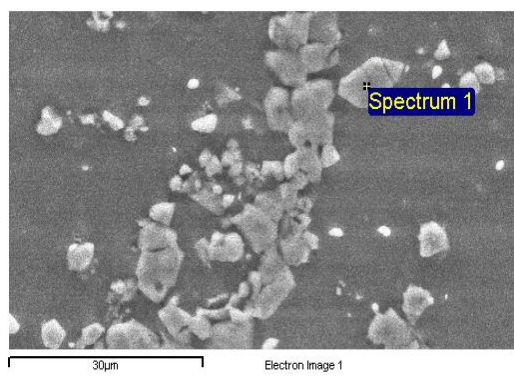
а, б, в) $T_{н.р.} = 900^{\circ}\text{C}$: а - Na_3AlF_6 ; б - NocolokTM; в - без флюса;

г, д, е) $T_{н.р.} = 1000^{\circ}\text{C}$: г - Na_3AlF_6 ; д - NocolokTM; е - без флюса

Таблица 3.3 - Результаты синтеза системы Al-15%TiC (ПТМ-1, П-701) при разных начальных температурах расплава

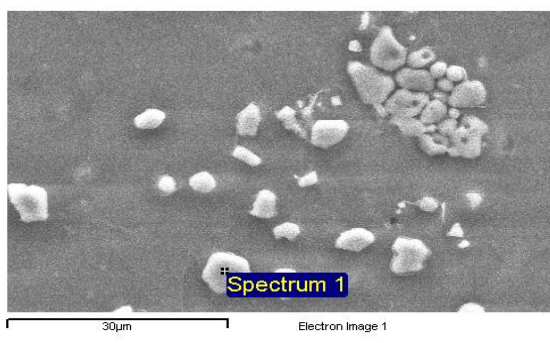
Вид флюса	СВС-параметры			Технологические параметры			(Ti, C), % масс. (спектр. анализ)
	T _{мах} , °C	T _{зал} , °C	τ _{зад} сек.	ВГ, %	m _{ост} , г	излом	
T _{н.р.} = 900°C							
Na ₃ AlF ₆	970	910	22	87	35	чистый	Ti =1,8; C=0,09
Nocolok™	960	900	40	92	65	с включ.	Ti=1,36; C=0,47
Без флюса	970	850	44	66	60	с включ.	Ti=0,40; C=0,02
T _{н.р.} = 1000°C							
Na ₃ AlF ₆	1080	900	2	65	40	чистый	Ti=8,26; C= 0,3
Nocolok™	1090	1010	9	43	65	чистый	Ti=6,36; C=0,34
Без флюса	1145	970	16	58	110	с включ.	Ti=2,57; C=0,02

МРСА предполагаемой карбидной фазы показал, что в образцах с флюсом криолит и без флюса присутствуют только целевые элементы - титан и углерод, причем в соотношении, близком к стехиометрическому (рисунок 3.3).



Спектр 1	Масс.%/ атомн.%
C	13,92/38,99
Al	1,08/1,34
Ti	85,00/59,67
Общее	100,0/100,0

а)



Спектр 1	Масс.%/ атомн.%
C	21,25/51,38
Al	1,83/1,97
Ti	76,92/46,65
Общее	100,0/100,0

б)

Рисунок 3.3 - МРСА образцов Al-15%TiC, полученных при начальной температуре расплава 1000°C (ПТМ-1, П-701):

а) Na_3AlF_6 ; б) без флюса

В целом, во всех плавках с использованием наиболее дисперсного порошка титана марки ПТМ-1 наблюдается относительно небольшой перегрев выше начальной температуры расплава и малое время задержки реакции (таблица 3.3). Предположительно, из-за малых размеров частиц титана и углерода они плохо смачиваются расплавом алюминия и в основном выталкиваются в шлак. Только небольшая часть мелких частиц титана быстро сгорает (это вызывает небольшое искрообразование), что, соответственно, и приводит к малому количеству образуемой фазы карбида титана.

С целью повышения степени усвоения карбидной фазы были проведены исследования с навесками шихты повышенной плотности. Для этого подготовленную шихту с флюсом криолит подвергали дополнительной операции прессования с давлением 30,2 МПа и вводили в расплав при температуре 900°C. Несмотря на зафиксированную реакцию ($\tau_{\text{зад.}} = 52$ с) и перегрев расплава на 60°C, в образце был отмечен излом с многочисленными темными включениями, а проведенный спектральный анализ показал низкую степень усвоения целевых элементов: $\text{Ti}=0,17\%$ и $\text{C}=0,04\%$, что, вероятно, обусловлено затруднением распределения прессованной шихты по объему расплава и ее последующего горения и позволило сделать вывод о нецелесообразности проведения данной операции.

Таким образом, для шихтового состава на основе порошков (ПТМ-1, П-701) с повышением начальной температуры расплава с 900°C до 1000°C в присутствии флюсов удастся повысить содержание усвоенных элементов шихты – титана и углерода, но их количество существенно меньше вводимого, поэтому результаты синтеза признаны неудовлетворительными.

Шихтовая смесь (ПТХ-6-1, П-701). Анализ микроструктур образцов с флюсами, полученных при начальной температуре расплава 900°C, показал наличие крупных частиц блочной формы, однако содержание элементов титана и углерода, по данным спектрального анализа, незначительно (рисунок 3.4, таблица 3.4). При этой же начальной температуре в образцах без флюсов реакция не зафиксирована вовсе и наблюдается практически чистая алюминиевая матрица, не содержащая никаких включений (рисунок 3.4). Но также отмечается формирование значительно более крупного матричного зерна, чем исходное, что все же свидетельствует о повышении температуры в системе и подтверждается результатами замера максимальной температуры расплава (таблица 3.4).

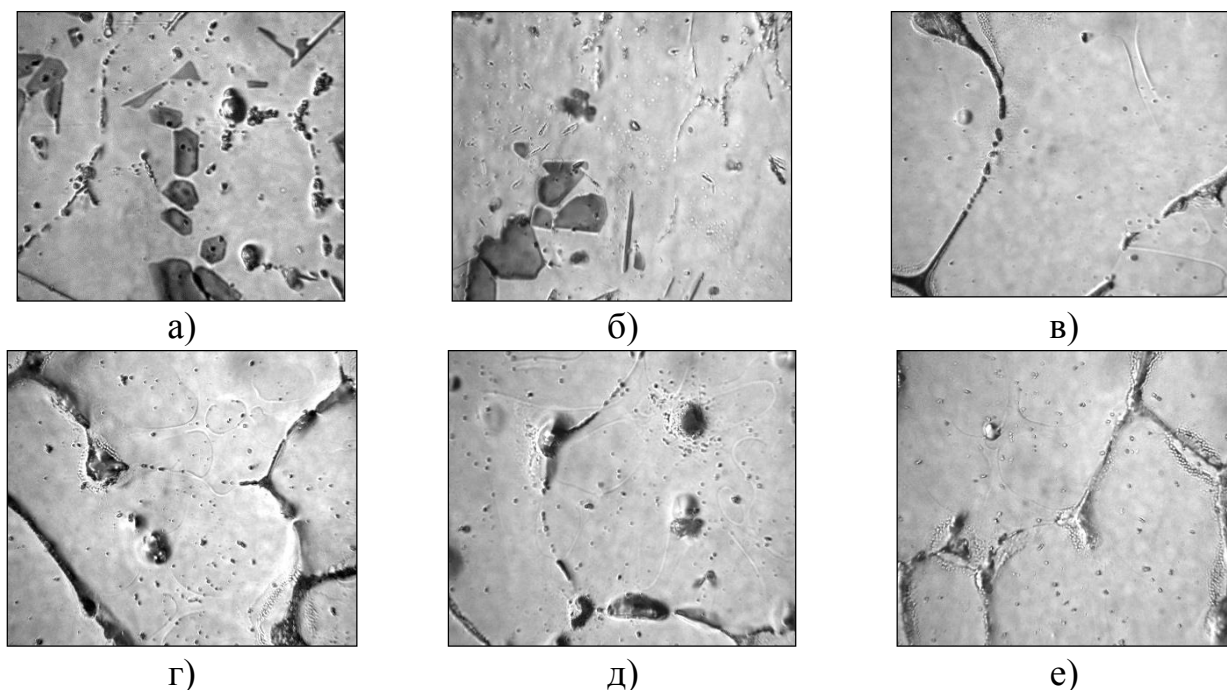


Рисунок 3.4 –Микроструктура образцов Al-15%TiC (ПТХ-6-1, П-701), полученных при различных температурах расплава, х400:

а, б, в) $T_{н.р.} = 900^{\circ}\text{C}$: а - Na_3AlF_6 ; б - Nocolok™; в - без флюса;

г, д, е) $T_{н.р.} = 1000^{\circ}\text{C}$: г - Na_3AlF_6 ; д - Nocolok™; е - без флюса

Таблица 3.4 - Результаты синтеза системы Al-15%TiC (ПТХ-6-1, П-701) при разных начальных температурах расплава

Вид флюса	СВС-параметры			Технологические параметры			(Ti, C), % масс. (спектр. анализ)
	T _{max} , °C	T _{зал} , °C	τ _{зад} , сек.	ВГ, %	m _{ост} , г	излом	
T _{н.р.} = 900°C							
Na ₃ AlF ₆	1050	900	25	57	135	чистый	Ti = 0,42; C = 0
Nocolok™	1020	890	32	53	110	чистый	Ti = 0,25; C =0
Без флюса	1100	910	-	40	140	с включ.	Ti = 0,36; C =0
T _{н.р.} = 1000°C							
Na ₃ AlF ₆	1140	1050	9	60	65	чистый	Ti =10,6; C=2,4
Nocolok™	1150	1020	14	59	65	чистый	Ti =10,0; C=2,5
Без флюса	1150	980	44	52	80	с включ.	Ti =3,0; C=2,7

При увеличении начальной температуры расплава до 1000°C наблюдается увеличение степени перегрева и снижение времени задержки реакции, что связано

с более активным протеканием СВС-реакции и подтверждается более высоким содержанием титана и углерода (таблица 3.4). Такие результаты можно объяснить тем, что увеличение размера частиц титана порошка марки ПТХ-6-1, по сравнению с размером частиц порошка марки ПТМ-1, улучшает их смачиваемость расплавом алюминия, уменьшает долю частиц, выталкиваемых в шлак, и увеличивает долю частиц, остающихся в расплаве и принимающих участие в реакциях с алюминием и углеродом. На состав продуктов этих реакций значительное влияние оказывает начальная температура расплава, а также наличие или отсутствие флюсов. Фрактографический анализ свидетельствует о получении однородных по структуре изломов образцов, синтезированных с флюсами, и наличии темных включений, представляющих собой остатки непрореагировавших порошков или скопления продуктов синтеза, в образцах без флюсов (рисунок 3.5).

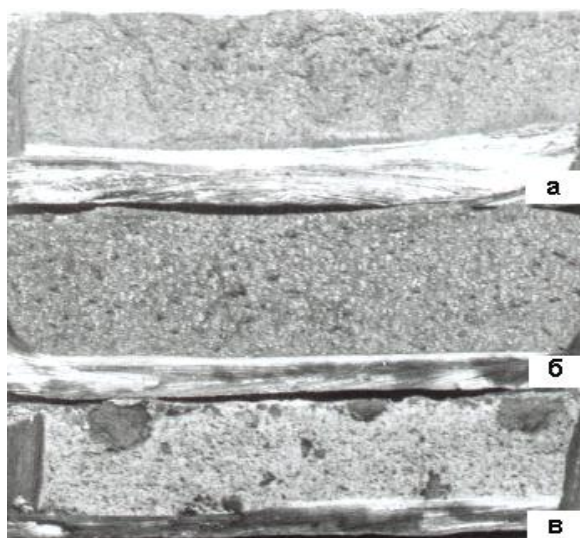


Рисунок 3.5 – Изломы образцов Al-15%TiC (ПТХ-6-1, П-701), полученных при начальной температуре расплава 1000°C:

а) Na_3AlF_6 ; б) NocolokTM; в) без флюса

Проведенный РФА образца с криолитом подтвердил наличие только двух фаз – Al и TiC (рисунок 3.6), однако пики фазы TiC невысокие, что говорит о ее низком содержании и приблизительно соответствует данным спектрального анализа.

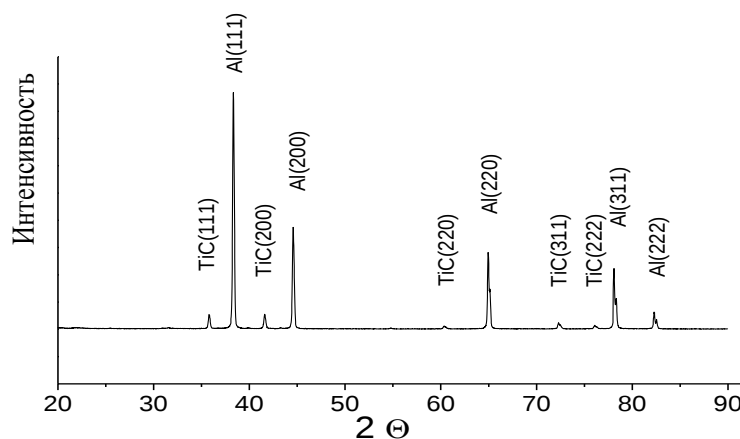


Рисунок 3.6 - РФА образца Al-15%TiC (ПТХ-6-1, П-701), полученного при начальной температуре расплава 1000°C с флюсом Na_3AlF_6

Далее в настоящей работе была предпринята попытка установить стехиометрию получаемого соединения TiC_x . По результатам проведения РФА можно определить размерные параметры кристаллической решетки фазы карбида титана, зависящие от количества связанного углерода, и в образцах, синтезированных при температуре 1000°C, они составили: с применением Na_3AlF_6 - 4,331 Å, с NocolokTM - 4,326 Å, без флюса - 4,327 Å. Для интерпретации использовали график зависимости между параметром решетки карбида титана и количеством связанного углерода, приведенный в работах [264, 265].

Анализ графика, представленного на рисунке 3.7, показывает, что при увеличении соотношения C/Ti от 0,5 до 0,8 параметр решетки увеличивается, а при дальнейшем росте C/Ti до 1,0 – уменьшается [266, 267]. Сопоставление полученных данных параметров решетки TiC_x с этой зависимостью показало, что для образцов с NocolokTM и без флюса отношение C/Ti близко к 1,0, а для образца с криолитом - выше 0,9, что в совокупности можно считать приемлемыми результатами.

В заключение, для более точной оценки размеров частиц карбидной фазы, были проведены дополнительные микроструктурные исследования при увеличениях $\times 3000$ и $\times 6000$, которые показали, что при использовании флюса

криолит величина частиц составляет преимущественно 3-5 мкм, с флюсом Nocolok™ – 5-7 мкм и без флюса – 8-10 мкм (рисунок 3.8).

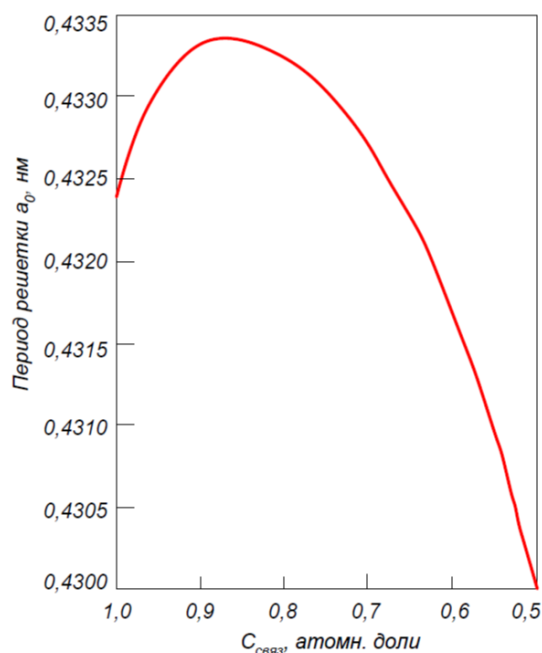


Рисунок 3.7 - Зависимость периода решетки карбида титана от содержания в нем связанного углерода [264, 265]

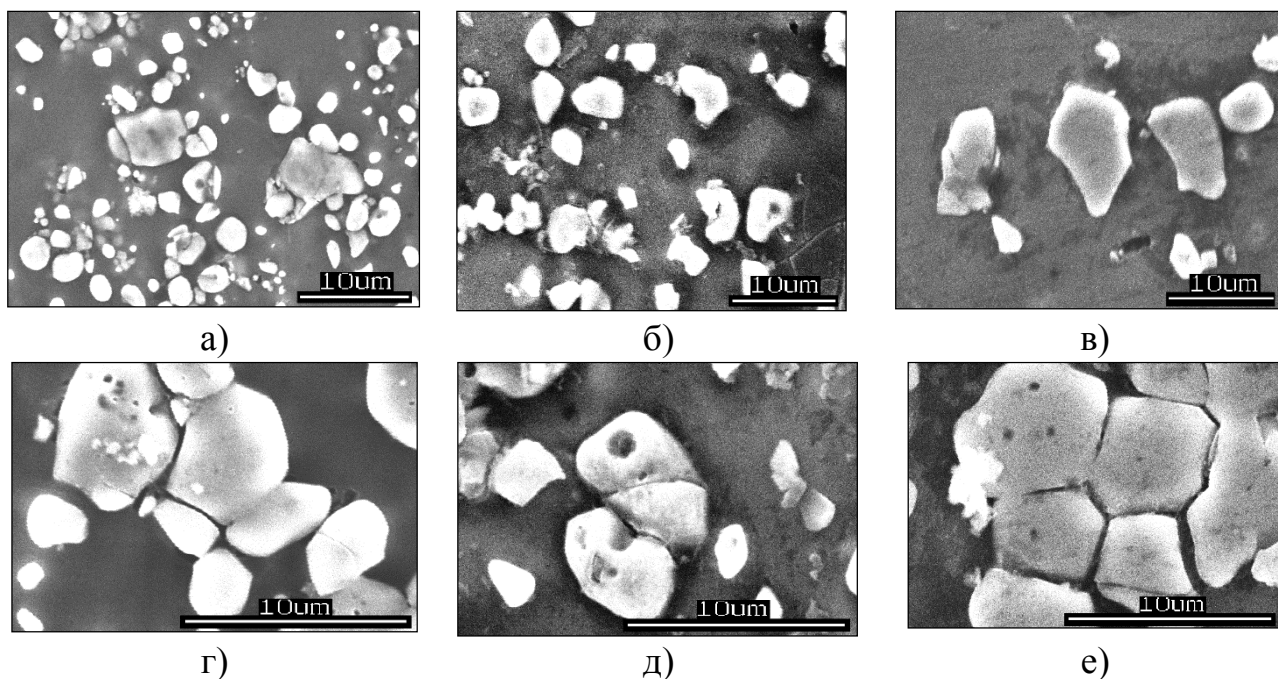


Рисунок 3.8 - Микроструктура образцов Al-15%TiC (ПТХ-6-1, П-701), полученных при начальной температуре расплава 1000°C (а, б, в) x3000; (г, д, е) x6000: а, г - Na_3AlF_6 ; б, д - Nocolok™; в, е - без флюса

Таким образом, на основе порошковой шихты (ПТХ-6-1, П-701) экспериментально установлено, что при начальной температуре расплава 1000°C возможен частичный синтез карбидной фазы стехиометрического состава, а максимальную дисперсность ее частиц обеспечивает применение флюса криолит.

Шихтовая смесь (ТПП-7, П-701). Первые результаты, полученные с применением крупноразмерного пористого порошка титана при температурах расплава 900°C и 1000°C показали, что даже при использовании флюсов изломы образцов $\text{Al-15\%TiC}$ содержат большое количество темных включений, что свидетельствует о недостаточном уровне реакционной способности данного состава для полного синтеза $15\%\text{TiC}$. Поэтому далее была проведена дополнительная серия экспериментальных плавов с целью определения максимально возможного содержания шихтовой смеси, способной к полноценному СВС-взаимодействию. Результаты показали, что однородный излом может быть получен при вводе не более 10 масс.% шихты, в связи с чем все дальнейшие исследования на этом шихтовом составе выполнялись, исходя из условий синтеза композиционного материала $\text{Al-10\%TiC}$ (рисунок 3.9).

В отличие от предыдущих смесей, при использовании порошка титана ТПП-7 и обоих флюсов уже при начальной температуре расплава 900°C наблюдается формирование значительного количества частиц блочной формы, которые при последующем увеличении температуры расплава до 1000°C склонны к образованию «цепочек» по границам зерен. Помимо этого, также при температуре расплава 900°C отмечается существенный перегрев ($\approx 100^{\circ}\text{C}$) и минимальное время задержки СВС-реакции, что говорит о ее интенсивности, приводит к максимальной степени усвоения порошков шихты и подтверждается образованием карбидной фазы с соотношением элементов, близким к стехиометрическому (рисунки 3.10, 3.11, таблица 3.5). Такая повышенная активность может быть объяснена самым большим размером и наиболее развитой поверхностью пористой структуры крупных частиц титана марки ТПП-7, представляющих собой агломераты значительно более мелких частиц титана (рисунок 2.1).

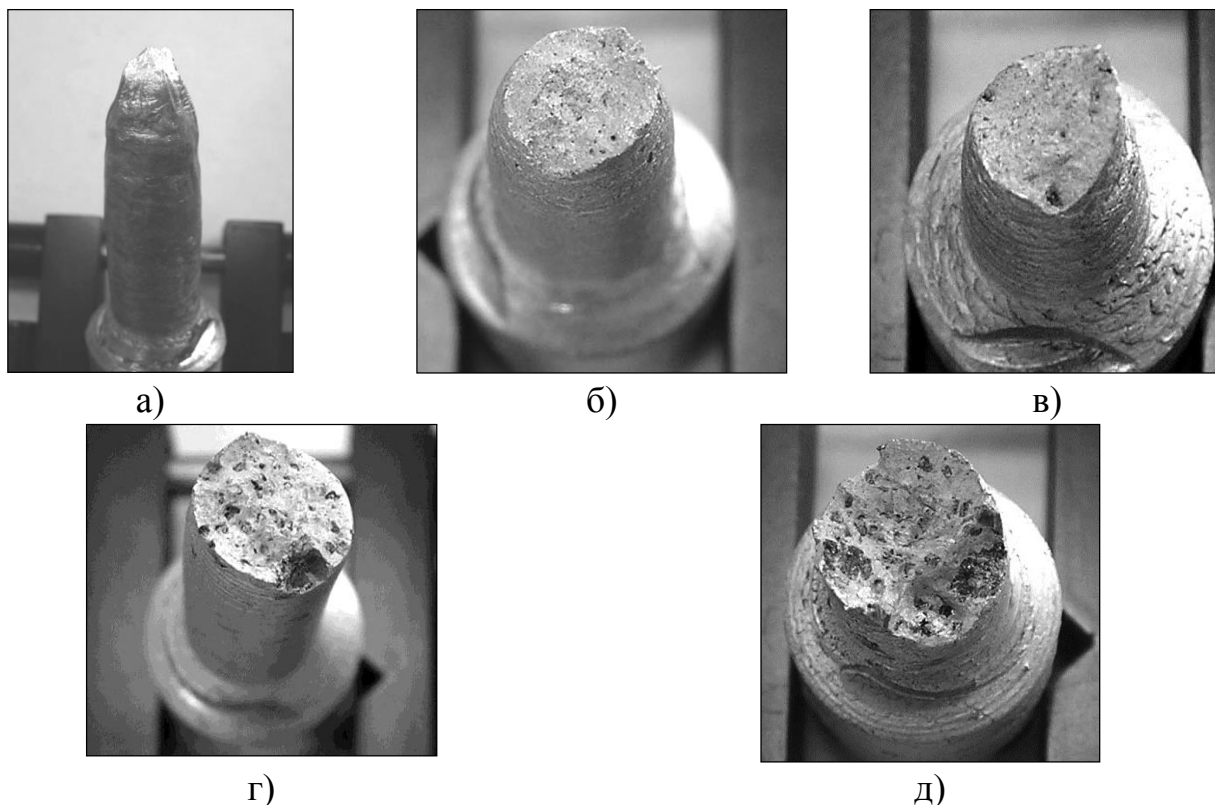


Рисунок 3.9 – Изломы образцов Al-TiC (ТПП-7, П-701) с различным содержанием фазы TiC и добавлением флюса Na_3AlF_6 :

а) Al; б) Al-5%TiC; в) Al-10%TiC; г) Al-15%TiC; д) Al-20%TiC

Т.е. у крупных частиц титана самая лучшая смачиваемость, благодаря которой они удерживаются в расплаве алюминия и не выталкиваются в шлак. Пористая структура агломератов из частиц титана также способствует насыщению мелкими частицами технического углерода при смешивании, а затем их пропитке горячим расплавом алюминия, а наиболее развитая поверхность этой марки порошка титана способствует и наиболее быстрому и полному последовательному протеканию реакций образования алюминида и карбида титана. Однако в присутствии флюсов наблюдается синтез множества мелких частиц карбида титана, тогда как в их отсутствии, вне зависимости от температуры расплава, микроструктура образцов содержит крупные агломераты из включений грубой формы.

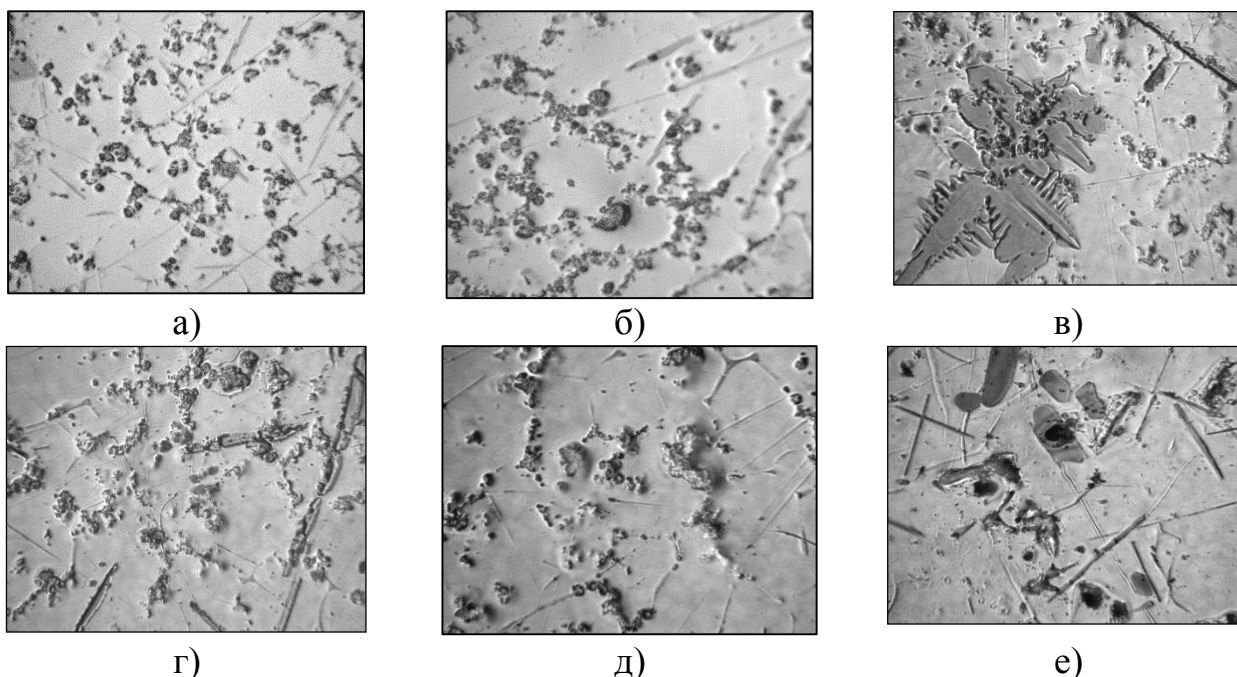


Рисунок 3.10 – Микроструктура образцов Al-10%TiC (ТПП-7, П-701), полученных при различных температурах расплава, х400:

а, б, в) $T_{н.р.} = 900^{\circ}\text{C}$: а - Na_3AlF_6 ; б - NocolokTM; в - без флюса;

г, д, е) $T_{н.р.} = 1000^{\circ}\text{C}$: г - Na_3AlF_6 ; д - NocolokTM; е - без флюса

Таблица 3.5 - Результаты синтеза системы Al-10%TiC (ТПП-7, П-701) при разных начальных температурах расплава

Вид флюса	СВС-параметры			Технологические параметры			(Ti, C), % масс. (спектр. анализ)
	T _{мах} , °C	T _{зал} , °C	τ _{зад} , сек.	ВГ, %	m _{ост} , г	излом	
T _{н.р.} = 900°C							
Na ₃ AlF ₆	1010	930	6	73	55	чистый	Ti = 7,9; C = 1,8
Nocolok™	1000	940	10	71	40	чистый	Ti = 7,8; C = 1,6
Без флюса	980	950	26	56	40	с включ.	Ti = 7,4; C = 1,5
T _{н.р.} = 1000°C							
Na ₃ AlF ₆	1070	990	7	68	40	чистый	Ti = 8,0; C = 2,1
Nocolok™	1120	1055	4	73	35	чистый	Ti = 7,8; C = 2,0
Без флюса	1060	1010	15	54	45	с включ.	Ti = 7,6; C = 1,4

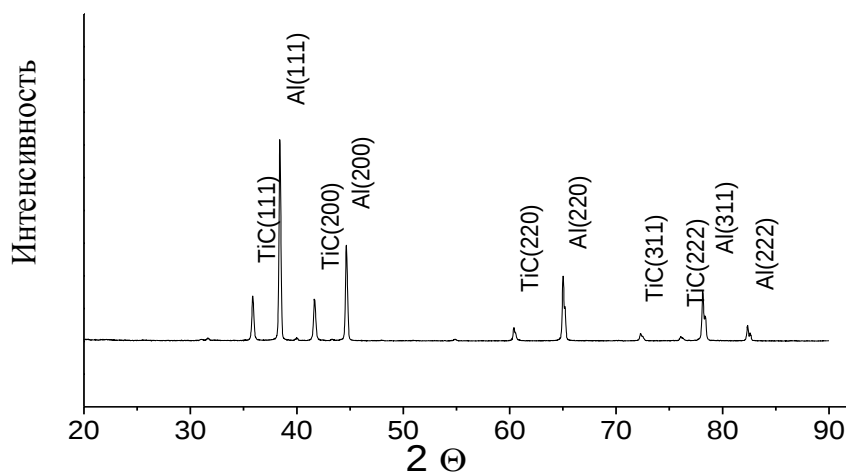


Рисунок 3.11 - РФА образца Al-10%TiC (ТПП-7, П-701), полученного при начальной температуре расплава 900°C с флюсом Na_3AlF_6

Фрактографический анализ показал однородные изломы серого цвета, без посторонних включений, у образцов, полученных уже при 900°C (рисунок 3.12).

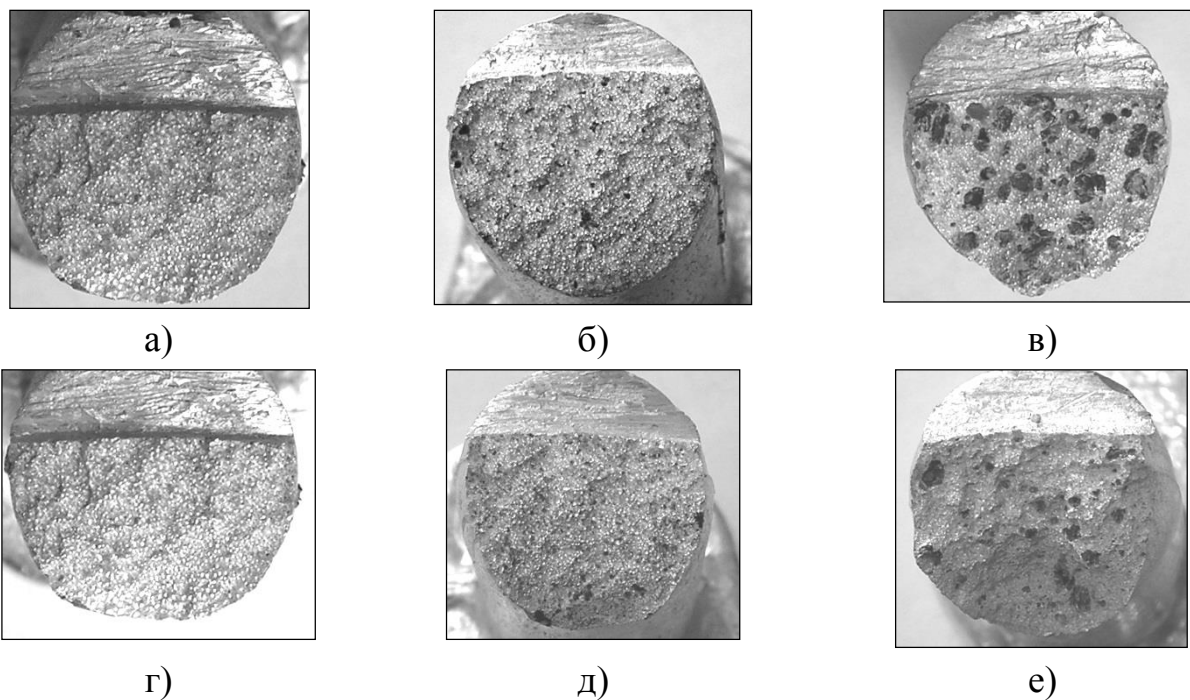


Рисунок 3.12 – Изломы образцов Al-10%TiC (ТПП-7, П-701), полученных при различных температурах расплава, $\times 400$:

а, б, в) $T_{\text{н.р.}} = 900^\circ\text{C}$: а - Na_3AlF_6 ; б - NocolokTM; в - без флюса;

г, д, е) $T_{\text{н.р.}} = 1000^\circ\text{C}$: г - Na_3AlF_6 ; д - NocolokTM; е - без флюса

Микроскопический анализ образцов, полученных при 900°C, с увеличением $\times 6000$ позволил установить, что в присутствии обоих флюсов размер формируемых частиц карбида титана составляет, в основном, 2-4 мкм, тогда как без использования флюсов карбидная фаза представляет собой спекшиеся агломераты частиц (рисунок 3.13).

По результатам РФА были определены размерные параметры решетки карбидной фазы, которые составили: с Na_3AlF_6 - 4,323 Å, с Nocolok™ - 4,324 Å, без флюсов - 4,326 Å, что, согласно рисунку 3.7, свидетельствует о получении фазы карбида титана, близкой к стехиометрическому составу, во всех образцах.

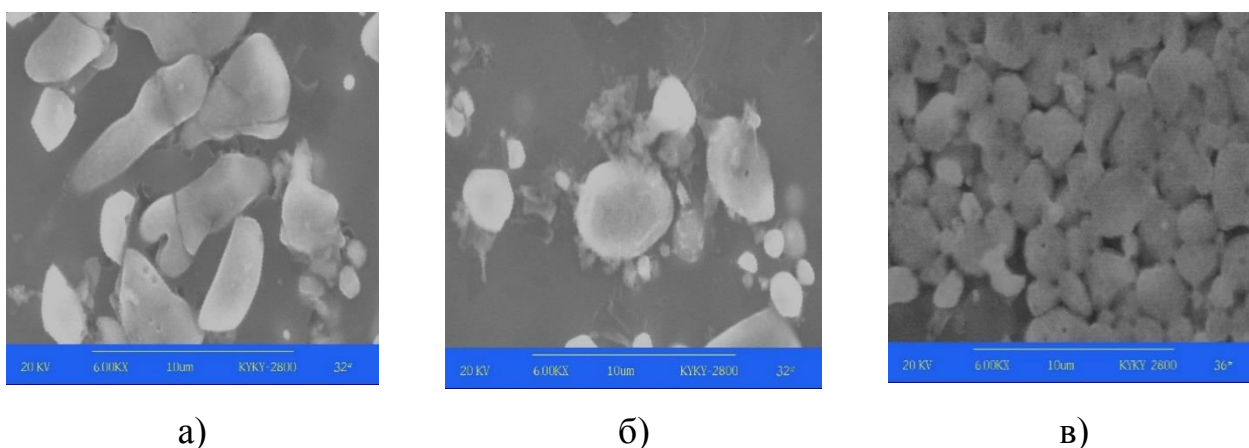
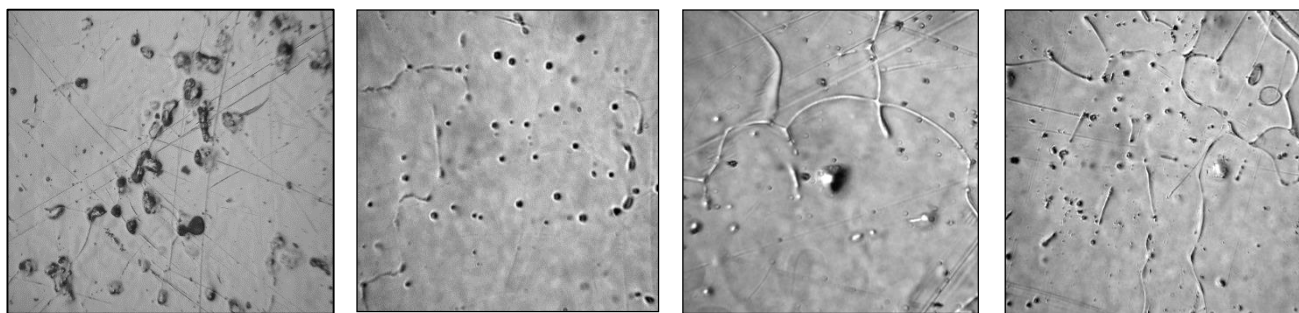


Рисунок 3.13 - Микроструктура образцов Al-10 %TiC (ТПП-7, П-701), полученных при температуре расплава 900°C, $\times 6000$:

а) Na_3AlF_6 ; б) Nocolok™; в) без флюса

В заключение, основываясь на данных работ [203, 204], где показано, что предварительное смешивание смеси порошков Ti и C приводит к уменьшению среднего размера синтезируемых частиц TiC, шихта состава (ТПП-7, П-701) с добавлением флюса криолит была подвергнута механической активации в шаровой мельнице барабанного типа с частотой оборота вала 150 об/мин в течение 1-3 ч. Анализ микроструктур полученных образцов показал, что после механической активации любой длительности в составе композита несколько повышается равномерность распределения блочных частиц фазы карбида титана

приблизительно одинаковой дисперсности (рисунок 3.14), что, очевидно, связано с достижением максимума кривизны поверхности частиц порошков и их реакционной способности, и, поскольку разницы в структурах образцов не наблюдается, для дальнейшего использования была рекомендована операция механической активации в течение 1 ч.



а) не активированная шихта; б) время активации - 1 ч;
 в) время активации - 2 ч; г) время активации - 3 ч

Рисунок 3.14 - Микроструктура образцов Al-10%TiC (ТПП-7, П-701), полученных с различным временем механической активации, x400:

а) не активированная шихта; б) время активации - 1 ч;

в) время активации - 2 ч; г) время активации - 3 ч

По результатам проведенной серии экспериментов, а также принимая во внимание соображения энергосбережения, стоимость и доступность приобретения флюсов, для дальнейших исследований был рекомендован синтез композиционного материала Al-10%TiC на основе порошковой шихты ТПП-7, П-701 с добавлением 0,7% флюса криолит (Na_3AlF_6) при начальной температуре расплава 900°C .

3.3 Исследование свойств

Для проведения независимой оценки механических характеристик были изготовлены 3 партии отливок композиционного материала Al-TiC на рекомендованном выше составе шихты с различным содержанием карбидной фазы (0, 5, 10, 15, 20 масс.% TiC) и переданы в лабораторию механических испытаний Московского энергетического института с целью проведения испытаний на

разрывных машинах Instron-1115 (таблица 3.6), ИМ-12А (таблица 3.7) и приборе МЭИ-Т7 (таблица 3.8). Внешний вид образцов после испытания представлен на рисунке 3.15, график изменения свойств - на рисунке 3.16.

Таблица 3.6 - Результаты испытаний на растяжение образцов Al-TiC с различным содержанием TiC (1-я партия заготовок, машина Instron-1115)

Состав	$\sigma_{0,2}$		σ_B		Примечание
	кгс/мм ²	МПа	кгс/мм ²	МПа	
Al	2,54	24,9	4,6	45,1	-
Al-5% TiC	1,91	18,7	7,7	75,5	-
Al-10% TiC	2,88	28,3	7,1	69,7	-
Al-15% TiC	4,97	48,8	9,3	91,2	Разорвался без образования шейки
Al-20% TiC	5,10	50,0	10,2	100	Разорвался без образования шейки

Таблица 3.7 - Результаты испытаний на растяжение образцов Al-TiC с различным содержанием TiC (2-я партия заготовок, машина ИМ-12А)

Состав	$\sigma_{0,2}$		σ_B		δ_5 , %	Ψ , %	δ_p , %	$\sigma_{0,2}/\sigma_B$
	кгс/мм ²	МПа	кгс/мм ²	МПа				
Al	1,65	16,2	4,84	47,5	-	68	-	0,34
Al	1,66	16,3	4,29	42,1	40,6	-	37,6	0,39
Al-5% TiC	3,06	30,0	7,54	74,0	38,2	59,6	28,7	0,41
Al-5% TiC	2,75	27,0	7,69	75,4	34,2	62,9	29,1	0,36
Al-10% TiC	3,22	31,6	7,91	77,6	31,8	55,5	23,0	0,41
Al-10% TiC	2,70	26,5	7,44	72,9	32,8	-	28,0	0,36
Al-15% TiC	4,84	47,5	9,27	90,8	11,3	24,3	11,3	0,52
Al-15% TiC	4,53	44,4	8,74	85,7	10,8	24,4	10,8	0,52
Al-20% TiC	5,50	54,0	7,90	77,4	5,9	29,4	5,9	0,70
Al-20% TiC	5,89	57,8	9,59	94,0	9,0	30,8	9,0	0,61

Таблица 3.8 - Результаты испытаний на вдавливание сферическим индентором шайб-шлифов образцов Al-TiC с различным содержанием TiC (прибор МЭИ-Т7)

Состав	$\sigma_{0,2}$		σ_B		$\sigma_{0,2}/\sigma_B$
	кгс/мм ²	МПа	кгс/мм ²	МПа	
Al	2,9	28,4	4,9	48,0	0,59
	2,9	28,4	7,0	68,7	0,41
Al-5% TiC	3,5	34,3	7,8	76,5	0,45
	3,5	34,3	8,9	87,3	0,39
Al-10% TiC	3,7	36,3	8,8	86,3	0,42
	3,5	34,3	9,1	89,2	0,38
Al-15% TiC	5,2	51,0	11,0	108	0,47
	5,1	50,0	10,5	103	0,48
Al-20% TiC	5,1	50,0	10,0	98,1	0,51
	5,0	49,1	10,0	98,1	0,50



а)



б)



в)



г)

Рисунок 3.15 – Образцы композиционного материала Al-TiC с различным содержанием фазы TiC после испытаний на растяжение (машина ИМ-12):

а) Al-5%TiC; б) Al-10%TiC; в) Al-15%TiC; г) Al-20%TiC

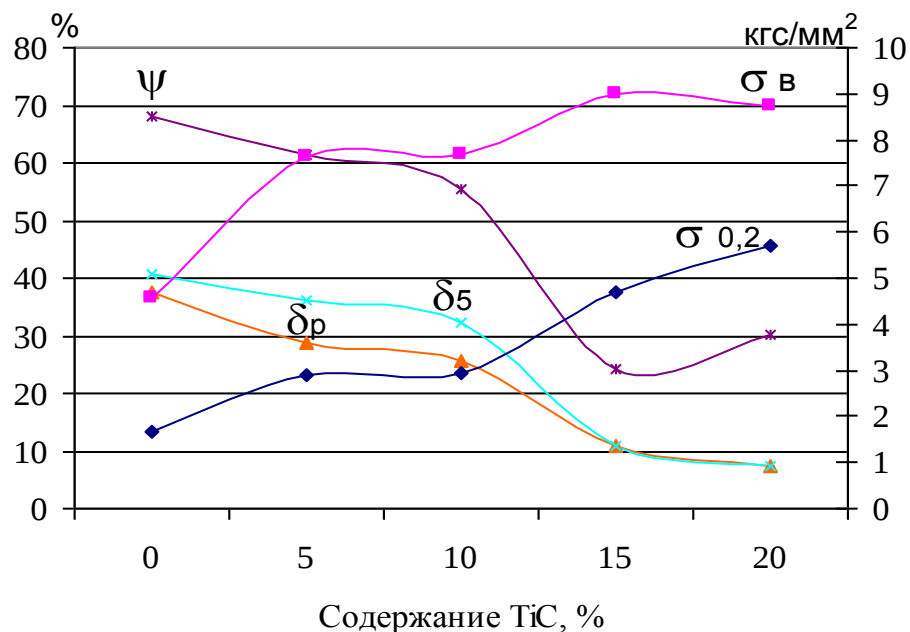


Рисунок 3.16 – Изменение механических характеристик образцов Al-TiC в зависимости от количественного содержания фазы TiC (машина ИМ-12)

Совокупный анализ данных таблиц 3.6 - 3.8 показал высокий уровень сопоставимости полученных разными методами результатов, которые, в целом, позволяют сделать вывод, что с увеличением содержания фазы TiC от 0 до 20% 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.

В заключение, в лаборатории механических испытаний СамГТУ, были проведены измерения твердости по методу Бринелля образцов, содержащих 0, 5, 10, 15, 20%TiC, которые позволили установить прямую зависимость твердости от процентного содержания фазы TiC, и для состава Al-10%TiC, в зависимости от величины нагрузки, твердость составляет 38-40 НВ (рисунок 3.17).

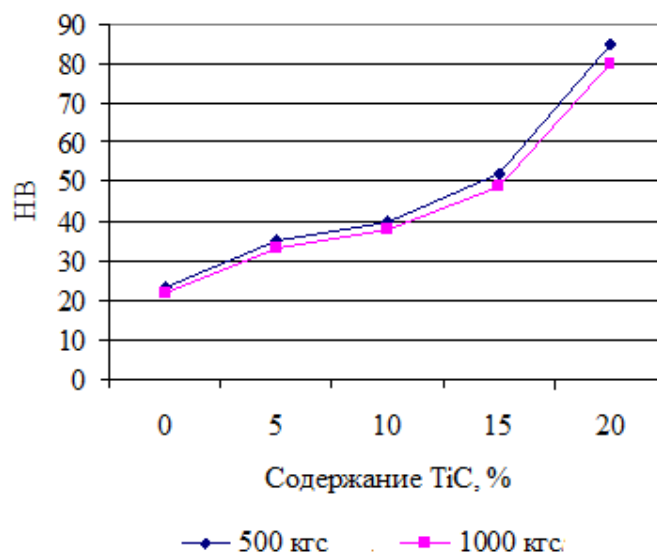


Рисунок 3.17 – Изменение твердости образцов Al-TiC в зависимости от количественного содержания фазы TiC

3.4 Выводы по разделу

1. По результатам проведенного термодинамического анализа системы Al-TiC, к экспериментальному исследованию рекомендовано стехиометрическое соотношение порошков титана и углерода, добавление 0,7% от массы шихты флюсов криолит (Na_3AlF_6) или Nocolok™ ($\text{K}_{1-3}\text{AlF}_{4-6}$) и исходные температуры расплава алюминия 1173, 1273 К (900, 1000°C), как факторы, обеспечивающие необходимый уровень развивающихся в ходе реакций температур для полноценного синтеза целевой фазы карбида титана и ее полного смачивания матричным расплавом [268].

2. По результатам экспериментального синтеза образцов Al-15%TiC на основе шихтовой смеси, включающей мелкий порошок титана ПТМ-1 и углерод П-701, установлен низкий уровень усвоения и взаимодействия шихтовых компонентов, что не дает возможности реализовать синтез композиционного материала.

3. По результатам экспериментального синтеза образцов Al-15%TiC на основе шихтовой смеси, включающей более крупный порошок титана ПТХ-6-1 и углерод П-701, показана возможность проведения взаимодействия компонентов шихты при начальной температуре расплава 1000°C в присутствии флюсов криолит и

Nocolok™, но содержание образуемой фазы карбида титана также ниже количества вводимой шихты. Максимальную дисперсность карбидной фазы, 3-5 мкм, обеспечивает применение флюса криолит.

4. По результатам экспериментального синтеза образцов Al-15%TiC на основе шихтовой смеси, включающей самый крупный порошок пористого титана ТПП-7 и углерод П-701, установлено отсутствие достаточного уровня взаимодействия компонентов шихты для синтеза 15%TiC. Наиболее подходящим для этой шихтовой смеси был определен состав Al-10%TiC, на основе которого установлена возможность проведения полноценного СВС стехиометрической фазы карбида титана в близком к вводимому количеству шихты с размером формируемых частиц 2-4 мкм в присутствии флюсов криолит и Nocolok™ и при начальной температуре расплава 900°C. Такие результаты могут быть объяснены наиболее развитой поверхностью пористой структуры крупных частиц порошка титана марки ТПП-7, представляющих собой агломераты значительно более мелких частиц титана.

5. По результатам исследования механических характеристик образцов Al-(0-20)%TiC на основе шихтовой смеси, включающей порошок титана ТПП-7 и углерод П-701, подтверждено, что при содержании 10 масс.% TiC отмечается двукратное увеличение показателей прочности и твердости при минимальном снижении пластичности [259, 260].

6. На основе сравнительного анализа полноценности протекания СВС карбидной фазы, формируемых структур, механических свойств образцов и с учетом стоимости исходных порошковых компонентов для дальнейшего исследования рекомендован состав композиционного материала Al-10%TiC, получаемый на основе шихты (ТПП-7, П-701) и флюсом криолит (Na₃AlF₆) в количестве 0,7% от массы шихты при начальной температуре расплава 900°C. Полученные результаты защищены патентами [269-271] (Приложение Б) и доложены на IX Международном симпозиуме по СВС в г. Дижоне (Франция) в 2007 г. [272].

4 ОПРЕДЕЛЕНИЕ ОПТИМАЛЬНОГО СОСТАВА ШИХТЫ ДЛЯ СВС ФАЗЫ КАРБИДА ТИТАНА ВЫСОКОЙ ДИСПЕРСНОСТИ

Анализ литературных источников, приведенный в разделе 1, показал прямую зависимость между размерами армирующей фазы и формируемым комплексом свойств композиционных материалов, в связи с чем повышение дисперсности частиц до значений менее 1 мкм, вплоть до наноуровня менее 100 нм = 0,1 мкм, стало предметом изучения ученых многих стран. В ходе реализации собственной разработанной технологии СВС фазы карбида титана в расплаве алюминия удалось достичь размера частиц карбидной фазы 2-4 мкм [259], однако этот уровень в настоящее время не является достаточным, поэтому далее был проведен комплекс исследований, направленный на поиск оптимального состава исходных компонентов шихты, применение которых обеспечит синтез частиц высокой дисперсности с размером менее 1-2 мкм (ultrafine powders) [273, 274].

4.1 Исследование влияния дисперсности порошка титана

В разделе 3 настоящей работы было показано, что порошки титана, произведенные различными способами и, вследствие этого, отличающиеся дисперсностью и морфологией частиц, также имеют различную реакционную активность: применение порошков марок ПТМ-1, ПТХ-6-1 не обеспечивает реализацию процесса СВС в расплаве в полной мере, а достичь полноценного взаимодействия компонентов возможно лишь с использованием наименее дисперсного порошка титана ТПП-7. Анализ структуры порошка титана ТПП-7 показал, что его крупные частицы представляют собой рыхлые, пористые агломераты из более мелких частиц (рисунок 2.1), благодаря чему расплав алюминия относительно легко может проникать внутрь, расщепляя титановую частицу на составные части. Далее начинается взаимодействие отдельных частиц титана с находящимся поблизости углеродным материалом, возникает волна СВС-горения и происходит синтез первичных карбидов. При этом высокая скорость синтеза приводит к образованию плотного карбидного слоя вокруг не до конца вступившей в реакцию титановой частицы, что может являться препятствием как

дальнейшему плавлению титана, так и диффузии к титановой частице углерода, в результате чего возможно замедление СВС-реакции и рост в размерах первичных частиц фазы карбида титана [275]. Для исследования влияния дисперсности титана на синтез карбидной фазы, а также исключения воздействия морфологических отличий, в настоящей работе порошок титана ТПП-7 был подвергнут рассеиванию на три фракции: 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, нагретом до 900°C [276].

Оценка размеров карбидной фазы в полученных образцах (рисунок 4.1) показала, что максимальная дисперсность частиц 250-1300 нм достигается при использовании наиболее крупного порошка титана с размерами 100-280 мкм. Также на образцах был произведен анализ уровня агломерированности частиц с применением программной разработки [250-252], 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, т.е. с увеличением размера частиц порошка титана повышается и степень агломерированности карбидной фазы. Предположено, что крупные частицы порошка титана ТПП-7 легче насыщаются расплавом алюминия с образованием множества мелких частиц алюминида титана, каждая из которых далее вступает в реакцию с углеродом с образованием таких же мелких частиц карбидной фазы. Процессы синтеза занимают некоторое время, поэтому образуемые частицы не успевают существенно вырасти в размерах и рассредоточиться по объему. В то же время, порошки титана мелких фракций изначально быстрее вступают в реакцию и образуют частицы карбидной фазы, которые, ввиду высоких температур в зоне реакции и диффузионной активности, беспрепятственно увеличиваются в размерах и лучше распределяются в расплаве. Полученные выводы согласуются с результатами исследования [277], где также показано, что использование мелких

порошков титана приводит к слишком активному горению с образованием крупных частиц карбида титана.

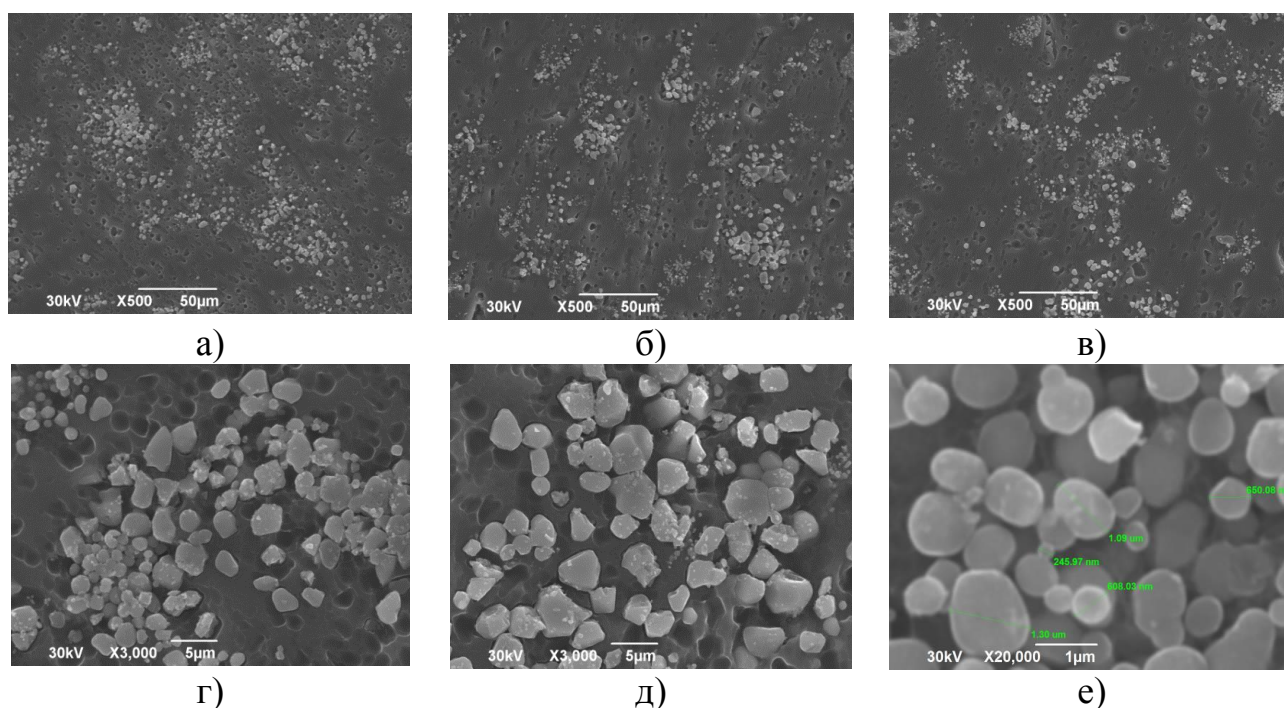
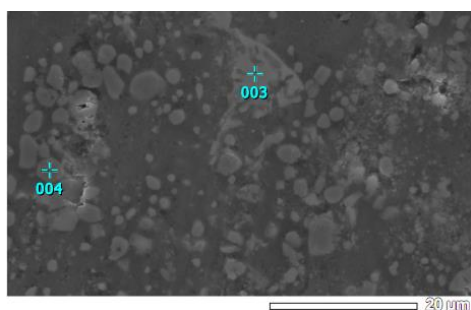


Рисунок 4.1 – Микроструктура образцов Al-10%TiC, полученных с применением порошка титана ТПП-7 разных фракций:

а, г) 0-45; б, д) 45-100; в, е) 100-280 мкм

Проведенный МРСА образца, синтезированного с применением порошка титана фракции 100-280 мкм, подтвердил наличие карбидной фазы и ее состав, близкий к стехиометрическому (рисунок 4.2).



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

Рисунок 4.2 – МРСА образца Al-10%TiC, полученного с применением порошка титана ТПП-7 с фракцией 100-280 мкм

Таким образом установлено, что использование крупнодисперсного порошка титана ТПП-7 позволяет уменьшить размер синтезируемой карбидной фазы с 2-4 мкм до 250-1300 нм, но при этом наблюдается тенденция к образованию агломератов, неравномерно распределенных по объему материала.

4.2 Исследование влияния модификации углерода

Результаты исследований [161, 169-174] свидетельствуют, что использование различных, в том числе и наноразмерных, углеродных модификаций может оказывать прямое влияние на размеры образуемой карбидной фазы. В рамках настоящей работы был произведен сравнительный анализ влияния промышленных марок углерода, выпускаемых в РФ, на синтез карбидной фазы в расплаве алюминия. Для исследования брался рекомендованный выше состав шихты, в котором использовались отличающиеся химическим составом, дисперсностью и морфологией модификации углерода: активированный уголь марок БАУ и АГ-2, коллоидный графит С-1, технический углерод Т-900 и П-701, многослойные углеродные нанотрубки «Таунит» (таблица 2.4, рисунок 2.2) [278-280].

4.2.1 Синтез с применением активированного угля

Принимая во внимание, что, согласно данным источника [151], все марки активированного угля представляют собой частицы высокой пористости с существенной удельной площадью поверхности, было сделано предположение, что эти факторы будут благоприятствовать инициированию взаимодействия с частицами титана и формированию карбидной фазы. Первоначально для исследования был выбран дробленый древесный уголь марки БАУ. После ввода навесок с СВС-шихтой в расплав фиксировалось малое время задержки реакции и практически сразу возникало бурное искрообразование, в некоторых случаях с выбросом части расплава из тигля, что, очевидно, является следствием производственной парогазовой активации данной марки угля при температурах 800-950°C по реакции:



Таким образом, яркий форс искр возникает вследствие присутствия в составе порошка БАУ существенного количества газообразных примесей. По результатам анализа полученных микроструктур выявлено наличие частиц игольчатой фазы и небольших агломератов из частиц блочной формы (рисунок 4.3) со средней степенью равномерности их распределения 0,5. Проведенный далее МРСА на частицах с разной морфологией показал, что пластинчатые включения содержат только алюминий и титан (рисунок 4.4, спектр 010) и являются, по данным РФА, побочной фазой Al_3Ti (рисунок 4.5), а блочные формирования – частицы TiC с размерами 150-300 нм (рисунок 4.4, спектр 007). Наличие Al_3Ti объясняется скоротечностью процесса СВС виду активного горения в зоне реакции и, как следствие, незавершенностью распада этой фазы.

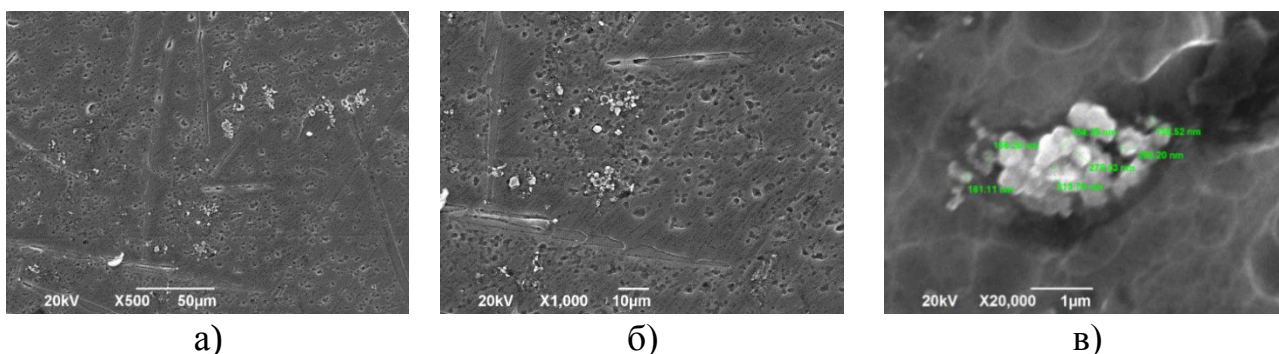
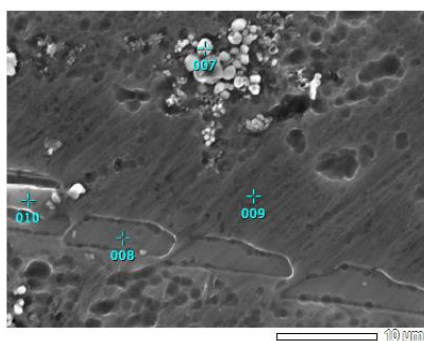


Рисунок 4.3 – Микроструктура образца Al-10%TiC, полученного с применением активированного угля БАУ



Номер спектра	Содержание элемента, масс.%/ атомн.%		
	Al	Ti	C
010	90,22/ 94,21	9,67/ 5,69	-
007	19,25/ 16,06	48,01/ 22,56	32,74/ 61,28
009	100,0/100,0	-	-

Рисунок 4.4 – МРСА образца Al-10%TiC, полученного с применением активированного угля БАУ

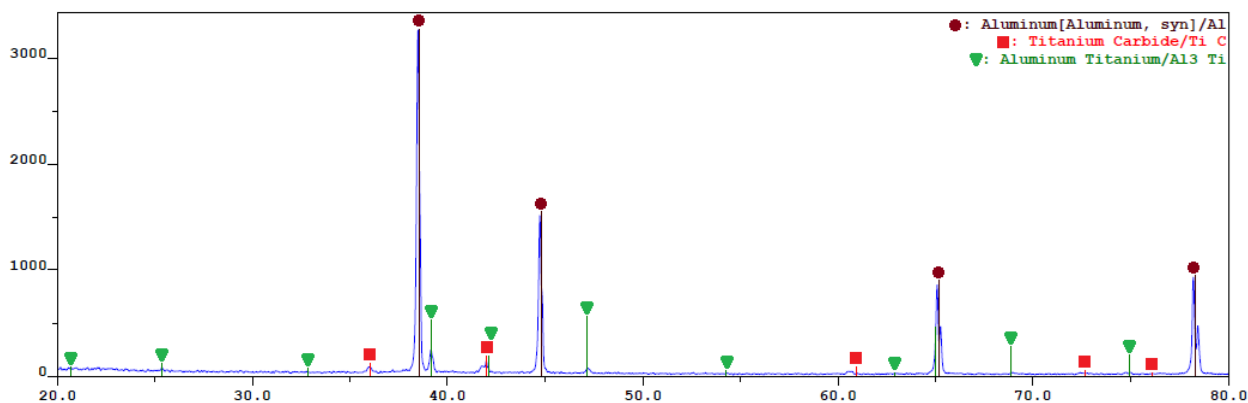
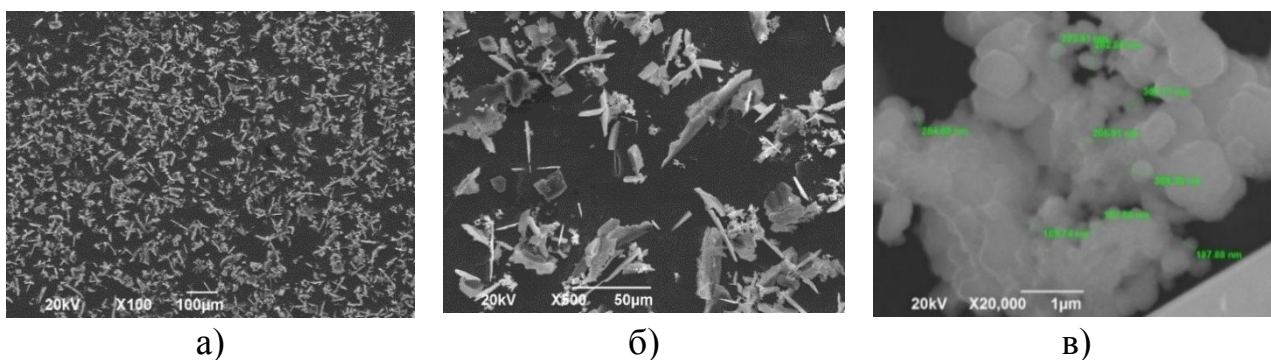


Рисунок 4.5 – РФА образца Al-10%TiC,
полученного с применением активированного углерода БАУ

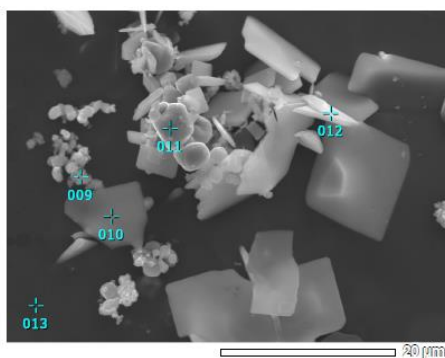
В целом, хотя при использовании древесного угля БАУ дисперсность карбидной фазы повышается до 300 нм, присутствие в составе фазы алюминид титана не дает основания считать использование этой модификации углерода целесообразным.

На следующем этапе для исследования был выбран активированный уголь марки АГ-2, получаемый из каменного угля посредством грануляции и также подвергающийся парогазовой активации, в связи с чем синтез с его использованием, по аналогии с маркой БАУ, сопровождался чрезвычайно бурным искрообразованием. В составе синтезированного образца отмечается большое количество мелкоигольчатых и блочных частиц с размером 150-350 нм (рисунок 4.6), степень равномерности распределения повысилась и составила 0,2. Данные МРСА и РФА, как и в предыдущем случае, показали, что в составе игольчатых включений присутствуют преимущественно титан и алюминий (рисунок 4.7, спектр 012) и они представляют собой фазу Al_3Ti , а блочные частицы – фаза TiC (рисунок 4.8, спектр 011). Но, помимо этого, по данным МРСА, при использовании угля АГ-2 в составе матричной основы остается значительное количество углерода (рисунок 4.7, спектр 013), который может находиться или в свободном состоянии, или в составе фазы Al_4C_3 , из чего следует, что не во всех зонах расплава произошло полноценное СВС-взаимодействие исходных компонентов шихты, и потому

рекомендовать к использованию активированный уголь марки АГ-2 также не целесообразно.



а) б) в)
Рисунок 4.6 – Микроструктура образца Al-10%TiC,
полученного с применением активированного угля АГ-2



Номер спектра	Содержание элемента, масс.%/ атомн.%		
	Al	Ti	C
012	65,86/ 61,09	20,63/ 10,78	13,51/ 28,14
011	2,70/ 2,80	74,19/ 43,35	23,11/ 53,85
013	70,50/ 52,94	0,29/ 0,12	29,21/ 46,93

Рисунок 4.7 – МРСА образца Al-10%TiC,
полученного с применением активированного угля АГ-2

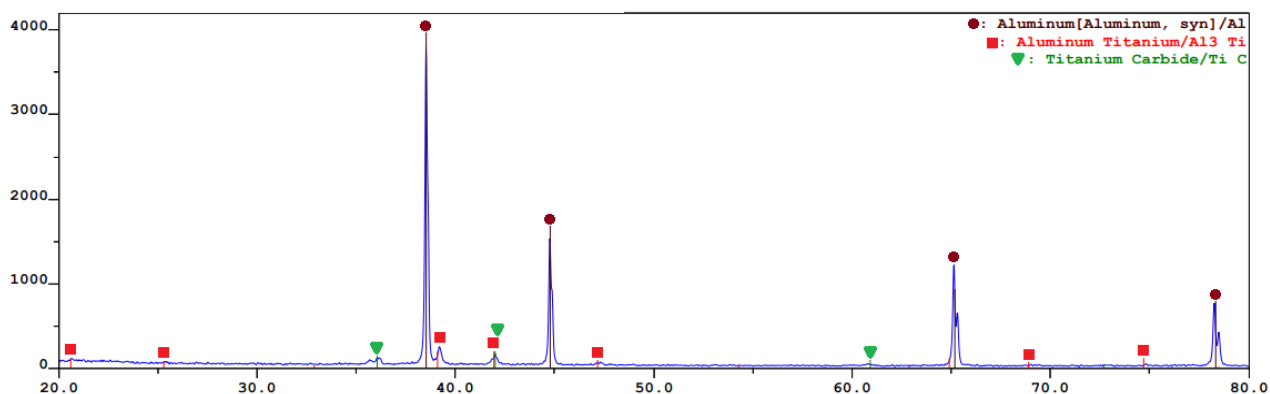


Рисунок 4.8 – РФА образца Al-10%TiC,
полученного с применением активированного угля АГ-2

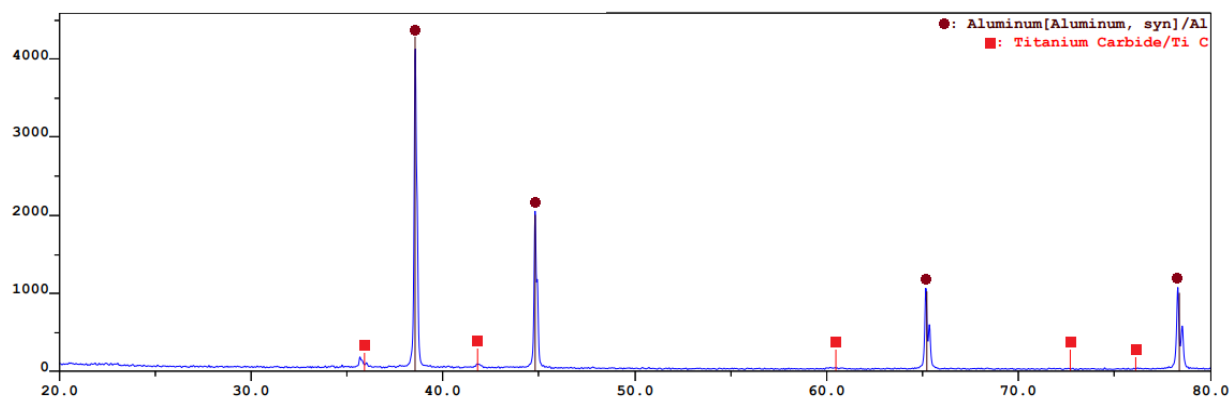


Рисунок 4.11 – РФА образца Al-10%TiC,
полученного с применением коллоидного графита С-1

4.2.3 Синтез с применением технического углерода

На первом этапе для исследования был выбран технический углерод марки Т-900, получаемый путем термического разложения жидкого углеводородного сырья, вследствие чего на поверхности его глобулярных частиц может присутствовать до 10% кислорода. В работе [159] приводятся данные, что скорость и полнота превращения в ходе СВС системы Ti-C уменьшаются с увеличением структурности углеродного материала, в связи с чем было предположено, что слабая связь частиц между собой и низкий уровень разветвленности образуемых ими углеродных цепочек в марке Т-900 будут способствовать активизации СВС-процесса. В ходе синтеза отмечалось активное искрообразование, а полученная микроструктура включает небольшие агломераты из блочных частиц с размерами 280-650 нм (рисунок 4.12) с невысоким показателем равномерности распределения - 0,76.

