

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего
образования
Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

Мохамед Иссам Ахмед Мохамед

**Исследование и разработка композиционных материалов на основе
алюминия для применения в транспортном машиностроении**

Специальность 05.16.01 Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени

кандидата технических наук

НАУЧНЫЙ РУКОВОДИТЕЛЬ:

кандидат технических наук,

доцент Чурюмов А.Ю.

Москва – 2018

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность работы

Применяемые в настоящее время в автомобильной промышленности алюминиевые сплавы не всегда удовлетворяют возрастающим требованиям по комплексу свойств, таким как прочность, износостойкость, теплопроводность. Использование материалов на базе других металлов часто приводит к удорожанию производства и увеличению веса конструкций, что отрицательно сказывается на энергоэффективности автомобилей, повышение которой является основной задачей современного автомобилестроения. Существенный прирост в свойствах позволяет достичь формирования в алюминиевых сплавах композиционной структуры за счет введения в них армирующих керамических частиц. Однако разработанные в настоящее время композиционные материалы на основе алюминия хоть и превосходят по механическим свойствам классические алюминиевые сплавы, не всегда удовлетворяют требованиям по своим теплофизическим характеристикам. В связи с этим актуальной задачей является разработка новых составов композиционных материалов для автомобильной промышленности, обладающих хорошим комплексом как механических, так и теплофизических свойств.

Наиболее экономичным способом получения металло-матричных композитов на основе алюминия является жидкофазный метод замешивания частиц в расплав базового алюминиевого сплава. Однако формирующаяся в процессе замешивания и последующей кристаллизации микроструктура обладает повышенной пористостью, неравномерностью распределения частиц и слабым взаимодействием на границе матричный сплав – керамическая частица, что плохо сказывается на эксплуатационных характеристиках композиционного материала. В связи с этим перспективным направлением представляется разработка технологии получения безпористых композиционных материалов путем последовательных операций вихревого замешивания и кристаллизации под давлением, способствующей также улучшению смачиваемости на границе матричный сплав – частица.

Решению заявленных задач была посвящена данная работа.

Цель работы

Разработка составов композиционных материалов, обладающих повышенным комплексом механических и теплофизических свойств, а также экономичной технологии получения из них изделий для автомобильной промышленности.

Основные задачи:

Для достижения поставленной цели необходимо решить следующие задачи:

1. Исследовать влияние типа и объёмной доли керамических частиц микронного размера на структуру, механические, трибологические и теплофизические свойства композиционных материалов на основе сплава А359.
2. Разработать рекомендации по режимам замешивания керамических частиц в расплав и кристаллизации под давлением.
3. Исследовать механизмы деформации композиционных материалов в процессе сжатия.
4. Построить модель поведения композиционных материалов в условиях реальной эксплуатации.
5. Предложить перспективные составы композиционных материалов и технологий их получения для дальнейшего использования в качестве тормозных дисков автомобилей.

Научная новизна

1. Впервые исследовано влияние армирующих частиц AlN на структуру и свойства композиционного материала на базе алюминиевого сплава А359, полученного кристаллизацией под давлением. Показано, что увеличение содержания керамических частиц AlN приводит к увеличению теплопроводности, прочности и износостойкости композиционного материала.
2. Методами рентгеновской дифрактометрии, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии показано наличие в исследуемых композиционных материалах после кристаллизации под давлением на границе раздела матрица/армирующая частица фазы $MgAl_2O_4$, что подтверждает прохождение на границе химической реакции и, как следствие, увеличение взаимодействия между частицей и матрицей, что приводит к улучшению механических свойств.

3. Добавление керамических частиц в структуру матричного сплава А359 приводит к ускорению процесса старения. Достижение максимума на кинетической кривой старения достигается при 155 °С в течение 12 часов для базового сплава и в течение 3, 4 и 5 часов для композитов, содержащих 15 мас.% частиц SiC, (SiC+Si₃N₄) и AlN, соответственно. Ускорение процесса старения связано с существенным повышением плотности дислокаций в процессе кристаллизации и закалки в композитах, армированных частицами.
4. Моделирование методом конечных элементов процесса деформации сжатием композиционного материала, содержащего армирующие частицы разного размера, показал, что разрушение композитов происходит, когда напряжение вблизи больших частиц достигает предельной деформации матричного сплава (в случае сплава А359 примерно 0,4 истинной степени деформации), таким образом показано, что низкая пластичность композитов связана, прежде всего, с концентрацией деформации вблизи крупных частиц.
5. Расчет с использованием метода конечных элементов процесса разогрева контактирующих поверхностей деталей тормозного диска показал, что при использовании композиционного материала на основе сплава А359, содержащего 15 % AlN достигается значительное уменьшение температуры тормозного диска.

Практическая ценность работы

1. Разработана технология получения композиционных материалов на основе алюминиевого сплава А359, армированного частицами SiC, Si₃N₄ и AlN, включающая механическое замешивание частиц в расплав при температуре на 100 °С выше его ликвидуса специальной титановой лопаткой со скоростью вращения 850 об./мин и последующую кристаллизацию под давлением 100 МПа при температуре 685 °С в течение 2 минут. Разработанная технология обеспечивает в композиционных материалах пониженную по сравнению с литым состоянием пористость, а также более равномерное распределение в структуре частиц.
2. Разработан новый композиционный материал А359/AlN, обладающий высоким уровнем механических, трибологических и теплофизических свойств, а также технология получения из него изделий для автомобильной промышленности.

3. Построена математическая модель износа композиционных материалов на основе сплава А359, армированного частицами AlN, (SiC+Si₃N₄) и SiC, согласно уравнению Аркарда. Модель позволяет рассчитывать износ материала исходя из содержания керамических частиц и условий эксплуатации.

Основные положения и результаты, выносимые на защиту:

1. Закономерности формирования структуры композиционных материалов на основе сплава А359, армированных частицами AlN, (SiC+Si₃N₄) и SiC, в процессе вихревого замешивания и кристаллизации под давлением.
2. Механические, трибологические и теплофизические свойства композиционных материалов на основе сплава А359, армированных частицами AlN, (SiC+Si₃N₄) и SiC.
3. Закономерности процесса и математическая модель износа композиционных материалов на основе сплава А359, армированных частицами AlN, (SiC+Si₃N₄) и SiC.
4. Модели деформации композиционных материалов на основе сплава А359 в процессе сжатия.

Достоверность результатов работы:

Обеспечивается воспроизводимостью результатов экспериментов и испытаний, выполненных с применением комплекса современных методов исследования и с использованием современного исследовательского оборудования, а также согласованием полученных результатов с литературными данными.

Личный вклад автора:

Автор непосредственно участвовал в постановке и проведении экспериментов в процессе всего цикла исследований, в обработке и анализе полученных результатов. Публикации подготовлены при участии соавторов.

Апробация работы:

Основные результаты диссертационной работы доложены и обсуждены на следующих отечественных и зарубежных научных конференциях:

1. XVI международная научно-техническая Уральская школа-семинаре металлосведов-молосдых ученых уральская школа-семинар г. Екатеринбург 7-11 декабря 2015 г.
2. 70-е Дни Науки Студентов МИСиС: международные, меовузовские и институтские научно-технические конференции, Москва, 2015, с. 16-17.
3. XV Международная конференция огнеупорщиков и металлургов - Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС» г. Москва 6-7 апреля 2017 г.
4. XVI Международная конференция огнеупорщиков и металлургов - Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС» г. Москва 19-20 апреля 2018 г.

Публикации

По результатам диссертационной работы опубликовано 9 статей в изданиях, включенных в перечень журналов рекомендованных ВАК, 6 работ в сборниках трудов научных конференций, получен 1 патент РФ.

Структура и объем работы

Диссертационная работа состоит из введения, 5 глав, выводов и списка литературы из 170 наименований. Работа изложена на 131 странице, содержит 71 рисунок и 22 таблицы.

КРАТКОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении обоснована актуальность темы, анализируется применение композиционных материалов, обладающих повышенным комплексом механических и теплофизических свойств, а также экономичной технологии получения из них изделий для автомобильной промышленности, обозначены возможные области применения полученного материала. Определены цель и задачи исследования.

