

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего  
образования

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

На правах рукописи

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

Диссертация на соискание ученой степени  
кандидата технических наук

НАУЧНЫЙ РУКОВОДИТЕЛЬ:

кандидат технических наук,

доцент Чурюмов А.Ю.

**Москва 2018**

## Оглавление

<b>ВВЕДЕНИЕ .....</b>	<b>5</b>
<b>ВВЕДЕНИЕ АНАЛИТИЧЕСКИЙ ОБЗОР ЛИТЕРАТУРЫ .....</b>	<b>8</b>
<b>1.1 ВЫБОР БАЗОВОГО МАТРИЧНОГО СПЛАВА .....</b>	<b>8</b>
1.1.1 <i>Литейные сплавы на основе системы Al-Si.....</i>	8
1.2.1 <i>Влияние легирующих элементов на структуру и свойства сплавов системы Al-Si</i> .....	9
<b>1.2 КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ .....</b>	<b>10</b>
1.2.1 <i>Классификация композиционных материалов.....</i>	10
1.2.2 <i>Армирующие компоненты .....</i>	10
1.2.3 <i>Смачиваемость и взаимодействие на межфазной границе .....</i>	13
1.2.4 <i>Типы взаимодействия на границе раздела .....</i>	14
<b>1.3 МЕТОДЫ ПОЛУЧЕНИЯ КОМПОЗИТОВ С МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ МАТРИЦЕЙ .....</b>	<b>15</b>
1.3.1 <i>Твердофазные методы получения.....</i>	16
1.3.2 <i>Метод диффузионной сварки.....</i>	16
1.3.3 <i>Методы порошковой металлургии .....</i>	16
1.3.4 <i>Методы механического легирования.....</i>	17
1.3.5 <i>Жидкофазные методы получения композитов .....</i>	17
1.3.6 <i>Пропитка.....</i>	18
1.3.7 <i>Метод ввода частиц в расплав путем вихревого замешивания .....</i>	18
1.3.8 <i>Кристаллизация под давлением.....</i>	19
1.3.9 <i>Процесс распыления .....</i>	20
1.3.9 <i>In-situ методы получения композиционных материалов.....</i>	20
<b>1.4 ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА АЛЮМИНИЕВЫХ КОМПОЗИТОВ.....</b>	<b>22</b>
<b>1.5 ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ.....</b>	<b>24</b>
<b>1.6 МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВЫХ МАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ.....</b>	<b>25</b>
<b>1.7 Термические свойства композиционных материалов на основе алюминия...26</b>	
<b>1.8 ПРИМЕНЕНИЕ АЛЮМИНИЕВЫХ КОМПОЗИТОВ С МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ МАТРИЦЕЙ.....</b>	<b>27</b>
1.8.1 <i>Применение алюминиевых композитов для производства поршней, тормозных</i> <i>дисков и гильз цилиндров.....</i>	29
<b>ВЫВОДЫ ПО ОБЗОРУ ЛИТЕРАТУРЫ.....</b>	<b>32</b>
<b>1 МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТОВ .....</b>	<b>34</b>
<b>2.1 ПОЛУЧЕНИЕ ОБЪЕКТОВ ИССЛЕДОВАНИЯ .....</b>	<b>34</b>
<b>2.2. МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ.....</b>	<b>35</b>

2.2.1. Исследование микроструктуры.....	35
2.2.2. Определение плотности и пористости материалов .....	36
2.2.3 Дифференциальный термический анализ .....	36
2.2.4. Термическая обработка материалов .....	36
2.2.5. Измерение твердости.....	37
2.2.6. Испытания на износостойкость.....	37
2.2.7. Испытания на сжатие и растяжение .....	38
2.2.8. Определение теплопроводности.....	38
2.2.9 Методика построения конечно-элементных моделей процессов деформации ...	39
<b>2 ПОЛУЧЕНИЕ И МИКРОСТРУКТУРА ИССЛЕДУЕМЫХ</b>	
<b>КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ .....</b>	<b>41</b>
<b>3.1 ОСНОВНЫЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ ПОЛУЧЕНИЯ КОМПОЗИТОВ .....</b>	<b>41</b>
3.1.1. Влияние состояния поверхности частиц.....	42
3.1.2 Обработка расплава .....	43
3.1.3 Температура расплава при вводе частиц .....	44
3.1.4 Скорость ввода частиц .....	44
3.1.5 Замешивание частиц в алюминиевый расплав.....	44
3.1.6 Температура заливки .....	45
3.1.7 Материал изложницы.....	45
3.1.8. Параметры кристаллизации под давлением .....	45
<b>3.2 АНАЛИЗ МИКРОСТРУКТУРЫ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ СПЛАВА</b>	
<b>A359 .....</b>	<b>47</b>
3.2.1 Микроструктура композиционных материалов в литом состоянии.....	47
3.2.2 Микроструктура композитов после кристаллизации под давлением .....	49
3.2.3 Исследование микроструктуры поверхности раздела частица-матрица	
методом просвечивающей электронной микроскопии.....	60
<b>ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 3.....</b>	<b>62</b>
<b>4. СВОЙСТВА ИССЛЕДУЕМЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ .....</b>	<b>63</b>
<b>4.1 ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ИССЛЕДУЕМЫХ МАТЕРИАЛОВ В</b>	
<b>ПРОЦЕССЕ ПЛАВЛЕНИЯ И ЗАТВЕРДЕВАНИЯ .....</b>	<b>63</b>
4.1.1 Термический анализ базового сплава A359.....	63
4.1.2 Термический анализ композитов.....	64
4.1.3 Дифференциальный термический анализ .....	66
<b>4.2 ИЗМЕРЕНИЕ ПОРИСТОСТИ И ПЛОТНОСТИ.....</b>	<b>69</b>

<b>4.3 ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ ТВЕРДОСТИ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ В ПРОЦЕССЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ.....</b>	<b>73</b>
<b>4.4 ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ .....</b>	<b>80</b>
<b>4.5 МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ .....</b>	<b>82</b>
<b>4.6 ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ.....</b>	<b>90</b>
4.6.1 Влияние массовой доли частиц на скорость износа.....	90
4.6.2 Зависимость скорости износа при изменении нагрузки в процессе испытания..	92
4.6.3 Влияние нагрузки и пройденного пути скольжения на коэффициент трения.....	93
4.6.4 Рост температуры композитов в процессе испытаний на износостойкость...	95
4.6.5 Морфология поверхности износа.....	97
<b>ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 4.....</b>	<b>102</b>
<b>5 МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПОВЕДЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ В РАЗНЫХ ДЕФОРМАЦИОННЫХ УСЛОВИЯХ.....</b>	<b>104</b>
<b>5.1 МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ДЕФОРМАЦИИ СЖАТИЕМ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ .....</b>	<b>104</b>
<b>5.2 ПОСТРОЕНИЕ МАТЕМАТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ ИЗНОСА РАЗРАБОТАННЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ.....</b>	<b>108</b>
<b>5.3 РАСЧЕТ ПРОЦЕССА РАЗОГРЕВА КОНТАКТИРУЮЩИХ ПОВЕРХНОСТЕЙ ДЕТАЛЕЙ ТОРМОЗНОГО ДИСКА .....</b>	<b>109</b>
<b>ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 5.....</b>	<b>114</b>
<b>ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ ПО РАБОТЕ .....</b>	<b>115</b>
<b>СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ .....</b>	<b>118</b>



## ВВЕДЕНИЕ

### 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.

Для достижения поставленной цели необходимо решить следующие задачи:

1. Исследовать влияние типа и массовой 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 позволяет улучшить механические свойства.
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+Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>) 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, показало, 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. 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.

#### Практическая значимость работы

1. Разработана технология получения композиционных материалов на основе алюминиевого сплава А359, армированного частицами SiC, Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> 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+Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>) и SiC, согласно уравнению Аркарда. Модель позволяет рассчитывать износ материала исходя из содержания керамических частиц и условий эксплуатации.

# 1 Аналитический обзор литературы

## Введение

Одним из показателей прогресса цивилизации являются материалы, которыми пользуются люди в процессе своей жизнедеятельности. Эти материалы определяют и эпохи существования людей: каменный век, бронзовый век и железный век. Некоторые ученые утверждают, что нынешний век - это век композиционных материалов. Основное определение композитного материала, которое учитывает как его структуру, так и состав его составляющих, это материальная система, которая состоит из смеси или комбинации двух или более компонентов отличающихся по форме и/или составу, но практически не растворяющихся друг в друге. Композиты активно изменяют мир, но с производственной точки зрения, композиты участвуют в жесткой конкурентной борьбе с традиционными материалами, в связи с тем, что затраты на производство этих материалов и разработку методов получения из них изделий значительно выше, чем у обычных материалов [1].

Композитные технологии очень быстро развиваются, чтобы не отставать от темпов развития в различных отраслях промышленности, особенно в аэрокосмической, автомобильной и электротехнической. Новые армирующие компоненты, композиционные архитектуры и инновационные методы производства продолжают предоставлять уникальные возможности для улучшения производительности и сокращения затрат, что необходимо для поддержания их конкурентоспособности на мировом рынке. Прогнозирование поведения композитов может быть существенно ускорено путем моделирования, что позволяет гораздо более эффективно и надежно использовать эти материалы [2-4].

На сегодняшний день применение композиционных материалов в конструкциях быстро развивается. Широкое применение такие материалы нашли в аэрокосмической промышленности, где применение композитов привело к разработке новых топливно-эффективных воздушных судов и военных самолетов нового поколения, благодаря существенному увеличению инвестиций в научные исследования в этой сфере [5-11].

### 1.1 Выбор базового матричного сплава

#### 1.1.1 Литейные сплавы на основе системы Al-Si

Сплавы системы Al-Si являются особенно привлекательными для производства композитов из-за своего комплекса свойств: хорошие литейные свойства, высокая коррозионная стойкость, теплопроводность и технологичность при литье. Это привело к

широкому распространению сплавов этой системы для различных автомобильных деталей, таких как кронштейны двигателя, глушители и т.д. В этих приложениях важна хорошая теплопроводность этих сплавов для предотвращения деталей от местного перегрева. Кроме того, эти сплавы также могут значительно упрочняться при старении, так что механические свойства могут быть улучшены термической обработкой. Содержание кремния в стандартных промышленных литейных алюминиевых сплавах находится в пределах от 5 до 23 мас.%. При этом сплавы с содержанием кремния от 9 до 13% демонстрируют хорошую жидкотекучесть [12, 13].

### 1.2.1 Влияние легирующих элементов на структуру и свойства сплавов системы Al-Si

Легирующие элементы делятся на основные, модифицирующие и примеси:

- Основными элементами в сплавах исследуемой системы являются кремний (Si), медь (Cu) и магний (Mg);
- Микроструктуру силуминов обычно модифицируют титаном (Ti), бором (B), стронцием (Sr), фосфором (P) и бериллием (Be);
- В качестве примесей обычно выступают железо (Fe), хром (Cr) и цинк (Zn).

Кремний является одним из основных элементов в подавляющем большинстве литейных алюминиевых сплавах. Кремний отвечает прежде всего за хорошие литейные свойства, т. е. способность легко заполнять изложницу без образования горячих трещин. Кремний играет важную роль в качестве легирующих ингредиентов по нескольким причинам [12]:

- Высокая теплота плавления кремния вносит огромный вклад в текучесть жидкости.
- Чем больше кремния в сплаве, тем ниже его коэффициент теплового расширения и ниже плотность.
- Кремний увеличивает износостойкость сплавов.
- Кремний в сочетании с другими элементами повышает механические свойства в термообработанном состоянии, например за счет образования фазы  $Mg_2Si$  при старении.

Основная роль магния заключается в формировании упрочняющих фаз в процессе старения после закалки, за счет формирования упрочняющей фазы  $Mg_2Si$ .

## 1.2 Композиционные материалы на основе алюминия

В композиционных материалах, существует две категории компонентов: матрица и армирующие частицы. Матрица – это основной компонент, так как она окружает армирующие частицы, сохраняя свою объемную форму. Армирующие элементы в виде волокон, частиц, пластинок, хлопьев и др. являются структурными компонентами, определяющими внутреннюю структуру композита и придающие им особые механические и физические свойства [14, 15].

### 1.2.1 Классификация композиционных материалов

Как правило, существует два типа классификаций по типу матрицы и по типу армирующих частиц. Классификация, основанная на виде армирующих частиц, дает пять общих классов композитов: с армирующими волокнами, хлопьями, частицами, разветвленными структурами (или скелетные) и ламинарными частицами, в то время как по типу матрицы, композитные материалы могут быть классифицированы как: композиты с полимерной, керамической и металлической матрицей (ММК) [12].

### 1.2.2 Армирующие компоненты

Армирующие компоненты могут быть разделены на две основные группы: непрерывные и дискретные. Непрерывные волокна или нити включают графит, SiC и  $Al_2O_3$  [16]. Наиболее известные дискретные армирующие компоненты это  $Al_2O_3$ , графит и  $TiB_2$  в форме нитей и частиц [17]. Большинство армирующих компонент, используемых в композитных материалах с металлической матрицей являются керамическими, например SiC. В связи с тем, что существует множество комбинаций из металлических и неметаллических элементов, есть много керамических фаз, которые имеют широкий диапазон механических и физических свойств. Из-за их ионных или ковалентных связей, керамические частицы являются обычно твердыми, хрупкими и имеют высокую температуру плавления, низкую электро- и теплопроводность, хорошую химическую и термическую стабильность, а также высокую прочность при сжатии (Таблица 1.1 и Таблица 1.2).

Первые работы по созданию композитов с металлической матрицей были сосредоточены на волокнах. Однако, в последнее время большинство работ посвящено

дискретным армирующим компонентам из-за их простоты производства, снижению издержек при производстве и изотропными свойствами.

Таблица 1.1 - Сравнение металлических и керамических материалов [2]

Металлические материалы	Керамические материалы
Кристаллическая структура	Кристаллическая или аморфная структура
Большое количество свободных электронов	Связанные электроны
Металлическая связь	Ковалентная связь
Высокая электропроводность	Низкая электропроводность
Непрозрачные для видимого света	Прозрачные для видимого света (в тонких срезах)
Низкое сопротивление деформации	Высокая прочность
Высокая пластичность	Хрупкость
Высокая ударная вязкость	Низкая ударная вязкость
Средняя жесткость	Высокая жесткость
Высокая плотность	Низкая плотность

Волокна и нити имеют очень высокие коэффициенты формы (отношение длины к диаметру волокна). Они используются в качестве непрерывного армирования в таких продуктах, как листы и трубы. В результате армирования наблюдается высокая анизотропия свойств, что иногда является крайне нежелательным, поэтому часто применяют различную ориентацию волокон. Несмотря на высокие свойства, недостатком таких композитов является высокая стоимость волокон, а также низкая обрабатываемость. Нарезанные волокна с меньшими пропорциями и случайной ориентацией используются в качестве заготовок для некоторых процессов получения литых композитов. Хотя свойства являются более изотропными, а затраты ниже, эти ММК также ограничены в их возможности вторичного использования.

Нити монокристаллических материалов с большим коэффициентом формы от 50 до 100 позволяют получать более широкий диапазон форм изделий и большую анизотропию свойств. При этом затраты значительно ниже, чем при применении волокон.

Таблица 1.2 - Сравнение свойств керамических и металлических материалов[2]

Материал	Модуль упругости (ГПа)	Предел текучести (МПа)	Предел прочности (МПа)	КТР ( $\alpha$ ) ( $10^{-6} \cdot K^{-1}$ )
Металлы				
Al	62-69	10-20	40-50	23.6
Ni	210	59	317	13.1
Mo	330	320-30	560-610	5.4
Mn	191	241	496	22.8
Fe	200	126	280	12
Zr	94-99	230	480	5.8
Керамические частицы				
SiO <sub>2</sub>	60-70	-	100	6-9
SiC	410	-	460	4
AlN	334	-	250	4.3
MgO	100	-	125	12.8
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	380	-	400	8.3
ZrO <sub>2</sub>	186	-	75	6.6



Армирующие частицы относительно недороги и имеют низкий коэффициент формы (~1 до 5). Свойства получаемых ММК изотропны и значительно улучшаются по сравнению с матричными материалами. Самое главное, что эти ММК могут быть изготовлены путем применения обычных металлургических процессов [16].

### 1.2.3 Смачиваемость и взаимодействие на межфазной границе

Смачиваемость - это термин, используемый для описания степени, в которой жидкость будет распространяться по твердой поверхности. Байер и соавт [2] обсудили механизм, который помогает или препятствует смачиваемости. Смачивание керамики жидкими металлами является одним из наиболее важных факторов при разработке ММК.

Условие полного смачивания можно записать в виде [2]

$$\gamma_{LS} + \gamma_{LV} < \gamma_{SV}$$

Где  $\gamma$  представляет собой удельную свободную энергию, в то время как индексы S, L и V обозначают твердую, жидкую и парообразную фазы, соответственно Рисунок 1.1.



Рисунок 1.1 - Капля жидкости на твердой поверхности [16].

Для угла  $\theta = 180^\circ$ , капля принимает сферическую форму и смачивания не происходит. И наоборот, угол контакта  $0^\circ$  представляет собой идеальное смачивание. Для  $0^\circ < \theta < 180^\circ$ , происходит частичное смачивание. В общем, керамические материалы часто не смачиваются жидкими металлами. Например, угол контакта между жидким алюминием и твердым меньше  $90^\circ$  и непрерывно уменьшается с течением времени при постоянной температуре [16].

Основной причиной является то, что керамика, в частности оксиды, имеют ионную или ковалентную связь и не совместимы с металлическим видом связи [18]. Ряд исследований [19-30] был проведен с целью улучшения смачиваемости между керамическими частицами и металлическими расплавами. Основные методы для улучшения

смачиваемости: нанесение металлических покрытий, добавление элементов-смачивателей в жидкий металл, ультразвуковая, тепловая или химическая обработка керамических частиц.

#### 1.2.4 Типы взаимодействия на границе раздела

Важно уметь контролировать степень взаимодействие между матрицей и армирующими компонентами. Для этого надо знать различные возможные типы связи, которые могут быть классифицированы следующим образом [2]:

1. Механическое скрепление.

2. Химическая связь.

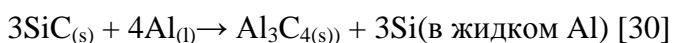
(а) Растворение и смачиваемость связующего.

(б) Связующие реакции.

Улучшение межфазного сцепления в композиционных материалах, как правило, достигается двумя способами:

- Обработка поверхности армирующих компонентов.
- Модификация матрицы.

Низкая технологичность, особенно для наиболее экономически эффективных методов производства, например литья, и низкие свойства межфазной поверхности, как правило, следствие низкого смачивания SiC и графита жидким алюминием. При высоких температурах, используемых в производстве композитов, растворение межфазной границы происходит по следующей реакции [29]:

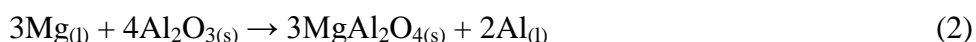


Эта реакция может привести к растворению частицы или волокна, а также способствовать инициации подповерхностных трещин на межфазных границах, что считается основным механизмом, который снижает положительное влияние армирующих частиц на износостойкость композитов. Общее решение этой проблемы состоит в применении специально разработанных покрытий на армирующих компонентах, которые улучшают смачивание и предотвращают образование продуктов разложения на межфазных границах раздела. SiO<sub>2</sub> является одним из наиболее удачных покрытий, которые предотвращают прямую реакцию взаимодействия частиц SiC и расплавленного алюминия, улучшая в то же время их смачивание. Тонкие слои SiO<sub>2</sub>, могут быть получены либо путем прямого окисления частиц SiC или с помощью золь-гелей [29]. В первом методе частицы предварительно окисляют при 1100 °C в течение 4 ч, чтобы удалить примеси и ввести тонкий слой SiO<sub>2</sub> на поверхность частиц [31]. С аналогичной целью наносят металлические

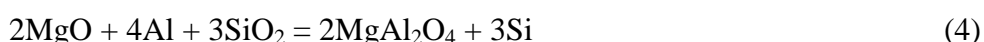
покрытия на армирующие компоненты. Среди них металлические покрытия из никеля или меди для улучшения смачиваемости углеродных волокон в расплаве алюминиевых сплавов [29].

Из-за своего высокого промышленного значения система алюминий/глинозем имеет большой интерес для многих исследователей. Однако  $\text{Al}_2\text{O}_3$  не легко смачивается жидким  $\text{Al}$ . Для улучшения смачиваемости  $\text{Al}_2\text{O}_3$  добавляют высокоактивные элементы [32, 33].

Модифицирование матричных сплавов достигается путем изменения состава матричного сплава, например, литий способствует увеличению смачивания частиц  $\text{Al}_2\text{O}_3$  в расплаве алюминия. Литий реагирует с окисью алюминия с образованием алюмината лития, легче смачиваемого алюминием [30]. Еще одной добавкой, обладающей подобным влиянием, является магний. Магний понижает поверхностное натяжение и краевой угол ( $\theta$ ) между  $\text{Al}$  и  $\text{SiC}$ . Магний вступает в реакцию с глиноземом в форме шпинели  $\text{MgAl}_2\text{O}_4$  на поверхности раздела  $\text{Al/SiC}$  по следующей реакции,



За счет протекания этих реакций улучшается большинство механических и физических свойств ММК, таких как прочность, твердость, жесткость, ударная вязкость, усталость, коэффициент теплового расширения и теплопроводность [34, 35]. Предварительное окисление  $\text{SiC}$  с формированием слоя  $\text{SiO}_2$  способствует ускорению образования  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{MgO}$  и  $\text{MgAl}_2\text{O}_4$  [29]. Слой  $\text{SiO}_2$  на поверхности частиц  $\text{SiC}$  реагирует с  $\text{Mg}$  и  $\text{Al}$  в матрице образуя  $\text{MgO}$  и  $\text{MgAl}_2\text{O}_4$  согласно реакциям (3) и (4)



Реакции на межфазной границе приводят к снижению динамического краевого угла смачивания между частицами и матрицей. Кроме того магний снижает поверхностное натяжение расплавленного алюминия [36].