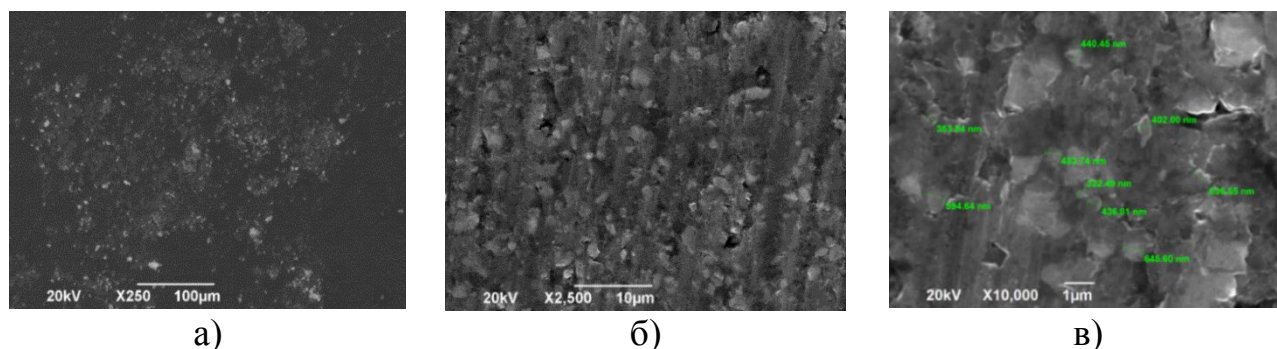
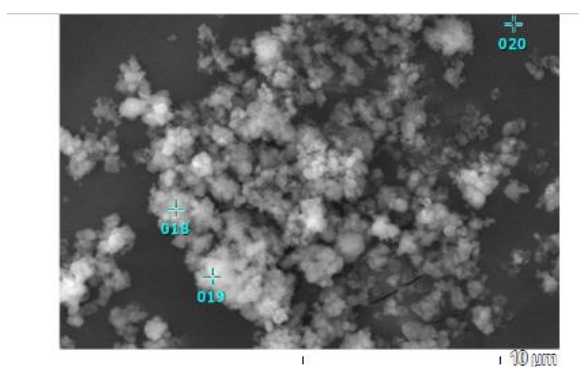


Рисунок 4.12 – Микроструктура образца Al-10%TiC,
полученного с применением технического углерода Т-900

Результаты МРСА показали, что помимо титана и углерода, в составе образцов сохраняется существенное количество кислорода (рисунок 4.13, спектр 019), обусловленное его существенной концентрацией в составе исходной углеродной формы (таблица 2.4). Кроме того, в составе матричной основы отмечается наличие углерода (рисунок 4.13, спектр 020). Таким образом, хотя, по данным РФА, сформирована целевая фаза карбида титана (рисунок 4.14), наличие в составе элементных кислорода и углерода не позволяет рекомендовать марку Т-900 к использованию.



Номер спектра	Содержание элемента, масс.%/ атомн.%			
	Al	Ti	C	O
018	60,98/ 46,40	0,34/ 0,14	8,92/ 15,25	29,77/ 38,20
019	50,66/ 36,39	0,29/ 0,12	10,13/ 16,35	38,81/ 47,14
020	93,15/ 85,83	-	6,85/ 14,17	-

Рисунок 4.13 – МРСА образца Al-10%TiC, полученного с применением технического углерода Т-900

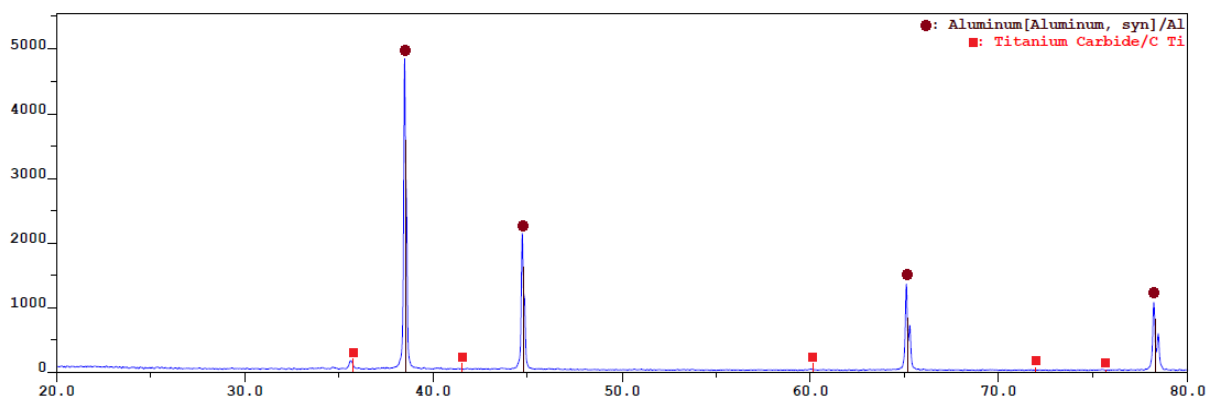


Рисунок 4.14 – РФА образца Al-10%TiC, полученного с применением технического углерода Т-900

Далее для исследования был взят технический углерод марки П-701, получаемый печным разложением углеводородов, в составе которого отсутствует

кислород (таблица 2.4), а его глобулярные частицы также формируют низкоструктурные цепочки. После интенсивно протекавшей СВС-реакции получена микроструктура, включающая множество блочных частиц с размерами 200-500 нм и средней степенью равномерности распределения - 0,64 (рисунок 4.15). Результаты МРСА (рисунок 4.16) и РФА (рисунок 4.17) подтверждают синтез исключительно карбидной фазы и отсутствие в составе матрицы иных элементов, на основании чего технический углерод марки П-701 рекомендован к дальнейшему использованию для повышения дисперсности карбидной фазы, формируемой методом СВС в расплаве алюминия.

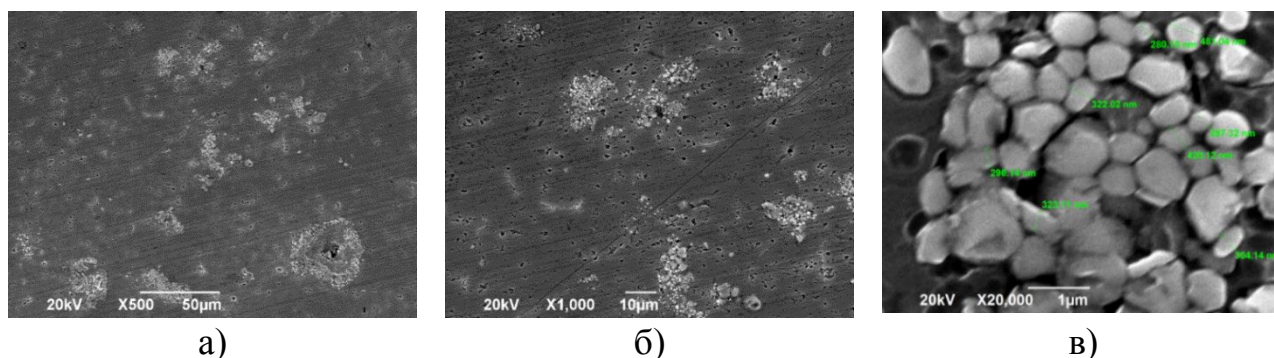
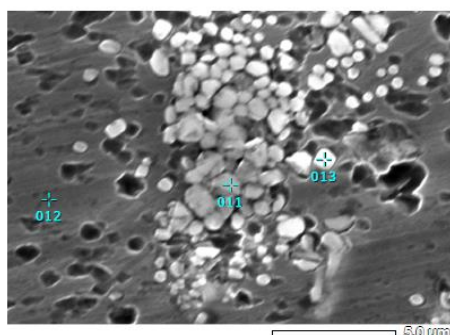


Рисунок 4.15 – Микроструктура образца Al-10%TiC, полученного с применением технического углерода П-701



Номер спектра	Содержание элемента, масс.% / атомн.%		
	Al	Ti	C
013	-	71,74/ 38,89	28,26/ 61,11
012	100,0/ 100,0	-	-

Рисунок 4.16 – МРСА образца Al-10%TiC, полученного с применением технического углерода П-701

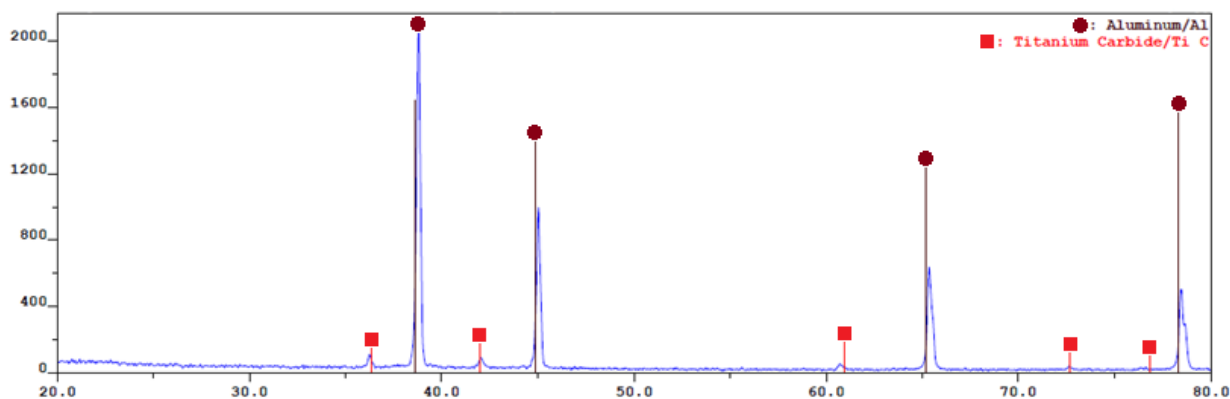


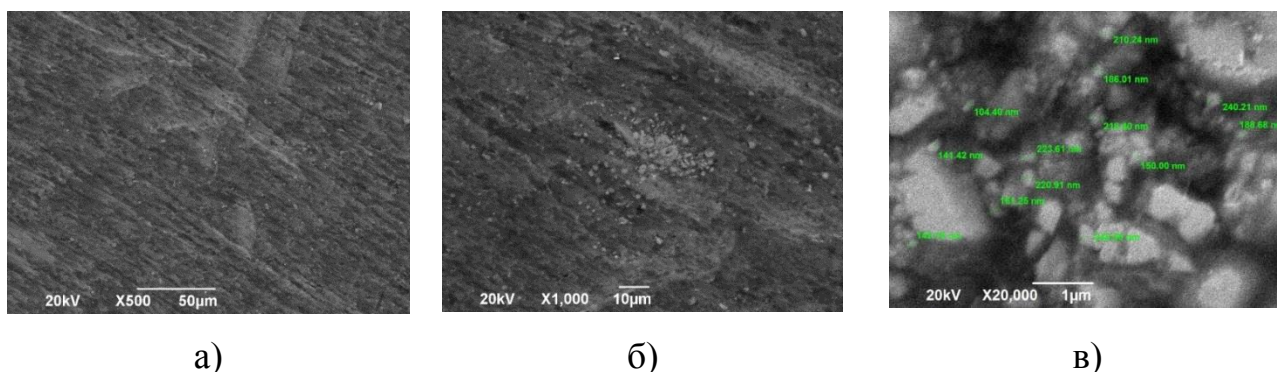
Рисунок 4.17 – РФА образца Al-10%TiC,
полученного с применением технического углерода П-701

4.2.4 Синтез с применением углеродных нанотрубок «Таунит»

Выбор для экспериментальных исследований многослойных углеродных трубок (УНТ), выпускаемых в РФ под торговым названием «Таунит»TM, был обусловлен наименьшей стоимостью этой модификации по сравнению с остальными наноразмерными углеродными формами. При этом принимали во внимание, что все наноуглеродные формы склонны к агломерированию и ученые для минимизации этого фактора практикуют ряд технологических приемов: покрытие поверхности наноразмерных частиц TiC никелем для повышения смачиваемости [179], ввод УНТ в расплав на частицах алюминиевого порошка-носителя [281] или готовых наноразмерных композиций в составе прессованных смесей с порошками Cu, Ni, Al [100], обработка поверхности УНТ кислотными реагентами с целью повышения их шероховатости [282] и др. В настоящей работе, во избежание дополнительных технологических операций и, соответственно, удорожания процесса, порошок УНТ, как и другие формы углерода, подвергался только операции механической активации совместно с порошком титана в течение 1 ч.

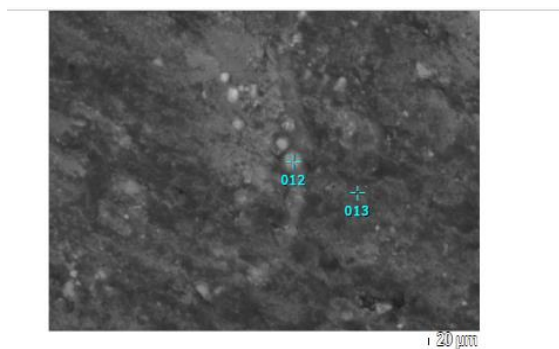
После ввода шихтовой смеси с УНТ в расплав алюминия отмечена активная СВС-реакция, по завершении которой в структуре образуется множество мелких агломератов из блочных частиц с наименьшими, по сравнению с другими

углеродными формами, размерами - 100-250 нм (рисунок 4.18) и лучшей степенью распределения – 0,44.



а) б) в)
Рисунок 4.18 – Микроструктура образца Al-10%TiC,
полученного с применением УНТ «Таунит»

О формировании карбида титана свидетельствуют результаты МРСА (рисунок 4.19, спектр 012) и РФА (рисунок 4.20). Высокая дисперсность частиц карбидной фазы в данном случае обусловлена тем, что, как показано в исследовании [35], при использовании частиц углерода с размерами менее 1 мкм в ходе СВС возникает так называемый «арочный эффект», когда образованные частицы карбида титана периодически отрываются от поверхности углерода, в результате чего толщина карбидного слоя не превышает размеров одного кристалла карбида. В связи с этим, можно предположить, что в случае с УНТ и в расплаве идет активный процесс карбидообразования, после чего частицы карбидной фазы отделяются, но тут же, в силу большой удельной поверхности, объединяются в агломераты. Однако, по данным МРСА, в составе матричной основы также зафиксирован углерод (рисунок 4.19, спектр 013), а результаты РФА засвидетельствовали и наличие нежелательной фазы Al_3Ti , присутствие которых, очевидно, связано с незавершенностью процесса карбидообразования именно ввиду скоротечности протекающего синтеза. Таким образом, хотя применение УНТ «Таунит» позволяет получать наиболее дисперсную карбидную фазу, полноценного взаимодействия компонентов шихты не происходит, что дает основание признать эти результаты неудовлетворительными.



Номер спектра	Содержание элемента, масс.%/ атомн.%		
	Al	Ti	C
012	4,97/ 5,68	77,84/ 50,15	17,19/ 44,17
013	94,27/ 87,99	-	5,73/ 12,01

Рисунок 4.19 – МРСА образца Al-10%TiC,
полученного с применением УНТ «Таунит»

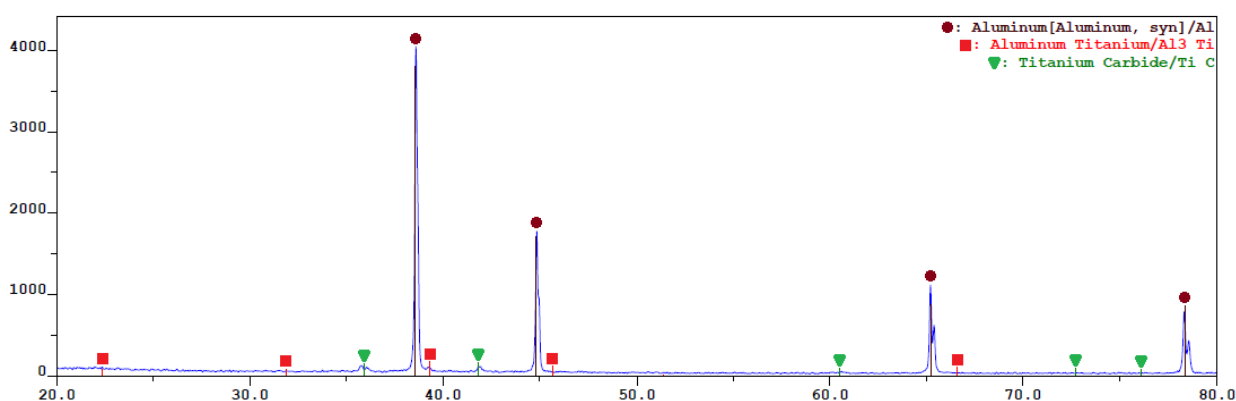


Рисунок 4.20 – РФА образца Al-10%TiC,
полученного с применением УНТ «Таунит»

По результатам проведенных исследований установлено, что для получения фазы карбида титана высокой дисперсности в расплаве алюминия наиболее подходящей модификацией углерода является технический углерод марки П-701. Однако, высокодисперсные частицы, синтезированные с его применением в составе композиционного материала, склонны к агломерированию и недостаточно равномерно распределены по объему. С целью решения этих вопросов исследования по поиску оптимального состава компонентов шихты были продолжены, но все эксперименты далее проводились с использованием крупнодисперсного порошка титана марки ТПП-7 и технического углерода марки П-701.

4.3 Исследование влияния добавки порошка алюминия

Добавка порошка алюминия в состав СВС-шихты исследовалась в предположении, что алюминий, имеющий низкую температуру плавления, быстро расплавится и в его жидкой среде будет облегчен процесс диффузии порошков титана и углерода с последующим образованием ими множества частиц карбидной фазы. Экспериментальные исследования проводились с добавлением 5, 10 и 15% порошка алюминия марки ПА-4 от массы СВС-шихты в ее состав [276], микроструктура полученных образцов представлена на рисунке 4.21.

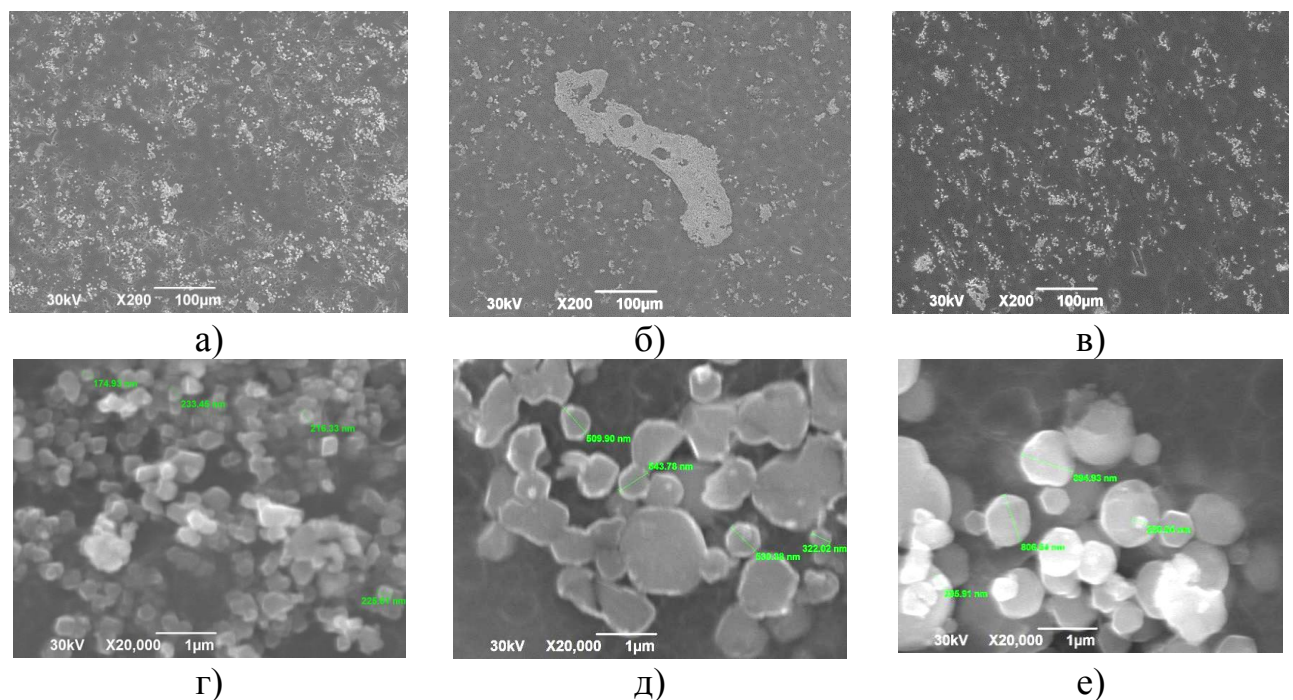
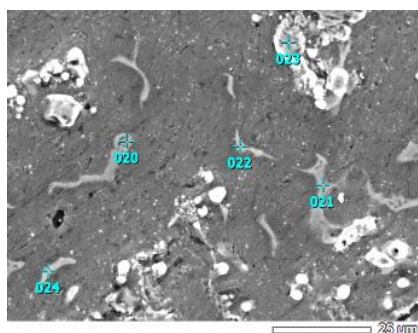


Рисунок 4.21 – Микроструктура образцов Al-10%TiC, полученных с применением добавки порошка алюминия в СВС-шихту: а, г) 5%; б, д) 10%; в, е) 15%

Анализ результатов показал, что минимальный размер карбидной фазы 170-350 нм при равномерности распределения 0,28 достигается при вводе 5% порошка алюминия в шихту, но данный размерный уровень сопоставим с дисперсностью частиц карбида титана в композитах и без добавки алюминия. При увеличении массовой доли порошка алюминия происходит лишь снижение дисперсности карбидной фазы до уровня 230-990 нм с равномерностью распределения 0,36-0,37.

Полученные результаты можно объяснить тем, что в присутствии значительного содержания порошка алюминия в шихте снижается локальная температура расплава, порошки титана и углерода дольше нагреваются и вследствие этого задерживается запуск СВС-реакции, что приводит к замедлению диффузии частиц карбидной фазы. В случае же присутствия порошка алюминия в малом количестве, температура расплава в местах нахождения СВС-шихты и протекания экзотермической реакции существенно не снижается, что позволяет частицам карбидной фазы беспрепятственно образовываться и более активно диффундировать. Результаты МРСА показали, что даже при добавлении 5% порошка алюминия в состав образцов присутствуют частицы игольчатой формы, включающие преимущественно алюминий и титан, что позволяет предположить наличие интерметаллидов Al_3Ti (рисунок 4.22, спектр 024).



Номер спектра	Содержание элемента, масс.% / атомн.%		
	Al	Ti	C
023	-	85,62/ 59,81	14,38/ 40,18
024	58,95/ 65,64	35,7/ 21,3	5,35/ 12,78

Рисунок 4.22 – МРСА образца Al-10%TiC, полученного с применением добавки порошка алюминия в СВС-шихту в количестве 5%

Влияние присутствия порошка алюминия на процесс СВС карбида титана изучено в работе [66], где авторы спекали порошки титана и углерода в инертной среде аргона с добавлением порошка алюминия в количестве до 60 масс.% и ими установлено, что, хотя средний размер карбидных включений уменьшается по мере увеличения содержания алюминия, последний может в количестве до 2,5 масс.% растворяться в составе кристаллической решетки карбида, что приводит к уменьшению параметров его решетки и нестабильности конечных характеристик.

В связи с этим, а также на основании собственных результатов сделан вывод, что добавка порошка алюминия в состав СВС-шихты не является целесообразной.

4.4 Исследование влияния вида и количества флюсов

Собственные исследования, проведенные в ходе разработки технологии (раздел 3), показали, что использование фторидных флюсов криолит (Na_3AlF_6) и NocolokTM ($\text{K}_{1-3}\text{AlF}_{4-6}$) способствует переводу оксидов и примесей в шлако- или газообразное состояние и активизирует СВС-взаимодействие порошков титана и углерода, на основании чего добавка в шихту флюсовых компонентов была признана обязательной [259, 260]. Также известно, что одним из приемов классического СВС для получения наноразмерных порошков является замена исходных элементных реагентов на их химические соединения, которые могут разлагаться в волне горения [283, 284]. В рамках настоящего исследования было сделано предположение, что в случае применения титансодержащей галоидной соли, с температурой плавления, сопоставимой с температурой расплава алюминия 900°C , она может выступать и в качестве прекурсора - источника титана, запускающего СВС-реакцию, и в роли флюса, продукты распада которого будут оказывать рафинирующее воздействие. Для исследования были выбраны титансодержащие соли щелочных металлов Na_2TiF_6 ($T_{\text{пл.}} = 1077 \text{ K}$) и K_2TiF_6 ($T_{\text{пл.}} = 1172 \text{ K}$), которые используются в качестве компонентов отечественных комплексных флюсовых препаратов [285].

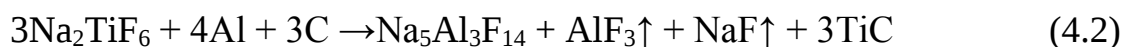
На первом этапе в составе СВС-шихты часть металлического порошка титана заменялась на указанные галоидные соли в количестве, равноценном по содержанию титана. Общая формула СВС-шихты была следующей: $(100 - x) \cdot \text{Ti} + \text{C} + x \cdot \text{Na}_2\text{TiF}_6$ (K_2TiF_6), где x – массовый процент галоидной соли (по титану), замещающей x % элементного порошка титана в составе СВС-шихты [276, 286]. Термодинамические расчеты в системах с разным количеством флюсов Na_2TiF_6 и K_2TiF_6 показали, что при увеличении их концентрации адиабатическая температура системы Al-TiC повышается, а количество карбидной фазы сокращается в связи с возможным образованием фазы Al_4C_3 (таблица 4.1).

Таблица 4.1 – Термодинамический анализ системы Al-TiC с добавкой солей Na_2TiF_6 и K_2TiF_6 вместо части металлического титана [286]

Вид и количество соли в шихте	$T_{\text{нач.}}, \text{K}$	$T_{\text{ад.}}, \text{K}$	Количество фазы TiC, моль	Количество фазы Al_4C_3 , моль
10% Na_2TiF_6	1173	1519	0,3	0,0084
20% Na_2TiF_6	1173	1591	0,28	0,0169
30% Na_2TiF_6	1173	1630	0,25	0,256
10% K_2TiF_6	1173	1508	0,3	0,0088
20% K_2TiF_6	1173	1567	0,28	0,0176
30% K_2TiF_6	1173	1618	0,25	0,0267

Экспериментальный синтез образцов композиционного материала Al-10%TiC с добавлением 10, 20 и 30% соли Na_2TiF_6 вместо элементного титана в СВС-шихте проходил чрезвычайно интенсивно, со значительным искро- и газовыделением и с образованием большого количества шлака. Анализ микроструктуры, представленный на рисунке 4.23, показал, что во всех образцах удалось снизить нижний уровень размера частиц карбидной фазы до значений менее 100 нм, т.е. до наноразмеров, но при этом образуются агломераты из спекшихся частиц, располагающихся преимущественно по границам зерен. Степень равномерности распределения составила 0,47; 0,45 и 0,52 соответственно, что свидетельствует о тенденции к повышению агломерированности с увеличением доли соли в шихте.

Для установления фазового состава был проведен РФА образца с лучшим распределением карбидной фазы (при замене 20%Ti), который показал, что, помимо фазы карбида титана, в составе также присутствует соединение хиолит $\text{Na}_5\text{Al}_3\text{F}_{14}$ (рисунок 4.24), наличие которого обусловлено протеканием реакции:



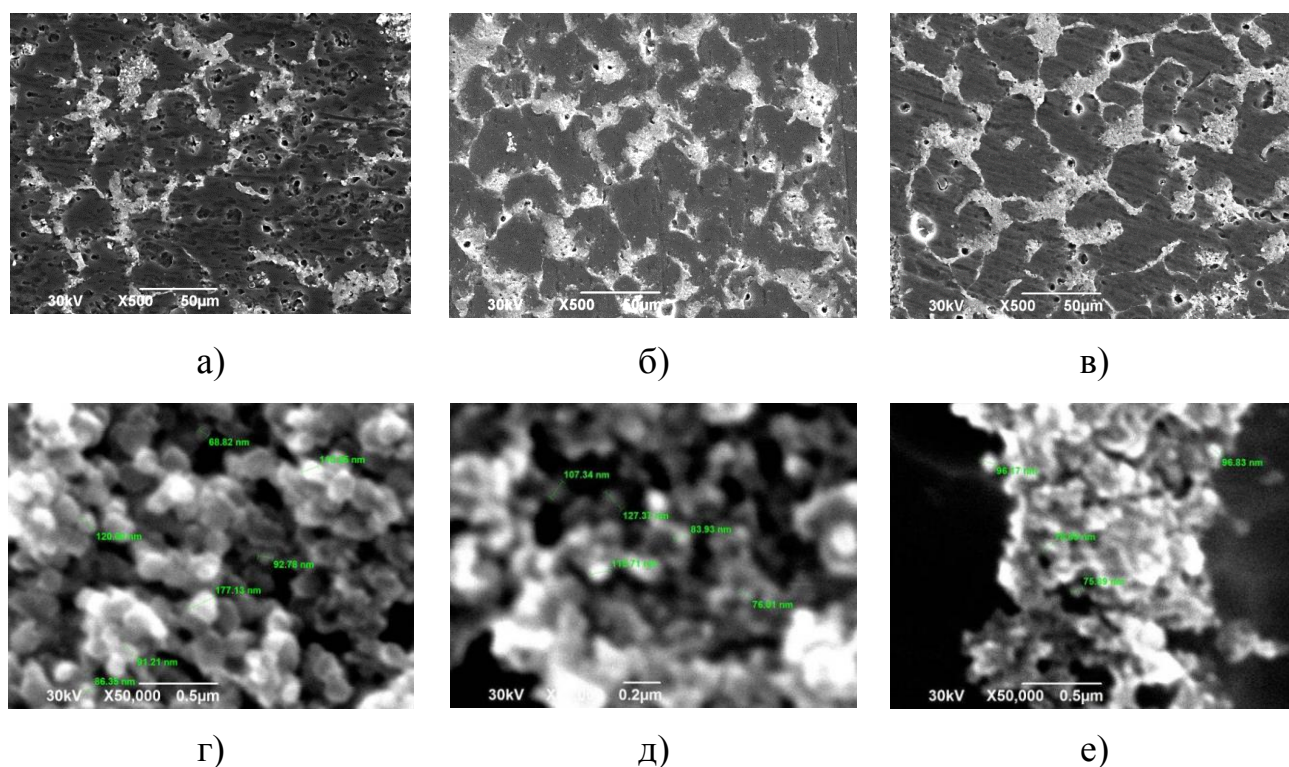


Рисунок 4.23 – Микроструктура образцов Al-10%TiC, полученных с применением различного содержания соли Na_2TiF_6 вместо части x элементного Ti: а, г) 10%; б, д) 20%; в, е) 30%

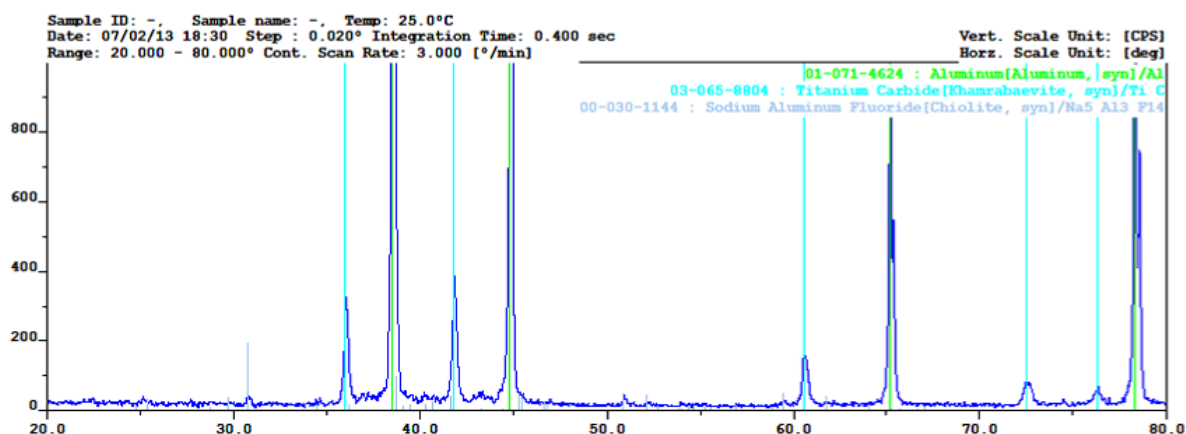
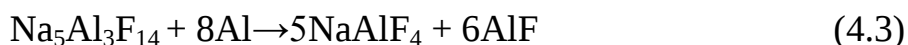


Рисунок 4.24 – РФА образца Al-10% TiC, полученного с применением 20% Na_2TiF_6 вместо элементного Ti

Т.е. исходный флюс Na_2TiF_6 претерпевает частичный распад с образованием газообразных соединений AlF_3 и NaF , оказывающих некоторое рафинирующее воздействие, но распад $\text{Na}_5\text{Al}_3\text{F}_{14}$ произойти до окончания синтеза не успевает.

Соединение хиолит не устойчиво и в случае последующего нагрева при температуре 738°C [287] возможен его распад с образованием газообразных продуктов:



Но все же без переплава включения легкоплавкого и непрочного хиолита, несомненно, обуславливают структурную неоднородность образцов и потому дают основание признать полученные результаты лишь частично успешными.

Далее по аналогии была проведена серия экспериментов с использованием соли K_2TiF_6 вместо 10, 20 и 30% элементного Ti в составе шихты. В процессе синтеза было отмечено, что первые навески, вводимые в расплав, инициируют весьма слабое искрообразование (обусловлено тем, что K_2TiF_6 имеет температуру плавления на 100 К выше, чем Na_2TiF_6 , в связи с чем распад этой соли происходит позже), и только после ввода последней навески наблюдаются признаки активного СВС-процесса. Анализ микроструктуры показал, что так же, как и в случае с солью Na_2TiF_6 , наблюдается значительное увеличение дисперсности частиц карбида титана до значений ниже 100 нм (рисунок 4.25), но они объединены в агломераты, что приводит примерно к тому же уровню равномерности распределения частиц – 0,47; 0,47 и 0,39. Проведенный РФА синтезированных образцов показал наличие только целевой фазы карбида титана, хотя ее количество (пики красного цвета на дифрактограммах) заметно уменьшается при увеличении концентрации соли в СВС-шихте (рисунок 4.26).

В целом, результаты экспериментов по использованию титансодержащих солей Na_2TiF_6 и K_2TiF_6 вместо элементного титана показали, что присутствие в расплаве алюминия атомарного титана, образующегося в результате их разложения, приводит к повышению дисперсности частиц карбидной фазы вплоть до наноуровня, но образованные частицы склонны к формированию агломератов, а в составе композитов возможно присутствие побочных фаз.

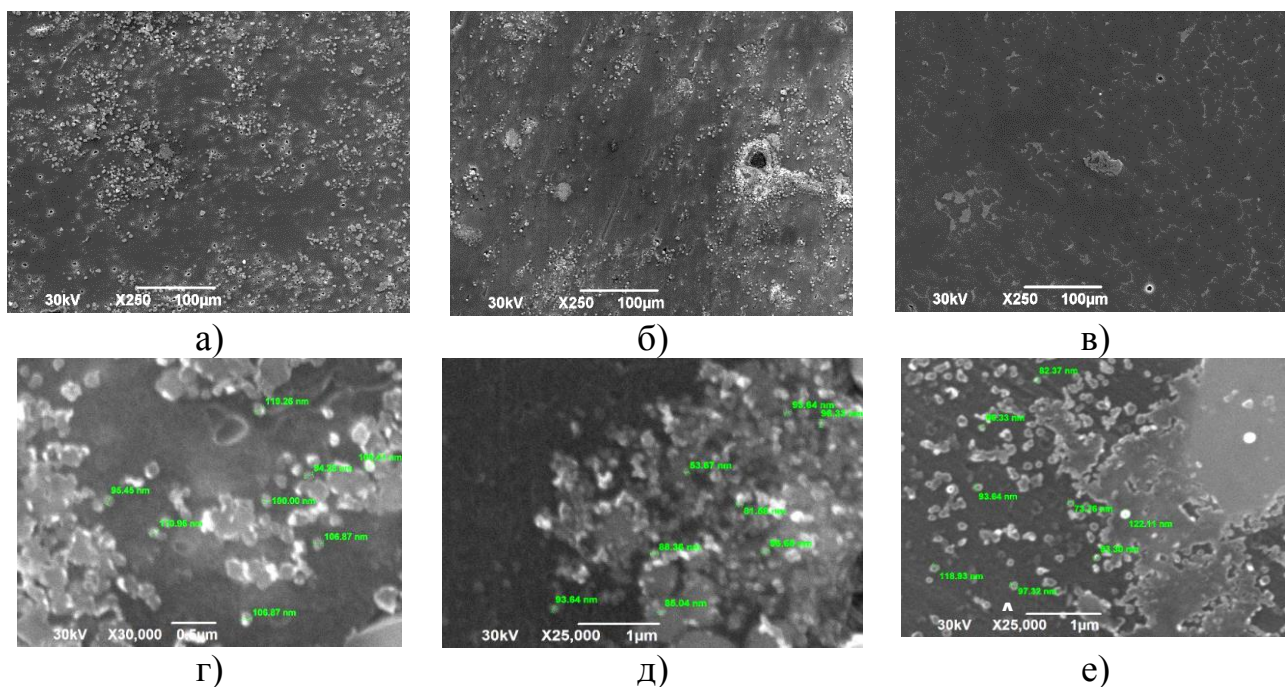
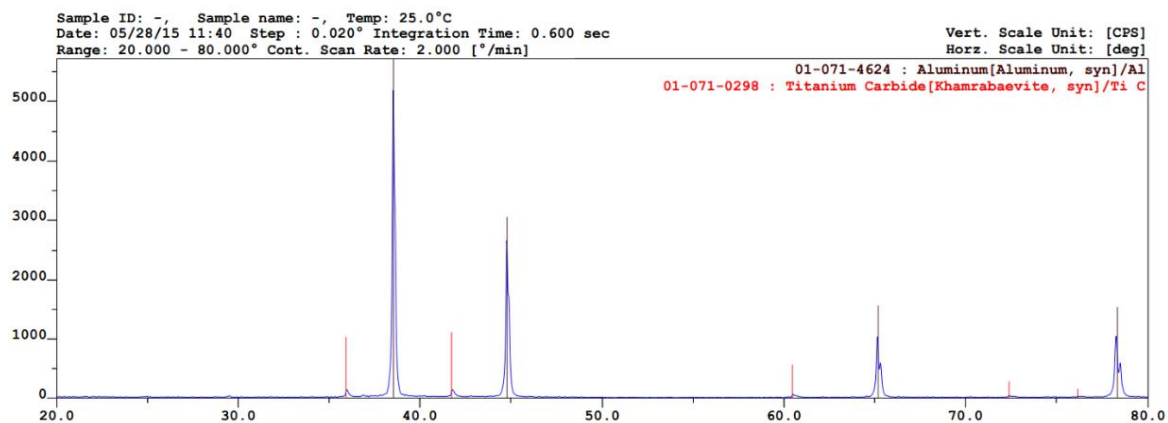
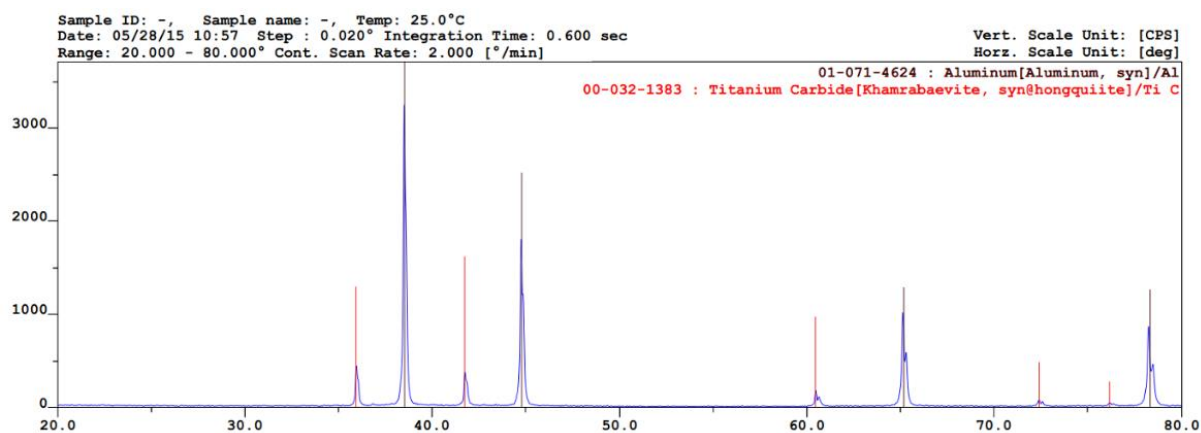
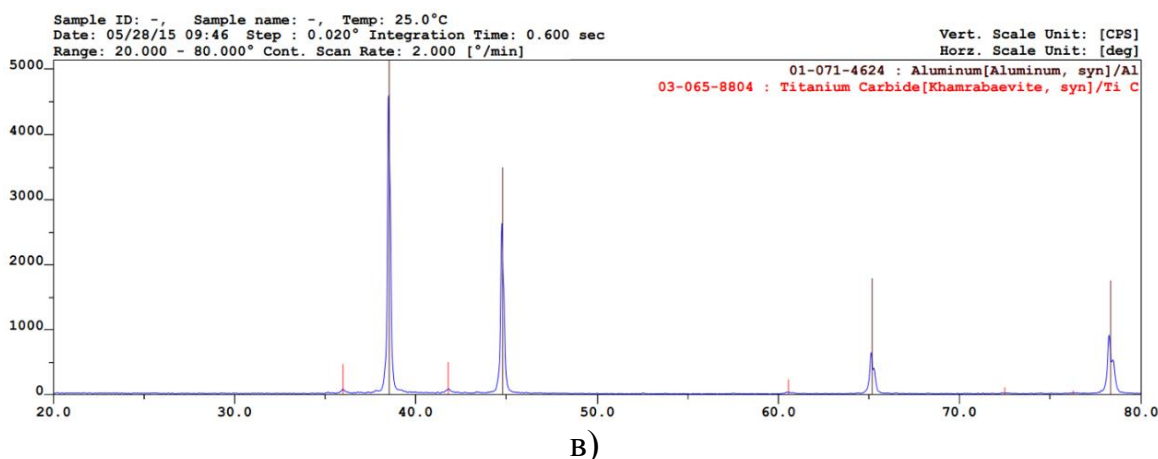


Рисунок 4.25 – Микроструктура образцов Al-10%TiC, полученных с применением различного содержания соли K_2TiF_6 вместо части x элементного Ti: а, г) 10%; б, д) 20%; в, е) 30%





в)
Рисунок 4.26 – РФА образцов Al-10% TiC, полученных с применением различного содержания соли K_2TiF_6 вместо части x элементного Ti:
а) 10%; б) 20%; в) 30%

На следующем этапе было исследовано влияние добавки солей Na_2TiF_6 и K_2TiF_6 в состав СВС-шихты не вместо части металлического титана, а сверх стехиометрического количества шихты из элементных порошков титана и углерода.

Экспериментальный синтез в присутствии 5, 10 и 20% Na_2TiF_6 сверх массы СВС-шихты происходил достаточно активно, с существенно меньшим количеством образующегося шлака по сравнению с предыдущей серией плавов. Анализ полученных микроструктур показал, что во всех образцах сформированы частицы фазы карбида титана высокой дисперсности: при добавке 5% Na_2TiF_6 размеры преимущественно составляют 80-200 нм, при добавке 10 и 20% Na_2TiF_6 - 100-200 нм (рисунок 4.27). Степень равномерности распределения в образцах составила 0,23; 0,15 и 0,14, что свидетельствует о наименьшей агломерированности частиц карбидной фазы по сравнению со всеми ранее полученными образцами. Однако при добавке 20% Na_2TiF_6 , по данным РФА, в составе композитов фиксируется нежелательная интерметаллическая фаза Al_3Ti (рисунок 4.28), что обусловлено замедлением распада соли в таком существенном количестве. Принимая во внимание совокупность результатов, оптимальной была признана добавка 5% Na_2TiF_6 в состав СВС-шихты сверх ее массы.

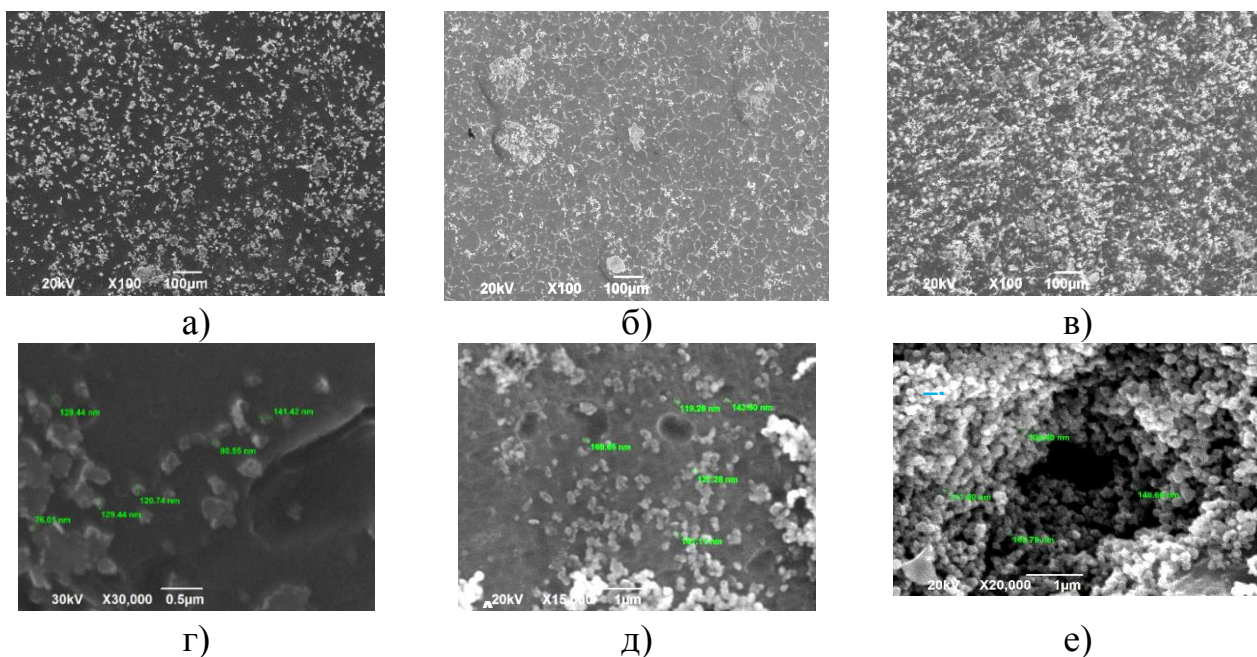
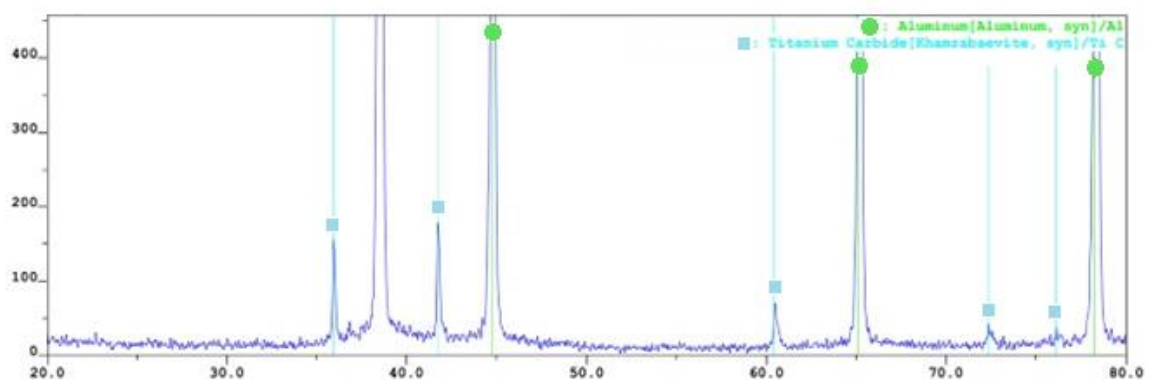
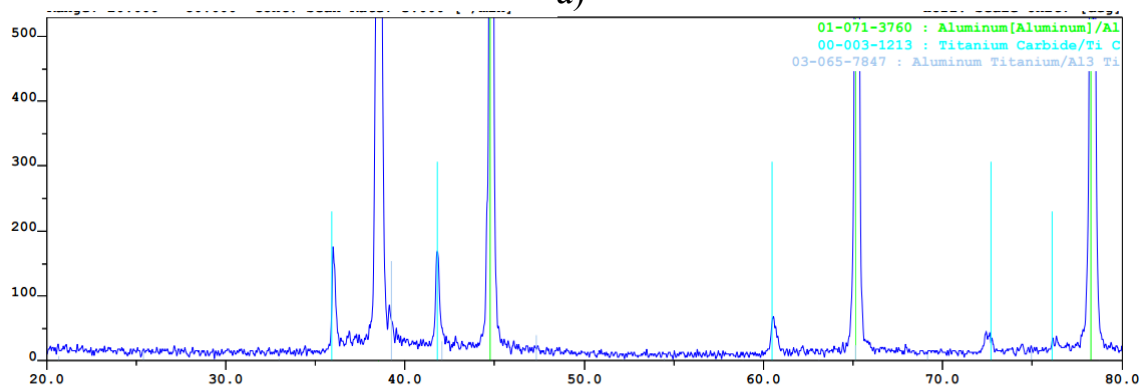


Рисунок 4.27 – Микроструктура образцов Al-10%TiC, полученных с применением различного содержания соли Na_2TiF_6 сверх массы шихты: а, г) 5%; б, д) 10%; в, е) 20%



а)



б)

Рисунок 4.28 – РФА образцов Al-10% TiC, полученных с применением различного содержания соли Na_2TiF_6 сверх массы шихты: а) 5%; б) 20%

карбидную фазу с приемлемой степенью равномерности распределения, но, принимая во внимание конечный фазовый состав, а также ценовой фактор, для дальнейшего синтеза композиционного материала Al-TiC рекомендована добавка соли Na_2TiF_6 в количестве 5% от массы шихтовой СВС-смеси.

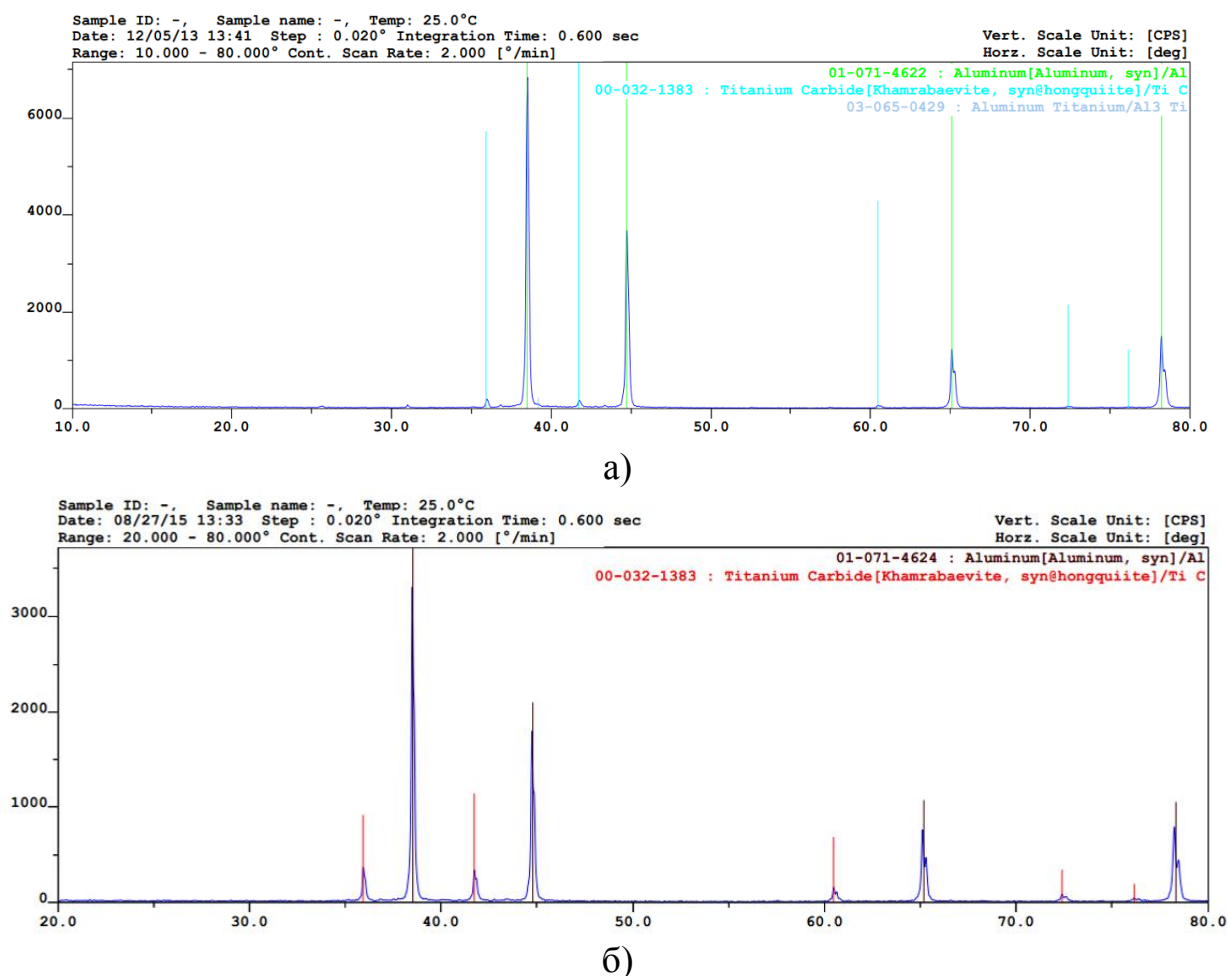


Рисунок 4.30 – РФА образцов Al-10%TiC, полученных с применением различного содержания соли K_2TiF_6 сверх массы шихты: а) 5%; б) 10%

4.5 Выводы по разделу

Полученные результаты показывают, что изменение состава шихтовых материалов открывает большие возможности для варьирования дисперсностью частиц карбидной фазы при проведении СВС в расплаве алюминия и сделать следующие выводы:

1. Применение порошка титана марки ТПП-7 крупной фракции (100-280 мкм) позволяет снизить размер карбидной фазы до значений 250-1300 нм.

2. Применение разных модификаций углерода (активированный уголь марок БАУ и АГ-2, коллоидный графит С-1, технический углерод Т-900 и П-701, УНТ «Таунит») позволяет проводить синтез карбидной фазы с размерами частиц 100-650 нм. Но формирование композиционного материала заданного фазового состава с дисперсностью частиц 200-500 нм возможно только с применением технического углерода марки П-701; использование остальных углеродных форм не позволяет провести СВС в полной мере и приводит к образованию нежелательных побочных фаз.

3. Добавление в шихту порошка алюминия марки ПА-4 в количестве 5% позволяет синтезировать фазу карбида титана с дисперсностью 170-350 нм, но способствует формированию побочной фазы алюминида титана.

4. Замена 10-30% металлического титана в составе СВС-шихты на титансодержащие соли Na_2TiF_6 и K_2TiF_6 дает возможность синтезировать высокодисперсную фазу карбида титана с размерами от 100 нм, но приводит к образованию большого количества шлака и нежелательных побочных фаз.

5. Добавление в СВС-шихту сверх стехиометрического состава 5-10% солей Na_2TiF_6 и K_2TiF_6 позволяет сохранить высокодисперсный уровень частиц карбидной фазы (80-200 нм) и повысить равномерность их распределения по объему материала, но максимальную дисперсность и заданный фазовый состав обеспечивает только добавка 5% Na_2TiF_6 .

6. В качестве оптимального состава шихтовой смеси для синтеза высокодисперсной фазы карбида титана в расплаве алюминия рекомендованы: порошок титана ТПП-7 крупной фракции, порошок углерода технического П-701, флюс Na_2TiF_6 в количестве 5% от массы СВС-шихты [276, 279, 280, 288-291].

5 ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ДИСПЕРСНОСТЬ КАРБИДНОЙ ФАЗЫ, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Существенное повышение характеристик композиционных материалов может быть достигнуто не только за счет увеличения дисперсности карбидной фазы, но и в результате легирования матричной основы путем реализации механизмов твердорастворного или дисперсионного упрочнения. В рамках настоящей диссертационной работы было изучено влияние ряда распространенных легирующих элементов на процесс СВС карбида титана в расплаве, дисперсность образуемой фазы, порядок формирования фазового состава и конечные свойства модельных композиционных материалов системы Al-TiC.

5.1 Исследование влияния добавки меди

Исследователи из НИТУ «МИСиС» сформулировали ряд принципов легирования, направленных на создание новых алюминиевых сплавов [292], один из которых основан на том, что перспективным является легирование алюминиевой матрицы переходными металлами, имеющими относительно высокую растворимость в алюминиевом твердом растворе (десятые доли процента и выше) и образующими фазы-упрочнители при старении, к их числу авторы относят Cu, Mg, Zn, Mn и др. Наиболее распространенной легирующей добавкой является медь, что обусловлено хорошей технологичностью и жаропрочностью сплавов системы Al-Cu. При высоких температурах медь растворяется в решетке алюминия в количестве, согласно диаграмме состояния, до 5,7% (рисунок 5.1) [293]; с понижением температуры растворимость меди уменьшается, достигая 0,1% при 20°C, при этом из твердого раствора выделяется упрочняющая θ -фаза состава CuAl_2 , имеющая сравнительно высокую твердость (530 HV) [294]. Добавка меди в алюминий оказывает и некоторый модифицирующий эффект по измельчению зерна сплава и, по сравнению, например, с магналиями у сплавов системы Al-Cu более высокие механические свойства в широком интервале температур [295].

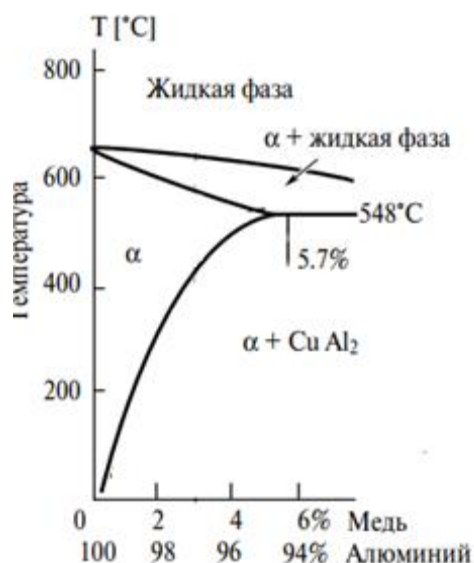


Рисунок 5.1 – Диаграмма состояния системы Al-Cu [293]

В традиционных технологиях основным способом ввода добавок в расплав является лигатурный метод, который нашел применение и при производстве композиционных материалов [141, 199 и др.]. Но в современной литейной практике все большее распространение приобретает введение легирующих элементов в жидкий алюминий в виде порошков, и осуществляться оно может тремя способами: введение брикетированных порошков (таблеток); введение кусков плавленной массы из флюса и введенного в него порошка металла; вдувание порошков легирующего металла с помощью

инертного газа. Преимуществом использования порошковых компонентов является их быстрая растворимость и усвояемость (более 95 масс.%), а, кроме того, с увеличением дисперсности частиц легирующих элементов повышается скорость их растворения в расплаве и, например, с уменьшением диаметра частиц марганца с 40 до 5 мкм, скорость их растворения в расплаве увеличивается в 8 раз [227].

Применительно к производству композиционных материалов известен пример ввода в состав шихты порошкового соединения CuO в качестве инициирующей добавки, присутствие которой обеспечивает протекание экзотермической реакции $6\text{CuO} + 2\text{Al} = 3\text{Cu}_2\text{O} + \text{Al}_2\text{O}_3$, повышающей температуру расплава, что позволяет проводить СВС карбида титана при его начальных температурах 750-920°C [223]. В отечественном исследовании [92] была опробована технология ввода в расплав армирующих частиц SiC в составе прессованных таблеток в сочетании с порошками сплава AMg3 и Ti, результаты которой подтвердили эффективность данного технологического приема. В настоящей диссертационной работе, с целью исключения необходимости отдельного получения лигатурного сплава и дополнительной операции прессования, была изучена возможность легирования порошковой медью марки ПМС-1, которую вводили в расплав алюминия при

температуре 800°C в виде завернутых в алюминиевую фольгу 3-4 навесок насыпной плотности из расчета содержания 2,5; 3,5 и 5%Cu, далее следовала выдержка 30 мин и перемешивание расплава, подогрев расплава до температуры 900°C и затем поочередный ввод навесок с СВС-шихтой рекомендованного состава.

В ходе экспериментального синтеза во всех случаях сразу наблюдается интенсивная СВС-реакция, а полученные микроstructures, представленные на рисунке 5.2, содержат многочисленные мелкие частицы блочной формы с размерами 100-200 нм и приблизительно одинаковой степенью равномерности распределения – 0,39; 0,41 и 0,42 соответственно.

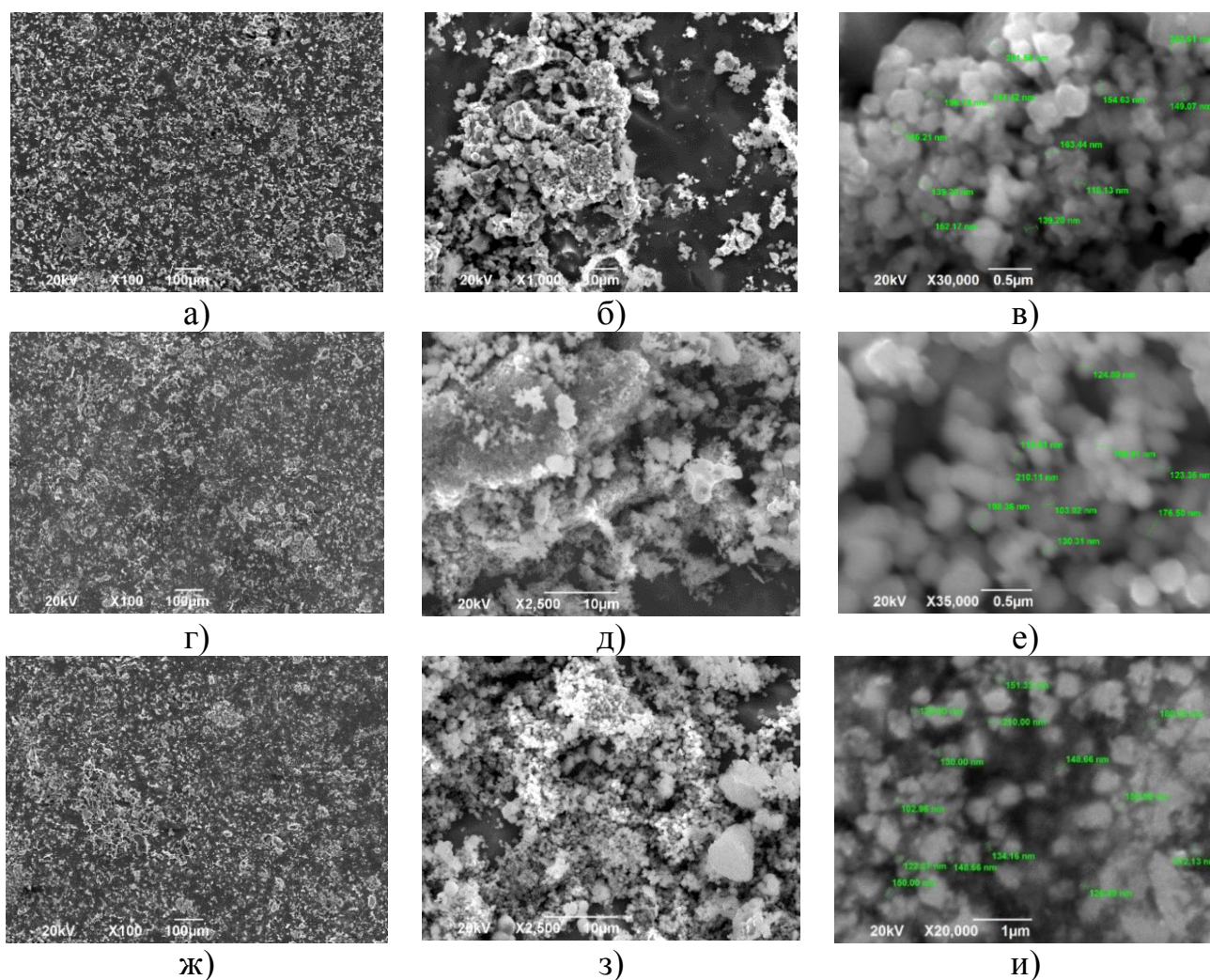
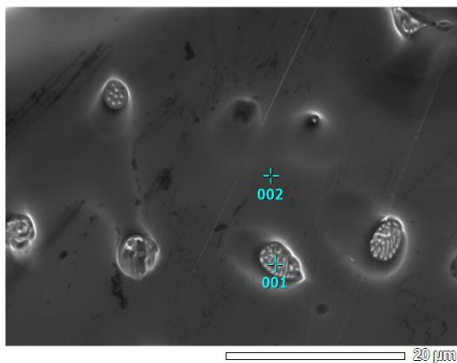


Рисунок 5.2 – Микроstructure образцов Al-10%TiC с легирующей добавкой меди: а, б, в) 2,5%Cu; г, д, е) 3,5%Cu; ж, з, и) 5%Cu

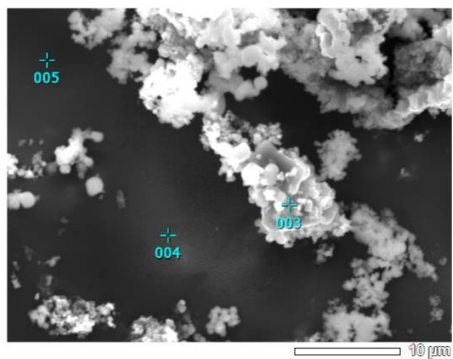
Проведенный МРСА показал, что матричный сплав содержит отдельные частицы, состоящие из алюминия и меди, а в составе композитов присутствуют также усвоенные элементы шихты – титан и углерод (рисунок 5.3).

Но данные РФА свидетельствуют, что в составе матричной основы Al-5%Cu, при отсутствии карбидных частиц, преобладает твердый раствор, а вероятная фаза CuAl_2 присутствует в минимальном, не регистрируемом количестве (рисунок 5.4, а). В композитах при содержании меди в количестве 2,5% она все еще преимущественно остается в твердом растворе (рисунок 5.4, б), но при повышении содержания меди до 3,5 и 5% в структуре отмечается уже существенное количество фазы CuAl_2 , фиксируемое на их дифрактограммах (рисунок 5.4, в, г).



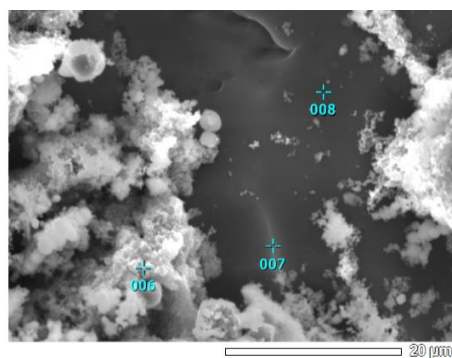
Номер спектра	Содержание элемента, масс.%/ атомн.%	
	Al	Cu
001	66,48/ 82,36	33,52/ 17,64
002	96,90/ 98,66	3,10 1,34

а)



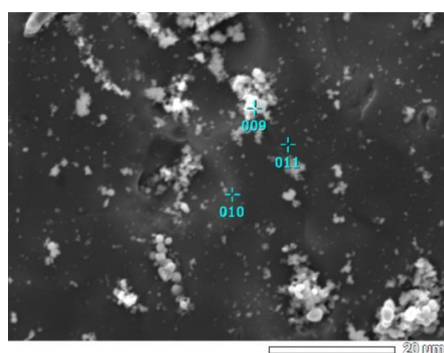
Номер спектра	Содержание элемента, масс.%/ атомн.%			
	Al	Ti	C	Cu
003	2,13/ 1,98	67,78/ 35,38	30,09/ 62,64	-
004	91,11/ 95,00	7,39/ 4,34	-	1,5/ 0,67

б)



Номер спектра	Содержание элемента, масс.%/ атомн. %			
	Al	Ti	C	Cu
006	4,63/ 4,35	66,74/ 35,29	28,63/ 60,36	-
007	95,76/ 97,57	4,24/ 2,43	-	-
008	98,55/ 99,38	-	-	1,45/ 0,62

в)

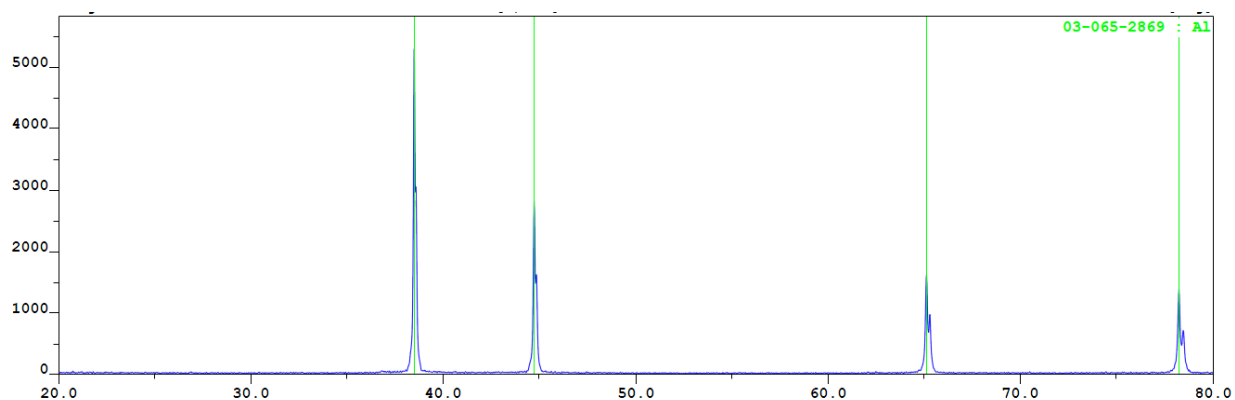


Номер спектра	Содержание элемента, масс.%/ атомн. %			
	Al	Ti	C	Cu
009	22,73/ 17,65	39,68/ 17,36	37,17/ 64,85	0,42/ 0,14
010	95,89/ 97,80	2,97/ 1,71	-	1,14/ 0,50
011	97,46/ 98,91	-	-	2,54/ 1,09

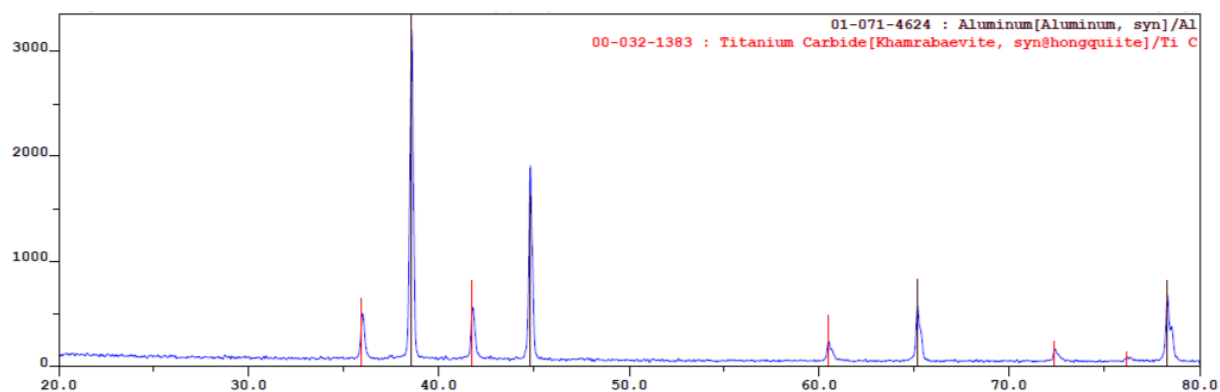
г)

Рисунок 5.3 – МРСА образцов: а) Al-5%Cu;

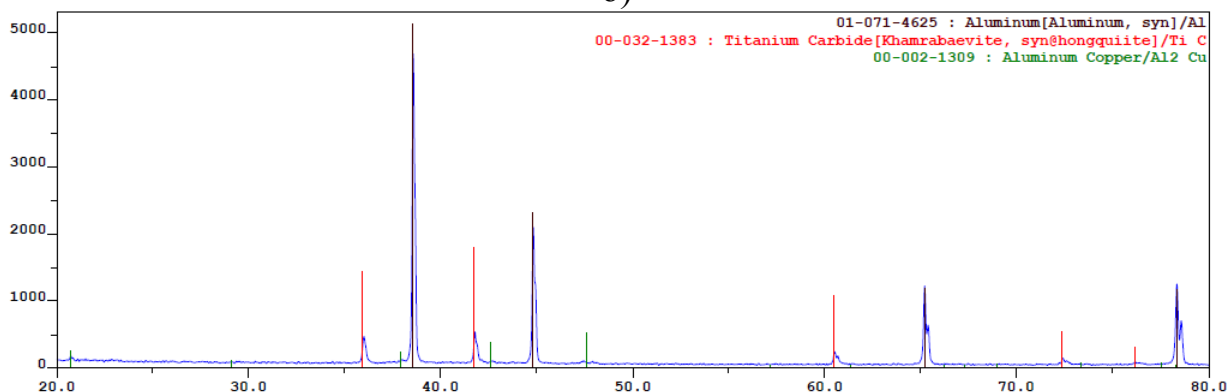
б) Al-2,5%Cu-10%TiC; в) Al-3,5%Cu-10%TiC; г) Al-5%Cu-10%TiC



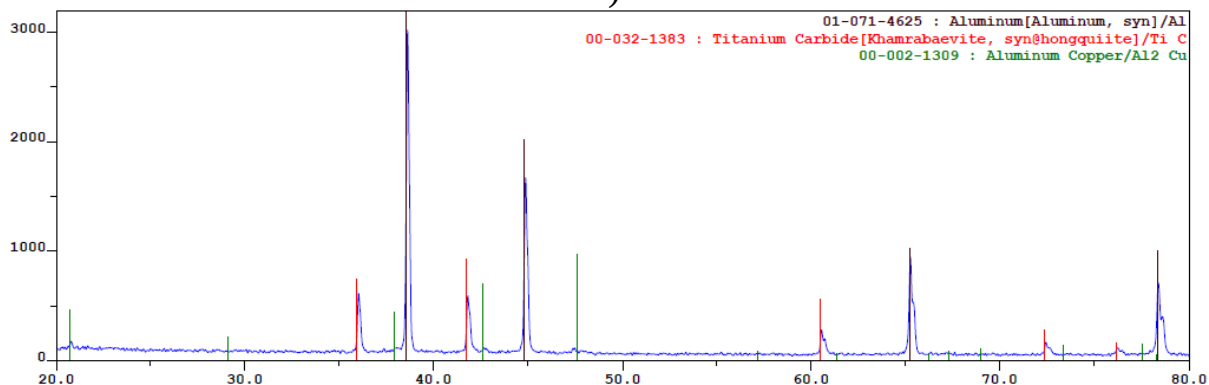
а)



б)



в)



г)

Рисунок 5.4 – РФА образцов: а) Al-5%Cu;

б) Al-2,5%Cu-10%TiC; в) Al-3,5%Cu-10%TiC; г) Al-5%Cu-10%TiC

Предположено, что наличие большого количества частиц карбидной фазы высокой дисперсности вызывает искажения кристаллической решетки матричного алюминия и тем самым способствует дополнительному выделению меди из твердого раствора в составе θ -фазы, присутствие которой препятствует росту в размерах частиц карбидной фазы и образованию ими агломератов, о чем

свидетельствует сохранившийся уровень дисперсности частиц карбида титана 100-200 нм и приемлемый уровень равномерности их распределения.