В первой главе представлен аналитический обзор литературы по теме диссертационной работы, в котором обосновано, что использование легких композитных материалов для автомобильной и аэрокосмической промышленности является одним из самых приоритетных направлений прежде всего в целях повышения энергоэффективности за счет снижения массы компонентов и расхода топлива. Из всего разнообразия алюминиевых сплавов, используемых в качестве матрицы для композитов, сплавы

системы Al-Si-Mg являются наиболее привлекательными благодаря высокому комплексу свойств, включая хорошие литейные свойства, высокую коррозионную стойкость, прочность и теплопроводность. Наиболее перспективными с точки зрения автомобильной промышленности являются керамические частицы AlN, SiC и Si₃N₄. Такие частицы обладают высокой твердостью, прочностью, износостойкостью, низкой плотностью и коэффициентом термического расширения. Кроме того, частицы AlN имеют высокую теплопроводность. Из широкого ряда существующих методов производства композитов для алюминиевых сплавов перспективным является жидкофазная технология замешивания керамических частиц в расплав. Кроме того, процесс жидкофазного изготовления является менее дорогостоящим, более простым в применении и способствует изготовлению деталей сложной формы. Однако, процесс замешивания частиц в расплав приводит к повышенной пористости композитов, поэтому оптимальным выбором является его совмещение с процессом кристаллизации под давлением. Этот процесс помимо снижения пористости способствует усилению межфазной связи на границе раздела матрица/керамическая частица.

Во второй главе обоснован выбор композиционных материалов, описаны образцы, эксперименты и методики исследований. В качестве матричного сплава был выбран алюминиевый сплав Al-9,1Si-0,58Mg. Матричный сплав получили плавкой в муфельной печи и разливкой в графитовую изложницу при температуре 750 °С. Три разных типа частиц были использованы для получения композитов: SiC, Si₃N₄, AlN. Частицы SiC и AlN были размером 30-45 мкм, частицы Si₃N₄ размером 3-5 мкм. Массовая доля частиц составляла 5, 10 и 15 %.

Композиционные материалы получали путем замешивания частиц в расплав с последующей кристаллизацией под давлением. Схема процесса представлена на рисунке 1. Процесс кристаллизации под давлением осуществляли при температуре 620 °С с использованием гидравлического прессы с максимальным усилием 100 тонн.

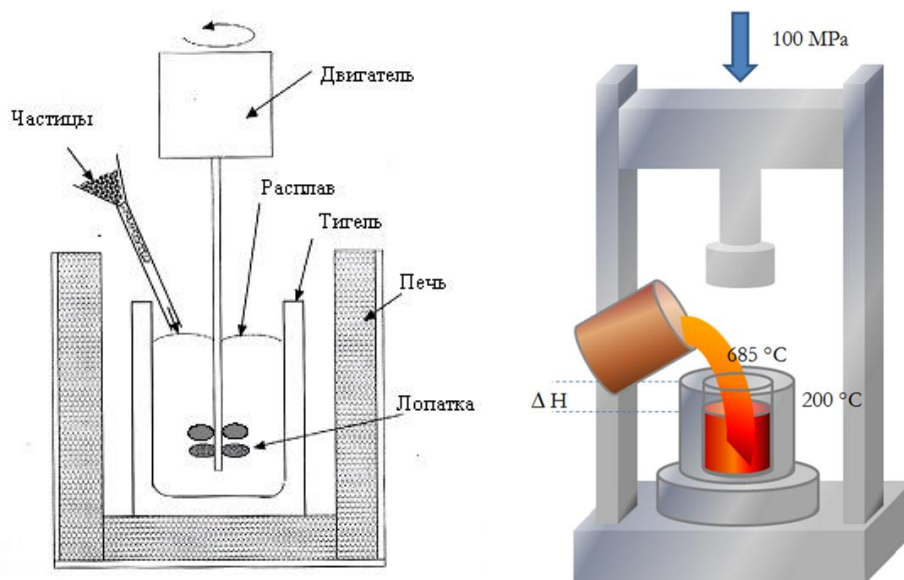


Рисунок 1 - Схема замешивания в расплав керамических частиц и кристаллизации под давлением

Структуру сплавов изучали на электронном сканирующем микроскопе TESCAN VEGA с катодом из LaB_6 и системой рентгеновского энергодисперсионного микроанализа Oxford Instruments Advanced AZtecEnergy X-Max 80. Образцы для исследований полировали механически с использованием шлифовально-полировального станка Struers LaboPol – 5. Для шлифовки использовали шлифовальную бумагу с зернистостью 180 – 4000, для полировки использовали суспензию SiO_2 .

Фазовый состав материалов определяли методом рентгеновской дифрактометрии в монохроматическом медном $\text{K}\alpha$ - излучении на дифрактометре Bruker D8. Съемка проводилась в интервале углов 2θ от 20° до 100° с шагом $0,05^\circ$ и выдержкой 10 с.

Тонкую структуру на поверхности раздела частица-матрица исследовали методом просвечивающей электронной микроскопии на микроскопе JEOL JEM 2100. Образцы для ПЭМ готовили путем ионного утонения.

Плотность исследуемых материалов определяли методом гидростатического взвешивания в воде и на воздухе с использованием аналитических весов Vibra AF (точность $0,00001$ г).

Для определения температур фазовых превращений проводили термоанализ методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) на калориметре Setaram Labsys 1600 в атмосфере аргона.

Гомогенизационный отжиг материалов проводили в печи Nabertherm, закалку осуществляли в теплую воду. Старение при температуре 155 °С в течение различных периодов времени также проводили в печи Nabertherm. Образцы периодически удалялись из печи для определения твердости.

Измерение твердости по Виккерсу проводили на лабораторном твердомере «ИТ 5010» (ГОСТ 23677–79) с алмазным индентором в форме четырехгранной пирамиды с углом при вершине α равным 136°. Число твердости HV определялось как среднее арифметическое из десяти замеров.

Испытания на определение износостойкости были проведены с использованием установки DJS111A. Композиционные материалы и матричный сплав в виде образцов диаметром 8 мм и высотой 12 мм скользили по вращающемуся диску диаметром 200 мм и толщиной 3 мм. Материал диска - инструментальная сталь с твердостью 62 HRC. Шероховатость поверхности (Ra) тестируемых образцов и стального диска определяли с использованием прибора Surftest SJ-201P. Величина (Ra) перед испытанием образцов и стального диска составляла 1,25 и 0,35 мкм, соответственно. Радиус трека составил 42 мм, а скорость вращения диска - 655 об/мин, что приводит к постоянной скорости скольжения 2,75 м/с. Применяемые испытательные нагрузки варьировались от 20 до 60 Н, что соответствовало напряжению от 0,40 до 1,19 МПа. Испытания на износ скольжением проводили без перерыва в течение 30 мин. Температуру в процессе испытания измеряли хромель-алюмелевой термопарой с точностью 0,1 °С. Поверхность образцов после испытания на износ были изучены с помощью сканирующей электронной микроскопии. Кроме того, проводили микрорентгеноспектральный анализ для определения морфологии и химического состава продуктов износа.

Испытание на одноосное сжатие проводили в комплексе физического моделирования термомеханических процессов Gleeble 3800 (модуль Hydrawedge II) при температурах от 20 до 300 °С при скорости деформации 0,001 с⁻¹, а также со скоростями 0,01 – 1 с⁻¹ при комнатной температуре для проведения расчетов методом конечных элементов. Испытания на растяжение проводили при комнатной температуре на универсальной испытательной машине Zwick Z250 со скоростью 4 мм/мин.

Для измерения коэффициента температуропроводности использовали цилиндрические образцы диаметром 12,7 мм и толщиной 2 мм. Температуропроводность

определяли с помощью термического анализатора NETZSCH-LFA 447 в интервале температур 25-300 °С.

Для построения моделей процессов деформации композиционных материалов методом конечных элементов использовался программный комплекс DEFORM 2D. Исходная структура для моделирования представляла собой набор частиц разного размера, распределенных в матрице, обладающей физическими и реологическими свойствами сплава А359 (рисунок 2). Для моделирования процесса разогрева контактирующих поверхностей деталей тормозного диска, сделанных из разработанных композитов была построена конечно-элементная модель узла тормозного диска (рисунок 3). Расчет производился с использованием программного комплекса Abaqus.