### 1.3 Методы получения композитов с металлической матрицей

В зависимости от состояния металлической матрицы методы изготовления металлических композиционных материалов могут быть классифицированы как получение в твердом, жидком и газообразном состоянии. Некоторые металлические композиты получают их комбинацией [2, 31]. Наиболее часто используемыми методами получения металлических композитов, являются:

1 - твердофазное изготовление (методы порошковой металлургии и диффузионной сварки);

2 - жидкофазное получение (полностью или частично расплавленная матрица при получении композита)

### 1.3.1 Твердофазные методы получения

Твердофазные методы получения обычно используются для достижения высоких механических свойств в ММК, особенно в дискретных ММК. Наиболее часто используемые методы описаны ниже это метод диффузионной сварки, порошковой металлургии и механического легирования.

### 1.3.2 Метод диффузионной сварки

Метод диффузионной сварки используется для консолидации чередующихся слоев металломатричной фольги и волокон, чтобы создать один или несколько слоев композитов. Течение матрицы между волокнами и диффузия на границе раздела приводят к формированию композита. Применяемое давление соответствует напряжению течения матричного сплава. Чтобы избежать разрушения волокон, напряжение в процессе консолидации не должно быть очень высоким. Диффузионная сварка осуществляется либо путем прессования в вакуумном горячем прессе или горячим изостатическим прессованием. Пример ММК, полученным диффузионной сваркой является композиционный материал Al-B [32].

### 1.3.3 Методы порошковой металлургии

В этих методах металлические порошки матричного сплава и армирующие компоненты смешивают и затем прессуют с последующим спеканием для достижения теоретической плотности [32]. Основная цель процессов порошковой металлургии является достижение достаточно высокой прочности [33]. Как правило, порошковые технологии можно разделить на три основных процесса: уплотнение, формование и спекание порошковых изделий.

Уплотнение и формование порошков - это процесс, используемый для того чтобы произвести части определенной формы из металлического порошка, которые затем могут быть обработаны и подвергнуты отжигу и, в частности, спеканию. Спекание может

происходить при температурах ниже точки плавления, но иногда ускорение диффузионных процессов требует формирования жидкой фазы [33].

#### 1.3.4 Методы механического легирования

Механическое легирование представляет собой метод обработки твердофазных порошков, включающий повторяющиеся процессы сварки, деформации и разрушения, происходящие в высокоэнергетической мельнице. Изначально метод механического легирования разработан для производства дисперсноупрочненных оксидами жаропрочных сплавов для применения в аэрокосмической промышленности. В настоящее время этим методом получают пересыщенные твердые растворы, метастабильные кристаллические, аморфные и квазикристаллические фазы и наноструктуры [16, 35].

#### 1.3.5 Жидкофазные методы получения композитов

Большинство коммерчески успешных металлических композиционных материалов производится по жидкофазным технологиям благодаря их преимуществам по сравнению с другими методами. Жидкий металл, как правило, дешевле и проще в обращении, чем порошки и изделия из него могут быть изготовлены в самых разнообразных формах. Однако, недостатком жидкофазных процессов является низкая воспроизводимость в результате сложности контроля параметров обработки, а также наличие нежелательных химических реакций на границе раздела между расплавленным металлом и армирующими компонентами. Кроме того, жидкофазные технологии часто ограничены легкоплавкими сплавами [12].

Жидкофазные методы получения предъявляют существенные требования к армирующим компонентам в зависимости от матричного сплава согласно следующим критериям: (1) модуль упругости, (2) прочность на растяжение, (3) плотность, (4) температура плавления, (5) термическая стабильность, (6) размер и форма армирующих частиц, (7) коэффициент теплового расширения и (8) стоимость. Поскольку большинство керамических материалов не смачивается расплавом, введение и удержание в расплаве армирующих компонентов требует добавления поверхностно-активных веществ в расплав или покрытие керамических частиц до их введения [5].

В настоящее время выделяют четыре основные категории жидкофазных методов получения композитов:

- 1) Пропитка 2) вихревое замешивание 3) распыление 4) методы получения in-situ [12]

#### 1.3.6 Пропитка

Процесс пропитки керамических частиц жидким расплавом является одним из самых предпочтительным способом изготовления ММК [20, 36, 37]. Пропитка применима для большинства карбидов [38]. Обычно проблемы возникают с нитридами и оксидами, связанные с высоким давлением, которые применяются во время инфильтрации [39] или с низкой смачиваемостью керамических частиц. Разогретую заготовку из керамических волокон или частиц помещают в нагретую формообразующую матрицу, расплавленный металл заливают в матрицу и пропитывают заготовку путем применения давления с помощью пуансона. Затвердевание композита происходит под давлением. В результате этого процесса, расплав хорошо смачивает частицы даже если угол контакта между волокнами и металлом превышает  $90^\circ$  [2, 40, 41].

#### 1.3.7 Метод ввода частиц в расплав путем вихревого замешивания

Метод ввода частиц в расплав путем вихревого замешивания наиболее широко распространенный метод получения металлических композитов. Расплавленный металл перемешивается лопастями и образует вихрь в расплаве. Армирующие частицы, добавленные на поверхность вихря увлекаются в расплав [24, 25]. В дальнейшем путем литья получают детали или заготовки. Основная проблема этого процесса заключается в том, что расплавы, как правило, не смачивают керамические волокна и частицы, и необходимо применение особых технологий описанных ранее [2, 42-45].

Повышение температуры расплава, нанесение покрытий и окисление армирующих компонент, добавление в расплав поверхностно-активных элементов, например магния и лития, а также оптимизация параметров перемешивания расплава способствует устранению дефектов, получаемых в процессе литья [46].

По сравнению с порошковой металлургией, введение частиц в расплав имеет ряд важных преимуществ, улучшение взаимодействия матрица-частицы, управление матричной структурой, простота и низкая стоимость обработки и получения изделий нужной формы [40, 47-49]. Кроме того, широкий выбор материалов для данного метода изготовления также

является преимуществом [50]. Однако, процесс замешивания имеет существенные недостатки: во-первых, низкая смачиваемость, а во-вторых, частицы, как правило, тонут или всплывают на поверхность расплава в зависимости от их плотности по отношению к жидкому металлу, вследствие этого не достигается их равномерное распределение в матрице, в отличие от порошковых методов [32].

### 1.3.8 Кристаллизация под давлением

Одна из разновидностей жидкофазных методов получения композиционных металлических материалов является кристаллизация под давлением [51, 52]. кристаллизация под давлением - это универсальный способ получения ММК на основе Al и Mg. Как промышленный процесс, кристаллизация под давлением привлекательна тем, что позволяет быстро производить практически в необходимой конечной форме изделия из сплавов и композиционных материалов, с хорошим качеством поверхности [53]. Применение очень высоких давлений при кристаллизации под давлением увеличивает смачиваемость между жидким металлом и армирующими частицами. Как правило, композиты, полученные кристаллизацией под давлением демонстрируют более высокую плотность по сравнению с теми, что получены путем простого замешивания частиц в расплав [22]. В процессе кристаллизация под давлением устраняется газовая и усадочная пористости. Этот процесс значительно повышает прочность композиционных материалов [20, 23].

Donomoto и соавт. [54] описали метод кристаллизации под давлением для производства поршней дизельных двигателей из композиционных материалов. Процесс кристаллизации под давлением был разработан для получения беспористых, микрокристаллических алюминиевых сплавов, имеющих улучшенные свойства по сравнению с обычными литыми материалами. В частности, этот процесс используется в случае алюминиевых сплавов с низкими литейными свойствами, например, не содержащими кремний [54,55].

Кроме того, благодаря процессу кристаллизации под давлением улучшается износостойкость композиционных материалов за счет устранения пористости на границе межфазного раздела [27]. Применение алюминиевых композиционных материалов позволяет уменьшить суммарный вес поршня на 5-10 %. В высокоскоростных дизельных двигателях, где инерционные нагрузки имеют решающее значение, это несомненный плюс. Рисунок 1.2 демонстрирует получение композиционного материала методом кристаллизации под давлением [10].

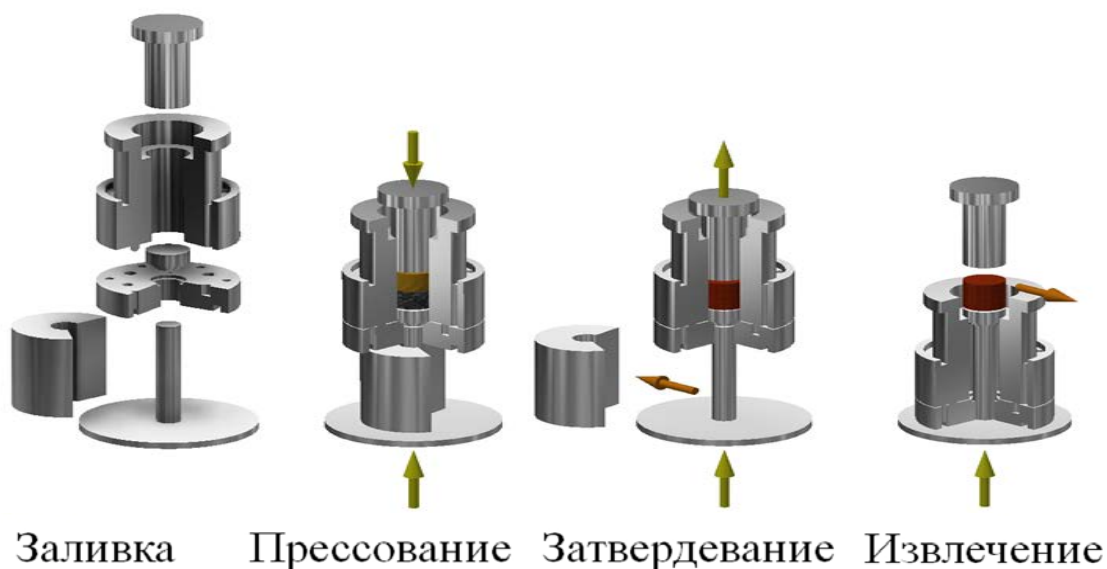


Рисунок 1.2 - Метод кристаллизации под давлением [18].

#### 1.3.9 Процесс распыления

Метод распыления расплава привлек значительный исследовательский интерес из-за его возможностей формирования необходимой формы продукта за один проход при высокой скорости литья. В этих процессах, капли расплава распыляются вместе с армирующей фазой и собираются на подложке, где завершается процесс их затвердевания. Кроме того, армирующие частицы могут быть размещены на подложке, и расплав может быть нанесен непосредственно на них. Спрей-процессы формирования использовались для неармированных сплавов уже более 20 лет из-за высокой скорости затвердевания капель, что позволяет получать материалы с меньшей неоднородностью по химическому составу и меньшим размером зерна. Композиционные материалы, полученные методом распыления обладают более высокими значениями твердости по сравнению с ММК, производимыми методами литья благодаря более дисперсной зеренной структуре и меньшей пористости [19, 56].

#### 1.3.9 In-situ методы получения композиционных материалов

Термин in-situ композитов впервые был использован для материалов, производимых затвердеванием многофазных сплавов. Когда многофазные сплавы затвердевают направленно с передней плоскости, они могут образовать пластинчатые или стержневые структуры в матрице. При этом межфазное расстояние - это функция скорости роста. Для этих материалов были предложены приложения в основном в области оптики и электроники.



Кроме того, низкие темпы роста и постепенное укрупнение зерен при повышенных температурах ограничило их широкое применение [41]. В этих методах, как и предполагает название, армирующие частицы образуются в процессе формирования композита. Композитный материал производится в один этап формирования матрицы и армирующих компонент, например, совместный рост NbC или Ni, при этом устраняются трудности, присущие объединению отдельных компонентов, что наблюдается при обычных методах получения композиционной структуры. Контролируемое затвердевание однонаправленное из эвтектического сплава является классическим примером получения композитов *in-situ*. Самораспространяющийся высокотемпературный метод синтеза (СВС) также является методом *in-situ*, в котором благодаря экзотермической реакции между двумя компонентами производится третий [12].

В таблице 1.3 показано сравнение между различными методами изготовления ММК[32].

Таблица 1.3 - Сравнение между различными методами изготовления ММК [32]

Метод	Стоимость	Применение	Примечание
Диффузионная сварка	Высокая	Листы, лопасти, валы	Применяются фольга или листы матричного сплава и нити армирующих компонентов
Порошковая металлургия	Средняя	В основном используется для производства небольших объектов с высокой прочностью: поршни, клапаны и др.	Матрица и армирующие компоненты в виде порошка
Пропитка	Низкий/средний	Используется для производства деталей простых форм, таких как стержни, трубы, балки с максимальными свойствами в одном направлении	В качестве армирующих компонентов используются нити или частицы
Кристаллизация под давлением	Средний	Широко используется в автомобильной промышленности для производства различных компонентов, таких как поршни, шатуны, головки цилиндров, подходит для создания объектов сложной формы	Применим к любому типу армирующих компонент и может быть использован для крупномасштабного производства
Литье распыскиванием	Средний	Используется для производства фрикционных материалов, электрических щеток и контактов, режущего и шлифовального инструмента	Дисперсные армирующие компоненты
Замешивание частиц в расплав с последующим литьем	Низкая	Широко используется в автомобильной, аэрокосмической промышленности, производства спортивных товаров и подшипниковых материалов	Подходит для дискретных волокон, и особенно дисперсных частиц

#### 1.4 Термическая обработка алюминиевых композитов

Термическая обработка алюминиевых сплавов основана на том, что растворимость многих элементов в твердом алюминии уменьшается с понижением температуры. Хирт и соавт [57]. сделан вывод, что увеличение Si в сплавах бxxx серии повышает прочность в

состоянии T4 и T6. Кроме того, добавление меди в сплавы Al-Mg-Si не только изменяет последовательность выделения продуктов старения, но также повышает твердость сплавов. Алюминиево-кремниевые сплавы, упрочняемые старением, привлекают все большее внимание в последние годы, особенно в связи со спросом на более легкие транспортные средства как часть общей цели для повышения эффективности топлива и сокращения выброса выхлопных газов. Одним из известных способов повышения механических свойств и износостойкости термически упрочняемых алюминиевых сплавов является искусственное старение. Однако, искусственно состаренные алюминиевые сплавы имеют максимальные рабочие температуры в диапазоне температур 150-170 °C. Выше этого, прочность сплава быстро падает со временем из-за укрупнения продуктов старения [58-60].

Большинство композиционных материалов на основе алюминия являются термически упрочняемыми, в связи с этим упрочнение дискретно армированных композитов представляет большой интерес как с научной, так и технологической точек зрения. Обширные исследования были проведены по исследованию старения алюминиевых матричных композитов. Эти исследования показывают, что кинетика старения и эффективность упрочнения этих композиционных материалов зависит от разнообразных факторов, таких как размер, форма и объемная доля армирующих компонентов, способа их изготовления, температуры старения и характера межфазной границы матрица-частица [61-64].

Дисперсионно-твердеющие сплавы системы Al-Cu-Mg, армированные частицами SiC, демонстрируют ускорение кинетики старения по сравнению с матричным сплавом, из-за гораздо большей плотности дислокаций. Дислокации предоставляют собой участки предпочтительного зарождения S-фазы ( $\text{CuMgAl}_2$ ) [65,66].

Суреш и соавт.[67] пришли к выводу, что объемная доля частиц SiC более 6 мас.% не оказывает существенного влияния на кинетику старения литых композитов на основе сплава Al-3.5Cu. Тем не менее, Лин и соавт. [34] показали монотонное уменьшение времени старения на максимальную прочность в композитах на основе сплава 2024, армированного частицами SiC, с увеличением их объемной доли. Противоречит результатам большинства исследований, полученная медленная кинетика старения в композитах полученных жидкофазным спеканием сплава Al-Cu-Mg с частицами SiC, по сравнению с аналогичным образом обработанным неармированным алюминиевым сплавом. Причина этого заключается скорее всего в относительно низкой плотности дислокаций в матрице [68,69].

Kiourtsidis и соавт. [33] исследовали старение композиционных материалов 2024Al – SiC, изготовленных методом замешивания частиц в расплав. Они обнаружили, что в

матричном сплаве при старении выделяется фаза  $\text{Al}_2\text{CuMg}$ , в то время как в композитах -  $\text{CuAl}_2$  и  $\text{Mg}_2\text{Si}$ . Максимальная твердость увеличивается при росте объемной доли частиц  $\text{SiC}$  и достигается при одной и той же выдержке в 14 часов. Темпы снижения твердости в состаренном состоянии уменьшаются с увеличением содержания  $\text{SiC}$ . Лин и соавт. [34] отметили, что твердость  $\text{Al-Cu - Al}_2\text{O}_3$  композитов, содержащих 7 мас.%  $\text{Al}_2\text{O}_3$  значительно выше, чем содержащих 1-5 мас.%  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Большое количество выделений фазы  $\text{CuAl}_2$  является главной причиной повышенной твердости. Они также обнаружили, что с увеличением содержания  $\text{Al}_2\text{O}_3$  от 1 до 7 мас.%, время, необходимое для достижения пиковой твердости уменьшается, благодаря ускорению выделения фазы  $\text{CuAl}_2$  [70].

Исследование процессов старения композитов  $\text{Al-Mg-Si/SiC}$  показало, что в начале процесса старения основным продуктом реакции на начальном этапе старения является оксид магния  $\text{MgO}$ . При старении на максимальную прочность содержание магния в матрице уменьшается за счет выделения частиц  $\text{Mg}_2\text{Si}$  и в результате на границе раздела формируется фаза  $\text{MgAl}_2\text{O}_4$ , которая может улучшить прочность сцепления на границе раздела частица-матрица [71].

### 1.5 Трибологические свойства композитов на основе алюминия

Композиты на основе алюминия могут быть использованы в качестве новых износостойких материалов для ряда трибологических применений. Один из методов улучшения трибологических характеристик является применение выпадающих частиц, таких как графит и слюда. Эти частицы снижают трение благодаря образованию слоев графита, которые действуют как твердые смазки на контактных поверхностях. Другой способ получения износостойких сплавов является добавление твердых керамических частиц, таких как  $\text{SiC}$ ,  $\text{Si}_3\text{N}_4$  или  $\text{ZrO}_2$ , которые также повышают упругость и прочность матричного сплава. Твердые керамические частицы действуют также как и дисперсоиды в алюминиевой матрице, значительно снижая износ [35, 72-75].

Исследование износостойкости гибридных композиционных материалов  $\text{A6082-SiC-Gr}$  показало, что скольжение таких композитов улучшено по сравнению с матричным сплавом, а также композитом, армированным только частицами  $\text{SiC}$ . Гибридные композиты показали улучшение износостойкости по сравнению с матричным сплавом на 16 и 27 % в литом и состаренном на максимальную прочность состоянии, соответственно [76].

При исследовании трибологических свойств алюминиевых композитов, было отмечено, что триботехнические свойства композитов в состоянии Т6 лучше, чем в отожженном состоянии или чем у неармированного сплава [77, 78].

Степень износа абразивных композитов сокращается с увеличением объемной доли  $Al_2O_3$ . Изготовление композитов, содержащих мягкие частицы, такие как графит способствует снижению коэффициента трения, снижая интенсивность изнашивания композитов [79].

Кок [79, 80] исследовал изнашивание композитов 2024- $Al_2O_3$ , полученных методом замешивания частиц в расплав. Результаты показали, что армирование частицами  $Al_2O_3$  увеличивает сопротивление истиранию в отношении всех использованных абразивов. Износостойкость композитов значительно выше, чем базового алюминиевого сплава и увеличивается с увеличением количества и размера частиц  $Al_2O_3$  [79, 81]. Аналогичные результаты были получены Gurcan и соавт. [82] в композитах AA6061-SiC.

#### 1.6 Механические свойства алюминиевых матричных композитов

Большое количество исследований посвящено механическим свойствам композитов на основе алюминия. В целом, известно, что с увеличением объемной доли частиц, предел текучести и предел прочности увеличиваются, а пластичность и вязкость разрушения уменьшается. При постоянной объемной доли частиц, прочность при сжатии возрастает с уменьшением размера частиц. Граница раздела между армирующими частицами и матрицей композитов также играет очень важную роль для механических свойств композитов [83-85].

Чаще всего наблюдается различие между механическими свойствами композитов, полученных при испытании на сжатие или растяжение (предел текучести при сжатии выше, чем при растяжении), что связано с трением и внутренними остаточными напряжениями [86].

Механические испытания на сжатие алюминиевых композитов, содержащих  $B_4C$  при повышенных температурах от 298 до 773 К и скоростях деформации в диапазоне от  $1 \times 10^{-3}$  до  $5 \text{ с}^{-1}$  показали, что динамическая прочность на сжатие снижается более медленными темпами, чем квазистатическая прочность на сжатие при повышенных температурах, что объясняется различными способами разрушения композита при динамической и квазистатической нагрузке. Коэффициент скоростной чувствительности повысился от 0,02 до 0,13 при повышении температуры от комнатной температуры до 773 К [87].

Тан и соавт. [88] исследовали свойства при динамическом сжатии композита на основе сплава 2024, армированного 40 и 50 об. % SiC (SiCp/2024Al композиты) при различных скоростях деформации в диапазоне от 1250 до 2500 с<sup>-1</sup>. Композиты показали разный механизм деформации при различных скоростях. Адиабатический разогрев привел к размягчению/плавлению матрицы, что вызвало мгновенную нестабильность композитов с высоким содержанием армирующих частиц при динамическом нагружении.

Равномерное пространственное распределение армирующих частиц улучшают как прочность, так и пластичность композитов [89, 90].

### 1.7 Термические свойства композиционных материалов на основе алюминия

В большинстве случаев армирующие керамические частицы (волокна, нити или частицы) имеют коэффициент теплового расширения ниже, чем у большинства металлических матриц. Это означает, что когда композит подвергается воздействию изменения температуры, термические напряжения образуются в обоих компонентах. На Рисунок 1.3 показана микроструктура, полученная путем моделирования термических напряжений в композиционном материале на основе алюминия, упрочненного частицами SiC. Видно, что термические напряжения в основном сконцентрированы в областях кластеризации частиц.