Несмотря на то, что присутствие фазы CuAl_2 установлено инструментально (рисунок 5.4), по результатам электронной микроскопии эта фаза не визуализируется (рисунок 5.2), что может быть связано с ее малыми размерами. В работе [199] показано, что с увеличением в составе композиционного материала на основе Al-4,5%Cu массовой доли наночастиц TiC с размером 190,9 нм до 2%, повышается плотность дислокаций, а размер матричного зерна снижается с 490 до 43 мкм, в результате чего возникает более высокая плотность границ зерен и затрудняется диффузия атомов меди, что ускоряет процессы зарождения θ' -фазы и приводит к уменьшению ее размеров. На рисунке 5.5 приведены результаты, полученные авторами посредством ПЭМ, которые подтверждают, что средний размер θ' -фазы в присутствии наночастиц карбида титана уменьшается со 150 до 37 нм.

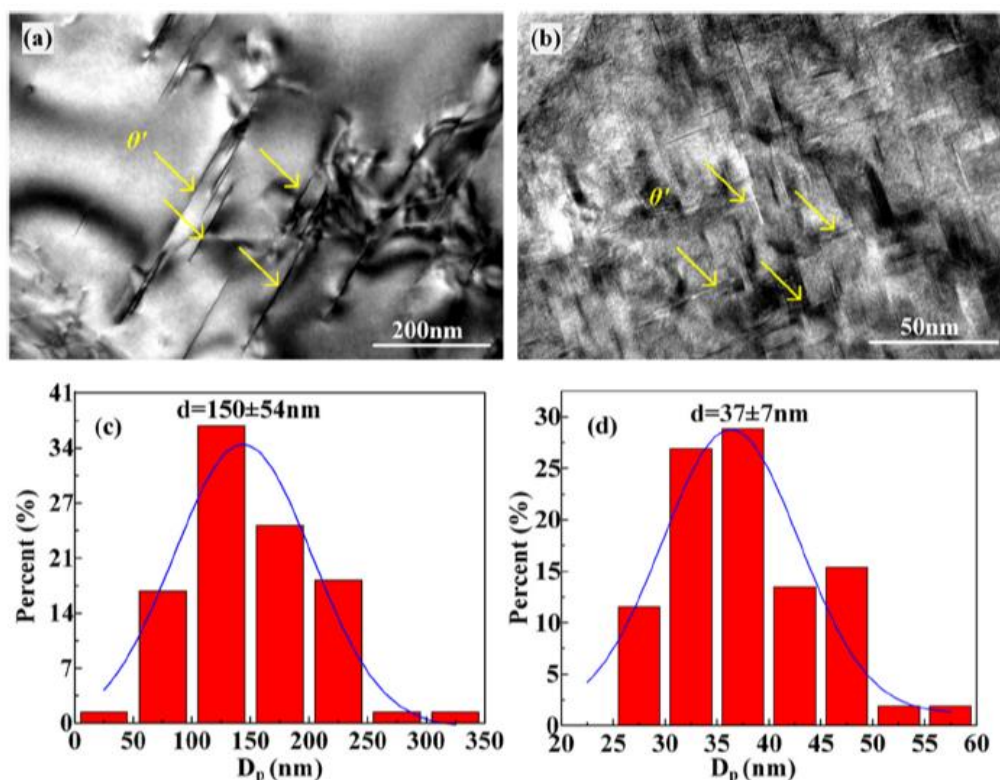


Рисунок 5.5 – Анализ размерности θ' -фазы в исходном сплаве Al-4,5%Cu и композиционном материале Al-4,5%Cu-0,5%TiC [199]

Эту же тенденцию отмечают и в работе [50], где наночастицы карбида титана были сначала получены методом СВС из порошка титана и углеродных нанотрубок, а затем введены в расплав Al-5%Cu в количестве до 1 масс.%, и приводятся данные, что в матричном сплаве выделения полукогерентной θ' -фазы единичны и имеют размеры в ширину 10-15 нм, в длину 180 нм, тогда как в образцах композита их количество и равномерность распределения существенно увеличиваются, при этом размеры, наоборот, уменьшаются и составляют не более 2-5 нм в ширину и до 80 нм в длину. Повышение дисперсности соединения CuAl_2 является очень благоприятным фактором, поскольку известно, что одним из приемов для повышения прочности алюминиево-медных сплавов является добавка, например, кадмия, который повышает эффект старения именно за счет диспергирования упрочняющей θ' -фазы [296].

В связи с этим логично предположение, что и в присутствии 10 масс.% высокодисперсных частиц карбида титана, происходит выделение устойчивой против коагуляции θ -фазы, что должно ограничивать проход дислокаций и приводить к повышению прочности, причем в тем большей степени, чем выше содержание меди. На основании полученных результатов можно заключить, что совместное проведение СВС карбида титана и легирование медью возможно, а к использованию следует рекомендовать добавку меди в количестве 5 масс.% [297, 298].

5.2 Исследование влияния добавки марганца

Еще одним переходным металлом, из числа доступных по цене и эффективных по воздействию, является марганец. Он образует твердый раствор (рисунок 5.6) [293], который в условиях неравновесной кристаллизации может быть аномально пересыщенным и при концентрации марганца 2% обеспечивает прочность до 120 МПа. Образующийся при равновесных условиях кристаллизации в ходе распада твердого раствора вторичный алюминид MnAl_6 также способствует упрочнению, особенно при повышенных температурах [292].

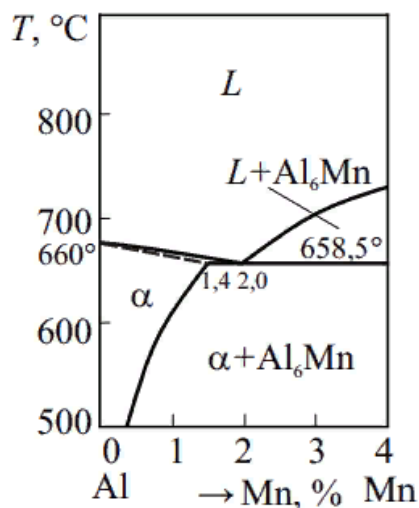


Рисунок 5.6 – Диаграмма состояния системы Al-Mn [293]

Обычно марганец вводят в состав алюминиевых сплавов в составе лигатур с концентрацией 8-12%, но в представленной работе для формирования матричного сплава алюминий-марганец в расплав алюминия при температуре 850°C вводился завернутый в алюминиевую фольгу порошок марганца марки Мн95 в количестве 2% от массы плавки, затем расплав активно перемешивался, выдерживался, следовал нагрев расплава до температуры 900°C и ввод навесок с СВС-шихтой [299].

В процессе экспериментальных исследований в присутствии марганца визуально была зафиксирована СВС-реакция средней активности. Микроструктура образца, приведенная на рисунке 5.7, включает большое количество блочных частиц с размерами 170-450 нм, которые, по данным МРСА, состоят из титана и углерода (рисунок 5.8) и представляют, согласно РФА, фазу карбида титана (рисунок 5.9) с высокой степенью равномерности распределения 0,19. Марганец, очевидно, ввиду небольшого количества, остается преимущественно в составе твердого раствора, о чем свидетельствует отсутствие фазы MnAl_6 на дифрактограмме.

Совокупный анализ результатов показывает, что наличие марганца в некоторой степени замедляет распространение волны горения СВС-реакции и при отсутствии дисперсных выделений интерметаллида MnAl_6 происходит незначительный рост размерных параметров частиц карбидной фазы, уровень которых, тем не менее, можно отнести к высокодисперсному.

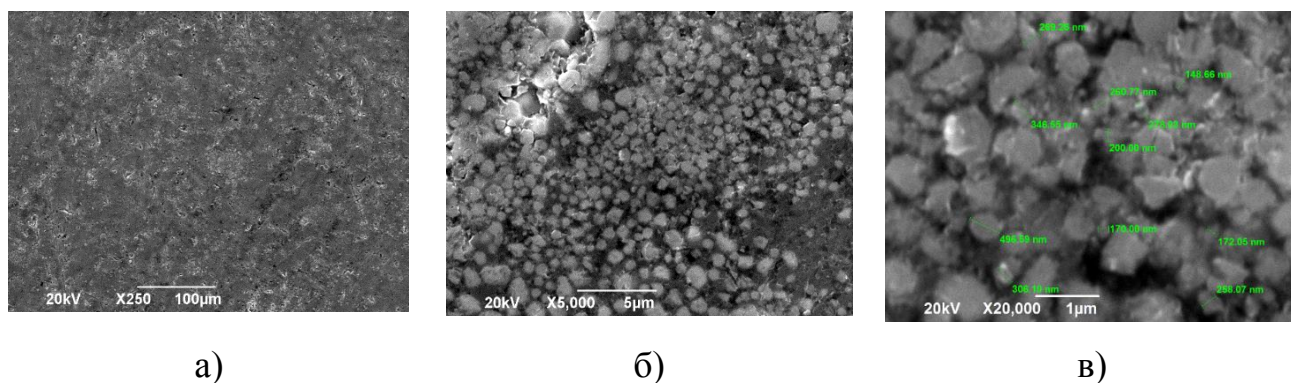
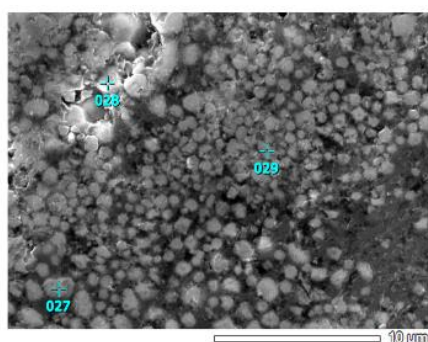


Рисунок 5.7 – Микроструктура образца Al-2%Mn-10%TiC



Номер спектра	Содержание элемента, масс.%/ атомн.%		
	Al	Ti	C
027	49,4/ 52,16	40,61/ 24,15	9,98/ 23,68
028	5,43/ 6,87	82,5/ 58,81	12,07/ 34,32

Рисунок 5.8 – МРСА образца Al-2%Mn -10%TiC

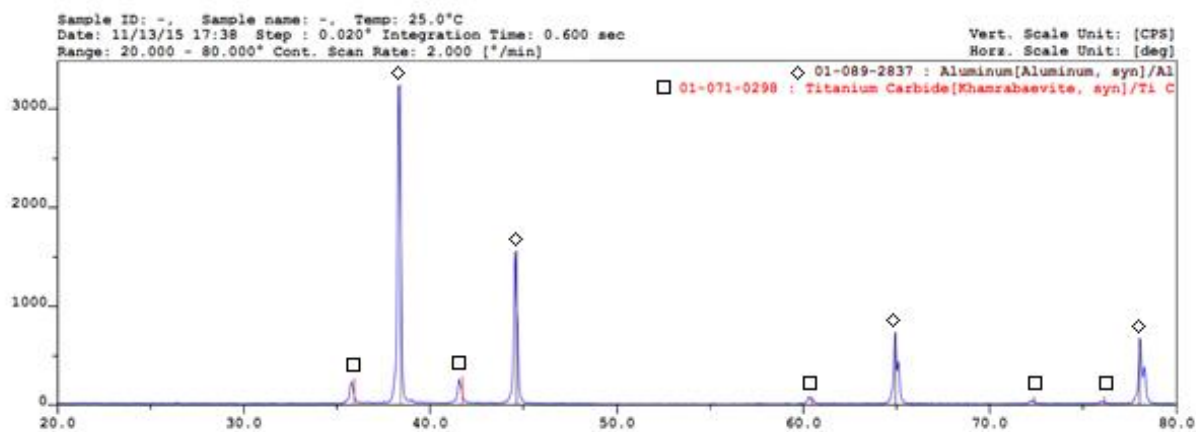


Рисунок 5.9 – РФА образца Al-2%Mn-10%TiC

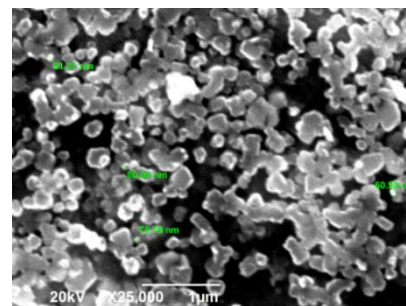
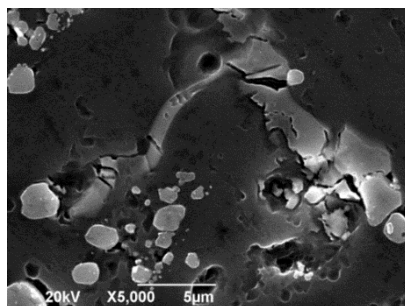
Анализ литературных источников показал, что высокую эффективность имеет совместное легирование медью и марганцем. Сообщается, что марганец снижает коэффициент диффузии меди почти на два порядка [300], в связи с чем замедляется распад твердого раствора при 250-300°C, а также уменьшается скорость

коагуляции фазы CuAl_2 . Кроме того, вследствие склонности к внутридендритной ликвации, марганец в сильной степени насыщает периферийные участки дендритных ячеек. Это обогащение марганцем участков, прилегающих к границам зерен, до некоторой степени сохраняется и после термообработки, что позволяет увеличить длительную прочность системы $\text{Al-6\%Cu}$ при температуре 300°C [301].

Для дальнейшего исследования в качестве матричной основы была выбрана композиция состава $93\%\text{Al-5\%Cu-2\%Mn}$, где, согласно данным [292], в равновесии с алюминиевым твердым раствором могут находиться фазы CuAl_2 , MnAl_6 и $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$, при этом в фазе CuAl_2 может растворяться до $0,1\%\text{Mn}$, а в соединении MnAl_6 - около $0,2\%\text{Cu}$.

Для формирования матричной основы композиционного материала в расплав алюминия при температуре 800°C сначала в алюминиевой фольге вводился порошок меди ПМС-1 в количестве 5% от массы плавки с последующей выдержкой 30 мин, затем осуществлялся нагрев расплава до температуры 850°C , при которой в алюминиевой фольге вводился порошок марганца Мн95 в количестве 2% от массы плавки, далее следовали выдержка 30 мин и нагрев расплава до 900°C , после чего осуществлялся ввод СВС-шихты. В ходе экспериментального синтеза отмечалось активное протекание реакции, а анализ микроструктур (рисунок 5.10) показал, что уровень дисперсности частиц карбидной фазы увеличился и составил от 100 нм при достаточно высокой степени равномерности распределения - $0,24$. О наличии в составе меди свидетельствуют результаты МРСА (рисунок 5.11) и присутствие фазы CuAl_2 по данным РФА (рисунок 5.12). Марганец, очевидно, как и в предыдущем случае, присутствует либо в твердом растворе, либо в составе фазы MnAl_6 , не регистрируемой на РФА ввиду малого количества.

Проведенная фрактографическая оценка поверхности излома образца $\text{Al-5\%Cu-2\%Mn-10\%TiC}$ еще раз подтвердила высокодисперсный уровень частиц карбидной фазы, а также сам факт их наличия, что свидетельствует о высоком уровне адгезионной связи с матричной основой (рисунок 5.13).



B)

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	-

Sample ID: -. Sample name: -. Temp: 25.0°C
Date: 03/02/16 16:22 Step: 0.020° Integration Time: 0.600 sec
Range: 20.000 - 80.000° Cont. Scan Rate: 2.000 [°/min]

Vert. Scale Unit: [CPS]
Horz. Scale Unit: [deg]

01-071-3760 : Aluminum[Aluminum]/Al
00-032-1383 : Titanium Carbide[Khamrabaevite, syn#hongquuite]/Ti C
00-025-0012 : Aluminum Copper[Khatyrkite, syn]/Cu Al2

2400
2000
1600
1200
800
400
0

20.0 30.0 40.0 50.0 60.0 70.0 80.0

Рисунок 5.12 - РФА образца Al-5%Cu-2%Mn-10%TiC

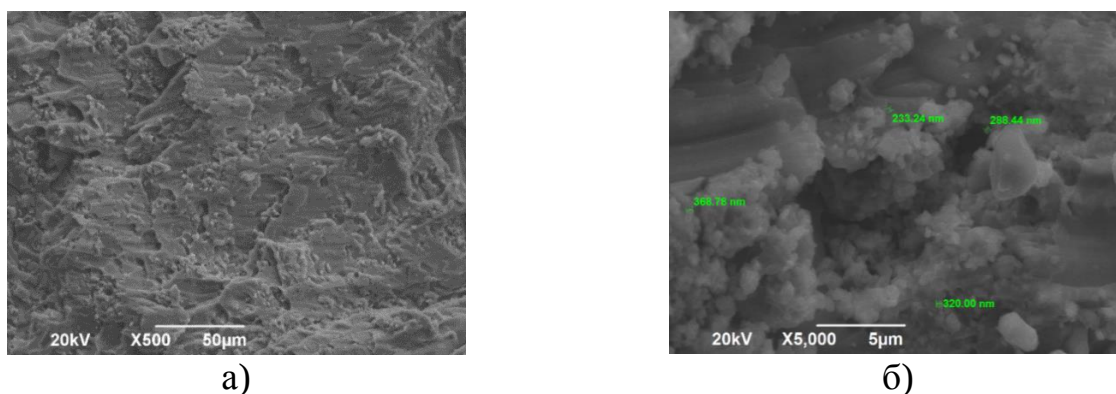


Рисунок 5.13 – Излом образца Al-5%Cu-2%Mn-10%TiC

Отличием данной системы явилось то, что в присутствии марганца выделения θ -фазы фиксируются визуально и представляют собой вытянутые включения вдоль границ зерен (рисунок 5.11, спектр 001). Очевидно, скопления марганца на периферии зерен столь существенно снижают скорость диффузии меди, что это приводит к ее локализации здесь же, по границам зерен, но вследствие высоких температур от прошедшего СВС-процесса формируются более крупные включения фазы CuAl_2 . При этом не исключено, что часть θ -фазы, выделившейся из обедненных марганцем участков зерен, может присутствовать в составе композита и в высокодисперсном состоянии.

Система Al-Cu-Mn является основой жаропрочных и хладостойких деформируемых сплавов типа 1201 [292] и об их востребованности свидетельствуют активно проводимые исследования. Так, например, специалистами ВИАМ разработан деформируемый термоупрочняемый сплав В-1208 на базе системы Al-Cu-Mn с микродобавками Ag, Sc, Zr и др. Основной упрочняющей фазой в этих сплавах является фаза CuAl_2 , а комплексное легирование серебром, цирконием и скандием приводит к улучшению их свариваемости, коррозионной стойкости и трещиностойкости, при этом цирконий и скандий являются и модификаторами литой структуры [302]. В МИСиС, под руководством д.т.н., проф. Белова Н.А., создан целый ряд сплавов на основе системы Al-Cu-Mn-Zr-Sc под общим названием АЛТЭК [303, 304], которые отличает пониженное содержание меди и потому она полностью содержится в

твердом растворе, но при этом присутствуют выделения вторичных интерметаллических фаз $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ и Al_3Zr (или $\text{Al}_3(\text{Zr},\text{Sc})$), что позволяет сохранить пластичность и повысить жаропрочность. В диссертационной работе [305], выполненной под руководством проф. Белова Н.А., указывается, что наибольший эффект от присутствия марганца наблюдается в процессе отжига сплавов Al-Cu-Mn-Zr (экономнолегированного) и Al-Cu-Mn-Zr-Sc (для литья крупных слитков) при температурах 400-450°C, при которых может происходить выделение из твердого раствора вторичных алюминидов марганца. По мнению автора, высокая жаропрочность сплавов на базе системы Al-Cu-Mn обеспечивается выделениями тройной фазы $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ за счет ее высокой стойкости к нагреву вплоть до температуры 300°C. А в исследовании [306] сообщается, что в системе $\text{Al-2\%Cu-1,5\%Mn-2\%В}$ без использования закалки и старения достигнут высокий уровень прочности (до 543 МПа) также за счет выделения дисперсоидов фазы $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ во время горячей деформации.

Приведенные исследования направлены на улучшение характеристик сплавов системы Al-Cu-Mn , главным образом, за счет введения дорогостоящих легирующих добавок или путем дополнительной термомеханической обработки. Однако, в качестве альтернативы формируемым интерметаллидам вполне можно рассматривать и тугоплавкую высокодисперсную фазу карбида титана, имеющую температуру плавления более 3000°C и ничтожную ползучесть вплоть до температур 1800°C, синтез которой на данной основе, как показано, вполне возможен.

5.3 Исследование влияния добавки никеля

Помимо твердорастворного, также важно рассмотреть и возможность эвтектического типа упрочнения композиционных материалов, которое реализуется при введении малорастворимых в алюминии элементов, не растворяющихся в твердом растворе и образующих эвтектику $(\text{Al}) + \beta_2$ [307]. Присутствие второй фазы, как правило, приводит к снижению температуры ликвидус, что положительно сказывается на литейных характеристиках, а также,

если кристаллизующаяся фаза будет иметь глобулярную форму и равномерное распределение по объему сплава, то проявится и эффект дисперсионного упрочнения [300].

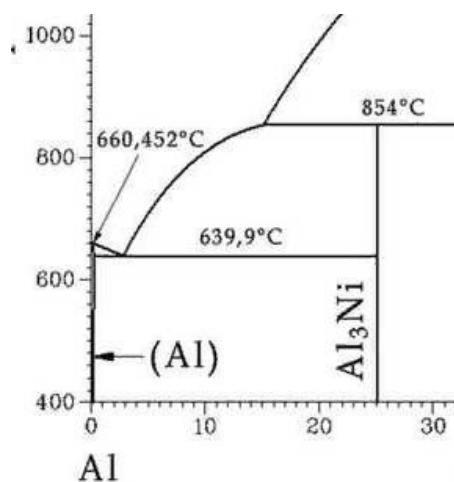


Рисунок 5.14 - Диаграмма состояния системы Al-Ni [293]

В качестве компонента β_2 можно рассматривать Fe, Ni, Се и др. элементы, но наиболее распространенной является добавка никеля, поскольку формирование тугоплавкого алюминида никеля NiAl_3 кристаллизационного происхождения с благотворной морфологией повышает прочностные и технологические характеристики сплавов [292, 308]. По данным диаграммы состояния (рисунок 5.14) [293], концентрация эвтектической точки находится в пределах 5,3-6,4 масс.% Ni, а также, принимая

во внимание, что эвтектика кристаллизуется в последнюю очередь и при этом окружает уже сформировавшиеся фазы [309, 310], для исследования была выбрана близкая к эвтектической концентрация никеля 4 масс.%. В традиционных литейных технологиях для приготовления алюминий-никелевых сплавов обычно используют лигатуры, содержащие 10-20% никеля, при этом сплавление алюминия с никелем сопровождается большим выделением тепла, за счет чего температура расплава может повышаться до 1900°C, что является благоприятным фактором для реализации технологии СВС в расплаве. В настоящем исследовании была изучена возможность ввода никеля в расплав при температуре 800°C в виде металлического порошка марки ПНК-1 и соединения NiO в составе навесок в алюминиевой фольге. Было предположено, что ввод закиси никеля имеет некоторое преимущество, так как его плотность составляет 6,67 г/см³, а температура плавления - 1230°C, тогда как эти свойства у элементного порошка никеля – 8,9 г/см³ и 1455°C соответственно, поэтому вероятность начала формирования интерметаллида NiAl_3 из закиси будет более высокой. После растворения навесок с никелем (или закисью никеля) в расплаве при 800°C следовала выдержка, нагрев до 900°C и ввод шихты.

В ходе синтеза всех образцов наблюдались активные реакции, по результатам прохождения которых получены микроструктуры, приведенные на рисунке 5.15. Их анализ показывает наличие блочных частиц с размерами 200-600 нм при использовании металлического никеля и 400-1500 нм при применении NiO, с приблизительно одинаковой степенью равномерности распределения частиц - 0,47 и 0,49.

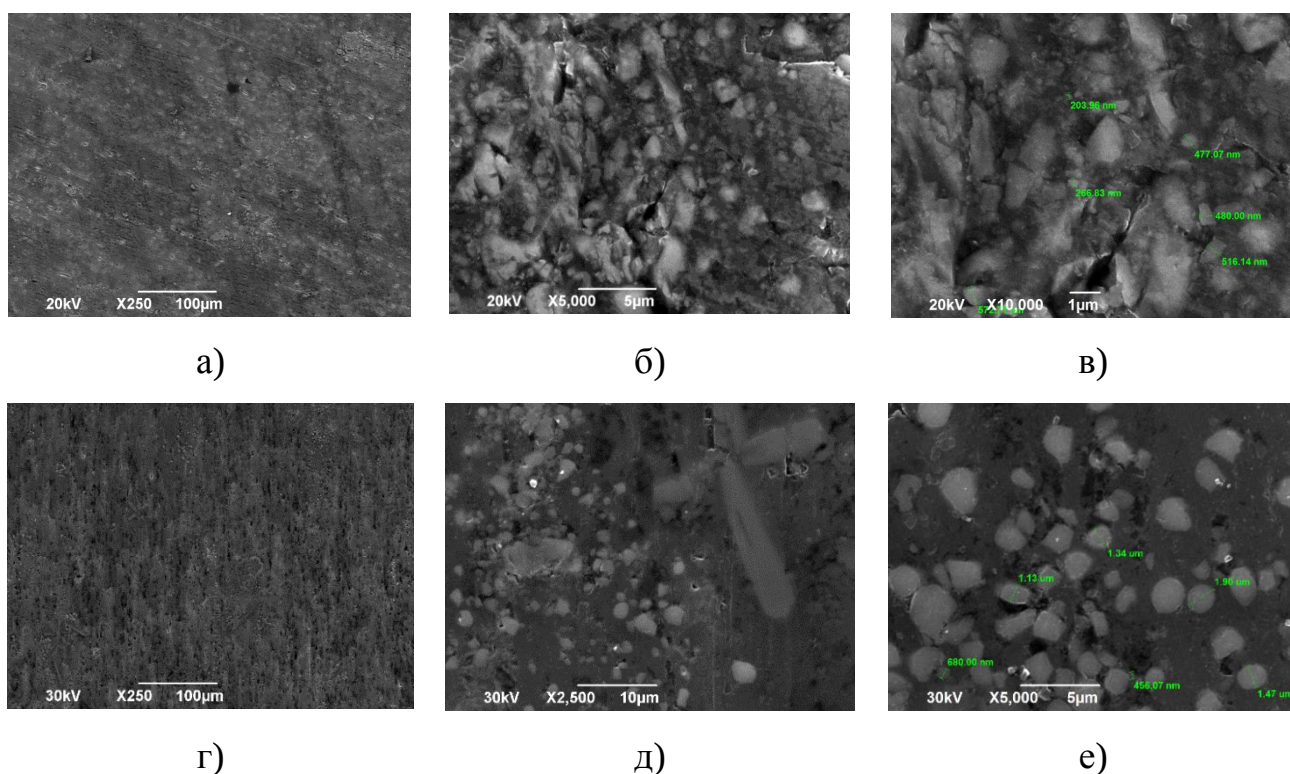
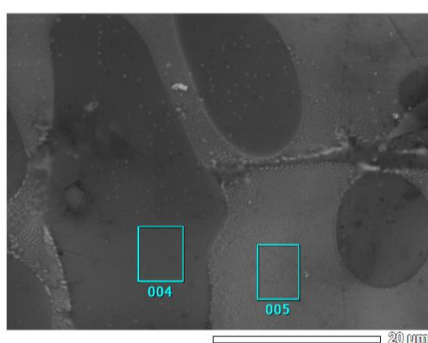


Рисунок 5.15 – Микроструктура образца Al-4%Ni-10%TiC:

а, б, в) с применением Ni; г, д, е) с применением NiO

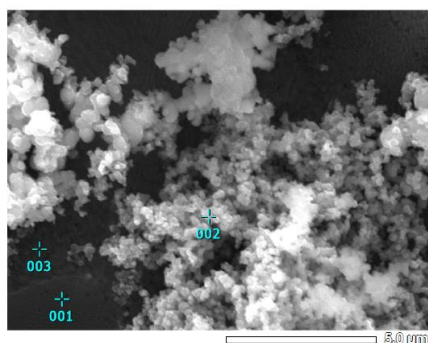
По данным МРСА, в составе образца, полученного с применением закиси, сохраняется значительное количество кислорода, но отсутствует никель (рисунок 5.16). Очевидно, образующийся в расплаве комплекс ($3\text{NiO} + 2\text{Al}$) представляет собой термитную смесь, результатом горения которой является образование смеси ($\text{Al}_2\text{O}_3 + 3\text{Ni}$), поэтому фиксируемый на МРСА кислород находится, вероятнее всего, в составе устойчивого к распаду оксида алюминия. Тепловой эффект данного превращения составляет 968 кДж/моль, а адиабатическая температура может достигать 3500 К [311], и в результате такой высокой экзотермичности процесса волна горения проходит раньше, чем завершается преобразование алюминида

титана в карбид, что и является причиной появления соединения Al_3Ti на дифрактограмме с закисью никеля (рисунок 5.17, в), а возникающие в результате высоких температур конвективные потоки препятствуют взаимодействию никеля с алюминием и способствуют его выталкиванию в шлак. В случае же использования элементного металлического никеля экзотермичность процесса не столь высока, вследствие этого полноценно образуется в достаточном количестве и регистрируется на дифрактограммах требуемая фаза NiAl_3 (рисунок 5.17, а, б), на основании чего дальнейшие эксперименты проводись только с применением элементного никеля.



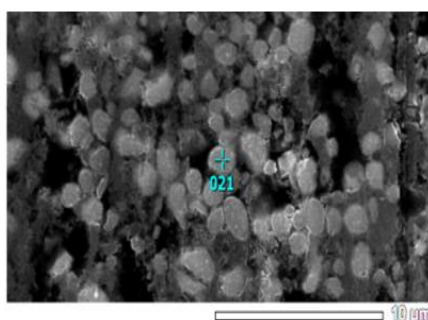
Номер спектра	Содержание элемента, масс.% / атомн.%	
	Al	Ni
004	100,0/ 100,0	-
005	93,31/ 96,81	6,69/ 3,19

а)



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

б)



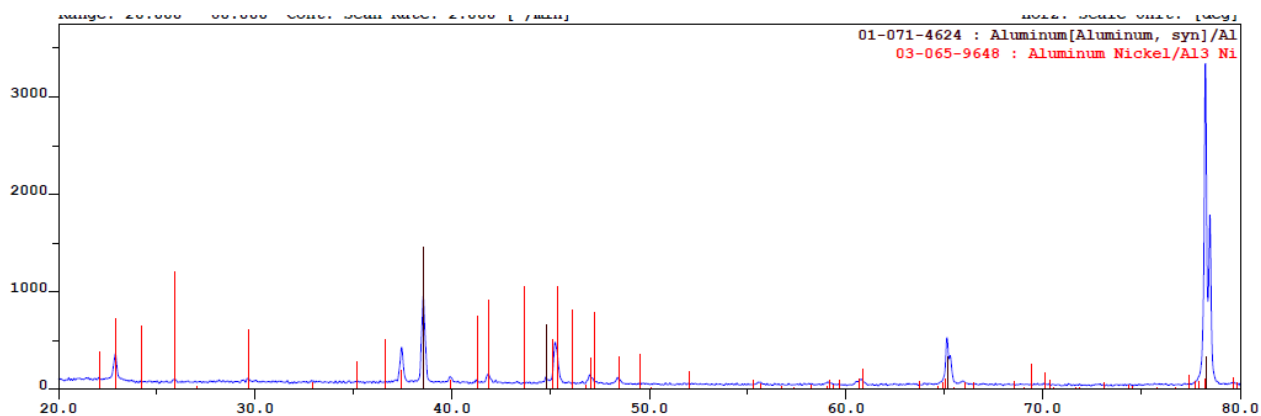
Номер спектра	Содержание элемента, масс.% / атомн.%				
	Al	Ti	C	Ni	O
021	26,33/ 20,32	32,56/ 14,15	27,84/ 48,26	-	13,28/ 17,28

в)

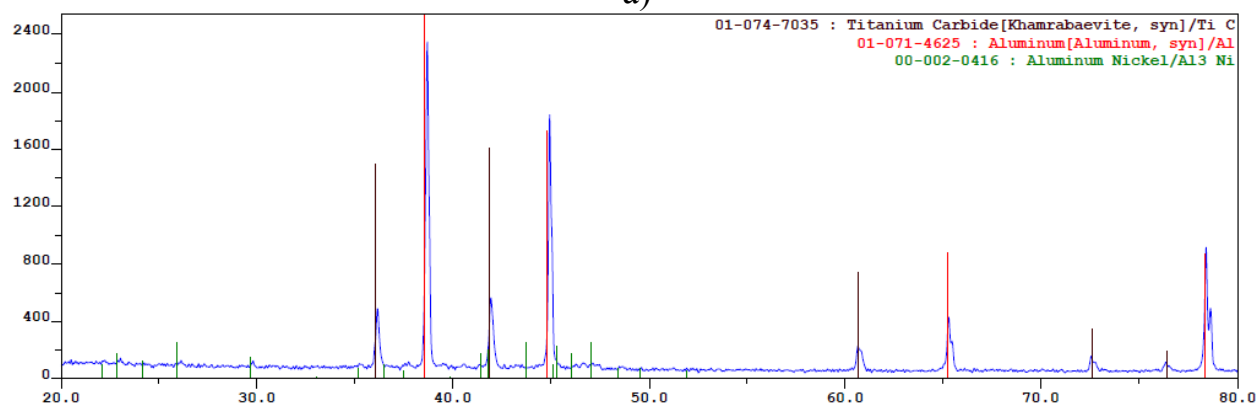
Рисунок 5.16 – МРСА образцов: а) Al-4%Ni с применением Ni;

б) Al-4%Ni-10%TiC с применением Ni; в) Al-4%Ni-10%TiC с применением NiO

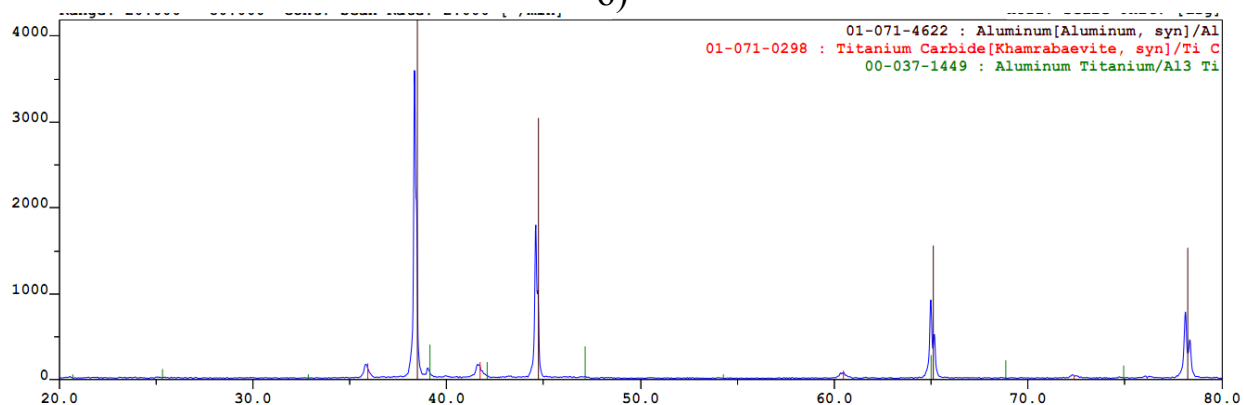
Снижение дисперсности карбидной фазы до 200-600 нм при синтезе системы с металлическим никелем связано с возникающим локальным повышением температуры при образовании алюминида никеля, что приводит к повышенной диффузионной активности атомов и коагуляции частиц карбидной фазы.



а)



б)



в)

Рисунок 5.17 – РФА образцов: а) Al-4%Ni с применением Ni; б) Al-4%Ni-10%TiC с применением Ni; в) Al-4%Ni-10%TiC с применением NiO

Далее были проведены исследования с дополнительным легированием матричной основы 5% Cu. Сплавы системы Al-Cu-Ni в области богатой алюминием применяются как термически упрочняющиеся алюминиевые сплавы с высокой жаропрочностью, которая обеспечивается образованием интерметаллидов Al_3Ni , CuAl_2 , Al_3Ni_2 , Al_4Ni_3 [293, 312].

В ходе экспериментального синтеза сначала при температуре расплава 800°C осуществлялся ввод навесок с порошковой медью в алюминиевой фольге, после выдержки и нагрева до 850°C – ввод навесок с порошковым никелем, после выдержки и нагрева до 900°C – ввод шихты. На тройной основе также наблюдалась активная СВС-реакция и получена микроструктура с блочными частицами 200-700 нм и степенью равномерности распределения 0,65 (рисунок 5.18). По данным МРСА (рисунок 5.19), в составе присутствуют и медь, и никель, но по результатам РФА фиксируется только фаза CuAl_2 (рисунок 5.20).

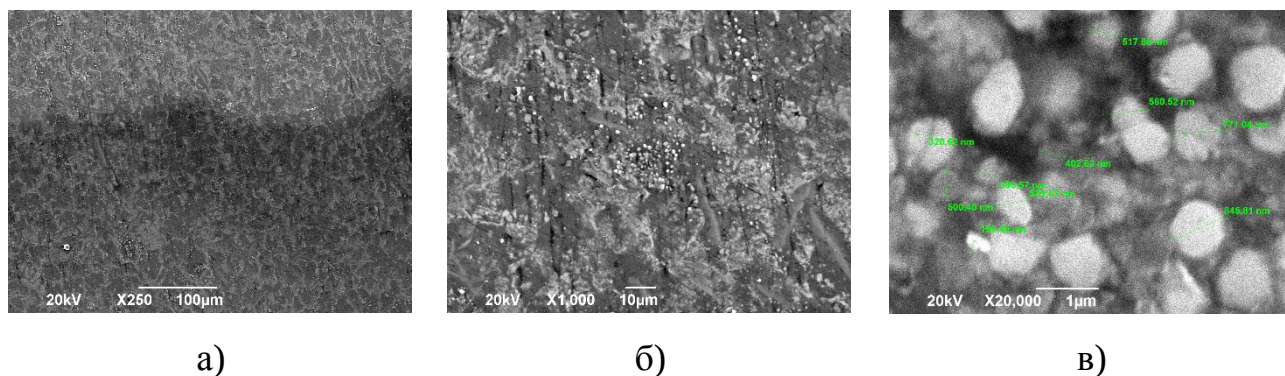
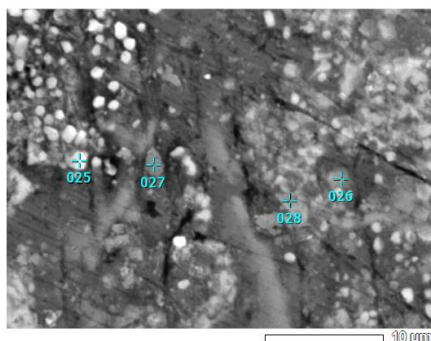


Рисунок 5.18 – Микроструктура образца Al-5%Cu-4%Ni-10%TiC



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
028	79,85/ 78,15	-	7,46/ 16,39	7,38/ 3,07	7,46/ 16,39

Рисунок 5.19 – МРСА образца Al-5%Cu-4%Ni-10%TiC

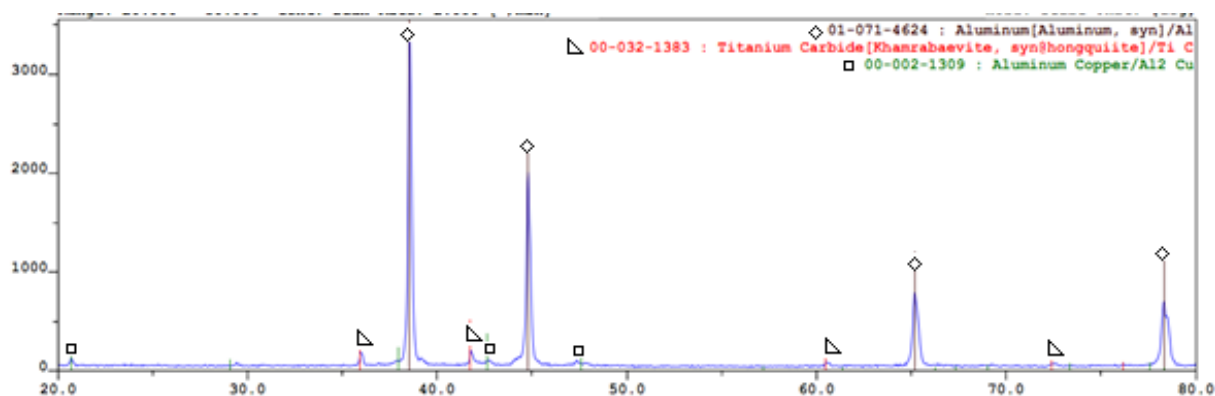


Рисунок 5.20 – РФА образца Al-5%Cu-4%Ni-10%TiC

По результатам проведенной серии экспериментов с добавкой никеля можно сделать вывод, что синтез карбидной фазы в присутствии данного легирующего элемента возможен, однако дисперсность образуемых частиц незначительно снижается, а количество интерметаллической фазы NiAl_3 может варьироваться в зависимости от химического состава матричного сплава [313, 314].

Преимущества добавки никеля реализованы в целой серии современных жаропрочных алюминиевых сплавов под общим названием «никалины», типичным примером из числа которых является сплав АН4Мц2, легированный также цирконием [303, 309]. Исследования, проведенные в условиях ОАО «ВАСО» и ОАО «Ил», подтвердили его высокие литейные свойства на уровне силуминов типа АК7ч, а сравнение механических характеристик показывает возможность сохранения прочности после длительного нагрева до 350°C. Такие свойства никалинов достигаются за счет дополнительного микролегирования либо цирконием [309], либо скандием и цирконием [315], либо цирконием и молибденом [316] и образования ими соответствующих жаропрочных интерметаллидов, альтернативой которым так же, как и в предыдущей системе, можно рассматривать тугоплавкую и высокодисперсную фазу карбида титана.

5.4 Исследование свойств модельных композиционных материалов

По результатам проведенного структурного анализа установлено, что в присутствии фазы карбида титана в той или иной степени протекают процессы

образования твердых растворов, выделения кристаллизационных или вторичных интерметаллидов, что в совокупности приводит к изменению качества связи на границе матрица/наполнитель и может влиять на физико-механические характеристики композиционных материалов, поэтому в настоящей диссертационной работе была произведена оценка основных свойств полученных модельных образцов.

Для анализа плотности отливок композиционных материалов и однородности структуры было исследовано значение их электропроводности, замеры которой производились в пяти участках отливки по высоте, усредненные значения представлены в таблице 5.1.

Таблица 5.1 - Электропроводность матричных основ и легированных композиционных материалов

Образцы	γ , МСм/м
Матричные основы	
Al (A7)	36
Al-5%Cu	30,6
Al-5%Cu-2%Mn	21,0
Al-5%Cu-4%Ni	23,3
Композиционные материалы	
Al-10%TiC	25,4
Al-5%Cu -10%TiC	21,3
Al-5%Cu-2%Mn -10%TiC	19,5
Al-5%Cu-4%Ni -10%TiC	19,6

Согласно данным, приведенным в исследовании [317], элементы, по их отрицательному влиянию на электропроводность алюминия, можно расположить в следующем порядке: Cr, V, Mn, Ti, Mg, Ag, Cu, Zn, Si, Fe, Ni. Наиболее отрицательное влияние оказывают первые четыре примеси: Cr, V, Mn и Ti. Полученные результаты подтверждают негативное влияние марганца, поскольку в

его присутствии электропроводность минимальна. Однако в целом, полученные значения не имеют большого разброса, что свидетельствует об отсутствии критических внутренних дефектов, а общий уровень электропроводности сопоставим со значениями, характерными для промышленных алюминиевых сплавов - электропроводность сплава АМ5, например, составляет 17,2 МСм/м.

Из механических характеристик модельных композиционных материалов были изучены прочность на растяжение и твердость. Кроме того, с целью сравнения свойств по разработанной технологии было произведено армирование 10 масс.% TiC промышленного сплава АМ5; результаты испытаний приведены в таблице 5.2.

Таблица 5.2 – Механические свойства матричных основ и легированных композиционных материалов

Образцы	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	НВ
Матричные основы					
Al	$67 \pm 1,3$	$81 \pm 0,8$	$9,4 \pm 0,4$	$20 \pm 0,55$	$20,0 \pm 0,3$
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	$86 \pm 2,02$	$169 \pm 2,1$	$8,0 \pm 0,65$	$12,0 \pm 1,5$	-
Al-5%Cu-4%Ni	$75,1 \pm 1,8$	$133,2 \pm 3,0$	$4,5 \pm 0,7$	$6,5 \pm 1,2$	-
АМ5	-	$188 \pm 0,5$	$7,0 \pm 0,5$	$8,0 \pm 0,9$	$61,7 \pm 0,8$
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	-	$196 \pm 2,7$	$8,0 \pm 1,6$	$11,0 \pm 1,0$	$63,9 \pm 2,2$
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	$118 \pm 3,6$	$224 \pm 4,4$	$6,2 \pm 1,5$	$7,1 \pm 1,2$	$98,0 \pm 1,9$
АМ5-10%TiC	-	$224 \pm 1,5$	$5,0 \pm 0,8$	$7,0 \pm 0,44$	$82,6 \pm 1,5$

Согласно источнику [88], одним из основных механизмов упрочнения композиционных материалов является упрочнение матричной основы по механизму Орована, которое связано с перераспределением нагрузки в матрице, и может быть теоретически рассчитано по формуле:

$$\sigma_{load} = 0,5V_p \cdot \sigma_T \quad (5.1)$$

где V_p – объёмное содержание частиц, σ_T – предел текучести матрицы

Расчет по приведенной формуле показал, что вклад этого механизма для синтезированных образцов композитов должен составлять: σ (Al-10%TiC) = 3,35 МПа; σ (Al-5%Cu - 10%TiC) = 3,25 МПа; σ (Al-5%Cu-2%Mn-10%TiC) = 4,3 МПа; σ (Al-5%Cu-4%Ni)-10%TiC = 3,76 МПа.

Однако фактическое повышение прочности композиционных материалов существенно превысило расчетные значения, что связано с дополнительным упрочнением за счет модифицирования матричного зерна (механизм Петча-Холла), высокой адгезионной связью армирующей фазы с матрицей, а также упрочняющим вкладом присутствующих интерметаллических соединений. Следует отметить повышение и прочности, и твердости при добавке никеля к системе Al-5%Cu - 10%TiC, что подтверждает наличие интерметаллической фазы $NiAl_3$ и, соответственно, эффективность легирования этим элементом. Повышение твердости композита Al-10%TiC при легировании только медью достигает 80%, а в тройных системах с медью и марганцем/никелем - до 180%, что превышает значения и сплава AM5, и композита AM5-10%TiC. Также важно отметить, что предел прочности промышленного сплава AM5, содержащего ряд легирующих микродобавок, в литом состоянии, без термической обработки, составляет 188 МПа, твердость – 61,7 НВ, а те же показатели у композита Al-5%Cu-10%TiC, содержащего только медь и армирующую фазу, чуть выше и составляют 196 МПа и 63,9 НВ соответственно. В целом, композиционные материалы на всех основах имеют более высокие механические характеристики, чем их матричные сплавы, что дает основание считать целесообразным проведение легирования композиционных материалов системы Al-TiC для улучшения их свойств.

Разработанные композиты, представляющие собой относительно мягкую основу с включениями твердых структурных составляющих, удовлетворяют принципу Шарпи и должны обладать хорошими антифрикционными и износостойкими свойствами [318]. В связи с этим предположением было проведено сравнительное исследование трибологических характеристик технического алюминия, легированной основы Al-5%Cu-2%Mn и композиционного материала Al-5%Cu-2%Mn-10%TiC [319]. Испытания проводились в условиях сухого трения скольжения на торцевом трибометре, созданном на базе сверлильного станка, характеристики которого приведены в разделе 2.

Микроструктура полученных поверхностей трения, представленная на рисунке 5.21, показывает, что армирование существенно отражается на микрорельефе поверхности образцов. Как на чистом алюминии, так и на легированной матрице отчетливо прослеживаются следы задилов, хотя на втором образце они менее выражены. На образце композиционного материала, в присутствии высокодисперсных карбидных частиц, очаги схватывания практически отсутствуют и отмечаются лишь следы трения.

Численные результаты, полученные на торцевом трибометре (таблица 5.3), свидетельствуют, что наименьшая предельная нагрузка схватывания фиксируется у чистого алюминиевого образца. Следствием быстрого схватывания и остановки испытаний у алюминия являются также и невысокие остальные характеристики. У образца-основы и образца композита величины нагрузки схватывания отличаются незначительно, но у последнего существенно меньше коэффициент трения, износ и температура разогрева, что свидетельствует о существенно возросших трибологических характеристиках материала, содержащего фазу карбида титана высокой дисперсности.

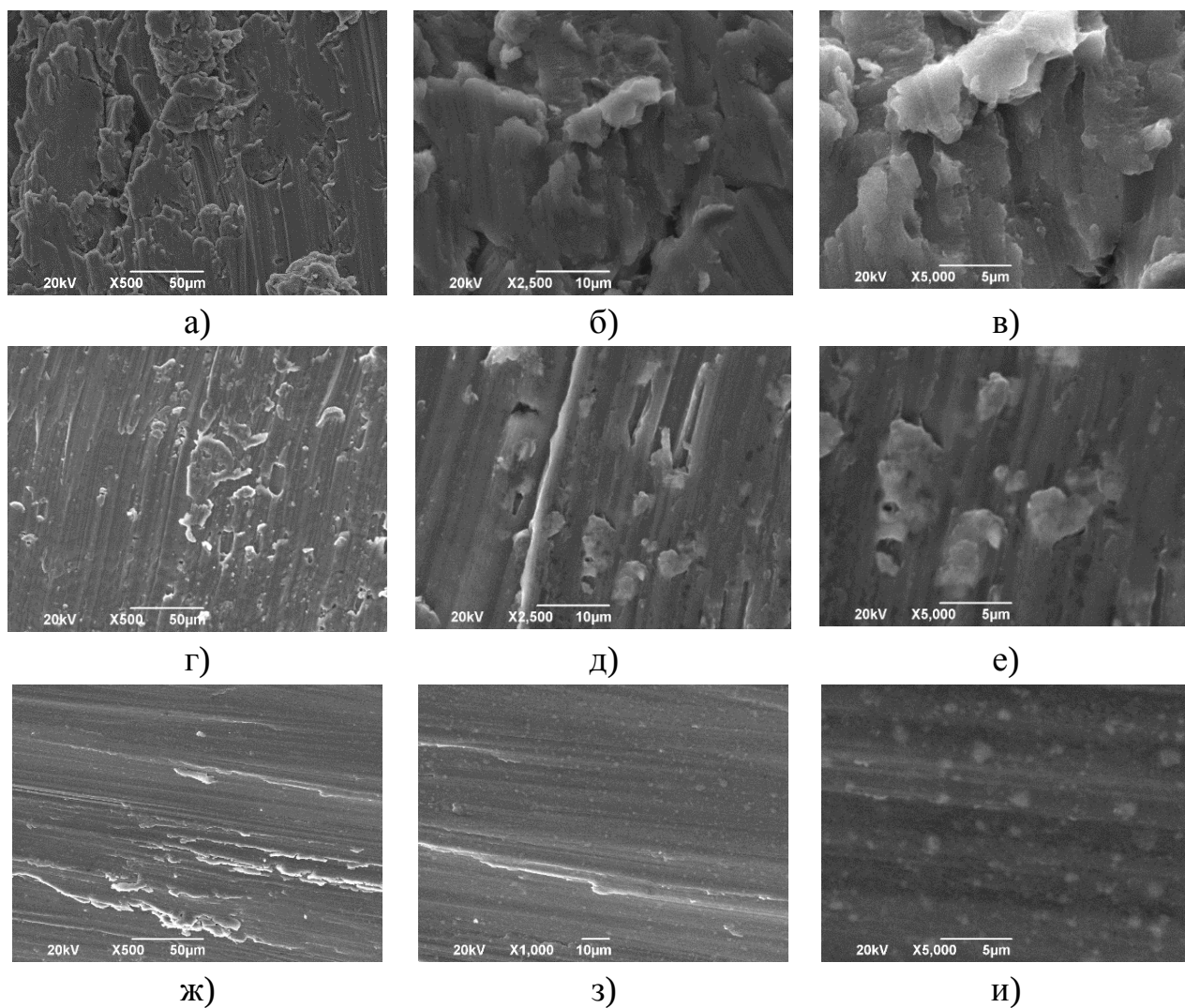


Рисунок 5.21 - Микроструктура поверхностей износа:

а, б, в) Al ; г, д, е) Al-5%Cu-2%Mn; ж, з, и) Al-5%Cu-2%Mn-10%TiC

Таблица 5.3 – 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 ± 1,6	31,1 ± 0,9	29,3 ± 0,8
Коэффициент трения	0,414 ± 0,02	0,520 ± 0,05	0,393 ± 0,04
Износ, мм	0,24 ± 0,1	0,31 ± 0,02	0,12 ± 0,01
Температура разогрева, °C	106 ± 3,0	230 ± 5,0	176 ± 2,0

Технологичность разработанных композиционных материалов в значительной мере определяется литейными характеристиками, поэтому была произведена оценка их жидкотекучести, уровень которой определяется целым рядом факторов, среди которых можно выделить: металлургические (химический состав расплава, степень его перегрева выше температуры ликвидус, скрытая теплота кристаллизации фазовых составляющих, поверхностное натяжение); литейные (конфигурация литейной формы, материал и толщина ее стенок, качество поверхности, скорость кристаллизации); факторы, относящиеся к армирующей фазе (дисперсность, морфология, объемная доля) и др. [40]. Принимая во внимание закон Фурье, в соответствии с которым с повышением температуры предварительного нагрева формы снижается возникающий градиент температур и, следовательно, повышается жидкотекучесть и формулу проф. А.А. Рыжикова, согласно которой с увеличением температуры перегрева жидкотекучесть расплава также повышается [320], в настоящей работе для всех материалов проводили предварительный нагрев формы Нехендзи-Купцова до 200°C, а температуру заливки выбрали равную 750°C, при которой не оказывается критическое воздействие на фазовый состав (рисунок 5.22, таблица 5.4).

Как правило, жидкотекучесть литых композиционных материалов с увеличением массовой доли армирующего компонента снижается [40], но анализ полученных результатов показал, что композиционные материалы Al-10%TiC и Al-5%Cu-10%TiC, имеющие в своем составе только высокодисперсные частицы карбидной и θ -фазы, сохраняют максимальную жидкотекучесть, характерную для технического алюминия, а образцы Al-5%Cu-2%Mn-10%TiC и Al-5%Cu-4%Ni-10%TiC, содержащие менее дисперсные интерметаллические включения, имеют несколько пониженные значения жидкотекучести, которые, однако, составляют не меньше 90% от максимального, что является достаточным уровнем. В ходе испытаний все образцы композитов продемонстрировали высокую стойкость к образованию горячих трещин в процессе кристаллизации.



а)



б)



в)



г)



д)

Рисунок 5.22 - Залитые пробы Нехендзи-Купцова:

а) Al; б) Al-10%TiC; в) Al-5%Cu-10%TiC; г) Al-5%Cu-2%Mn-10%TiC;

д) Al-5%Cu-4%Ni-10%TiC

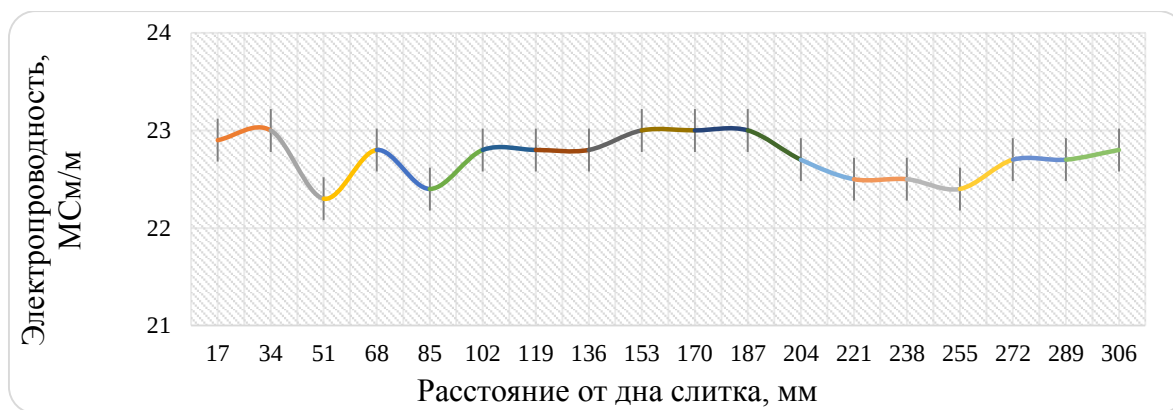
Таблица 5.4 – Жидкотекучесть композиционных материалов

Матричный сплав	Температура расплава, °C	Жидкотекучесть, мм
Al	750	400
Al – 10%TiC	750	400
Al-5%Cu - 10%TiC	750	400
Al-5%Cu-2%Mn - 10%TiC	750	360
Al-5%Cu-4%Ni - 10%TiC	750	380

Разработанные композиционные материалы предполагается использовать для литья изделий различных формы и размеров, поэтому в заключение было исследовано влияние масштабного фактора. Для этого проводилась серия плавов массой 3 кг на матричной основе литейного сплава АК7, обладающего хорошей жидкотекучестью, трещиностойкостью и минимальной усадкой. В ходе синтеза в подогретый до 200°C тигель загружали 3 кг сплава АК7 и нагревали до 900°C. Ввод шихты осуществлялся аналогично описанной выше методике в составе 10 отдельных навесок в алюминиевой фольге из расчета формирования 10 масс.% TiC. Общее время ввода составляло 4-5 мин, среднее время до появления первых признаков СВС-реакции в виде искр после ввода каждой навески - 37 с. По окончании последней реакции расплав подвергался выдержке в течение 5 мин и перемешиванию. Замер температуры расплава после выдержки показал 980-1000°C, что является очень высоким значением и разливка с данной температуры может привести к возникновению литейных дефектов. Поэтому, с целью снижения температуры до приемлемого уровня, в расплав добавили сплав АК7 сверх массы плавки из расчета формирования 6 масс.% TiC. Далее с поверхности расплава снимали шлак, тщательно перемешивали и заливали в кокиль при температуре расплава 800-820°C. Излом полученного композиционного материала АК7-6%TiC отличается крупнозернистостью, не содержит пор и остатков непрореагировавшей шихты (рисунок 5.23, а). С целью оценки равномерности распределения карбидной фазы по высоте полученного слитка была замерена электропроводность (рисунок 5.23, б). Полученные значения очень близки и находятся в пределах 22,3-23 МСм/м (среднее значение 22,7 МСм/м), что свидетельствует об однородности структуры материала.



а)



б)

Рисунок 5.23 – Композиционный материал АК7 - 6%TiC:

а) излом; б) значения электропроводности по высоте слитка

На полученном слитке также была определена жидкотекучесть заливкой расплава в пробу Нехендзи-Купцова. Известно, что температура заливки сплава АК7 при литье в кокиль составляет 710-730°C, но так как в данном сплаве присутствует 6 масс.% TiC, при температуре 730°C расплав визуально был близок к твердожидкому состоянию, поэтому температура заливки была повышена до 800°C.



Рисунок 5.24 – U-образная проба
композиционного материала
АК7 - 6%TiC

По пробе видно, что сплав устойчив к трещинообразованию и имеет максимальную жидкотекучесть 400 мм (рисунок 5.24), что объясняется отсутствием препятствий свободному течению расплава со стороны частиц высокой дисперсности.

Таким образом, можно сделать вывод, что СВС-армирование фазой карбида титана можно проводить при объемах плавки до 3 кг с сохранением структурных и технологических параметров, но следует

принимать во внимание необходимость порционного введения матричного сплава при расчете требуемого объема армирующей фазы.

Далее для сравнительной оценки был проведен аналогичный синтез композиционного материала АК7-6%TiC, но с сопутствующей магнитно-импульсной обработкой (МИО) расплава. Обработку проводили после завершения синтеза при температуре расплава 780-800°C, энергия разряда составляла 1,5 кДж, количество импульсов – 20 шт. Приведенные на рисунке 5.25 изломы образцов до и после обработки, показывают, что последний отличается более мелкозернистой структурой.

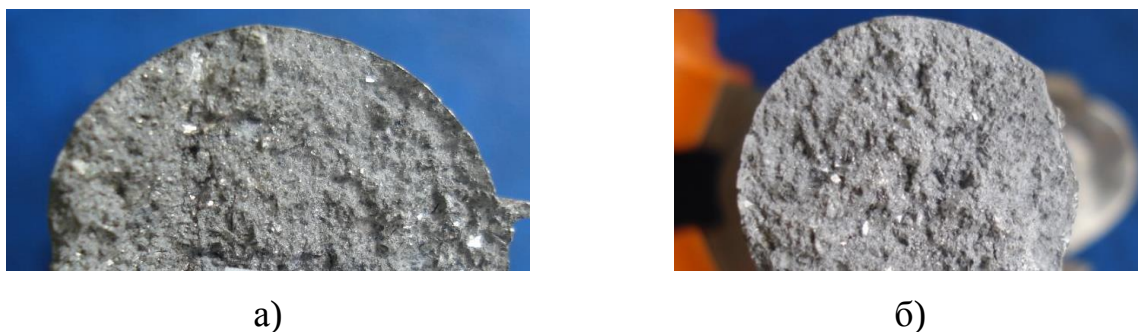


Рисунок 5.25 – Излом образцов композиционного материала АК7-6%TiC:

а) без МИО; б) после МИО

После обработки расплава магнитно-импульсными полями средняя электропроводность сплава практически не изменилась (до обработки 22,7 МСм/м, после МИО - 22,6 МСм/м). Однако разброс значений электропроводности по высоте слитков уменьшился: среднее квадратическое отклонение без обработки составляло 0,23; после МИО - 0,15, что свидетельствует о некотором повышении однородности структуры слитков.

5.5 Выводы по разделу

Полученные результаты показывают возможность одновременного проведения СВС высокодисперсной фазы карбида титана и легирования расплава матричной основы и сделать следующие выводы:

1. Легирующие элементы медь, марганец, никель могут вводиться в состав расплава в виде элементных порошков с формированием твердых растворов и/или упрочняющих интерметаллических фаз CuAl_2 , NiAl_3 , но дисперсность и количество образуемых интерметаллидов может изменяться.

2. В присутствии легирующих элементов возможно формирование частиц карбида титана с дисперсностью 100-700 нм. Во всех рассмотренных системах фаза карбида титана характеризуется высокой термодинамической стабильностью, а полноценно протекающий процесс СВС позволяет избежать образования побочных нежелательных фаз Al_4C_3 и Al_3Ti .

3. Совместное присутствие фазы карбида титана высокой дисперсности и легирующих элементов способствует повышению показателей прочности, твердости и износостойкости при сохранении пластичности и жидкотекучести. Установленные закономерности сохраняются при реализации плавок массой до 3 кг [297-299, 313, 314, 319, 321-323].

6 АРМИРОВАНИЕ ВЫСОКОДИСПЕРСНОЙ ФАЗОЙ КАРБИДА ТИТАНА И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ПРОМЫШЛЕННЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Проведенные на модельных образцах исследования показали возможность улучшения механических (прочности, твердости) и трибологических (износостойкости, коэффициента трения) характеристик за счет одновременного армирования карбидной фазой и легирования отдельными элементами композиционных материалов. Но применяемые на практике алюминиевые сплавы имеют более сложный химический состав и возможность повышения их характеристик посредством армирования высокодисперсной фазой карбида титана требует дополнительного изучения. Исследования, выполненные за рубежом, сосредоточены, в основном, на сплавах систем Al-Cu, Al-Cu-Mg, Al-Zn-Mg, приблизительно соответствующим российским сплавам типа AM5, D16, B95, что объясняется возможностью их последующей термической обработки (таблица 1.5). В рамках настоящей диссертационной работы выбор алюмоматричных основ проводился, исходя из целесообразности повышения их характеристик путем СВС-армирования.

6.1 СВС-армирование и термическая обработка сплава AMg2

Анализ выпускаемых промышленностью алюминиевых сплавов показал, что армирование карбидной фазой может быть перспективно для алюминиево-магниевого сплава, т.н. магналиев, которые характеризуются высокими показателями пластичности и свариваемости, стойкостью к коррозии, но относительно низкими прочностными свойствами [324, 325]. По составу, согласно ГОСТ 4784-2019, сплавы данной системы содержат от 1 до 13 масс. % магния и микродобавки других легирующих элементов. Одним из наиболее востребованных является сплав AMg2, широко использующийся для производства полуфабрикатов в виде листов, лент, полос, плит, профилей, панелей, труб, проволоки, штамповок, поковок и т.д.

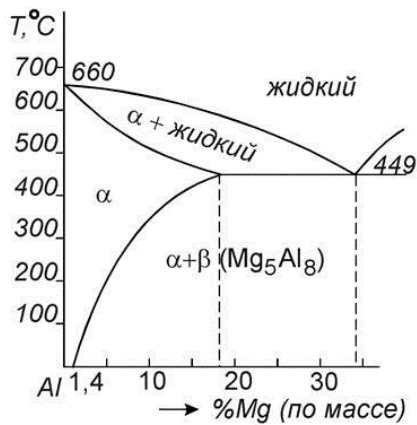


Рисунок 6.1 – Диаграмма состояния системы Al-Mg [293]

Сплав содержит в своем составе 1,7-2,4%Mg, а основной упрочняющий эффект оказывает фаза β ($\text{Al}_3\text{Mg}_2/\text{Mg}_5\text{Al}_8$), которая образует с твердым раствором на основе алюминия эвтектическую систему (рисунок 6.1) [293]. Растворимость магния в алюминии довольно высока и составляет 17,4% при 450°C и около 1,4% при комнатной температуре, но из-за неравновесных условий кристаллизации в сплавах, содержащих уже 1-2% Mg, могут появляться эвтектические включения β -фазы. Кроме магния, в состав сплава АМг2 входит марганец (до 0,5%), который затрудняет процессы, протекающие при рекристаллизации, и способствует получению более мелкозернистой структуры. Малые добавки кремния (до 0,4%) обуславливают измельчение зерна и повышают механические свойства сварных соединений, а легирование хромом (до 0,05%) и титаном (до 0,15%) способствует более равномерному выделению β -фазы и тем самым уменьшению склонности к коррозии под напряжением. Переходные металлы при кристаллизации образуют с алюминием пересыщенные твердые растворы, но в процессе отжига или горячей обработки давлением происходит распад растворов с образованием тонокодисперсных частиц интерметаллических фаз, упрочняющих сплав, к числу которых можно отнести CuAl_2 , Mg_2Si , Al_6Mn , AlFeSiMn и др. [294, 296]. Однако количество выделяющихся фаз слишком мало, чтобы существенно повысить характеристики, поэтому сплав дополнительно упрочняют с помощью пластической деформации и используют, как правило, в нагартованном (АМгН-80% наклепа) и полунагартованном (АМгП-40% наклепа) состояниях. Применение наклепа приводит к снижению пластичности, поэтому в большинстве случаев окончательным этапом обработки является проведение отжига, результатом которого является частичное или полное снятие деформационного упрочнения, т.е. снова разупрочнение. В связи с этим, попытки повысить прочностные свойства сплава АМг2 предпринимаются давно и,

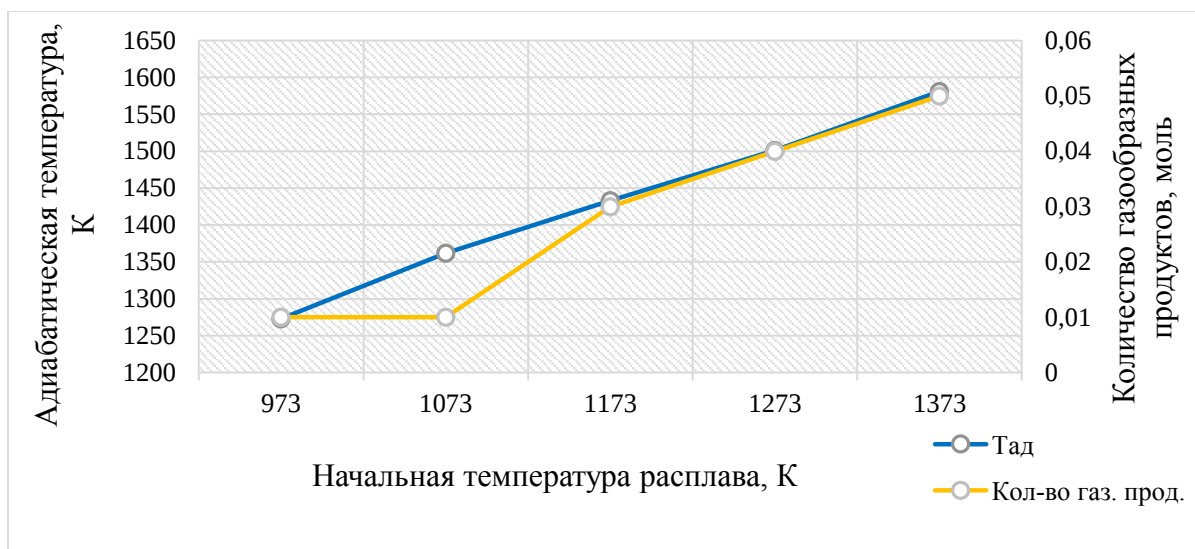
например, известна разработка ученых ИМЕТ им. А.А. Байкова, которые предложили легировать сплавы на основе системы Al-Mg добавкой скандия [296]. Данный элемент, вводимый в количестве 0,3-0,5% сначала входит в состав твердого раствора, а при последующей обработке (гомогенизация, горячая деформация, отжиг) выделяется в виде дисперсной фазы Al_3Sc , наличие которой вызывает эффект дисперсионного упрочнения.