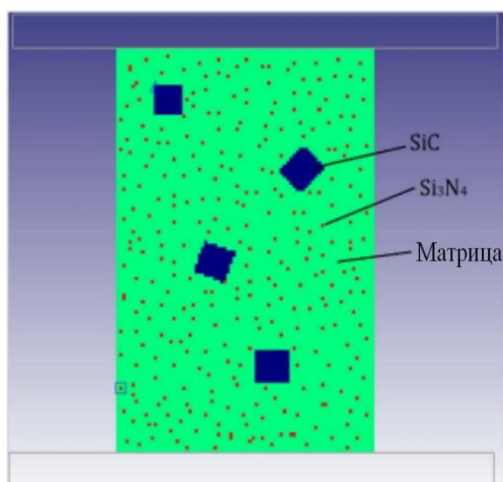


Рисунок 2 - Схематичное изображение исходной структуры композита А359/10% (SiC+Si₃N₄) для моделирования процесса деформации

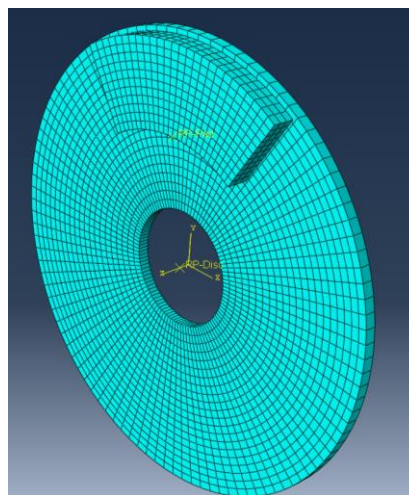


Рисунок 3 – Модель узла конструкции тормозного диска для расчета разогрева контактирующих поверхностей и износа элементов конструкции

В третьей главе описана технология получения и результаты исследования микроструктуры разработанных композиционных материалов. Разработана технология получения композиционных материалов на основе алюминиевого сплава А359, армированного частицами SiC, Si₃N₄ и AlN, включающая механическое замешивание частиц в расплав при температуре на 100 °С выше его ликвидуса специальной титановой лопаткой со скоростью вращения 850 об/мин и последующую кристаллизацию под

давлением 100 МПа при температуре 685 °С в течение 2 минут. Разработанная технология обеспечивает в композиционных материалах пониженную по сравнению с литым состоянием пористость, а также более равномерное распределение в структуре частиц.

Исследование микроструктуры композиционных материалов на основе алюминиевого сплава А359, армированного частицами (SiC и Si₃N₄), SiC и AlN, в литом состоянии после процесса замешивания показало неравномерное распределение частиц, а также большую газовую пористость. Стадия повторного переплава с последующей кристаллизацией под давлением приводит к значительному снижению количества пор и повышению равномерности распределения частиц (рисунок 4).

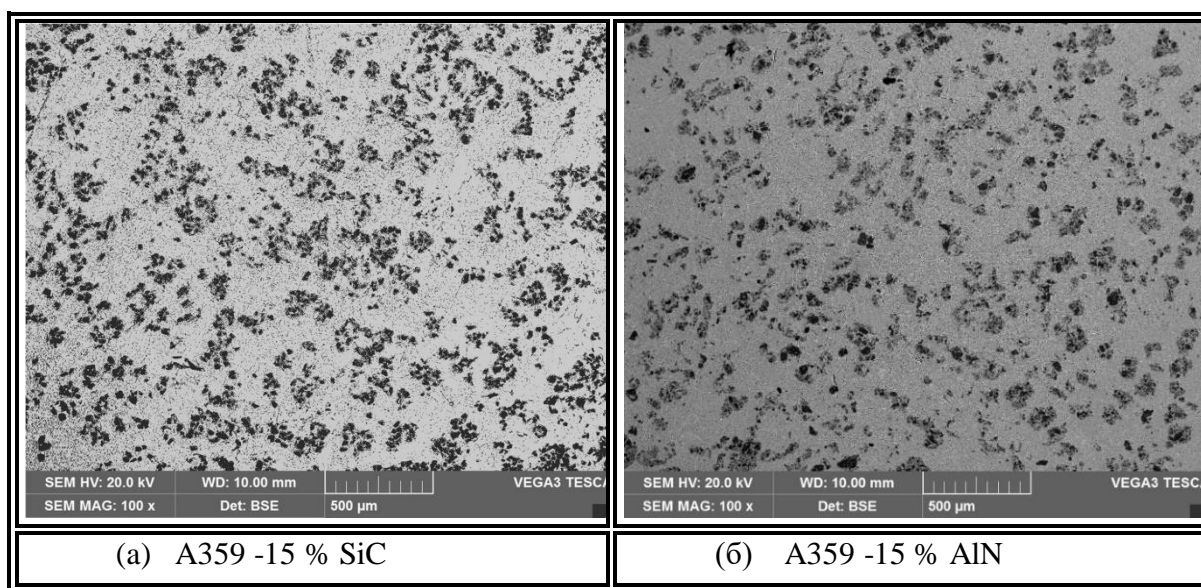


Рисунок 4 - Микроструктура композитов после кристаллизации под давлением

Методами рентгеновской дифрактометрии, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии показано наличие в исследуемых композиционных материалах после кристаллизации под давлением на границе раздела матрица/армирующая частица фазы MgAl₂O₄, что подтверждает прохождение на границе химической реакции и, как следствие, увеличения взаимодействия между частицей и матрицей, что может улучшить механические свойства (рисунки 5-7).

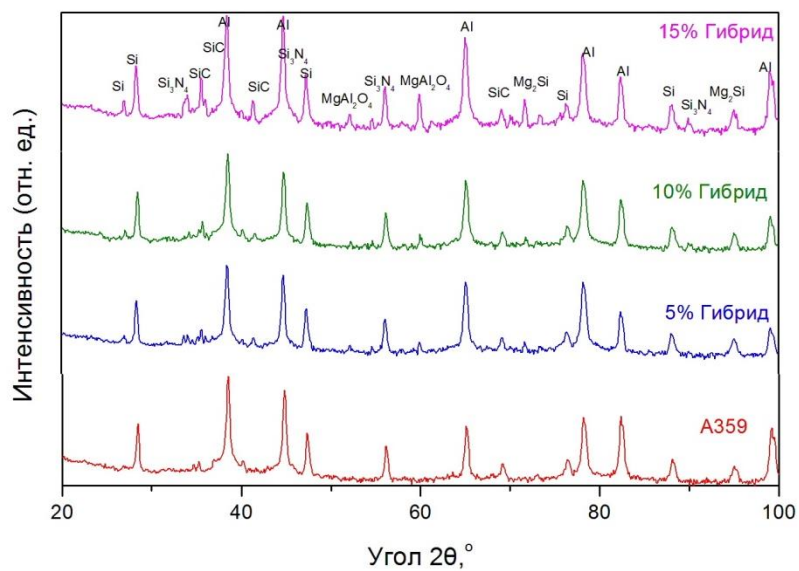


Рисунок 5- Дифрактограммы композитов A359-(SiC+Si₃N₄)

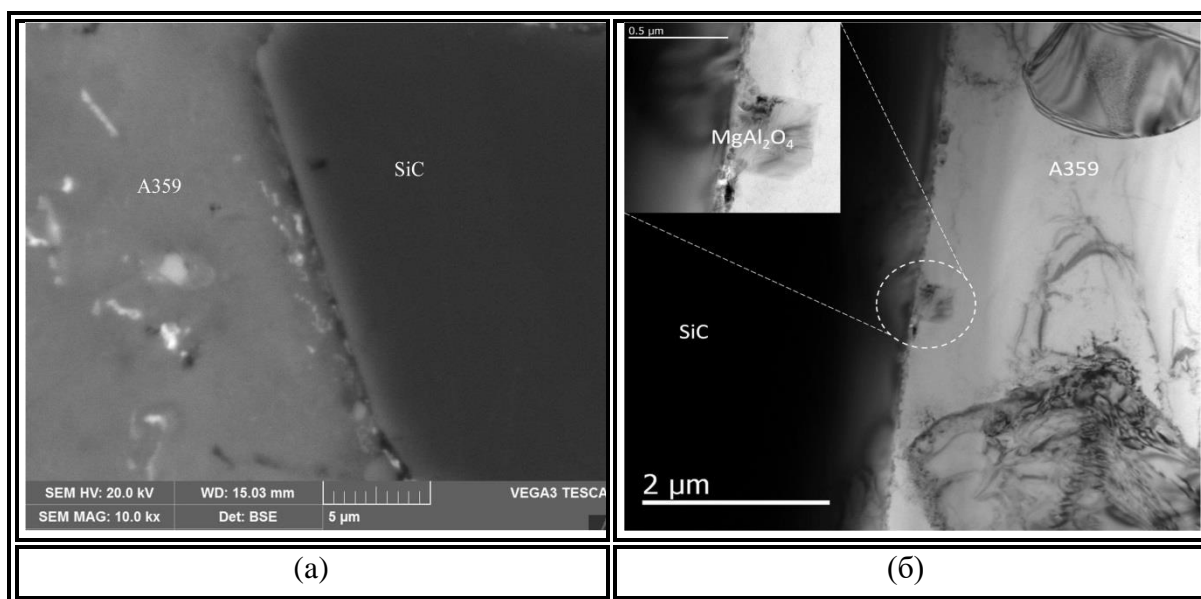


Рисунок 6 – Граница раздела SiC/матрица в композиционном материале A359/15%(SiC+ Si₃N₄) : а) (СЭМ), б) (ПЭМ)