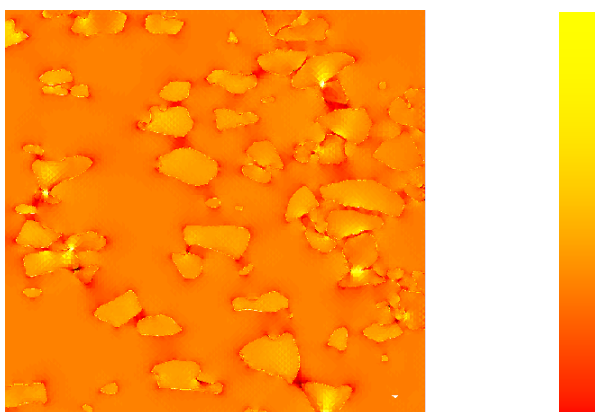


Рисунок 1.3 - Микроструктура, полученная путем моделирования термических напряжений в композиционном материале на основе алюминия, упрочненного частицами SiC [91]

Несоответствие теплового расширения между армирующими керамическими частицами и матрицей является важным фактором, который трудно избежать в любом композите, тем не менее, в целом характеристиками теплового расширения композита можно

управлять, контролируя удельный вес армирующих керамических частиц и матрицы, и их распределение в матрице.

Теплопроводность имеет важное значение в большинстве потенциальных применений композитов, в том числе в качестве подложек для чипов процессоров, в силовых полупроводниковых приборах и др. Высокая теплопроводность ( $\lambda$ ) и удельная теплопроводность ( $\lambda/\rho$ ) – это важные свойства для компонентов, движущихся систем, таких как компоненты в авиационно-космических системах. Самыми лучшими материалами считаются те, которые имеют самые высокие значения  $\lambda/\rho$  и попадают в группу горизонтально заштрихованной полосы на рисунке 1.4 [92]

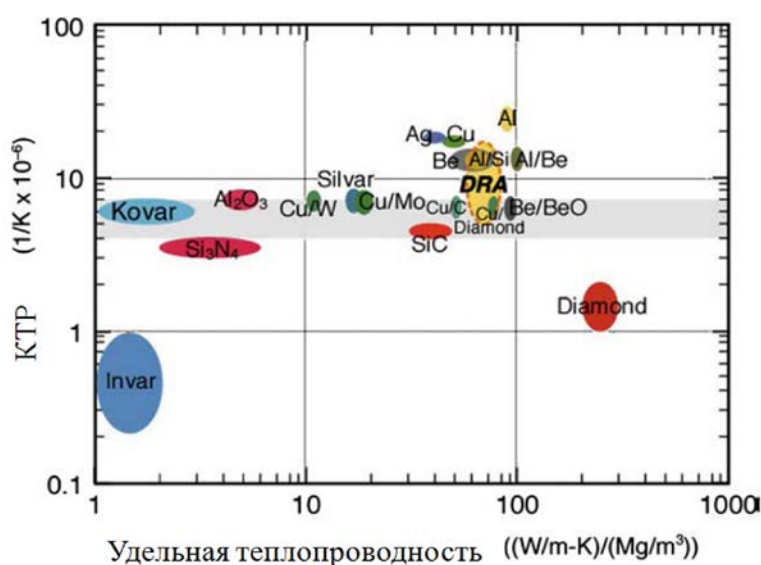


Рисунок 1.4 - Сравнение материалов для терморегулирования

На рисунке 1.4 представлены показатели наиболее часто используемых материалов для теплорегулирования [93-95]. Хотя удельная теплопроводность алюминия выше, чем у большинства металлических материалов, КТР его слишком высок. Добавками SiC достигается снижение ТКЛР без значительного ухудшения отношения  $\lambda/\rho$  [92].

### 1.8 Применение алюминиевых композитов с металлической матрицей

Алюминиевые композиты иногда называют "материалами будущего". В автомобильной промышленности из них изготавливают тормозные барабаны и диски, гильзы цилиндров, шатуны, поршни, головки блока цилиндров и коленчатого вала. В аэрокосмической сфере из них изготавливают лопасти вентиляторов двигателей серии 4000

самолетов Боинг 777. Армированный алюминий был использован в "шаттл" и космическом телескопе "Хаббл". Еще одной интересной областью применения алюминиевых композитов является теплоотводящие элементы электронных устройств [25, 96-99].

В авиационной промышленности, высокая удельная прочность, высокий модуль Юнга, малый коэффициент теплового расширения, высокая проводимость алюминиевых композитов по сравнению с полимерными материалами позволяет их применять в качестве материалов для оси труб, роторов, крышек корпусов и конструкций электронных устройств [96]. Подборку потенциальных и реализованных приложений из самых разных композитов с металлической матрицей можно увидеть в таблице 1.4.

Таблица 1.4 - Потенциальные и реальные технические применения легких композитов с металлической матрицей [96]

Применение	Необходимые свойства	Материалы	Метод получения
Автомобильная промышленность: Поршни, шатуны, рамы, поршневые пальцы, клапаны, пружины, тормозные диски, тормозные колодки, карданный вал	Высокая удельная прочность и жесткость, термостойкость, низкий коэффициент теплового расширения, высокая теплопроводность, сопротивление ползучести	Al-SiC, Al-Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , Mg-SiC, Mg-Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ,	Пропитка, экструзия, ковка, кристаллизация под давлением
Военные и гражданские авиоперевозки: Аксель труб, шестерни, корпуса, вентиляторы и лопасти компрессоров	Высокая удельная прочность и жесткость, термостойкость, ударная прочность, сопротивление усталости	Al-B, Al-SiC, Al-C, Ti-SiC, Al-Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , Mg-Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , Mg-C	Пропитка, горячее прессование, диффузионная сварка и пайка, прессование, кристаллизация под давлением
Авиационно-космическая промышленность: Антенны, соединительные элементы	Высокая удельная прочность и жесткость, термостойкость, низкий коэффициент теплового расширения, теплопроводность	Al-SiC, Al-B, Mg-C, Al-C, Al-Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Пропитка, прессование, диффузионная сварка

В дизельном двигателе Toyota ранее был успешно применен композит на основе алюминия [100]. В настоящее время в автомобильной промышленности применяются алюминиевые композиты с большим разнообразием свойств для значительного снижения веса и улучшения топливной экономичности. Таблицы 1.5 и 1.6 показывают композиты с металлической матрицей, которые были разработаны в университете Висконсин-Милуоки для использования в автомобильной промышленности [101].



Таблица 1.5 - Композиционные материалы для использования в автомобильной промышленности [101]

Свойство	Материалы	Применение
Износостойкость	Микро- и нано- ММК, армированные частицами SiC, Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , C	Поверхности подшипников, гильзы цилиндров, поршни, распределительные валы, толкатели, гидрокомпенсаторы, элементы тормозной системы
Высокая теплопроводность	Микро- и нано- ММК, армированные частицами с высокой теплопроводностью (углерод, алмаз или кубический нитрид бора)	Гильзы цилиндров, водоводы, компоненты тормозной системы, турбонагнетатель,
Высокая прочность	Микро- и нано- ММК армированные частицами SiC или Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , углеродными нанотрубками	Шатуны, тормозные суппорты, тормозные диски

#### 1.8.1 Применение алюминиевых композитов для производства поршней, тормозных дисков и гильз цилиндров

Дизельный поршневой двигатель из литейного Al-Cu сплава с короной изготовленной из никелевого чугуна обычно применяется в автомобилях. Главное требование - высокая износостойкость. Предыдущий подход, заключавшийся в использовании никелевого кольца, привел к увеличению веса и сильному различию в коэффициенте теплового расширения с алюминиевым сплавом материала поршня. Алюминиевые композиты, армированные частицами SiC, применяются в основном в гоночных автомобилях. В этом случае более низкий коэффициент теплового расширения композита по сравнению с обычным алюминием позволили снизить зазоры между поршнем и стенкой цилиндра, что приведет к повышению производительности. Другим применением композитов в автомобильном двигателе является гильза цилиндра (Рисунок 1.5). Композит, состоящий из Al-Cu матрицы с 12% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

(коротких волокон для износостойкости) и 9% углерода для смазывающей способности. Применение композита увеличило эффективность охлаждения и повысило износостойкость, экономя до 50% веса. Хотя эта концепция первоначально была реализована в Хонде с 2.3-литровым двигателем, она также была использована в Хонде С2000, Тойоте Селика, и Porsche Boxster [101].

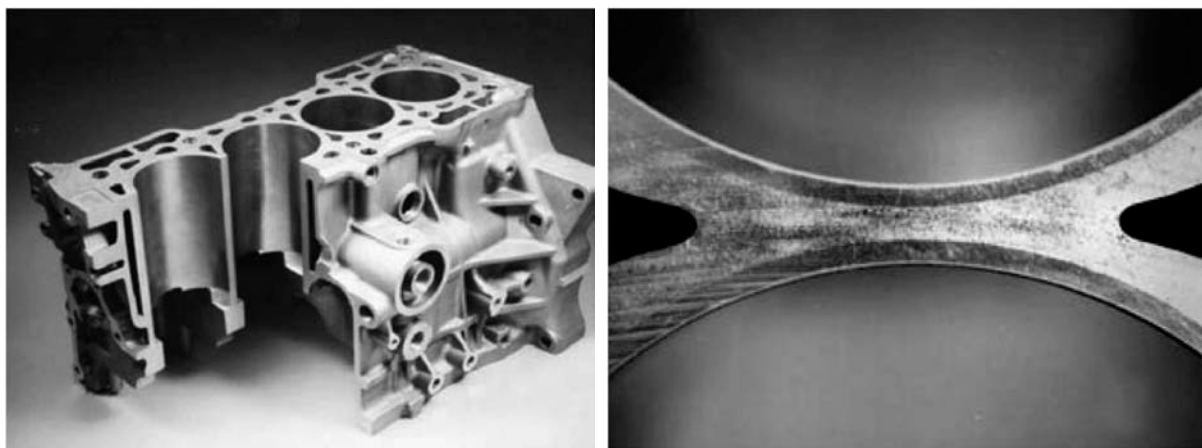
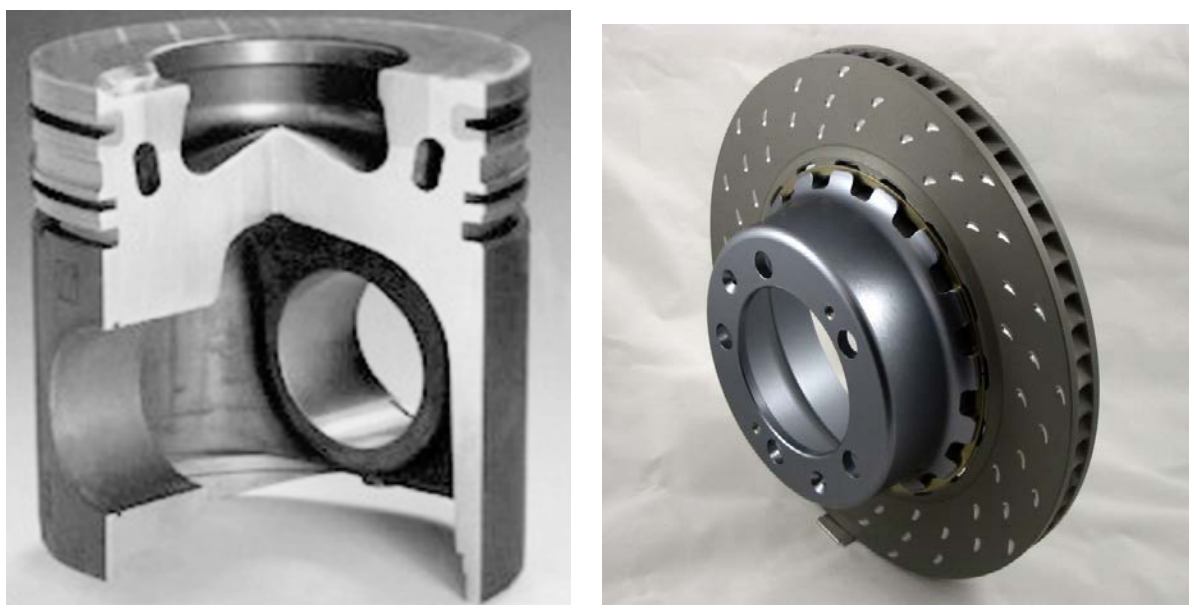


Рисунок 1.5 - Композит, состоящий из Al-Cu матрицы с 12%  $Al_2O_3$  (коротких волокон для износостойкости) и 9% углерода для смазывающей способности в качестве материала для двигателя



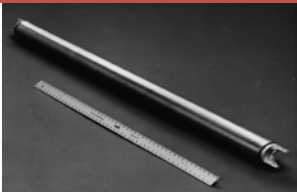

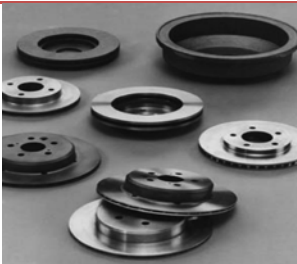

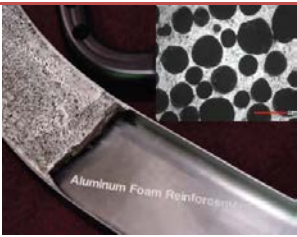

а

б

Рисунок 1.6 - Поршень из алюминиевого сплава, упрочненного короткими волокнами (а) и тормозной диск из алюминиевого композита (б)

Пример успешного использования алюминиевых композитов является поршень из алюминиевого сплава, упрочненного короткими волокнами (Рисунок 1.6). Кроме того имеются потенциальные применения этих материалов в качестве шасси для метрополитенов и железных дорог.

Таблица 1.6 Автомобильные компоненты, произведенные из ГМК [101]

Компонент	Материал	Деталь
Карданный вал	6061/Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	
Шатун	2080/SiC	
Тормозные барабаны и тормозные диски	359Al/SiC	
Гидравлический коллектор	A206/SiC.	
Шасси	Полые керамические микросферы в металлических матрицах примерно в полтора раза плотнее, чем матрица и способны поглощать большое количество энергии на единицу веса при ударе по сравнению с монолитными сплавами [101].	
Гильзы цилиндров	Алюминиевые композитные вкладыши могут быть отлиты на месте с помощью обычных методов литья, в том числе в песок, кокиль и центробежным литьем.	

## Выводы по обзору литературы

1. 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. Наиболее перспективным представляется использование композиционных материалов с алюминиевой матрицей благодаря их высоким механическим, трибологическим и теплотехническим характеристикам.

2. Из всего разнообразия алюминиевых сплавов, используемых в качестве матричных для композитов, сплавы системы Al-Si-Mg являются наиболее привлекательными благодаря высокому комплексу свойств, включая хорошие литейные свойства, высокую коррозионную стойкость, прочность и теплопроводность. Хорошая теплопроводность матричного сплава необходима для предотвращения локального перегрева компонент технических систем. Прочность сплавов системы Al-Si-Mg благодаря выделению дисперсных частиц при старении позволяет использовать их в нагруженных элементах конструкций. Высокое содержание кремния повышает технологичность сплавов при литье и дает возможность получить изделия сложной формы. Кроме того низкие температуры плавления сплавов данной системы делают технологии изготовления композитов на ее базе менее затратными.

3. Применение разного типа армирующих частиц позволяет значительно повысить функциональные свойства композиционных материалов. Наиболее перспективными с точки зрения автомобильной промышленности являются керамические частицы AlN, SiC и Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>. Такие частицы обладают высокой твердостью, прочностью, износостойкостью, низкой плотностью и коэффициентом термического расширения. Кроме того, частицы AlN имеют высокую теплопроводность. Разработка композиционных материалов с алюминиевой матрицей, армированной указанными типами частиц представляется очень перспективной.

4. Из широкого ряда существующих методов производства композитов для алюминиевых сплавов перспективным является жидкофазная технология замешивания керамических частиц в расплав из-за низкой температуры плавления и возможности введения частиц без защитной атмосферы. 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 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.

## 2 Материалы и методика проведения экспериментов

### 2.1 Получение объектов исследования

В качестве матричного сплава был выбран алюминиевый сплав Al-9,1Si-0,58Mg (A359). Для его приготовления были использованы материалы промышленной чистоты: алюминий (99,85 мас.%), кремний (99,9 мас.%) и магний (99,9 мас.%). 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, Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, AlN. Частицы SiC и AlN были использованы размером 30-45 мкм. Частицы Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> с размером 3-5 мкм использовались в качестве упрочнителей. Массовая доля частиц SiC и AlN составляла 5, 10 and 15 %. Смесь частиц SiC и Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> в пропорции 2:1 добавляли в гибридный композит на основе сплава A359.

Композиционные материалы получали путем замешивания частиц в расплав и дальнейшей кристаллизацией под давлением. Схема установки для ввода керамических частиц представлена на рисунке 2.1. Матричный сплав помещали в тигель и нагревали до температуры на 100 °С выше его температуры ликвидуса. После расплавления производили ввод керамических частиц с использованием специальной титановой лопатки с четырьмя лопастями, расположенными друг от друга на расстоянии 4 см. (рисунок 2.2), вращающейся со скоростью 850 оборотов в минуту, в течение одной минуты. После этого расплав разливался в графитовую изложницу.

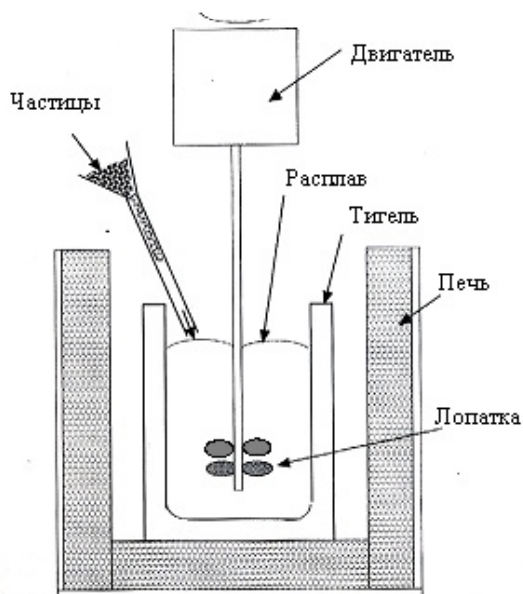


Рисунок 2.1 - Схема замешивания в расплав керамических частиц



Рисунок 2.2 - Лопатка для замешивания в расплав

Для осуществления кристаллизации под давлением производили повторный расплав композитов с нагревом до 750 °С и перемешиванием расплава в течении 1 минуты. Процесс кристаллизации под давлением осуществляли при температуре 620 °С с использованием гидравлического пресса с максимальным усилием 100 тонн. Готовый сплав помещался в цилиндрическую матрицу диаметром 50 мм длиной 100 мм, предварительно нагретую до 200 °С. После достижения заданной температуры на форму с расплавом подавалась нагрузка для достижения напряжения 100 МПа и производилась выдержка в течение 1 минуты. После этого затвердевшая отливка охлаждалась и извлекалась из формы.

## 2.2 Методика проведения исследований

### 2.2.1 Исследование микроструктуры

Исследование структуры сплавов и фрактографический анализ проводили на электронном сканирующем микроскопе TESCAN VEGA с катодом из  $\text{LaB}_6$  и системой рентгеновского энергодисперсионного микроанализа Oxford Instruments Advanced AZtecEnergy. Использовали режимы отраженных и вторичных электронов.

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  $\text{SiO}_2$ .

Структуру образцов исследовали методами рентгеновской дифрактометрии в монохроматическом медном  $\text{K}\alpha$  - излучении на дифрактометре Bruker D8. Съемка проводилась в интервале углов  $2\theta$  от 20° до 100° с шагом 0,05° и выдержкой 10 с.

Микрорентгеноспектральный анализ проводили на электронном сканирующем микроскопе (СЭМ) TESCAN VEGA с энерго-дисперсионным детектором X-Max 80.

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

### 2.2.2 Определение плотности и пористости материалов

Плотность исследуемых материалов определяли методом гидростатического взвешивания в воде и на воздухе с использованием аналитических весов Vibra AF (точность 0,00001 г). Расчет плотности проводили по формуле [34]:

$$\rho = W_{\text{вод}} / [(W_{\text{воз}} - W_{\text{вод}}) / \rho_{\text{вод}}] \quad (2.1)$$

где  $W_{\text{вод}}$  и  $W_{\text{воз}}$  массы образца в воде и на воздухе,  $\rho_{\text{вод}}$  - плотность воды.

Измеренная плотность сравнивалась с теоретической для определения пористости [31]. Теоретическую плотность композитов вычисляли по правилу смеси, при этом плотность матричного сплава и частиц SiC были приняты как  $\rho_{\text{mat}} = 2.67 \text{ г/см}^3$  и  $\rho_{\text{SiC}} = 3.21 \text{ г/см}^3$ , соответственно [102]. Пористость рассчитывали по формуле:

$$P = \frac{\rho_{\text{теор}} - \rho_{\text{эксп}}}{\rho_{\text{теор}}} \cdot 100\% = \left( \frac{V_p \rho_p + (1 - V_p) \rho_{\text{mat}}}{\rho_{\text{теор}}} - 1 \right) \cdot 100\%, \quad (2.2)$$

где  $\rho_{\text{теор}}$  - теоретическая плотность,  $\text{кг/м}^3$ ;

$\rho_{\text{эксп}}$  - экспериментальная плотность,  $\text{кг/м}^3$ ;

$V_p$  - объемная доля частиц.

### 2.2.3 Дифференциальный термический анализ

Для определения температур фазовых превращений проводили термоанализ методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) на калориметре Setaram Labsys 1600 в атмосфере аргона. Для измерения температуры и теплового потока использовали термопару S-типа (платина – платина-родий). Скорость нагрева и охлаждения образцов составляла 0,083 K/с.

### 2.2.4. Термическая обработка материалов

Образцы были подвергнуты гомогенизации, закалке с последующим старением. Гомогенизацию проводили в печи Nabertherm при температуре 538 °C в течение 8 ч, закалку осуществляли в теплой воде. Старение при температуре 155 °C в течение различных



периодов времени также проводили в печи Nabertherm. Образцы периодически удалялись из печи для определения твердости.