Также известен ряд исследований, посвященных получению именно композиционных материалов на основе алюминий-магниевого сплава, анализ которых позволяет выделить два аспекта. Во-первых, магний может выступать в качестве поверхностно-активной добавки, сегрегирующей на поверхности раздела фаз и уменьшающей ее энергию [24, 219]. Так, в работе [326] был изучен характер взаимодействия подложки из карбида титана с расплавом Al-Mg при его температуре 900°C и авторы выявили, что повышение содержания Mg с 1 до 20% в составе алюминиевой основы снижает поверхностное натяжение и способствует существенному повышению смачиваемости карбидной основы. Во-вторых, легирующая добавка магния снижает плотность, но при этом повышает твердость и прочность композиционных материалов [327]. В работе [328] сообщается, что добавка 14% Mg в состав композита Al-TiC, получаемого горячим прессованием, увеличивает количество β -фазы и позволяет повысить прочность при сжатии на 353 МПа. Однако столь высокая концентрация магния на практике редко применяется, поскольку параллельно понижается коррозионная стойкость под напряжением из-за образования сплошных ободков выделений β -фазы.

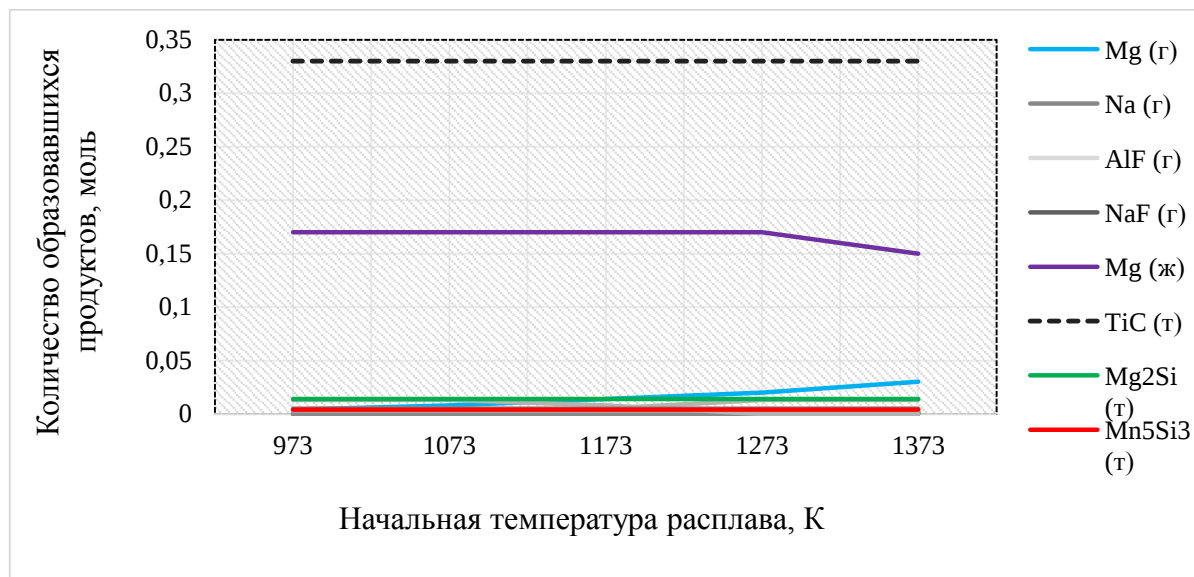
Но особый интерес вызывает исследование, в котором показана возможность проведения термической обработки по режиму T6 композиционных материалов на основе термически не упрочняемых магналиев [20]. Композит, полученный путем механического замешивания 2,5 масс.% SiC (размер частиц 3 мкм) в расплав состава сплава AMg1, подвергался термической обработке в виде выдержки в течение 20 мин при 550°C, закалки с охлаждением в горячей воде и последующему старению при 160°C в течение 30 мин, что привело к повышению твердости с 750-870 до 1040-1200 НВ и предела прочности с 90 до 153 МПа. В этой же работе

показано, что дальнейшая обработка давлением полученных образцов приводит к еще большему упрочнению и после последовательно проведенных операций закалка + прокатка + старение ($T=160^{\circ}\text{C}$, $t=10$ мин) твердость достигает 1500-1530 НВ, предел прочности - 236 МПа. Такое уникальное повышение механических характеристик в результате термической обработки автор связывает с изменением структуры на границах матрица-наполнитель и повышением уровня адгезионной связи фаз композита, а, в целом, полученные результаты открывают принципиально новые пути для упрочнения алюминий-магниевых сплавов. В связи с этим, в настоящей работе была поставлена задача проведения СВС-армирования высокодисперсной фазой карбида титана сплава АМг2 и изучение возможности его последующей термической обработки.

Исходный сплав содержит целый ряд легирующих элементов, т.е. отличается сложным составом, поэтому для определения адиабатической температуры системы и, следовательно, возможности проведения СВС с обеспечением смачиваемости карбидной фазы, а также вероятного фазового состава, был проведен термодинамический анализ с использованием программы «Thermo». При расчетах выбирались все начальные, возможные промежуточные и конечные элементы и соединения системы: Al (т), Ti (т), C (т), TiC (т), Al_3Ti (т), Al_4C_3 (т), Na_2TiF_6 (т), AlF_3 (г), $\text{Al}_3\text{Na}_5\text{F}_{14}$ (г), Na_3AlF_6 (г), AlNaF_4 (г), AlF (г), Na (г), NaF (г), AlF_2 (г), MgF_2 (г), Mg_2Si (т), Al_3Mg_2 (т), Mg (т), Fe (т), Si (т), Mn (т), Cu (т), Cr (т), полученные значения приведены на рисунке 6.2. Анализ результатов показывает, что с повышением начальной температуры расплава с 973 до 1373 К наблюдается тенденция к росту адиабатической температуры, а при используемой в предыдущих исследованиях температуре расплава 1173 К адиабатическая достигает 1459 К, что является достаточным уровнем для обеспечения смачиваемости частиц карбидной фазы. Совокупное количество газообразных продуктов (Mg, Mn, Na, AlF_4Na , AlF , AlF_2 , AlF_3 , NaF), способных оказывать рафинирующее воздействие, при 1173 К составляет 0,03 моль (рисунок 6.2, а).



а)



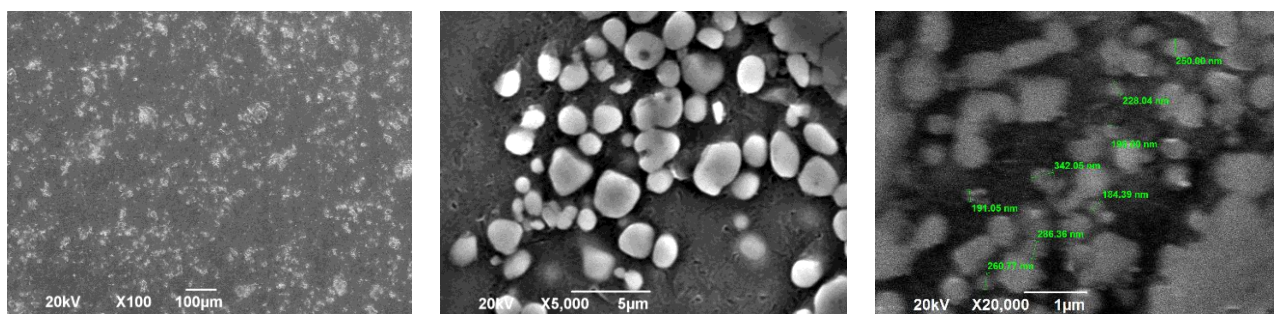
б)

Рисунок 6.2 – Влияние начальной температуры расплава на адиабатическую температуру (а) и фазовый состав (б) при синтезе системы AMg2-10%TiC

Рассчитанный состав продуктов синтеза при начальной температуре расплава 1173 К показывает высокую вероятность образования кристаллических фаз: TiC в максимальном количестве 0,33 моль, Mg₂Si – до 0,014 моль, Si₃Mn₅ – до 0,004 моль, Al₃Ti – до 0,0005 моль (рисунок 6.2, б). Отсутствие упрочняющей β-фазы состава Al₃Mg₂ в составе конечных продуктов обусловлено тем, что она выделяется из

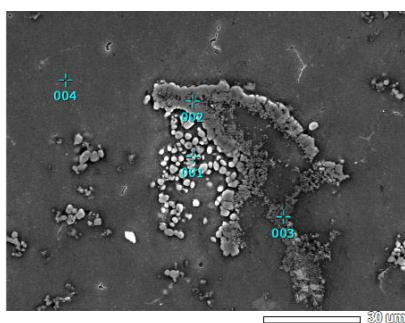
твердого раствора позже, в процессе охлаждения матричной основы при температурах ниже 1173 К [293].

Экспериментальный синтез карбидной фазы в расплаве АМг2 при выбранной температуре 1173 К (900°C) сопровождался активной СВС-реакцией, а анализ полученной микроструктуры (рисунок 6.3) показал наличие частиц высокой дисперсности с размерами от 180 нм с достаточной степенью равномерности распределения 0,26. Результаты МРСА подтверждают наличие в составе целевых элементов - титана, углерода, магния (рисунок 6.4), а данные РФА свидетельствуют о формировании фазы карбида титана (рисунок 6.5). Дальнейшая количественная обработка дифрактограмм с применением программы HighScore Plus позволила установить концентрацию карбидной фазы в количестве 9 масс.%, что, принимая во внимание округление программой десятых долей до целых единиц, можно считать приемлемым уровнем (рисунок 6.5). Далее, с применением программного комплекса SIAMS, была произведена оценка изменения размеров зерна матричного сплава, которая показала модифицирующий эффект, оказываемый высокодисперсными частицами карбида титана, приводящий к уменьшению размера зерна в среднем с 9,64 до 1,31 мкм (рисунок 6.6, таблица 6.1).



а) б) в)

Рисунок 6.3 – Микроструктура образца АМг2-10%TiC



Номер спектра	Содержание элемента, масс.%/ атомн.%				
	Al	Ti	C	Mg	F
001	14,27/ 13,01	57,72/ 29,63	28,01/ 57,36	-	-
002	38,17/ 35,62	38,01/ 19,98	17,97/ 37,66	3,49/ 3,62	2,36/ 3,12
003	47,91/ 43,24	28,71/ 14,60	17,82/ 36,12	3,92/ 3,93	1,65/ 2,11
004	93,93/ 93,31	-	-	6,07/ 6,67	-

Рисунок 6.4 – МРСА образца АМг2-10%TiC

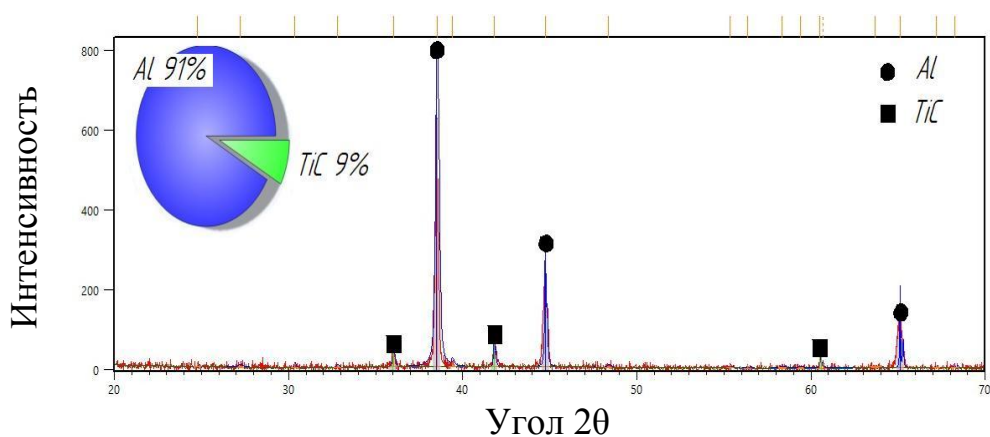
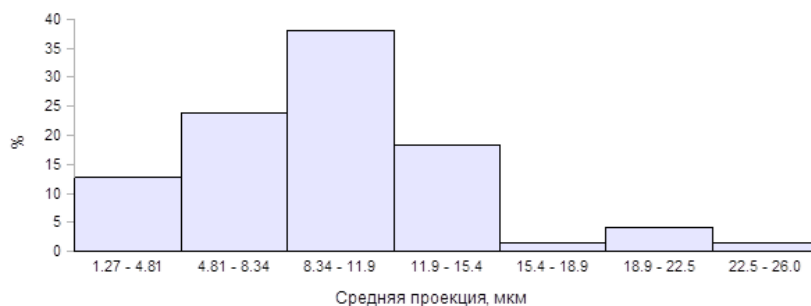
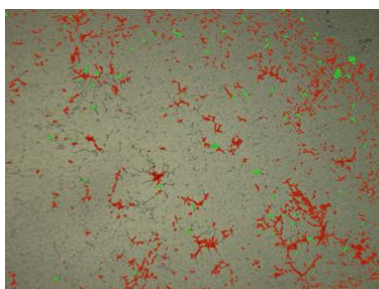
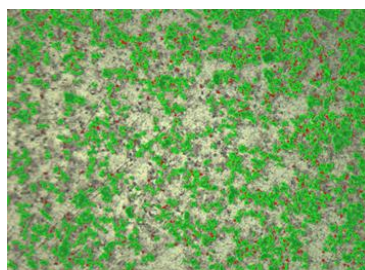


Рисунок 6.5 – РФА образца АМг2-10%TiC



а)



б)

Рисунок 6.6 – Гистограммы распределения по размерам зерна α -Al:

а) АМг2; б) АМг2-10%TiC

Таблица 6.1 – Распределение зерна α -Al по размерам

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

Полученные данные по модифицированию матричной структуры позволяют оценить возможный вклад данного эффекта по закону Холла-Петча в общее упрочнение, согласно выражению [88]:

$$\sigma_{GR} = k_y \cdot (D^{-1/2} - D_0^{-1/2}), \quad (6.1)$$

где k_y – параметр Холла-Петча (~ 68 МПа $m^{1/2}$), D – средний размер зерна композиционного материала, D_0 – средний размер зерна сплава в исходном сплаве.

Расчеты показывают, что упрочняющий эффект от модифицирования матричного зерна может достигать 37,51 МПа.

Таким образом, теоретически и экспериментально подтверждена возможность синтеза, а также оптимальность выбранных технологических параметров для получения высокодисперсной фазы карбида титана и мелкозернистой структуры матричной основы АМг2. В качестве первичного критерия оценки эффективности армирования была выбрана характеристика твердости, показатели которой свидетельствуют об увеличении значений с $50,9 \pm 1,04$ до $59,4 \pm 1,32$ НВ, что соответствует уровню твердости сплава АМг2 в нагартованном состоянии. Ввиду отсутствия пластического деформирования, очевидно, что причинами повышения твердости являются модифицирующий эффект и присутствие армирующих частиц карбидной фазы высокой дисперсности. Также в структуре материала вероятно присутствие некоторого количества β -фазы, но ее количество слишком мало и на дифрактограмме не фиксируется.

Как уже было сказано выше, сплав АМг2 состоит преимущественно из твердого раствора магния в алюминии и микродобавок других легирующих элементов и в классическом материаловедении его термическая обработка проводится лишь после предварительной нагартовки. Однако, как показано в

работе [20], термическая обработка композита на алюминиево-магниево-основе, ввиду присутствия большого количества дисперсных частиц, вызывающих микроискажения матричной кристаллической решетки, может приводить к возникновению качественно новых эффектов. При выборе режимов также исходили из того, что при термической обработке сплавов типа АМг2 рекомендовано исключать нагрев выше 420°C, поскольку в этом случае возможно окисление и рост зерна [296].

Принимая во внимание линию предельной растворимости на диаграмме Al-Mg (рисунок 6.1), были выбраны следующие параметры термической обработки: изотермическая выдержка при температурах 130, 150, 180 и 350°C в течение 1-3 ч и последующее охлаждение на спокойном воздухе. Проведенная оценка изменения твердости после указанных режимов термической обработки показала, что максимальное значение $67,6 \pm 1,56$ НВ достигается в результате выдержки при температуре 150°C в течение 2-3 ч, а нагрев и выдержка при температурах выше линии сольвуса (180 и 350°C) приводят лишь к сохранению с последующим снижением параметра твердости (рисунок 6.7).

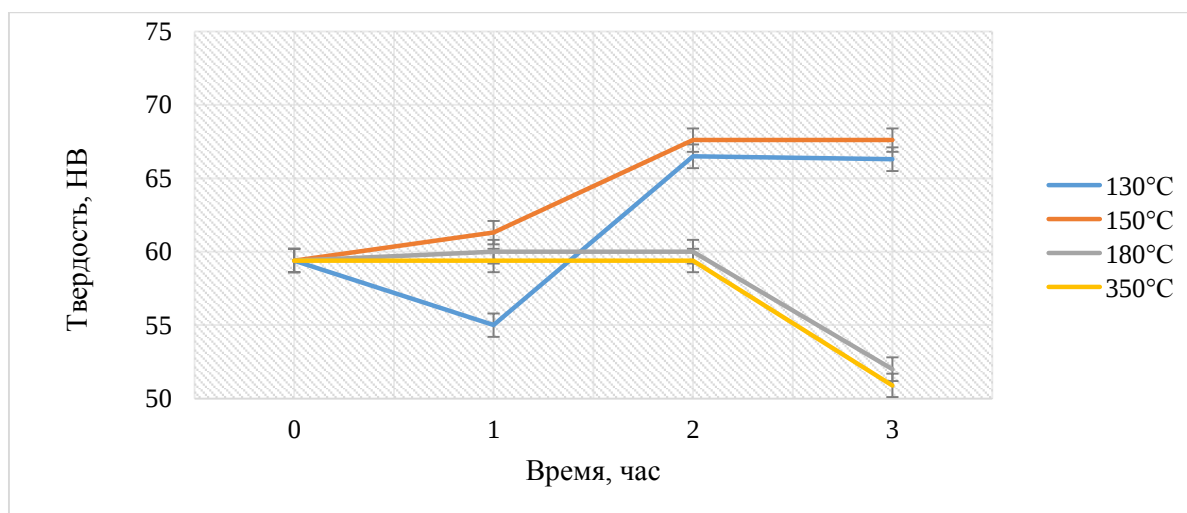


Рисунок 6.7 - Изменение твердости образца АМг2-10%ТiС после изотермической выдержки при разных температурах

Анализ микроструктуры образца с максимальной твердостью показал, что размер частиц карбидной фазы остался на прежнем высокодисперсном уровне и

составляет от 170 нм (рисунок 6.8), и особо важно отметить отсутствие процессов коагуляции армирующих частиц, о чем свидетельствует сохранившийся уровень равномерности распределения – 0,25. По результатам МРСА также отмечается присутствие магния в составе композита (рисунок 6.9). Но, 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 дополнительно выделении магния из твердого раствора алюминия (рисунок 6.10). Кроме того, в составе композиционного материала возможно наличие фаз Al_3Mg_2 , Mg_2Si , $\text{Al}_6(\text{Fe},\text{Mn})$, $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_2\text{Si}_3$ [292], но их количество весьма незначительно и потому не регистрируется РФА.

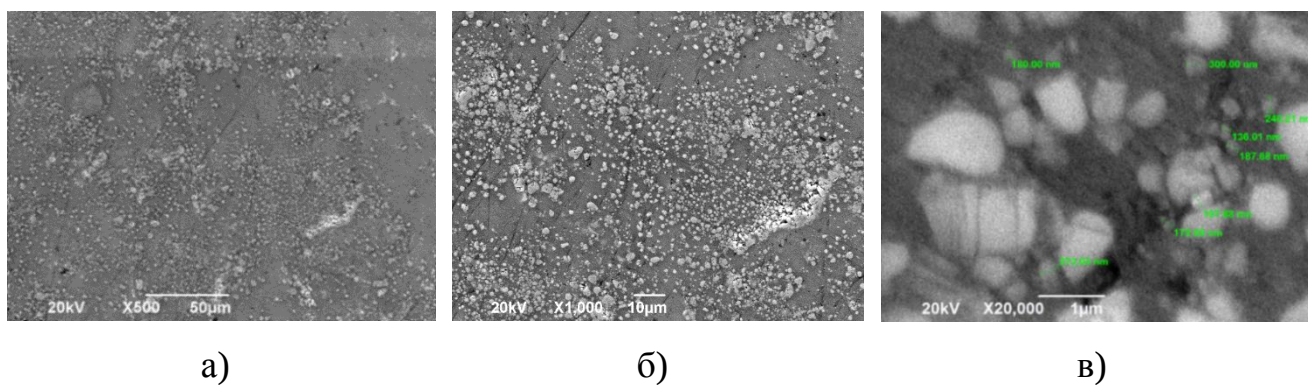
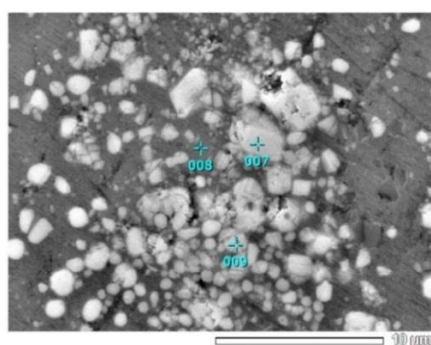
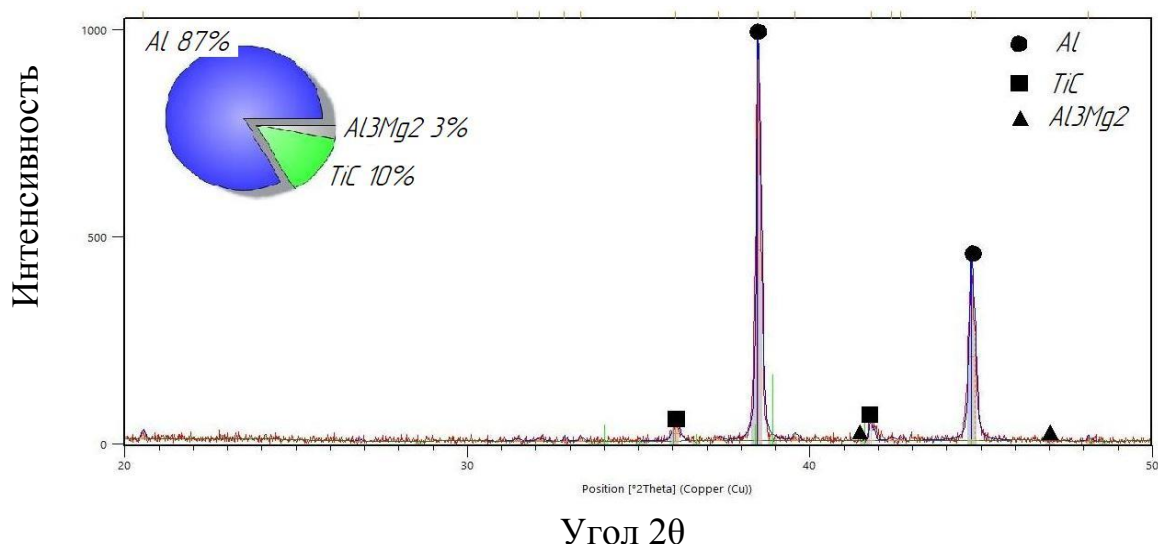


Рисунок 6.8 – Микроструктура образца АМг2-10%ТiС
после изотермической выдержки при $T = 150^\circ\text{C}$ в течение 3 ч



Номер спектра	Содержание элемента, масс.%/ атомн.%			
	Al	Ti	C	Mg
007	13,54/ 13,54	63,19/ 35,59	22,04/ 49,51	1,22/ 1,36
008	75,92/ 65,12	4,88/ 2,36	14,60/ 28,14	4,60/ 4,38
009	38,44/ 31,16	29,89/ 13,65	29,00/ 52,8	2,67/ 2,40

Рисунок 6.9 – МРСА образца АМг2-10%ТiС
после изотермической выдержки при $T = 150^\circ\text{C}$ в течение 3 ч



Угол 2θ
Рисунок 6.10 – РФА образца АМг₂-10%TiC
после изотермической выдержки при T = 150°C в течение 3 ч

На основании полученных результатов была построена феноменологическая модель структурообразования композиционного материала АМг₂-10%TiC. 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 и приводит к повышению твердости. Важно отметить, что, по данным литературных источников [296, 324], выделение частиц фазы Al₃Mg₂ может происходить в виде сплошных ободков по границам зерен, что приводит к снижению стойкости к коррозии. Но в составе образцов композиционного материала видимых включений β-фазы и до, и после проведения термической обработки не наблюдается, что позволяет сделать предположение о ее высокой дисперсности. При более высоких температурах выдержки - 180 и 350°C диффузионные процессы также протекают, но частицы β-фазы в течение длительной временной выдержки успевают коагулировать, что и влечет итоговое снижение значений твердости.

Таким образом, принимая во внимание микроструктуру образцов, результаты элементного и фазового анализов, а также значения твердости, для композиционного материала АМг₂-10%TiC рекомендован режим термической

обработки в виде изотермической выдержки при температуре 150°C в течение 3 ч с последующим охлаждением на воздухе.

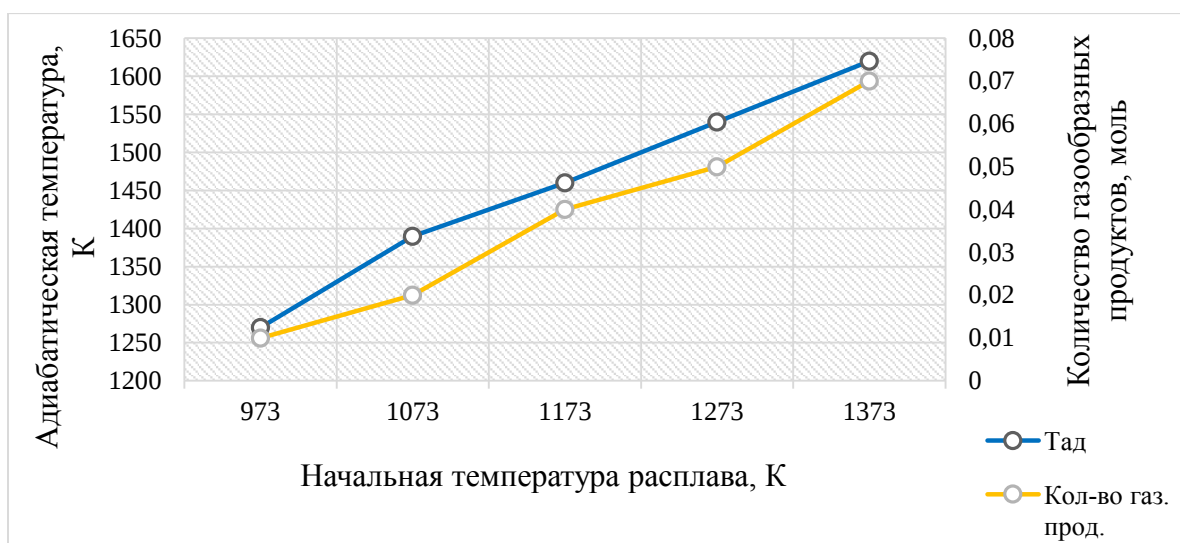
6.2 СВС-армирование и термическая обработка сплава АМг6

Далее для исследования был выбран сплав этой же системы Al-Mg, но с большим содержанием магния - АМг6, который тоже широко востребован для изготовления полуфабрикатов методами горячей или холодной деформации, слитков, слябов, биметаллических листов, а сварные конструкции и машиностроительные детали из него могут выдерживать более значительные нагрузки. Содержание магния в АМг6 составляет 5,8-6,8% и приводит к образованию большего количества β -фазы, а так как фаза имеет некогерентные границы с твердым раствором, дислокации при деформировании тормозятся вокруг ее дисперсных включений, что, в совокупности с твердорастворным упрочнением ввиду наличия микродобавок легирующих элементов (Fe - до 0,4%, Si - до 0,4, Mn - 0,5-0,8%, Ti - до 0,1% и др.), и обеспечивает его более высокие прочностные свойства [329, 330].

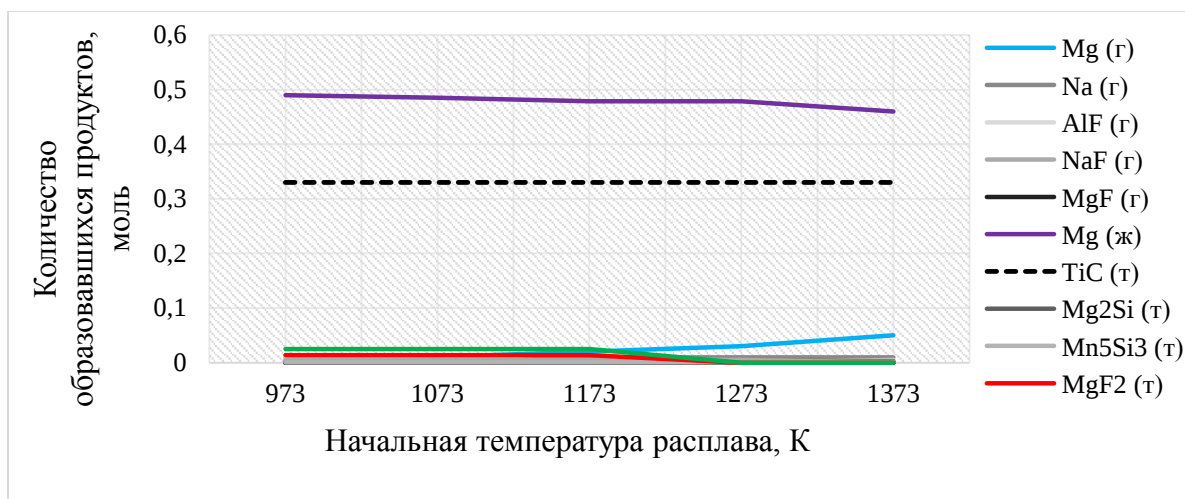
Данный сплав также не относится к числу классических дисперсионно-твердеющих, поэтому его используют либо в нагартованном состоянии, либо подвергают отжигу после ОМД [296]. Но получение мелкозернистой структуры и прирост твердости можно обеспечить также за счет максимального выделения и равномерного распределения в матрице высокодисперсных частиц β -фазы, что подтверждается результатами недавней работы [331], где рассматривается близкий по составу сплав 1565ч, содержащий 5,1-6,0 масс.% Mg и дополнительную легирующую добавку циркония. Установлено, что в результате последовательного проведения операций прокатки и гетерогенизационного отжига при температуре 230°C с выдержкой 6 ч происходит максимальное выделение высокодисперсных частиц β -фазы с размерами 0,5–1,0 мкм, что приводит к существенному повышению механических характеристик.

Для расчетов в программе «Thermo», в соответствии с химическим составом исходных компонентов, выбирались следующие элементы и соединения: Al (т), Ti

(т), С (т), TiC (т), Al_3Ti (т), Al_4C_3 (т), Na_2TiF_6 (т), AlF_3 (г), $\text{Al}_3\text{Na}_5\text{F}_{14}$ (г), Na_3AlF_6 (г), AlNaF_4 (г), AlF (г), Na (г), NaF (г), AlF_2 (г), MgF_2 (г), Mg_2Si (т), Al_3Mg_2 (т), Mg (т), Fe (т), Si (т), Mn (т). Результаты показывают, что с повышением начальной температуры наблюдается рост адиабатической температуры системы, и при температуре расплава 1173 К адиабатическая может достигать 1460 К, что является вполне достаточным уровнем [96] (рисунок 6.11).



а)



б)

Рисунок 6.11 – Влияние начальной температуры расплава на адиабатическую температуру (а) и фазовый состав (б) при синтезе системы $\text{AMg6-10\%TiC}$

Совокупное количество газообразных продуктов (Mg , Mn , Na , AlNaF_4 , AlF , NaF , Na_2F_2 , MgF), оказывающих рафинирующее воздействие, при этой же температуре расплава чуть выше, чем в предыдущей системе, и составляет 0,04 моль (рисунок 6.11, а). Вероятный фазовый состав системы, приведенный на рисунке 6.11, б содержит при исходной температуре расплава 1173 К кристаллические фазы: TiC (т) - 0,33 моль, Mg_2Si , Si_3Mn_5 , MgF_2 , Al_3Ti - в количестве, не превышающем тысячных долей моль.

По результатам активно проходившего синтеза системы $\text{AMg6-10\%TiC}$ получена микроструктура, включающая менее дисперсные частицы с размерами 130-210 нм и большей степенью их агломерированности – степень равномерности распределения составляет лишь 0,67 (рисунок 6.12). По данным МРСА, в составе присутствуют все основные элементы - титан, углерод, магний (рисунок 6.13), а сформированная фаза карбида титана, по результатам количественной обработки РФА, содержится в количестве 10 масс.% (рисунок 6.14).

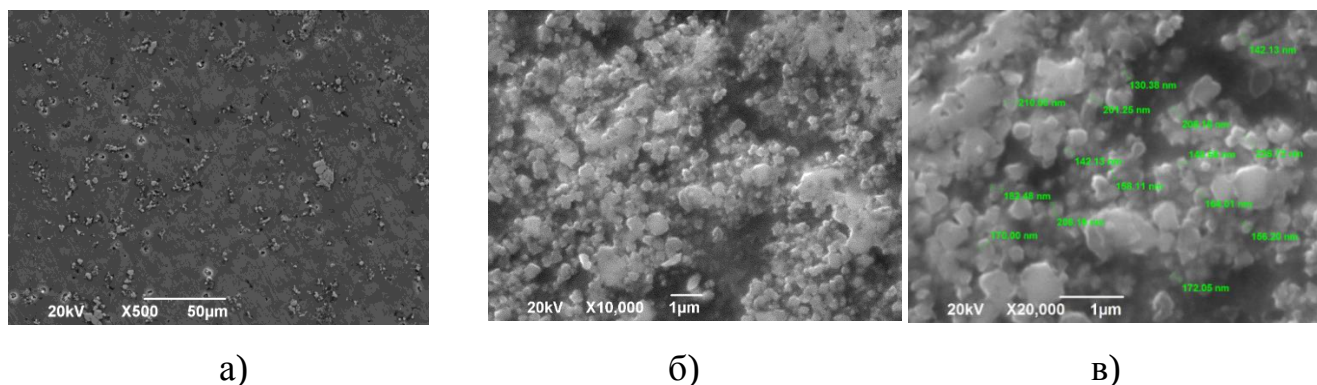
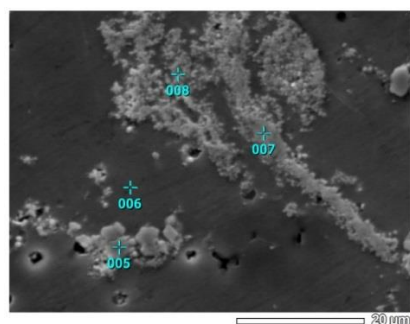


Рисунок 6.12 – Микроструктура образца $\text{AMg6-10\%TiC}$



Номер спектра	Содержание элемента, масс. %/ атомн. %			
	Al	Ti	C	Mg
005	4,43/ 6,66	90,18/ 76,37	4,74/ 16,06	0,66/ 1,09
006	90,56/ 89,63	0,22/ 0,1	0,15/ 0,32	9,06/ 10,02
007	5,13/ 7,57	88,60/ 73,3	5,46/ 17,9	0,81/ 0,01

Рисунок 6.13 – МРСА образца $\text{AMg6-10\%TiC}$

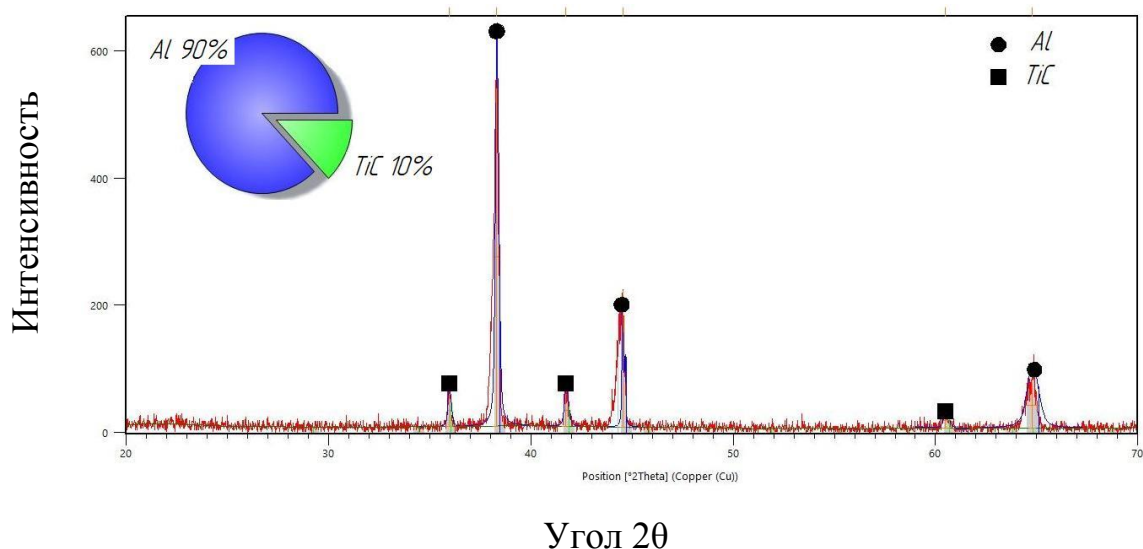


Рисунок 6.14 – РФА образца АМг6-10%TiC

Вследствие присутствия карбидной фазы средняя величина матричного зерна уменьшилась с 15,8 мкм до 10,6 мкм (рисунок 6.15, таблица 6.2), что, согласно формуле 6.1, предполагает возможность роста прочности до 3,78 МПа [88, 325, 332].

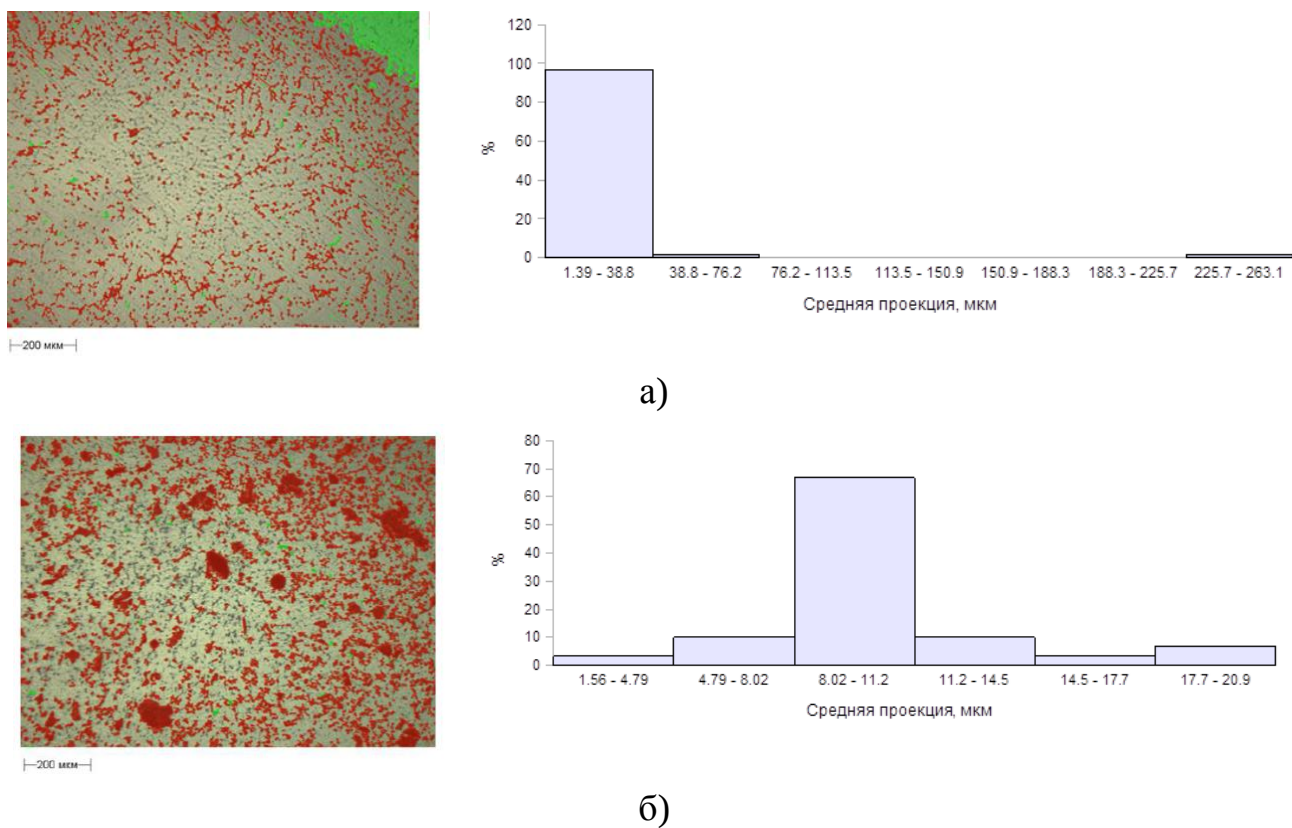


Рисунок 6.15 – Гистограммы распределения по размерам зерна α -Al:
а) АМг6; б) АМг6-10%TiC

Таблица 6.2 – Распределение зерна α -Al по размерам

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

По результатам проведенного армирования значение твердости удалось повысить с $83 \pm 0,87$ до $90,9 \pm 1,02$ НВ, что обеспечивается за счет модифицирования матричного зерна и присутствия фазы TiC.

Для традиционных сплавов серии АМг увеличение содержания магния приводит к росту количества интерметаллических фаз, преимущественно β -фазы Al_3Mg_2 , что влечет за собой увеличение предела прочности со 110 МПа (для АМг1) до 430 МПа (для АМг6) при соответствующем снижении относительного удлинения с 28 до 16%. Последующее проведение отжига при температурах существенно выше линии растворимости в интервалах 310-335°C [296] или 500°C [333], согласно диаграмме состояния (рисунок 6.1), приводит к растворению интерметаллических частиц и их переходу в твердый раствор, что повышает пластичность и снижает упрочнение. Но, как было показано выше [331], нагрев и выдержка сплава 1565ч с 6 масс.% Mg при температуре 230°C, что ниже линии сольвуса, обеспечивает выделение максимального количества β -фазы. На основе приведенных данных, для композиционного материала АМг6-10%TiC были выбраны параметры термообработки: изотермическая выдержка при температуре 230°C - 1, 3, 6 ч и при температурах 310, 320, 335°C - 1, 2, 3 ч с последующим охлаждением на спокойном воздухе.

Представленные на рисунке 6.16 значения твердости свидетельствуют, что рост твердости до $100 \pm 2,12$ НВ возможен только после выдержки при температуре 230°C в течение 3 и 6 ч, т.е. при температуре, близкой к линии переменной растворимости, что соответствует выводам исследования [331].

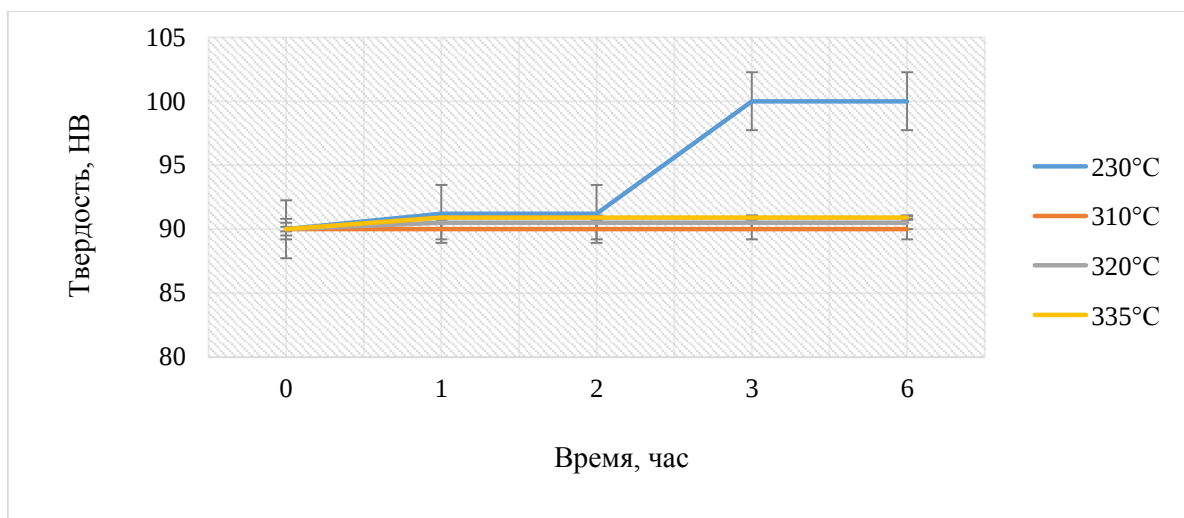
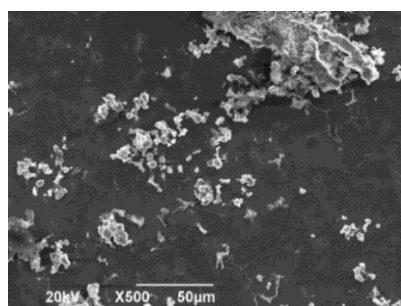
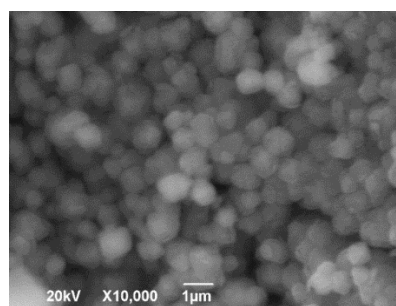


Рисунок 6.16 - Изменение твердости образца АМг6-10%TiC после изотермической выдержки при разных температурах

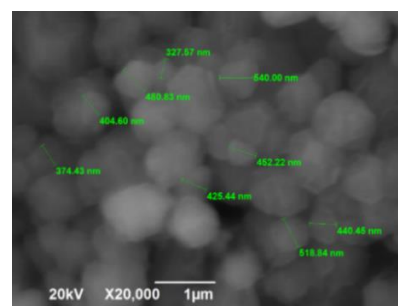
Результаты микроструктурного исследования образца с максимальной твердостью, представленные на рисунке 6.17, показывают, что дисперсность частиц карбидной фазы незначительно ухудшилась и их минимальный размер от 300 нм, а степень равномерности распределения осталась на прежнем уровне и составляет 0,7. Наличие, по данным МРСА, помимо титана, углерода и магния, также марганца и железа может свидетельствовать о наличии в структуре ряда интерметаллических фаз (рисунок 6.18), но основной фазой, выделяющейся в количестве 6 масс.% в результате температурно-временной выдержки и обуславливающей повышение твердости, является фаза Al_3Mg_2 , что подтверждено данными РФА (рисунок 6.19).



а)

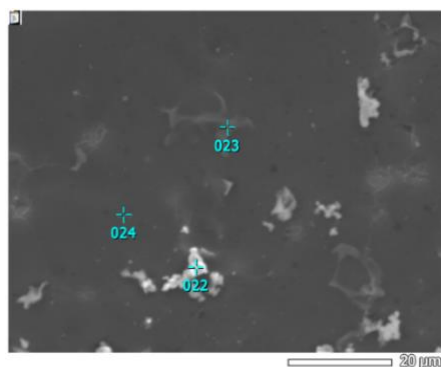


б)



в)

Рисунок 6.17 – Микроструктура образца АМг6-10%TiC после изотермической выдержки при $T = 230^\circ\text{C}$ в течение 3 ч



Номер спектра	Содержание элемента, масс. %/ атомн. %					
	Al	Ti	C	Mg	Mn	Fe
022	9,92/ 14,85	85,04/ 70,83	3,73/ 12,43	1,31/ 2,0	-	-
023	80,86/ 86,0	-	-	6,8/ 7,8	3,8/ 2,0	8,4/ 4,2
024	93,41/ 92,76	-	-	6,59/ 7,23	-	-

Рисунок 6.18 – МРСА образца АМг6-10%TiC

после изотермической выдержки при $T = 230^{\circ}\text{C}$ в течение 3 ч

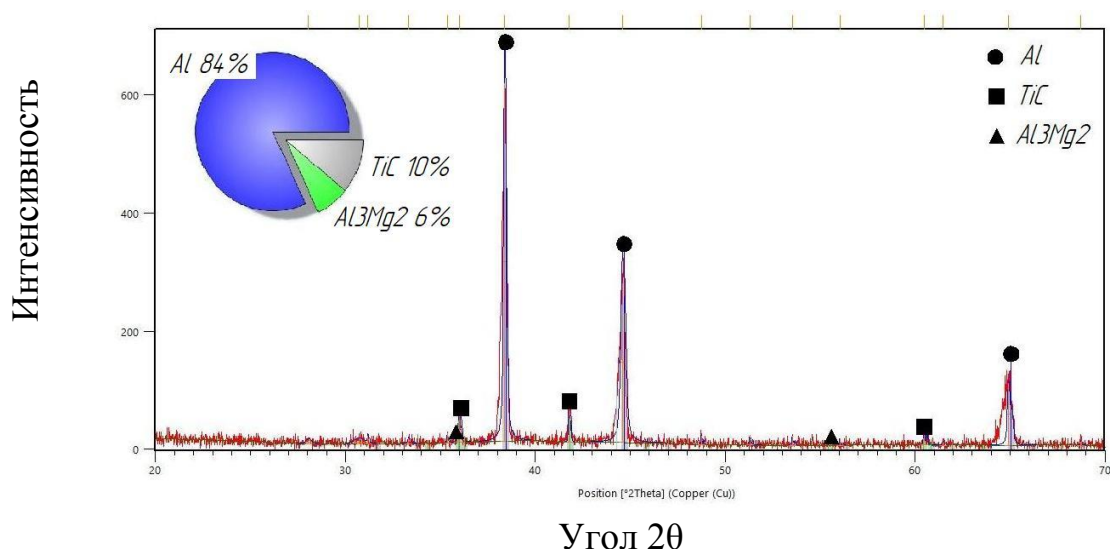


Рисунок 6.19 – РФА образца АМг6-10%TiC

после изотермической выдержки при $T = 230^{\circ}\text{C}$ в течение 3 ч

Несмотря на существенное количество, предполагаемые частицы β -фазы (рисунок 6.18, спектр 024) отличаются высокой дисперсностью и в структуре отсутствуют ее крупные включения по границам зерен.

По результатам полученных данных по микроструктуре, количеству и размеру образованных фаз, для композиционного материала АМг6-10%TiC рекомендована изотермическая выдержка при температуре 230°C в течение 3 ч с последующим охлаждением на спокойном воздухе [334].

6.3 СВС-армирование и термическая обработка сплава АМ4,5Кд

Возможность проведения СВС-армирования сплавов системы Al-Cu подробно изучена и представлена в разделе 5, и там же показано, что в присутствии фазы карбида титана увеличивается количество выделяющейся из твердого раствора упрочняющей интерметаллической θ -фазы (CuAl_2), частицы которой отличаются высокой дисперсностью и способствуют повышению комплекса механических характеристик композиционного материала (таблица 5.2) [50, 199, 335]. Еще в большей степени повышения механических и трибологических свойств композиционных материалов на основах типа сплава АМ5 удастся достичь зарубежным авторам путем проведения термической обработки в виде операций закалки и старения, традиционных для данной матричной основы (таблица 1.5). В связи с имеющимися данными, логично предположение о целесообразности армирования карбидной фазой и термической обработки промышленного сплава системы алюминий-медь, к которому предъявляются особые требования по механическим свойствам и износостойкости. К числу таких относится литейный сплав АМ4,5Кд (ВАЛ10), который применяется для изготовления тяжело нагруженных узлов, работающих при температурах до 300°C преимущественно в аэрокосмическом кластере [336]. Его прочностные свойства обуславливаются рядом факторов: 1) повышение чистоты по примесям (Fe, Si), которые могут связывать часть меди в тройные соединения, что снижает эффект упрочнения при термообработке; 2) введение в состав переходных металлов (Mn, Ti), которые в процессе кристаллизации частично или полностью переходят в твердый раствор, а при термообработке выделяются в виде дисперсных вторичных интерметаллидов типа $\text{Al}_{12}\text{Mn}_2\text{Cu}$, Al_3Ti ; 3) введение малой добавки Cd, атомы которого, вследствие большой разницы в атомных радиусах (Al - 143 пм, Cd - 154 пм), при растворении в алюминии приводят к сильному искажению кристаллической решетки и тем самым способствуют упрочнению уже при добавке 0,06% кадмия [296, 336].

Сплав АМ4,5Кд, выплавляемый по ГОСТ 1583-89, содержит в своем составе 4,5-5,1%Cu, 0,35-0,8%Mn, 0,07-0,3%Cd, а также микродобавки Fe, Si, Mg, Ti, Zn.

Как и все сплавы системы Al-5%Cu, имеет преимущественно двухфазную равновесную структуру $\alpha\text{-Al} + \theta$ (CuAl_2) и относится к типичным термически упрочняемым сплавам.

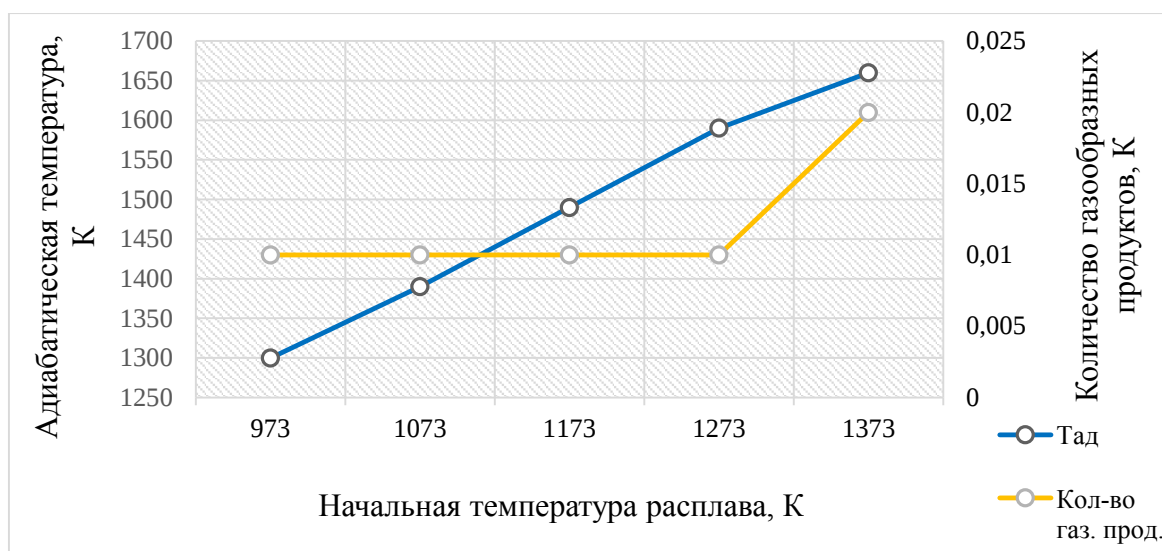
При расчетах в программе «Thermo» выбирались элементы и соединения: Al (т), Ti (т), C (т), TiC (т), Al_3Ti (т), Al_4C_3 (т), Na_2TiF_6 (т), Al (ж), AlF_3 (г), $\text{Al}_3\text{Na}_5\text{F}_{14}$ (г), Na_3AlF_6 (г), AlNaF_4 (г), AlF (г), Na (г), NaF (г), AlF_2 (г), MgF_2 (т), Mg_2Si (т), Al_2Cu (т), Cu (т), Mn (т), Cd (т), Fe (т), Si (т), Mg (т), Zn (т). Представленные на рисунке 6.20 результаты показывают, что при начальной температуре расплава 1173 К адиабатическая достигает достаточного уровня 1490 К, при этом количество газообразных продуктов (Cd, Mg, Mn, Na, Zn, AlF, AlF_2 , AlF_3 , AlNaF_4 , Na_2F_2 , NaF, MgF) в данной системе снижается до 0,01 моль (рисунок 6.20, а), что, очевидно, обусловлено связыванием фтора в соединение MgF_2 (т), имеющего температуру плавления 1536 К. Кроме того, в составе возможных продуктов отмечается наличие десятитысячных долей соединений AlNa_3F_6 (ж), $\text{Al}_3\text{Na}_5\text{F}_{14}$ (т) (ввиду малого количества на рисунке 6.20 не приведены). Хиолит ($\text{Al}_3\text{Na}_5\text{F}_{14}$), согласно уравнению 4.2, является продуктом распада соли Na_2TiF_6 , а криолит (Na_3AlF_6) – продуктом распада хиолита [337]:



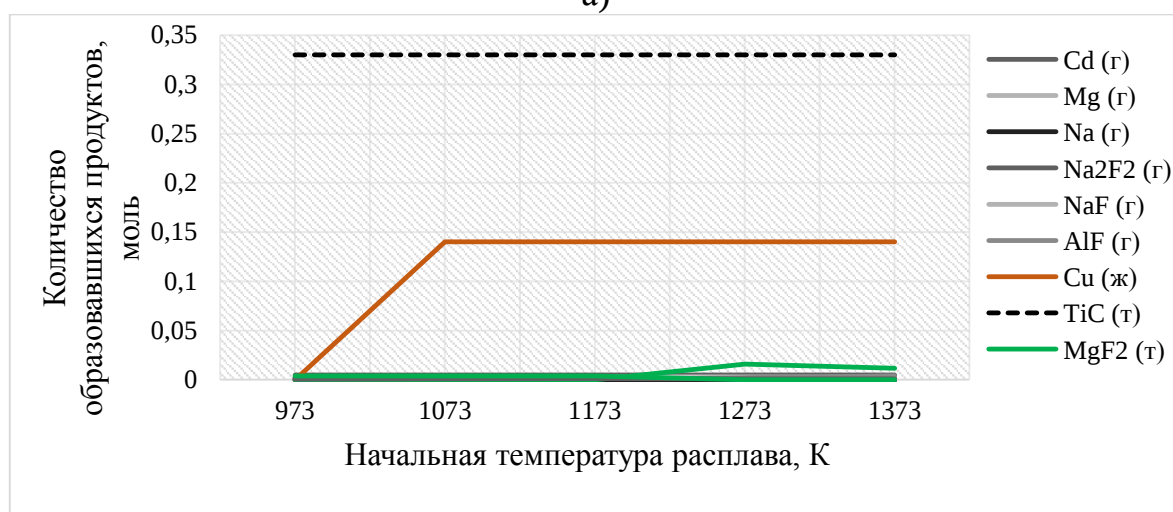
Наличие хиолита и криолита в составе возможных продуктов свидетельствует о разложении флюса Na_2TiF_6 . А наличие в составе газообразных продуктов соединений NaAlF_4 , AlF, AlF_2 , AlF_3 , NaF подтверждает, что криолит, согласно реакциям 6.3-6.5, далее претерпевает распад:



Исходя из количества приведенных продуктов распада флюса, следует, что последние реакции превалируют. Также вероятно образование целевой кристаллической фазы TiC при температуре расплава 1173 К в максимальном количестве 0,33 моль (рисунок 6.20, б).



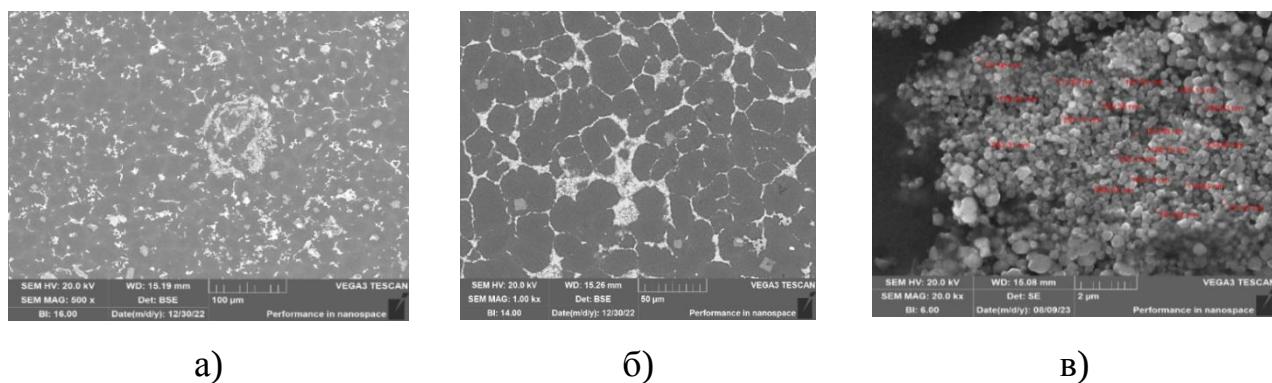
а)



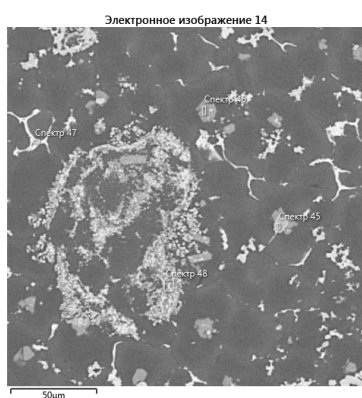
б)

Рисунок 6.20 – Влияние начальной температуры расплава на адиабатическую температуру (а) и фазовый состав (б) при синтезе системы AM4,5Kd-10%TiC

В ходе экспериментального синтеза системы AM4,5Kd-10%TiC реакция происходила активно, а микроструктура композиционного материала, приведенная на рисунке 6.21, показывает формирование частиц с размером от 100 нм с высокой степенью равномерности распределения - 0,15. Результаты МРСА позволяют предположить наличие θ -фазы (рисунок 6.22, спектр 47), и, согласно источнику [292], возможно присутствие небольшого количества тройного интерметаллида $Al_{20}Cu_2Mn_3$. Количественная обработка дифрактограммы подтверждает присутствие карбидной фазы в концентрации не менее 9 масс.% (рисунок 6.23).



а) б) в)
Рисунок 6.21 – Микроструктура образца АМ4,5Кд-10%TiC



Номер спектра	Содержание элемента, масс.% / атомн.%				
	Al	Ti	C	Cu	Mn
45	18,10/ 20,03	63,59/ 39,66	15,72/ 39,09	2,59/ 1,22	-
46	59,20/ 72,10	39,79/ 27,30	-	-	1,01/ 0,60
47	58,14/ 76,58	-	-	41,86/ 23,42	-
48	44,46/ 47,81	35,04/ 21,23	11,03/ 26,64	9,47/ 4,32	-

Рисунок 6.22 – МРСА образца АМ4,5Кд-10%TiC

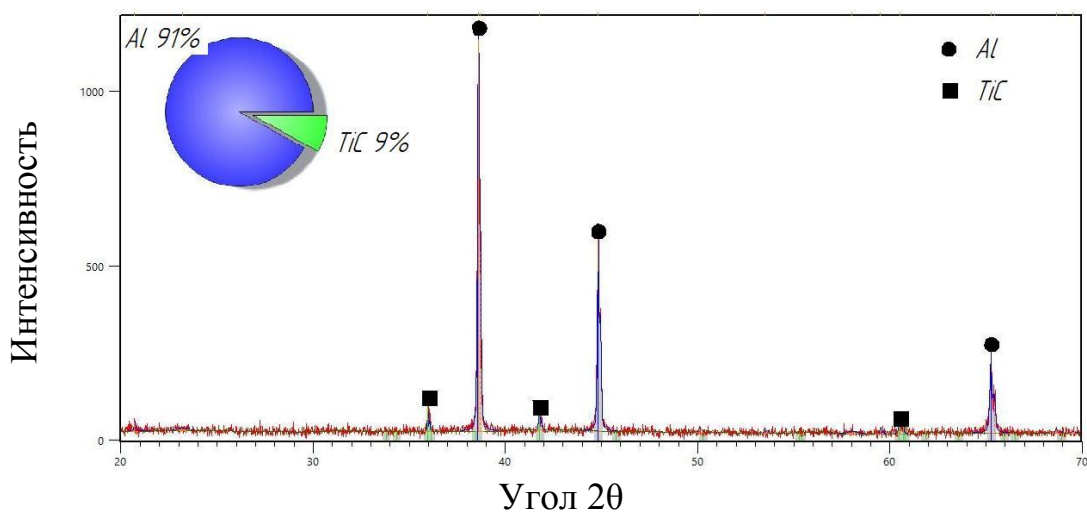
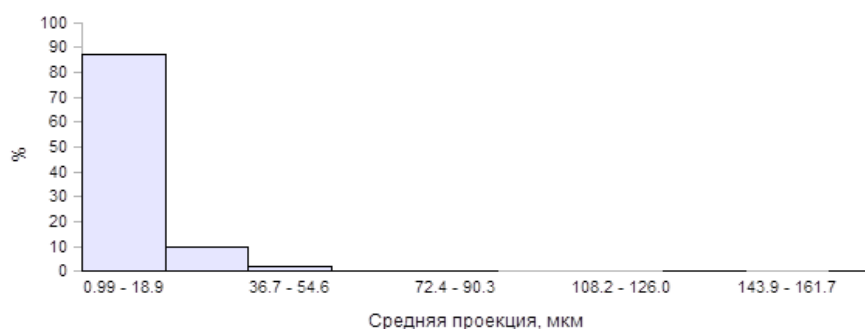
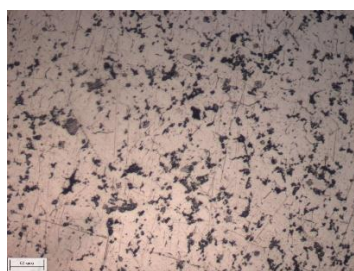


Рисунок 6.23 – РФА образца АМ4,5Кд-10%TiC

Средняя величина матричного зерна уменьшилась с 29,9 мкм до 10,8 мкм (рисунок 6.24, таблица 6.3), что позволяет оценить упрочняющий вклад от модифицирования в 8,26 МПа [88], а значение твердости в результате проведенного армирования фазой карбида титана повысилось с $61,3 \pm 0,89$ до $76,1 \pm 0,92$ НВ.



а)



б)

Рисунок 6.24 – Гистограммы распределения по размерам зерна α -Al:

а) AM4,5Kд; б) AM4,5Kд-10%TiC

Таблица 6.3 – Распределение зерна α -Al по размерам

Образец	Минимальный размер зерна, мкм	Максимальный размер зерна, мкм	Средний размер зерна, мкм
AM4,5Kд	1,28	654,4	29,9
AM4,5Kд-10%TiC	0,99	179,6	10,8

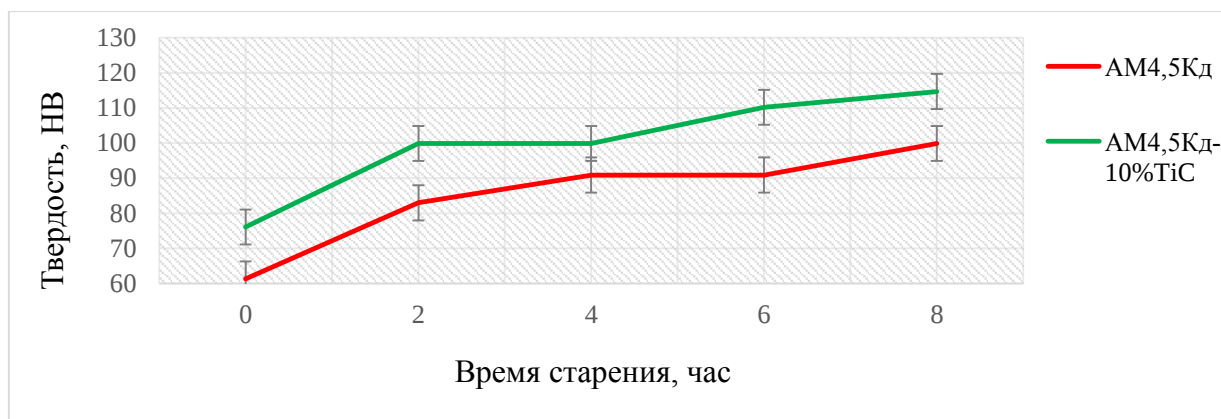
Сплав AM4,5Kд относится к группе термически упрочняемых сплавов и традиционно подвергается термообработке по режиму Т6 в виде одно- или

двухступенчатой закалки с температур 535-545°C в течение 5-9 ч и последующему искусственному старению при 170°C в течение 3-5 ч [338]. Однако в композиционных материалах на основе данной системы температурно-временные режимы термообработки могут варьироваться и, например, в работе [18] установлено, что максимальные механические характеристики композита на основе Al-3%Cu, содержащего 20 масс.% SiC, достигаются после проведения выдержки и закалки с температуры 480°C и искусственного старения при 160°C.

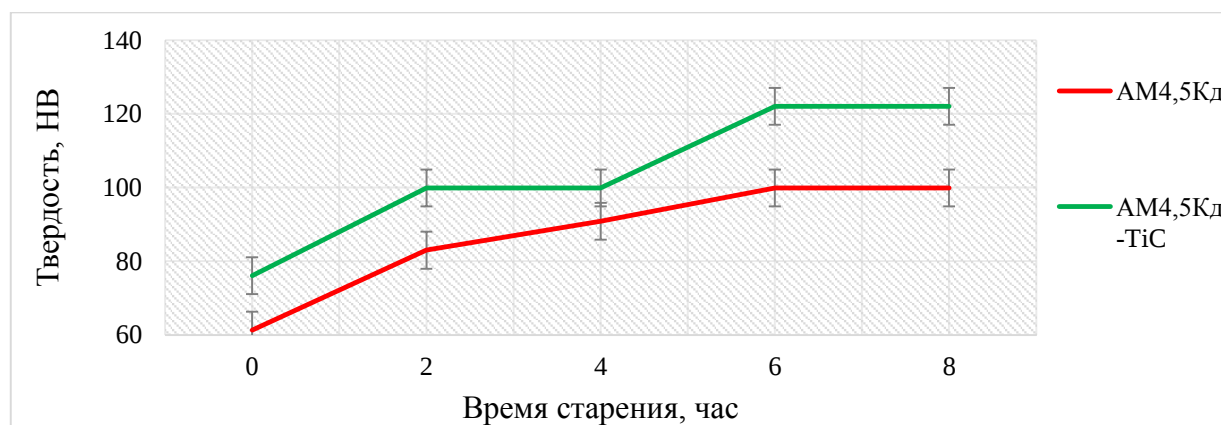
В настоящей работе для исследования были выбраны режимы Т6: 1) выдержка при температуре 480°C 2 ч, закалка, искусственное старение при 160°C 2-8 ч; 2) двухступенчатая выдержка при 535°C 1 ч и при 545°C 1 ч, закалка, искусственное старение при 155°C 2-8 ч; 3) выдержка при 545°C 1 ч, закалка, искусственное старение при 170°C 2-8 ч. Для сравнения, те же режимы термообработки проводились и для исходного сплава АМ4,5Кд.

Анализ полученных значений твердости показывает, что максимальное повышение достигается после проведения термической обработки по третьему режиму (выдержка и закалка с 545°C и старение при 170°C), но после разной длительности старения: для АМ4,5Кд – $136 \pm 1,45$ НВ достигается после 6 ч, для АМ4,5Кд-10%TiC – $142 \pm 1,63$ НВ после 4 ч (рисунок 6.25). Полученные результаты подтверждают повышение скорости структурно-фазовых превращений в присутствии высокодисперсных карбидных частиц в связи с ускорением процесса распада твердого раствора и повышенной плотностью дислокаций, возникающих в матрице после закалки.