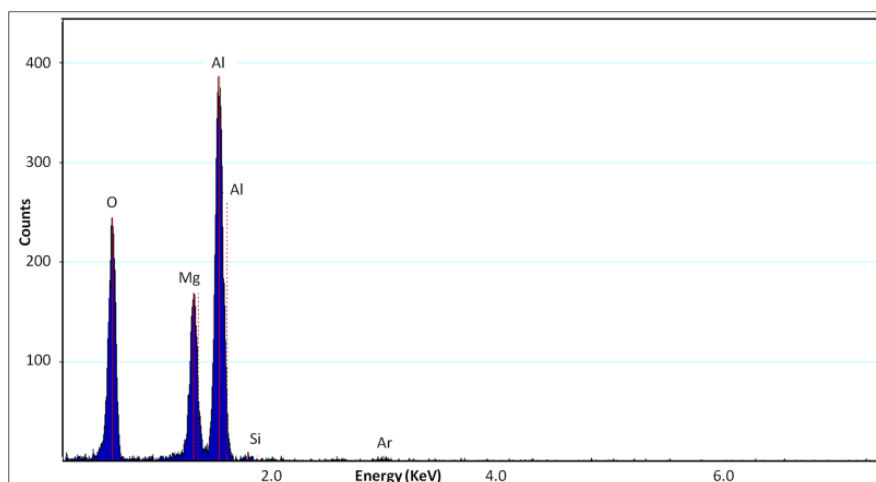


Рисунок 7 – Микрорентгеноспектральный анализ участков границы раздела SiC/матрица в композиционном материале A359/15%(SiC+ Si₃N₄) (ПЭМ)

Количественный анализ микроструктуры показал, что увеличение массовой доли частиц в композитах приводит к уменьшению среднего размера дендритной ячейки как после замешивания, так и после кристаллизации под давлением, что можно объяснить действием частиц в качестве препятствий для роста дендритов во время кристаллизации. При этом средний размер дендритной ячейки в исследуемых композиционных материалах практически одинаков после замешивания и кристаллизации под давлением, что может свидетельствовать о том, что применение давления не приводит к значительному изменению скорости охлаждения (таблица 1).

Таблица 1 - Средний размер дендритной ячейки сплавов в литом состоянии и после кристаллизации под давлением.

Материал	Средний размер дендритной ячейки в литом состоянии, мкм	Средний размер дендритной ячейки после кристаллизации под давлением, мкм
A359	26±1,2	25±0,9
A359/5% AlN	23±0,9	22±0,7
A359/10 % AlN	20±0,8	19±1,1
A359/15 % AlN	18±1,1	17±0,9

В четвертой главе приведены результаты исследования термических, механических свойств и износостойкости композиционных материалов. Термический анализ сплава А359 и композиционных материалов на его основе показал, что добавление армирующих частиц повышает степень переохлаждения, требуемую для начала эвтектической реакции кристаллизации (Al)+(Si), что связано с необходимостью дополнительного охлаждения не участвующих в эвтектической реакции армирующих частиц. Результаты измерений температур фазовых превращений приведены в таблице 2.

Таблица 2- Температуры начала кристаллизации эвтектики для матричного сплава и композитов А359/SiC

Материал	Температура эвтектики, °С
А359	565±1
А359 - 5 мас. % SiC	562±1
А359 - 10 мас. % SiC	560±2
А359 - 15 мас. % SiC	557±1

Процесс кристаллизации под давлением почти в четыре раза понижает пористость исследуемых композиционных материалов. При этом пористость базового сплава снижается только в два раза, что связано с тем, что основной тип пористости в композиционных материалах – газовая, образованная в результате вихревого замешивания частиц в расплав. Плотность и пористость композитов А359-SiC после замешивания частиц и кристаллизации под давлением показаны на рисунке 8.

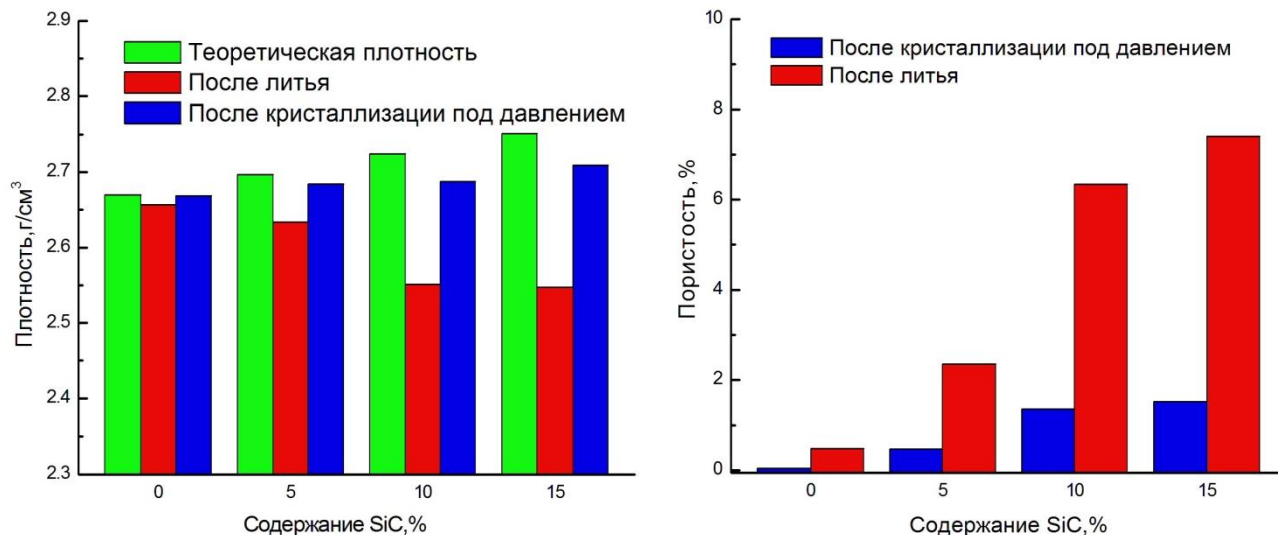
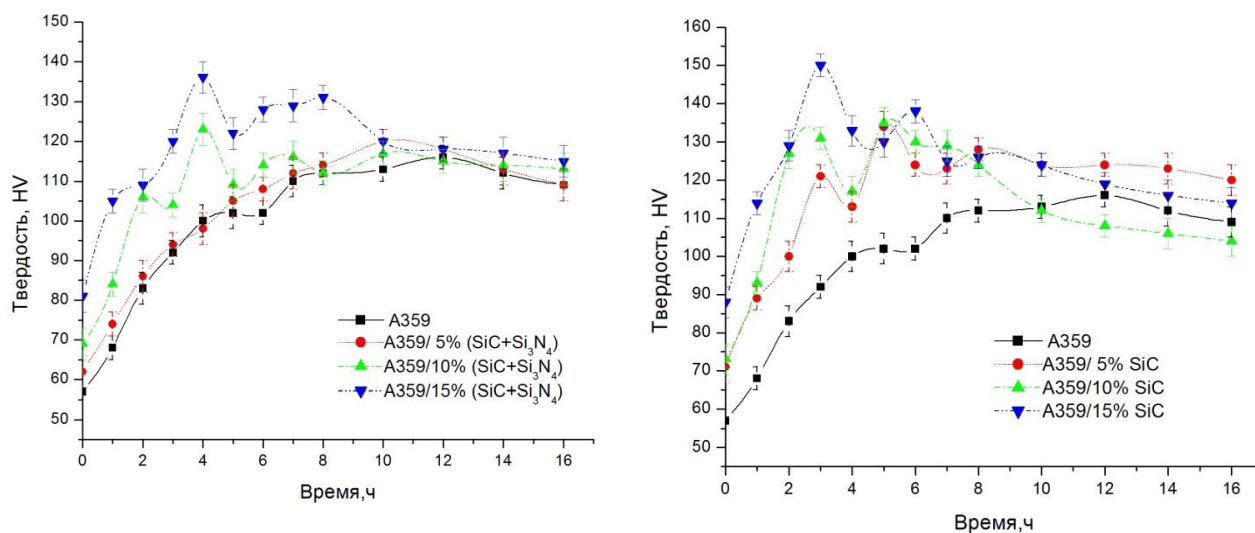


Рисунок 8- Плотность (а) и пористость (б) композитов А359-SiC

Добавление керамических частиц в структуру матричного сплава А359 приводит к ускорению процесса старения. Достижение максимума на кинетической кривой старения достигается при 155 °С в течение 12 часов для базового сплава и в течение 3, 4 и 5 часов для композитов, содержащих 15 мас.% частиц SiC, (SiC+Si₃N₄) и AlN, соответственно (рисунок 9). Ускорение процесса старения, по-видимому, связано с существенным повышением плотности дислокаций в процессе кристаллизации и закалки в композитах, армированных частицами.