#### 2.2.5. Измерение 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  $\alpha$  равным  $136^\circ$ . Число твердости HV определялось как среднее арифметическое из десяти замеров.

#### 2.2.6. Испытания на износостойкость.

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  $0,1^\circ\text{C}$ . Силу трения определяли с точностью 0,1 Н. По величине силы трения был рассчитан коэффициент трения. Потеря массы при износе была рассчитана как разница в весе образцов до и после испытаний с использованием электронных весов с точностью 0,1 мг.

Скорость износа  $[R \text{ (мм}^3\text{/м)}]$  определили по формуле[73]:

$$R = \Delta W / (d \cdot \rho) \quad (2.3)$$

где  $\Delta W$  потеря массы,  $d$  пройденный образцом путь и  $\rho$  - плотность.

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.

#### 2.2.7. Испытания на сжатие и растяжение

Испытание на одноосное сжатие проводили в комплексе физического моделирования термомеханических процессов Gleeble 3800 (модуль Hydrowedge II) при температурах от 20 до 300 °C при скорости деформации  $0,001 \text{ с}^{-1}$ , а также со скоростями  $0,01 - 1 \text{ с}^{-1}$  при комнатной температуре для проведения расчетов методом конечных элементов. Образец диаметром 10 мм и высотой 15 мм зажимался в бойки из карбида вольфрама и нагревался прямым пропусканием тока до температуры испытания со скоростью 2 К/с и выдерживался в течение 30 с. Температура образца задавалась и контролировалась хромель-алюмелевой термопарой, приваренной к центральной части образца. Между бойками и гранями образца прокладывали графитовую фольгу и смазку на основе никеля для уменьшения трения в процессе испытания. Нагрев и деформация проводились в условиях вакуума (остаточное давление менее  $10^{-1}$  Па). По полученным кривым деформации определяли условный предел текучести, предел прочности и деформацию до разрушения.

Испытания на растяжение проводили при комнатной температуре по ГОСТ 1497-84. Образцы диаметром рабочей части 4 мм из композитов A359/10 мас. % AlN, A359/10 мас. % SiC и A359 / 10 мас. % (SiC+Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>) растягивали со скоростью 4 мм/с. Анализ изломов образцов после испытаний на растяжение проводили на сканирующем электронном микроскопе TESCAN VEGA при увеличениях  $\times 100$ .

#### 2.2.8. Определение теплопроводности

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 °C. Для каждого состава были измерены значения температуропроводности четырех образцов. Теплоемкость композитов определяли на калориметре Setaram Labsys. Теплопроводность композиционных материалов определяли по следующему уравнению:

$$\lambda = C_p \rho \alpha \quad (2.4)$$

где  $\lambda$  – теплопроводность,  $c_p$  – удельная теплоемкость;  $\alpha$  – коэффициент температуропроводности;  $\rho$  – плотность

### 2.2.9 Методика построения конечно-элементных моделей процессов деформации

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 2.3). Исходный образец был разделен на 10000 квадратных конечных элементов.

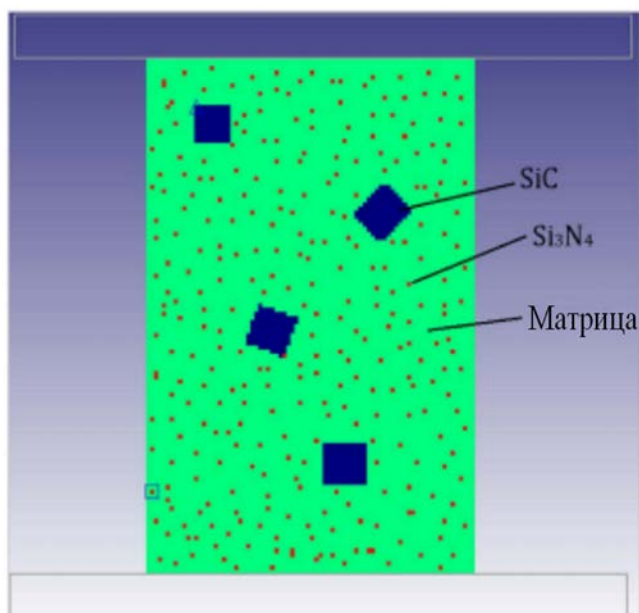


Рисунок 2.3 - Схематичное изображение исходной структуры композита А359/10% (SiC+Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>) для моделирования процесса деформации.

Для моделирования процесса изнашивания и разогрева контактирующих поверхностей деталей тормозного диска, сделанных из разработанных композитов была построена конечно-элементная модель узла тормозного диска (рисунок 2.4). Расчет производился с использованием программного комплекса Abaqus.

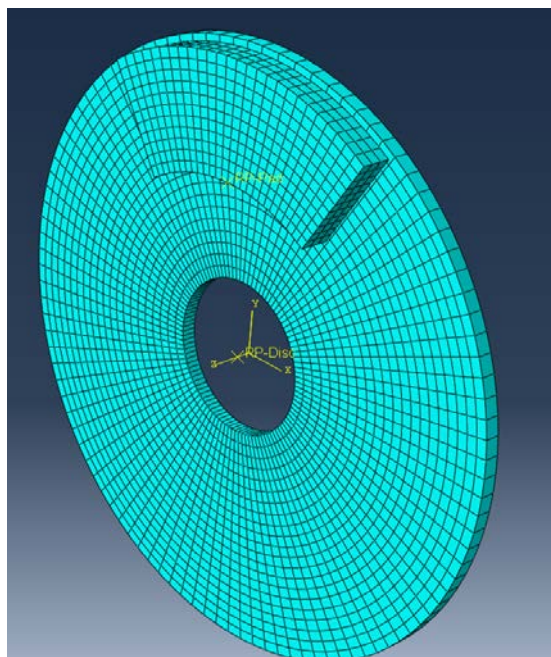


Рисунок 2.4 – Модель узла конструкции тормозного диска для расчета разогрева контактирующих поверхностей и износа элементов конструкции

### 3 Получение и микроструктура исследуемых композиционных материалов

#### 3.1 Основные технологические параметры получения композитов

Большинство коммерчески успешных металлических композитов на основе алюминия сейчас производится жидкофазными методами из-за их преимуществ по сравнению с порошковыми технологиями. Этот метод, как правило, дешевле, чем метод порошковой металлургии и возможно получение деталей различных форм. Однако высококачественные алюминиевые композиты весьма сложно получить методом вихревого замешивания керамических частиц из-за их плохого смачивания расплавом алюминия. Исследования, проведенные в данной работе, позволили значительно улучшить смачивание между сплавом типа А359 и частицами SiC, Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> и AlN. Прежде всего, керамические частицы нагревались до 700 °С перед добавлением в расплав во избежание охлаждения расплава, особенно при большой доле твердых частиц. Добавление небольшого количества магния (1 мас. %) при замешивании также приводило к улучшению смачиваемости. Была использована специально разработанная лопатка, состоящая из четырех лопастей. Лопатка создает условия перемешивания, которые эффективно гомогенизируют смесь расплавленного алюминиевого сплава и керамических частиц. Лопасти установлены так, чтобы частицы захватывались с поверхности расплава и оставались под ней, в то время как перемешивание расплава происходит постоянно [22, 23].

Условия вихревого перемешивания, такие как температура плавления, скорость и длительность вращения поддерживали на оптимальных значениях для получения высококачественных композитов. В случае низкой температуры расплава высокая вязкость его затрудняет перемешивание, в случае высокой температуры керамические частицы могут слишком сильно реагировать с расплавом, образуя хрупкие фазы вокруг частиц, уменьшая механические свойства. Температура расплава была установлена между 100-150 °С выше точки плавления. Эта температура перегрева зависит также от процентного содержания керамических частиц. Чем выше доля частицы, тем выше температура перегрева расплава, необходима для компенсации падения его температуры при вводе частиц. При низкой скорости перемешивания не удастся создать вихрь. Однако, если скорость перемешивания слишком высока, частицы введут значительное количество газа в расплав, что приведет к увеличению пористости литых композиционных материалов. Кроме того, повышенная турбулентность обуславливает высокое содержание оксидных включений в расплаве. Оптимальная скорость, выбранная в данном исследовании была 850 об./мин. Оптимальное

время замешивания было определено как 1-2 минуты. После этого расплав был немедленно разлит в нагретые металлические изложницы. Процесс замешивания наиболее экономичный способ получения композиционных материалов, однако одним из основных его недостатком является повышение пористости [103, 104]. Для устранения этого недостатка был применен способ кристаллизации под давлением, который имеет большой потенциал для получения бездефектных литых деталей [43, 44, и 55].

В настоящей работе, несмотря на оптимизацию технологии, было отмечено, что при вихревом замешивании, воздух попадает внутрь расплава, вызывая пористость в отливке. Кроме того, в полученных замешиванием композитах наблюдалась кластеризация частиц, особенно в случае их высокой объемной доли. Таким образом, способ кристаллизации под давлением был применен для устранения пористости, улучшения равномерности распределения частиц и усиленного взаимодействия между матрицей и частицами.

Большое количество параметров обработки необходимо контролировать в вихревом замешивании частиц для снижения количества брака при производстве композиционных материалов. В связи с этим эксперименты проводились с использованием различных параметров литья для улучшения связи частиц SiC, Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> и AlN с матрицей и более равномерного распределения их в структуре литых композиционных материалов. Необходимые параметры технологии замешивания: состояние поверхности твердых частиц, температура расплава, скорость замешивания частиц, режим перемешивания, температура заливки и изложницы. Основные материалы были получены по оптимизированным технологиям.

### 3.1.1. Влияние состояния поверхности частиц

Процесс прохождения частиц SiC, Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> и AlN через поверхностные оксиды, которые обычно покрывают расплав алюминия, приводит к выделению или поглощению тепла из-за изменения межфазных границ. Процесс изменения межфазной границы при переносе частиц из одной фазы в другую это неспонтанный процесс и представляет собой преодоление энергетического барьера для попадания в расплав. В настоящем исследовании первоначальные попытки производства композитов A359/SiC, A359/(SiC+Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>) и A359/AlN, используя различные скорости перемешивания оказались неудачными. Когда SiC, Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> и AlN частицы добавляли в расплав, они оставались плавать на поверхности, хотя и имели более высокую плотность, чем у расплава. Это обусловлено высоким поверхностным натяжением расплава и плохим смачиванием между частицами и расплавом. Плохое

смачивание твердых частиц жидким расплавом является препятствием для попадания твердых частиц в расплав и образования стабильной структуры. Механическое перемешивание обычно применяется для преодоления поверхностного натяжения и, следовательно, улучшения смачиваемости. Однако для исследованных композитов, проблема плохого смачивания не может быть решена этим путем. Механическое перемешивание действительно может замешать некоторые из частиц в расплав, но когда перемешивание останавливается, частицы стремятся вернуться на поверхность. Предыдущие попытки других исследователей в подготовке композитов с добавлением несмачиваемых частиц в алюминиевый расплав также не увенчались успехом. Бхушан с соавт. [105] сообщили, что частицы SiC отбрасываются на поверхность алюминиевых расплавов при отсутствии подогрева. Чтобы преодолеть проблему плохой смачиваемости, частицы SiC, Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> и AlN были предварительно нагреты до температуры 700 °C перед добавлением в расплав. В композитах с частицами SiC, Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> и AlN, которые были предварительно нагреты, выявлено равномерное распределение частиц с наличием отдельных небольших агломератов. Разогрев важен для удаления адсорбированного газа, присутствующего на поверхности частиц, для избежания растрескивания частиц из-за термических ударов при попадании в расплав и предотвращения захлаживающего действия на расплав, особенно при высоких массовых долях частиц SiC, Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> и AlN. В таких условиях частицы хорошо смачиваются расплавом, и время их замешивания сокращается.

### 3.1.2 Обработка расплава

Предварительная обработка расплава также важна для улучшения смачивания между частицами SiC, Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> и AlN и расплавом A359, а также снижения их агломерирования. Обработка расплава заключается в добавлении Mg в расплав непосредственно перед добавлением твердых частиц. Было отмечено, что добавление небольших кусочков Mg на поверхность расплава перед введением частиц повышает равномерность распределения твердых частиц в структуре по сравнению со способом, когда Mg уже присутствовал в расплаве. Это связано с тем, что магний, введенный на поверхность плавится и растекается по поверхности расплава, тем самым увеличивая смачивание твердых частиц. Кроме того, добавление Mg значительно уменьшает поверхностное натяжение алюминиевого расплава [106].

### 3.1.3 Температура расплава при вводе частиц

Температура расплава является важным параметром процесса. Для данного матричного сплава, оптимальной температурой расплава является температура на 100 °C выше температуры ликвидуса. Повышение температуры расплава приводит к чрезмерному химическому взаимодействию между лопаткой, расплавом и частицами SiC, Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> и AlN, а также повышенному газонасыщению. С другой стороны, слишком низкая температура расплава неизменно приводит к затруднению распределения твердых частиц.

### 3.1.4 Скорость ввода частиц

При переходе частиц SiC, Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> и AlN в расплав газ, покрывающий частицы заменяется на пленку жидкого металла в случае хорошего смачивания. Степень замены газовой пленки на жидкий металл зависит от относительной смачиваемости SiC, Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> и AlN расплавленным металлом. Толщина газовой пленки может быть уменьшена при перемешивании. Однако, во время перемешивания если толщина пленки велика частицы склонны к агломерации. Следовательно, высокая скорость замешивания частиц также приводит к агломерации частиц. С другой стороны, медленная скорость введения увеличивает общую продолжительность введения твердых частиц [107, 108]. В настоящей работе скорость введения частиц оказалась критическим параметром, несмотря на использование предварительной обработки поверхности частиц.

### 3.1.5 Замешивание частиц в алюминиевый расплав

Тип мешалки, размеры и положение лопаток играют важную роль в распределении твердых частиц в расплаве. Тип и размеры лопатки зависят от отношения высоты расплава к его диаметру. В данной работе использовался тигель, обеспечивающий соотношение высоты расплава к диаметру около единицы. Четырех-лопастная лопатка была выбрана наиболее эффективным инструментом для замешивания. Размеры лопатки были выбраны таким образом, чтобы ее лопатки находились как можно ближе к стенкам тигля для того, чтобы создать вихревые и нисходяще-восходящие потоки металла для внедрения частиц SiC, Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> и AlN в расплав. Кроме того, лопатка должна находиться чуть ниже поверхности расплава для увлечения твердых частиц под поверхность расплава. Многие из попыток получения композитов путем перемешивания расплавов при низких оборотах (200-500 об./мин) были



неудачными. Скорость перемешивания недостаточна для образования вихревых потоков, способных увлекать мелкие частицы. При более высокой скорости перемешивания (800-850 об./мин), образуется вихрь диаметром, совпадающим с размером тигля и обеспечивающий нисходящие и восходящие потоки металла для полного поглощения расплавом частиц.

### 3.1.6 Температура заливки

Температура заливки жидкого композита оказывает существенное влияние на распределение частиц в литой структуре. При увеличении температуры заливки частицы SiC, Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> и AlN успевают всплывать до затвердевания. Следовательно, с увеличением температуры заливки, существует возможность того, что частицы находятся на поверхности отливки. Слишком низкая температура расплава увеличивает вязкость, уменьшая жидкотекучесть при литье. Экспериментальным путем было установлено, что оптимальная температура заливки должна быть на 50 °C выше температуры ликвидуса.

### 3.1.7 Материал изложницы

Градиент температур в кристаллизаторе и скорость охлаждения отливки зависит от материала изложницы. Материалы с высокой теплопроводностью необходимы для равномерного распределения частиц и дисперсной микроструктуры. В настоящей работе использовались металлические изложницы, нагретые до температуры 200 °C перед заливкой для предотвращения растрескивания и получения хорошего качества поверхности литых композиционных материалов.

### 3.1.8 Параметры кристаллизации под давлением

Для получения качественных изделий важен также и второй этап из разработанной технологии – процесс кристаллизации под давлением.

В общем, хорошая микроструктура и высокие механические свойства композитов, полученных литьем под давлением, обусловлены следующими факторами:

- (i) изменением в переохлаждении расплавленного композита;
- (ii) изменением в фазовом составе композитов;
- (iii) изменением коэффициентов теплопередачи между металлической формой и затвердевающим композитом;
- (iv) изменением плотности сплава за счет уменьшения пористости.

Важными технологическими параметрами кристаллизации под давлением являются время и температура приложения давления, а также его величина. Температура расплава должна строго контролироваться. В случае высокой температуры расплав вытечет из зазора между пуансоном и матрицей. Если температура расплава низкая у оборудования может не хватить усилия для обеспечения нужной структуры. В текущем исследовании экспериментальным путем была установлена оптимальная температура расплава равная 685 °С. Температура матрицы и пуансона должна составлять 200 °С. Время прикладывания давления должно учитывать повышение температуры ликвидуса из-за повышения давления в системе (3.1) и степень переохлаждения расплава при кристаллизации. Было установлено, что для полного прохождения процесса кристаллизации в использованных условиях получения композитов достаточно 1-2 мин.

$$T_m = \Delta H/R \ln(P/P_0) \quad (3.1)$$

Известно, что для алюминиевых сплавов приложенное давление должно составлять от 50 до 150 МПа [109-111]. При высоком давлении наблюдается повышение температуры ликвидуса и смещение эвтектической точки в сторону более высокого содержания Si. Последствия таких изменений проявляются в значительном улучшении микроструктуры и механических свойств композитов. Как и в настоящей работе, Чадвик и Юэ [112] утверждали, что давление не влияет на измельчение зерна. Франклин и др. [113], однако, обнаружили, что применение давления приводит к переохлаждению в первоначально перегретом сплаве и, таким образом, увеличивает частоту зародышеобразования, что приводит к более мелкому размеру зерна. Обе гипотезы имеют право на существование и процесс измельчения микроструктуры зависит от конкретных технологических условий. Применение давления также уменьшает воздушный зазор между затвердевающим металлом и металлической формой и, таким образом, увеличивает площадь контакта; что приводит к увеличению коэффициента теплоотдачи. В настоящей работе экспериментально установлено, что для исследуемых композитов достаточной величиной для обеспечения пониженной пористости и хорошей связи на границе раздела матрица/частица является 100 МПа.

Все рассмотренные выше параметры должны уточняться для каждого конкретного условия промышленной реализации разработанной технологии.

Важным аспектом при кристаллизации под давлением является выбор материала для пуансона и матрицы. Эти детали подвергаются сильной термической и механической

циклической нагрузке, что может вызвать термическую усталость, деформацию и разрушение. В настоящем исследовании в качестве материала штампа использовали инструментальную сталь.

### 3.2 Анализ микроструктуры композиционных материалов на основе сплава A359

#### 3.2.1 Микроструктура композиционных материалов в литом состоянии

Микроструктура после литья сплава A359 показана на рисунке 3.1(a). Она состоит в основном из  $\alpha$ -Al твердого раствора и эвтектики. На рисунке 3.1 (б-е) показана микроструктура полученных композиционных материалов на основе сплава A359, армированного различным количеством частиц (SiC и  $\text{Si}_3\text{N}_4$ ), SiC или AlN. Видно, неоднородное распределение частиц, а также большую газовую пористость, особенно в случае композитов A359/AlN (рисунок 3.1г). Добавление частиц AlN в сплав A359 сопровождается образованием полостей и пор. Плохая смачиваемость между частицами AlN и расплавом матричного сплава A359 приводит к отделению частиц нитрида алюминия от матрицы после процесса затвердевания и в конечном итоге приводит к образованию пор. Более того, ситуация ухудшается в случае агломерации частиц AlN, когда некоторые частицы полностью лишены любого контакта с матрицей. Это означает, что они легко отрываются от поверхности матрицы, оставляя большую полость (рисунок 3.1 (г)). Распределение этих частиц неоднородно в литой структуре, кроме того в отдельных случаях присутствуют кластеры частиц (рисунок 3.1 (в, е)). Структура в литом состоянии у всех материалов дендритная, при этом размер дендритных ячеек вблизи частиц меньше чем на удалении от них (рисунок 3.1в). Увеличение количества частиц SiC,  $\text{Si}_3\text{N}_4$  и AlN делают дендритную структуру матрицы A359 дисперснее. Анализ микроструктуры показал, что зарождение первичного алюминиевого твердого раствора происходит не на поверхности частиц, а в жидкости между частицами. Это можно объяснить меньшей теплопроводностью частиц SiC по сравнению с матричным сплавом. Частицы SiC не могут остывать так же быстро как расплав, и в результате температура частиц оказывается выше, чем у жидкого сплава. В связи с этим процесс кристаллизации тормозится у поверхности частиц и зарождение первичных кристаллов алюминиевого твердого раствора происходит на удалении от частиц, где температура ниже [23, 114]. Данные ДТА анализа подтверждают данный факт показывая, что температура зарождения  $\alpha$ -Al в композитах ниже, чем у матричного сплава