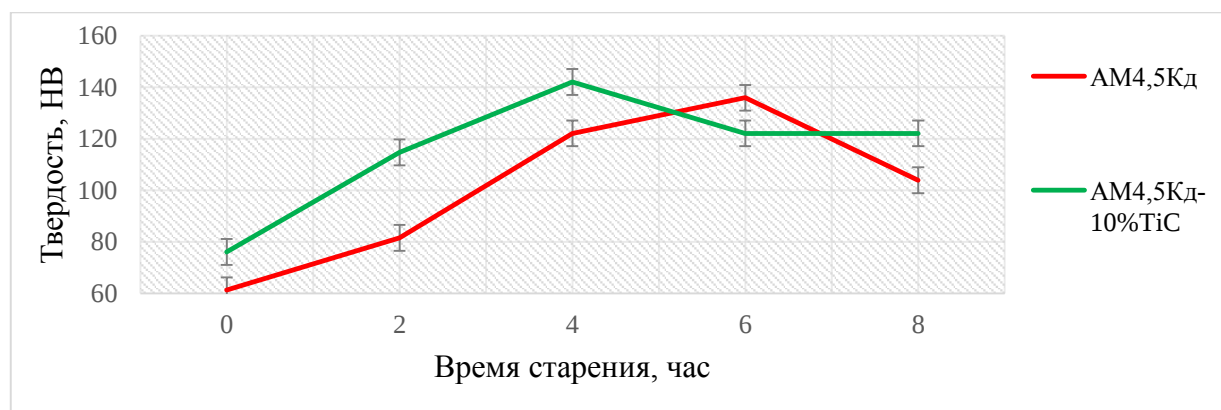
Результаты микроструктурного исследования образцов матричного сплава и композиционного материала с максимальной твердостью приведены на рисунке 6.26, результаты МРСА и РФА – на рисунках 6.27 и 6.28. Их анализ показывает, что в составе образца композита появляется 2% θ -фазы, а дисперсность частиц карбида титана и равномерность их распределения остаются на прежнем уровне - от 100 нм и 0,18 соответственно.



а)



б)



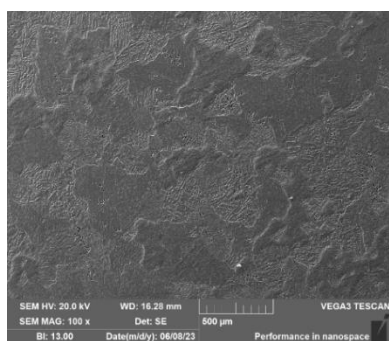
в)

Рисунок 6.25 – Изменение твердости образцов AM4,5КД и AM4,5КД-10%TiC в ходе старения после разных режимов термической обработки (Т6):

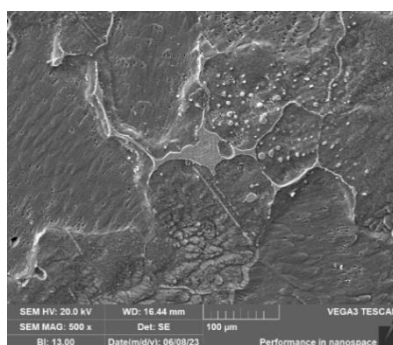
а) выдержка при $T = 480^{\circ}\text{C}$ 2 ч, закалка, старение при $T = 160^{\circ}\text{C}$ 1-8 ч;

б) выдержка при $T = 535^{\circ}\text{C}$ 1 ч и $T = 545^{\circ}\text{C}$ 1 ч, закалка, старение при $T = 155^{\circ}\text{C}$ 1-8 ч;

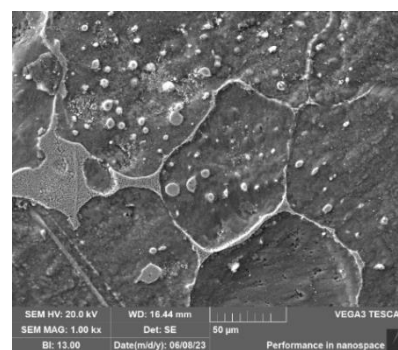
в) выдержка при $T = 545^{\circ}\text{C}$ 1 ч, закалка, старение при $T = 170^{\circ}\text{C}$ 1-8 ч



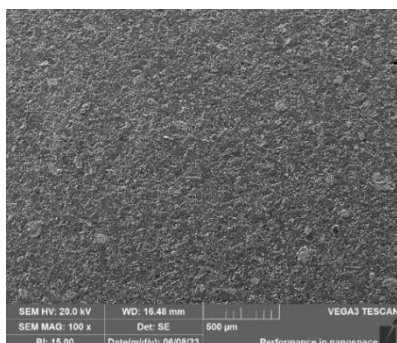
а)



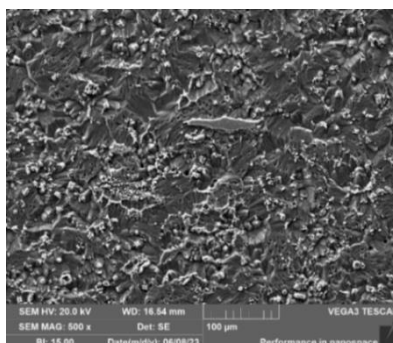
б)



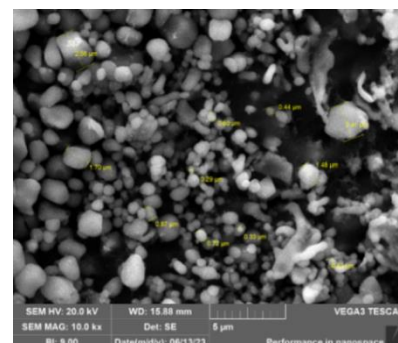
в)



г)



д)



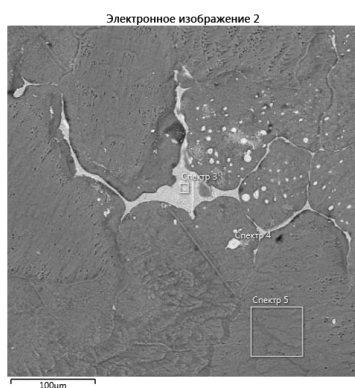
е)

Рисунок 6.26 – Микроструктура образцов АМ4,5Кд и АМ4,5Кд-10%TiC после термической обработки (Т6):

а, б, в) АМ4,5Кд - выдержка $T = 545^{\circ}\text{C}$ 1 ч, закалка, старение $T = 170^{\circ}\text{C}$ 6 ч;

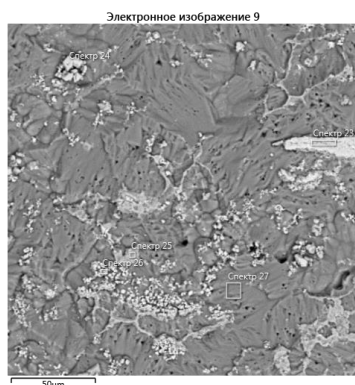
г, д, е) АМ4,5Кд-10%TiC - выдержка $T = 545^{\circ}\text{C}$ 1 ч, закалка,

старение $T = 170^{\circ}\text{C}$ 4 ч



Номер спектра	Содержание элемента, масс.% / атомн.%		
	Al	Cu	Cd
3	54,16/ 75,3	38,47/ 22,59	6,38/ 2,1
4	56,16/ 75,72	40,80/ 23,30	3,03/ 0,98
5	94,35/ 97,48	5,65/ 2,52	-

а)



Номер спектра	Содержание элемента, масс.% / атомн.%				
	Al	Ti	C	Cu	Mn
23	5,52/ 6,4	73,79/ 48,9	15,79/ 42,17	4,89/ 2,55	-
24	0,66/ 0,63	80,94/ 53,31	17,27/ 45,42	1,13/ 0,63	-
25	38,1/ 39,16	36,79/ 19,19	20,63/ 43,43	4,51/ 1,76	-
26	5,16/ 6,98	78,58/ 59,92	14,43/ 44,11	1,82/ 1,1	-
28	91,9/ 34,9	0,29/ 62,03	2,58/ 2,2	4,61/ 0,71	0,67/ 0,12

б)

Рисунок 6.27 – МРСА образцов АМ4,5Кд и АМ4,5Кд-10%TiC

после термической обработки (Т6):

а) АМ4,5Кд - выдержка $T = 545^{\circ}\text{C}$ 1 ч, закалка, старение $T = 170^{\circ}\text{C}$ 6 ч;б) АМ4,5Кд-10%TiC - выдержка $T = 545^{\circ}\text{C}$ 1 ч, закалка, старение $T = 170^{\circ}\text{C}$ 4 ч

Известно, что микродобавка кадмия изменяет процесс фазообразования при старении и способствует интенсификации распада твердого раствора с выпадением более дисперсных и плотно расположенных зон ГП с последующим образованием мелкодисперсных частиц θ -фазы CuAl_2 [336]. Аналогичное влияние оказывает и наличие в структуре частиц карбидной фазы высокой дисперсности (раздел 5), а их совокупное действие приводит к выделению θ -фазы и существенному повышению твердости композиционного материала АМ4,5Кд-10%TiC в результате старения, в связи с чем установленный режим его термической обработки в виде нагрева под закалку при температуре 545°C 1 ч и последующего старения при температуре 170°C 4 ч выбран в качестве оптимального.

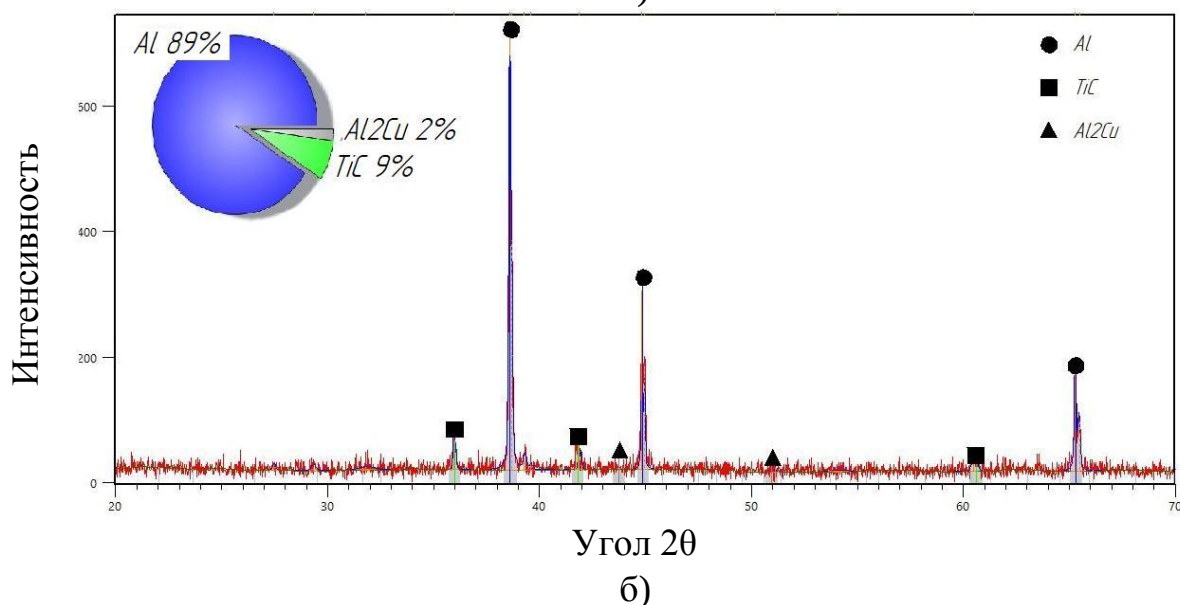
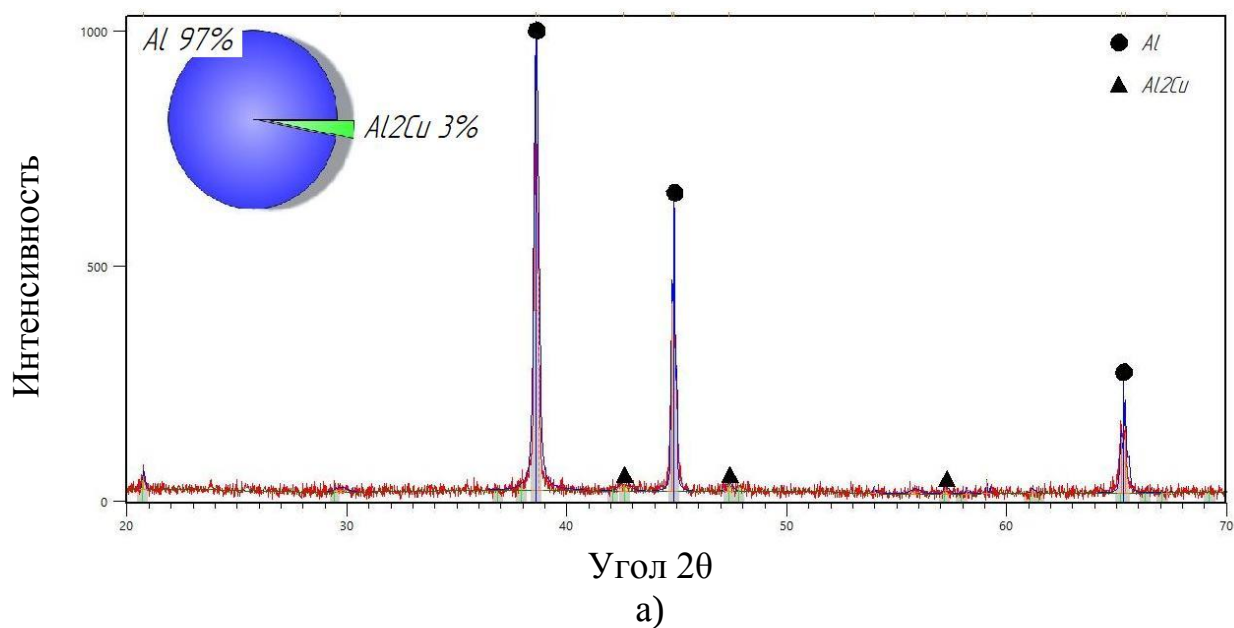


Рисунок 6.28 – РФА образцов АМ4,5Кд и АМ4,5Кд-10%TiC
после термической обработки (Т6):

а) АМ4,5Кд - выдержка $T = 545^{\circ}\text{C}$ 1 ч, закалка, старение $T = 170^{\circ}\text{C}$ 6 ч;

б) АМ4,5Кд-10%TiC – выдержка $T = 545^{\circ}\text{C}$ 1 ч, закалка, старение $T = 170^{\circ}\text{C}$ 4 ч

6.4 СВС-армирование и термическая обработка сплава АК10М2Н

Еще одной большой и востребованной промышленностью группой литейных алюминиевых сплавов являются сплавы системы Al-Si, т.н. силумины, которые отличаются высокими показателями литейных характеристик, удовлетворительной свариваемостью и коррозионной стойкостью, что обуславливает их востребованность для изготовления средних и крупных литых деталей

ответственного назначения: корпусов компрессора, картеров, головок цилиндров, поршней и т.п.

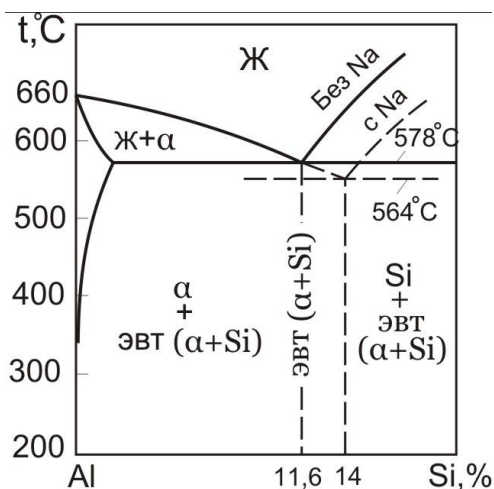


Рисунок 6.29 – Диаграмма состояния системы Al-Si [293]

Диапазон содержания кремния в промышленных сплавах можно условно разделить на две части: 3,3-9% и 10-13%, что, согласно диаграмме состояния (рисунок 6.29) [293], соответствует доэвтектическим и эвтектическим силуминам, в составе которых при температуре 578°C образуется эвтектика ($\alpha + \text{Si}$) [292]. Согласно ГОСТ 1583-89, наиболее распространены специальные силумины, содержащие, помимо кремния, и другие легирующие компоненты: Cu, Mg, Mn, Ti, реже -

Ni, Zr, Cr и др. Введение легирующих добавок позволяет повышать их прочностные характеристики, а присутствие меди и магния – проводить термическую обработку по режимам T1 (искусственное старение без предварительной закалки) или T6 (закалка с искусственным старением). Однако даже после легирования и термообработки механические свойства силуминов остаются ниже, чем, например, у дуралюминов, в связи с чем задача их повышения остается актуальной [339].

Применение силуминов в качестве матричной основы для создания композиционных материалов, армированных механическим замешиванием карбидных фаз, довольно распространено [18, 20, 40, 90, 91-93, 127, 128 и др.]. И, например, в исследовании [340] приводится анализ антифрикционных композиций на базе сплавов АК12 и АК12М2МгН, включающих дисперсные частицы SiC или TiC в количестве 5 или 10 масс.%, который показал преимущество армирования фазой карбида титана (10 масс.%), как обеспечивающей достижение увеличенной износостойкости - до 10 раз при снижении коэффициента трения на 60%.

Термическая обработка композиционных материалов с армирующей фазой карбида титана в РФ не проводилась, хотя есть ряд подобных исследований по композитам, включающим фазу карбида кремния [18, 20, 91, 127, 195]. И, в

частности, в работе [127] показано, что сплав АК12М2МгН, армированный эндогенными (образующимися в расплаве) фазами $AlTi$, Al_3Ti , Al_3Ni др. и экзогенными (вводимыми извне) нано- и микрочастицами SiC и Al_2O_3 в количестве 0,1 масс.%, после синтеза характеризуется повышением твердости на 50 МПа при 20°C и на 30 МПа при 300°C, а после термообработки (выдержка при 515°C, закалка в воду, старение при 210°C) - на 110-160 МПа и 60-80 МПа соответственно. В работах [18, 91] получены схожие результаты: механическое замешивание дисперсной фазы SiC в количестве до 15 масс.% в состав сплавов АК9ч, АК12ММгН и А359 (аналог АК9) с последующей термообработкой Т6 в обоих исследованиях приводит к ускорению процесса старения и повышению твердости в целом, что, по мнению авторов, обусловлено увеличением плотности дислокаций в композитах и различием модулей упругости матрицы и армирующей фазы. Таким образом, перспективность производства и термической обработки композитов на основе силуминов очевидна и требует дальнейшей разработки.

Анализ результатов зарубежных исследований показал более широкий охват способов производства и составов композитов на основе силуминов и в том числе значительный интерес к фазе карбида титана, как вводимой извне, так и формируемой в расплаве силуминов методом СВС [133, 180, 183, 235, 341]. Так, авторы работы [183] порошковую смесь $Al + Si$ в количестве 0-40 % добавляли к шихте из титана и углерода, затем композицию смешивали, прессовали в атмосфере аргона и вводили в расплав $Al-Si$ эвтектического состава, нагретый до 900°C. Рентгенофазовый анализ показал, что при любом содержании порошков Al и Si конечный состав композита включал только фазы Al , Si и TiC , что подтверждает вывод о возможности проведения СВС карбидной фазы непосредственно в расплаве силумина.

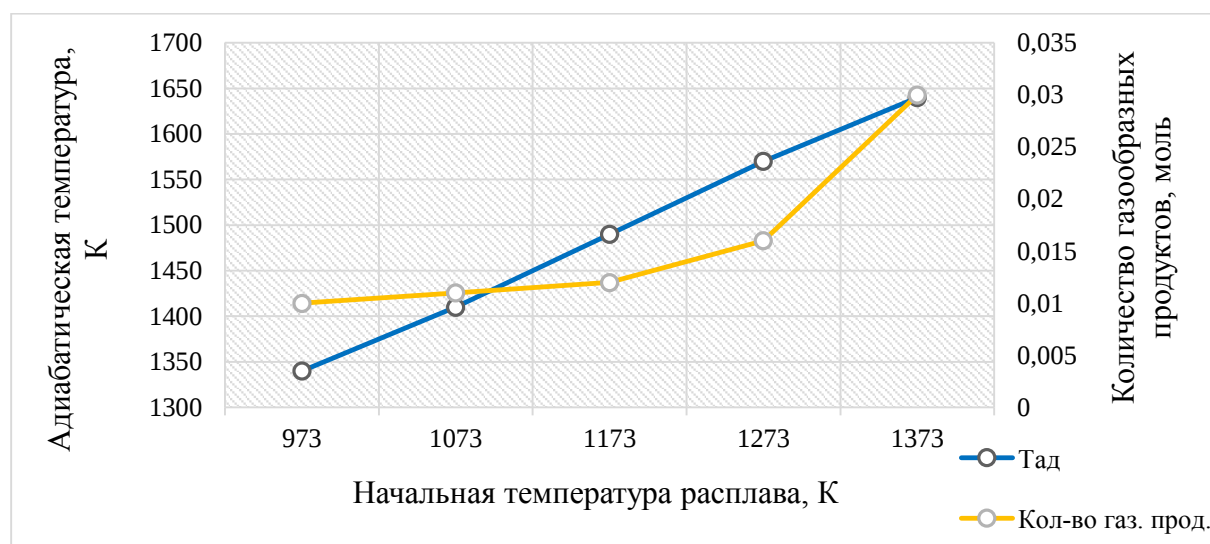
Однако следует особо тщательно подходить к выбору температурных режимов получения и термической обработки подобных композитов, поскольку в ряде работ описывается термическая нестабильность фазы карбида титана в присутствии кремния при высоких температурах и длительной выдержке [342-345]. В исследовании [343] в расплав состава $Al-7\%Si$, разогретый до 700°C, вводили 10

масс.% частиц TiC. После кристаллизации образцы подвергались выдержке в печи при температурах от 500 до 1000°C в течение 6 ч. Было установлено, что в диапазоне температур 600-800°C карбид титана распадается с образованием тройной фазы Ti-Al-Si и интерметаллической Al_4C_3 , а при нагреве выше 800°C происходит обратный процесс – восстановление содержания карбидной фазы практически до исходного. Однако в работе [344] показано, что в ходе 20-минутной выдержки при 800°C композита Al-12Si/TiC карбид титана распадается полностью и безвозвратно в связи с диффузией атомов кремния в решетку карбида титана. Подобный вывод сделан и в работе [345], где установлено, что при температурах 750 и 800°C частицы TiC распадаются с образованием фаз Al_4C_3 и $TiAl_xSi_y$, а при температурах 900 и 1000°C - с формированием Al_4C_3 и Ti_3SiC_2 . Таким образом, все авторы единодушны во мнении, что при высоких температурах расплава силуминов и длительной выдержке возможна деградация карбидной фазы. С этой точки зрения особую актуальность приобретает применение именно метода СВС, реализация которого занимает минимальное время и весь цикл получения композиционного материала, от ввода шихты до кристаллизации готового продукта, длится не более 10 мин, в течение которых распад карбидной фазы не успеет произойти.

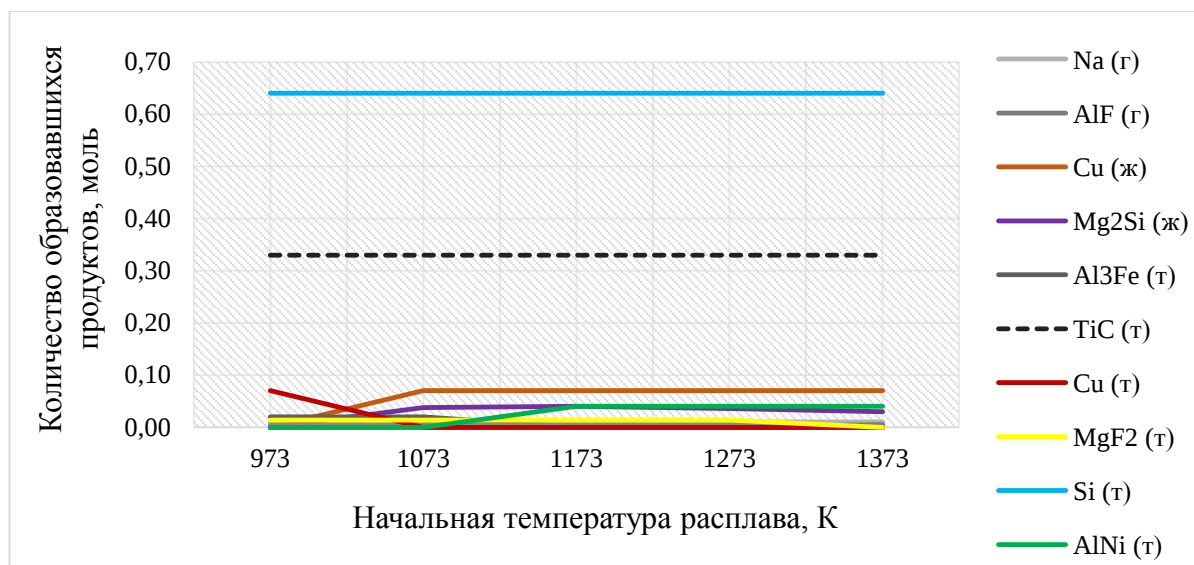
Поскольку наличие тугоплавкой карбидной фазы способствует повышению твердости и износостойкости, то армирование целесообразно проводить для материалов триботехнического назначения, к которым относятся, например, поршневые силумины с никелем, характеризующиеся высокой жаропрочностью и низким коэффициентом термического расширения. Широкое распространение для изготовления отливок поршней двигателей внутреннего сгорания из этой группы получил сплав АК10М2Н, содержащий, согласно ГОСТ 30620-98, Si - 10%, Ni - 1%, Cu - 1,1%, Mg - 1%, Fe - 0,6%, Mn - 0,05%. Химический состав обуславливает формирование сложной многофазной структуры, включающей вторичные упрочняющие соединения Al_2Cu , Mg_2Si , $Al_5Cu_2Mg_8Si_6$, Al_2CuMg , а также кристаллизационные фазы Al_7Cu_4Ni , Al_3CuNi , Al_3Ni , Al_6Cu_3Ni и $Al_3(Ni,Cu)_2$ и др. [292].

В базе программы «Thermo» присутствуют не все возможные фазы из числа перечисленных выше, однако, наиболее вероятные к образованию фазы, содержащие присутствующие в максимальном количестве элементы Si, Cu, Ni, Mg, были учтены и выбраны: Al (т), Ti (т), C (т), TiC (т), Al_3Ti (т), Al_4C_3 (т), Na_2TiF_6 (т), Al (ж), AlF_3 (г), Na_3AlF_6 (г), $\text{Al}_3\text{Na}_5\text{F}_{14}$ (г), AlNaF_4 (г), AlF (г), Na (г), NaF (г), AlF_2 (г), Mg_2Si (т), MgF_2 (г), SiC (т), Al_2Cu (т), Mg_2Si (т), AlNi (т), Al_3Ni (т), Al_3Ni_2 (т), Si (т), Cu (т), Mg (т), Ni (т), Fe (т), Mn (т).

Термодинамический анализ системы AK10M2H-10%TiC (рисунок 6.30, а) показывает, что с увеличением температуры расплава, как и в предыдущих системах, наблюдается рост адиабатической температуры, которая составляет 1490 К при исходной 1173 К. Количество газообразных соединений (Mg, Na, MgF, Na_2F_2 , NaF, AlNaF_4 , AlF_2 , AlF, AlF_3 , AlF_2) в данном случае составляет 0,012 моль, а в составе продуктов, помимо Mg_2Si (ж), Al_3Ti (т), AlNi (т), Fe (т), Al_3Fe (т), MgF_2 (т) отмечается незначительное количество $\text{Al}_3\text{Na}_5\text{F}_{14}$ (т), AlNa_3F_6 (ж), что, согласно формулам 6.2-6.5, свидетельствует о разложении соли Na_2TiF_6 . При этом, формирование 0,33 моль целевой фазы TiC и присутствие 0,64 моль Si вероятно во всем диапазоне рассматриваемых температур (рисунок 6.30, б).



а)

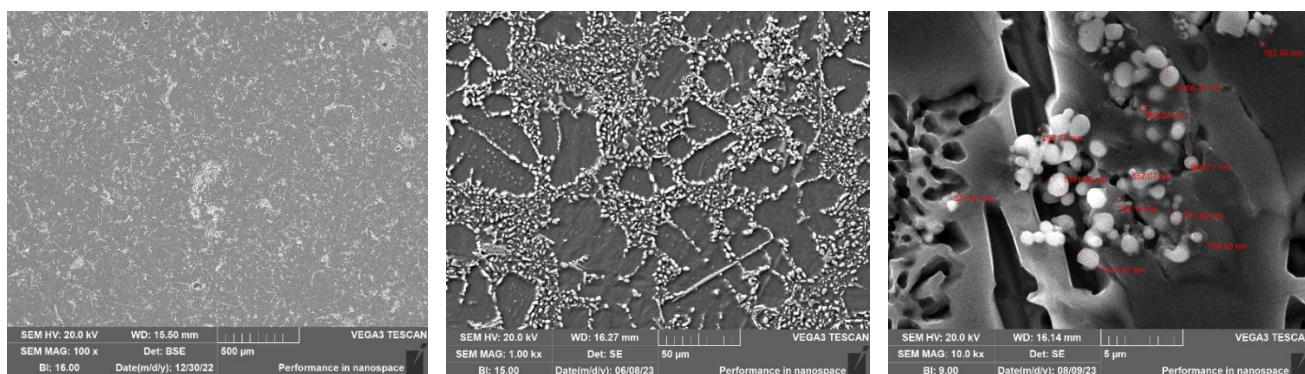


б)

Рисунок 6.30 – Влияние начальной температуры расплава на адиабатическую температуру (а) и фазовый состав (б) при синтезе системы АК10М2Н-10%TiC

Синтез композиционного материала АК10М2Н-10%TiC проходил активно, а микроструктура образцов, приведенная на рисунке 6.31, показывает образование частиц с размерами от 180 нм до 2 мкм, которые располагаются преимущественно на границе с кристаллами кремния, параметр равномерности их распределения достаточно высок и составляет 0,12. Результаты МРСА показывают вероятность присутствия фазы Al_3Ti (рисунок 6.32, спектр 13), а также магнийсодержащих фаз типа Mg_2Si , Al_2CuMg , $\text{Al}_6\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$ или др. (рисунок 6.32, спектры 15-17). Однако их количество мало и РФА фиксирует только фазы кремния и карбида титана в количестве не менее 9 масс.% (рисунок 6.33).

В результате экспериментального синтеза размер матричного зерна в присутствии фазы карбида титана уменьшился незначительно - с 19,5 до 19,0 мкм (рисунок 6.34, таблица 6.4), что, по закону Холла-Петча, должно приводить к увеличению прочности на 0,2 МПа (формула 6.1), но значение твердости возросло со $110 \pm 0,42$ НВ до $122 \pm 1,17$ НВ.

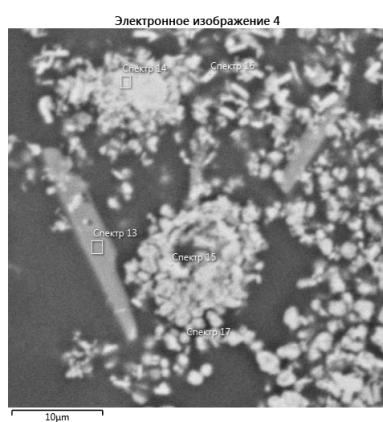


а)

б)

в)

Рисунок 6.31 – Микроструктура образца АК10М2Н-10%TiC



Номер спектра	Содержание элемента, масс. %/ атомн. %				
	Al	Ti	C	Si	Mg
13	54,04/ 63,58	33,21/ 22,01	-	12,76/ 14,42	-
14	7,07/ 7,71	64,37/ 39,52	16,31/ 39,93	12,25/ 12,83	-
15	10,49/ 11,60	62,21/ 38,74	14,49/ 36,00	12,52/ 13,30	0,28/ 0,35
16	32,35/ 32,19	38,71/ 21,70	14,38/ 32,15	14,32/ 13,69	0,24/ 0,27
17	33,39/ 30,57	36,34/ 18,75	20,40/ 41,97	9,68/ 8,51	0,20/ 0,20

Рисунок 6.32 – МРСА образца АК10М2Н-10%TiC

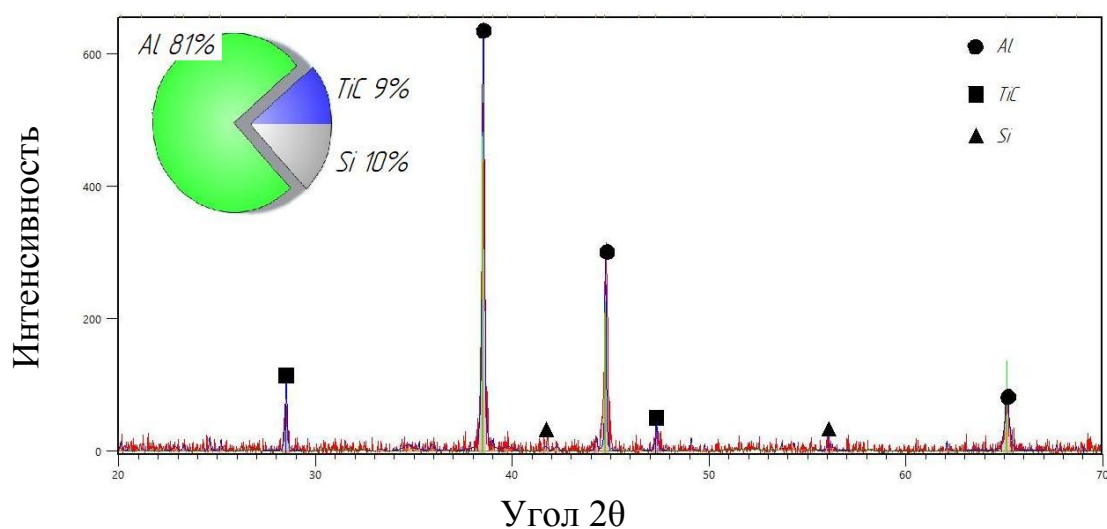


Рисунок 6.33 – РФА образца АК10М2Н-10%TiC

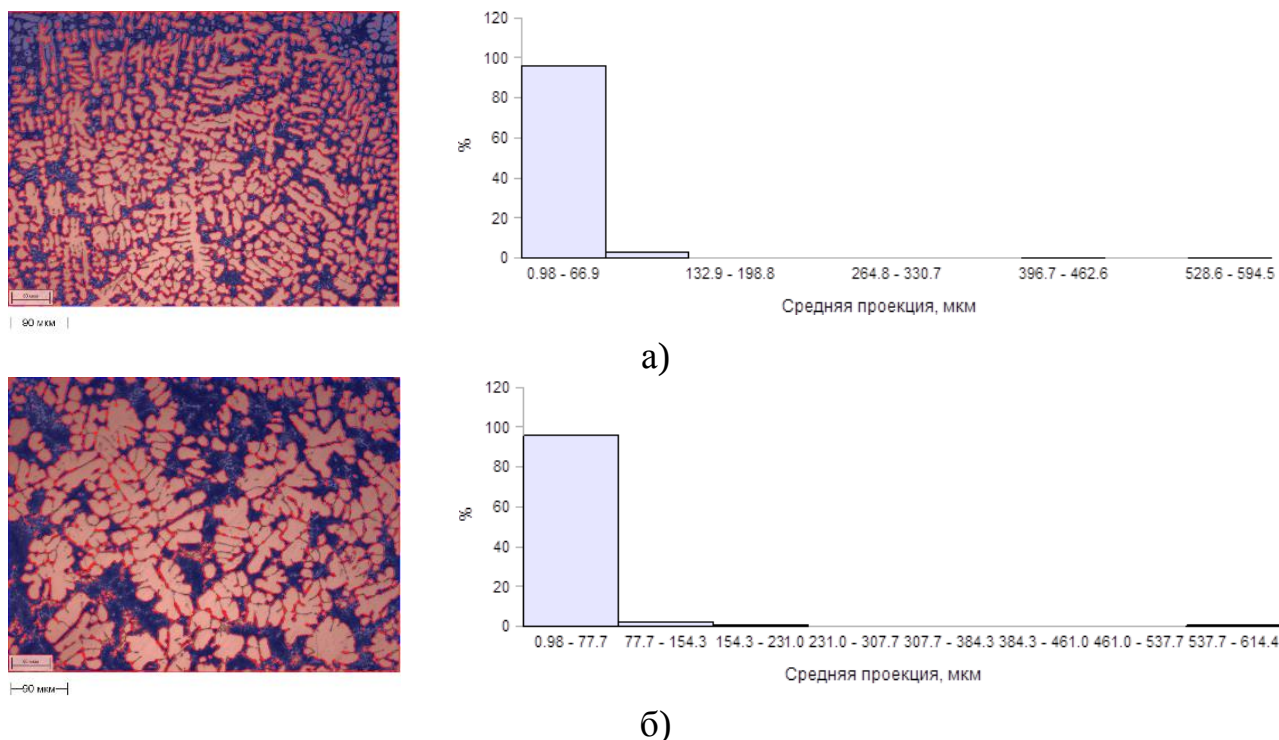


Рисунок 6.34 – Гистограммы распределения по размерам зерна α -Al:

а) AK10M2H; б) AK10M2H-10%TiC

Таблица 6.4 – Распределение зерна α -Al по размерам

Образец	Минимальный размер зерна, мкм	Максимальный размер зерна, мкм	Средний размер зерна, мкм
AK10M2H	0,98	594,5	19,5
AK10M2H-10%TiC	0,98	614,4	19,0

Поскольку выше приводились результаты исследований о термодинамической нестабильности фазы карбида титана в присутствии кремния, в настоящей работе были дополнительно проведены экспериментальные плавки по разработанной технологии синтеза композиционного материала AK10M2H-10%TiC, но с изменением времени выдержки расплава, т.е. после ввода последней навески расплав выдерживался не 5, а 15 и 30 минут, после чего происходила его заливка в кокиль [346]. Микроструктура и МРСА полученных образцов представлены на рисунках 6.35, 6.36.

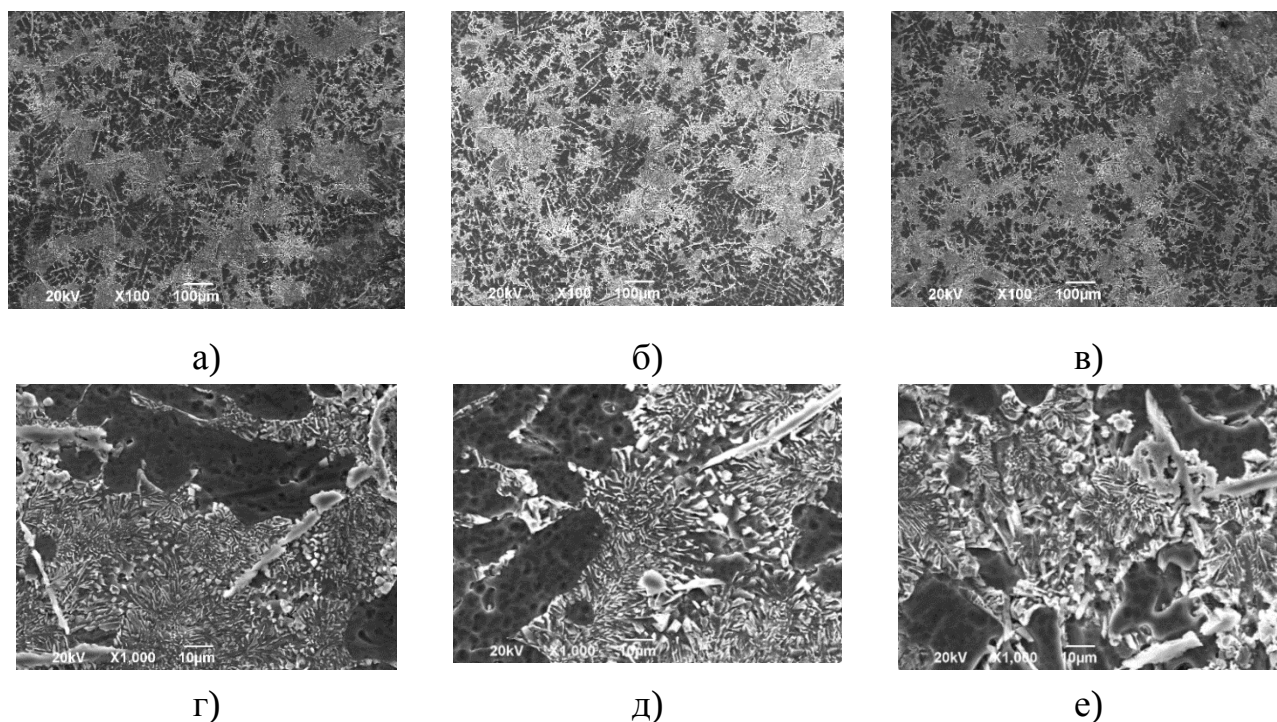
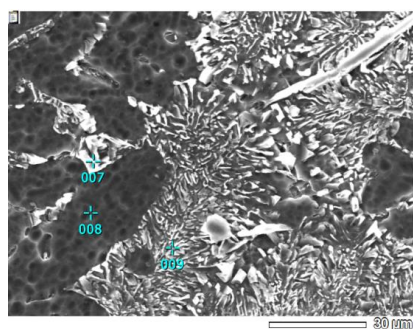
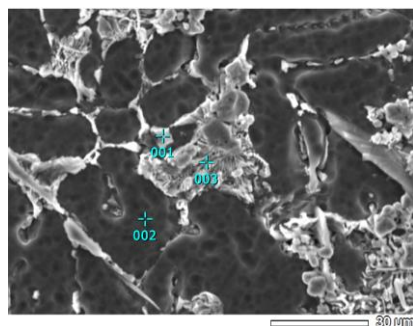


Рисунок 6.35 – Микроструктура образцов АК10М2Н-10%ТiС, полученных при разном времени выдержки расплава: а, г) 5 мин; б, д) 15 мин; в, е) 30 мин



Номер спектра	Содержание элемента, масс.% / атомн.%			
	Al	Ti	Si	C
007	0,19/ 0,14	42,45/ 17,71	14,41/ 10,26	42,92/ 71,87
008	99,12/ 99,2	-	0,88/ 0,8	-
009	0,48/ 0,4	22,13/ 9,4	42,52/ 30,8	34,87/ 59,3

а)

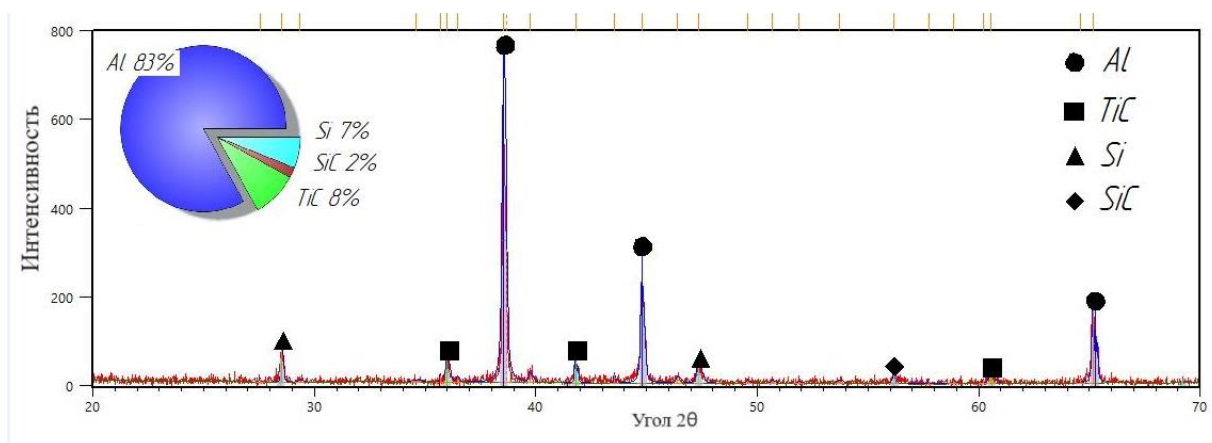


Номер спектра	Содержание элемента, масс.% / атомн.%			
	Al	Ti	Si	C
001	0,44/ 0,31	41,37/ 16,6	11,52/ 7,92	46,67/ 75,15
002	98,97/ 92,9	-	1,03/ 7,1	-
003	0,29/ 0,25	50,07/ 26,7	27,03/ 24,7	22,61/ 48,3

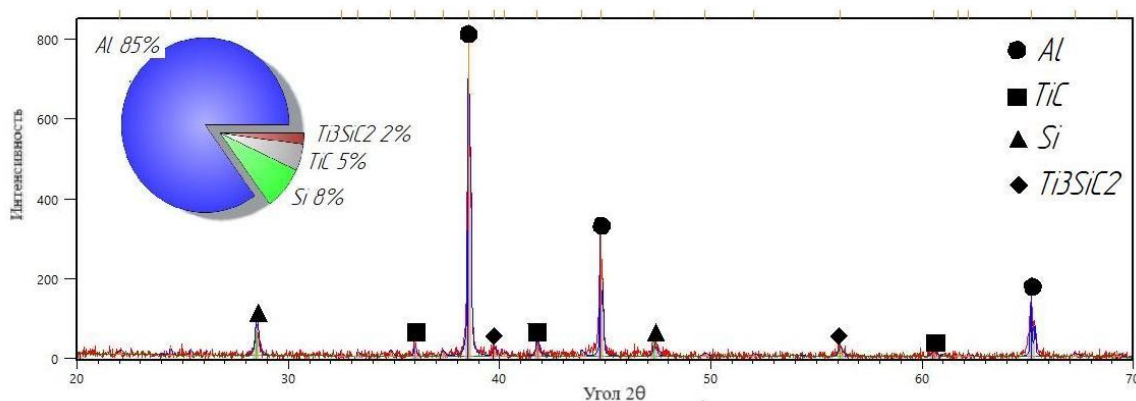
б)

Рисунок 6.36 – МРСА образцов АК10М2Н-10%ТiС, полученных при разном времени выдержки расплава: а) 15 мин; б) 30 мин

Анализ микроструктуры образцов после выдержки расплава 15 и 30 минут показывает увеличение количества и размеров пластинчатой фазы, а, по данным МРСА, в спектрах 007, 009, 001, 003 фиксируется минимальное количество алюминия, но достаточно высокое содержание Ti, Si, C (рисунок 6.36). Результаты РФА и количественной обработки дифрактограмм (рисунок 6.37) подтверждают, что при увеличении времени выдержки расплава происходит деградация фазы карбида титана, поскольку после 5 мин ее количество составляло не менее 9% (рисунок 6.33), после 15 мин – 8%, а после 30 мин - только 5%. Сокращение концентрации фазы карбида титана сопровождается сначала образованием фазы карбида кремния, а затем - МАХ-фазы Ti_3SiC_2 , при этом также не исключено образование небольшого количества и других фаз более сложного состава.



а)



б)

Рисунок 6.37 – РФА образцов АК10М2Н-10%TiC, полученных в результате разного времени выдержки расплава: а) 15 мин.; б) 30 мин.

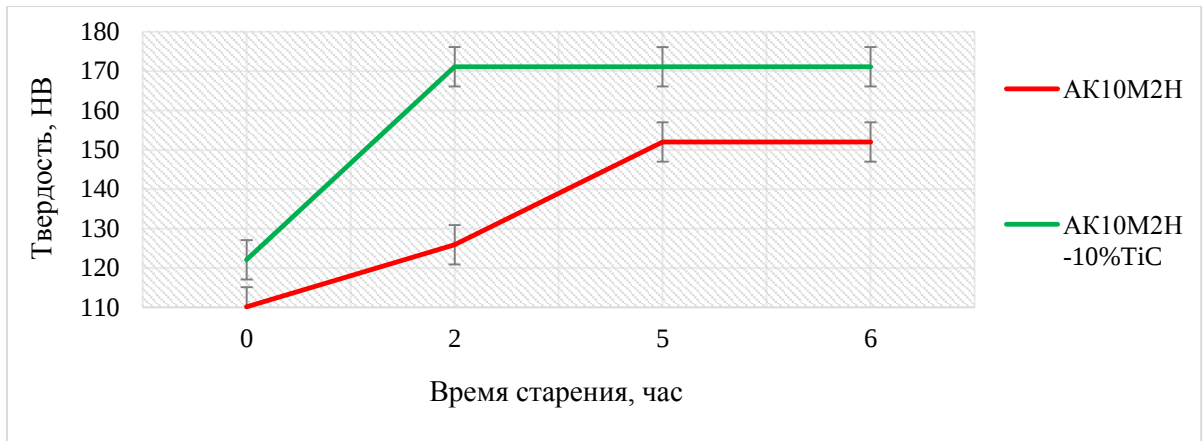
В исследовании [347] был изучен процесс фазообразования при СВС порошковых смесей Al-Ti-C на воздухе и установлено, что формирование материала происходит стадийно: на первом этапе доминирующей является реакция образования карбида титана, обеспечивающая тепловыделение и распространение фронта горения, а уже затем, за фронтом горения, происходит растворение карбида титана с образованием тройного соединения Ti_2AlC . Очевидно, и в расплаве силумина происходит сначала реакция синтеза карбида титана, а затем атомы кремния проникают в его кристаллическую решетку, способствуя последовательному преобразованию в карбид кремния и МАХ-фазу Ti_3SiC_2 . Еще одним свидетельством произошедших изменений структуры можно считать оценку твердости полученных образцов. Наибольший показатель твердости отмечен в композиционных материалах АК10М2Н-10%TiC ($122 \pm 1,17$ НВ) и АК10М2Н-8%TiC-2%SiC ($121 \pm 1,08$ НВ), что обусловлено высокой твердостью обеих карбидных фаз [24] и согласуется с данными работы [348]. А в образце АК10М2Н-5%TiC-2% Ti_3SiC_2 значение твердости снижается до $115 \pm 1,2$ НВ, что объясняется аномальной «мягкостью» фазы Ti_3SiC_2 по сравнению с большинством карбидов [349]. Таким образом сделан вывод, что для получения целевой фазы карбида титана на основе матричного сплава-силумина, после завершения СВС-реакции, следует строго соблюдать технологию и выдерживать расплав не более 5 мин.

В качестве термической обработки поршневых силуминов с добавлением никеля и, в частности, сплава АК10М2Н, может использоваться режим Т1, включающий только искусственное старение, при этом частичная закалка происходит уже при охлаждении в литейной форме, но упрочнение в этом случае будет незначительным. Гораздо чаще применяется режим Т6, включающий выдержку при 515-535°C, закалку и искусственное старение в интервале температур 160-190°C [294, 350-352]. Для исследования были выбраны следующие параметры: 1) выдержка при температуре 515°C 1 и 2 ч, закалка в холодную воду, старение при температуре 190°C 1-6 ч; 2) выдержка при температуре 535°C 1 и 2 ч, закалка в холодную воду, старение при температуре 160°C 1-6 ч.

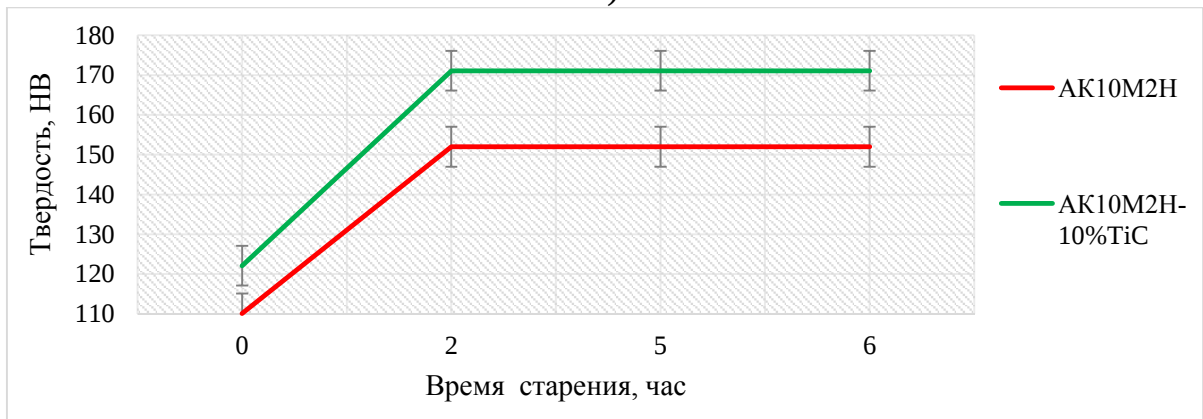
Анализ результатов показал, что максимальные значения твердости достигаются при проведении нагрева под закалку при температуре 515°C с искусственным старением при 190°C в течение 2 ч, но с разным временем выдержки под закалку: для матричного сплава АК10М2Н максимальная твердость $152 \pm 1,9$ НВ достигается после 2 ч (рисунок 6.38, б), для образца АК10М2Н-10%TiC твердость $171 \pm 2,01$ НВ – уже после 1 ч (рисунок 6.38, а).

Результаты микроструктурного исследования образцов, имеющих максимальную твердость, после термообработки показывают присутствие в составе композита частиц карбида титана с той же степенью дисперсности и равномерностью распределения 0,15 (рисунок 6.39), а проведенный далее МРСА свидетельствует о присутствии в составе композита фаз, включающих такие элементы, как Si, Cu, Mg, Ni, Fe – вероятно, Mg_2Si , Al_5FeSi , Al_7Cu_4Ni и др. (рисунок 6.40). Однако, в существенном количестве после проведения термической обработки, согласно данным РФА, помимо фазы карбида титана, формируются интерметаллические фазы Al_2Cu и $NiAl_3$ (рисунок 6.41), что также свидетельствует об интенсификации диффузионных процессов в процессе старения.

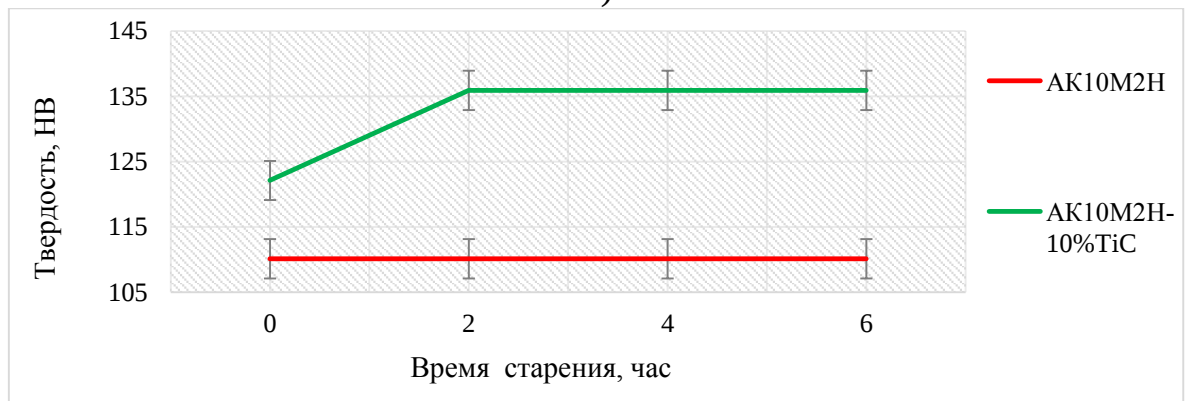
По результатам проведенных исследований выявлено, что термическая обработка композиционных материалов, полученных путем армирования сплава АК10М2Н высокодисперсной фазой карбида титана, приводит к изменению вида и количества образуемых фаз, а также требует меньшего времени, чем это необходимо для матричного сплава. Режим Т6, включающий выдержку при 515°C в течение 1 ч, закалку и старение при 190°C в течение 2 ч приводит к максимальному повышению твердости и может быть рекомендован к применению.



а)



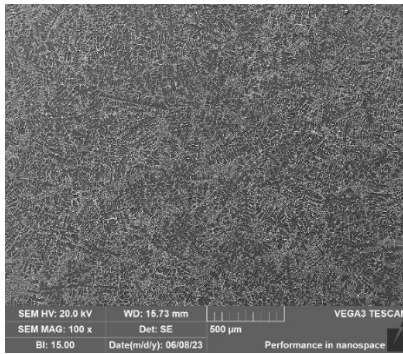
б)



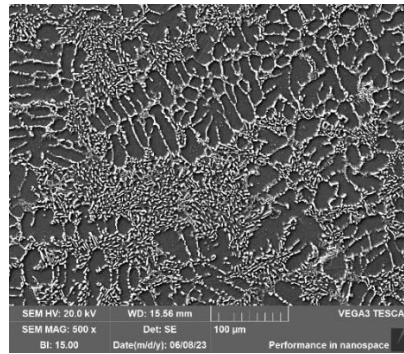
в)

Рисунок 6.38 - Изменение твердости образцов АК10М2Н и АК10М2Н-10%TiC в ходе старения после разных режимов термической обработки (T_6):

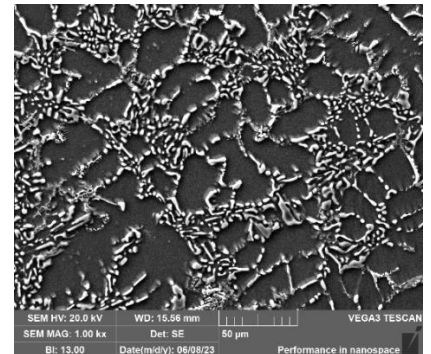
- а) выдержка при $T = 515^\circ\text{C}$ 1 ч, закалка, старение при $T = 190^\circ\text{C}$ 1-6 ч;
- б) выдержка при $T = 515^\circ\text{C}$ 2 ч, закалка, старение при $T = 190^\circ\text{C}$ 1-6 ч;
- в) выдержка при $T = 535^\circ\text{C}$ 2 ч, закалка, старение при $T = 160^\circ\text{C}$ 1-6 ч



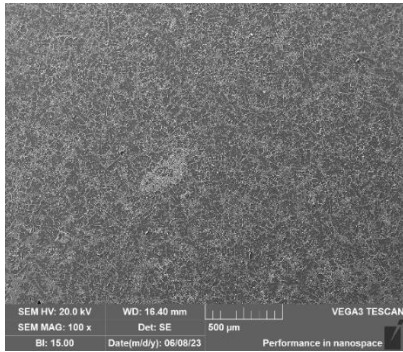
а)



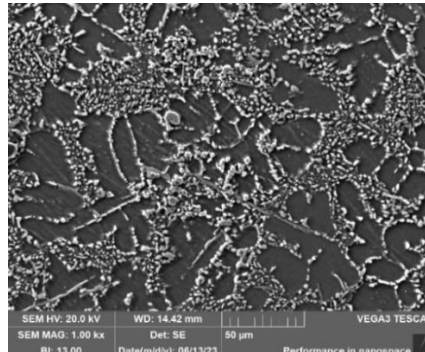
б)



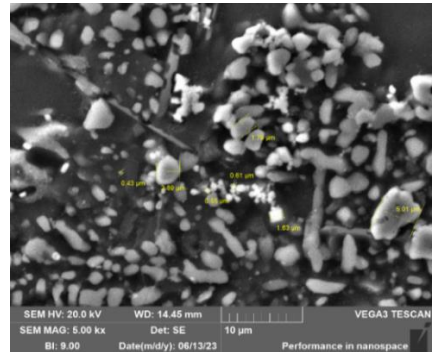
в)



г)

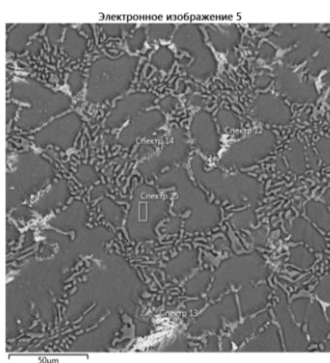


д)



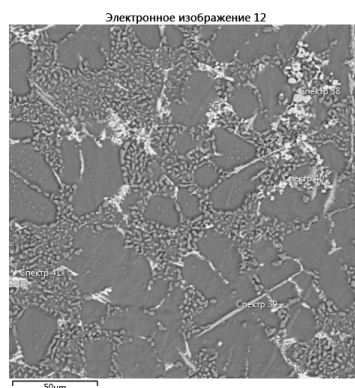
е)

Рисунок 6.39 – Микроструктура образцов после термической обработки (Т6):
а, б, в) АК10М2Н - выдержка 2 ч $T = 515^{\circ}\text{C}$, закалка, старение $T = 190^{\circ}\text{C}$ 2 ч;
г, д, е) АК10М2Н-10%TiC - выдержка 1 ч $T = 515^{\circ}\text{C}$, закалка,
старение $T = 190^{\circ}\text{C}$ 2 ч



а)

Номер спектра	Содержание элемента, масс.% / атомн.%				
	Al	Si	Ni	Cu	Mg
12	45,86/ 64,39	1,93/ 2,65	23,0/ 14,7	28,24/ 16,7	0,96/ 1,5
13	41,56/ 60,15	3,26/ 4,68	28,65/ 18,75	26,53/ 16,4	-
14	28,01/ 28,96	70,89/ 70,47	1,10/ 0,55	-	-
15	97,15/ 32,79	0,97/ 0,31	-	1,72/ 0,25	0,17/ 63,8



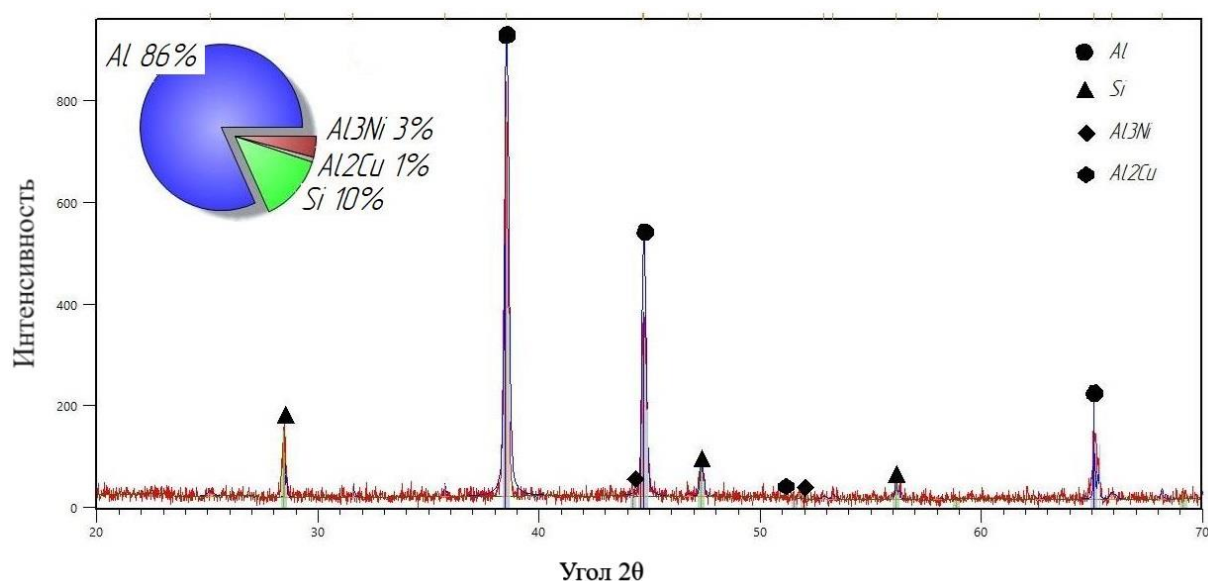
Номер спектра	Содержание элемента, масс.% / атомн.%						
	Al	Ti	C	Si	Ni	Cu	Fe
39	0,44/ 0,2	79,98/ 21,0	19,45/ 20,38	0,13/ 58,39	-	-	-
39	57,7/ 64,9	28,1/ 17,68	1,36/ 3,35	12,8/ 14,01	-	-	-
40	14,78/ 14,17	58,02/ 31,5	23,15/ 50,65	0,30/ 0,26	1,96/ 0,78	1,23/ 0,49	0,57/ 0,26
41	64,47/ 70,79	-	5,58/ 13,56	2,79/ 2,65	14,0/ 6,78	8,9/ 4,13	4,15/ 2,06

б)

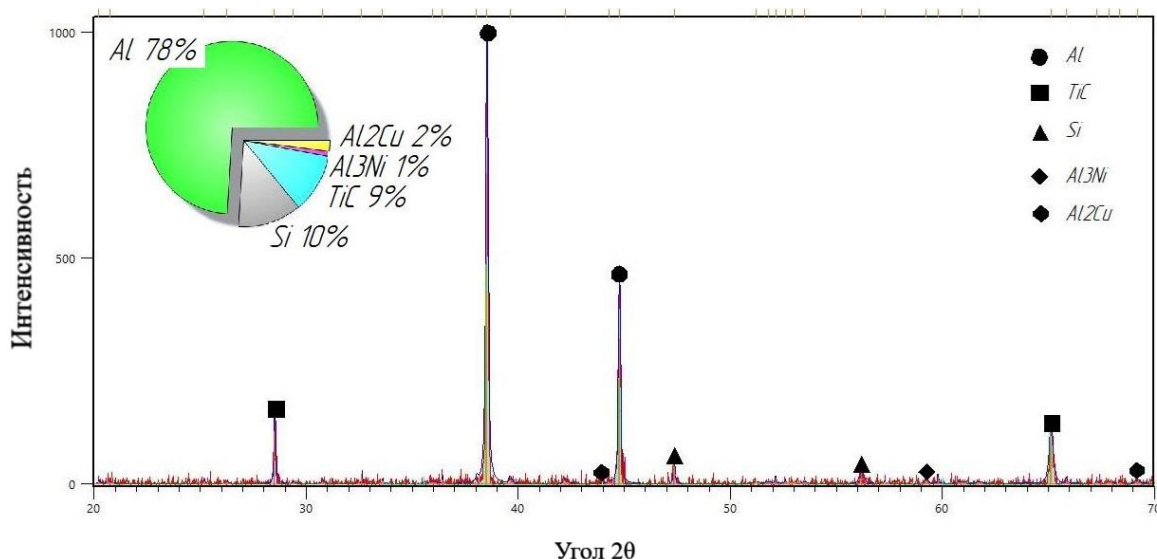
Рисунок 6.40 – МРСА образцов после термической обработки (Т6):

а) АК10М2Н - выдержка 2 ч $T = 515^{\circ}\text{C}$, закалка, старение $T = 190^{\circ}\text{C}$ 2 ч;

б) АК10М2Н-10%TiC - выдержка 1 ч $T = 515^{\circ}\text{C}$, закалка,
старение $T = 190^{\circ}\text{C}$ 2 ч



а)



б)

Рисунок 6.41 – РФА образцов после термической обработки (Т6):

- а) АК10М2Н - выдержка 2 ч $T = 515^{\circ}\text{C}$, закалка, старение $T = 190^{\circ}\text{C}$ 2 ч;
 б) АК10М2Н-10%TiC - выдержка 1 ч $T = 515^{\circ}\text{C}$, закалка, старение $T = 190^{\circ}\text{C}$ 2 ч

6.5 Выводы по разделу

1. 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.

2. Проведен термодинамический анализ возможности синтеза 10 масс.% TiC в расплавах, соответствующих химическим составам сплавов АМг2, АМг6, АМ4,5Кд, АК10М2Н с добавлением 5% флюса Na_2TiF_6 . Результаты расчета показали возможность формирования максимального количества фазы карбида титана, а также достижения достаточного уровня адиабатических температур для обеспечения термодинамической стабильности и смачиваемости синтезированных частиц при начальной температуре расплава 1173 К во всех системах.

3. Экспериментально подтверждена возможность проведения СВС в расплавах указанных алюминиевых сплавов при расчетной температуре расплава 1173 К с образованием высокодисперсных частиц карбида титана с размерами от

100 нм до 2 мкм в количестве 9-10% и сопутствующим формированием мелкозернистой равноосной структуры матричного зерна алюминия.

4. Исследовано влияние различных режимов термической обработки на морфологию карбидной фазы и фазовые превращения с участием легирующих элементов, входящих в состав композиционных материалов АМг2-10%TiC, АМг6-10%TiC, АМ4,5Кд-10%TiC, АК10М2Н-10%TiC. Установлено, что дисперсность частиц армирующей фазы карбида титана после термической обработки не изменяется, но в их присутствии интенсифицируются процессы выделения легирующих элементов из твердого раствора алюминия, что приводит к увеличению количества интерметаллических фаз в составе композитов.

5. Установлены режимы термической обработки, способствующие достижению максимальных значений твердости:

- для АМг2-10%TiC – изотермическая выдержка при температуре 150°C в течение 3 ч, охлаждение на воздухе;
- для АМг6-10%TiC - изотермическая выдержка при температуре 230°C в течение 3 ч, охлаждение на воздухе;
- для АМ4,5Кд-10%TiC - выдержка при температуре 545°C в течение 1 ч, закалка, старение при температуре 170°C в течение 4 ч;
- для АК10М2Н-10%TiC - выдержка при температуре 515°C в течение 1 ч, закалка, старение при 190°C в течение 2 ч [353].

7 АНАЛИЗ СВОЙСТВ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ, АРМИРОВАННЫХ ФАЗОЙ КАРБИДА ТИТАНА ВЫСОКОЙ ДИСПЕРСНОСТИ

Для установления общих закономерностей и выводов рекомендаций по возможному использованию, в рамках настоящей диссертационной работы было проведено комплексное исследование физических, химических, механических, технологических и эксплуатационных характеристик композиционных материалов, полученных на матричных основах промышленных сплавов путем их армирования 10 масс.% высокодисперсной фазы карбида титана.

7.1 Физические свойства

Алюминиевые сплавы, в силу своей низкой плотности (2,7 г/см³), относятся к группе легких металлов, что и определяет в существенной степени их востребованность, поэтому из группы физических свойств для конструкционных материалов на их основе особо важное значение имеет плотность и связанная с ней характеристика пористости. Пористость в отливках композиционных материалов может возникать в связи с наличием растворенного в порошке титана водорода, присутствием адсорбированных газообразных примесей на поверхности порошковых компонентов [18, 149, 209, 210] или образовываться в расплаве в ходе синтеза, так как в состав шихтовой СВС-смеси, определенной в качестве оптимальной, входит также 5% флюса Na₂TiF₆, продукты разложения которого образуют рафинирующие газообразные соединения. Однако, приведенные на рисунке 7.1 обобщенные результаты показывают, что во всех образцах отношения экспериментальной плотности композитов (указаны над столбцами) к теоретической (указаны перпендикулярно на столбцах) находятся в пределах 0,98-1,0, что свидетельствует о минимальной пористости получаемых отливок – не выше 0,02%, а после проведения термической обработки пористость, как правило, снижается до 0.

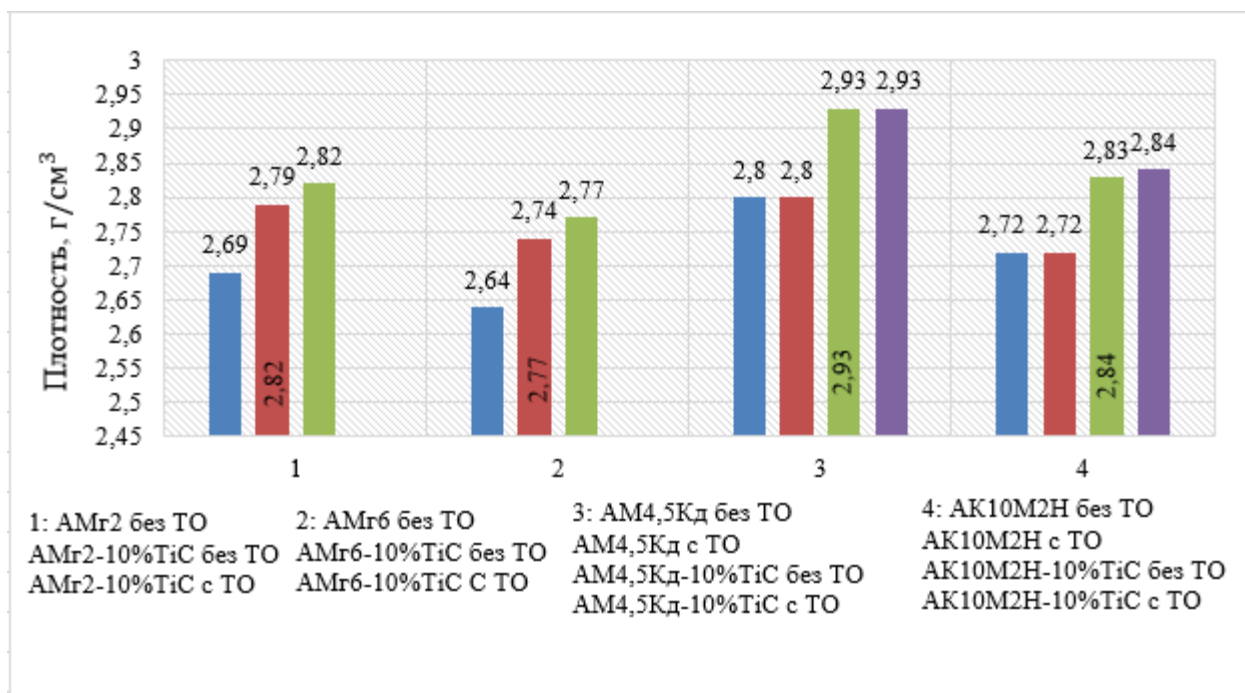


Рисунок 7.1 – Плотность матричных сплавов и композиционных материалов на их основе (перпендикулярно на столбцах – теоретическая плотность)

Значения пористости для композиционных материалов могут значительно отличаться и поскольку это явление нежелательно, исследователи изучают причины и используют самые различные способы ее предотвращения.