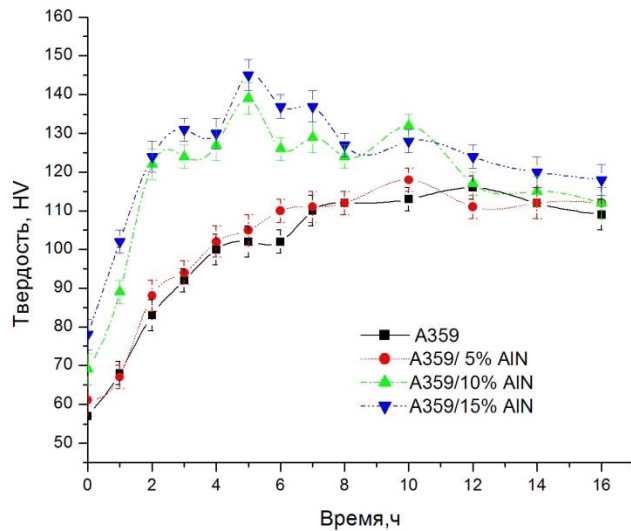


Рисунок 9 - Влияние содержания частиц на твёрдость и кинетику старения композитов A359/(SiC+ Si₃N₄), A359/SiC и A359/AlN

Теплопроводность композиционных материалов A359/AlN линейно увеличивается от 158,2 Вт/мК до 163,3 Вт/мК при увеличении массовой доли частиц AlN до 15%. При этом для исследованных композиционных материалов, армированных частицами SiC и (SiC + Si₃N₄) теплопроводность значительно уменьшается (рисунок 10). Это обусловлено большей теплопроводностью частиц AlN по сравнению с твердыми частицами SiC или Si₃N₄.

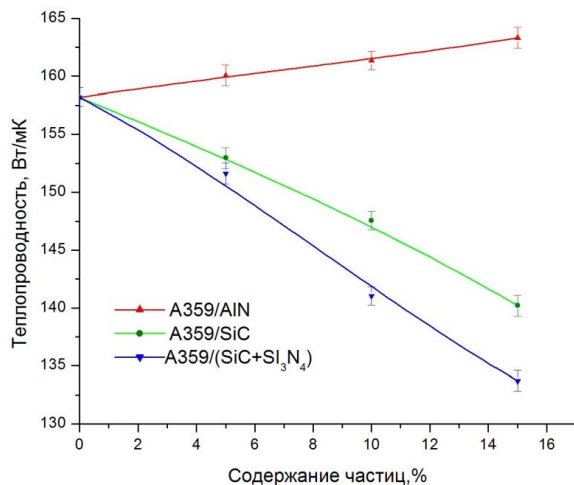


Рисунок 10 - Влияние массовой доли армирующих частиц на теплопроводность композитов A359/AlN, A359/SiC и A359/(SiC+Si₃N₄)

Механические испытания на сжатие показали, что с увеличением массовой доли армирующих частиц предел текучести и предел прочности увеличиваются, а деформация до разрушения незначительно уменьшается (рисунок 11). Испытания на сжатие при температурах 200 – 300 °С и скоростях деформации 0,1-1 с⁻¹ показали высокую

кратковременную прочность композитов, при этом предел текучести увеличивается с увеличением скорости деформации и уменьшением температуры деформации.

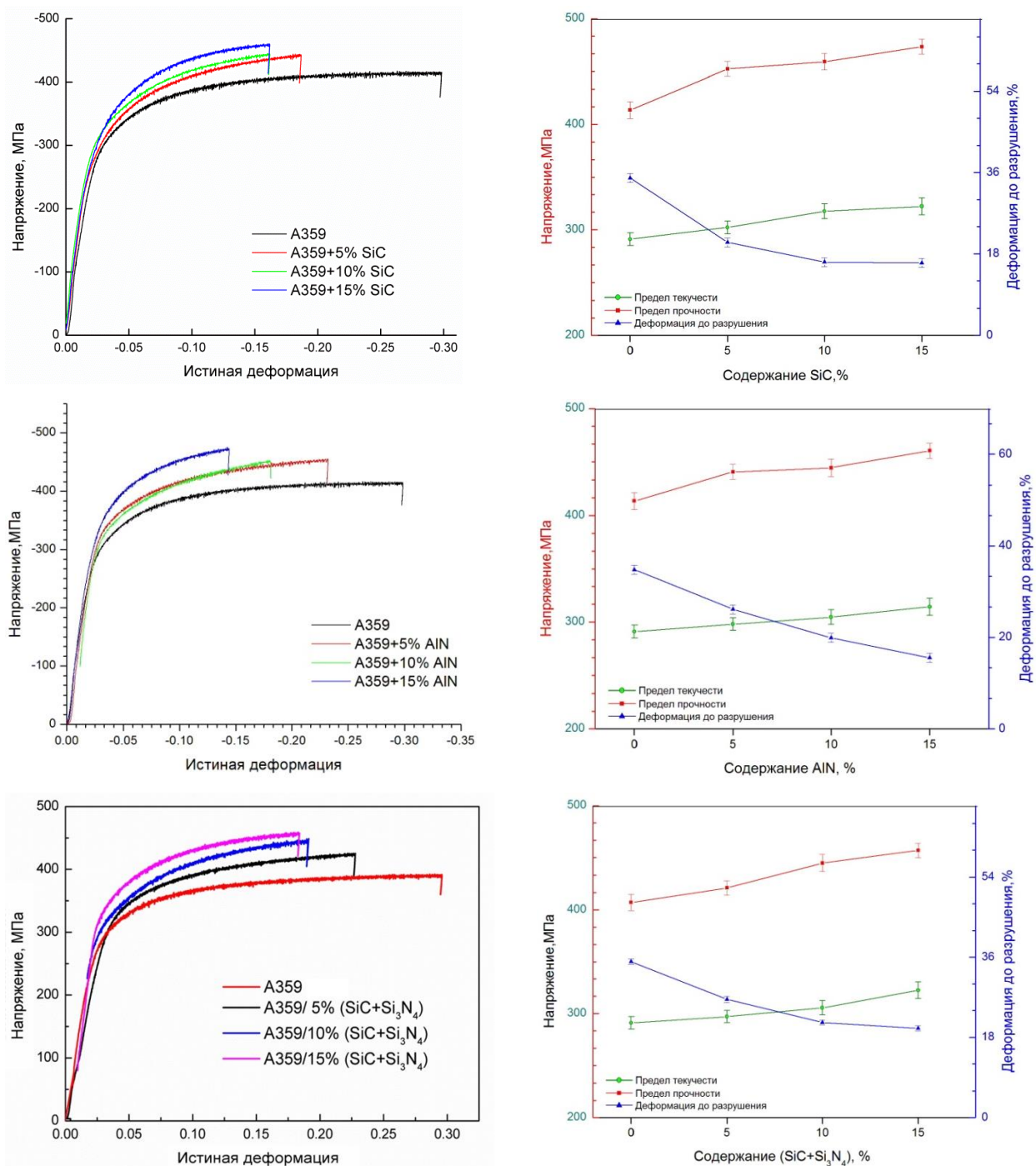


Рисунок 11- Механические свойства исследуемых композиционных материалов

Результаты механических испытаний на растяжение представлены в таблице 3. Видно, что наилучшим комплексом свойств обладает композит, армированный частицами AlN. Это, по-видимому, связано с более равномерным распределением округлых частиц AlN по сравнению с частицами SiC, имеющими угловатую форму.