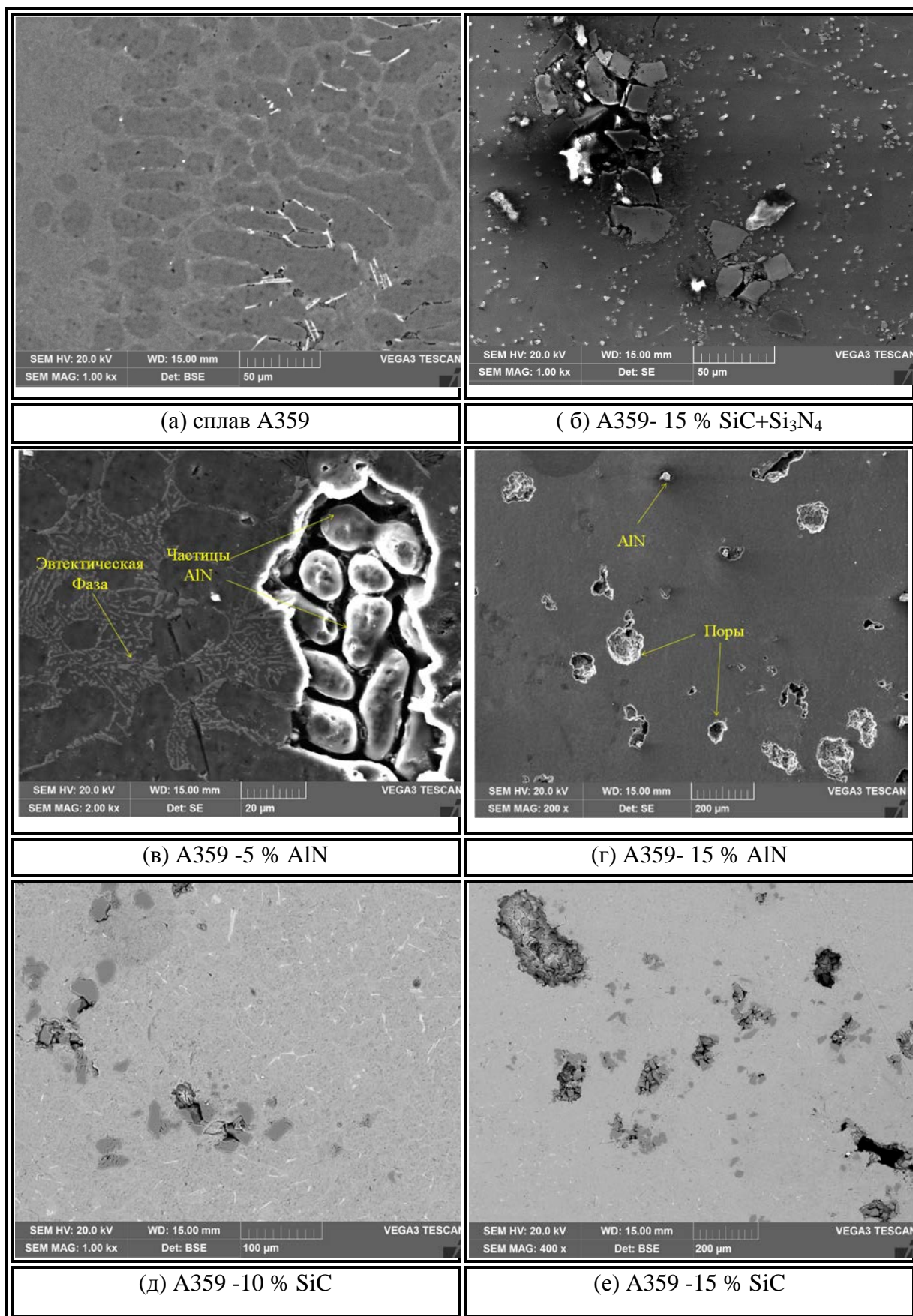


Рисунок 3.1 - Микроструктура сплава A359 и композиционных материалов на его основе, с различным процентным содержанием частиц SiC, Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> и AlN: а - сплав A359; ( б) A359- 15 % SiC+Si<sub>3</sub>; (в) A359 -5 % AlN; (г) A359- 15 % AlN; (д) A359 -10 % SiC; (е) A359 -15 % SiC

### 3.2.2 Микроструктура композитов после кристаллизации под давлением

Микроструктура сплава А359 после кристаллизации под давлением показана на рисунке 3.2. Она также состоит в основном из  $\alpha$ -Al твердого раствора и эвтектики (рисунок 3.2 (а)). В соответствии с данными по пористости и плотности различий между структурой сплава в литом состоянии и после кристаллизации под давлением практически нет. Возможно, это связано с хорошими литейными свойствами базового сплава. Влияние кристаллизации под давлением на микроструктуру композитов показано на рисунках 3.3, 3.4, 3.5. Микроструктура композиционных материалов характеризуются равномерным распределением частиц в матричном сплаве. Кроме того, почти нет крупных дефектов литья, таких как газовые поры или кластеры частиц. Еще одним важным преимуществом использования процесса кристаллизации под давлением является улучшение взаимодействия между матрицей А359 и частицами SiC, Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, AlN. Это приводит к хорошей связи между ними и, следовательно, улучшению механических свойств [44,45]. Это подтверждает, что применение давления в процессе затвердевания приводит к снижению процента пористости композитов и улучшению распределения частиц. Как правило, равномерное распределение частиц внутри матрицы исключает концентрацию напряжений, возникающей при наличии кластеров, что приводит к повышению механических свойств. Кроме того, как было показано ранее [46], применение высоких давлений в процессе кристаллизации практически исключает усадочную и газовую пористости, межфазные микропоры, а также устанавливает хорошую связь на границе раздела частица–матрица, что согласуется с полученными в настоящей работе результатами.

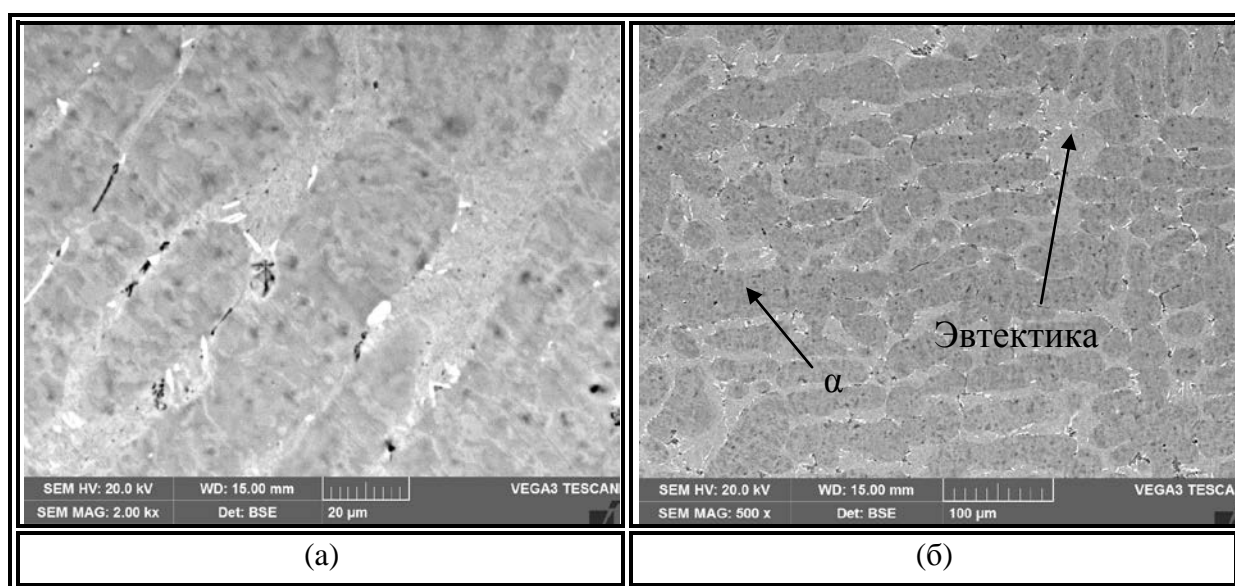


Рисунок 3.2 - Микроструктура сплава А359 после кристаллизации под давлением (СЭМ)

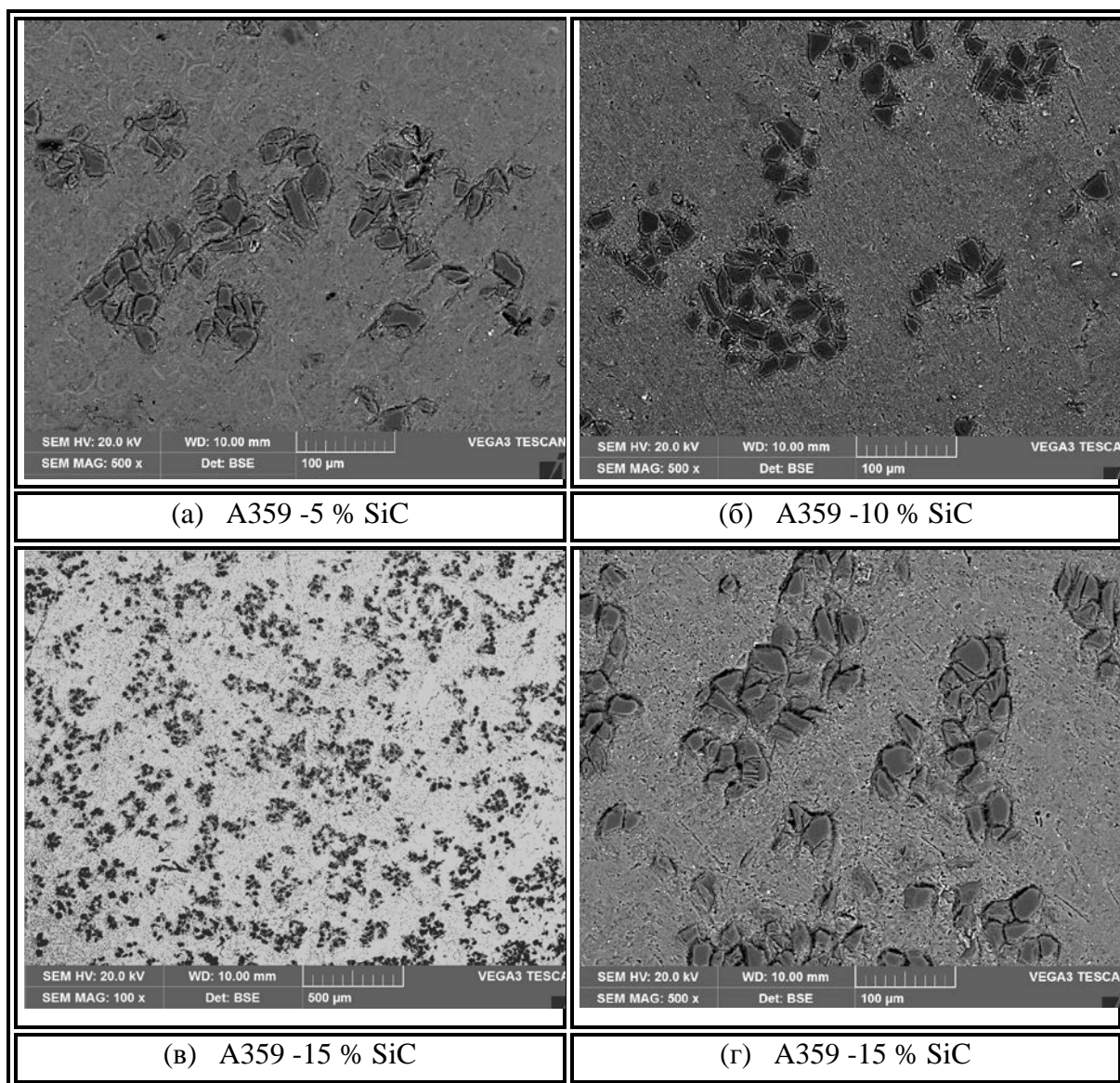


Рисунок 3.3 - Микроструктура композитов А359/SiC после кристаллизации под давлением (СЭМ)



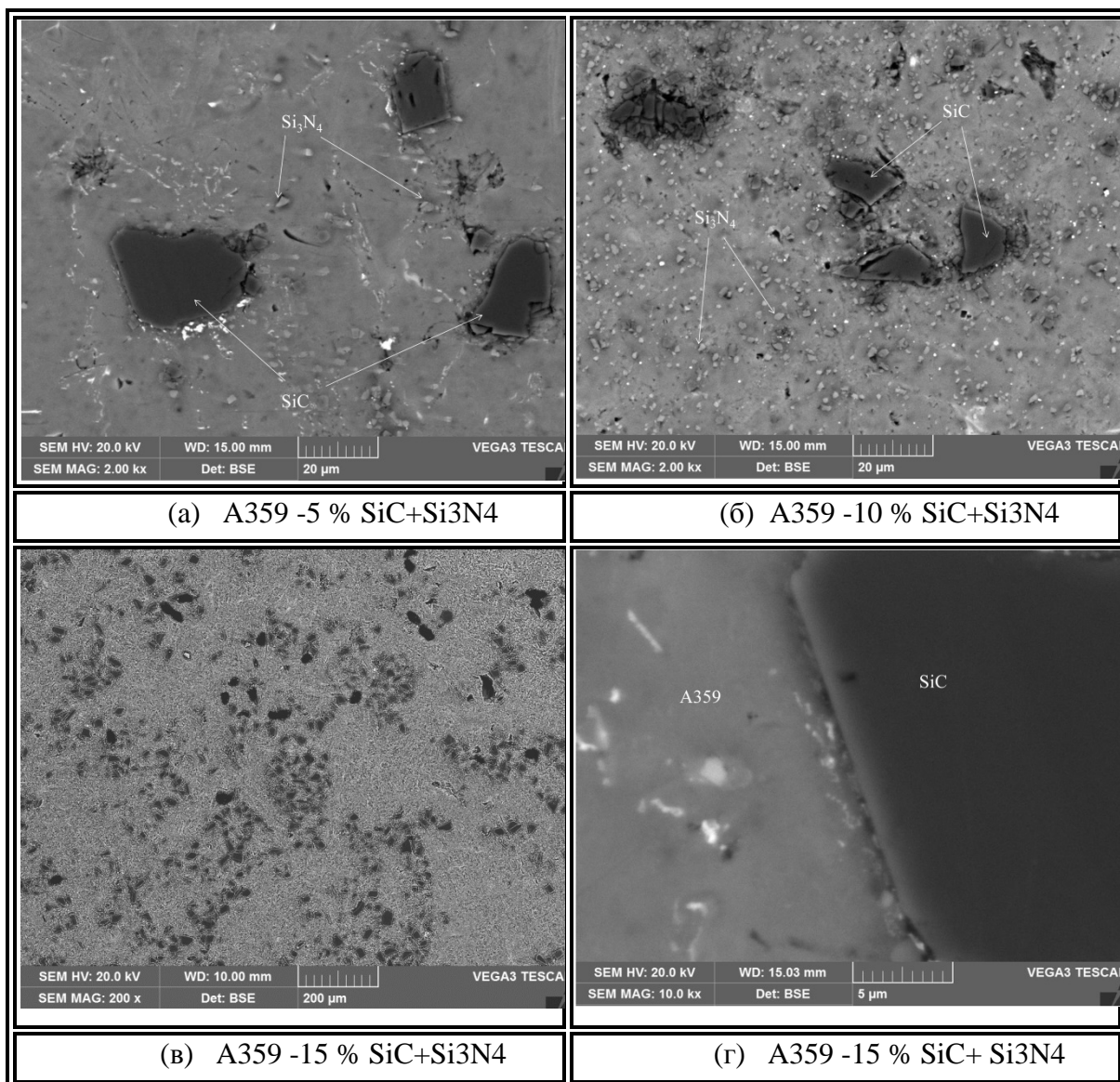


Рисунок 3.4 - Микроструктура композитов A359/(SiC+Si3N4) после кристаллизации под давлением (СЭМ)

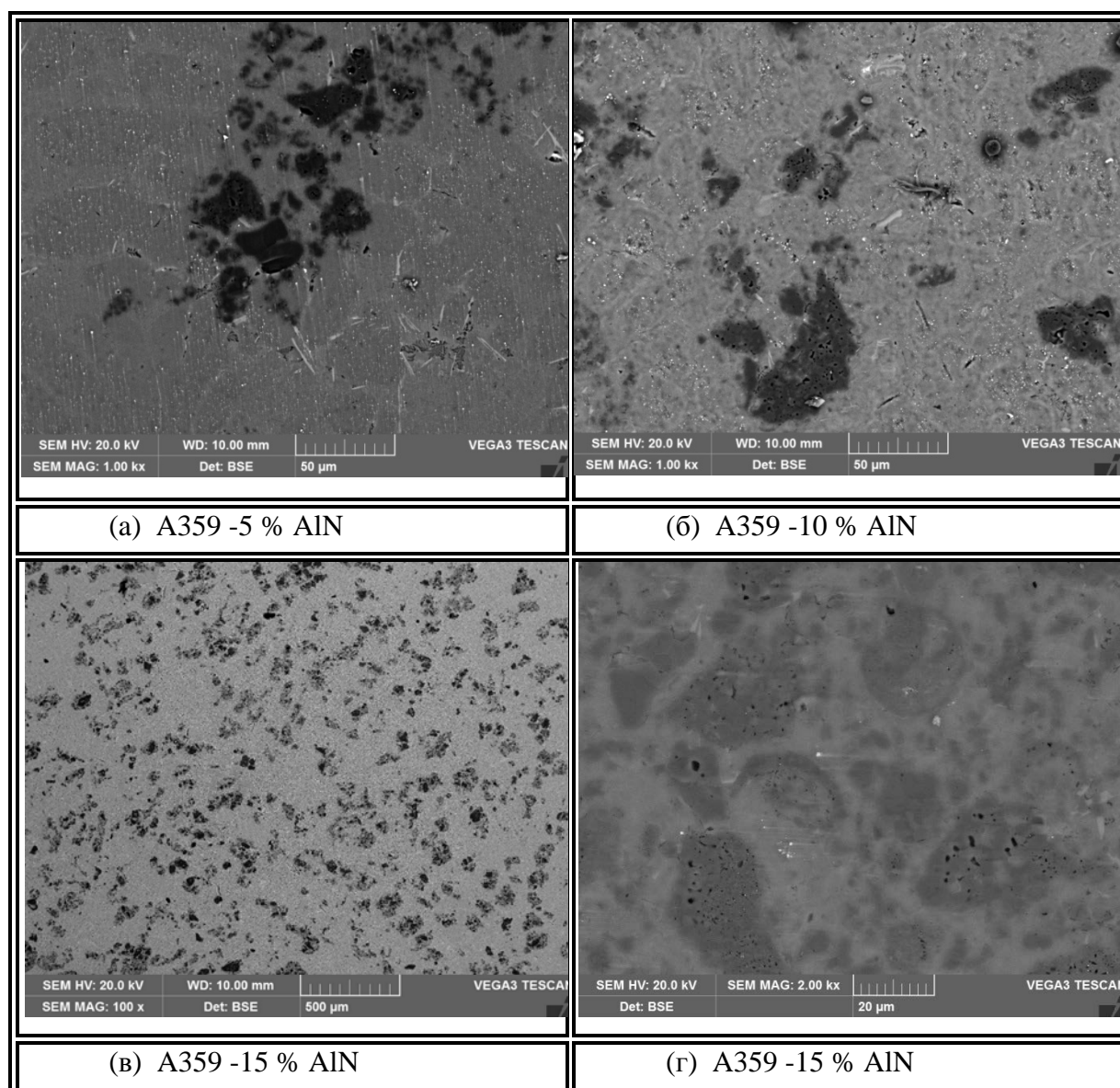


Рисунок 3.5 - Микроструктура композитов A359/AlN после кристаллизации под давлением (СЭМ)

Рисунок 3.6. показывает влияние кристаллизации под давлением на частицы AlN в исследуемых композитах. Видно, что частицы AlN разрушаются в процессе кристаллизации под давлением. Разрушение частиц может происходить за счет гидростатического давления расплавленного металла и зависит от определенных параметров, таких как характер дефектов в частицах, объемной доли, формы и размера частиц. Можно заметить отсутствие пустот внутри частиц матричного материала, так как металл затекает в трещины раздробленных частиц благодаря высокому давлению (рисунок 3.6.(а,б)). Затекание расплавленного металла под давлением в трещины внутри разрушенных частиц может привести к высокой адгезии между матрицей и твердыми частицами. Следует отметить, что



разрушение частиц меньших размеров и с шарообразной формой не наблюдалось. В данном случае разрушение частиц может быть связано с меньшей концентрацией напряжений вокруг сферических частиц.

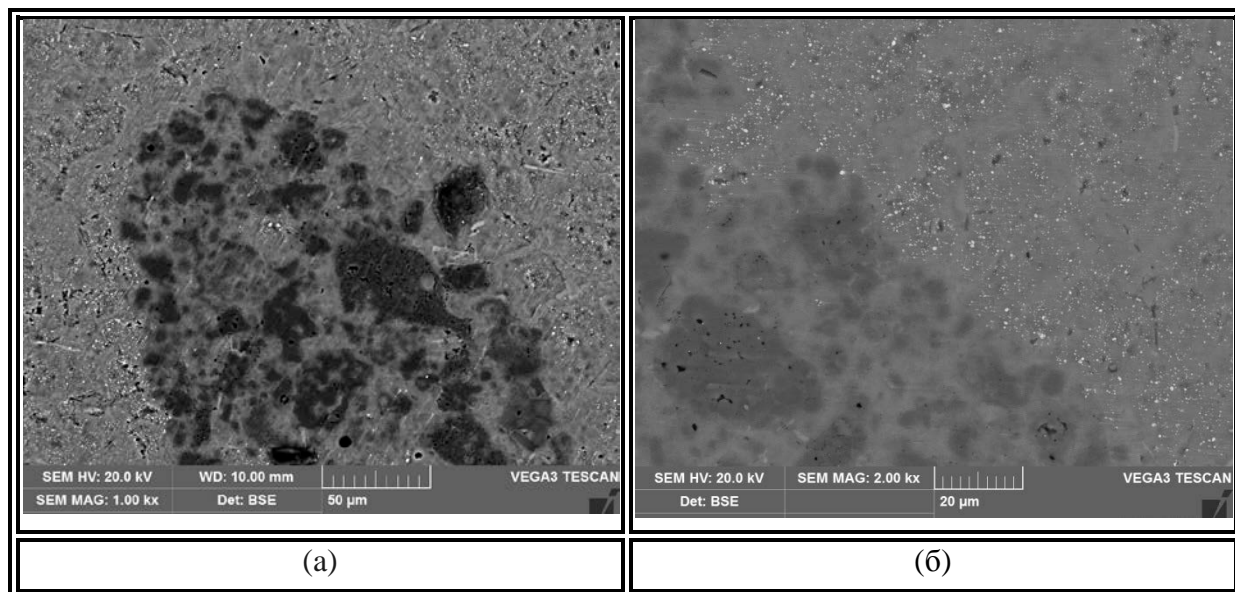


Рисунок 3.6 - Изображение разрушенных частиц нитрида алюминия в процессе кристаллизации под давлением (СЭМ)

Количественный анализ микроструктуры в литом состоянии показал, что увеличение количества частиц SiC в сплаве приводит к уменьшению среднего размера дендритной ячейки. Так средний размер дендритной ячейки для базового сплава составил  $26 \pm 1,2$  мкм, при содержании 5% SiC –  $22 \pm 1,1$  мкм, при содержании 10% SiC –  $19 \pm 0,9$  мкм и при содержании 15% SiC –  $18 \pm 0,7$  мкм. Уменьшение среднего размера дендритной ячейки можно объяснить действием частиц SiC в качестве барьеров для роста дендритов в процессе кристаллизации. Аналогичные результаты были показаны при исследовании композитов A359/(SiC+Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>) и A359/AlN. В работе [26] было показано, что кристаллизация под давлением приводит к образованию мелкодисперсной структуры за счет более высокой скорости кристаллизации. Однако, как можно видеть из табл. 3.1, средний размер дендритной ячейки практически не изменяется после кристаллизации под давлением для всех исследуемых сплавов, что может свидетельствовать о том, что скорость кристаллизации меняется незначительно.