Наиболее распространены операции обработки давлением получаемых слитков. В отечественной работе [18], где в матричные основы АК9ч и АК12ММгН замешивались частицы α -SiC с размерами 5-10 мкм в количестве 15 масс.%, начальная пористость композитов составляла 8,6 и 4,2% соответственно, что автор считал неприемлемым уровнем и далее проводил горячее изостатическое прессование, позволившее снизить пористость до 1,4 и 1,3%, или жидкое штампование, обеспечивающее снижение пористости до 2,1 и 2,3%. Анализируя причины возникновения и характер распределения пор, автор указывает, что газообразные продукты возникают вследствие взаимодействия веществ, находящихся на поверхности частиц SiC, с расплавом алюминия, и удерживаются ими же в объеме расплава. Кроме того, частицы SiC, имеющие форму многогранников с острыми углами, расположенные рядом в количестве больше трех, образуют замкнутые пространства, в которые не проникает расплав. Похожие

выводы сделаны и в работе [90], относительно матричного расплава АД1, содержащего 10 об.% SiC, где автор установил, что легирование поверхностно активными элементами (Mg или Bi) и использование жидкой штамповки позволяет снизить величину пористости с 4-5 до 2-3%. Эффективность обработки давлением также показана в работе [91], где после кристаллизации под давлением композита А359-10 масс.% SiC пористость снижается с 6,34 до 1,35%.

Более существенное снижение пористости композитов, содержащих армирующую фазу именно карбида титана, достигается авторами зарубежных исследований [216, 178], в первом из которых частицы TiC (размер 10 мкм) вводятся в расплав сплава AA8011 под ультразвуковым воздействием, что позволяет получать композит с пористостью от 0,65% до 0,91% при изменении количества карбидной фазы от 2 до 8 масс.%, а во втором исследовании - добавление смеси солей ($KAlF_4 + K_3AlF_6$) в расплав Al-4%Cu при механическом замешивании 10%TiC (2,9 мкм) позволяет синтезировать композит с пористостью до 1%.

Необходимо отметить, что в приведенных исследованиях предпринимаются меры по уменьшению пористости на образцах композитов, полученных механическим замешиванием армирующих частиц микронных размеров и наличие существенной пористости связано с наличием примесей именно на их поверхности, а также захватом газов при вводе, поэтому пористость в таких композитах повышается с увеличением содержания карбидной фазы [354].

Важное значение имеет дисперсность армирующих частиц - в исследовании [355] показано, что с уменьшением размера частиц наблюдается значительный рост значений напряжений на границе раздела фаз, результатом чего является нарушение целостности оксидных слоев, активация поверхности раздела фаз и повышение плотности. А в работе [356] выполнено преобразование формулы Стокса для армирующих частиц сферичной формы высокой дисперсности и доказано, что с уменьшением их размеров и увеличением объемной доли скорость осаждения будет уменьшаться, что также должно снижать пористость отливки.

Обобщая приведенные данные, можно выделить несколько причин получения минимальной пористости представленных в настоящей работе композиционных материалов: 1) проведение перед синтезом операции сушки порошков шихты при температуре 100-110°C в течение 2-3 ч, что позволяет провести первичное удаление адсорбированных на их поверхности примесей, а также водорода, растворенного в порошке титана; 2) использование флюсов непосредственно в составе шихтовой смеси, что, согласно приведенному в разделах 3, 4 анализу химических превращений, способствует более полному удалению оксидов с поверхности частиц порошков; 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. Таким образом, совокупное действие приведенных факторов позволяет по разработанной технологии получать отливки с минимальной пористостью без проведения дополнительных физических воздействий или операций ОМД.

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 [357], в настоящей работе проводили менее трудоемкие испытания второй характеристики, обобщенные результаты которых приведены на рисунке 7.2. Известно, что соединение карбида титана, так же как и алюминий, является проводником электрического тока [358], что позволяет отечественным ученым успешно создавать композиты электротехнического назначения на основе алюминиевой матрицы путем добавления 0,05-0,3% TiC [48] или 0,1% TiB₂/TiC с последующим равноканальным угловым прессованием [88]. В приведенных примерах введение десятых долей

армирующих частиц высокой дисперсности оказывает, в основном, модифицирующий эффект, что и приводит к небольшому повышению прочности при сохранении высокого уровня электропроводности. Но очевидно, что присутствие значительного количества - 10 масс.% высокодисперсной карбидной фазы будет более существенно снижать электропроводность материала, что связано с сопоставимостью длины свободного пробега электронов с размерами частиц и неизбежным рассеянием электронов на границе раздела матрица-наполнитель [359].

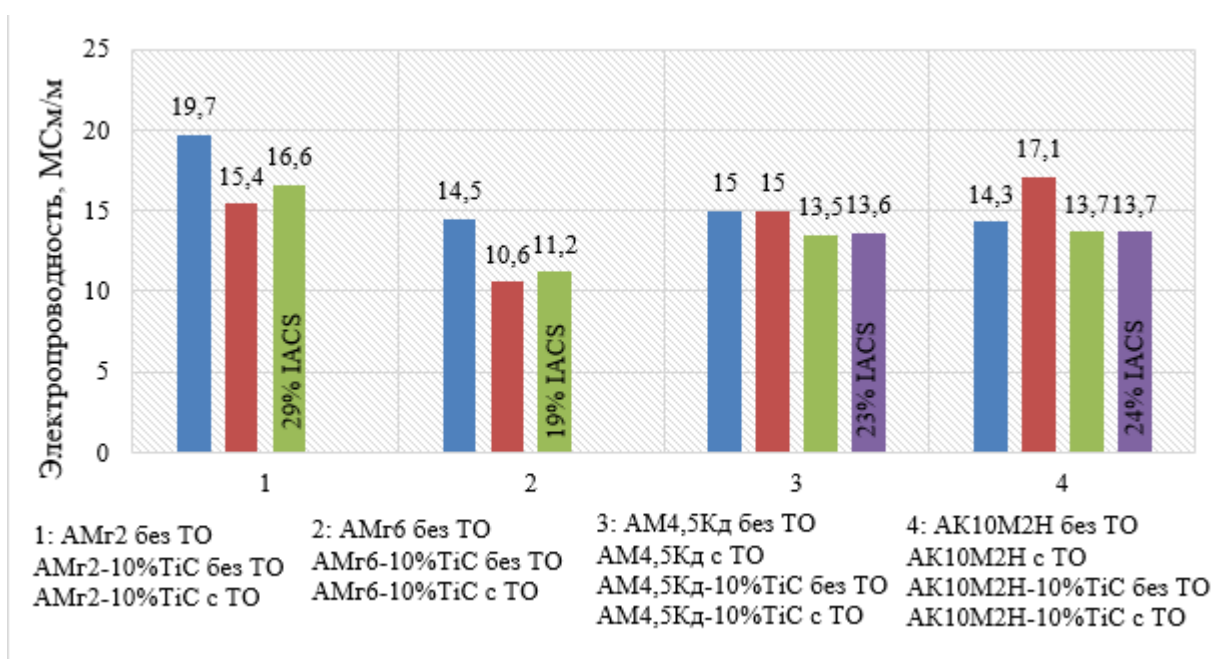


Рисунок 7.2 – Электропроводность матричных сплавов и композиционных материалов на их основе (перпендикулярно на столбцах – процент от медного стандарта IACS)

Оценка результатов, приведенных на рисунке 7.2, показывает, что электропроводность композитов составляет 19-29% IACS, т.е. может достигать половины от значения электропроводности алюминия А0, составляющего 54,1% IACS. Сравнение с данными о том, что армирование ультрадисперсными частицами TiB_2/TiC , TiB_2 , Al_2O_3 в количестве до 1 масс.% приводит к получению электропроводности 52,67%, 52,93% и 36,3% IACS соответственно [88], показывает, что падение электропроводности (и теплопроводности) происходит в

меньшей, не пропорциональной количеству карбидной фазы степени, и в целом значение данной характеристики остается на приемлемом уровне. Кроме того, близость значений электропроводности матриц и композитов свидетельствует об отсутствии внутренних дефектов и еще раз служит подтверждением высокой плотности отливок.

Еще одним важным физическим показателем для поршневых алюминиевых сплавов, к которым относят матричные основы АМ4,5Кд и АК10М2Н, является термический коэффициент линейного расширения (ТКЛР) [360]. На рисунке 7.3 представлены результаты оценки его величины для матриц и композитов при температуре 300°C (значения над столбцами) и при температуре 20°C (значения на столбцах) до и после термической обработки.

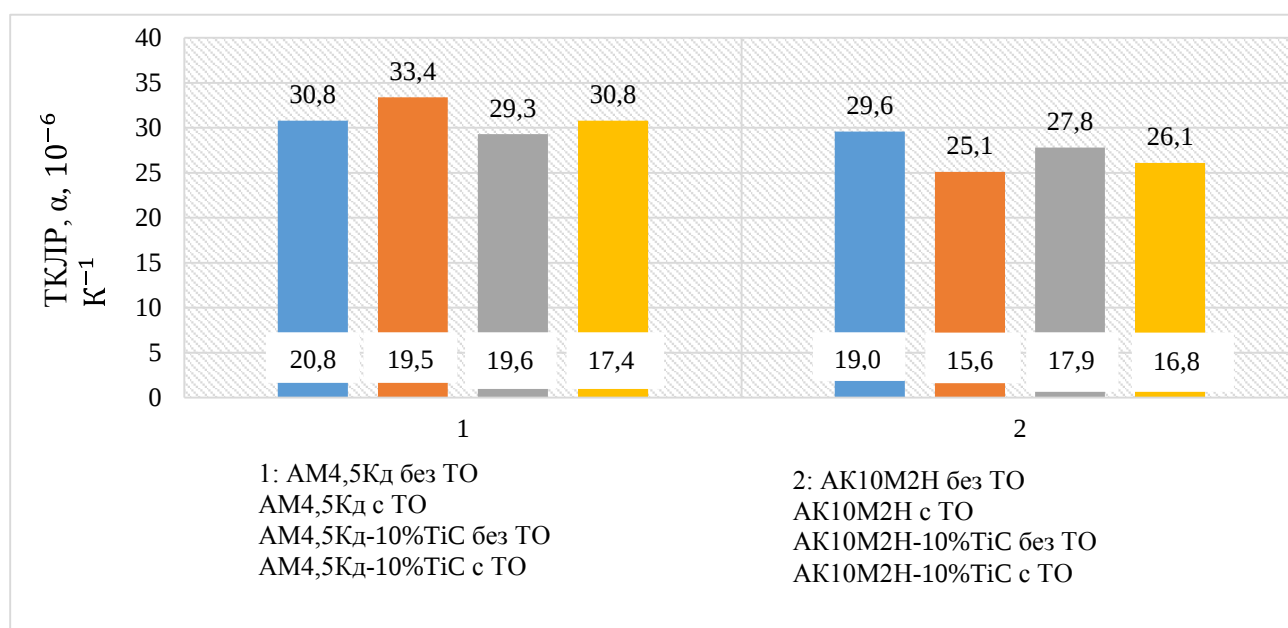


Рисунок 7.3 –ТКЛР матричных сплавов и композиционных материалов на их основе при температуре 300°C (на столбцах – ТКЛР при 20°C)

Анализ результатов показывает, что для сплава АМ4,5Кд и композита на его основе после термической обработки наблюдается небольшое увеличение ТКЛР, а на основе АК10М2Н проведение термообработки, наоборот, способствует некоторому снижению ТКЛР, при этом численно характер изменения этой величины у сплавов и композитов практически совпадает. Таким образом,

отмечается общая тенденция: изменение ТКЛР у композиционных материалов происходит приблизительно в той же степени, что и у матричных сплавов, а близость приведенных на рисунке 7.3 значений подтверждает их одинаковый уровень термической стойкости. Величина полученных значений сопоставима с результатами исследования [91], где установлен ТКЛР композиционного материала на основе Al-5%Cu-0,8%Mn, включающей в два раза меньшее количество армирующей фазы – 5 масс.% B_4C (размер частиц 5 мкм), полученного механическим замешиванием с последующей кристаллизацией под давлением, и составившего $17,2 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ в интервале температур 20-100 $^\circ\text{C}$ и $19,8 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ в интервале 20-200 $^\circ\text{C}$, причем в этом исследовании также показано, что циклический нагрев образцов не изменяет стабильность приведенных значений коэффициента термического расширения.

Полученные результаты очень значимы, поскольку известно, что собственный ТКЛР соединения карбида титана выше, чем, например, у карбида кремния ($6,52\text{--}7,15 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ и $4,63\text{--}4,7 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ соответственно) и, таким образом, его присутствие должно негативно сказываться на данном параметре. Кроме того, в работе [361] показано, что с увеличением размера фракции SiC от 50 до 320 мкм значение ТКЛР композиционного материала Al-Mg-Cu-Si-65об.%SiC, полученного методом компрессионной пропитки, уменьшается на 15-20%. Авторы связывают полученные результаты с тем, что чем мельче включения карбида кремния, тем больше содержание межфазных границ, имеющих нестабильную структуру, что приводит к облегчению термического расширения. С этой точки зрения, высокодисперсные частицы, входящие в состав разработанных композитов, образуют очень значительное число межфазных границ, в связи с чем значения ТКЛР тоже должны существенно увеличиваться, однако, этого не происходит. Очевидно, сохранение уровня термического расширения обусловлено близостью размерных параметров кристаллических решеток и высоким качеством адгезионной связи на границах межфазного взаимодействия матрица/карбид титана.

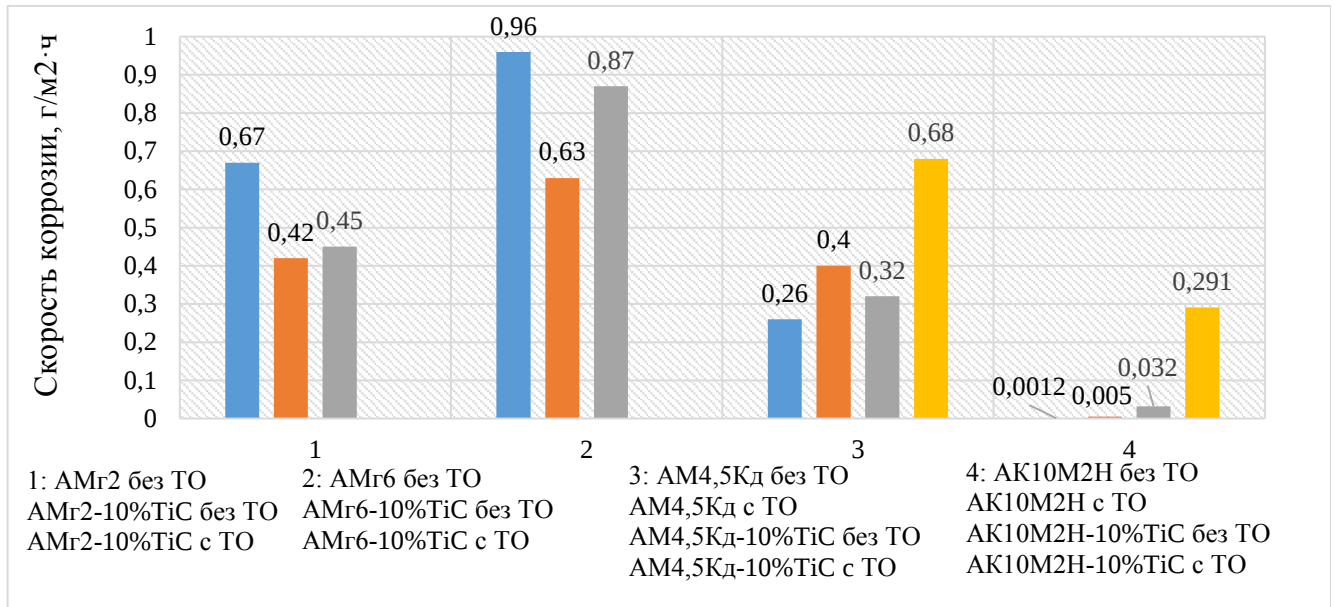
7.2 Химические свойства

Алюминий, как известно, химически активный металл и на воздухе покрывается плёнкой Al_2O_3 , которая защищает его от химического воздействия и способствует высокому уровню коррозионной стойкости, что делает сплавы на его основе незаменимыми материалами в авиа- и ракетостроении [362]. Однако при эксплуатации алюмоматричных композитов в агрессивных средах присутствие в поверхностном слое включений армирующей фазы может способствовать возникновению межкристаллитной коррозии, а применение для них традиционных защитных покрытий может быть затруднено из-за их низких адгезионных характеристик по отношению к керамическим частицам [363]. Кроме того, неизбежно возникающая в местах присутствия армирующей фазы неоднородность поверхностной окисной пленки также может вызывать локальную коррозию, язвы которой способны развиваться вглубь [364]. Приведенные аспекты ставят под вопрос перспективность применения АМКМ в нефтегазовой промышленности, о чем сообщается в ряде работ [242, 365-367], поскольку промышленное оборудование (насосы, компрессоры, погружные электродвигатели и т.п.) эксплуатируется преимущественно в агрессивных средах, содержащих углеводороды и пластовую воду, в составе которой присутствуют хлориды, сульфаты и органические кислоты, а также до 10% сероводорода и 10% двуокиси углерода [364]. Вместе с тем, ГОСТ 9.021-74, определяющий условия испытания на межкристаллитную коррозию для алюминия и его сплавов, предусматривает гораздо более щадящие условия ($\text{NaCl} + \text{HCl}$, 18-25°C, 24 ч или $\text{NaCl} + \text{H}_2\text{O}_2$, 30°C, 6 ч), нежели требуемые. В связи с этим, в рамках настоящей диссертационной работы были проведены исследования разработанных композитов 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 CO_2 , 0,5 МПа H_2S , 3,5 МПа N_2 при общем давлении 5 МПа), температура 80°C, длительность 240 ч. Общий вид образцов после испытаний приведен на рисунке 7.4, расчетные показатели коррозионной стойкости – на рисунке 7.5.

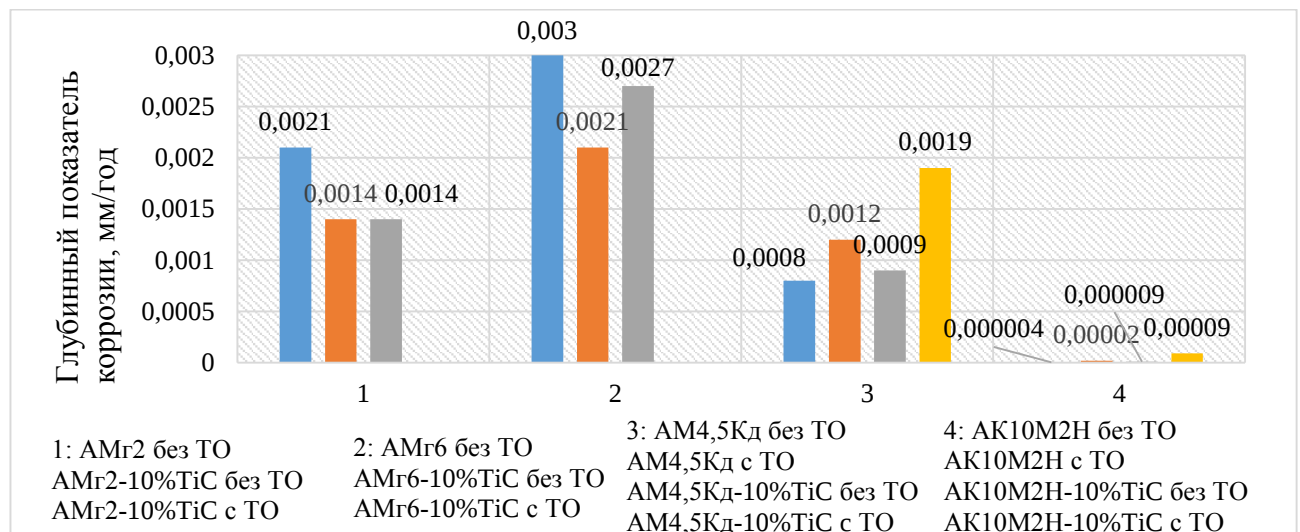


Рисунок 7.4 – Вид образцов после испытаний на коррозионную стойкость:

- а) АМг2 без ТО; б) АМг2-10%TiC без ТО; в) АМг2-10%TiC с ТО;
 г) АМг6 без ТО; д) АМг6-10%TiC без ТО; е) АМг6-10%TiC с ТО;
 ж) АМ4,5Кд без ТО; з) АМ4,5Кд с ТО; и) АМ4,5Кд-10%TiC без ТО;
 к) АМ4,5Кд-10%TiC с ТО; л) АК10М2Н без ТО; м) АК10М2Н с ТО;
 н) АК10М2Н-10%TiC без ТО; о) АК10М2Н-10%TiC с ТО



а)



б)

Рисунок 7.5 – Коррозионные свойства матричных сплавов
и композиционных материалов на их основе:

а) скорость коррозии; б) глубинный показатель коррозии

Результаты испытаний и матричных сплавов, и композиционных материалов показали, что после термической обработки на всех образцах скорость коррозии может незначительно возрастет, но итоговый глубинный показатель коррозии всех материалов сохраняется на уровне 0,001-0,005 мм/год, что позволяет отнести их к группе весьма стойких к коррозии материалов [368]. Полученные показатели

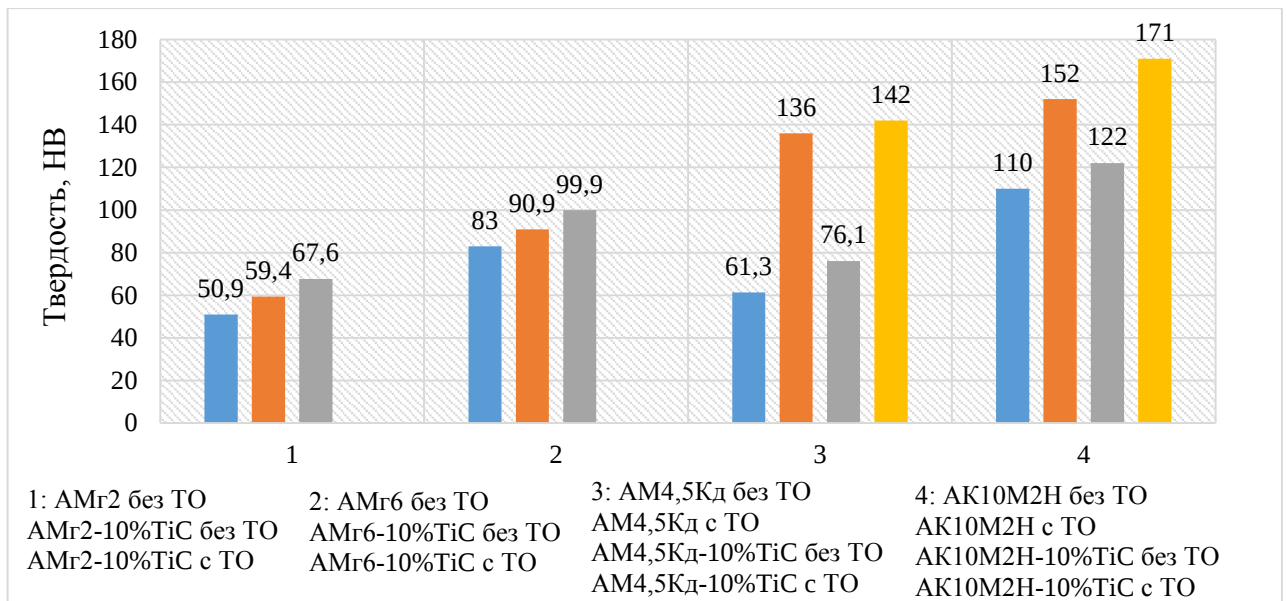
объясняются данными работы [369], где изготовленные методом СВС соединения TiC и TiB_2 (100-200 нм) в количестве 0,5 масс.% вводились в расплав сплава 6061 (система Al-Mg-Si) при температуре 1173 К и было выявлено, что, хотя оба карбида выступают в качестве модификаторов, частицы TiC располагаются преимущественно в теле матричного зерна, а частицы TiB_2 – по границам раздела, в результате чего в первом случае стойкость к коррозии повышается, а во втором – снижается. Помимо этого структурного фактора, также очевидно, что и высокая плотность на границах раздела [370], и химическая инертность самой фазы карбида титана [371] способствуют сохранению высокой устойчивости разработанных композиционных материалов к углекислотной и сероводородной коррозии, что открывает возможности их применения в нефтегазовой отрасли [372].

7.3 Механические свойства

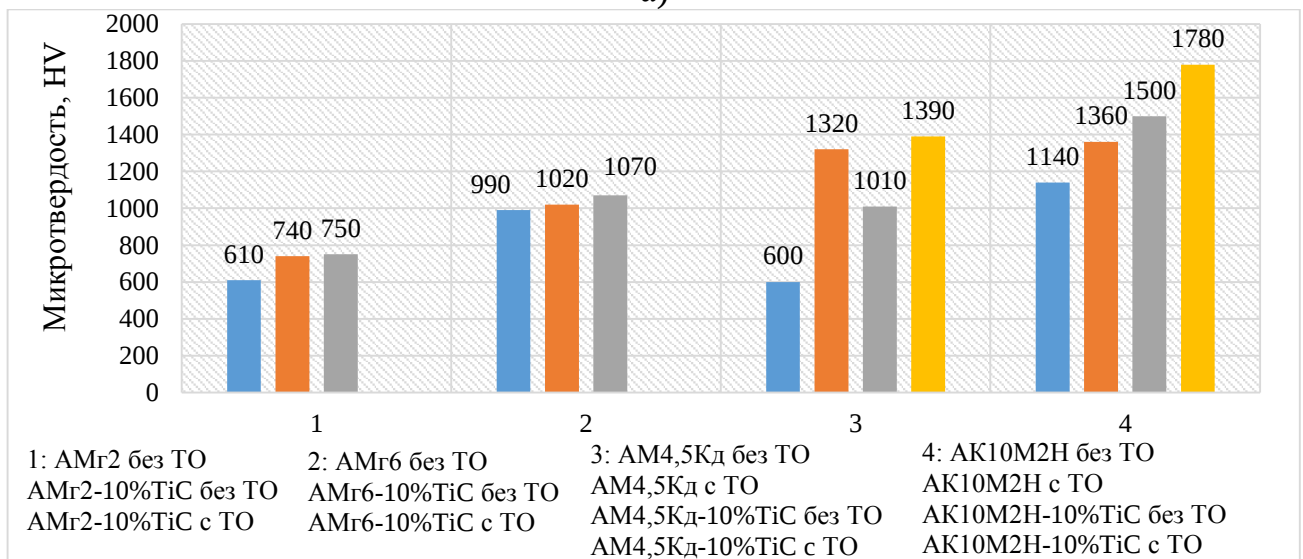
Учеными из ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН и Владимирского государственного университета им. А.Г. и Н.Г. Столетовых, первыми начавшими исследование механических и трибологических свойств литых композиционных материалов с армирующими керамическими фазами B_4C , Al_2O_3 , Si_3N_4 , SiC , C и др., полученных механическим замешиванием, установлена общая для них закономерность: «... модуль упругости и твердость КМ выше, а прочность при растяжении и пластичность ниже, чем у матричных сплавов. Последнее обусловлено преимущественным зарождением трещин на поверхностях раздела «наполнитель/матрица» или в участках скопления наполнителей» [373]. Основываясь на данном выводе, в большинстве исследований изучение механических показателей алюмоматричных композитов ограничивается двумя параметрами – твердостью и прочностью при сжатии. В рамках настоящей работы был проведен полный комплекс испытаний механических характеристик разработанных материалов (рисунки 7.6 -7.8).

Обобщенные результаты показали, что твердость всех образцов композитов в результате СВС-армирования и термообработки повышается на 4-20% (рисунок 7.6, а), а значения микротвердости возрастают на 5-31% (рисунок 7.6, б).

Минимальные значения по приросту микротвердости характерны для материала на основе сплава АМг6, что обусловлено более низкой дисперсностью частиц и 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 (таблица 1.1), ее дисперсностью, высокой массовой долей и присутствием в структуре твердых фаз-интерметаллидов.



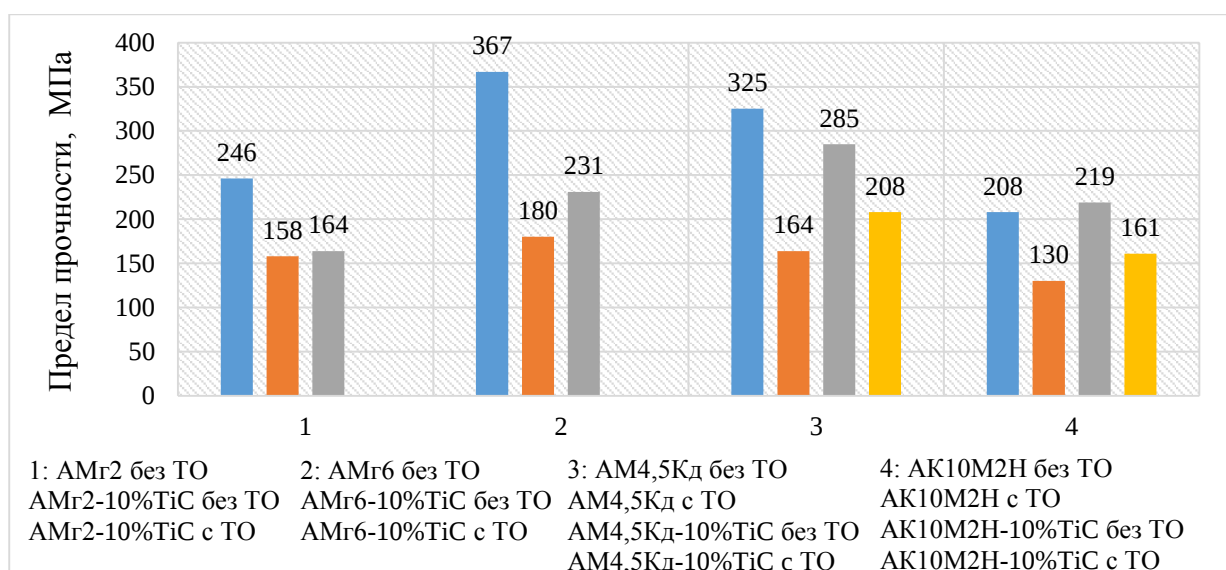
а)



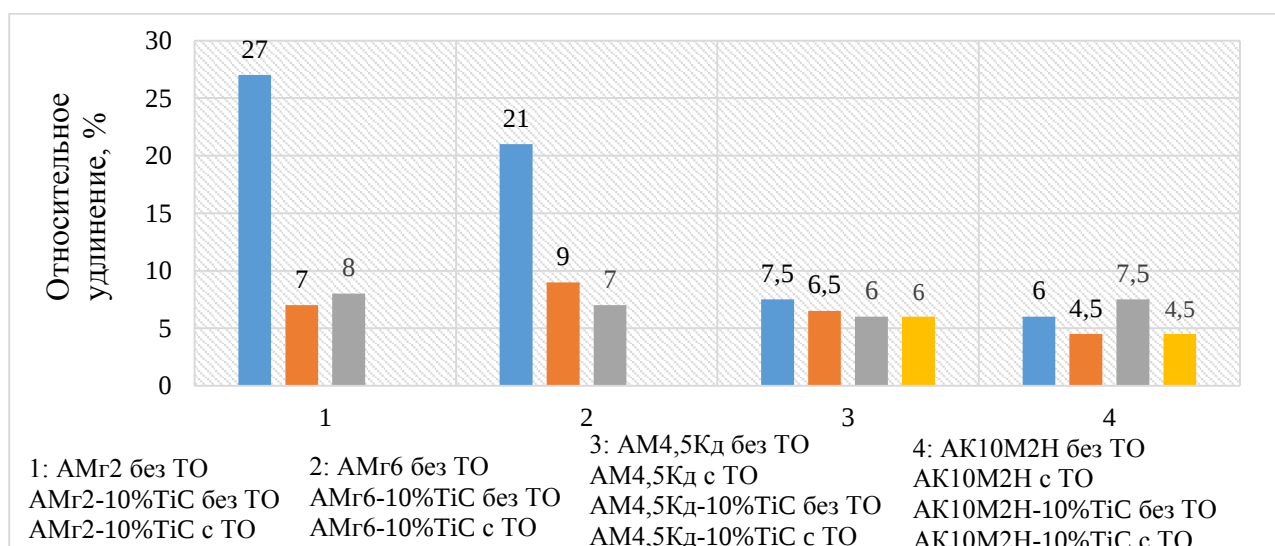
б)

Рисунок 7.6 – Твердость матричных сплавов и композиционных материалов на их основе: а) твердость; б) микротвердость

Результаты испытаний на растяжение (рисунок 7.7) показывают, что для композитов на основе магналиев значения прочности относительно матричных основ снижаются: на АМг2 отмечается падение на 33%, на АМг6 - на 37%. Для литых 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.



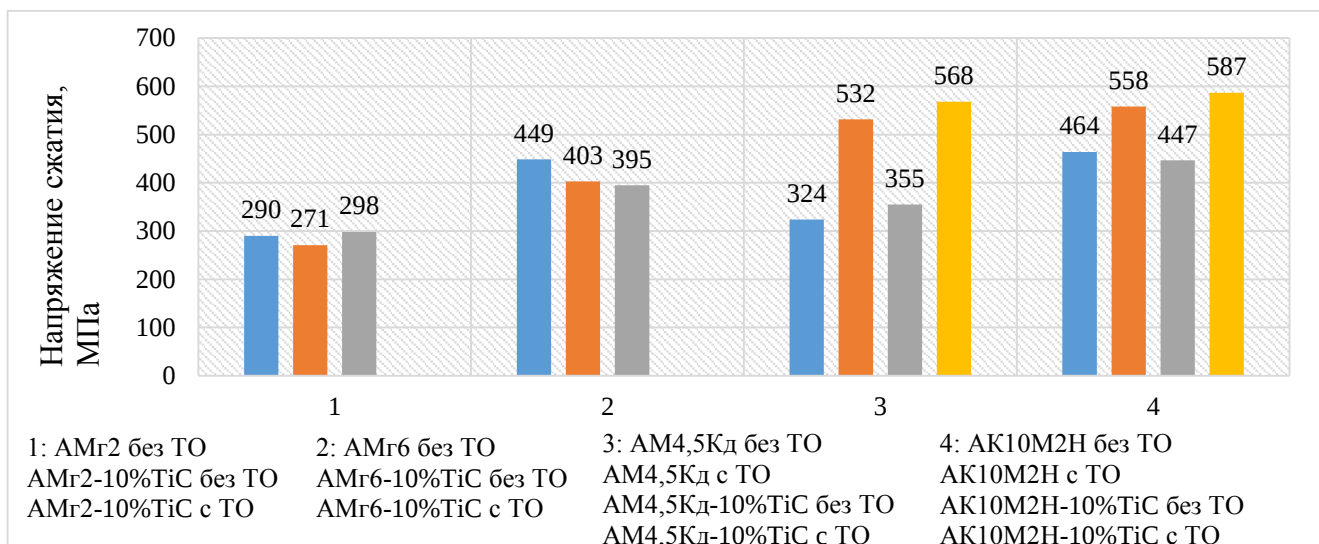
а)



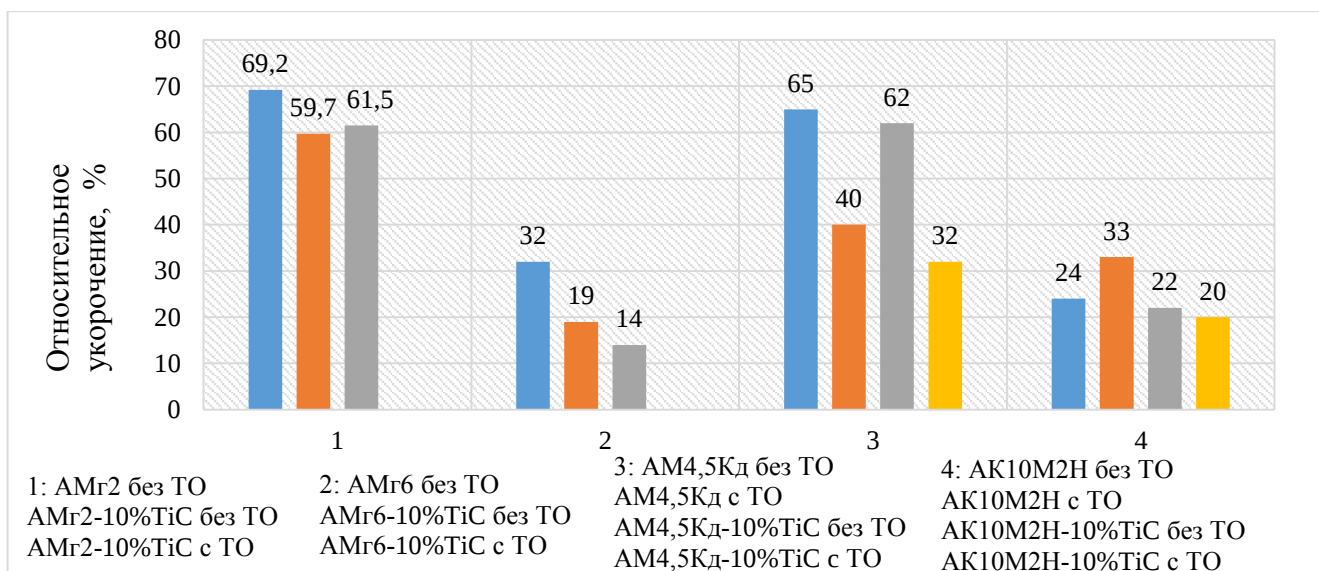
б)

Рисунок 7.7 – Испытания на растяжение матричных сплавов и композиционных материалов на их основе: а) предел прочности; б) относительное удлинение

Проведенные далее испытания на сжатие (рисунок 7.8) выявили после термической обработки 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.



а)



б)

Рисунок 7.8 – Испытания на сжатие матричных сплавов и композиционных материалов на их основе: а) напряжение сжатия; б) относительное укорочение

Одной из причин отсутствия эффекта упрочнения на алюминий-магниевого основах 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, как показано в исследовании [222], представляют собой фазы в виде пленообразных 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 [23], 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 выше $1100^{\circ}C$, 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 [102, 374].

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 [40], в результате общий уровень их прочности и при растяжении, и при сжатии повышается.

Характеристики пластичности в присутствии высокомодульной карбидной фазы имеют тенденцию к снижению: относительное удлинение на основах АМг2, АМг6 и АМ4,5Кд уменьшается на 30, 33 и 8% соответственно и не изменяется на

основе АК10М2Н, относительное укорочение снижается на 11, 44, 20 и 40%, но, в целом, запас обеих характеристик пластичности остается достаточным и сопоставимым с уровнем промышленных сплавов [339, 372, 375, 376].

Полученные данные согласуются с результатами исследования [93], где показано, что механическое замешивание 10 масс.% армирующих частиц TiC размером 40-100 мкм в алюминиевый сплав АК12М2МгН приводит к повышению твердости с 831,5 до 934 НВ, но способствует снижению предела прочности при сжатии с 489 до 470 МПа и относительной деформации с 17,01 до 12,65%.

7.4 Технологические свойства

Технологичность конструкционных материалов, обуславливающая возможность изготовления из них изделий, для композитов на основах Al-Mg, Al-Si определяется, в первую очередь, их свариваемостью. В ряде исследований сообщается, что сварка алюмоматричных композитов может сопровождаться такими проблемами, как неблагоприятное влияние армирующей фазы на поведение дугового разряда, перераспределение армирующей фазы в сварном шве, растворение армирующей фазы в сварочной ванне, низкая текучесть ванны композиционного материала и др. [377-379]. В рамках настоящей работы была произведена сравнительная оценка сварных соединений, полученных на матричных сплавах АМг2, АМг6, АМ4,5Кд и композитах на их основе методом аргонодуговой сварки неплавящимся вольфрамовым электродом с применением присадочных материалов из сплавов, близких по химическому составу [380].

В процессе сварки всех образцов наблюдалось легкое зажигание и устойчивое горение дуги с формированием плотного валика (рисунок 7.9).

Первоначальная оценка качества швов методом визуально-измерительного контроля (ВИК) позволила установить наличие пор: на основе магналиев их размер составляет до 1,2 мм, а на основе алюминий-медь - до 1,8 мм (таблица 7.1), однако на всех образцах площадь, занимаемая порами, не превышает 10% и не должна оказывать критического воздействия [381].

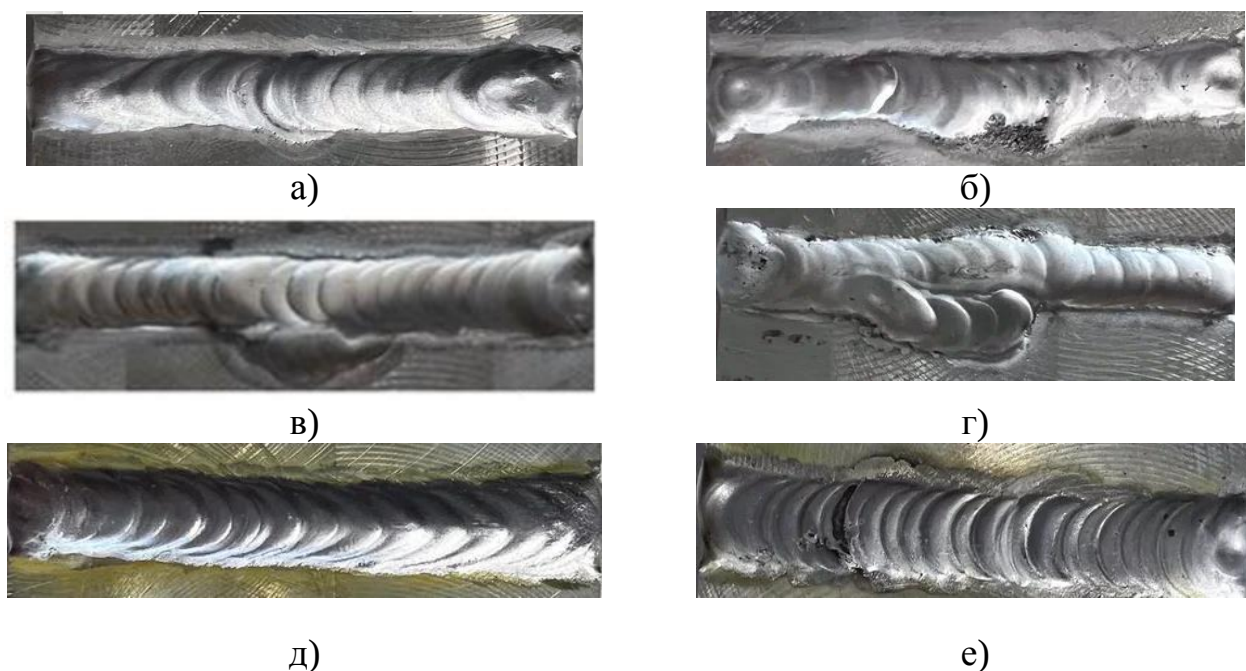


Рисунок 7.9 – Вид сварных швов образцов: а) АМг2; б) АМг2-10%TiC; в) АМг6; г) АМг6-10%TiC; д) АМ4,5Кд; е) АМ4,5Кд-10%TiC

Таблица 7.1 – Результаты оценки качества сварных соединений методом ВИК

Образец	Геометрические параметры шва, мм						
	Ширина шва	Выпуклость лицевой стороны	Выпуклость обратной стороны	Вогнутость корня шва	Глубина подреза	Глубина впадин	Размер пор
АМг2	9,4	0,94	0,25	0,1	-	-	0,1-0,5
АМг2- 10%TiC	9,9	2,18	0,15	0,1	-	0,1	0,1-1,2
АМг6	7,95	1,82	0,2	0,1	0,1	0,1	0,1-1,1
АМг6- 10%TiC	10,3	1,58	0,1	0,1	-	0,2	0,1-1,2
АМ4,5Кд	12,02	2,24	0,26	0,1	-	-	-
АМ4,5Кд- 10%TiC	10,6	1,13	0,15	0,1	-	0,1	0,1-1,8

По результатам радиографического контроля (РК), снимки которого представлены на рисунке 7.10, на всех образцах установлено наличие непроваров и мелких пор, включения последних располагаются преимущественно в корне шва, а их средний размер составляет до 1 мм и не превышает 5-10% от площади сечения шва (таблица 7.2).

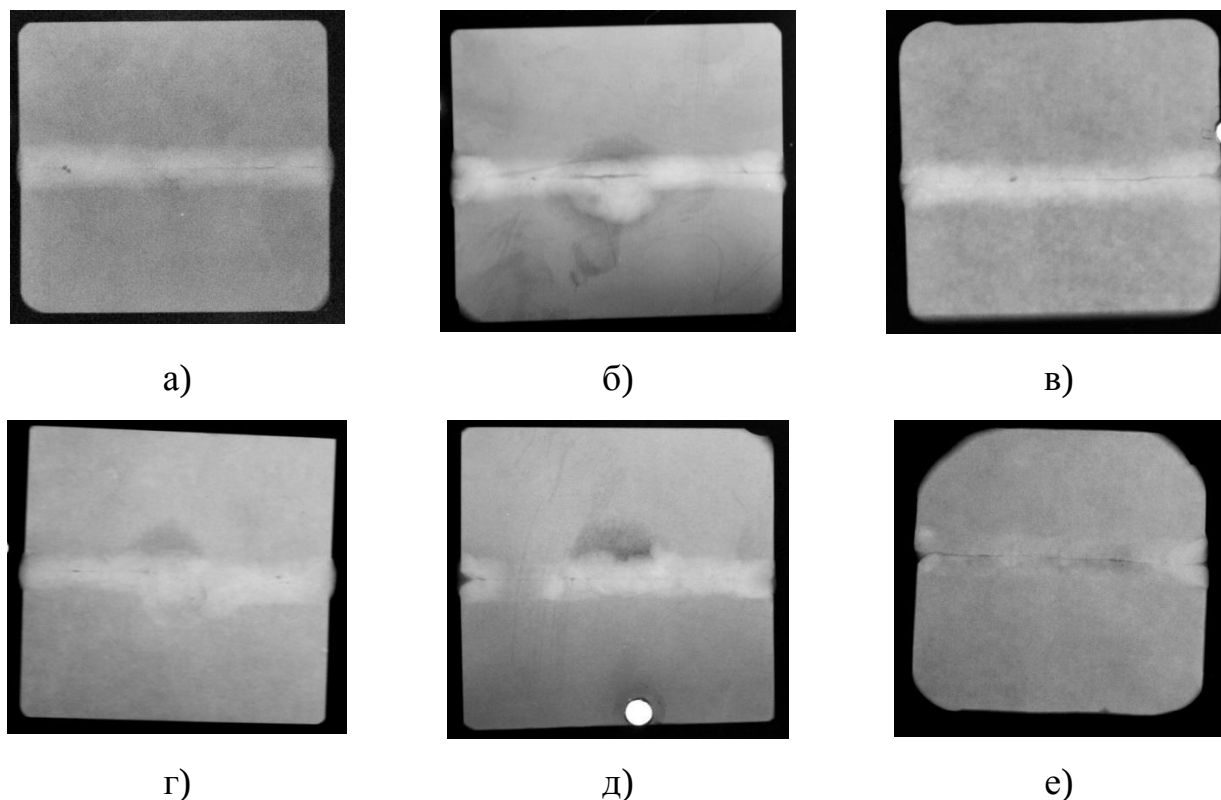


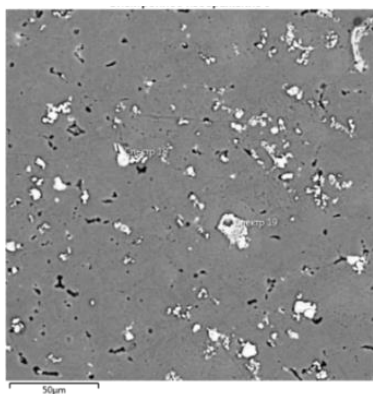
Рисунок 7.10 – Радиографический контроль сварных образцов: а) АМг2; б) АМг6; в) АМ4,5Кд; г) АМг2-10%TiC; д) АМг6-10%TiC; е) АМ4,5Кд-10%TiC

Таблица 7.2 – Результаты оценки качества сварных соединений методом РК

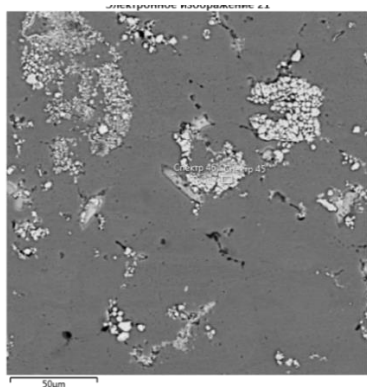
Образец	Количество и размерные параметры дефектов
АМг2	Непровары - 40 мм и 10 мм толщиной 0,5 мм; поры - 2 шт. по 1 мм
АМг2-10%TiC	Непровары - 25 мм толщиной 0,4 мм; Поры - 1 шт. 0,5 мм
АМг6	Непровары - 20 мм и 18 мм толщиной 0,6 мм; поры - 1 шт. 0,8 мм

АМг6-10%TiC	Непровары - 50 мм толщиной 0,5 мм; поры - 2 шт. 0,8 мм
АМ4,5Кд	Непровары - 40 мм толщиной 0,3 мм; поры - 1 шт. 1,2 мм
АМ4,5Кд-10%TiC	Непровар - 60 мм толщиной 0,2 мм; пор нет

МРСА в зоне сварных соединений на всех образцах композиционных материалов подтвердил присутствие титана, углерода, а также ряда легирующих элементов, что свидетельствует о присутствии карбидной и интерметаллических фаз (рисунок 7.11), однако количественная обработка изображений микроструктур с применением программы «Micro-S Polar» показала, что количество армирующей фазы в разных зонах образцов варьируется в пределах 5-9%, что оказывает влияние на значения механических характеристик (таблица 7.3).



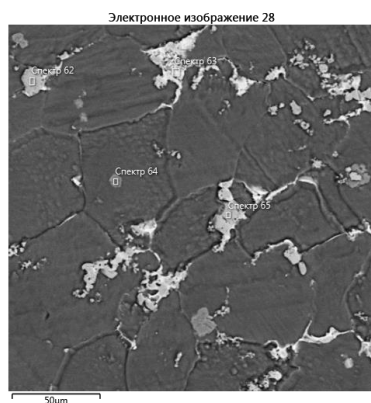
Номер спектра	Содержание элемента, масс.% / атомн.%		
	Al	Ti	C
18	1,03/ 1,19	81,58/ 53,32	17,39/ 45,48
19	2,88/ 2,97	77,12/ 47,6	20,00/ 49,4



а)

Номер спектра	Содержание элемента, масс. %/ атомн.%				
	Al	Ti	C	Mg	Mn
45	0,75/ 0,92	81,09/ 52,32	18,15/ 46,7	-	-
46	74,47/ 83,5	22,88/ 14,22	-	1,26/ 1,51	1,38/ 0,76

б)



Номер спектра	Содержание элемента, масс.% / атомн.%				
	Al	Ti	C	Cu	Mn
62	0,45/ 0,63	81,76/ 53,12	17,78/ 46,25	-	-
63	19,56/ 26,0	23,54/ 17,6	9,99/ 29,97	46,91/ 26,35	-
64	67,98/ 79,24	30,85/ 20,12	-	-	1,17/ 0,63
65	-	84,03/ 56,8	15,97/ 43,2	-	-

в)

Рисунок 7.11 - МРСА сварных соединений в зоне шва:

а) АМг2-10%TiC; б) АМг6-10%TiC; в) АМ4,5Кд-10%TiC

Таблица 7.3 – Механические характеристики образцов при испытании на сжатие

Образец	Литой			Сварной		
	σ_s , МПа	ϵ , %	НВ	σ_s , МПа	ϵ , %	НВ
АМг2	290	69,2	50,9	300	68	64,4
АМг2-10%TiC	271	59,7	59,4	340	64	69,9
АМг6	449	32	83	432	46	76,1
АМг6-10%TiC	403	19	90,9	364	37	76,1
АМ4,5Кд	324	65	61,3	319	65	69,9
АМ4,5Кд-10%TiC	355	62	76,1	363	43	69,9

Неравномерность распределения линейной доли карбидной фазы связана с тем, что в процессе кристаллизации сварочной ванны возможно оттеснение армирующих частиц фронтом растущего зерна из зоны сварки в зону основного металла. Однако 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 [88, 380]. На основе АМ4,5Кд прочностные свойства сохраняются на исходном уровне, а на основе сплава АМг2 даже повышаются. Полученные результаты могут

быть обусловлены рядом причин: 1) возникновение дополнительных сжимающих напряжений вследствие разницы ТКЛР матричного сплава и наполнителя при кристаллизации зоны сварки [20]; 2) формирование компактных дендритных структур и уменьшение среднего размера зерен в присутствии частиц высокой дисперсности [382]; 3) высокая адгезионная связь с матричным сплавом именно частиц фазы карбида титана, наличие которых устраняет склонность к горячей ломкости, повышает прочность [383] и обеспечивает после сварки более высокие механические характеристики, чем фаза карбида кремния [384]; 4) рекомендуемая в качестве оптимальной массовая доля армирующей фазы – 10%, исключаящая формирование сварочной ванны повышенной вязкости [385, 386]. Таким образом, возникающие сварочные дефекты и неравномерность распределения карбидной фазы не оказывают критического воздействия на конечные свойства и для изготовления изделий из композиционных материалов АМг2-10%TiC, АМг6-10%TiC АМ4,5Кд-10%TiC можно рекомендовать использование аргонодуговой сварки [387, 388].

Для композиционных материалов на основе литейных сплавов АМ4,5Кд и АК10М2Н наиболее важными технологическими показателями являются показатели жидкотекучести и усадки, которые были изучены в настоящей работе путем заливки их расплавов в пробу Нехендзи-Купцова с температур 640-710°C в подогретую до 250°C форму. Анализ результатов позволяет сделать вывод о том, что все образцы показали высокую устойчивость к образованию горячих трещин в процессе кристаллизации, а равномерно распределенные высокодисперсные частицы карбида титана не препятствуют свободному течению расплава, но способствуют снижению показателей усадки (таблица 7.4).

В работе [18], где были исследованы литейные свойства композиционных материалов на основах АК9ч и АК12ММгН, включающих 10-20 об.% SiC, также установлено, что при содержании 10 и 15 об.% композиты обладают более высокой жидкотекучестью и более низкими показателями линейной усадки, чем их матричные сплавы, и только при концентрации 20 об.% SiC наблюдается снижение жидкотекучести из-за возникающей вязкости расплава.

Таблица 7.4 – Литейные характеристики матричных сплавов и композиционных материалов на их основе

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

Причиной высоких литейных характеристик композитов, включающих частицы карбида титана, может быть различие в ТКЛР: TiC имеет коэффициент расширения на порядок меньший, чем Al ($6,52-7,15 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ и $2,4 \cdot 10^{-5} \text{ K}^{-1}$ 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. Полученные результаты позволяют рекомендовать композиционные АМ4,5Кд-10%TiC и АК10М2Н-10%TiC для изготовления деталей сложной формы методами фасонного литья.

7.5 Эксплуатационные свойства

Повышение эксплуатационной стойкости деталей и узлов механизмов, работающих в условиях трения, - одна из важнейших научно-технических задач, определяющих развитие машиностроения и других отраслей современной техники, что обуславливает высокие требования к выбору таких материалов. В большинстве случаев промышленные антифрикционные алюминиевые сплавы создаются по принципу Шарпи и представляют собой пластичные матрицы в виде твердых растворов на основе алюминия, присутствующие в них интерметаллические соединения (CuAl_2 , FeAl_3 , NiAl_3 , Mg_2Si и др.) воспринимают основную нагрузку, а вводимые олово, свинец или висмут способствуют созданию защитной пленки, что

позволяет использовать материалы в условиях полужидкостного и сухого трения [389, 390].

Но за последнее время опубликован целый ряд исследований, показывающих, что дисперсно армированные композиционные материалы также соответствуют указанному принципу и могут использоваться в качестве антифрикционных, причем отмечается, что их износостойкость увеличивается с повышением объемной доли наполнителя, а более прочные (твердые) частицы с высоким сопротивлением схватыванию при прочих равных условиях заметнее повышают сопротивление износу [237]. Поскольку разработанные композиционные материалы соответствуют этим условиям, в рамках настоящей работы были проведены их трибологические испытания по схеме «кольцо-плоскость», что моделирует условия эксплуатации поверхностей трения «поршень-поршневой палец» в двигателе внутреннего сгорания, в течение 1 ч с оценкой скорости линейного изнашивания и установившегося коэффициента трения.

На рисунке 7.12 представлен вид поверхностей трения после испытаний, анализ которых свидетельствует о схватывании и абразивном изнашивании матричных сплавов АМг2, АМг6 и формировании глубоких борозд вдоль направления трения у сплавов АМ4,5Кд и АК10М2Н; структура поверхности всех композиционных материалов отличается хорошей прирабатываемостью и отсутствием глубоких канавок и задиров.

Количественная обработка эпюр трения подтвердила, что проведение СВС-армирования в совокупности с термической обработкой способствует снижению на основах АМг2, АМг6, АМ4,5Кд, АК10М2Н коэффициента трения в 4, 2, 3 и 4 раза и скорости износа – в 9, 4, 3 и 17 раз соответственно при сохранении температурного уровня саморазогрева (рисунок 7.13), что свидетельствует о повышении износостойкости разработанных композиционных материалов.

Для определения максимально допустимого уровня нагружения для сплавов АМ4,5Кд и АК10М2Н и композитов на их основах были проведены испытания на задиростойкость со ступенчато возрастающей нагрузкой с шагом нагружения 100

Н и до максимальной нагрузки 1300 Н. Эпюры испытаний приведены на рисунке 7.14.

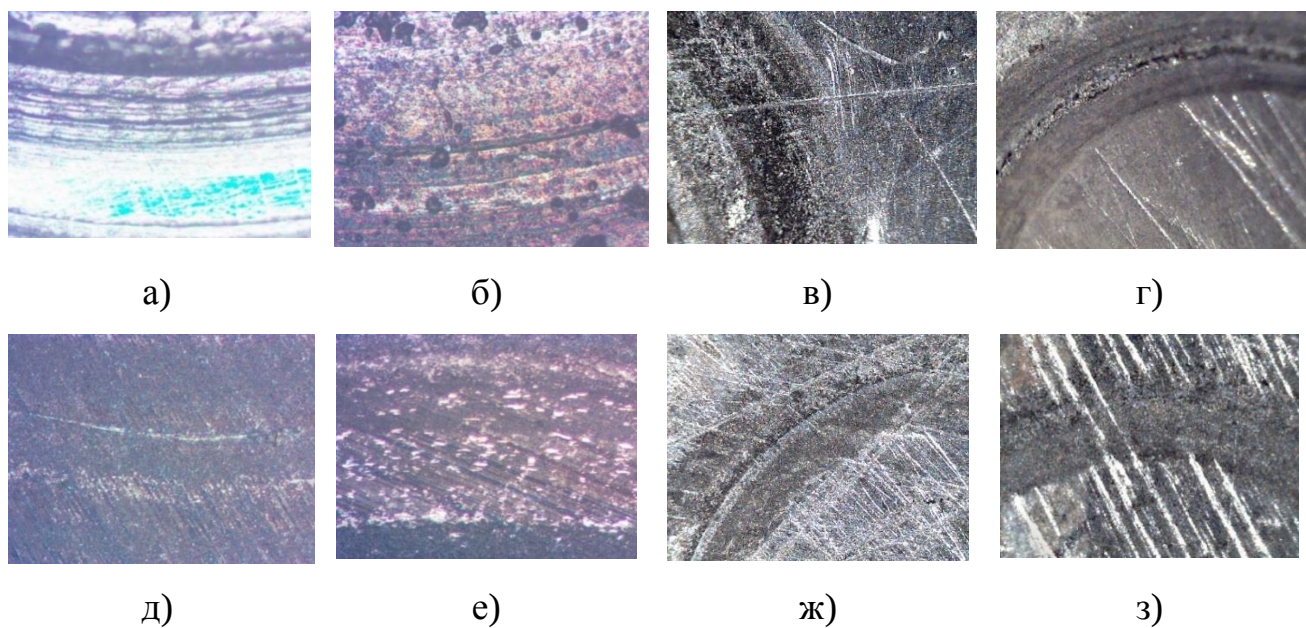
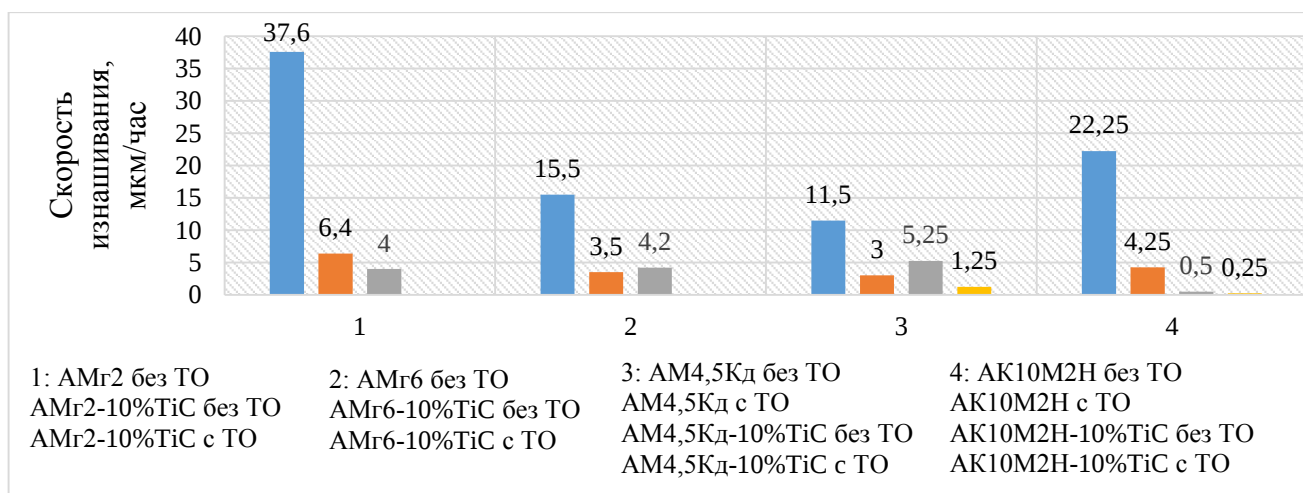
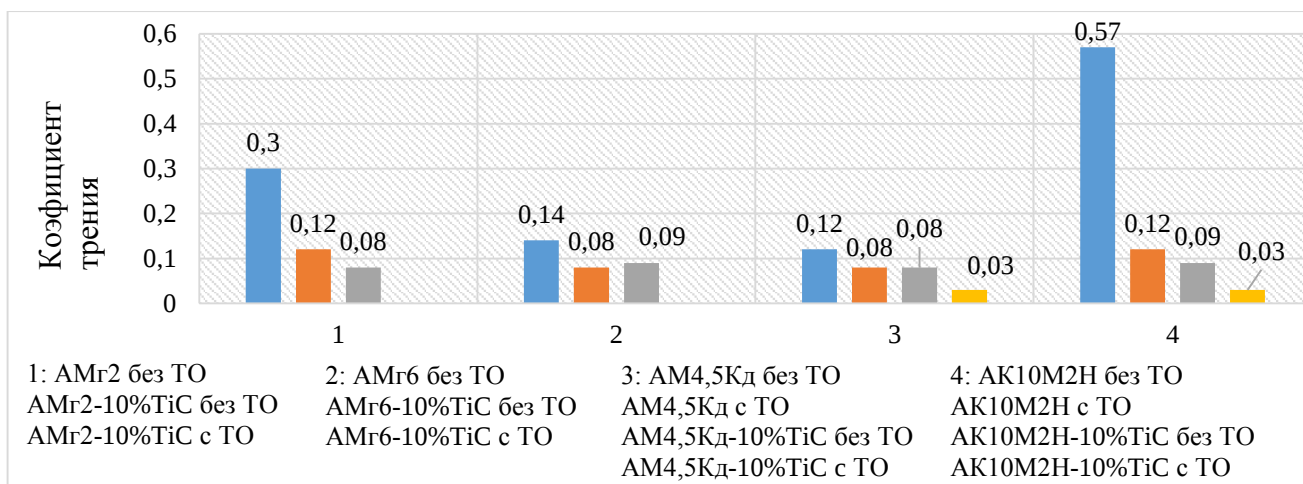


Рисунок 7.12 – Вид поверхностей трения после испытаний:

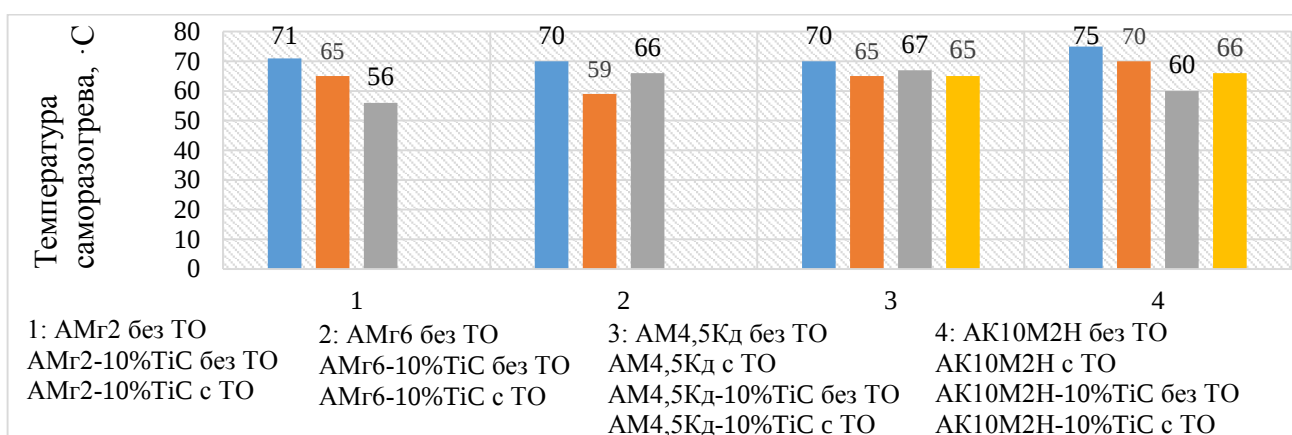
а) АМг2; б) АМг6; в) АМ4,5Кд; г) АК10М2Н;
 д) АМг2-10%TiC; е) АМг6-10%TiC; ж) АМ4,5Кд-10%TiC; з) АК10М2Н-10%TiC



а)

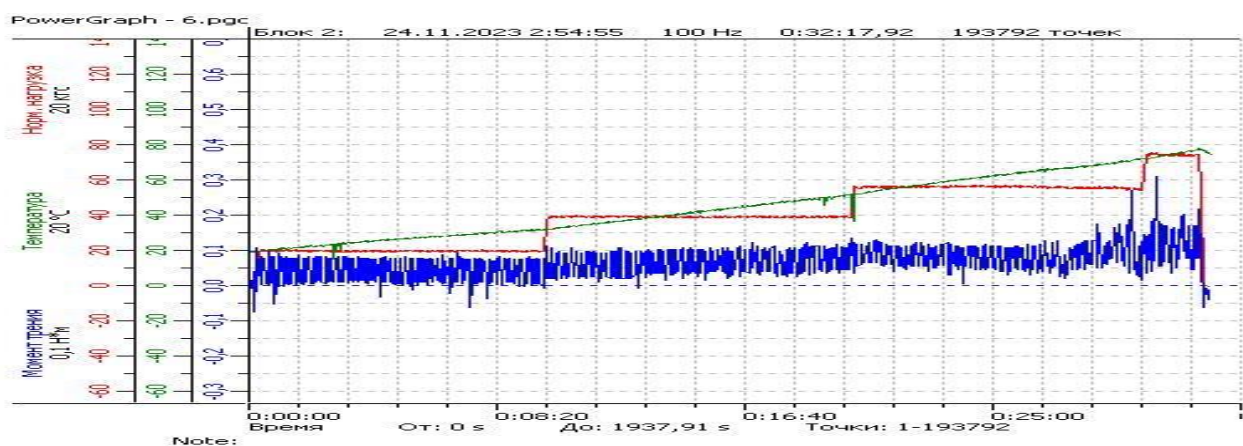


б)

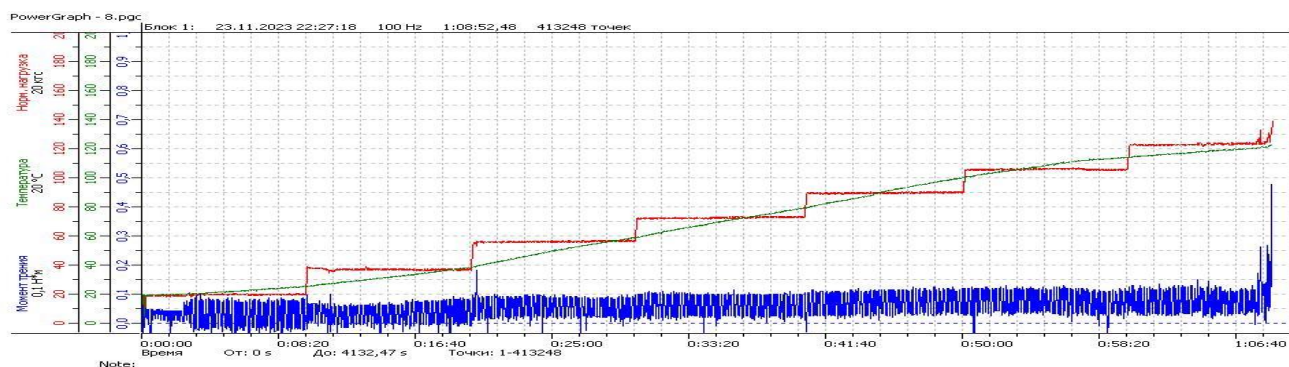


в)

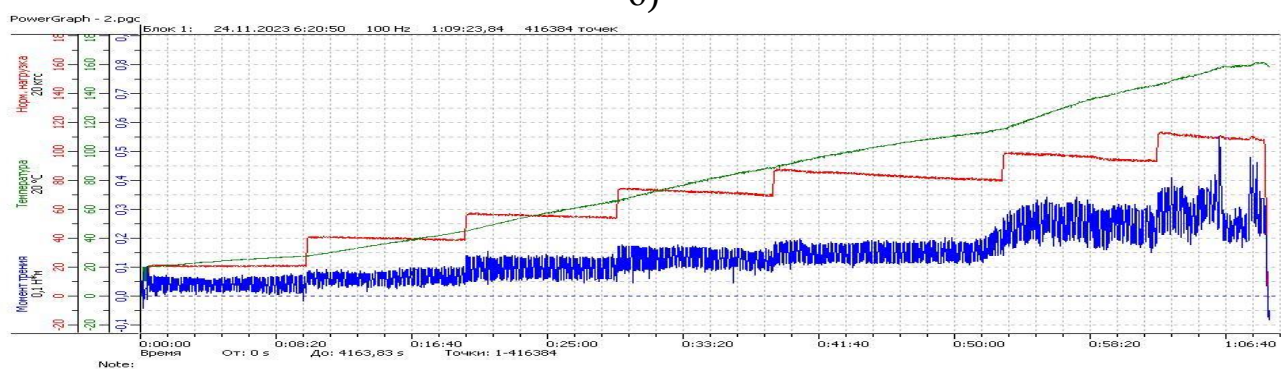
Рисунок 7.13 – Трибологические характеристики матричных сплавов и композиционных материалов на их основе: а) скорость изнашивания; б) коэффициент трения; в) температура саморазогрева



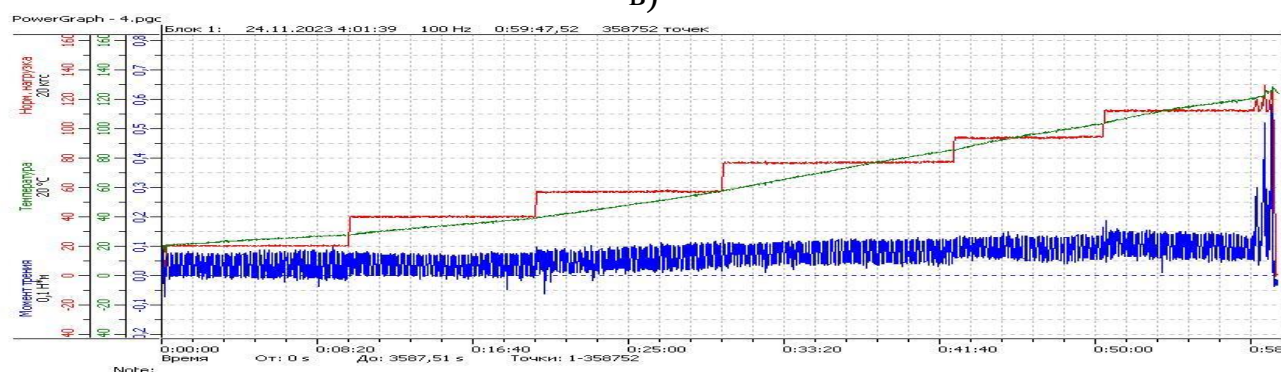
а)



б)



в)



г)

Рисунок 7.14 - Эпюры трибологических испытаний при определении задиростойкости: а) АМ4,5Кд; б) АМ4,5Кд-10%TiC; в) АК10М2Н; г) АК10М2Н-10%TiC

Результаты показали, что для сплава АМ4,5Кд схватывание отмечается при нагрузке 700 Н, а для композита АМ4,5Кд-10%TiC – лишь при 1200 Н, что в 1,7 раза больше. Для образцов АК10М2Н и АК10М2Н-10%TiC полное 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. Полученные данные позволяют сделать вывод о возросшей задиростойкости обоих композиционных материалов [376, 391, 392].