Таблица 3 - Механические свойства композитов на основе сплава А359 при испытании на растяжение

Композит	Модуль упругости, ГПа	Предел текучести, МПа	Предел прочности, МПа	Относительное удлинение %
A359/10 % AlN	74	282	315	1.7
A359/10 % (SiC+Si ₃ N ₄)	69	275	280	1.3
A359/10 % SiC	68	256	263	1.1

Фрактограммы поверхности разрушения образцов сплавов А359 / 10 вес. % AlN, А359 / 10 мас. % SiC и А359 / 10 мас. % (SiC + Si₃N₄) представлены на рисунке 12. Видно, что характер разрушения во всех случаях – хрупко-вязкий.

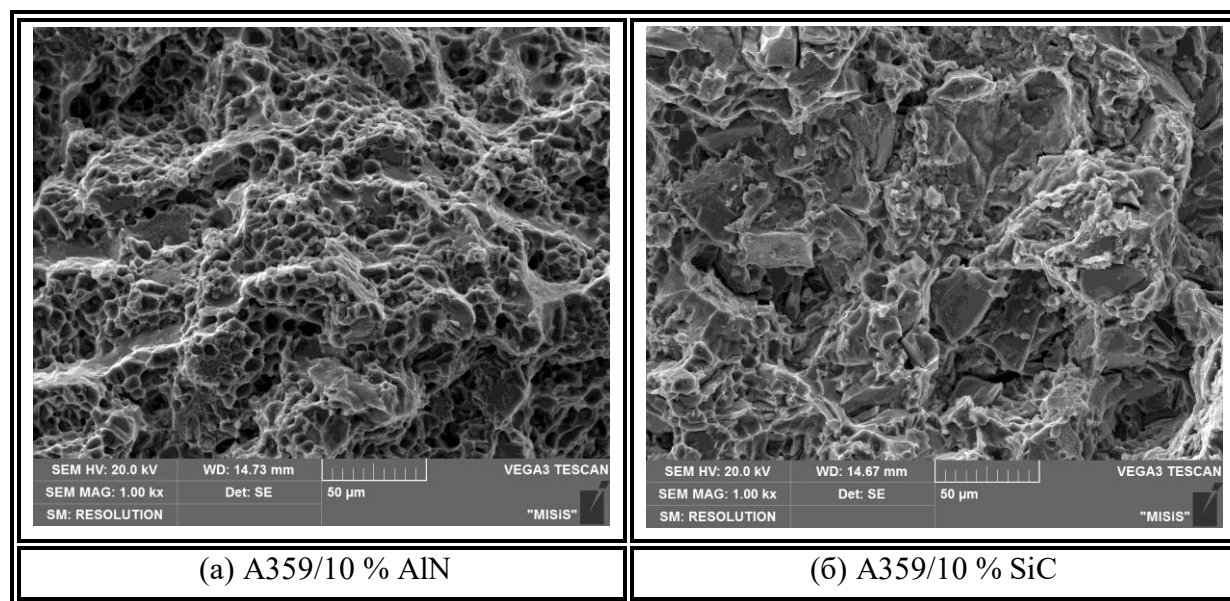


Рисунок 12 – Поверхность разрушения исследуемых композитов после испытаний на растяжение (а) А359/10 % AlN, (б) А359/10 % SiC

Разработанные композиционные материалы показали высокую износостойкость по сравнению с матричным сплавом А359, при этом скорость износа уменьшается с увеличением массовой доли армирующих частиц. Наименьшей скоростью износа при нагрузке в 60 Н обладают композиционные материалы армированные 15%AlN и 15% (SiC+Si₃N₄) (рисунок 13). Более высокая износостойкость композиционного материала, армированного частицами AlN, по сравнению с композиционным материалом, армированным частицами SiC, связана с более высокой их теплопроводностью и, как следствие скорейшим отводом тепла из зоны контакта трущихся поверхностей, что подтверждается экспериментальными и расчетными значениями локального разогрева в процессе испытаний на износостойкость.

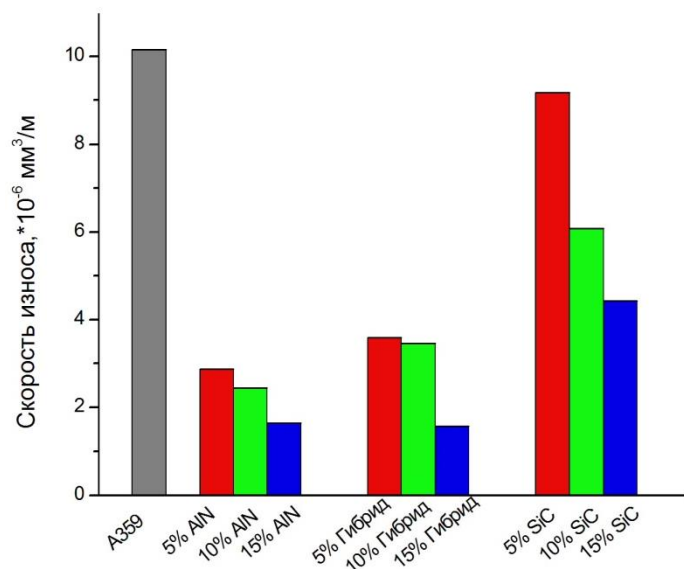


Рисунок 13 - Зависимость скорости износа композитов от массовой доли частиц при нагрузке 60 Н

Коэффициенты трения композиционных материалов А359/SiC и А359/(SiC + Si₃N₄) выше, чем у матричного сплава А359. В то же время, коэффициент трения композитов А359/AlN ниже, чем у базового сплава, что связано с разным характером взаимодействия композитов с контртелом (рисунок 14). Поверхность композиционных материалов А359/AlN после испытания на износостойкость были покрыты оксидами железа и разрушенными частицами нитрида алюминия, которые выступали в виде гладкого мягкого слоя. В свою очередь композиты, содержащие частицы SiC на поверхности после испытаний содержали только оксиды железа.

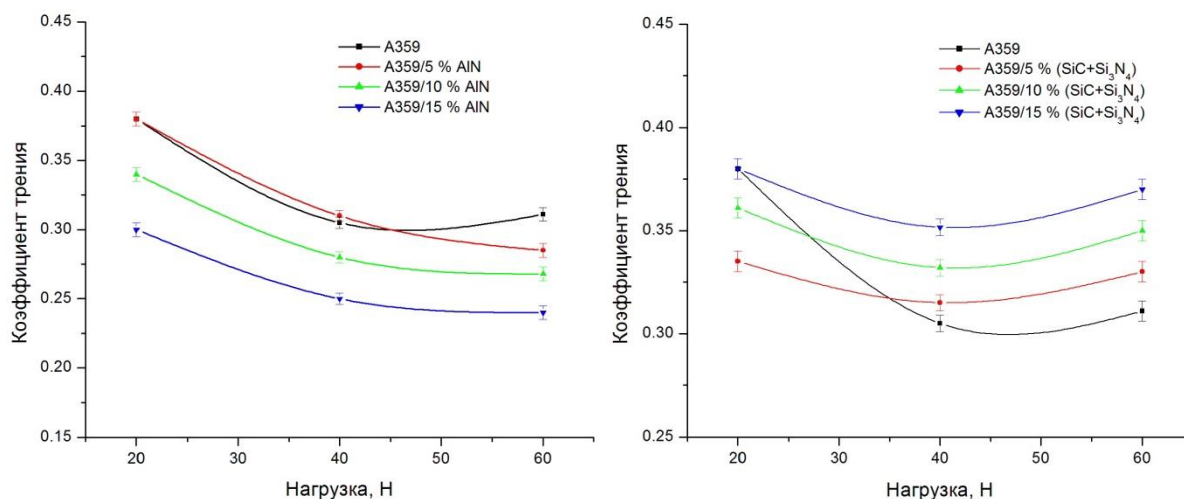


Рисунок 14 - Зависимость коэффициента трения от нагрузки а) A359/AlN, б) A359/(SiC+Si₃N₄)

Пятая глава посвящена моделированию процесса деформации сжатием композиционных материалов и поведения композиционных материалов в реальных условиях эксплуатации.

Расчет с использованием метода конечных элементов процесса деформации сжатием композиционного материала, содержащего армирующие частицы разного размера, показал, что разрушение композитов происходит в тот момент, когда напряжение вблизи больших частиц достигает предельной деформации матричного сплава (в случае сплава A359 примерно 0,4 истинной степени деформации), таким образом, низкая пластичность композитов связана, прежде всего, с концентрацией деформации вблизи крупных частиц. На рисунке 15 показаны результаты расчета процесса сжатия композита A359/10%(SiC+Si₃N₄).