Таблица 3.1 - 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% SiC	22±1,1	22±0,8
A359/10 % SiC	19±0,9	19±1,0
A359/15 % SiC	18±0,7	17±0,8
A359/5% (SiC+Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> )	21±0,8	20±0,8
A359/10%(SiC+Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> )	19±0,6	18±1,0
A359/15 %(SiC+Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> )	17±0,8	17±0,6
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

Рентгенограмма, снятая с базового сплава A359, показана на рисунке 3.7. Как можно видеть, в ней представлены пики от следующих фаз: (Al), (Si), Mg<sub>2</sub>Si и MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>.

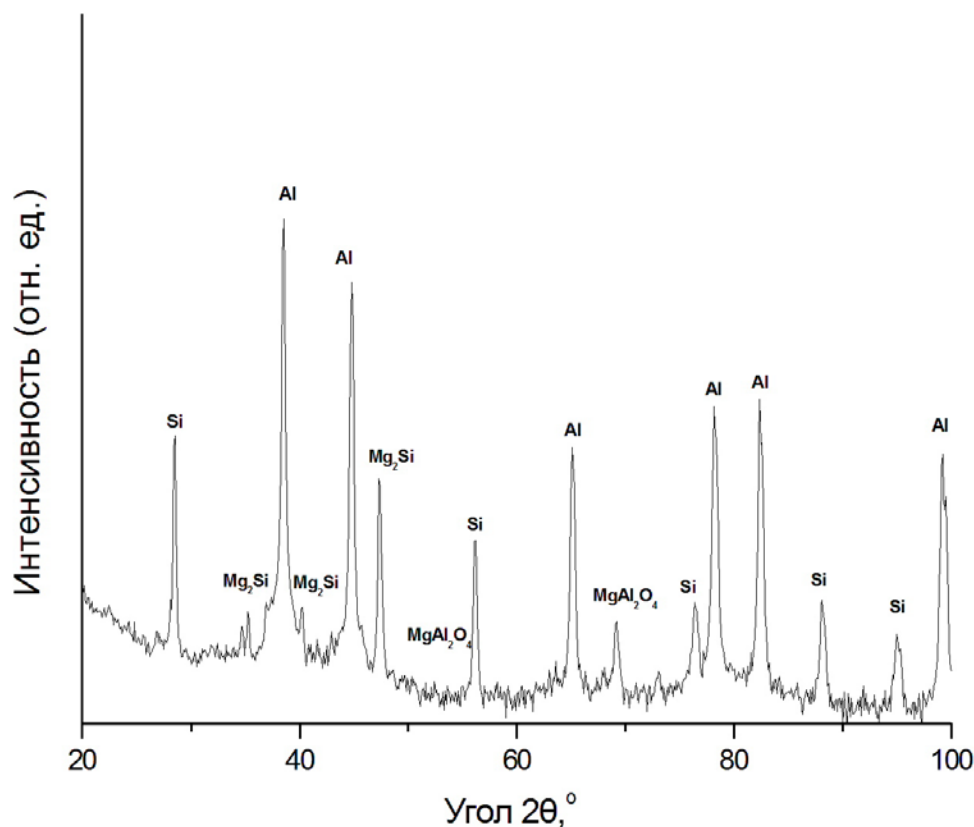


Рисунок 3.7 - Рентгенограмма, снятая с базового сплава А359

Присутствие магния в сплаве приводит к повышению смачиваемости алюминиевым расплавом армирующим частиц, что особенно важно для процесса кристаллизации под давлением. Магний реагирует с Si, образуя  $Mg_2Si$ . Основные легирующие элементы Al, Si, Mg в матричном сплаве А359 сплава были обнаружены МРСА (Рисунок 3.8).

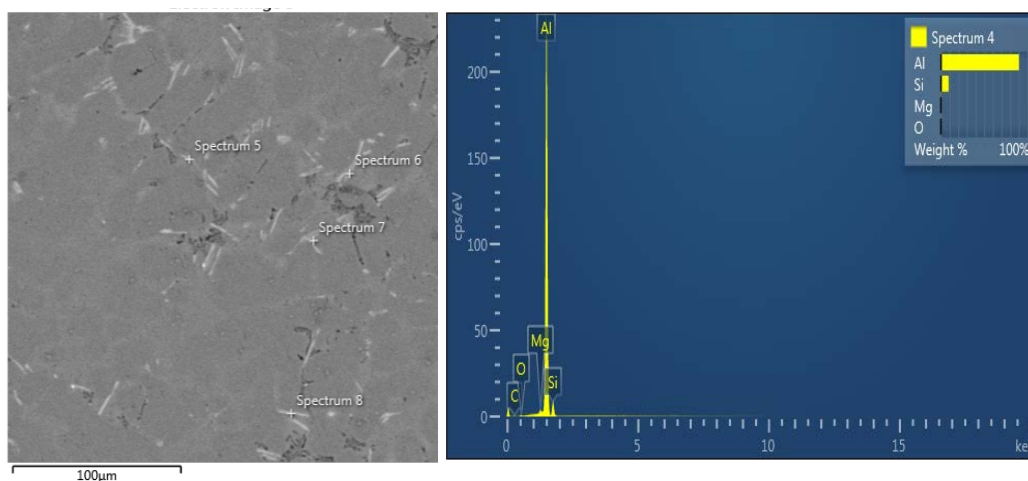


Рисунок 3.8 - Результаты МРСА сплава А359

На рисунке 3.4г приведено изображение частиц SiC. Рисунок 3.4г показывает слой продуктов реакции с толщиной 1-2 мкм вокруг частиц SiC. Этот тонкий слой является границей раздела между матрицей и частицей, где происходит химическая реакция. Фазы на

границе раздела распределены равномерно, что свидетельствует о хорошей смачиваемости жидким расплавом частиц SiC.

Как показал рентгенофазовый анализ (рисунок 3.9), в структуре композитов A359-SiC, подвергнутых кристаллизации под давлением, присутствуют (Al), (Si),  $Mg_2Si$ ,  $MgAl_2O_4$ , и SiC.

На рисунке 3.10 показаны результаты МРСА матрицы и частицы. Видно, что в состав матрицы входят Al, Si, Mg, а в состав частиц Si и C.

Добавление магния в композиты A359/SiC, дает возможность формирования шпинелевой фазы с Al и O ( $MgAl_2O_4$ ), что подтверждается дифрактограммами (рисунок 3.9).

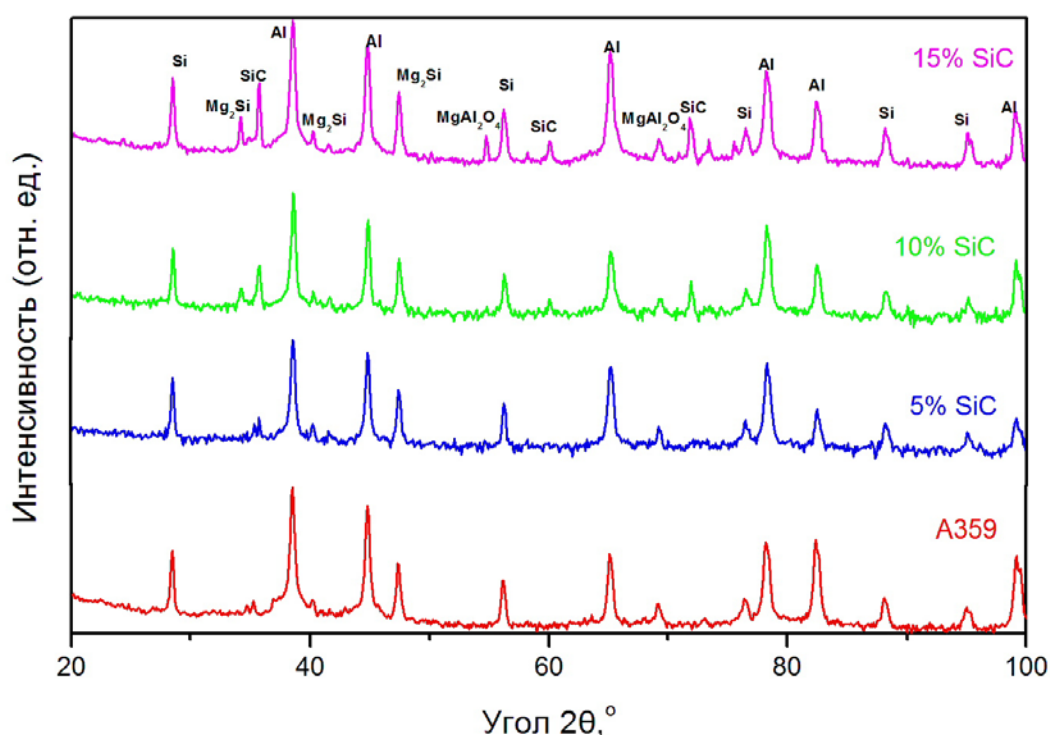


Рисунок 3.9. Рентгенограммы композитов A359 – SiC

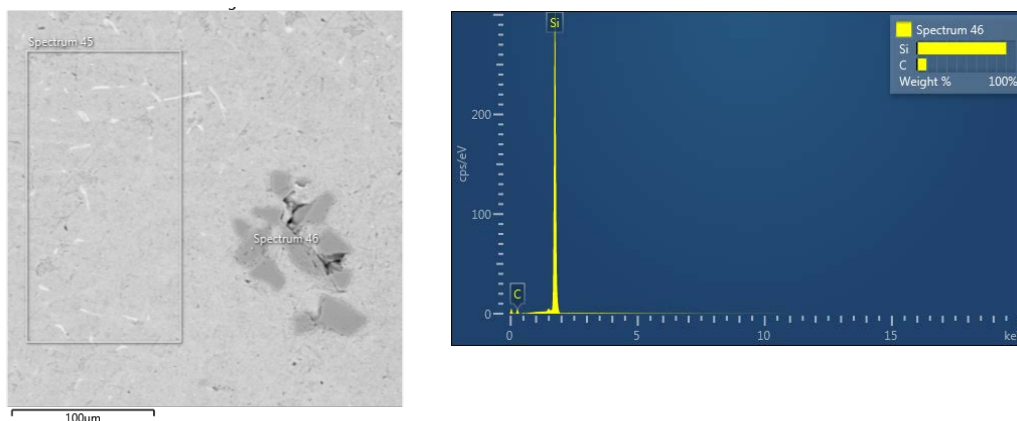


Рисунок 3.10. Результаты МРСА частиц в композиционном материале A359/SiC

Присутствие Mg в сплаве способствует образованию  $\text{MgAl}_2\text{O}_4$  или  $\text{MgO}$  на границе раздела окисленных частиц  $\text{SiC}$  по уравнениям, приведенным в таблице 3.2.

Таблица 3.2 Возможные реакции на границе раздела матрица/ $\text{SiC}$  [115].

Реакция	Изменение свободной энергии
$3 \text{Mg(l)} + \text{Al}_2\text{O}_3\text{(s)} = 3\text{MgO (s)} + 2\text{Al(l)}$	$\Delta G = -39 \text{ KJ/mole at } 900 \text{ K}$
$\text{MgO(s)} + \text{Al}_2\text{O}_3\text{(s)} = \text{MgAl}_2\text{O}_4\text{(s)}$	$\Delta G = -28 \text{ KJ/mole at } 900 \text{ K}$
$\text{Mg(l)} + 4/3 \text{Al}_2\text{O}_3\text{(s)} = \text{MgAl}_2\text{O}_4\text{(s)} + 2/3 \text{Al(l)}$	$\Delta G = -41 \text{ KJ/mole at } 900 \text{ K}$

l= жидкое состояние, s= твердое состояние

Карлсен и соавт. [116] отмечают, что формирование либо  $\text{MgO}$ , либо  $\text{MgAl}_2\text{O}_4$  зависит от содержания магния в расплаве. Если содержанием магния выше, чем 7 масс. %, формирование  $\text{MgO}$  является более предпочтительным. Однако, если содержанием Mg меньше, чем 7 масс. %, как в настоящем исследовании, образуется  $\text{MgAl}_2\text{O}_4$ .

Таким образом, можно сделать вывод о том, что смачиваемость может быть улучшена путем добавления магния к матричному сплаву A359 благодаря протеканию определенных межфазных реакций. Протекание межфазной реакции между частицей и матрицей улучшает сцепление между ними. Тем не менее, чрезмерная реакция при высокой температуре может привести к образованию других фаз и снижению силы межфазной связи.

Рентгенограммы композиционных материалов, армированных частицами  $\text{SiC} + \text{Si}_3\text{N}_4$  приведены на рисунке 3.11. Были идентифицированы пики, соответствующие Al, Si,  $\text{Mg}_2\text{Si}$ ,  $\text{MgAl}_2\text{O}_4$ ,  $\text{Si}_3\text{N}_4$  и  $\text{SiC}$ . Как уже упоминалось, магний является основным легирующим элементом в сплаве A359. Он играет важную роль при обработке композиционных материалов [117]: он улучшает межфазное взаимодействие на границе раздела фаз, повышает смачиваемость частиц и защищает частицы  $\text{SiC}$  от реакции с расплавом. Кроме того, на рентгенограмме показано наличие фазы  $\text{Mg}_2\text{Si}$ , которая играет значительное влияние на упрочнение в процессе старения. Известно, что образование фазы  $\text{Al}_4\text{C}_3$  приводит к уменьшению прочности композиционного материала [118]. Результаты РФА композитов A359/( $\text{SiC} + \text{Si}_3\text{N}_4$ ) показывают отсутствие этой фазы. На рисунке 3.12 показаны результаты МРСА композитов. Видно, что в состав частиц входят Al, Si, Mg, N и C.

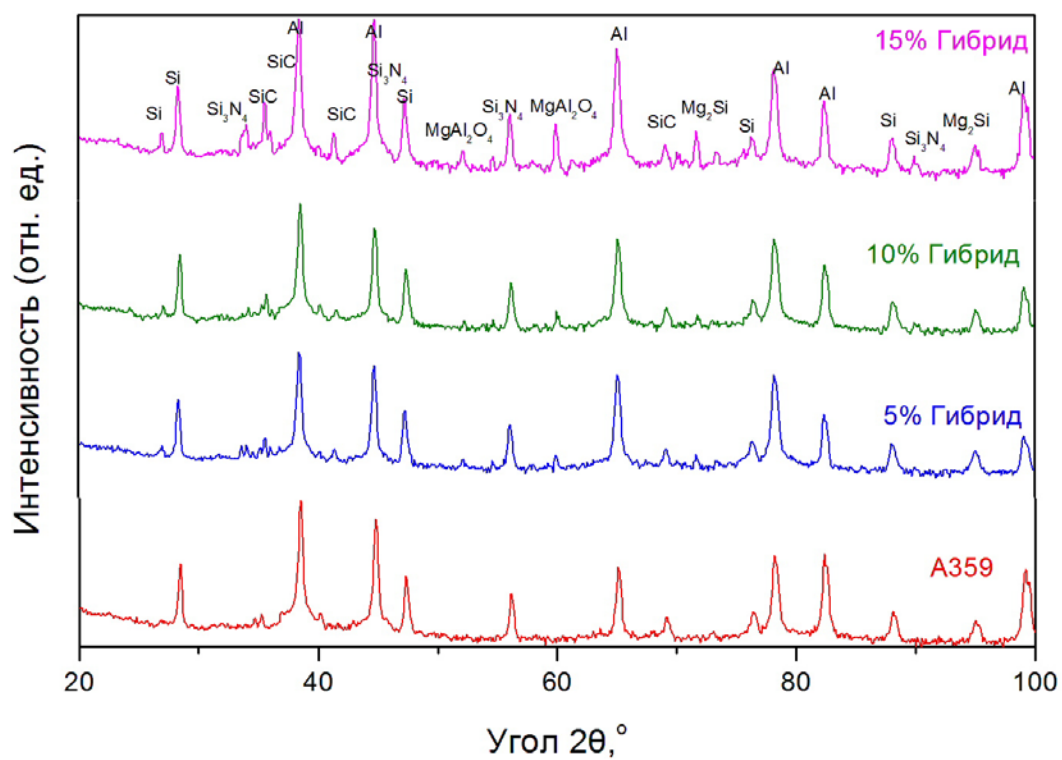


Рисунок 3.11 - Дифрактограммы (SiC+Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>) гибридных композитов на основе сплава А359

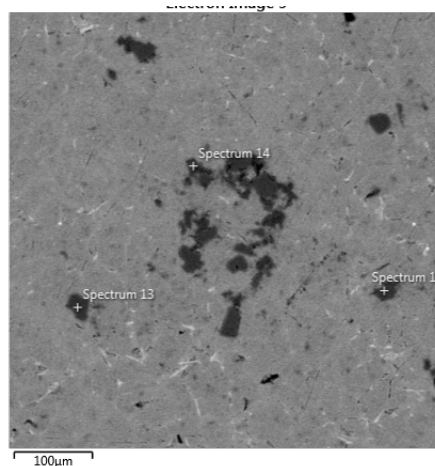


Рисунок 3.12 - Результаты МРСА композитов А359/ SiC+Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>

Дифрактограммы для композитов A359/AlN приведены на рисунке 3.13. Результаты анализа показали, что в структуре сплавов присутствуют фазы (Al), Si,  $Mg_2Si$ ,  $MgAl_2O_4$  и AlN. На рисунке 3.14 показан спектр от частицы AlN, подтверждающий наличие в составе частиц Al и N.

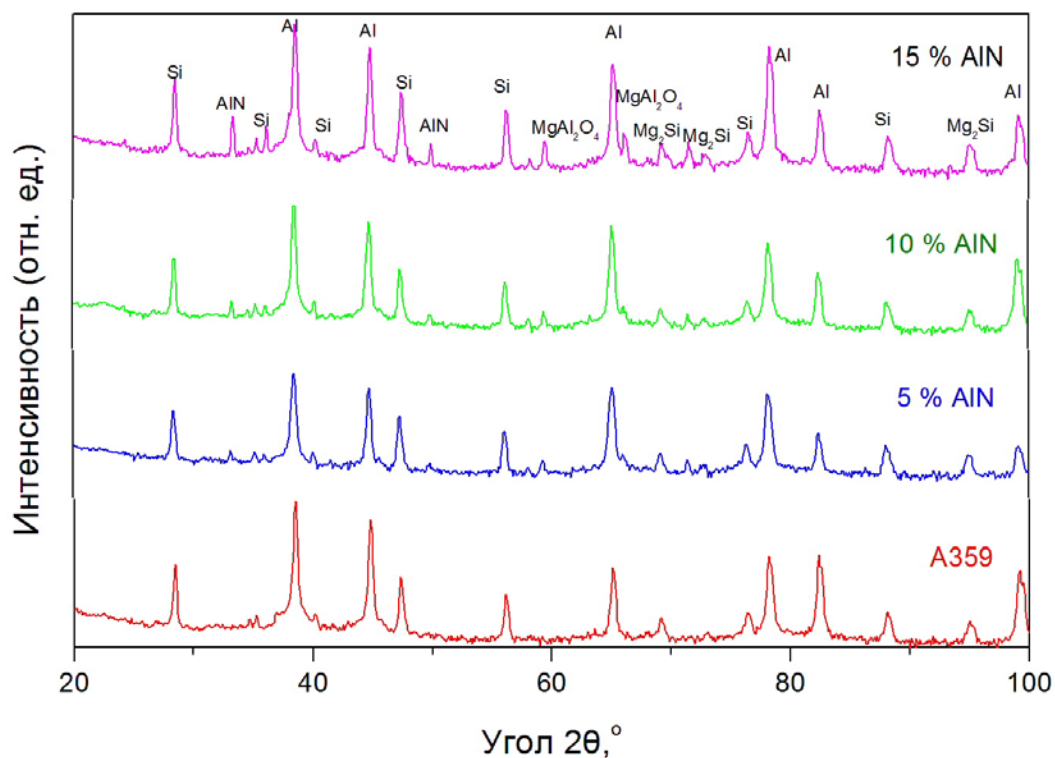


Рисунок 3.13. Дифрактограммы композитов A359/AlN

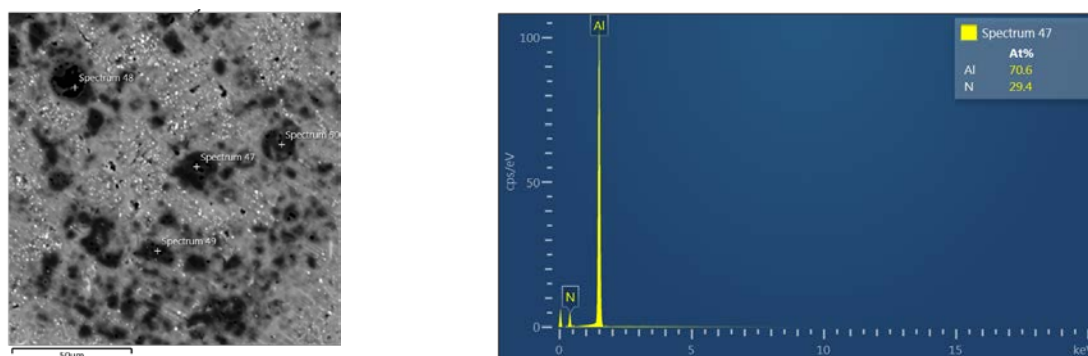


Рисунок 3.14. Спектр с частицы в композите A359-AlN

### 3.2.3 Исследование микроструктуры поверхности раздела частица-матрица методом просвечивающей электронной микроскопии

На рисунке 3.15 представлена область образца композиционного материала A359/15%(SiC+Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>), которая была исследована методом ПЭМ. Исследование поверхности раздела SiC/матрица (рисунок 3.16) показало наличие шпинели MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>, что было подтверждено химическим анализом отдельных участков микроструктуры. Как видно из микрорентгеноспектрального анализа на рисунке 3.17 в составе участков 2 и 3 присутствует большое количество кислорода, что говорит об образовании соединений на границе раздела и как следствие хорошем взаимодействии между частицей и матрицей.