С целью сравнения характеристик, в тех же условиях были проведены трибологические испытания промышленных антифрикционных сплавов на основе алюминия, олова и меди [393] (таблица 7.5).

Таблица 7.5 – Трибологические характеристики промышленных сплавов и композиционных материалов

Образец	Скорость изнашивания, мкм/час	Коэффициент трения	Температура, °C
Промышленные антифрикционные сплавы			
АО 3-7	126	-	-
АО 9-2	68	0,16 (задиры)	72
АО 20-1	30	0,05	44
Баббит Б83	536	0,21	59
БрОЦС 5-5-5	50	0,3	92
БрАЖ 7-4	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

На поверхностях трения всех испытанных образцов (кроме бронзы БрАЖ 7-4) получены выраженные следы абразивного изнашивания (борозды в направлении трения), что приводит к нестабильному и высокому коэффициенту трения, а также высокой скорости изнашивания. Наилучшие характеристики получены на

алюминиевом образце АО 20-1 и бронзе БрАЖ 7-4, однако оба эти материала имеют на порядок большие показатели скорости изнашивания и коэффициента трения, чем разработанные композиционные материалы.

В РФ ведутся многочисленные исследования по изучению трибологических характеристик дисперсно армированных алюмоматричных композитов и, например, в работах ученых ВлГУ отмечается, что наличие в составе сплава АК12М2МгН армирующих фаз различной дисперсности Al_2O_3 , TiB_2 , TiC , Al_3Ti , AlTi и др., позволяет снизить коэффициент трения в 5-7 раз и повысить износостойкость в 10-12 раз [394]. Также большой объем работ по этой теме на протяжении долгого времени выполняется исследователями из ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН, МГТУ им. Н.Э. Баумана, МИСиС, НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ [340, 395-399 и др.]. Особо следует выделить исследование [399], где был проведен сравнительный анализ трибологических свойств композитов, полученных механическим замешиванием 10 масс.% частиц SiC (40 и 14 мкм) и TiC (40 мкм) в расплав АК12М2МгН. Установлено, что образцы композитов, содержащие частицы TiC , обладают меньшим коэффициентом трения, чем армированные SiC , что связано с их более высокой твердостью и большей прочностью межфазной связи. Однако, отмечают авторы, готовые частицы TiC в 3-5 раз дороже частиц SiC , поэтому они рекомендуют сократить содержание фазы карбида титана до 5 масс.%, поскольку даже эта концентрация позволяет сохранить износостойкость на высоком уровне, хотя и при некотором повышении температуры в зоне трения.

Зарубежные авторы также отмечают эффективность армирования фазой карбида титана [157, 371 и др.], наличие которой как в минимальной концентрации 0,07-0,18 об.% [236], так и в более существенном количестве 5-15 масс.% [348] способствует снижению скорости износа и коэффициента трения, что еще раз доказывает высокие трибологические характеристики композитов этой системы.

Поскольку условия эксплуатации отливок поршней из сплавов АМ4,5Кд и АК10М2Н подразумевают высокие температуры (до 250°C) и преобладающие напряжения сжатия, то далее была изучена еще одна эксплуатационная

характеристика – кратковременная жаропрочность при испытаниях на сжатие в условиях повышенных температур с нагрузкой до 100 кН (рисунок 7.15).

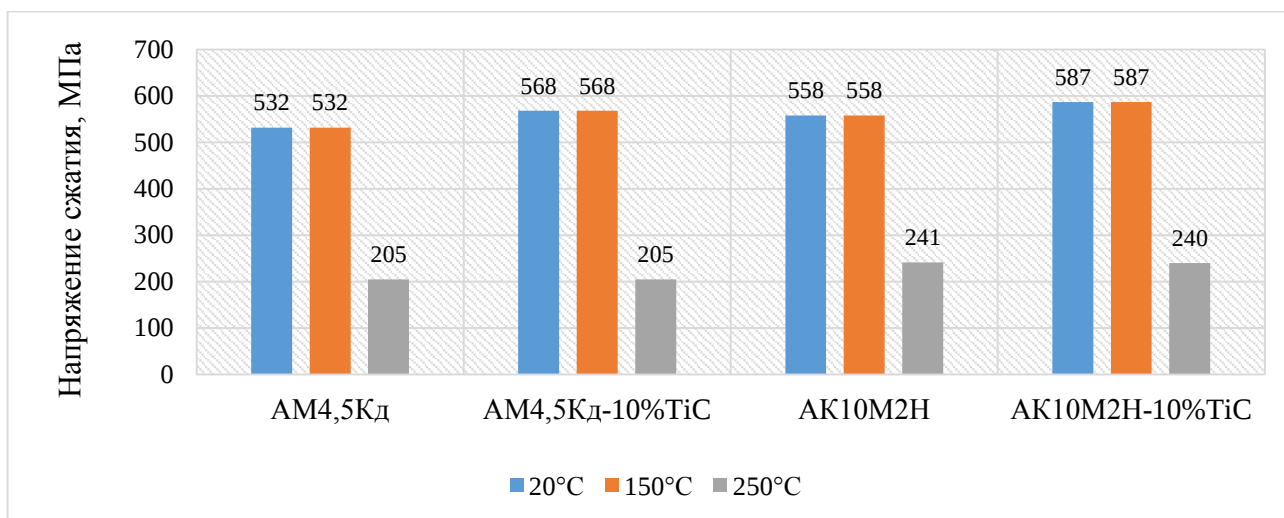


Рисунок 7.15 – Кратковременная жаропрочность матричных основ и композиционных материалов на их основе

По сравнению с исходными сплавами оба композита показали чуть более высокий уровень жаропрочности при 20 и 150°C, что объясняется тугоплавкостью карбидной фазы, и сопоставимый с матричным результат при 250°C, что связано с началом оплавления границ матричной основы.

В работе [91] был проведен расчет температур разогрева поршня двигателя и показано, что максимальная температура в нем составляет 225°C, а возникающие при этом напряжения сжатия не превышают 120 МПа. Там же приводятся данные, что для композиционного материала Al-5%Cu-0,8%Mn-5%B₄C прочность на сжатие при 260°C составляет 149 МПа. Сравнение результатов показывает, что разработанные композиционные материалы, включающие 10 масс.% высокодисперсной фазы карбида титана, позволяют создать практически двукратный запас жаропрочности при сжатии в условиях эксплуатации, соответствующих условиям работы поршня двигателя.

7.6 Оценка экономической эффективности СВС-армирования

Металлургия в РФ - ключевой источник экспорта и одна из наиболее значимых отраслей экономики, жизнеобеспечивающая отечественное машино-, авиа-, кораблестроение и др. значимые производства. Но, по мнению экспертов, ситуация в литейном производстве на данный момент характеризуется низким уровнем диверсификации производственных мощностей и существенной консервативностью, что приводит к снижению качества выпускаемой продукции, высокому уровню ценообразования и, в конечном итоге, низкой конкурентоспособности. Тем не менее, литейная промышленность имеет большой потенциал для развития и ключевые положения для его осуществления определяются четырьмя «И»: индустриализация, инновации, инвестиции, импортозамещение [400], для обеспечения и реализации которых необходимо внедрение новых, экономически эффективных технологий, обеспечивающих высокое качество продукции, не уступающее импортным аналогам.

Разработанная технология СВС дисперсных керамических армирующих фаз в расплаве алюминия относится к группе таких 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 [103, 120];
- 4) снижение себестоимости отливок за счет уменьшения веса детали одинакового объема в 2,5-3,0 раза [390] 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;

б) 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 [401], 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.

7.7 Выводы по разделу

1) Исследование физических свойств показало, что разработанные композиционные материалы АМг2-10%TiC, АМг6-10%TiC, АМ4,5Кд-10%TiC, АК10М2Н-10%TiC характеризуются минимальной пористостью, достигаемой без применения внешних физических воздействий и операций обработки давлением. Электропроводность образцов находится на уровне 19-29% IACS, т.е. составляет приблизительно половину значения электропроводности алюминия А0 - 54,1% IACS, что позволяет сделать вывод о сохранении достаточного уровня электро- и теплопроводности. Значения ТКЛР композиционных материалов при температуре испытаний 300°C сопоставимы с показателями матричных сплавов, что подтверждает их одинаковый уровень термической стойкости.

2) Исследование химических свойств показало, что глубинный показатель скорости коррозии композиционных материалов в агрессивных условиях эксплуатации нефтепромысловых трубопроводов и насосно-компрессорных труб и до, и после термической обработки сохраняется на уровне 0,001-0,005 мм/год, что позволяет отнести их к группе весьма стойких к коррозии материалов.

3) Исследование механических свойств показало, что твердость всех образцов композиционных материалов в результате СВС-армирования и термообработки повышается на 4-20%, а значения микротвердости возрастают на 5-31%, что обусловлено высокой твердостью, дисперсностью и равномерностью распределения фазы карбида титана, а также присутствием интерметаллических соединений. Прочностные испытания показали, что при выбранных режимах термической обработки, способствующих распаду твердых растворов с образованием интерметаллических фаз, наблюдается неоднозначное изменение характеристик прочности относительно матричных основ, но явно выраженная зависимость от их химического состава. После термической обработки относительно показателей матричных основ значения составили: композиционный материал АМг2-10%TiC – снижение прочности при растяжении (σ_b) на 33% и повышение прочности при сжатии (σ_s) на 3%; АМг6-10%TiC – снижение σ_b на 37% и снижение σ_s на 12%; АМ4,5Кд-10%TiC – увеличение σ_b на 27% и увеличение σ_s на 7%; АК10М2Н-10%TiC – увеличение σ_b и σ_s на 24 и 5% соответственно. Предположено, что причиной снижения характеристик прочности композитов на основе магналиев является образование при разливке расплава побочных магнийсодержащих фаз $MgAl_2O_4$ и/или MgO , в местах присутствия которых происходит зарождение трещин, и возможное насыщением расплава алюминия атмосферным водородом ввиду высоких температур. Повышение прочностных свойств композитов на основе литейных сплавов обусловлено высокой дисперсностью θ -фазы $CuAl_2$ и способностью кремния образовывать прочную адгезионную связь с керамическими частицами. Характеристики пластичности в присутствии высокомодульной карбидной фазы имеют тенденцию к снижению, но, в целом, относительное удлинение композитов сохраняется на уровне 4,5-8%, что соответствует показателям некоторых конструкционных алюминиевых сплавов (для АМ5 $\delta = 2-8\%$).

4) Исследование технологических свойств показало, что наличие карбидной фазы в составе сплавов АМг2, АМг6, АМ4,5Кд не препятствует устойчивому горению дуги в процессе аргонодуговой сварки. На сварных образцах может

наблюдаться неравномерность распределения частиц карбида титана и незначительные дефекты в виде мелких пор или непровара, но их размеры не превышают 10% от площади сварного шва, а прочность образцов при сжатии составляет не менее 0,9, что соответствует действующим требованиям. Анализ литейных характеристик показал, что образцы композиционных материалов имеют высокую устойчивость к образованию горячих трещин в процессе кристаллизации, при этом жидкотекучесть композита на основе АМ4,5Кд снижается на 2,5%, на основе АК10М2Н не снижается вовсе, а линейная усадка этих материалов уменьшается на 24 и 11% соответственно.

5) Исследование эксплуатационных свойств показало, что проведение СВС-армирования в совокупности с термической обработкой сплавов АМг2, АМг6, АМ4,5Кд, АК10М2Н способствует снижению коэффициента трения в 4, 2, 3 и 4 раза, скорости износа – в 9, 4, 3 и 17 раз соответственно, а также обеспечению стабильности коэффициента трения для АМ4,5Кд-10%TiC до нагрузки 1200 Н, для АК10М2Н-10%TiC – до 1100 Н, что свидетельствует о повышении уровня износо- и задиростойкости композиционных материалов по сравнению с матричными основами. Сравнительный анализ с применяемыми антифрикционными промышленными сплавами на алюминиевой, оловянной, медной основах показал снижение показателей скорости изнашивания и коэффициента трения у разработанных материалов не менее, чем на порядок. Оценка кратковременной жаропрочности композиционных материалов АМ4,5Кд-10%TiC, АК10М2Н-10%TiC позволила установить сохранение значений на уровне матричных жаропрочных сплавов при повышенных до 250°C температурах [353, 402-405].

6) Экономическая эффективность разработанной технологии армирования промышленных алюминиевых сплавов высокодисперсной фазой карбида титана методом СВС обусловлена доступностью литейного оборудования, энергетической эффективностью предлагаемой технологии, снижением затрат на исходные материалы при повышении эксплуатационного ресурса получаемых износостойких материалов.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

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: AMg2, AMg6, AM4,5Kд, AK10M2H. 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 (Приложение В).

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.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Шавнев, А.А. Современное состояние, перспективы развития и применение металлических композиционных материалов / А.А. Шавнев, Е.И. Курбаткина, А.Н. Большакова // Материалы Всерос. науч.-технич. конф. «Проблемы и перспективы развития металломатричных композиционных материалов». М: НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ. - Москва, 22 октября 2021. - С.6-12.
2. Исследования и рынки [Интернет-ресурс]. Режим доступа: <https://www.marketresearchfuture.com/reports/metal-matrix-composites-mmcs-market-8131>. Дата обращения 10.02.2025 г.
3. Duralcan composites for gravity castings. - San Diego: Duralcan USA, 1992.
4. Kulkarni, M.V. Composites overview / M.V. Kulkarni, S.B. Boppana // In: S.B. Boppana, C.G. Ramachandra, K.P. Kumar, S. Ramesh. Structural composite materials. Composites science and technology. - Singapore: Springer, 2024. - P. 3-21.
5. Каблов, Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» / Е.Н. Каблов // Авиационные материалы и технологии. - 2015. - №1 (34). - С 3–33.
6. Rohatgi, P.K. Tribology of metal matrix composites / P.K. Rohatgi, M. Tabandeh-Khorshid, E. Omrani, M.R. Lovell, P.L. Menezes // In: Tribology for scientists and engineers. - NY: Springer, 2013. - P. 233-268.
7. Rao, J.K. Recent progress in stir cast aluminum matrix hybrid composites: overview on processing, mechanical and tribological characteristics, and strengthening mechanisms / J.K. Rao, R. Madhusudhan, T.B. Rao // Journal of bio- and tribo-corrosion. - 2022. - № 8:74.
8. Arunkumar, S. A review on aluminium matrix composite with various reinforcement particles and their behavior / S. Arunkumar, Sundaram M. Subramani, K. M. Suketh kanna, S. Vigneshwara // Materials today: Proceedings. - 2020. – Vol. 33 (1). – P. 484-490.
9. Lakshmikanthan, A. Mechanical and tribological properties of aluminum-based metal-matrix composites / A. Lakshmikanthan, S. Angadi, V. Malik, K.K. Saxena, C.

- Prakash, S. Dixit, K.A. Mohammed // *Materials*. - 2022. - №15. - 6111.
10. Samal, P. Recent progress in aluminum metal matrix composites: A review on processing, mechanical and wear properties / P. Samal, P.R. Vundavilli, A. Meher, M.M. Mahapatra // *Journal of manufacturing processes*. - 2020. - № 59. - P. 131–152.
 11. Srivyasa, P.D. Role of fabrication route on the mechanical and tribological behavior of aluminum metal matrix composites – A Review / P.D. Srivyasa, M.S. Charoo // *Materials Today: Proceedings*. - 2018. - Vol. 5. - P. 20054-20069.
 12. Wazeer, A. Mechanical properties of aluminium metal matrix composites: advancements, opportunities and perspective / A. Wazeer, A. Mukherjee, A. Das, B. Sengupta, G. Mandal, A. Sinha // In: S.B. Boppana, C.G. Ramachandra, K.P. Kumar, S. Ramesh. *Structural composite materials. Composites science and technology*. - Singapore: Springer, 2024. - P. 145-160.
 13. Metal matrix composites. Custom-made materials for automotive and aerospace engineering / Edited by K.U. Kainer. - Weinheim: WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2006. - 325 p.
 14. Adebisi, A.A. Metal matrix composite brake rotor: historical development and product life cycle analysis / A.A. Adebisi, M.A. Maleque, M.M. Rahman // *International journal of automotive and mechanical engineering*. - 2011. - Vol. 4. - P. 471-480.
 15. Patent US № 4786467-A. Process for preparation of composite materials containing nonmetallic particles in a metallic matrix, and composite materials made thereby: № 06/856.338: filed 01.03.1986: patented 22.11.1988 / Skibo M. D., Schuster D. M. - 18 p.
 16. Sethi, V. Effect of aging on abrasive wear resistance of silicon carbide particulate reinforced aluminum matrix composite / V. Sethi. - USA: University of Cincinnati. - 2007. - 114 p.
 17. An, Q. Roles of alloying elements in wetting of SiC by Al / Q. An, X. Cong, P. Shen, Q. Jiang // *Journal of Alloys and Compounds*. - 2019. - Vol. 784. - P. 1212-1220.
 18. Аксенов, А.А. Оптимизация состава и структуры композиционных материалов на алюминиевой и медной основе, получаемых жидкофазными методами и механическим легированием: дис. ... д-ра техн. наук: 05.02.01 /

Аксенов Андрей Анатольевич. – М., 2007. - 390 с.

19. Стоякина, Е.А. Механические свойства алюмоматричных композиционных материалов, упрочненных частицами SiC, в зависимости от матричного сплава (обзор) / Е.А. Стоякина, Е.И. Курбаткина, В.Н. Симонов, Д.В. Косолапов, А.В. Гололобов // Труды ВИАМ. - 2018. - №2 (62). - С.62-73.
20. Курганова, Ю.А. Разработка и применение дисперсно упрочненных алюмоматричных композиционных материалов в машиностроении: дис. ... д-ра технич. наук: 05.16.06 / Курганова Юлия Анатольевна. – М., 2008. - 285 с.
21. Курганова, Ю.А. Исследование механических свойств перспективных алюмоматричных композиционных материалов, армированных SiC и Al₂O₃ / Ю.А. Курганова, А.Г. Колмаков, Ч. Ицзинь, С.В. Курганов // Материаловедение. - 2021. - №6. - С.34-38.
22. Романов, А. Д. Исследование особенностей жидкофазного окисления алюминиевого расплава с получением алюмоматричного композиционного материала / А. Д. Романов, Е. А. Романова, Е.А. Чернышов // Metallurg. - 2021. - № 7. - С. 75-80.
23. Курдюмов, А.В. Производство отливок из сплавов цветных металлов / А.В. Курдюмов, М.В. Пикунов, В.М. Чурсин, Е.Л. Бибииков - Изд. 3-е. - М.: МИСиС, 2011. - 416 с.
24. Михеев, Р.С. Дискретно-армированные композиционные материалы системы Al-TiC (обзор) / Р.С. Михеев, Т.А. Чернышова // Заготовительные производства в машиностроении. - 2008. - № 11. - С. 44-53.
25. Borgonovo, C. Manufacture of aluminum nanocomposites: a critical review / C. Borgonovo, D. Apelian // Material science forum. - 2011. - Vol. 678. - P. 1-22.
26. Tjong, S.C. Novel nanoparticle-reinforced metal matrix composites with enhanced mechanical properties / S.C. Tjong // Advanced engineering materials. - 2007. - Vol.9. - No. 8. - P. 639-652.
27. Casati, R. Metal matrix composites reinforced by nano-particles: a review / R. Casati, M. Vedani // Metals. - 2014. - No. 4. - P. 65-83.
28. Sahoo, B.P. Critical review on liquid state processing of aluminium based metal

matrix nano-composites / B.P. Sahoo, D. Das // *Materials today: Proceedings*. - 2019. – Vol. 19 (2). – P. 493-500.

29. Крутский, Ю.Л. Карбиды некоторых переходных металлов. Свойства, области применения и методы получения. Часть 1. Карбиды титана и ванадия (обзор) / Ю.Л. Крутский, Т.С. Гудыма, И.Д. Кучумова, Р.Р. Хабилов, К.А. Антропова // *Известия вузов. Черная металлургия*. - 2022. - Т. 65. № 5. - С.305–322.

30. Mohapatra, S. A Review on titanium carbide synthesising methods / S. Mohapatra, A. K. Chaubey // *Materials science research India*. - 2021. - Vol. 19:6.

31. Амосов, А.П. Научно-технические основы применения процессов самораспространяющегося высокотемпературного синтеза для создания литых алюмоматричных композиционных сплавов, дискретно армированных наноразмерными керамическими частицами / А.П. Амосов, В.И. Никитин, К.В. Никитин, С.А. Рязанов, А.А. Ермошкин // *Наукоемкие технологии в машиностроении*. - 2013. - № 8 (26). - С. 3-9.

32. Ширяева, Л.С. Производство и применение карбида титана / Л.С. Ширяева, А.К. Гарбузова, Г.В. Галевский // *Научно-технические ведомости Санкт-Петербургского государственного политехнического университета*. - 2014. - №2 (195). - С. 100-108.

33. Крушенко, Г.Г. Модифицирование доэвтектического алюминиево-кремниевого сплавов нанопорошком нитрида титана при литье сложнонагруженных деталей транспортных средств / Г.Г. Крушенко // *Технология машиностроения*. - 2008. - № 11. - С.5-7.

34. Жуков, И.А. Теоретические исследования процесса плазмохимического синтеза порошковых материалов / И.А. Жуков, С.С. Бондарчук, С.С. Титов // *Ползуновский вестник*. - 2016. - № 4 - Т.1. - С. 73-75.

35. Левашов, Е.А. Физико-химические и технологические основы самораспространяющегося высокотемпературного синтеза / Е.А. Левашов, А.С. Рогачев, В.И. Юхвид, И.П. Боровинская. - М.: Бином, 1999. - 176 с.

36. Cochapin, B. Crystal growth of TiC grains during SHS reactions / B. Cochapin, V. Gauthier, D. Vrel, S. Dubois // *Journal of crystal growth*. - 2007. - Vol. 304 (2). - P.

481-486.

37. Левашов, Е.А. Перспективные материалы и технологии самораспространяющегося высокотемпературного синтеза / Е.А. Левашов, А.С. Рогачев, В.В. Курбаткина, Ю.М. Максимов, В.И. Юхвид. - М: Дом МИСиС, 2011. - 377 с.

38. Tong, X.C. Al-TiC composites in situ-processed by ingot metallurgy and rapid solidification technology: Part I. Microstructural evolution / X.C. Tong, H.S. Fang // Metallurgical and materials transactions A. - 1998. - Vol. 29. - P. 875–891.

39. Morsi, K. The diversity of combustion synthesis processing: a review / K. Morsi // Journal of materials science. - 2012. - Vol. 47. - P.68–92.

40. Прусов, Е.С. Развитие научных основ создания литых комплексно-армированных алюмоматричных композиционных материалов для отливок ответственного назначения: дис. ... д-ра техн. наук: 2.6.3 / Прусов Евгений Сергеевич. - Нижний Новгород, 2023. - 365 с.

41. Самсонов, Г.В. Физическое материаловедение карбидов / Г.В. Самсонов, Г.Ш. Упадхья, В.С. Нешпор. - Киев: Наукова думка, 1974. - 456 с.

42. Surappa, M.K. Aluminium matrix composites: challenges and opportunities / M.K. Surappa // Sadhana. - 2003. - Vol. 28. - No. 1-2. - P. 319–334.

43. Krishnan, P. Fabrication and application of aluminum metal matrix composites / P. Krishnan // In book: Advanced manufacturing techniques for engineering and engineered materials. - USA: Engineering science reference, 2022. doi: 10.4018/978-1-7998-9574-9.ch008.

44. Manish Roy, B. The effect of particle reinforcement on the sliding wear behavior of aluminium matrix composites / B. Manish Roy, B. Venkataraman, V.V. Bhanuprasad, Y.R. Mahajan, G. Sundararajan // Metallurgical and materials transactions A. - 1992. - Vol. 23. - P. 2833-2847.

45. Крушенко, Г.Г. Роль частиц нанопорошков при формировании структуры алюминиевых сплавов / Г.Г. Крушенко // Metallurgia машиностроения. - 2011. - №1. - С.20-24.

46. Кнунянц, И.Л. Дисперсные системы / И.Л. Кнунянц // В кн.: Химическая

энциклопедия. Т. 2. - М.: Советская энциклопедия, 1990. - С. 80-82.

47. Бродова, И.Г. Разработка новых лигатурных алюминиевых сплавов с наноразмерными тугоплавкими модификаторами / И.Г. Бродова, В.М. Замятин, А.Е. Ермаков, М.А. Уймин, А.В. Ермаков // Труды науч.-техн. конф. «Проблемы и перспективы развития металлургии и машиностроения с использованием завершенных фундаментальных исследований и НИОКР». Т.1. - Екатеринбург: УрО РАН, 2011. - С. 231–237.

48. Терентьев, Н.А. Исследование и разработка литейных технологий при получении дисперсно-упрочненных алюминиевых сплавов: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.04 / Терентьев Никита Анатольевич. - Красноярск, 2017. - 114 с.

49. Прусов, Е.С. Влияние условий плавки и литья алюмоматричных нанокompозитов на структуру литых заготовок / Е.С. Прусов, А.А. Панфилов, В.А. Кечин // Литейщик России. - 2017. - №4. - С. 10-16.

50. Zhou, D. The nano-sized TiC particle reinforced Al–Cu matrix composite with superior tensile ductility / D. Zhou, F. Qiu, Q. Jiang // Materials science and engineering A. - 2015. - Vol. 622.- P. 189–193.

51. Tian, W.S. The dry sliding wear properties of nano-sized TiC_p/Al-Cu composites at elevated temperatures / W.S. Tian, Q.L. Zhao, C.J. Zhao, F. Qiu, Q.C. Jiang // Materials. - 2017. - Vol. 10(8): 939.

52. Zhang, Z. Contribution of Orowan strengthening effect in particulate-reinforced metal matrix nanocomposites / Z. Zhang, D.L. Chen // Materials science and engineering A. 2008. – Vol. 483. - P. 148–152.

53. Sanaty-Zadeh, A. Comparison between current models for the strength of particulate-reinforced metal matrix nanocomposites with emphasis on consideration of Hall–Petch effect / A. Sanaty-Zadeh // Materials science and engineering A. - 2012. - Vol. 531 (1). - P. 112-118.

54. Костиков, В.И. Разработка упрочненных наночастицами алюмокомпозитов для ракетно-космической техники / В.И. Костиков, Л.Е. Агуреев, Ж.В. Еремеева // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2014. - №1. - С. 35-38.

55. Rana, R.S. Review of recent studies in Al matrix composites / R.S. Rana, R. Purohit, S. Das // International journal of scientific and engineering research. - 2012. - Vol. 3. - No. 6. - P. 1-16.
56. Panwar, N. Fabrication methods of particulate reinforced aluminium metal matrix composite - A review / N. Panwar, A. Chauhan // Materials today: Proceedings. - 2018. - Vol. 5. - P. 5933–5939.
57. Bhoi, N.K. Developments in the aluminum metal matrix composites reinforced by micro/nano particles - A review / N.K. Bhoi, H. Singh, S. Pratap // Journal of composite materials. - 2020. - Vol. 54(6). - P. 813-833.
58. Конструкционные металломатричные композиционные материалы: учебное пособие / Ю. А. Курганова, А. Г. Колмаков. - М: Издательство МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2015. - 141 с.
59. Lak, A. Critical review on recent advancements in aluminium-based metal matrix composites / A. Lak, S. A. Kumar // Crystals. - 2024. - Vol. 14 (5): 412.
60. Schramm Deschamps, I. Design of in situ metal matrix composites produced by powder metallurgy - a critical review / I. Schramm Deschamps, D. dos Santos Avila, E. Vanzuita Piazero, R.C. Dudley Cruz, C. Aguilar, A.N. Klein // Metals. - 2022. - Vol. 12 (12): 2073.
61. Иванов, Б.С. Исследование структурных и фазовых превращений в алюмокомпозитах систем Al-Cu, Al-Ni-Cu, Al-Mg при модифицировании их керамическими наночастицами: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.01 / Иванов Борис Сергеевич. – М., 2019. – 153 с.
62. Бунаков, Н.А. Особенности микроструктуры и физико-механических свойств композиционного материала на основе алюминия с углеродными нанотрубками, полученного с использованием искро-плазменного спекания: дис. ... канд. техн. наук: 01.04.07 / Бунаков Никита Андреевич. – Ульяновск, 2020. – 159 с.
63. Кветинская, А.В. Механические свойства материалов на основе алюминия, дисперсно-упрочненных наноразмерными частицами Al_2O_3 : дис. ... канд. техн. наук: 01.02.04 / Кветинская Алеся Владимировна. – Томск, 2019. – 131 с.

64. Няфкин, А.Н. Влияние деформационно-термической обработки на формирование структуры дисперсно-армированного металлического композиционного материала на основе алюминиевого сплава / А.Н. Няфкин, Д.В. Косолапов, Е.И. Курбаткина // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2023. - № 17 (3). – С. 22–29.
65. Певчев, Д.И. Исследование характеристик прочности дисперсно-упрочненного металлического композиционного материала марки ВКМ22 / Д.И. Певчев, М.А. Горбовец, П.В. Рыжков, Е.И. Курбаткина // Труды ВИАМ. - 2021. - №2 (96). - С. 30-38.
66. Прибытков, Г.А. Структура и фазовый состав продуктов СВС в порошковых смесях титана, углерода и алюминия / Г.А. Прибытков, М.Г. Криницын, В.В. Коржова, А.В. Барановский // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2019. - № 3. – С. 26-35.
67. Слаутин, О.В. Формирование структуры и свойств износостойких покрытий на интерметаллидной основе в процессе твердо- и жидкофазного взаимодействия в системах Ti-Fe, Ti-Cu, Fe-Al: дисс. ... д-ра техн. наук: 2.6.17 / Слаутин Олег Викторович. – Волгоград, 2024. - 337 с.
68. Yonetken, A. Production and haracterization of Al-TiC composite materials / A. Yonetken, B. Erol, M. Cakmakkaya, Y. Oguz // In proceedings of the 1-st International conference on engineering and natural sciences. - Macedonia (Skopje), 15-19 May 2015.
69. Qiu, F. Microstructures and compressive properties of Al matrix composites reinforced with bimodal hybrid in-situ nano-/micro-sized TiC particles / F. Qiu, H.-T. Tong, Y.-Y. Gao, Q. Zou, B.-X. Dong, Q. Li, J.-G. Chu, F. Chang, S.-L. Shu, Q.-C Jiang. // Materials. - 2018. - Vol. 11. - No. 8: 1284.
70. Gao, Y.-Y. Effects of carbon source on TiC particles distribution, tensile and abrasive wear properties of in-situ TiC/Al-Cu nanocomposites prepared in the Al-Ti-C system / Y.-Y. Gao, F. Qiu, T.-S. Liu, J.-G. Chu, Q.-L. Zhao, Q.-C. Jiang // Nanomaterials. - 2018. - Vol. 8. - No. 8: 610.
71. Ghasali, E. Evaluation of microstructure and mechanical properties of Al-TiC metal matrix composite prepared by conventional, microwave and spark plasma

sintering methods / E. Ghasali, A. Fazili, M. Alizadeh, K. Shirvanimoghaddam, T. Ebadzadeh // Materials. - 2017. - № 10: 1255.

72. Всемирный литейный конгресс [Интернет-ресурс]. Режим доступа: <https://75wfc.com/>. Дата обращения 13.02.2025 г.

73. Gupta, N. The solidification processing of metal-matrix composites: The Rohatgi symposium / N. Gupta, K.G. Satyanarayana // Journal of material science, 2006. - Vol. 4. - No. 11. - P. 91-93.

74. Pramod, S.L. Aluminum-based cast in situ composites: A Review / S.L. Pramod, S.R. Bakshi, B.S. Murty // J. Mater. Eng. Perform. - 2015. - Vol. 24(6). - P. 2185-2207.

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

76. Панфилов, Ал.А. Алюмоматричные композиционные материалы: структура, свойства и применение / Ал.А. Панфилов, А.В. Панфилов, В.А. Кечин // Известия Международной Академии наук высшей школы. - 2008. - №4 (46). - С. 155-162.

77. Жидкофазные технологии получения композиционных материалов. Матрицы. Упрочнители: учеб. пособие / Л. А. Мальцева, В. А. Шарапова. М-во образования и науки Рос. Федерации, Урал. федер. ун-т. - Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2013. - 120 с.

78. Прусов, Е.С. Жидкофазный синтез металломатричных композитов гибридного состава / Е.С. Прусов, В.Б. Деев, А.В. Киреев // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. - 2021. - Т. 18. - № 4. - С. 511-519.

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

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

81. Bedolla-Becerril, E. Tribological behaviour of Al-2024/TiC metal matrix composites / E. Bedolla-Becerril, J. Garcia-Guerra, H.V. Lopez-Morelos, M.A. Garcia-Renteria, L.A. Falcon-Franco, V.H. Martinez-Landeros, S. Garcia-Villarreal, S. E. Flores-Villasenor // *Coatings*. - 2023. - 13(1): 77.
82. Няфкин, А.Н. Теплоотводящие основания из металлического композиционного материала на основе алюминиевого сплава для силовой электроники и преобразовательной техники / А.Н. Няфкин, А.А. Шавнев // *Материалы Всерос.науч.-технич.конф. «Проблемы и перспективы развития металломатричных композиционных материалов»*. - М: НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ. - Москва, 22 октября 2021. - С. 45-54.
83. Терешенок, А. Новые композитные материалы для терморегуляции мощной электроники / А. Терешенок, С. Потапов // *Композитные материалы*. - 2022. - №8. - С. 62-66.
84. Умеров, Э.Р. Получение керметов с использованием самораспространяющегося высокотемпературного синтеза керамических каркасов TiC , Ti_3SiC_2 , Ti_3AlC_2 и последующей самопроизвольной инфильтрации расплавами металлов Al, Sn, Cu: дис. ... канд. техн. наук: 2.6.17 / Умеров Эмиль Ринатович. - Самара, 2023. - 190 с.
85. Амосов, А.П. Применение процессов инфильтрации и самораспространяющегося высокотемпературного синтеза для получения керметов. Обзор / А.П. Амосов, Е.И. Латухин, Э.Р. Умеров // *Известия вузов. Цветная металлургия*. - 2021. - Т. 27. - №6. - С. 52-75.
86. Латухин, Е.И. Формирование структуры и состава кермета TiC/Al при самопроизвольной инфильтрации расплава алюминия в пористый горячий каркас карбида титана, полученный методом СВС / Е.И. Латухин, Е.А. Амосов, Э.Р. Умеров, Д.М. Давыдов // *Научноёмкие технологии в машиностроении*. - 2022. - №4 (130). - С. 3-12.
87. Zhou, D. Manufacture of nano-sized particle-reinforced metal matrix composites: A Review / D. Zhou, F. Qiu, H. Wang, Q. Jiang // *Acta metallurgica sinica (English letters)*. - 2014. Vol. 27. - P. 798-805.

88. Жуков, И.А. Физико-химические основы технологии металломатричных композитов на основе алюминия и магния с добавками наноразмерных неметаллических частиц: дис. ... д-ра техн. наук: 05.16.09 / Жуков Илья Александрович. - Томск, 2021. - 261 с.
89. Семенов, А.Б. Алюмоматричные композиты с дисперсным керамическим наполнителем SiC в процессах и трибопарах сухого трения: дис. ... канд. техн. наук: 05.02.01 / Семенов Алексей Борисович. - Москва, 2005. - 198 с.
90. Калашников, И.Е. Развитие методов армирования и модифицирования структуры алюмоматричных композиционных материалов: дис. ... д-ра техн. наук: 05.16.06 / Калашников Игорь Евгеньевич. - Москва, 2011. - 428 с.
91. Мостафа, А. Л. М. Структура и свойства композитов на основе алюминия с низким коэффициентом термического расширения: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.01 / Мостафа Ахмед Лотфи Мохаммед. - Москва, 2018. - 113 с.
92. Михеев, Р.С. Разработка износостойких дисперсно-наполненных композиционных материалов и покрытий из них: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.06 / Михеев Роман Сергеевич. - Москва, 2010. - 202 с.
93. Михеев, Р.С. Перспективные покрытия с повышенными триботехническими свойствами из композиционных материалов на основе цветных металлов: дис. ... доктора техн. наук: 05.16.06 / Михеев Роман Сергеевич. - Москва, 2018. - 442 с.
94. Ковтунов, А. И. Жидкофазные способы производства слоистых композиционных материалов / А. И. Ковтунов, С. В. Мямин. - Тольятти: Изд-во Тольяттинского государственного университета, 2016. - 135 с.
95. Kennedy, A.R. Characterising particle-matrix interfacial bonding in particulate Al - TiC MMCs produced by different methods / A.R. Kennedy, S.M. Wyatt // *Composites A*. - 2001. - Vol. 32. - No. 3-4. - P. 555 - 559.
96. Froumin, N. Wettability and phase formation in the TiCx/Al system / N. Froumin, N. Frage, M. Polak, M.P. Dariel // *Scripta metallurgica et materialia*. - 1997. - Vol. 37. - P. 1263–1267.
97. Попов, В.А. Теоретическая оценка возможности получения металломатричных композитов с малым размером упрочняющих частиц / В.А.

Попов, А.В. Мармулев, М.Ю. Кондратенков // Известия вузов. Цветная металлургия. – 2005. - №1. - С. 52 -56.

98. Popov, V.A. Particulate metal matrix composites development on the basis of in situ synthesis of TiC reinforcing nanoparticles during mechanical alloying / V.A. Popov, E.V. Shelekhov, A.S. Prosviryakov, M.Y. Presniakov, B.R. Senatulin, A.D. Kotov, M.G. Khomutov // Journal of alloys and compounds. - 2017. - Vol. 707. - P. 365-370.

99. Cao, C. In-situ molten salt reaction and incorporation of small (10 nm) TiC nanoparticles into Al / C. Cao, H. Ling, N. Murali, X. Li // Materialia. - 2019. - Vol. 7: 100425.

100. Кузина, А.А. Применение керамических нанопорошков азидной технологии СВС для армирования алюмоматричных композиционных материалов: дис. ... канд. технич. наук: 2.6.17 / Кузина Антонина Александровна. - Самара, 2021. - 218 с.

101. Амосов, А.П. Армированные наночастицами алюмоматричные композиты / А.П. Амосов, А.А. Кузина // В кн.: Перспективные материалы. Т. 8. Под ред. Д.Л. Мерсона. - Тольятти: Изд-во Тольяттинского государственного ун-та, 2019. - С. 129-196.

102. Костиков, В.И. Изучение механизмов упрочнения полученного композитного материала на основе алюминия высокой чистоты, упрочненного наночастицами SiO₂, в поле действия центробежной силы центрифуги / В. И. Костиков, Ж.В. Еремеева, Е.В. Агеев, Р.А. Скориков, Л.Е. Агуреев, Н. М. Ниткин, В.Л. Орлов // Известия Юго-Западного государственного университета. Серия: Техника и технологии. - 2022. - Т. 12. - № 4. - С. 22–39.

103. Амосов, А.П. Литые СВС-композиты / А.П. Амосов // Литейное производство. - 1999. - №1. - С. 36-37.

104. Tjong, S.C. Recent progress in the development and properties of novel metal matrix nanocomposites reinforced with carbon nanotubes and graphene nanosheets / S.C. Tjong // Materials science engineering R. - 2013. - Vol. 74. - P. 281–350.

105. Амосов, А.П. СВС алюмокирпичных композитов / А.П. Амосов, Е.И. Латухин, А.Р. Луц, Ю.В. Титова Ю.В., Д.А. Майдан // В кн.: Технологическое

горение. Под общей редакцией С.М. Алдошина и М.И. Алымова. - М.: ИПХФ РАН и ИСМАН, 2018. - С. 287-315.

106. Чернышов, Е.А. Получение высокоармированного дисперсно-упрочненного композиционного материала на основе алюминия методом внутреннего окисления / Е.А. Чернышов, А.Д. Романов // *Металлург.* - 2018. - № 8. - С. 78-81.

107. Anza, I. Synthesis of aluminum-titanium carbide micro and nanocomposites by the rotating impeller in-situ gas-liquid reaction method / I. Anza, M.M. Makhoul // *Metallurgical and materials transactions B.* - 2018. - Vol. 49B. - P. 466-480.

108. Premkumar, M.K. Al-TiC particulate composite produced by a liquid state in situ process / M.K. Premkumar, M.G. Chu // *Materials science and engineering.* - 1995. - Vol. 202A. - P. 172-178.

109. Yang, Y. Microstructure and mechanical properties of TiAl matrix composites reinforced by carbides / Y. Yang, Y. Liang, C. Li, J. Lin // *Metals.* - 2022. - № 12: 790.

110. Rai, R. N. Forming behavior of Al-TiC in-situ composites / R.N. Rai, A.K. Prasada Rao, G.L. Dutta, M. Chakraborty // *Materials science forum.* - 2013. - Vol. 765. - P.418-422.

111. Kishore, D.S.C. Investigation of cutting force, surface roughness and flank wear in turning of In-situ Al6061-TiC metal matrix composite / D.S.C. Kishore, K.P. Rao, A. Mahamani // *Procedia materials science.* - 2014. - Vol. 6. - P. 1040-1050.

112. Гаврилин, И. В. Разработка теории и технологии композиционного литья: дис. ... д-ра техн. наук: 05.16.04 / Гаврилин Игорь Васильевич. - Владимир, 1991. - 352 с.

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

114. А.с. №255221 СССР. Способ синтеза тугоплавких неорганических соединений / А.Г. Мержанов, В.М. Шкиро, И.П. Боровинская. - Дата подачи заявки: 1967.07.05. Опубликовано: 1971.03.11. - 2 с.

115. Мержанов, А.Г. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез тугоплавких неорганических соединений / А.Г. Мержанов, И.П. Боровинская // *Доклады АН СССР.* - 1972. - Т.204. - №2. - С.336-339.

116. Мержанов, А.Г. Явление волновой локализации автотормозящихся твердофазных реакций: Открытия СССР / А.Г. Мержанов, И.П. Боровинская, В.М. Шкиро // Бюллетень изобретений. - 1984.- №32.- С.3.
117. Мержанов, А.Г. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез / А.Г. Мержанов // В кн.: Физическая химия. Современные проблемы. - М.: Химия, 1983. - С.6-44.
118. Мержанов, А.Г. Процессы горения и синтез материалов / А.Г. Мержанов. - Черноголовка: ИСМАН, 1999. - 512 с.
119. Мержанов, А.Г. Твердопламенное горение /А.Г. Мержанов, А.С. Мукасьян. - М.: ТОРУС ПРЕСС, 2007. - 336 с.
120. Амосов, А.П. Порошковая технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза материалов: учеб. пособ. / А.П. Амосов, И.П. Боровинская, А.Г. Мержанов: Под научной редакцией В.Н. Анциферова. - М.: Машиностроение – 1, 2007. - 567 с.
121. Юхвид, В. И. Высокотемпературные жидкофазные СВС-процессы: новые направления и задачи / В.И. Юхвид // Известия вузов. Цветная металлургия. - 2006. - № 5. - С. 62-78.
122. Амосов, А.П. Развитие порошковой технологии СВС в Самаре / А.П. Амосов // Вестник самар. гос. техн. ун-та. Серия Технические науки. - 2007. - № 2 (20). - С.77-87.
123. Nikitin, V.I. SHS-usage for aluminum master alloy production with high modification property // V.I. Nikitin, A.I. Chmelevskich, A.P. Amosov, A.G. Merzhanov // First Int. symp. on self-propagating high-temperature synthesis. - Kazakhstan (Alma-Ata), 23-28 September 1991. - 198 p.
124. Nikitin, V.I, Research and production of SHS master alloy for manufacture aluminum alloys / V.I. Nikitin, A.P. Amosov, A.G. Merzhanov, G.S. Lukjanov // Int. J. of self-propagating high-temperature synthesis. - 1995. - Vol. 4. - № 1. - P. 105-112.
125. Li, P. Effect of fluxes on structure formation of SHS Al-Ti-B grain refiner / P. Li, E.G. Kandalova, V.I. Nikitin, A.R. Luts, A.G. Makarenko, Z. Yanfei // Materials letters. - 2003. - Vol. 57. - P. 3694-3698.

126. Li, P. SHS process and structure formation of Al-Ti-B grain refiner made with the use of fluxes / P. Li, E.G. Kandalova, V.I. Nikitin, A.G. Makarenko, Z. Yanfei, A.R. Luts // Materials letters. - 2004. - Vol. 58. - P. 1861- 1864.
127. Петрунин, А.В. Разработка и освоение технологии получения алюмоматричных композиционных сплавов, модифицированных наночастицами: дис. ... канд. технич. наук: 05.16.04 / Петрунин Алексей Валерьевич. - Нижний Новгород, 2009. - 129 с.
128. Панфилов, А.А. Разработка алюмоматричных композиционных сплавов и усовершенствование жидкофазной технологии их получения для отливок с повышенными триботехническими свойствами: дис. ... канд. технич. наук: 05.16.04 / Панфилов Александр Александрович. - Владимир, 2011. - 134 с.
129. Прусов, Е.С. Разработка и внедрение комплексно-армированных алюмоматричных композиционных сплавов системы [Al]-TiO₂-B(C)-Ti-SiC: дис. ... канд. технич. наук: 05.16.04 / Прусов Евгений Сергеевич. - Владимир, 2012. - 169 с.
130. Бабкин, В.Г. Литые металломатричные композиционные материалы электротехнического назначения / В.Г. Бабкин, Н.А. Терентьев, А.И. Перфильева// Журнал Сибирского Федерального университета. Серия: Техника и технологии. - 2014. - Т. 7. - № 4. - С. 416-423.
131. Бабкин, В. Г Дисперсно-упрочненные металлы и сплавы: учебное пособие / В. Г. Бабкин, А. И. Трунова; М-во науки и высшего образования РФ. - Сибирский федеральный университет, Политехнический институт. - Красноярск: СФУ, 2021. - 108 с.
132. Jiang, W.H. Synthesis of TiC/Al composites in liquid aluminum / W.H. Jiang, G.H. Song, X.L. Han, C.L. He, H.C. Ru // Materials letters. - 1997. - Vol.32. - P.63-65.
133. Reese, C.W. In situ Al-TiC composites fabricated by self-propagating high-temperature reaction: insights on reaction pathways and their microstructural signatures / C.W. Reese, A. Gladstein, J.M. Fedors, V. De Andrade, B. Mishra, A.J. ShahanI, A.I. Taub // Metallurgical and materials transactions A.- 2020. - 51A. - P. 3587-3600.
134. Gotman, I. Fabrication of Al matrix in situ composites via self-propagating

synthesis / I. Gotman, M.J. Koczak, E. Shtessel // Materials science and engineering A. - 1994. - № 187. - P. 189–199.

135. Moore, J.J. Combustion synthesis of advanced materials: Part I. Reaction parameters / J.J. Moore, H.J. Feng // Progress in materials science. - 1995. - № 39. - P. 243-273.

136. Birol, Y. In situ processing of TiC_p -Al composites the reacting graphite with Al-Ti melts / Y. Birol // Journal of materials science. - 1999. - №34. - P. 1653-1657.

137. Tjon, S.C. Microstructural and mechanical characteristics of in situ metal matrix composites / S.C. Tjon, Z.Y. Ma // Materials science and engineering. - 2000. – Vol. 29. - P. 49-113.

138. Tong, X. C. Fabrication of in situ TiC reinforced aluminum matrix composites / X. C. Tong, A.K. Ghosh // Journal of materials science. - 2001. - 36. - P. 4059 - 4069.

139. Song, M.S. In situ fabrication of TiC particulates locally reinforced aluminum matrix composites by self-propagating reaction during casting / M.S. Song, M.X. Zhang, S.G. Zhang, B. Huang, J.G. Li // Materials science engineering. - 2008. - № 473. - P. 166-171.

140. Song, M.S. Study of formation behavior of TiC ceramic obtained by self-propagating high-temperature synthesis from Al-Ti-C elemental powders / M.S. Song, B. Huang, M.X. Zhang, J.G. Li // International journal of refractory metals and hard materials. - 2009. - Vol. 27.- P.584-589.

141. Liang, Y.F. Microstructure and tensile properties of in situ $\text{TiC}_p/\text{Al-4.5 wt.\% Cu}$ composites obtained by direct reaction synthesis / Y.F. Liang, J.E. Zhou, S.Q. Dong // Materials science and engineering A. - 2010. - № 527. - P. 7955-7960.

142. Cho, Y.-H. In situ synthesis of Al/TiC composites by combustion in an aluminium melt / Y.- H. Cho, J.-M. Lee, H.-J. Kim, J.-J. Kim, S.-H. Kim // Proceedings of the 13-th International conference on aluminum alloys. - 2012. - P. 201-206.

143. Cho, Y.H. Composites fabricated by a thermally activated reaction process in an Al melt using Al-Ti-C-CuO powder mixtures. Part I: Microstructural evolution and reaction mechanism / Y.H. Cho, J.M. Lee, S.H. Kim // Metallurgical and materials transactions. - 2014. - Vol. 45 A. - P.5667-5678.

144. Cho, Y.H. Al-TiC Composites fabricated by a thermally activated reaction process in an Al melt using Al-Ti-C-CuO powder mixtures. Part II. Microstructure control and mechanical properties / Y.H. Cho, J.M. Lee, S.H. Kim // Metallurgical and materials transactions A. - 2015. - № 46A. - P. 1375-1385.
145. Kim, H. J. Effects of processing parameters on the fabrication of in-situ Al/TiC composites by thermally activated combustion reaction process in an aluminium melt using Al-TiO₂-C powder mixtures / H.J. Kim, J.M. Lee, Y.H. Cho, J.J. Kim, S.H. Kim, J.C. Lee // Journal of Korean institute of metals and materials. - 2012. - Vol. 50(9). - P. 677-684.
146. Kim, S.- H. Particle distribution and hot workability of in situ synthesized Al-TiC_p composite / S.-H. Kim, Y.-H. Cho, J.-M. Lee // Metallurgical materials transactions A, 2014. - Vol. 45. - P. 2873-2884.
147. Rai, R.N. Studies on synthesis of in-situ Al-TiC metal matrix composites / R.N.Rai, S.C. Saha, M. Chakraborty // IOP Conference series: Materials science and engineering. - 2016. - 117: 012042.
148. Kumar, A. Fabrication and characterizations of mechanical properties of Al-4.5%Cu/10TiC composite by in-situ method / A. Kumar, M.M. Mahapatra, P. K. Jha // Journal of minerals and materials characterization and engineering. - 2012. - Vol. 11. - P. 1075-1080.
149. Гопиенко, В.Г. Металлические порошки алюминия, магния, титана и кремния. Потребительские свойства и области применения / В. Г. Гопиенко С. Ю. Петрович, В. П. Черепанов, А. К. Ярмолович, А. Ю. Баймаков, И. Б. Грищенко, В. А. Баранов; под ред. чл.-кор. РАН, проф. А. И. Рудского. - СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2012. - 356 с.
150. Горовой, А.П. Плазмохимический синтез нитрида титана и гидрида титана: сб. науч. трудов / А.П. Горовой, Т.М. Гаврина. - Киев: ИПМ АН УССР, 1988. - 148 с.
151. Колокольцев, С.Н. Углеродные материалы. Свойства, технологии, применения / С.Н. Колокольцев. - Долгопрудный: Изд. Дом «Интеллект», 2012. - 296 с.

152. Moustafa, S.F. Friction and wear of copper–graphite composites made with Cu-coated and uncoated graphite powders / S.F. Moustafa, S.A.El-Badry, A.M. Sanad // *Wear*. - 2002. - Vol. 253. - No. 7-8. - P. 699-710.
153. Nouri, A. Dual functions of TiC nanoparticles on tribological performance of Al/graphite composites / A. Nouri, A. Azimi, H. Fallahdoost // *Journal of physics and chemistry of solids*. - 2016. - Vol. 93. - P.137-144.
154. Samer, N. Microstructure and mechanical properties of an Al-TiC metal matrix composite obtained by reactive synthesis / N. Samer, J. Andrieux, B. Gardiola, N. Karnatak, O. Martin, H. Kurita, L. Chaffron, S. Gourdet, S. Lay, O. Dezellus // *Composites: Part A*. - 2015. - Vol. 72. - P. 50-57.
155. Hajalilou, A. Mechanochemical carboaluminothermic reduction of rutile to produce TiC–Al₂O₃ nanocomposite / A. Hajalilou, M. Hashim, M. Nahavandi, I. Ismail // *Advanced powder technology*. - 2014. - Vol. 25. - P. 423-429.
156. Mehrizi, M.Z. Synthesis of Al/TiC–Al₂O₃ nanocomposite by mechanical alloying and subsequent heat treatment / M.Z. Mehrizi, R. Beygi, Gh. Eisaabadi // *Ceramics international*. - 2016. - Vol. 42. - P. 8895–8899.
157. Jerome, S. Synthesis and evaluation of mechanical and high temperature tribological properties of in-situ Al–TiC composites / S. Jerome // *Tribology international*. - 2010. - Vol. 43. - P. 2029-2036.
158. Liu, Zh. Ultrasound assisted in situ technique for the synthesis of particulate reinforced aluminum matrix composites / Zh. Liu, Q. Han, J. Li // *Composites. B: Eng.* - 2011. - Vol. 42. - No. 7. - P. 2080-2084.
159. Боровинская, И.П. Применение углерода в СВС-процессах / И.П. Боровинская, А.Г. Мержанов, В.Г. Прокудина // *Техника машиностроения*. - 2003. - Vol. 1(41). - С.59-65.
160. Околович, Е.В. Распространение зоны горения в плавящихся конденсированных смесях / Е.В. Околович, А.Г. Мержанов, Б.И. Хайкин, К.Г. Шкадинский // *Физика горения и взрыва*. - 1977. - Т. 13. - № 3. - С. 326-335.
161. Kerti, I. Production of TiC reinforced-aluminum composites with the addition of elemental carbon / I. Kerti // *Materials letters*. - 2005. - Vol. 59. - P. 3795-3800.

162. Kim, W.J. Dispersion of TiC particles in an in situ aluminum matrix composite by shear plastic flow during high-ratio differential speed rolling / W.J. Kim, S.I. Hong, J.M. Lee, S.H. Kim // *Materials science and engineering A*. - 2013. - Vol. 559. - No. 1. - P. 325-332.
163. Sujith, S.V. An investigation into fabrication and characterization of direct reaction synthesized Al-7079-TiC in situ metal matrix composites / S.V. Sujith, M.M. Mahapatra, R.S. Mulik // *Archivs of civil and mechanical engineering*. - 2019. - Vol. 19. - P. 63-78.
164. Витязь, П.А. Технологические основы синтеза композиционных наноструктурированных материалов на основе алюминиевых сплавов / П.А. Витязь, В.Т. Сенють, М.Л. Хейфец, С.Ф. Соболев, А.Г. Колмаков // *Наукоемкие технологии в машиностроении*. - 2016. - № 8. - С. 3-12.
165. Долматов, В.Ю. Детонационные наноалмазы: синтез, свойства и применение / В.Ю. Долматов // *Успехи химии*. - 2007. - Т. 76. - № 4. - С. 375-397.
166. Кулакова, И.И. Строение частиц химически модифицированного наноалмаза детонационного синтеза / И.И. Кулакова, В.В. Корольков, Р.Ю. Яковлев, А.В. Карпухин, Г.В. Лисичкин // В сб.: *Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент – техника и технология его изготовления и применения*. - Киев. - 2009. - № 12. - С. 299-305.
167. Shin, J. Mechanical damping behavior of Al/C₆₀-fullerene composites with supersaturated Al-C phases / J. Shin, K. Choi, S. Shiko, H. Choi, D. Bae // *Composites. Part B*. - 2015. - Vol. 77. - P. 194-198.
168. Choi, H.J. Self-assembled network structures in Al/C₆₀ composites / H.J. Choi, J.H. Shin, D.H. Bae // *Carbon*. - 2010. - Vol. 48. - P. 3700-3707.
169. Bakshi, S.R. Carbon nanotube reinforced metal matrix composites – a review / S.R. Bakshi, D. Lahiri, A. Agarwal // *International materials reviews*. - 2010. - Vol. 55. - No. 1. - P. 41-64.
170. Jin, S. Self-propagating high-temperature synthesis of nano-TiC_x particles with different shapes by using carbon nano-tube as C source / S. Jin, P. Shen, D. Zhou, Q. Jiang // *Nanoscale research letters*. - 2011. - Vol. 6:515.

171. Tian, W.S. Superior tensile properties of in situ nano-sized TiCp/Al-Cu composites fabricated by reaction in melt method / W.S.Tian, D.S. Zhou, F.Qiu, Q. C. Jiang // Materials science engineering A. - 2016. - Vol. 658. - P. 409-414.
172. Tian, W.S. Superior creep resistance of 0.3 wt% nano-sized TiC_p/Al-Cu composite / W.S. Tian, Q.L. Zhao, Q.Q. Zhang, F.Qiu, Q.C. Jiang // Materials science engineering A. - 2017. - Vol. 700. - P. 42-48.
173. Ahmad, I. Recent advances on carbon nanotubes and graphene reinforced ceramics nanocomposites / I. Ahmad, B. Yazdani, Y. Zhu // Nanomaterials. - 2015. - Vol. 5. - P. 90-114.
174. Yang, Y.F. Effect of C particle size on the porous formation of TiC particulate locally reinforced steel matrix composites via the SHS reaction of Ni–Ti–C system during casting / Y.F. Yang, H.Y. Wang, Y.H. Liang, R.Y. Zhao, Q.C. Jiang // Materials science and engineering A. - 2008. - Vol. 474. Issues 1-2. - P. 355-362.
175. Leon, C.A. Wettability of TiC by commercial aluminum alloys / C.A. Leon, V.H. Lopez, E. Bedolla // Journal of materials science. - 2002. - Vol. 37. - P. 3509-3514.
176. Delannay, F. The wetting of solids by molten metals and its relation to the preparation of metal matrix composites / F. Delannay, L. Froyen, D. Deruyttere // Journal of materials science. - 1987. - Vol. 22. - P. 1-16.
177. Das, B. Development of an in-situ synthesized multi-component reinforced Al-4,5%Cu-TiC metal matrix composite by FAS technique – Optimization of process parameters / B. Das, S. Roy, R. N. Rai, S.C. Saha // Engineering science and technology. - 2015. – Vol. 19(1). - P. 1-13.
178. Kaftelen, H. Comparative processing-structure-property studies of Al-Cu matrix composites reinforced with TiC particulates / H. Kaftelen, N. Unlu, G. Goller, M. Lutfi Ovecoglu, H. Henein // Composites: Part A. - 2011. - Vol. 42 (7). – P. 812-824.
179. Zhou, D. S. Effects of nano-TiCp on the microstructures and tensile properties of TiCp/Al–Cu composites / D.S. Zhou, J. Tang, F. Qiu, J.G., Wang, Q.C. Jiang // Materials characterization. - 2014. – Vol. 94. - P. 80-85.
180. Joseph, O.O. Effect of TiC addition on the mechanical properties and microstructure of Al–Si alloy / O.O. Joseph, A.S. Afolalu, A.A. Abioye, S.E. Agbo, S.F.

Olatunde, O.S. Omotehinwa // Materials today: Proceedings. - 2021. - Vol. 38 (2). - P. 784-788.

181. Joseph, O.O. Effects of alloying on aluminium-silicon alloys – A Review / O.O. Joseph, P.A. Olubambi, Ol.O. Joseph, B.M. Edun, J.O. Okeniyi, O.P. Abioye // IOP Conference series: Materials science and engineering. - 2021. – 1107: 012116.

182. Karantzalis, A.E. Microstructural observations in a cast Al-Si-Cu/TiC / A.E. Karantzalis, A. Lekatou, E. Georgatis, V. Poulas, H. Mavros // Composite journal of materials engineering and performance. - 2010. - Vol. 19 (4). - P. 585-590.

183. Zhang, M. In situ TiC ceramic particles locally reinforced Al-Si matrix composites prepared by SHS-casting method from the Al-Si-Ti-C system / M. Zhang, Y. Huo, L. Ma // International Journal of applied ceramic technology. - 2014. - Vol. 11. - No. 4. - P. 723-731.

184. Albiter, A. Microstructure and heat-treatment response of Al-2024/TiC composites /A. Albiter, C.A. Leon, R.A.L. Drew, E. Bedolla // Materials science and engineering. - 2000. - Vol. 289A. - P.109-115.

185. Abdel, A.M. Heat treatment and wear characteristics of Al₂O₃ and TiC particulate reinforced AA6063 Al / A.M. Abdel, T.S. Mahmoud, Z.I. Zaki, A. Gaafer // Journal of tribology. - 2006. - Vol. 128. - P. 891-895.

186. Azimi, A. Optimizing consolidation behavior of Al 7068-TiC nanocomposites using Taguchi statistical analysis / A. Azimi, A. Shokuhfar, O. Nejadseyfu, H. Fallahdoost, S. Salehi // Transactions nonferrous metals society of China. - 2015. – Vol. 25. - P. 2499-2508.

187. Rao, V. Mechanical and tribological properties of AA7075-TiC metal matrix composites under heat treatment (T6) and cast conditions / V. Rao, N. Ramanaiah, M. Sarcar // Journal of materials research and technology. - 2016. - Vol.5(4). - P. 377-383.

188. Wang, L. Simultaneously increasing the elevated-temperature tensile and plasticity of in situ nano-sized TiCx/Al-Cu-Mg composites / L. Wang, F. Qiu, Q. Zhao, H. Wang, Q. Jiang // Materials. - 2017. - Vol. 125. - P. 7-12.

189. Chen, C.- L. A Study on the aging behavior of Al6061 composites reinforced with Y₂O₃ and TiC / C.- L. Chen, C.- H. Lin // Metals. - 2017. - 7(1): 11.

190. Imran, M. Characterization of Al-7075 metal matrix composites: a review / M. Imran, A.R. Anwar Khan // Journal of materials research and technology. - 2019. - Vol. 8(3). - P. 3347-3356.
191. Reddy, P.V. An investigation on mechanical and wear characteristics of Al 6063/TiC metal matrix composites using RSM / P.V. Reddy, Prasad P. Rajendra, Krishnudu D. Mohana, Goud E. Venugopal // Journal of bio- and tribo-corrosion. - 2019. - 5:90.
192. Taiichiro, M. Strengthening of Al-TiC alloy by heating at high temperature / M. Taiichiro // Journal of Japan institute of light metals. – 1970. - 20(1). - P. 15-21.
193. Chen, C. Microstructures and properties of TiCp/Al coating synthesized on Ti-6Al-4V alloy substrate using mechanical alloying method / C. Chen, X. Feng, Y. Shen // Journal of alloys and compounds. - 2020. – 813: 152223.
194. Мохамед, И.А.М. Исследование и разработка композиционных материалов на основе алюминия для применения в транспортном машиностроении: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.01 / Мохамед Иссам Ахмед Мохамед. - Москва, 2018. - 131 с.
195. Курбаткина, Е.И. Особенности термической обработки композиционных материалов с алюминиевой матрицей (обзор) / Е.И. Курбаткина, А.А. Шавнев, Д.В. Косолапов, А.В. Гололобов // Труды ВИАМ. - 2017. - №11. - С. 82-97.
196. Uvaraja, V.C. Heat Treatment parameters to optimize friction and wear behavior of novel hybrid aluminium composites using Taguchi technique / V.C. Uvaraja // International journal of engineering and technology. - 2014. - Vol.6. - No.2. - P. 939-947.
197. Das, B. Studies on effect of cutting parameters on surface of Al-Cu-TiC MMCs: An artificial neural network approach / B. Das, S. Roy, R.N. Rai, S.C. Saha // Procedia computer science. - 2015. - Vol. 45. - P. 745-752.
198. Shabani, M.O. Superior tribological properties of particulate aluminum matrix nano composites / M.O. Shabani, A.A. Tofigh, F. Heydari, A. Mazahery // Nanoscale and nanostructured materials and coatings. - 2016. - Vol.52. - No.2. - P.244-248.
199. Ge, Y. Remarkable improvement in strength and ductility of Al-Cu foundry alloy

by submicron-sized TiC particles / Y. Ge, H. Li, C. Zang, W. Xiao, C. Ma // Material science and engineering. - 2022. - A885: 143903.

200. Zhang, Q. Effect of TiC nanoparticles on the mechanical properties of an Al-5Cu alloy after various heat treatments / Q. Zhang, W. Zhang, W. Tian, Q. Zhao // IOP conference series: Earth and environmental science. - 2017. - 100(1): 012084.

201. Ma, M.Z. Microstructure and mechanical property of in-situ TiC_p/2024 composites / M.Z. Ma // Polzunov bulletin. - 2002. - № 2. - P.26-29.

202. Rao, V. R. Dry sliding wear behavior of Al7075 reinforced with titanium carbide (TiC) particulate composites / V.R. Rao, N. Ramanaiah, M.M.M. Sarcar // Proceedings of International conference of advanced in materials, manufacturing and applications. – NIT (Tiruchirapally). - 9-11 April 2015. - P. 39-44.

203. Maglia, F. Role of mechanical activation in SHS synthesis of TiC / F. Maglia, U. Anselmi-Tamburini, C. Deidda // Journal of materials science. - 2004. - Vol. 39. - P. 5227-5230.

204. Богатов, Ю.В. Влияние механической активации смесей титана с углеродом на параметры СВС-прессования и микроструктуру консолидированного карбида титана / Ю.В. Богатов, В.А. Щербаков, И.Д. Ковалев // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. - 2021. - Т. 15. - No. 1. - С. 38–46.

205. Prusov, E.S. Formation of phase composition of aluminum matrix composites during mechanical activation and self-propagating high-temperature synthesis / E.S. Prusov, A.A. Panfilov, V.A. Kechin // IOP Conference series: Materials science and engineering. - 2020. - 896 (1): 012089.

206. Косников, Г.А. Жидкофазные технологии получения заготовок из алюмоматричных нанокомпозитов (обзор) / Г.А. Косников // Journal of Siberian Federal University. Engineering and Technologies. - 2014. - №4. - P. 409-415.

207. Патент РФ № 179266. Установка для замешивания частиц в металломатричный расплав / Лопатина Ю.А., Курганова Ю.А., Гаазе В.К. // Заявка 01.09.2017; опубликовано 07.05.2018. Бюл. №13.

208. Минаев, А. А. Инновационный анализ развития литых металлокомпозитов /

А. А. Минаев, О. Т. Алимова, М. С. Гришанова // 77-й Межд. науч.-техн. конф. «Автомобилестроение и тракторостроение в России: Приоритеты развития и подготовка кадров». Секция 6. «Машины и технологии заготовительного производства». - Москва, 22-25 октября 2012. - С. 28-30.

209. Деев, В.Б. Применение физических методов обработки расплавов при получении литых металломатричных композитов / В.Б. Деев, Е.С. Прусов // Междунар. науч.-техн. конф., посвящ. 55-летию кафедры «Технологии функциональных и конструкционных материалов». - Владимир, 10-12 декабря 2018. - С. 26-31.

210. Деев, В.Б. Физические методы обработки расплавов металломатричных композитов: Современное состояние и перспективы / В.Б. Деев, Е.С. Прусов, Э.Х. Ри // Известия вузов. Цветная металлургия. - 2022. - Т. 28. - №. 2. - С. 43-59.

211. Макино, А. Химия синтеза сжиганием: сб. под ред. М. Коидзуми / А. Макино, О. Одавара, Е. Миямото, Н. Хиби, О. Ямада. – М.: Мир, 1998. - 345 с.

212. Пастухов, Э.А. Особенности кавитационных процессов при воздействии на жидкие среды упругими колебаниями низких частот в кавитационном режиме / Э.А. Пастухов, Э.А. Попова, Л.Е. Бодрова, Н.А. Ватолин // Расплавы. - 1998. - № 3. - С. 7-13.

213. Курганова, Ю.А. Анализ распределения армирующей фазы в алюмоматричных композиционных материалах / Ю.А. Курганова, Ю.А. Лопатина // Заготовительные производства в машиностроении. - 2015. - № 4. - С. 42-48.

214. Yang, Y. Ultrasonic cavitation based nanomanufacturing of bulk aluminum matrix nanocomposites / Y. Yang, X. Li // Journal of manufacturing science and engineering. - 2007. - Vol.129. - P. 497-501.

215. Pandey, U. Effect of TiC particles on the mechanical properties of aluminium alloy metal matrix composites (MMCs) / U. Pandey, R. Purohit, P. Agarwal, S.K. Dhakad, R.S. Rana // Materials today: Proceedings. - 2017. - Vol. 4. - P. 5452-5460.

216. Golla, C.B. Influence of TiC particles on mechanical and tribological characteristics of advanced aluminium matrix composites fabricated through ultrasonic-assisted stir casting / C.B. Golla, Pasha M. Babar, R.N. Rao, S. Ismail, M. Gupta //

Crystals. - 2023. - 13: 1360.

217. Никитин, К.В. Обработка расплавов магнитно-импульсными полями с целью управления структурой и свойствами промышленных силуминов / К.В. Никитин, В.И. Никитин, И.Ю. Тимошкин, В.А. Глущенко, Д.Г. Черников // Известия вузов. Цветная металлургия. - 2016. - №. 2. - С. 34-42.

218. Дорофеев, С. В. Исследование влияния электромагнитных импульсов на прочность силумина при обработке расплавом / С.В. Дорофеев, А.Р. Войнов, А.В. Гончаров, Н.А. Славинская, К.В. Дорошенко // Вестник Брянского государственного технического университета. - 2021. - № 4. - С. 28-35.

219. Hashim, J. The production of cast metal matrix composite by a modified stir casting method / J. Hashim // Jurnal teknologi. - 2001. – 35 (A). - P. 9-20.

220. Pan, S. Influence of Mg on reaction and properties of Al–Si/TiC nanocomposites / S. Pan, J. Yuan, K. Jin, N. Murali, A. Gladstein, Y. Zeng, A. Taub, X. Li // Materials science and engineering A. - 2022. - Vol. 840: 142992.