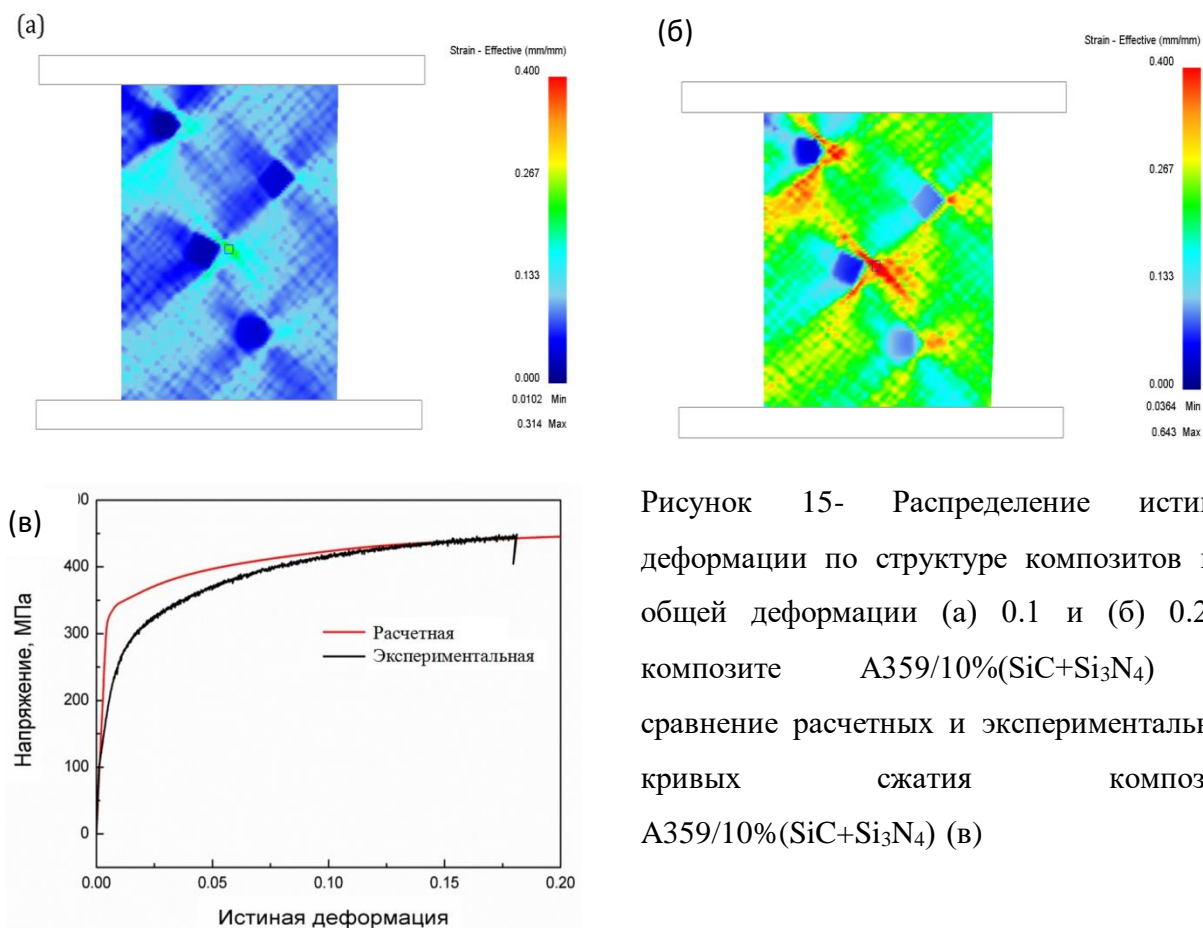


Рисунок 15- Распределение истинной деформации по структуре композитов при общей деформации (а) 0.1 и (б) 0.2 в композите A359/10%(SiC+Si₃N₄) и сравнение расчетных и экспериментальных кривых сжатия композита A359/10%(SiC+Si₃N₄) (в)

Как показали расчеты методом конечных элементов, гомогенное распределение частиц AlN в структуре матричного сплава A359 имеет сильное влияние на начальных стадиях деформации сжатием. Участки структуры без частиц деформируются более интенсивно при низких значениях общей деформации (менее 0.7 %). При более высоких значениях степени деформации отсутствие в структуре частиц компенсируется деформационным упрочнением алюминиевой матрицы и распределение деформации в обоих случаях становится более равномерным.

Построена математическая модель износа композиционных материалов на основе сплава A359, армированного частицами AlN, (SiC+Si₃N₄) и SiC, согласно уравнению Аркарда. Модель показывает более сильную зависимость скорости износа от нагрузки для композитов, содержащих частицы SiC.

Проведен расчет с использованием метода конечных элементов процесса разогрева контактирующих поверхностей деталей тормозного диска (рисунок 16). Расчет показал,

что при использовании композиционного материала на основе сплава A359, содержащего 15 % AlN достигается значительное уменьшение температуры тормозного диска.

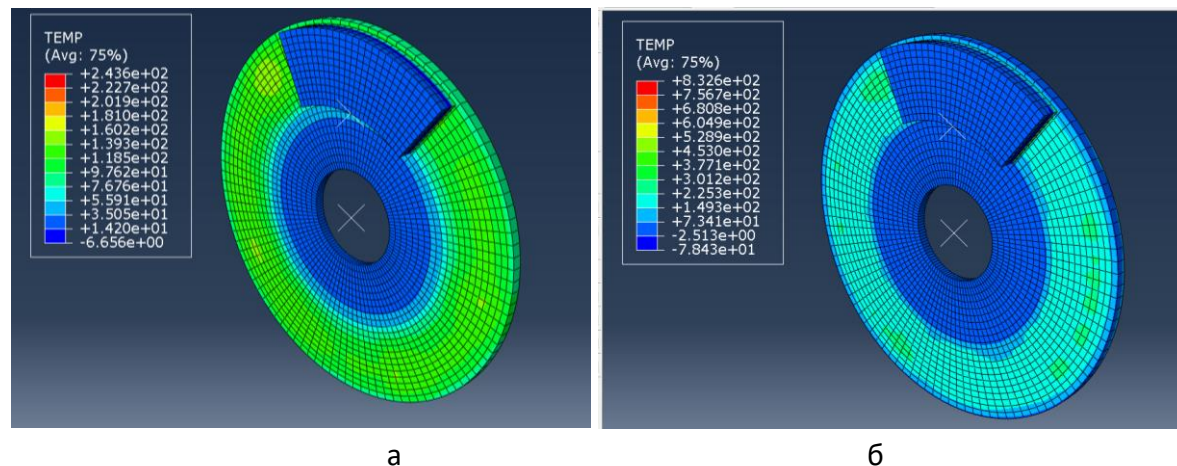


Рисунок 16 – Распределение температуры по диску, сделанному из композита A356/15%AlN (а) и стальному тормозному диску (б) после тридцати оборотов

ВЫВОДЫ

1. Разработана технология получения композиционных материалов на основе алюминиевого сплава A359, армированного частицами SiC, Si₃N₄ и AlN, включающая механическое замешивание частиц в расплав при температуре на 100 °C выше его ликвидуса специальной титановой лопаткой со скоростью вращения 850 об./мин и последующую кристаллизацию под давлением 100 МПа при температуре 685 °C в течение 2 минут. Разработанная технология обеспечивает в композиционных материалах пониженную в четыре раза по сравнению с литым состоянием пористость, а также более равномерное распределение в структуре частиц.

2. Исследование микроструктуры композиционных материалов на основе алюминиевого сплава A359, армированного частицами (SiC и Si₃N₄), SiC и AlN, в литом состоянии после процесса замешивания показало наличие неравномерного распределения частиц, а также большую газовую пористость. Стадия повторного переплава с последующей кристаллизацией под давлением приводит к значительному снижению количества пор и повышению равномерности распределения частиц.

3. Методами рентгеновской дифрактометрии, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии показано наличие в исследуемых композиционных материалах

после кристаллизации под давлением на границе раздела матрица/армирующая частица фазы $MgAl_2O_4$, что подтверждает прохождение на границе химической реакции и, как следствие, увеличение взаимодействия между частицей и матрицей, что позволяет улучшить механические свойства.

4. Количественный анализ микроструктуры показал, что увеличение объемной доли частиц в композитах приводит к уменьшению среднего размера дендритной ячейки как после замешивания, так и после кристаллизации под давлением, что можно объяснить действием частиц в качестве препятствий для роста дендритов во время кристаллизации. При этом средний размер дендритной ячейки в исследуемых композиционных материалах практически одинаков после замешивания и кристаллизации под давлением, что свидетельствует о том, что применение давления не приводит к значительному изменению скорости охлаждения.