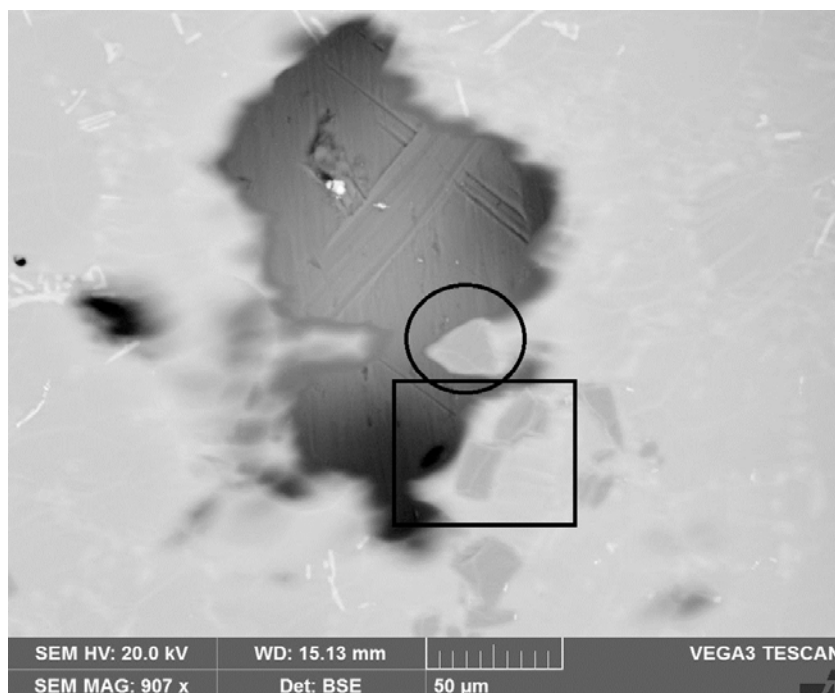


Рисунок 3.15 – Частицы SiC на границе тонкого участка фольги для исследования методом ПЭМ в композиционном материале A359/15%(SiC+Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>)



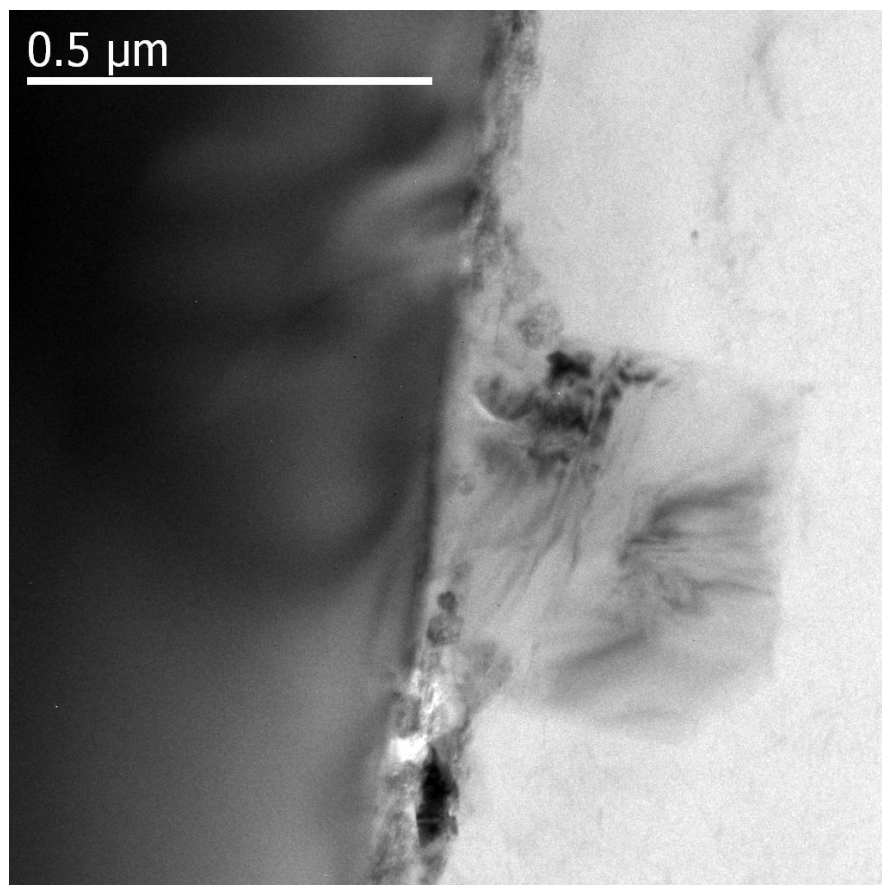


Рисунок 3.16 – Граница раздела SiC/матрица в композиционном материале A359/15%(SiC+ Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>) (ПЭМ)

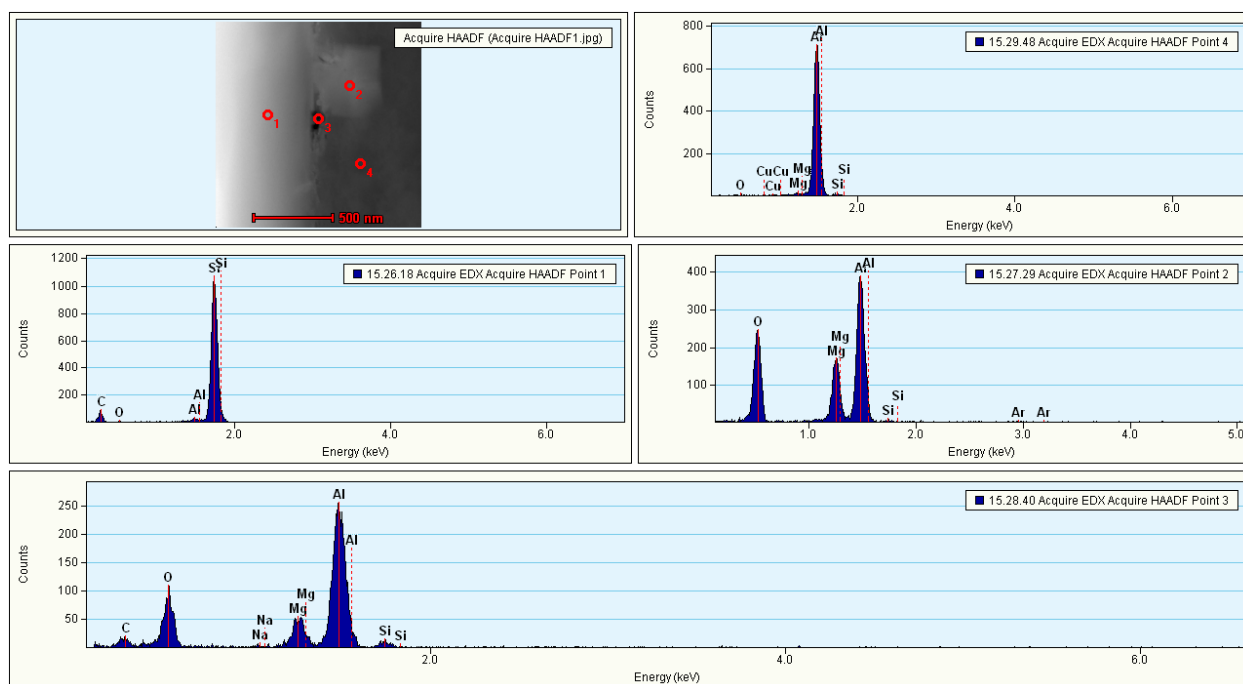


Рисунок 3.17 – Микрорентгеноспектральный анализ участков границы раздела SiC/матрица в композиционном материале A359/15%(SiC+ Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>) (ПЭМ)

### Выводы по главе 3

1. Разработана технология получения композиционных материалов на основе алюминиевого сплава А359, армированного частицами SiC, Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> 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. Исследование микроструктуры композиционных материалов на основе алюминиевого сплава А359, армированного частицами (SiC и Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>), 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<sub>2</sub>O<sub>4</sub>, что подтверждает прохождение на границе химической реакции и, как следствие, увеличения взаимодействия между частицей и матрицей, что может улучшить механические свойства.
4. 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.

#### 4. Свойства исследуемых композиционных материалов

##### 4.1 Исследование фазовых превращений исследуемых материалов в процессе плавления и затвердевания

###### 4.1.1 Термический анализ базового сплава A359

Кривая охлаждения базового сплава показана на рисунке 4.1. На кривой видны две области:

- а) зарождение первичного алюминиевого твердого раствора;
- б) эвтектическая реакция.

Присутствие легирующих и примесных элементов в сплаве, таких как Mg и Fe приводит к формированию более сложных фаз, в том числе интерметаллидов. Затвердевание сплава A359 может быть описано следующим образом [104, 119-121]:

(1) Первичные дендриты алюминиевого твердого раствора выделяются в интервале от 620 до 580 °C. Величина интервала зависит, главным образом, от концентрации Si в сплаве.

(2) В интервале 570 - 555°C выделяется эвтектика Si + (Al). Кроме того, в этом интервале также зарождаются железосодержащие фазы.

(3) При температурах 540-520 °C, начинает выделяться фаза Mg<sub>2</sub>Si.

Из рисунка 4.1 видно, что в сплаве A359 наблюдается некоторое переохлаждение (3 °C ) требуемое для зарождения (Al). Можно отметить, что в сплаве A359 наблюдается выделения тепла во время процесса затвердевания двойной эвтектики, что приводит к некоторому увеличению температуры ( $\Delta T_e$ ) [122-124].

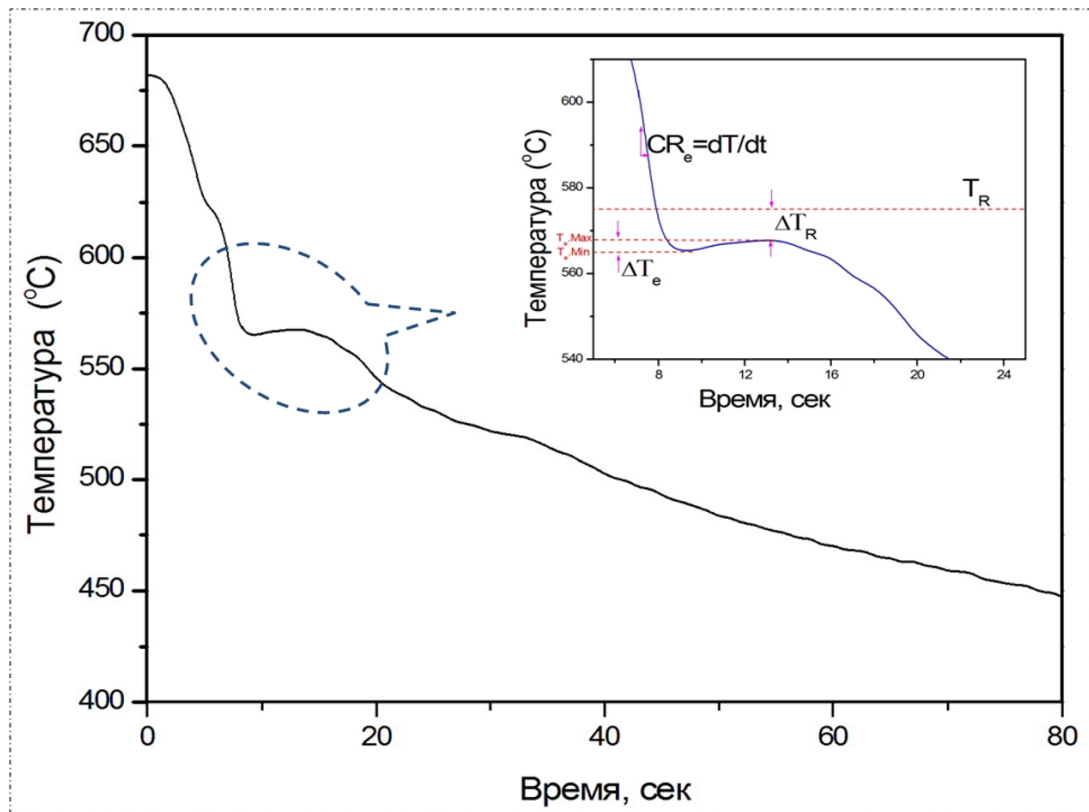


Рисунок 4.1 – Кривая охлаждения базового сплава A359

Основные параметры эвтектической кристаллизации:

- $T_{e,max}$  - максимальная температура в процессе эвтектической кристаллизации;  $T_{e,min}$  - минимальная температура в процессе эвтектической кристаллизации,  $\Delta T_e$  - рост температуры в процессе эвтектической кристаллизации,  $CR_e$  - скорость охлаждения .

- $\Delta T_d = T_R - \Delta T_{e,max}$  эвтектическое переохлаждение, где  $T_R$ - равновесная температура эвтектической реакции, рассчитанная с использованием уравнения, предложенного Фердианом [125], где  $w_i$  - массовая доля легирующего элемента  $i$ :

$$T_R(^{\circ}C) = 577 - \frac{12.5}{W_{Si}} \cdot (4.59 \cdot W_{Mg} + 1.37 \cdot W_{Fe} + 1.65 \cdot W_{Cu} + 0.35 \cdot W_{Zn} + 2.54 \cdot W_{Mn} + 3.52 \cdot W_{Ni})$$

Скорость охлаждения ( $CR_e$ ) была определена из наклона кривой охлаждения после кристаллизации (Al) и до (Al)-Si эвтектической реакции.

#### 4.1.2 Термический анализ композитов

В отличие от базового сплава исследуемые композиционные материалы на его основе не демонстрируют видимых признаков переохлаждения для (Al). Кроме того, наличие частиц SiC, Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> и AlN приводит к уменьшению времени затвердевания.

Рисунок 4.2 (а-в) показывает кривые охлаждения для композитов, разлитых при температуре 680 °С. Рисунок 4.2(г) показывает зависимость максимальной температуры эвтектики и времени эвтектической кристаллизации от содержания частиц. Замечено, что температура эвтектики сплава А359 равна 568 °С. Температура начала кристаллизации эвтектики композита А359-5 % SiC ниже, чем у матрицы (562 °С). Эвтектическая температура композитов А359-10 мас. % SiC и А359-15 мас. % SiC равняется 560 и 557 °С, соответственно.

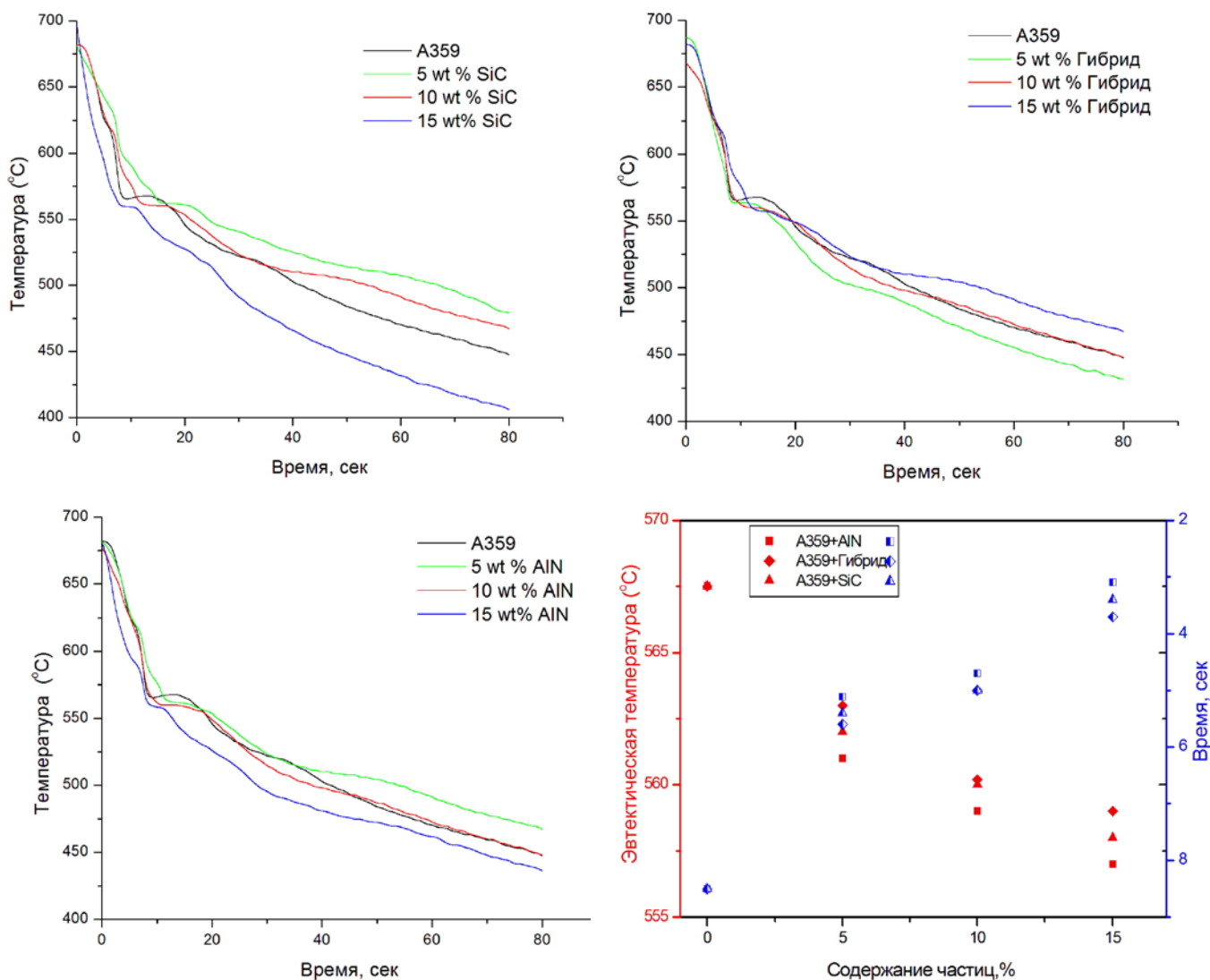


Рисунок 4.2 - Кривые охлаждения для композитов на основе сплава А359: а) с частицами SiC, б) с частицами SiC+ Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, в) с частицами AlN и г) зависимость максимальной температуры эвтектики и времени эвтектической кристаллизации от содержания частиц.

Такое же поведение было замечено в композитах A359/(SiC+Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>) и A359/AlN. Эвтектическая температура у композиционных материалов снижается.

Также, можно отметить, что время затвердевания эвтектики композита меньше, чем у матричного сплава. Этим можно объяснить меньшее количество скрытого тепла на единицу объема композита по сравнению с базовым сплавом. Влияние твердых частиц в сплаве A359 на температуру эвтектики ( $T_e$ ) схоже с влиянием Bi и Ca. Эти добавки вызывают частичную или полную модификацию кремния [126].

#### 4.1.3 Дифференциальный термический анализ

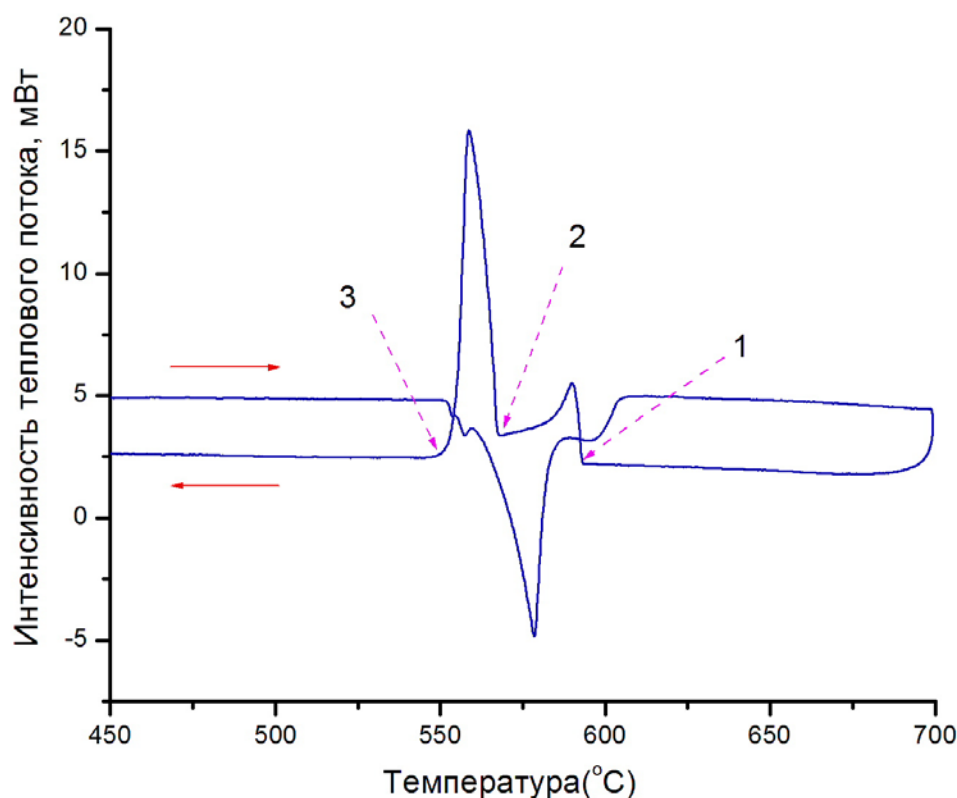


Рисунок 4.3 - Кривая ДТА сплава A359 при скорости нагрева и охлаждения 10 °C/мин

На рисунке 4.3 представлена ДТА-кривая, снятая при нагреве и охлаждении сплава A359 при скорости нагрева 10 °C/мин. Последовательность реакций при затвердевании: выделение первичного (Al) (1), начало кристаллизации эвтектики (2) (Al)-Si, окончание кристаллизации эвтектики (3). При нагреве последний пик разделен на два пика. Начальная и пиковая эвтектические температуры для сплава A359 приведены на рисунке 4.4 в виде зависимости от скорости нагрева (охлаждения) (CR).