221. Wu, Q. Effect of Mo addition on the microstructure and wear resistance of in situ TiC/Al composite / Q. Wu, C. Yang, F. Xue // Materials and design. - 2011. - Vol. 32. - P. 4999-5003.

222. Рафальский, И.В. Ресурсосберегающий синтез сплавов на основе алюминия с использованием дисперсных неметаллических материалов и интеллектуальные методы контроля металлургических процессов их получения / И.В. Рафальский. – Минск: БНТУ, 2016. - 308 с.

223. Cho, Y.H. Feasible process for producing in situ Al/TiC composites by combustion reaction in an Al melt / Y.H. Cho, J.M. Lee, H.J. Kim, J.J. Kim, S.H. Kim // Metals and materials international. - 2013. - Vol. 19. - No. 5. - P. 1109-1116.

224. Pramono, A. The Aluminum based composite produced by self propagating high temperature synthesis / A. Pramono, L. Kommel, L. Kollo, R. Veinthal // Materials science. - 2016. - Vol. 22 (1). - P.41-43.

225. Wang, W. Mechanical and wear properties of Al/TiC composites fabricated via combined compo-casting and APB process / W. Wang, M. H. Vini, S. Daneshmand // Crystals. - 2022. – Vol. 12: 1440.

226. Chaubey, A.K. Study on in-situ synthesis of Al-TiC composite by self propagating high temperature synthesis process / A.K. Chaubey, K.G. Prashanth, N. Ray, Z. Wang // Materials science an Indian journal. - 2015. - 12(12). - P. 454-461.
227. Напалков, В.И. Легирование и модифицирование алюминия и магния / В.И. Напалков, С.В. Махов // М.: МИСИС, 2002. - 375 с.
228. Sheibani, S. In situ fabrication of Al-TiC metal matrix composites by reactive slag process / S. Sheibani, M. Fazel Najafabadi // Materials and design. - 2007. – Vol. 28(8). - P. 2373-2378.
229. Pandey, U. Study of fabrication, testing and characterization of Al/TiC metal matrix composites through different processing techniques / U. Pandey, R. Purohit, P. Agarwal, S. Singh // Materials today: Proceedings. - 2018. - № 5. - P. 4106-4117.
230. Mazaheri, Y. Experimental investigation of effects of fluxes (Na_3AlF_6 and K_2TiF_6), element alloys (Mg), and composite powders ($(\text{Al} + \text{TiC})_{\text{CP}}$ and $(\text{Al} + \text{B}_4\text{C})_{\text{CP}}$) on distribution of particles and phases in Al- B_4C and Al-TiC composites / Y. Mazaheri, R. Emadi, M. Meratian, Zarchia M. Karimi // Metallurgical and materials transactions B. - 2017. – Vol. 48B. - P. 1279-1291.
231. Nturanabo, F. Novel Applications of aluminium metal matrix composites / F. Nturanabo, L. Masu, J.B. Kirabira // In: Aluminum alloys and composites. - IntechOpen, 2019. - 182 p.
232. Seikh, Z. A study on various applications of aluminium matrix composites / Z. Seikh, M. Sekh, S. Kunar, G. Kibria, R. Haque, S. Haidar // AIP Conference proceedings. - 2023. – 2764: 070009.
233. Yang, H. High-temperature mechanical properties of 2024 Al matrix nanocomposite reinforced by TiC network architecture / H. Yang, S. Tian, T. Gao, J. Nie, Z. You, G. Liu, H. Wang, X. Li // Materials science and engineering A. - 2019. – 763: 138121.
234. Peng, H. In-situ tailoring microstructure by directly synthesized TiC-TiB₂ nanoparticles to achieve well-balanced strength and ductility in Al-Cu alloy / H. Peng, C. Jin, B. Dong, X. Zhou, Z. Wang, Y. Shao, H. Yang, F. Qiu // Materials science and engineering A. - 2023. – 880: 145350.

235. Xi, H. Effects of submicron-sized TiC particles on the microstructure modification and mechanical properties of Al-Si-Mg alloy / H. Xi, W. Xiao, H. Li, Y. Fu, Y. Ge, J. Qie, X. Ma, C. Ma // *Journal of alloys and compounds*. - 2023. - 968 (10): 171963.
236. Tyagi, R. Synthesis and tribological characterization of in situ cast Al-TiC composites / R. Tyagi // *Wear*. - 2005. - 259. - P. 569–576.
237. Anilkumar, V. Impact of heat treatment analysis on the wear behaviour of Al-14.2Si-0.3Mg-TiC composite using response surface methodology / V. Anilkumar, K.V. Shankar, M. Balachandran, J. Joseph, S. Nived, J. Jayanandan, J. Jayagopan, U.S. Surya Balaji // *Tribology in industry*. - 2021. - Vol. 43. - No. 4 (202x). - P. 590-602.
238. Joiet, J. Mechanical behaviour of age hardened A356/TiC metal matrix composite / J. Joiet, Bharath S. Pillai, J. Jayanandan, J. Jayagopan, S. Nivedh, U.S. Surya Balaji, K.V. Shankar // *Materials today: Proceedings*. - 2021. – Vol. 38. - P. 2127-2132.
239. Prasad, S.K. Preparation and mechanical characterization of TiC particles reinforced Al7075 alloy composites / S.K. Prasad, S. Dayanand, M. Rajesh, M. Nagaral, V. Auradi, R. Selvaraj // *Advances in materials science and engineering*. - 2022. - Article ID 7105189.
240. Borodianskiy, K. Improvement of the mechanical properties of Al-Si alloys by TiC nanoparticles / K. Borodianskiy, A. Kossenko, M. Zinigrad // *Metallurgical and materials transactions A*. - 2013. - Vol. 44A. – P. 4948-4953.
241. Amosov, A.P. Nanomaterials of SHS technology for tribological applications: a review / A.P. Amosov // *Russian journal of non-ferrous metals*. - 2017. - Vol. 58. -No. 5. – P. 530-539.
242. Карпухин, С.Д. Комплекс свойств композиционных материалов, применяемых в нефтегазовой промышленности / С.Д. Карпухин, О.И. Манаев, С.А. Пахомова // *Булатовские чтения*. - 2020. - Т. 6. - С. 124-129.
243. Сайт компании Solvay: NOCOLOK News [Интернет-ресурс]. Режим доступа: <https://www.solvay.com/en/brands/nocolok/newsletter>. Дата обращения 24.02.2025 г.
244. Закоржевский, В.В. Разработка CBC-технологий порошков нитридов Al, Si, Zr, Ti и композиций на их основе: дис. ... д-ра техн. наук: 1.3.17 / Закоржевский Владимир Вячеславович. - Черноголовка, 2022. - 300 с.

245. Ширяев, А.В. Инструкция по программе “THERMO” / Инструкция по применению/ А.В. Ширяев, Е.А. Петрова. - М.: ИСМРАН, 1995. - 36 с.
246. Макаренко, А.Г. Термодинамический анализ процесса СВС при получении композиционных алюминиевых сплавов / А.Г. Макаренко, В.И. Никитин, Е.Г. Кандалова //Литейное производство. - 1999. - №1.- С.38-39.
247. Салтыков, С.А. Стереометрическая металлография / С.А. Салтыков. - М.: Металлургия, 1976. - 272 с.
248. Жуков, Д.В. Компьютерная обработка изображений микроструктуры сплавов / Д.В. Жуков, С.В. Коновалов // Сб. докладов XXVI Уральской школы металловедов-термистов. - Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2022. - С. 262-267.
249. Zhukov, D.V. Method for evaluation and visualisation of the microstructure materials heterogeneity / D.V. Zhukov, M.G. Giorbelidze, A.A. Mel'nikov, S.V. Voronin // Russian metallurgy (Metallurgy). - 2023. - №13. - P. 2126-2132.
250. Свидетельство о регистрации программы для ЭВМ № 2021619286. Программа для математической оценки степени равномерности распределения армирующих частиц в структуре композиционных материалов / Шабалдин И.В., Прусов Е.С. // Заявка № 2021618320 от 02.06.2021; опубл. 08.06.2021.
251. Prusov, E.S. Quantitative characterization of the microstructure of in situ aluminum matrix composites / E.S. Prusov, I.V. Shabaldin, V.B. Deev // Journal of physics: conference series. - 2021. - Vol. 2131. - No. 4. - P. 042040.
252. Шабалдин, И.В. Разработка программного обеспечения для специальных задач металлографического анализа / И.В. Шабалдин, Е.С. Прусов, В.Б. Деев // Литейное производство. - 2024. - №5. - С. 27-30.
253. Лившиц, Б.Г. Физические свойства металлов и сплавов / Б.Г. Лившиц, В.С. Крапошин, Я.Л. Липецкий. - М.: Металлургия, 1980. - 320 с.
254. Пугачева, Т.М. Планирование эксперимента: методические указания / Т.М. Пугачева. - Самара: Изд-во СамГТУ, 2017. - 59 с.
255. Технологические основы производства порошковых и композиционных материалов: лаб. практикум / Е.С. Прусов, А.А. Панфилов. - Владимир: Изд-во ВлГУ, 2015. - 74 с.

256. Кандалова, Е.Г. Разработка технологии получения модифицирующих лигатур Al-Ti и Al-Ti-B на основе процесса СВС: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.04 / Кандалова Елена Геннадьевна. - Самара, 2006. - 190 с.
257. Порошковая металлургия и напыленные покрытия: учебник для студентов высших технических учебных заведений под редакцией д.т.н. проф. Б.С. Митина. - М.: Металлургия, 1987. - 792 с.
258. Rogachev, A.S. Combustion for material synthesis / A.S. Rogachev, A.S. Mukasyan, 1-st ed. - CRC Press, 2014. - 424 p.
259. Луц, А.Р. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез модифицирующих лигатур и композиционных сплавов в расплаве алюминия с применением флюсов: дис. ... канд. техн. наук: 01.04.17 / Луц Альфия Расимовна. - Самара, 2006. - 225 с.
260. Луц, А.Р. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез алюминиевых сплавов: монография / А.Р. Луц, А.Г. Макаренко. - М.: Машиностроение, 2008. - 175 с. ISBN 978-5-94275-377-1.
261. Долматов, А.В. Карбидообразование при кавитационном воздействии на расплавы Al-Ti для получения композитов / А.В. Долматов, Э.А. Пастухов, Н.А. Ватолин, Э.А. Попова, Л.Е. Бодрова, А.В. Киселев // Технология металлов. - 2004. - №10. - С.24-26.
262. Kennedy, A.R. Reaction in Al-TiC metal matrix composites / A.R. Kennedy, D.P. Weston, M.I. Jones // Materials science and engineering. - 2001. - Vol.316A. - P.32-38.
263. Nikitin, V.I. Preparation of Al-Ti-B grain refiner by SHS technology / V.I. Nikitin, Jie Wanqi, E.G. Kandalova, A.G. Makarenko, Li. Yong // Scripta materialia. - 2000. - Vol. 42. - P.561-566.
264. Кипарисов, С.С. Карбид титана: получение, свойства, применение / С.С. Кипарисов, Ю.В. Левинский, А.П. Петров. - М.: Металлургия, 1987. - 216 с.
265. Саранцев, В.В. Исследование возможностей получения композиционных покрытий на основе карбида титана методом электроискрового легирования деталей с обмазками из СВС-реагентов / В.В. Саранцев // Вестник Полоцкого государственного университета. Серия В. - 2006. - №12. - С.71-77.

266. Zarrinfar, N. Carbide stoichiometry in TiC_x and $Cu-TiC_x$ produced by self-propagating high-temperature synthesis / N. Zarrinfar, P.H. Shipway, A.R. Kennedy, A. Saidi // Scripta materialia. 2002. - Vol.46. - P. 121-126.
267. Storms, E.K. The refractory carbides / E.K. Storms. - London (UK). - Academic Press, 1967. - 230 p.
268. Li, P. Preparation of Al-TiC composites by self-propagating high-temperature synthesis / P. Li, E.G. Kandalova, V.I. Nikitin, A.G. Makarenko, A.R. Luts, Z. Yanfei // Scripta Materialia. - 2003. - Vol. 49. - No. 7. - P. 699-703.
269. 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.
270. 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., Криволицкий К.С. // Приоритет от 25.06.2013. Заявка № 2013129152/02. Оpubл. 20.11.2014 г. Бюл. № 32.
271. 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.
272. Amosov, A.P. SHS of composition alloys in aluminum melt / A.P. Amosov, A.R. Luts, A.G. Makarenko, E.A. Yakubovich // IX International Symposium on Self-propagating High-temperature Synthesis (SHS 2007). - France (Dijon: Universite de Bourgogne), 1-5 July 2007. - T5_03.
273. Наноматериалы: учеб.пособие / Д. И. Рыжонков, В. В. Левина, Э. Л. Дзидзигури. - М.: БИНОМ. Лаб. знаний, 2008. - 365 с.
274. Большой англо-русский политехнический словарь: В 2 т. / С.М. Баринев и др. - М.: Рус яз., 1991. - Т. II (М-Z). - 720 с.
275. Вольпе, Б.М. Особенности СВС в сложной системе на основе титана / Б.М.

Вольпе, В.В. Евстигнеев // Физика горения и взрыва. - 1993. - №4. - С.37-41.

276. 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.

277. Давыдов, Д.М. Влияние элементного порошкового сырья на формирование пористого каркаса МАХ-фазы Ti_3AlC_2 при получении методом СВС / Д.М. Давыдов, Э. Р. Умеров, Е.И. Латухин, А.П. Амосов // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. - 2021. - № 3. - С. 37–47.

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

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

280. 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.

281. Chen, B. Study on aluminum matrix composites reinforced with singly dispersed carbon nanotubes / B. Chen, J. Umeda, K. Kondoh // Journal of the Japan Society of powder metallurgy. - 2017. - Vol. 65. - No. 3. - P. 139-144.

282. Raju, K.S.R. Enhancement of the mechanical properties of an aluminum metal matrix nanocomposite by the hybridization technique / K.S.R. Raju, V.R. Raju, P.R.M. Raju, S. Rajesh, G. Partha // Journal of materials research and technology. - 2016. - Vol. 5(3). - P. 241-249.

283. Amosov, A.P. Principles and methods for regulation of dispersed structure of SHS

powders: from monocrystallites to nanoparticles / A.P. Amosov, I.P. Borovinskaya, A.G. Merzhanov, A.E Sytchev // International journal of SHS. - 2005. - Vol. 14. - No.3. - P.165-186.

284. Birol, Y. In situ synthesis of Al-TiC_p composites by reacting K₂TiF₆ and particulate graphite in molten aluminum / Y. Birol // Journal of alloys and compounds. - 2008. - Vol. 454. - P. 110-117.

285. Напалков, В.И. Физико-химические процессы рафинирования алюминия и его сплавов / В.И. Напалков, С.В. Махов, Б.Л. Бобрышев, В.С. Моисеев. - М: Теплотехник, 2011. - 496 с.

286. Ермошкин, А.А. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез литых алюмоматричных композиционных материалов, армированных наночастицами карбида титана: дисс. ...канд. техн. наук: 01.04.17 / Ермошкин Антон Александрович. - Самара, 2015. - 243 с.

287. Самойло, А.С. Система NaF-KF-AlF₃: твердые растворы на основе структуры хиолита / А.С. Самойло, Ю.Н. Зайцева, П.С. Дубинин, О.Е. Пиксина, С.Г. Ружников, И.С. Якимов, С.Д. Кирик // Журнал Сибирского федерального университета. - 2017. - №10. - С. 165-174.

288. 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.

289. Luts, A.R. Application of SHS processes for in situ preparation of alumomatrix composite materials discretely reinforced by nanodimensional titanium carbide particles (review) / A.R. Luts, A.P. Amosov, E.I. Latukhin, A.A. Ermoshkin // Russian journal of non-ferrous metals. - 2016. - Vol. 57 (2). - P. 106-112.

290. Rybakov, A.D. Carbon form influence on combustion synthesis of titanium carbide / A.D. Rybakov, A.R. Luts, E.I. Latukhin, A.P. Amosov // AIP conference proceedings. - 2020. - Vol. 2304: 020030.

291. Амосов, А.П. Применение процесса СВС для получения алюмокерамических композиционных материалов / А.П. Амосов, Е.И. Латухин, А.Р. Луц, Ю.В. Титова, Д.А. Майдан // Metallurgy машиностроения. - 2018. -

№6. - С.1-6.

292. Фазовый состав промышленных и перспективных алюминиевых сплавов: монография / Н. А. Белов; М-во образования и науки РФ. - Федеральное гос. образовательное учреждение высш. проф. образования "Нац. исслед. технологический ун-т "МИСиС". – М.: Изд. Дом МИСиС, 2010. - 509 с.

293. Диаграммы состояния двойных металлических систем: справочник в 3-х т. / Под общ. ред. Н.П. Лякишева. Т. 1. - М.: Машиностроение, 1996. - 991 с.

294. Материаловедение: учебник для вузов / Б.Н. Арзамасов, В.И. Макарова, Г.Г. Мухин, Н.М. Рыжов, В.И. Силаева. 3-е изд., переработ. и доп. - М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2017. - 648 с.

295. Мондольфо, Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов: пер. с англ./ Л.Ф. Мондольфо. - М.: Металлургия, 1979. - 483 с.

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

297. Луц, А.Р. Армирование сплава Al-5%Cu наночастицами карбида титана методом СВС в расплаве / А.Р. Луц, А.П. Амосов, Е.И. Латухин, А.А. Ермошкин // Известия Самарского научного центра РАН. - 2017. - Т.19. - №1 (3). - С. 529-536.

298. 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.

299. 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.

300. Квасов, Ф.И. Алюминиевые сплавы типа дуралюмин / Ф.И. Квасов, И.Н. Фридляндер. - М.: Металлургия, 1984. - 240 с.

301. Курдюмов, А.В. Литейное производство цветных и редких металлов / А.В.

- Курдюмов, М.В. Пикунов, В.М. Чурсин. - М.: Металлургия. 1972. - 496 с.
302. Клочков, Г.Г. Новый сплав системы Al-Cu-Mn для изделий космической техники / Г.Г. Клочков, Ю.Ю. Клочкова, В.А. Романенко // Труды ВИАМ. - 2015. - №4. - С. 3-9.
303. Белов, Н.А. Экономнолегированные жаропрочные алюминиевые сплавы: принципы оптимизации фазового состава / Н.А. Белов // Авиационные материалы и технологии. - 2011. - №2 (19). - С. 6-11.
304. Belov, N.A. Optimization of phase composition of Al-Cu-Mn-Zr-Sc alloys for rolled products without requirement for solution treatment and quenching / N.A. Belov, A.N. Alabin, I.A. Matveeva // Journal of alloys and compounds. - 2014. - Vol. 583. - P. 206-213.
305. Яковлев, А.А. Исследование и разработка технологии получения слитков алюминиевых сплавов системы Al-Cu-Mn-Zr-Sc с целью изготовления из них деформированных полуфабрикатов без использования операций гомогенизации и закалки: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.04 / Яковлев Александр Алексеевич. - М., 2015. - 211 с.
306. Червякова, К.Ю. Исследование возможности получения листового проката боралюминия повышенной прочности без использования операций гомогенизации и закалки / К.Ю. Червякова, Н.А. Белов, М.Е. Самошина, А.А. Яковлев // Известия вузов. Цветная металлургия. - 2018. - No. 3. - С. 59–67.
307. Эвтектические сплавы на основе алюминия: новые системы легирования: монография / Н. А. Белов, Е. А. Наумова, Т. К. Акопян. - М.: Руда и Металлы, 2016. - 251 с.
308. Галиев, Ф.Ф. Метод получения металл-интерметаллидных и металл-керамических стержней на основе Ni-Al и Mg-2В совмещением экзотермического синтеза и горячей газовой экструзии: дис. ... канд. техн. наук: 2.6.17 / Галиев Фанис Фанилович. - Черноголовка (ИСМАН РАН), 2024. - 133 с.
309. Белов, Н.А. Перспективные алюминиевые сплавы с повышенной жаропрочностью для арматуростроения как возможная альтернатива сталям и чугунам / Н.А. Белов, А.Н. Алабин // Материалы в машиностроении. - 2010. -

№2(65). - С. 50-54.

310. Елагин, В.И. Пути развития высокопрочных и жаропрочных конструкционных алюминиевых сплавов в XXI столетии / В.И. Елагин // Металловедение и термическая обработка металлов. - 2007. - №9 (627). - С. 3-11.

311. Гостищев, В.В. Получение легированных никелидов алюминия металлотермией оксидов металлов / В.В. Гостищев, И.А. Астапов, А.В. Меднева, Р. Хосен, С.Н. Химухин // Известия вузов. Цветная металлургия. - 2015. - No. 6. - С. 63-69.

312. Пепеляева, В.Д. Влияние химического взаимодействия на особенности затвердевания расплавов Al-Cu-Ni с 10%ат.%Ni при малых скоростях охлаждения / В.Д. Пепеляева, Л.В. Камаева, Р.Е. Рыльцев, Н.М. Щелкачев // Химическая физика и мезоскопия. - 2021. - Т.23. - №1. - С. 90-100.

313. Луц, А.Р. Исследование возможности ввода легирующей добавки порошкового никеля в состав матричных основ Al и Al-Cu / А.Р. Луц, А.Д. Рыбаков, М.К. Ионов // Вестник СамГТУ. Серия Технические науки. - 2017. - №3(55). - С. 154-160.

314. 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.

315. Патент РФ № 2001145. МПК C22 C21/00. Литейный сплав на основе алюминия / Белов Н.А. // Приоритет от 24.12.1994. Заявка 5018280. Опубл. 15.10.1993 г. Бюл. № 37-38.

316. Патент РФ № 2001147. МПК C22 C21/00. Литейный сплав на основе алюминия АН6 Т4 / Белов Н.А. // Приоритет от 30.01.1992. Заявка 5041492. Опубл. 15.10.1993 г. Бюл. № 37-38.

317. Тимошкин, И.Ю. Разработка комплексных технологий получения мелкокристаллических лигатур для алюминиевых сплавов: дис. ... канд. техн. наук: 05.16.04 / Тимошкин Иван Юрьевич. - Владимир, 2011. - 180 с.

318. Буше, Н.А. Подшипники из алюминиевых сплавов / Н.А. Буше // М.: Транспорт, 1974. - 256 с.

319. Луц, А.Р. Получение легированного композиционного материала Al-Cu-Mn-TiC с повышенными триботехническими свойствами / А.Р. Луц, А.П. Амосов, Е.И. Латухин, А.Д. Рыбаков, С.В. Шигин // Заготовительные производства в машиностроении. - 2020. - Т.18. - № 6. - С. 278-282.
320. Никитин, К.В. Влияние структуры шихтовых заготовок, перегрева и времени выдержки расплавов на свойства сплавов Al-5мас.%Cu в жидком и твердом состояниях / К.В. Никитин, В.И. Никитин, И.Ю. Тимошкин, Д.С. Кривопапов, Д.Г. Черников // Известия вузов. Цветная металлургия. - 2015. - № 1. - С. 33-38.
321. Amosov, A.P. Aluminum matrix composites reinforced with SHS nanoparticles / A.P. Amosov, A.R. Luts, Yu.V. Titova // В сб. «The International conference dedicated to the 50-th anniversary of self-propagating high temperature synthesis (SHS-50)». - Russia (Chernogolovka), 2017. - P. 18-20.
322. Amosov, A.P. Effect of alloying on the structure and properties of particle reinforced aluminum matrix composites Al/TiC produced by SHS in aluminum melt / A.P. Amosov, A.R. Luts, E.I. Latukhin, A.D. Rybakov, V.A. Novikov, S.I. Shipilov // Journal of physics: Conference series, 2018. - 1115: 042002.
323. Amosov, A.P. Structure and properties of alloyed composites Al-TiC fabricated by SHS method / A.P. Amosov, A.R. Luts, E.I. Latukhin, A.D. Rybakov, S.I. Shipilov // В сб.: XV International symposium on self-propagating high-temperature synthesis. - Russia (Chernogolovka: IPCP RAS), 2019. - P.242-245.
324. Гуляев, А. П. Металловедение. Учебник для вузов. 6-е изд., перераб. и доп. / А.П. Гуляев. - М.: Металлургия, 1986. - 544 с.
325. Луц, А.Р. Жидкофазное получение методом СВС и термическая обработка композитов на основе алюминиево-магниевых 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.
326. Contreras, A. Structural, morphological and interfacial characterization of Al-Mg/TiC composites / A. Contreras, C. Angeles-Chávez, O. Flores, R. Perez // Materials

characterization. - 2007. - No. 58. - P. 685-693.

327. Dhinakaran, J.V. Mechanical and tribological properties of Al-Mg-SiC metal matrix composite for pistons of two-stroke engine / J.V. Dhinakaran, T. Jagadeesha // In: Arockiarajan, A., Duraiselvam, M., Raju, R.: Advances in industrial automation and smart manufacturing. Lecture notes in mechanical engineering. - Springer, Singapore. - 2021. https://doi.org/10.1007/978-981-15-4739-3_58.

328. Shu, S. Effects of alloy elements (Mg, Zn, Sn) on the microstructures and compression properties of high-volume-fraction TiC_x/Al composites / S. Shu, J. Lu, F. Qiu, Q. Xuan, Q. Jiang // Scripta materialia. - 2010. - № 63. - P. 1209-1211.

329. Носова, Е.А. Исследование влияния деформации и термической обработки на уровень остаточных макронапряжений и физического уширения линий интерференции рентгеновских лучей в листовых сплавах АМг5, АМг6, АМг10 и Д16 / Е.А. Носова // Вестник Самар. гос. техн. ун-та. Серия Технические науки. - 2017. - № 3 (55). - С. 168-178.

330. Носова, Е.А. Формирование в листах алюминиевых сплавов при термической и деформационной обработке упорядоченной структуры для повышения их штампуемости: дис. ... д-ра техн. наук: 2.6.17 / Носова Екатерина Александровна. - Самара, 2022. - 321 с.

331. Кищик, М.С. Формирование микрозеренной структуры в алюминиевом сплаве 1565ч путем термической и термомеханической обработки: дис. ...канд. техн. наук: 05.16.01 / Кищик Михаил Сергеевич. - Москва, 2019. - 118 с.

332. Луц, А.Р. Оценка модифицирующего эффекта высокодисперсной фазой 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.

333. Зенин, М.Н. Влияние высокотемпературного отжига алюминиевых сплавов АМг6 и В95 на их структурно-фазовое состояние и прочностные свойства / М.Н. Зенин, А.М. Гурьев, С.Г. Иванов, М.А. Гурьев, Е.В. Черных // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. - 2022. - Т. 19. - № 1. - С. 106–114.

334. 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.

335. Liu, X. Effects of cooling rate and TiC nanoparticles on the microstructure and tensile properties of an Al–Cu cast alloy / X. Liu, Q. Zhao, Q. Jiang // Materials science and engineering. A. - 2020. - 139737.

336. Шеметев, Г.Ф. Алюминиевые сплавы: составы, свойства, применение: учебное пособие по курсу «Производство отливок из сплавов цветных металлов». Ч. 1. - СПб.: Изд-во СПбГПУ, 2012. - 155 с.

337. 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.

338. Меркулова, Г.А. Металловедение и термическая обработка цветных сплавов: учеб. пособие / Г.А. Меркулова. - Красноярск, 2008. - 312 с.

339. 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.

340. Михеев, Р.С. Алюмоматричные композиционные материалы с карбидным упрочнением для решения задач новой техники / Р.С. Михеев, Т.А. Чернышова. - М.: Издание РФФИ, 2013. - 353 с.

341. Tang, P. Preparation, microstructure and mechanical properties of in-situ TiC/Al–Si–Fe aluminum matrix composites / P. Tang, Y. Zhou, J. Lai, Y. Lin, S. Lv, S. Deng // Transactions of the Indian institute of metals. - March 2023. - doi: 10.1007/s12666-023-02885-6.

342. Guo, R.F. Role of Si in the wetting of TiC by Al / R.F. Guo, Y. Wang, Y.H. Ma, P. Shen // Journal of materials science. - 2021. - № 56. – P. 7791-7798.

343. Lo'pez, V.H. The thermal stability of TiC particles in an Al7wt.%Si alloy / V.H.

- Lo'pez, A. Scoles, A.R. Kennedy // Materials science and engineering. - 2003. - A356. - P. 316-325.
344. Xia, F. Instability of in situ TiC particles in an Al-12Si alloy / F. Xia, M.X. Liang, X.S. Gao, Y.C. Guo, J.P. Li, W. Yang, Z.K. Zhang // Journal of materials research and technology. - 2020. – Vol. 9(5). – P. 11361–11369.
345. Hai-min, D. Influence of Si on stability of TiC in Al melts / D. Hai-min, L. Xiang-fa // Transactions of nonferrous metals society of China. - 2011. - Vol. 21. - P. 1465-1472.
346. Шерина, Ю.В. Исследование влияния кремния на стабильность фазы TiC при получении композиционного материала АК10М2Н-10%TiC методом СВС / Ю.В. Шерина, А.Р. Луц, Д.В. Закамов // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. - 2025. - № 1 (51). - С. 25-34.
347. Ковалев, Д.Ю. Фазообразование в системе Ti-Al-C при СВС / Д.Ю. Ковалев, О.А. Аверичев, М.А. Лугинина, П. М. Бажин // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. - 2017. - No. 4. - С. 11-18.
348. Reddy, V.D. The investigation of mechanical and metallurgical properties on Al7075-TiC-SiC reinforced hybrid composites by stir casting / V.D. Reddy, S.P. Sravani, N. Deepthi, C. Thirupathaiah // International journal of mechanical and production. - 2019. - Vol. 9. - P. 769-776.
349. Каченюк, М.Н. Влияние условий механоактивации и консолидации на формирование композиционного материала Ti_3SiC_2/TiC / М.Н. Каченюк, А.А. Сметкин, К.Э. Андраковская // Современные проблемы науки и образования. - 2014. - №2. URL: <https://science-education.ru/ru/article/view?id=12618> (дата обращения: 21.03.2025).
350. Кенис, М.С. Прогрессивные режимы термической обработки цветных сплавов: учеб. пособ. / М.С. Кенис, В.С. Муратов. – Куйбышев: Изд-во КпТИ, 1990. - 79 с.
351. Муратов, В.С. Закономерности изменения структуры и свойств дисперсионноотвердеющих алюминиевых сплавов при комбинированной тепловой обработке и их приложение к разработке экономных технологий: дис. ... д-ра

- технич. наук: 05.02.01 / Муратов Владимир Сергеевич. - Самара, 1997. - 360 с.
352. Zhu, M. Effects of T6 heat treatment on the microstructure, tensile properties, and fracture behavior of the modified A356 alloys / M. Zhu, Z. Jian, G. Yang, Y. Zhou // *Materials and design*. - 2012. - Vol. 36. – P. 243–249.
353. Шерина, Ю.В. СВС-армирование промышленных алюминиевых сплавов высокодисперсной фазой карбида титана: монография / Ю.В. Шерина, А.Р. Луц. - Самара: Самар. гос. техн. ун-т, 2025. - 151 с. ISBN 978-5-7964-2484-1.
354. Хазин, М.Л. Алюмоматричные композиты в машиностроении / М.Л. Хазин, Р.А. Апакашева // В сб. «Материаловедение, формообразующие технологии и оборудование» (ICMSSTE 2022), Ялта, 16-19 мая 2022. - С. 267-277.
355. Рафальский, И.В. Получение литейных композиционных материалов из алюминиевых сплавов в гетерофазном состоянии с дисперсными наполнителями / И.В. Рафальский // *Литейное производство*. - 2011. - № 3(81). - С. 26-31.
356. Прусов, Е.С. Закономерности процессов структурообразования при кристаллизации литых металломатричных композитов / Е.С. Прусов // В сб. «Теория и практика композиционных материалов». - Владимир, 2018. - С. 64-69.
357. Столярова, О.О. Обоснование состава и структуры литейных антифрикционных алюминиевых сплавов, легированных легкоплавкими металлами: дис. ...канд. техн. наук: 05.16.01 и 05.16.04 / Столярова Ольга Олеговна. - М., 2016. - 217 с.
358. Щербаков, В.А. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез композитов $TiC + xC$ / В. А. Щербаков, А.Н. Грядунов, А.В. Карпов, Н.В. Сачкова, А.Е. Сычев // *Неорганические материалы*. - 2020. - Т. 56. - № 6. - С. 598-602.
359. Pan, S. Interfacial thermal conductance of in situ aluminummatrix nanocomposites / S. Pan, J. Yuan, T. Zheng, Z. She, X. Li // *Journal materials science*. - 2021. - № 56. - P. 13646-13658.
360. Никитин, К.В. Модифицирование поршневого сплава АК10М2Н мелкокристаллическими лигатурами и переплавами / К.В. Никитин, В.И. Никитин, Д.С. Кривопапов // *Литейщик России*. - 2013. - №10. - С. 28-31.
361. Няфкин, А.Н. Исследование влияния размера частиц карбида кремния на

температурный коэффициент линейного расширения композиционного материала на основе алюминиевого сплава / А.Н. Няфкин, А.А. Шавнев, Е.И. Курбаткина, Д.В. Косолапов // Труды ВИАМ. - 2020. - № 86. - С. 41-49.

362. Дуюнова, В.А. Вклад ВИАМ в разработку легких сплавов и борьбу с коррозией изделий ракетно-космической техники / В.А. Дуюнова, А.А. Леонов, С.В. Молодцов // Труды ВИАМ. - 2020. - №2 (86). - С. 22-30.

363. Прусов, Е.С. Коррозионное поведение металломатричных композитов / Е.С. Прусов // В сб. «Теория и практика композиционных материалов». - Владимир, 2018. - С. 32-34.

364. Гареев, А.Г. Коррозия и защита металлов в нефтегазовой отрасли: под ред. А.Г. Гареева / А.Г. Гареев, Р.Г. Ризванов, О.А. Насибуллина. - Уфа: Гилем., Башк. энцикл., 2016. - 352 с.

365. Габова, М.А. Применение композиционных материалов при добыче нефти и газа / М.А. Габова // Вестник университета. - 2012. - № 10. - С. 88-92.

366. Композиционные материалы в нефтегазовой промышленности: учеб. пособие / Е. В. Денисов, Е. В. Золотарева; М-во образования и науки РФ. - Федеральное гос. бюджетное образовательное учреждение высш. проф. образования "Тюменский гос. нефтегазовый ун-т". - Тюмень: ТюмГНГУ, 2013. - 61 с.

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

368. Перелыгин, Ю. П. Коррозия и защита металлов от коррозии / Ю.П. Перелыгин, И.С. Лось, С.Ю. Киреев. - Пенза: Изд-во ПГУ, 2015. - 88 с.

369. Geng, R. Effects of nanosized TiC and TiB₂ particles on the corrosion behavior of Al-Mg-Si alloy / R. Geng, J. Siqi, Q. Feng, Z. Qinglong, J. Qi-Chuan // Corrosion science. - 2020. - doi: 167. 108479. 10.1016/j.corsci.2020.108479.

370. Ananda Murty, H.C. Influence of TiC particulate reinforcement on the corrosion behavior of 6061 metal matrix composite / H.C. Ananda Murty, S.K. Singh // Advanced materials letters. - 2015. - Vol. 6(7). - P. 633-640.

371. Lekatou, A. Aluminium reinforced by WC and TiC nanoparticles (ex-situ) and aluminid particles (in-situ): Microstructure, wear and corrosion behavior / A. Lekatou, A.E. Karantzalis, A. Evangelou, V. Gousia, G. Kapray, Z. Gacsi, P. Baumali, A. Simon // *Materials and design*. - 2014. - doi: [dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2014.08.040](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2014.08.040).
372. 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.
373. Чернышова, Т.А. Композиционные материалы с матрицей из алюминиевых сплавов, упрочненных частицами, для пар скольжения / Т.А. Чернышова, Ю.А. Курганова, Л.И. Кобелева, Л.К. Болотова, И.Е. Калашников, И.В. Катин, А.В. Панфилов, А.А. Панфилов // *Конструкции из конструкционных материалов*. - 2007. - №3. - С. 38-48.
374. Курганова, Ю.А. Механизм упрочнения алюмоматричных композиционных материалов с наноразмерными наполнителями / Ю.А. Курганова, И. Чэнь // *Сборник трудов 13-й Всероссийской научной конференции молодых ученых и специалистов «Будущее машиностроения России»*. – Москва, 2020. - Т.1. - С. 160-163.
375. Шерина, Ю.В. Влияние термической обработки на свойства композиционных материалов АМг2-10%TiC и АМг6-10%TiC, полученных методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза / Ю.В. Шерина, А.Р. Луц // *Frontier materials and technologies*. - 2024. - №1. - С. 105-112.
376. Луц, А.Р. Разработка новых антифрикционных материалов путем армирования сплавов АМ4,5Кд и АК10М2Н высокодисперсной керамической фазой карбида титана / А.Р. Луц // *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*, 2025. - №19(2). - С.39-50.
377. Чернышов, Г. Г. Дуговая сварка дискретно армированных композиционных материалов с алюминиевыми матрицами: структура и свойства / Г. Г. Чернышов, Т. А. Чернышова // *Заготовительные производства в машиностроении*. - 2004. - № 5. - С. 5-9.

378. Garcia, R. A comparative study of the MIG welding of Al/TiC composites using direct and indirect electric arc processes / R. Garcia, V.H. Lopez, E. Bedolla, A. Manzano // *Journal of materials science*. - 2003. - № 38. - P. 2771-2779.
379. Rai, R.N. Resistance spot welding of high strength In-situ Al-TiC metal matrix composites / R.N. Rai, G.L. Datta, M. Chakraborty // 68-th World Foundry Congress. - 2008. - P. 141-146.
380. Шерина, Ю.В. Влияние армирования высокодисперсной фазой карбида титана, синтезированной в расплаве, и термообработки на структуру и свойства промышленных алюминиевых сплавов: дис. ... канд. техн. наук: 2.6.17 / Шерина Юлия Владимировна. - Самара, 2024. - 210 с.
381. Urena, A. Interfacial reactions in an Al–Cu–Mg (2009)/SiC_w composite during liquid processing. Part II. Arc welding / A. Urena, P. Rodrigo, L.Gil, M.D. Escalera, J.L. Baldonedo // *Journal of materials science*. - 2001. - № 36. - P. 429 - 439.
382. Zhukov, I. Evaluation of the possibility of obtaining welded joints of plates from Al-Mg-Mn aluminum alloys, strengthened by the introduction of TiB₂ particles / I. Zhukov, A. Kozulin, A. Khrustalyov, D. Tkachev, V. Platov, P. Nikitin, A. Vorozhtsov // *Metals*. - 2021. - Vol. 11:1564.
383. Sokoluk, M. Nanoparticle-enabled phase control for arc welding of unweldable aluminum alloy 7075 / M. Sokoluk, C. Cao, S. Pan, X. Li // *Nature communications*. 2019. - doi: 10.1038/s41467-018-07989-y.
384. Karakizis P. N. Effect of SiC and TiC nanoparticle reinforcement on the microstructure, microhardness, and tensile performance of AA6082-T6 friction stir welds / P. N. Karakizis, D. I. Pantelis, G. Fournalis, P. Tsakiridis. // *The International journal of advanced manufacturing technology*. - 2018. - Vol. 95. - P. 3823-3837.
385. Коберник, Н.В. Разработка технологических основ дуговой наплавки износостойких покрытий из композиционных материалов системы Al-SiC: дис. ... канд. техн. наук: 05.03.06 / Коберник Николай Владимирович. – М., 2008. - 125 с.
386. Губин, А.М. Влияние параметров сварки трением с перемешиванием на структуру и свойства соединений композиционных материалов на основе алюминия: дис. ... канд. техн. наук: 2.6.17 / Губин Антон Михайлович. – М., 2023.

- 191 с.

387. Шерина, Ю.В. Возможность применения метода АРДС для получения неразъемных соединений композиционных материалов, армированных высокодисперсной фазой карбида титана, полученных на основе алюминиево-магниевого сплава / Ю.В. Шерина, А.Р. Луц, М.В. Богатов, Е.Н. Голубовский // Вестник Югорского государственного университета. - 2024. - Т.20 (1). - С. 51-61.

388. Шерина, Ю.В. Исследование влияния аргонодуговой сварки на структуру и механические свойства композиционных материалов АМг2-10%TiC, АМг6-10%TiC, полученных методом СВС в расплаве / Ю.В. Шерина, А.Р. Луц, И.Ю. Тимошкин, И.А. Зырин // Транспортное машиностроение. - 2025. - №1. - С. 79-91.

389. Миронов, А.Е. Разработка новых марок литейных алюминиевых антифрикционных сплавов для замены бронз в узлах трения / А.Е. Миронов, Е.Г. Котова (Карачарова) // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. – 2011. – Т.13. - № 4(3). – С. 1136-1140.

390. Алюминиевые сплавы антифрикционного назначения: монография / Белов Н.А. и др.; под ред. Миронова А.Е., Столяровой О.О. - М.: Изд. Дом МИСИС, 2016. - 222 с.

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

392. Шерина, Ю.В. Исследование влияния добавки высокодисперсной фазы карбида титана, синтезированной в расплаве и термообработки на структуру и свойства сплава АМ4,5Кд / Ю.В. Шерина // Транспортное машиностроение. - 2024. - №3. - С. 59-69.

393. Трение и антифрикционные материалы: учебное пособие / М. А. Филиппов, О. Ю. Шешуков. - М-во науки и высш. образования РФ. - Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2021. - 204 с.

394. Прусов, Е.С. Особенности получения композиционных материалов на базе алюминиевых сплавов / Е.С. Прусов, А.А. Панфилов // В сб. науч. конф.

- «Актуальные вопросы современной науки и образования». - Вып. 2. - Красноярск: Научно-инновационный центр, 2010. - С. 412-414.
395. Kurganova, Yu. A. Liquid-phase method for the arrangement of the components of aluminum-matrix precipitation-hardened composite materials / Yu.A. Kurganova, Yu.A. Goncharova // Russian metallurgy (Metally). - Vol. – 2022. - No.13. - P. 1750-1754.
396. Михеев, Р.С. Получение наплавочных материалов на основе антифрикционного сплава АО20-1, упрочненного керамическими частицами микронного и субмикронного размеров / Р.С. Михеев, И.Е. Калашников, П.А. Быков, Л.И. Кобелева, А.Г. Колмаков // Труды Кольского научного центра РАН. Серия: Технические науки. - 2022. - Т.13. - № 1. - С. 33-38.
397. Быков, П.А. Влияние армирования антифрикционного сплава АО20-1 на стабильность процесса трения композиционных материалов / П.А. Быков, И.Е. Калашников, Л.И. Кобелева, И.В. Катин, Р.С. Михеев // Journal of advanced research in technical science. - 2023. - №35. - С.79-83.
398. Чернышова, Т.А. Поведение при сухом трении скольжения дисперсно наполненных композиционных материалов на базе алюминиевых сплавов с различным уровнем прочности / Т.А. Чернышова, Л.И. Кобелева, Л.К. Болотова, Т.В. Лемешева // Перспективные материалы. - 2005. - №5. - С. 38-44.
399. Чернышова, Т.А. Разработка и апробация композиционных материалов систем Al-SiC и Al-TiC в узлах трения нефтедобывающего оборудования / Т.А. Чернышова, Р.С. Михеев, И.Е. Калашников, И.В. Акимов, Е.И. Харламов // Физика и химия обработки материалов. - 2010. - №5. - С.78-86.
400. Евсеев, В. Проблемы обеспечения качества литейного производства в российской промышленности и пути их решения / В. Евсеев, А. Нагорный, Е. Малкин // Управление качеством. - 2018. - №7.
401. Интернет-магазин OCHV.RU [Интернет-ресурс]. Режим доступа: URL: <https://ochv.ru/titan-karbid> (дата обращения 01.04.2025).
402. 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: Международ. симпозиум. – Беларусь (Минск), 23-27 августа 2021. - С. 219-220.

403. Шерина, Ю.В. Исследование свариваемости композиционных материалов на основе алюминиево-магниевых сплавов, упрочненных дисперсной фазой карбида титана / Ю.В. Шерина, А.Р. Луц, П.Е. Кичаев // Перспективные материалы в авиадвигателестроении: XVIII Всерос. науч.-технич. конф. - Самара, 4-6 октября 2023. - С. 110-114.

404. Луц, А.Р. О применении процесса СВС для дисперсного армирования алюминиевых сплавов с целью улучшения их свойств / А.Р. Луц // Всерос. науч.-технич. форум по двигателям и энергетическим установкам имени Н.Д. Кузнецова. - Самара, 10-11 октября 2024. - С. 89-91.

405. Луц, А.Р. Жидкофазные способы получения алюмоматричных композиционных материалов, дисперсно армированных карбидными фазами / А.Р. Луц // XXII Всерос. научн.-технич. конф. «Высокие технологии в машиностроении». - Самара, 9-11 апреля 2025. – С. 205-208.

		411302.28.0125.2006		
		ИЦ СВС		
		Композиционный сплав алюминий-карбид титана		

Федеральное агентство по образованию
Российской Федерации

Государственное образовательное учреждение
высшего профессионального образования
"Самарский государственный технический университет"

Инженерный центр СВС

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ ПРОЦЕСС

ПРОИЗВОДСТВА КОМПОЗИЦИОННОГО СПЛАВА
АЛЮМИНИЙ - КАРБИД ТИТАНА МЕТОДОМ СВС

ТП № 411302.28.0125.2006

"УТВЕРЖДАЮ"

Проректор по научной работе
Ю.Н. Климовичкин

профессор

5 июля 2006 г.

Директор ИЦ СВС
профессор А.А. Амосов

4 июля 2006 г.

Зав. сектором ИЦ СВС
доцент А.Г. Макаренко

4 июля 2006 г.

КОПИЯ ВЕРНА

Самарский государственный технический университет

подпись

Разраб.		Луц	ИЦ СВС		411302.28.0125.2006	
Зав. отд.		Амосов				
Проверил		Макаренко				
Н. контр.		Бичуров				
С		НПП				
Ф		НПП				
Г		Обозначение ТД	Усл. обозн.	Лист	Листов	Примечание
		Обозначение комплекта ТД				
С 01		1	ТП	1 /	Титульный лист	1
Ф 02		2	ВТД	2 /	Ведомость технологических документов	1
Г 03		3	КЭ	3 /	Карта эскизов / Технологическая схема	1
04		4	МК	4 /	Маршрутная карта	5
05		5			Приложение 1 к МК. Требования безопасности	4
06		6			Приложение 2 к МК. Сточные воды	1
07					Приложение 3 к МК. Выбросы в атмосферу.	1
08		7			Приложение 4 к МК. Контроль технологических параметров	1
10		8			Приложение 5 к МК. Режимы на операциях "Сушка, дозирование и смешивание шихты"	1
12		10			Приложение 6 к МК. Режимы на операциях "Загрузка печи и синтез лигатуры"	1
14			КК		Комплектовочная карта / Ведомость сырья и материалов	1
15			КК		Комплектовочная карта / Ведомость оборудования	2
16			КК		Комплектовочная карта/Ведомость оснастки и приборов	2
ВТД					ВЕДОМОСТЬ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ДОКУМЕНТОВ	

РОССИЙСКАЯ ФЕДЕРАЦИЯ



ФЕДЕРАЛЬНАЯ СЛУЖБА
ПО ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНОЙ СОБСТВЕННОСТИ

(19) **RU** ⁽¹¹⁾ **2 448 178** ⁽¹³⁾ **C2**(51) МПК
C22C 1/02 (2006.01)

(12) ОПИСАНИЕ ИЗОБРЕТЕНИЯ К ПАТЕНТУ

(21)(22) Заявка: 2009131438/02, 18.08.2009

(24) Дата начала отсчета срока действия патента:
18.08.2009

Приоритет(ы):

(22) Дата подачи заявки: 18.08.2009

(43) Дата публикации заявки: 27.02.2011 Бюл. № 6

(45) Опубликовано: 20.04.2012 Бюл. № 11

(56) Список документов, цитированных в отчете о
поиске: RU 2120490 C1, 20.10.1998. RU 97117415 A,
10.08.1999. RU 2353475 C2, 27.04.2009. CN
101343183 A, 14.01.2009. CN 101092301 A,
26.12.2007.

Адрес для переписки:

443100, г.Самара, ул. Молодогвардейская,
244, Главный корпус СамГТУ, патентный
отдел

(72) Автор(ы):

Амосов Александр Петрович (RU),
Луц Альфия Расимовна (RU),
Орлов Александр Владимирович (RU),
Герасимов Игорь Олегович (RU)

(73) Патентообладатель(и):

Государственное образовательное
учреждение высшего профессионального
образования Самарский государственный
технический университет (RU)

(54) СПОСОБ ПОЛУЧЕНИЯ ЛИТЕЙНОГО КОМПОЗИЦИОННОГО СПЛАВА АЛЮМИНИЙ-КАРБИД ТИТАНА

(57) Реферат:

Изобретение относится к порошковой металлургии и может быть использовано для получения композиционных сплавов. Проводят плавление алюминия, затем в расплав алюминия порциями вводят экзотермическую смесь из порошков титана, углерода и флюса криолита в стехиометрическом соотношении. После введения каждой порции осуществляют СВС-реакцию и кристаллизацию множества

керамических включений карбида титана с размером $\leq 1-2$ мкм. Перед введением следующей порции экзотермической смеси осуществляют перемешивание расплава, при этом получают сплав, содержащий не более 10% карбида титана. Осуществляется способ, обладающий экологической безопасностью, снижением трудоемкости и повышенным качеством конечного продукта. 2 ил., 1 пр.

RU 2 448 178 C2

RU 2 448 178 C2

РОССИЙСКАЯ ФЕДЕРАЦИЯ



ФЕДЕРАЛЬНАЯ СЛУЖБА
ПО ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНОЙ СОБСТВЕННОСТИ

(19) **RU** (11) **2 533 245** (13) **C1**

(51) МПК

C22C 1/05 (2006.01)

C22C 21/04 (2006.01)

B22F 3/02 (2006.01)

(12) ОПИСАНИЕ ИЗОБРЕТЕНИЯ К ПАТЕНТУ

(21)(22) Заявка: 2013129152/02, 25.06.2013

(24) Дата начала отсчета срока действия патента:
25.06.2013

Приоритет(ы):

(22) Дата подачи заявки: 25.06.2013

(45) Опубликовано: 20.11.2014 Бюл. № 32

(56) Список документов, цитированных в отчете о
поиске: RU 2475334 C2, 20.02.2013. RU
2130682 C1, 10.10.2002. RU 2138572 C1,
27.09.1999. CN 101538666 A, 23.09.2009. US
6723184 B2, 20.04.2004

Адрес для переписки:

443100, г. Самара, ул. Молодогвардейская, 244,
Главный корпус СамГТУ, патентный отдел

(72) Автор(ы):

Амосов Александр Петрович (RU),
Самбурок Анатолий Романович (RU),
Луц Альфия Расимовна (RU),
Тимошкин Иван Юрьевич (RU),
Ермошкин Андрей Александрович (RU),
Ермошкин Антон Александрович (RU),
Никитин Константин Владимирович (RU),
Криволицкий Кирилл Сергеевич (RU)

(73) Патентообладатель(и):

Федеральное государственное бюджетное
образовательное учреждение высшего
профессионального образования Самарский
государственный технический университет
(RU)

(54) СПОСОБ ПОЛУЧЕНИЯ ПСЕВДОЛИГАТУРЫ ДЛЯ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

(57) Реферат:

Изобретение относится к литейному и металлургическому производству, в частности к получению псевдолигатуры для модифицирования алюминиевых сплавов. Способ включает смешивание в планетарной мельнице полученного по технологии самораспространяющегося высокотемпературного синтеза ультрадисперсного порошка карбида титана, содержащего соли хлорида калия и натрия, с

порошком основы, содержащим алюминий и медь, в соотношении 9:1, и прессование полученной композиции. В результате получают лигатуру, содержащую 8-12% ультрадисперсной модифицирующей композиции. Использование полученной псевдолигатуры при модифицировании алюминиевых сплавов позволяет измельчать дендриты α -Al в 2,6 раза. 1 ил., 1 табл., 1 пр.

RU 2 533 245 C1

RU 2 533 245 C1

РОССИЙСКАЯ ФЕДЕРАЦИЯ



ФЕДЕРАЛЬНАЯ СЛУЖБА
ПО ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНОЙ СОБСТВЕННОСТИ

(19) **RU** (11) **2 555 321** (13) **C2**
(51) МПК
C22C 1/10 (2006.01)

(12) ОПИСАНИЕ ИЗОБРЕТЕНИЯ К ПАТЕНТУ

(21)(22) Заявка: 2013129404/02, 26.06.2013
(24) Дата начала отсчета срока действия патента:
26.06.2013
Приоритет(ы):
(22) Дата подачи заявки: 26.06.2013
(43) Дата публикации заявки: 10.01.2015 Бюл. № 1
(45) Опубликовано: 10.07.2015 Бюл. № 19
(56) Список документов, цитированных в отчете о
поиске: RU 2448178 C2, 20.04.2012. CN
102952957 A, 06.03.2013. WO 1988003574 A1,
19.05.1988. US 4710348 A, 01.12.1987. RU
2138572 C1, 27.09.1999

Адрес для переписки:
443100, г.Самара, ул. Молодогвардейская, 244,
Главный корпус СамГТУ, патентный отдел

(72) Автор(ы):
Амосов Александр Петрович (RU),
Самбурок Анатолий Романович (RU),
Луц Альфия Расимовна (RU),
Ермошкин Андрей Александрович (RU),
Ермошкин Антон Александрович (RU),
Тимошкин Иван Юрьевич (RU)
(73) Патентообладатель(и):
Федеральное государственное бюджетное
образовательное учреждение высшего
профессионального образования Самарский
государственный технический университет
(RU)

(54) СПОСОБ ПОЛУЧЕНИЯ ЛИТОГО АЛЮМОМАТРИЧНОГО КОМПОЗИЦИОННОГО СПЛАВА

(57) Реферат:
Изобретение относится к области
металлургии, в частности к получению литых
алюмоматричных композиционных сплавов.
Способ включает плавление алюминия, введение
в расплав порциями экзотермической шихты,
состоящей из порошков титана и углерода, и
перемешивание расплава, при этом перед
введением в расплав экзотермическую шихту
гранулируют с использованием связующего,
являющегося флюсом и представляющим собой
фторкаучук, с получением гранул размером 0,2-
6,0 мм и содержанием сухого фторкаучука 1-2%,

полученные гранулы вводят в расплав порциями
в алюминиевой фольге толщиной 0,2-0,5 мм, а по
окончании ввода шихты осуществляют выдержку
расплава не менее 5 мин. Применение флюса и
искусственного гранулирования позволяет
облегчить процесс ввода шихты в расплав,
увеличить степень усвоения шихтовых
компонентов в расплаве и повысить
равномерность распределения синтезируемых
частиц упрочняющей фазы в матричном сплаве.
1 пр., 1 табл., 2 ил.



МИНОБРНАУКИ РОССИИ
федеральное государственное бюджетное образовательное
учреждение высшего образования
«Самарский государственный технический университет»
(ФГБОУ ВО «СамГТУ»)

«УТВЕРЖДАЮ»

Первый проректор-проректор по учебной работе
Самарского государственного технического университета,
д.т.н., доцент Д.Е. Овчинников



« 26 » 06 2025 года

AKT

внедрения материалов диссертационной работы Луц Альфии Расимовны
в учебный процесс

Настоящим актом подтверждается, что Луц Альфией Расимовной было произведено внедрение результатов диссертационной работы «Применение процесса самораспространяющегося высокотемпературного синтеза армирующей фазы высокодисперсного карбида титана в расплавах алюминиевых сплавов для получения новых литых алюмоматричных композитов» в учебный процесс на кафедре «Металловедение, порошковая металлургия наноматериалы» факультета машиностроения, металлургии и транспорта. Материалы диссертации использованы при подготовке:

- бакалавров по направлению 22.03.01 «Материаловедение и технологии материалов», профиль «Материаловедение и технология новых материалов»; направлению 22.03.02 «Металлургия», профиль «Металловедение и термическая обработка металлов»;

- магистров по направлению 22.04.01 «Материаловедение и технологии материалов», профиль «Технологии самораспространяющегося высокотемпературного синтеза порошковых и композиционных наноматериалов и нанопокровов»;

- аспирантов по специальностям 2.6.17 «Материаловедение», 1.3.17 «Химическая физика, горение и взрыв, физика экстремальных состояний вещества».

Методики, разработанные и представленные в диссертации, использовались при подготовке курсовых, дипломных работ, магистерских и кандидатских диссертаций, вошли в лекции и лабораторные работы по дисциплинам «Композиционные материалы», «Конструирование изделий из композиционных материалов», «Материалы и технологии СВС», «Материаловедение», «Новые металлические материалы».

Декан факультета машиностроения,
металлургии и транспорта,
зав. кафедрой «Литейные и
высокоэффективные технологии»
СамГТУ, д.т.н., профессор

Зав. кафедрой «Металловедение,
порошковая металлургия,
наноматериалы» СамГТУ,
д.ф.-м.н., профессор

К.В. НИКИТИН

А.П. АМОСОВ



МИНОБРНАУКИ РОССИИ
федеральное государственное бюджетное образовательное
учреждение высшего образования
«Самарский государственный технический университет»
(ФГБОУ ВО «СамГТУ»)

«УТВЕРЖДАЮ»

Проректор по научной работе
 Самарского государственного
 технического университета,
 д.т.н., доцент А.В. Еремин



30 апреля 2025 года

АКТ

использования материалов диссертационной работы
 Луц Альфии Расимовны

Настоящим актом подтверждается, что при исполнении работ по государственному контракту от 20.03.2013 г. № 14.513.11.0042 в рамках ФЦП "Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2007-2013 года" по теме «Разработка научно-технических основ технологии применения процессов СВС для создания литых сплавов на основе алюминия с улучшенными свойствами с использованием нанодисперсных частиц карбидов» в Центре литейных технологий кафедры «Литейные и высокоэффективные технологии» Самарского государственного технического университета были проведены исследования по исследованию модифицирующей способности лигатуры Al-10%TiC.

Получение композиционного материала осуществляли жидкофазным методом за счет проведения химической реакции синтеза фазы TiC непосредственно в расплаве алюминия (in-situ) из исходной СВС-смеси порошков титана и углерода. Заливку композиционного сплава осуществляли в кокиль. Получение модифицирующих лигатур производили переплавкой и кристаллизацией композиционного сплава с высокой скоростью охлаждения (10^3 °C/c), тем самым получая лигатуры в виде лент толщиной до 2 мм.

В качестве матричного сплава лигатуры использовали технический алюминий марки А7. Для синтеза карбида титана использовали смесь порошков титана марки ТПП-7, углерода марки П-701, алюминия марки ПА-4 и флюса МХЗ. Для оценки эффективности модифицирующего эффекта композиционной лигатуры использовали силумин марки АК9ч (ГОСТ 1583-93). Определение трибологических свойств осуществляли на машине трения, изготовленной на торцевом трибометре по схеме "втулка-диск". Контртело представляло собой втулку из стали 17НЗМА. Процесс изнашивания проводили в масле марки «Индустриальное-20» при скорости вращения 580 об/мин относительно вращающегося образца. Время наработки составило 1 час. Экспериментально определяли коэффициент трения и величину износа композиционного материала. Коэффициент трения определялся как отношение силы трения к величине нормальной нагрузки на контртело. Механические свойства определяли по ГОСТ 1497-84 на разрывной машине Р-5. Твердость определяли на твердометре ТШ-2М по ГОСТ 9012-59 методом измерения твердости по Бриннелю при нагрузке 102,6 кг, диаметр шарика 2,5 мм, время нагружения 20 сек.

Анализ микроструктуры сплавов показал, что в композиционном материале Al-10%TiC основной армирующей фазой являются мелкие равноосные частицы TiC округлой формы, отсутствует побочная интерметаллидная фаза Al_3Ti игольчатой формы. При этом частицы карбида титана равномерно распределены по всему сечению микрошлифа. Размер армирующей фазы TiC составил 80-150 нм. В немодифицированном сплаве АК9ч преобладающий размер дендритов α -Al составляет 30 мкм, эвтектика (Al+Si) расположена в междендритном пространстве и имеет игольчатую форму. После модифицирования сплава АК9ч композиционной лигатурой размер дендритов α -Al уменьшился практически в 2 раза и составил 17 мкм, при этом также произошло измельчение эвтектики (рисунок 1).

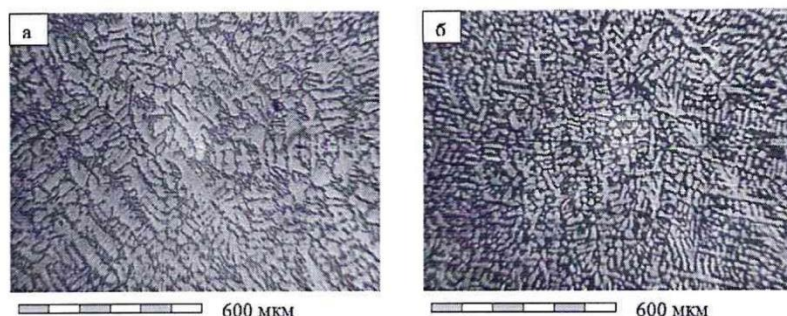


Рисунок 1 - Микроструктура сплава АК9ч: а – без модифицирования; б – после модифицирования композиционной лигатурой Al-10%TiC

В табл. 1 и 2 приведены механические и трибологические свойства сплавов. Для сравнительного анализа определяли свойства чистого алюминия марки А7 и алюминиевого сплава АК9ч. Предел прочности и твердость композиционного сплава Al-10%TiC существенно превосходят аналогичные свойства чистого алюминия, при незначительном понижении пластичности. Модифицирование сплава АК9ч композиционной лигатурой значительно улучшило пластичность сплава

Трибологические исследования показали, что износостойкость и коэффициент трения модифицированного сплава выше на 20% и 40% соответственно в сравнении с немодифицированным сплавом АК9ч. Нагрузка схватывания у сплава, модифицированного наноразмерными частицами TiC выше, что позволяет использовать эти сплавы в более нагруженных узлах трения.

Таблица 1. Механические свойства сплавов

Сплав	σ_b , МПа	δ , %	Ударная вязкость, Дж/см ²	НВ, МПа
Алюминий А7	81	9,4	-	25
АК9ч	189	4,2	-	69
Al-10%TiC	233	3,3	3,4	85
АК9ч + 0,02%TiC*	184	8	3,1	65

* Модифицирование композиционной лигатурой Al-10%TiC, полученной с высокой скоростью охлаждения

Таблица 2. Трибологические свойства сплавов

Сплав	Нагрузка схватывания, кгс/см ²	Износ, мкм/час	K_T	$T_{разогрева}$, °C
АК9ч	52,7	3,0	0,088	137
АК9ч + 0,02%TiC	54	2,5	0,062	86

На основании полученных данных композиционный материал Al-10%TiC рекомендован для использования в качестве модифицирующей наноструктурированной лигатуры для модифицирования алюминиево-кремниевых сплавов.

Ответственный исполнитель темы,
зав. каф. «МПИМН» СамГТУ,
д.ф.-м.н., профессор

Исполнитель темы,
зав. каф. «ЛивТ» СамГТУ,
д.т.н., профессор

Исполнитель темы,
доцент каф. «МПИМН» СамГТУ,
к.т.н., доцент

 А.П. Амосов
 К.В. Никитин
 А.Р. Луц

«УТВЕРЖДАЮ»

Первый заместитель генерального директора -

Главный инженер

АО «РКЦ «Прогресс»

Е.Б. Лукин



10 2024 года

АКТ

об опробовании и проведении испытаний

Настоящим актом подтверждается, что специалистами центральной лаборатории АО "РКЦ "Прогресс" проведены металлографические исследования и механические испытания представленных в докторской диссертации Луц Альфии Расимовны композиционных материалов АМ4,5Кд-10%TiC и АК10М2Н-10%TiC. По результатам изучения микроструктуры, анализа твердости, микротвердости, прочностных характеристик подтверждено, что введение 10%TiC в состав алюминиевых сплавов способствует повышению указанных характеристик, а их значения соответствуют приведенным в диссертации, что позволяет сделать вывод о перспективности использования разработанных материалов для конструкций ракетно-космической техники при условии согласования их применения головным отраслевым институтом по вопросам материаловедения. Считаем, что указанные материалы могут быть полезны в качестве альтернативы алюминиевым сплавам для изготовления деталей, работающих в условиях статического нагружения типа элементов корпусов, замковых соединений и т.п.

Главный металлург

С.А. Акишин

Заместитель начальника ЦЛ –
начальник лаборатории, к.т.н.

М.С. Казаков



АО «НИМИ им. В.В. Бахирева»

Ленинградское шоссе, 58,
г. Москва, 125212,
Тел. (495) 452-29-44
Факс: (495) 452-14-06
E-mail: nimi@nimi.su
Web: nimi.su
ОГРН 1127747236341
ИНН/КПП 7743873015/774301001



ПОДТВЕРЖДАЮ

Главный технолог
А.С. Дмитриева

«29» 12 2024 г.

АКТ

о возможности внедрения результатов исследовательско-изыскательских работ Луц Альфии Расимовны и Михлик Владислава Михайловича

Настоящим актом подтверждается, что представленные в исследовательско-изыскательских работах Луц Альфии Расимовны ФГБОУ ВО Самарский государственный технический университет и Михлик Владислава Михайловича МГТУ им. Н.Э. Баумана композиционные материалы (КМ) составов АМг2-10%TiC, АМ4,5Кд-10%TiC, АК10М2Н-10%TiC и В95-3%SiC, В95-5%SiC, В95-10%SiC прошли испытания.

По результатам испытаний и исследований для представленных алюминиевых КМ подтвержден высокий уровень трибологических характеристик, в том числе износо- и задиростойкость и удовлетворительные значения механических, технологических и эксплуатационных свойств.

Полученные результаты позволяют рекомендовать композиционный материал на основе сплава АМг2 для изготовления изделий бытового назначения, работающих в условиях повышенного износа, материалы на основе сплавов АМ4,5Кд и АК10М2Н - для применения в узлах трения различного технологического оборудования (втулки, вкладыши и т.п.) при температурах эксплуатации до 250°C в качестве альтернативы традиционным антифрикционным материалам (латуни, бронзы, баббиты), а материал на основе В95 для изделий авиационного назначения, работающих под воздействием больших нагрузок (стрингеры, шпангоуты и лонжероны). Повышение прочностных свойств может привести к уменьшению массы изготавливаемых изделий и к улучшению летных характеристик. Технология получения легко адаптируется к условиям серийного литейного производства, материалы допускают механическую обработку и сварку.

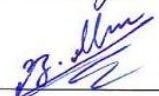
Внедрение указанных композиционных материалов имеет существенную экономическую целесообразность в связи с меньшей стоимостью изделий (снижение затрат для сплавов АМг2, АМ4,5Кд и АК10М2Н осуществляется за счет использования более дешевых материалов, для сплавов В95 за счет уменьшения количества используемого материала).

Ответственные исполнители от

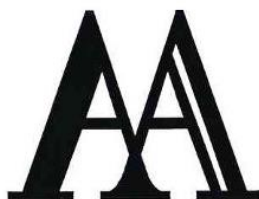
ФГБОУ ВО Самарский государственный технический университет

МГТУ им. Н.Э. Баумана

 А.Р. Луц

 В.М. Михлик

Общество с ограниченной ответственностью
«АДВЕРС»



443068, г. Самара, ул. Ново-Садовая, 106, корпус 80
 тел. (846) 263-07-94, тел. 263-07-97



УТВЕРЖДАЮ

Директор по производству ООО «Адверс»

В.А. Колосков

«14» февраля 2024 г.

АКТ

внедрения технологии плавки и литья композиционных материалов

Комиссия в составе директора по производству Колоскова В.А., главного технолога Сулейманова Д.Х. и инженера-конструктора Леонова И.М. составила настоящий акт о том, что разработанные в диссертационной работе доц. Луц А.Р. (ФГБОУ ВО «СамГТУ») технологические процессы плавки и литья композиционных материалов АК10М2Н-10%TiC внедрены и используются в условиях литейного производства ООО «Адверс» (г. Самара) при изготовлении фасонных износостойких отливок «корпус компрессора кондиционера» и «корпус газового редуктора» методом литья в кокиль.

Литые изделия из алюмоматричных композитов входят в производственное предложение продукции ООО «Адверс» и изготавливаются опытными партиями по заказам предприятий и организаций. Технологические рекомендации по производству указанных материалов обеспечивают требуемый уровень механических характеристик получаемых отливок и минимизацию литейных дефектов в виде горячих трещин, усадочной и газовой пористости и т.п.

Технико-экономический эффект от использования отливок из композиционного материала АК10М2Н-10%TiC достигается за счет продления срока эксплуатации по сравнению с исходными отливками из сплава АК9ч на 20%. Ожидаемый годовой экономический эффект составляет 115 тыс. руб.

От ООО «Адверс»

От ФГБОУ ВО «СамГТУ»

Главный технолог

Доц. каф. «Металловедение,
 порошковая металлургия,
 наноматериалы»

 Сулейманов Д.Х.

 Луц А.Р.

Инженер-конструктор

 Леонов И.М.



ООО "Производственная компания "ТИСО"
194044, Россия, г. Санкт-Петербург
ул. Боткинская, д.15, корп.1
тел./факс: (812) 336-90-95
www.pk-tiso.ru, info@pk-tiso.ru

УТВЕРЖДАЮ

Генеральный директор

ООО «ПК «ТИСО»

М.А. Левинтов

«15» января 2025г.



АКТ

О внедрении результатов научно-исследовательской работы

Результаты НИР «Разработка опытной технологии получения композиционных материалов на основе алюминиевых сплавов, армированных карбидом титана», на основе данных, представленных в диссертационной работе Луц Альфии Расимовны (выполненной в ФГБОУ ВО Самарский государственный технический университет), внедрены в производство осей для изделий Внешние транспортные телеги ТЗ ДТТ ЛО 352 на производственной площадке ООО «ПК «ТИСО».

Изделие испытывает статические несущие нагрузки, материал должен быть стоек к механическим воздействиям и перепаду температур - 30°C - + 60°C. Окружающая среда не должна вызывать изменения внешнего вида и свойств. Испытания проводились с целью снижения себестоимости изготовления, а также увеличения ресурса работы изделия.

Закключение: проведены натурные испытания для определения долговечности транспортных телег, изготовленных из материала АК7+5%TiC вместо Л35, которые показали увеличение ресурса работы оси при тех же нагрузках без изменения габаритных размеров и эксплуатационных характеристик в течение испытания. Использование указанного материала позволяет повысить долговечность изделий на 25% при снижении массы и стоимости.

Комиссия в составе:

Начальник производства Кукушкин А.В.

Начальник ОТК Смирнова А.В.

Главный конструктор Старчак А.А.



ООО «Строительная компания «СОЛАР»
(ООО «СК «СОЛАР»)
196158 Санкт-Петербург г, Космонавтов пр-кт, д.79, корп.2, лит.А, пом.2, офис 2
ИНН 7820326193 КПП 781001001
р/с 4070 2810 2035 0001 6756
к/с 3010 1810 7453 7452 5104
БИК 044 525 104
ООО «Банк «Точка»

УТВЕРЖДАЮ

Генеральный директор ООО «СК «СОЛАР»

М.О. Жданов
«03» февраля 2025 г.

АКТ

Проведения промышленных испытаний

Комиссия в составе: гл. инженер Карловская Л.А., старший мастер Жигиль К.Е., мастер Трошанов Д.Н. подтверждает, что в течение 2024 г. разработанные в докторской диссертационной работе доцента Луц Альфии Расимовны литые армированные композиционные материалы ВАЛ10-10%TiC прошли успешные производственные испытания на базе ООО «СК «СОЛАР» в качестве вкладышей сферических подшипников скольжения, применяемых в узлах вибрационных катков BW-144, HD-1105.

За период испытаний установлено, что применение разработанных материалов позволяет увеличить межремонтный период эксплуатации и сократить простои оборудования, обеспечивая стабильную работу вибрационных дорожных катков, что в конечном счете способствует снижению затрат на обслуживание и ремонт около 50 000 (пятидесяти тысяч) рублей в год на одну единицу техники.

Гл. инженер _____ Л.А. Карловская

Ст. мастер _____ К.Е. Жигиль

Мастер _____ Д.Н. Трошанов