5. Добавление керамических частиц в структуру матричного сплава A359 приводит к ускорению процесса старения. Достижение максимума на кинетической кривой старения достигается при 155 °C в течение 12 часов для базового сплава и в течение 3, 4 и 5 часов для композитов, содержащих 15 мас.% частиц SiC, (SiC+ Si₃N₄) и AlN, соответственно. Ускорение процесса старения связано с существенным повышением плотности дислокаций в процессе кристаллизации и закалки в композитах, армированных частицами.

6. Теплопроводность композиционных материалов A359/AlN линейно увеличивается от 158,2 Вт/мК до 163,3 Вт/мК при увеличении мас. % AlN до 15%. При этом для исследованных композиционных материалов, армированных частицами SiC и (SiC+ Si₃N₄) теплопроводность значительно уменьшается. Это обусловлено большей теплопроводностью частиц AlN по сравнению с твердыми частицами SiC или Si₃N₄, а также пониженной пористостью композитов после кристаллизации под давлением.

7. Механические испытания на сжатие показали, что с увеличением массового процента армирующих частиц предел текучести и предел прочности увеличиваются, а деформация до разрушения незначительно уменьшается. Испытания на сжатие при температурах 200 – 300 °C и скоростях деформации 0,1-1 с⁻¹ показали высокую кратковременную прочность композитов, при этом предел текучести увеличивается с увеличением скорости деформации и уменьшением температуры деформации.

8. Разработанные композиционные материалы показали высокую износостойкость по сравнению с матричным сплавом А359. Скорости износа уменьшаются с увеличением массовой доли армирующих частиц. Наименьшей скоростью износа при нагрузке в 60 Н обладают композиционные материалы армированные 15%AlN и 15% (SiC+ Si₃N₄). Более высокая износостойкость композиционного материала, армированного частицами AlN, по сравнению с композиционным материалом, армированным частицами SiC, связана с более высокой их теплопроводностью и, как следствие скорейшим отводом тепла из зоны контакта трущихся поверхностей, что подтверждается экспериментальными и расчетными значениями локального разогрева в процессе испытаний на износостойкость.

9. Расчет с использованием метода конечных элементов процесса деформации сжатием композиционного материала, содержащего армирующие частицы разного размера, показал, что разрушение композитов происходит в тот момент, когда напряжение вблизи больших частиц достигает предельной деформации матричного сплава (в случае сплава А359 примерно 0,4 истинной степени деформации), таким образом, низкая пластичность композитов связана, прежде всего, с концентрацией деформации вблизи крупных частиц.

10. Как показали расчеты методом конечных элементов гомогенное распределение частиц AlN в структуре матричного сплава А359 имеет сильное влияние на начальных стадиях деформации сжатием. Участки структуры без частиц деформируются более интенсивно при низких значениях общей деформации (менее 0.7 %). При более высоких значениях степени деформации отсутствие в структуре частиц компенсируется деформационным упрочнением алюминиевой матрицы и распределение деформации в обоих случаях становится более равномерным.

11. Проведен расчет с использованием метода конечных элементов процесса разогрева контактирующих поверхностей деталей тормозного диска. Расчет показал, что при использовании композиционного материала на основе сплава А359, содержащего 15 % AlN достигается значительное уменьшение температуры тормозного диска.

ПУБЛИКАЦИИ ПО ДИССЕРТАЦИОННОЙ РАБОТЕ

Публикации в изданиях, рекомендованных ВАК РФ

- 1- Мохамед И.А., Чурюмов А.Ю. Исследования микроструктуры и свойств композиционных материалов на основе системы Al–Si–Mg/SiC, полученных методом кристаллизацией под давлением // Физика металлов и металловедение. -2016.- № 10.- с. 1089–1095.
- 2- Essam A. M. Shalaby, Alexander Yu. Churyumov, A. Lotfy, Alexey N. Solonin. Preparation and characterization of hybrid A359/(SiC+Si₃N₄) composites synthesized by stir/squeeze casting techniques // Materials Science and Engineering A.-2016.- V. 674.- Pp. 18–24.
- 3- Essam A.M. Shalaby, Alexander Yu. Churyumov. Development and characterization of A359/AlN composites for automotive applications // Journal of Alloys and Compounds.- 2017.- V. 727.-Pp. 540-548.
- 4- Essam A.M. Shalaby, Alexander Yu. Churyumov, Dina.H.A.Besisa, A. Daoud, M.T. Abou El-khair. A comparative study of thermal conductivity and tribological behavior of squeeze cast A359/AlN & A359/SiC composites // Journal of Materials Engineering and Performance. 2017.V. 26. Pp. 3079-3089.
- 5- A.V. Pozdniakov, A. Lotfy, A. Qadir, E. Shalaby, M.G. Khomutov, A.Yu. Churyumov, V.S. Zolotarevski,. Development of Al-5Cu/B₄C composites with low coefficient of thermal expansion for automotive application // Materials Science and Engineering A.- 2017.- V. 688.- Pp. 1–8.
- 6- Essam A.M. Shalaby, Alexander Yu. Churyumov. Microstructure, mechanical and tribological performance of hybrid A359/(SiC+Si₃N₄) composites for automotive applications // Materials Research Express.-2017-. V. 4.- Pp. 116514.
- 7- Шалаби И.А.М., Чурюмов А.Ю., Абу Эль-хаир М.Т., Дауд А. Теплопроводность и износостойкость гибридных композитов A359/(SiC+Si₃N₄) изготовленных литьем под давлением // Новые огнеупоры -2018.- № 4.- с. 116–123.
- 8- Чурюмов А.Ю., Мохамед И.А. Микроструктура и механические свойства композиционных материалов на основе системы Al-Si-Mg, армированных частицами SiC и полученных кристаллизацией под давлением // Металловедение и термическая обработка металлов.2018. (В печати).

- 9- *Besisa D.H.A., Ewais E.M.M., Shalaby E.A.M., Usenko A., Kuznetsov D.V.* Thermoelectric properties and thermal stress simulation of pressureless sintered SiC/AlN ceramic composites at high temperatures // *Solar Energy Materials and Solar Cells.*-2018.- V. 182.- Pp. 302-313.

Публикации в других изданиях и сборниках трудов научных конференций

- 1- *Мохамед И.А., Чурюмов А.Ю.* Исследования микроструктуры и свойств композиционных материалов на основе системы Al-Si-Mg, полученных методом замешивания частиц SiC в расплав кристаллизацией под давлением // XVI международная научно-техническая металлослов-молых ученых уральская школа-семинар г. Екатеринбург 7-11 декабря 2015 г.
- 2- *Мохамед И.А.* Исследование структуры и механических свойств композиционных материалов на основе алюминия, армированных керамическими частицами // 70-е Дни Науки Студентов МИСиС: международные, межвузовские и институтские научно-технические конференции, Москва, 2015, с. 16-17.
- 3- *Шалаби И.А.М., Чурюмов А.Ю., Абу Эль-хаир М.Т., Дауд А.* Тепловые свойства и трибологические характеристики прессованных гибридных композиционных материалов A359/(SiC+Si₃N₄) // XV Международная конференция огнеупорщиков и металлургов - Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС» г. Москва 6-7 апреля 2017 г.
- 4- *Шалаби И.А.М., Чурюмов А.Ю.* термический анализ композитов A359/SiC, применяемых в автомобильной промышленности // XVI Международная конференция огнеупорщиков и металлургов - Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС» г. Москва 19-20 апреля 2018 г.
- 5- *Бесиса Д.Х.А., Эвайс Э.М.М., Шалаби И.А.М., Усенко А., Ахмед Я.М.З., Кузнецов Д.В.* Карбидо-нитридные композиты для получения термоэлектрической энергии // XVI Международная конференция огнеупорщиков и металлургов - Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС» г. Москва 19-20 апреля 2018 г.
- 6- *Лотфи А., Поздняков А.В., Золоторевский В.С., Шалаби И.А.М.* Микроструктура и разрушение при ползучести композитов на основе сплава Cu-0,8 Mn с добавками Al и

B₄C // XVI Международная конференция огнеупорщиков и металлургов -
Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС» г.
Москва 19-20 апреля 2018 г.

Патенты

- 1- Патент РФ № 2639088 «Композиционный материал на основе алюминиевого сплава, армированный карбидом бора, и способ его получения» от 23.05.2016 г.