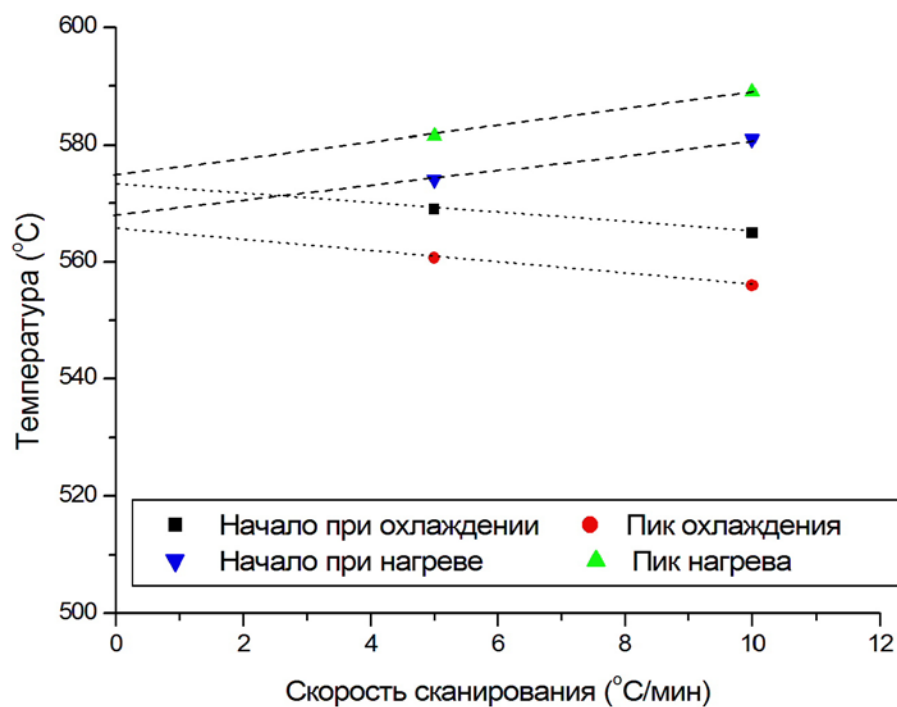


Рисунок 4.4 - Влияние скорости нагрева/охлаждения на характерные температуры эвтектической реакции (Al)-Si сплава A359.

Сдвиг характеристических температур с увеличением скорости изменения температуры в основном вызвано термическим сопротивлением термопары калориметра [127]. Таким образом, значения, полученные путем экстраполяции на нулевую скорость должны соответствовать равновесным температурам.

Максимальная температура при нагреве экстраполируется до 575 °C, лишь немного выше рассчитанных значений  $T_R$  в 572.5 °C. Это значение температуры примерно на 10 °C выше начальной температуры при охлаждении. Интересно отметить, что температура окончания Al-Si эвтектической реакции при охлаждении экстраполируется до примерно такой же температуры, как температура ее начала при нагреве.

На рисунке 4.5 приведены ДТА-кривые для исследуемых композитов. Результаты измерений температур фазовых превращений приведены в таблице 4.1. Видно, что, как и в разделе 4.1.2 наблюдается снижение эвтектической температуры, связанное с необходимостью охлаждения не участвующих в эвтектической реакции частиц.

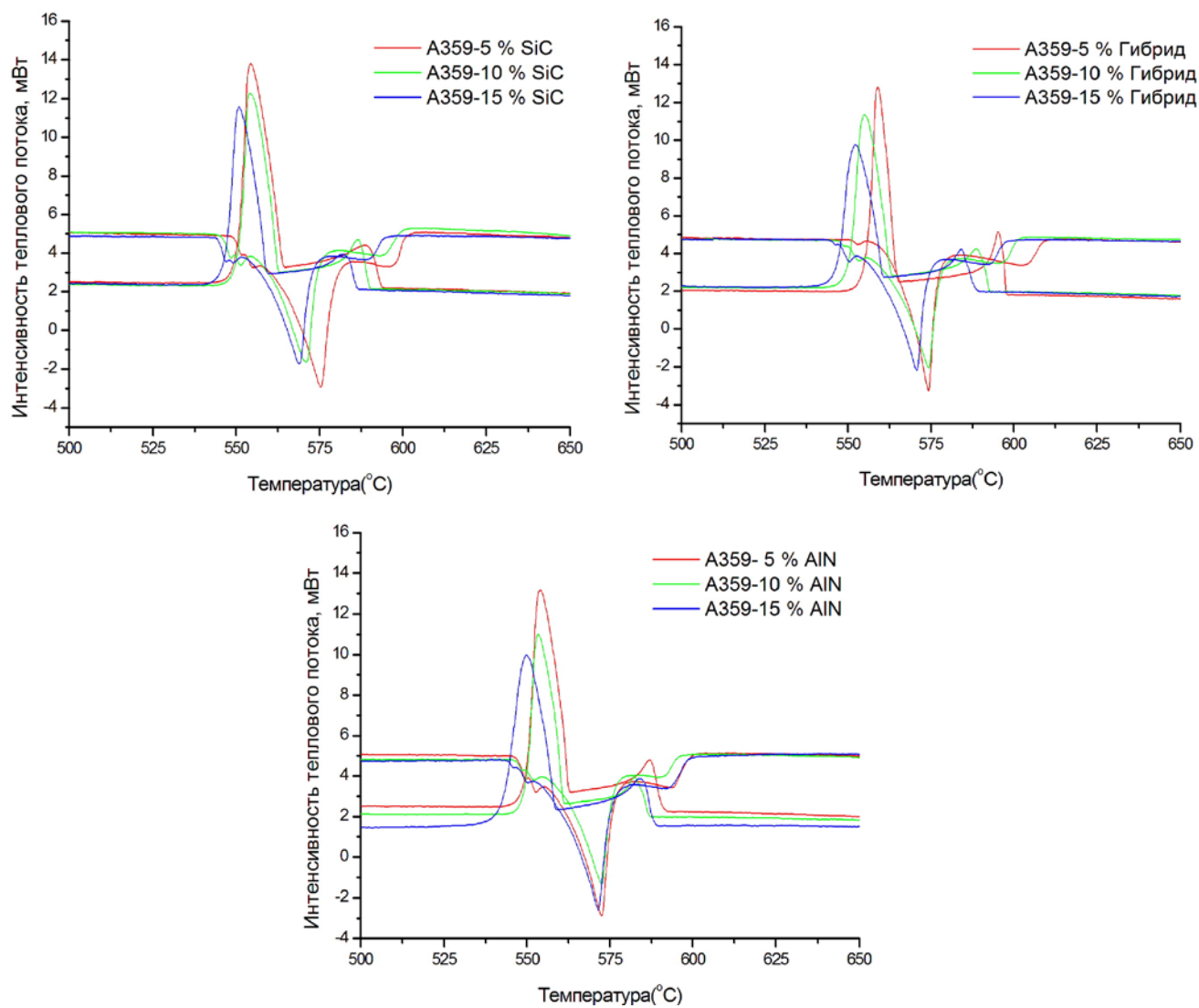


Рисунок 4.5 - Кривые ДТА для исследуемых композитов: а) A359-SiC, б) A359-Гиб, в) A359-AlN.



Таблица 4.1 Температура начала кристаллизации эвтектики для матричного сплава А359 и композитов на его основе

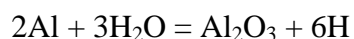
Материал	Температура начала кристаллизации эвтектики, °С
А359	565±1
А359 - 5 мас. % SiC	562±1
А359 - 10 мас. % SiC	560±2
А359 - 15 мас. % SiC	557±1
А359 - 5 мас. % (SiC+Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> )	563±1
А359 – 10 мас. % (SiC+Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> )	561±1
А359 – 15 мас. % (SiC+Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> )	559±2
А359 – 5 мас. % AlN	561±1
А359 – 10 мас. % AlN	559±1
А359 – 15 мас. % AlN	556±1

#### 4.2 Измерение пористости и плотности

В таблице 4.2 приведены значения пористости (p) и плотности сплава А359 и композитов на его основе в литом состоянии и после кристаллизации под давлением.

Пористость является одним из основных дефектов в композитах на основе алюминиевых сплавов. Наличие пористости может повлиять на механические свойства и коррозионную стойкость композиционных отливок. Формирование пористости можно объяснить двумя факторами: (а) усадкой и (б) пузырьками газов, растущими при затвердевании. При этом водород является наиболее вредным газом, который хорошо растворим в расплавленном алюминии.

Большая часть водорода в расплаве попадает в результате диссоциации паров воды на поверхности жидкого алюминия по реакции [43]:



Кроме того армирующие частицы также могут собираться в кластеры с порами внутри [128].

Таблица 4.2 Плотность и пористость композитов после замешивания частиц и после кристаллизации под давлением

Материал	Плотность			Пористость %	
	Теоретическая	После замешивания	После кристаллизации и под давлением	После замешивания	После кристаллизации и под давлением
A359	2,67	2,66	2,67	0,49	0,04
A359+5% AlN	2,70	2,57	2,68	4,67	0,85
A359+10% AlN	2,73	2,55	2,68	6,66	1,90
A359+15% AlN	2,76	2,53	2,68	8,33	2,79
A359+5% SiC	2,70	2,63	2,68	2,35	0,47
A359+10% SiC	2,72	2,55	2,69	6,34	1,35
A359+15% SiC	2,75	2,55	2,71	7,41	1,52
A359+5% (SiC+Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> )	2,70	2,61	2,67	3,35	0,85
A359+10% (SiC+Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> )	2,72	2,59	2,69	4,76	1,42
A359+15% (SiC+Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> )	2,75	2,50	2,70	9,05	2,02

Плотность и пористость композитов A359-AlN после замешивания частиц и кристаллизации под давлением показаны на рисунке 4.6 (а,б). Установлено, что применение давления 100 МПа привело к увеличению плотности композитов A359/AlN. Можно отметить, что, увеличению плотности композита способствовало более высокое значение плотности частиц нитрида алюминия (3,26 г/см<sup>3</sup>) по сравнению с плотностью базового сплава. Рисунок 4.6 показал, что процент пористости уменьшается после кристаллизации под давлением. Это может быть связано с влиянием давления на жидкий металл при затвердевании, что играет важную роль для снижения газовой пористости. Под давлением полутвердый расплав лучше заполняет пустоты и полости. Кроме того, важно заметить, что плотность композитов после замешивания уменьшается с увеличением процента армирующих частиц. Это может быть интерпретировано наличием большого количества уловленных газов во время процесса замешивания. Таким образом, использование

технологии кристаллизации под давлением необходимо для получения безпористых КОМПОЗИТОВ.

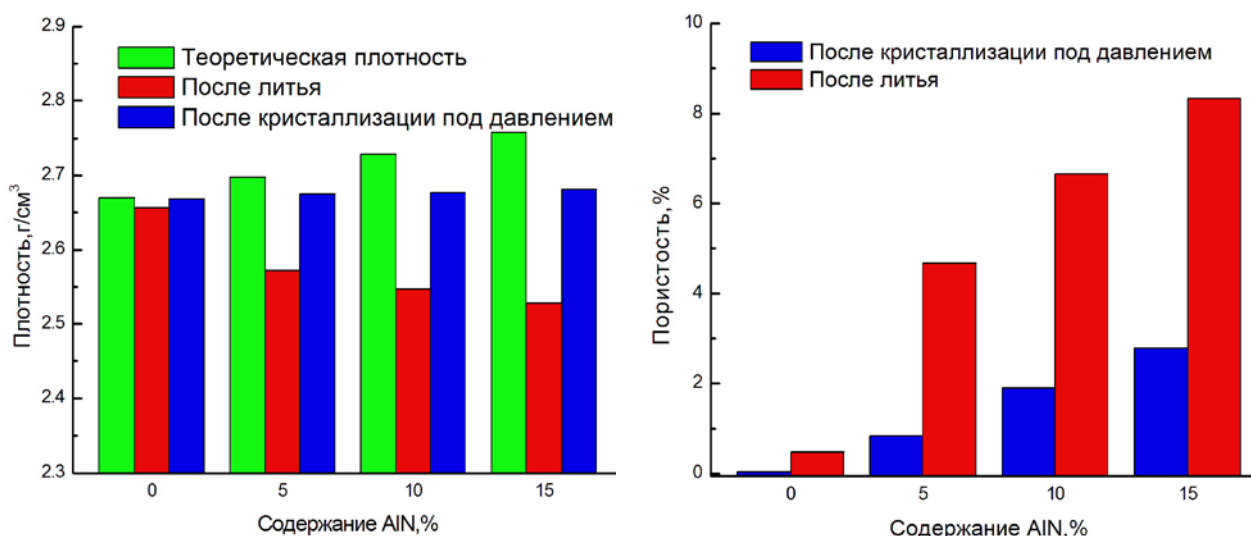


Рисунок 4.6 - Плотность (а) и пористость (б) композитов A359/AlN после замешивания частиц и кристаллизации под давлением

Влияние содержания SiC на пористость композиционных материалов показана на рисунке 4.7а. Видно, что пористость как после замешивания, так и после кристаллизации под давлением возрастает по мере увеличения массовой доли SiC. Эффект кристаллизации под давлением значительно снижает пористость, особенно в композите A359/15%SiC (рисунок 4.7б). Можно отметить, что кристаллизация под давлением эффективно повышает плотность композита A359/15 мас.% с 2,55 г/см³ в литом состоянии до 2,71 г/см³ после кристаллизации под давлением, что согласуется с предыдущими работами [15, 129].

Как упоминалось выше, увеличение объемной доли армирующих частиц увеличивает пористость. Это противоречит работам Bindumadhavan с соавт. [130] и Самуила с соавт. [70], которые оценивали кластеризацию частиц и пористость и установили, что наличие высокой доли SiC частиц снижает пористость. Разницу в результатах можно объяснить тем, что в данной работе измерили оба типа пористости: усадочную и газовую. Кроме того, известно, что образуя кластеры частицы также увеличивают пористость [43-45]. В настоящем исследовании было отмечено, что пористость увеличивается с повышением массовой доли армирующих частиц до 15 мас. %. Bindumadhavan и соавт. [130] изучали композиты на основе сплава A365, армированного частицами SiC, имеющих средний размер частиц 47 мкм, и отметили, что образование кластерной пористости проходит быстрее в композитах с низкой объемной долей. Они объяснили этот факт тем, что высокая объемная доля частиц ограничивает рост пор внутри расплава при затвердевании. Разница в результатах между работой Bindumadhavan и соавт. и настоящей работы можно отнести к меньшим размерам

частиц, что вызывает увеличение зародышей для пор на границе частица/матрица и низкой жидкотекучести расплава.

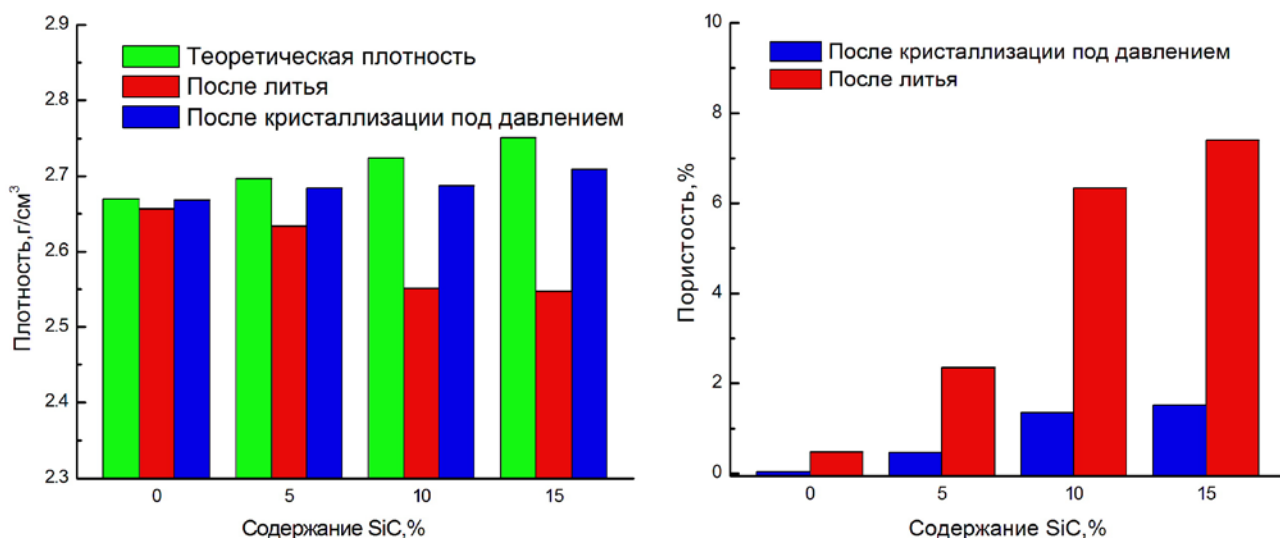


Рисунок 4.7 - Плотность (а) и пористость (б) композитов А359-SiC

На рисунке 4.8 показано влияние массовой доли частиц ( $\text{SiC}+\text{Si}_3\text{N}_4$ ) на пористость композитов. Можно отметить, что увеличение доли ( $\text{SiC}+\text{Si}_3\text{N}_4$ ) приводит к увеличению пористости. Кроме того, кристаллизация под давлением, особенно в композитах с 15 мас. % ( $\text{SiC}+\text{Si}_3\text{N}_4$ ), значительно снижает пористость по сравнению с литым состоянием. Применение давления в процессе затвердевания, приводит к увеличению плотности композита с 10 мас. % ( $\text{SiC}+\text{Si}_3\text{N}_4$ ) с 2,59 г/куб. см в литом состоянии до 2,68 г/куб. см. Кроме того, плотность композита, содержащего 15 мас. % ( $\text{SiC}+\text{Si}_3\text{N}_4$ ) увеличилась с 2.5 до 2.7 г/куб. см.

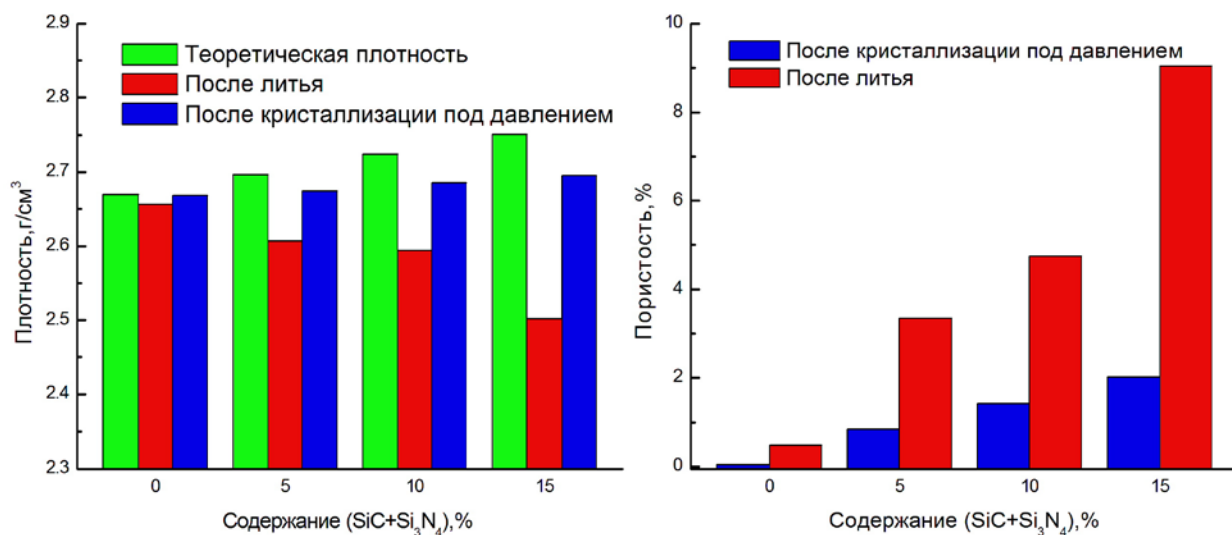


Рисунок 4.8 - Плотность (а) и пористость (б) композитов А359/(SiC+Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>)

Из приведенных выше результатов, можно сделать вывод, что пористость композитов, которая является результатом замешивания частиц в расплав может быть значительно уменьшена путем применением давления при кристаллизации, что может привести к значительному улучшению свойств композитов.

#### 4.3 Исследование изменения твердости композиционных материалов в процессе термической обработки

Твердость исследуемых композитов представлена в таблице 4.3. Видно, что с увеличением содержания частиц твердость растет.

Таблица 4.3 – Твердость исследуемых композитов в литом состоянии

Material	в литом состоянии
A359	55
A359+5% AlN	57
A359+10% AlN	62
A359+15% AlN	70
A359+5%(SiC+Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> )	60
A359+10%(SiC+ Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> )	64
A359+15%(SiC+ Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> )	72
A359+5%SiC	65
A359+10%SiC	70
A359+15%SiC	79

Матричный сплав A359 подвергался термической обработке, состоящей из отжига при температуре 538 °С в течение 8 часов с последующей закалкой в кипящую воду и старения при температуре 155 °С. Температура закалки была выбрана согласно термодинамическим расчетам фазовой диаграммы Al-9Si-Mg. На рисунке 4.9 показан политермический разрез для сплавов Al-9Si-Mg. Максимальная растворимость Mg составляет при температуре 557°С ~0.52%, что примерно равно концентрации магния в сплаве. Для получения максимально пересыщенного магнием твердого раствора, а также недопущения локального оплавления по границам зерен из-за наличия в составе сплава железа температура закалки была выбрана равной 538 °С.

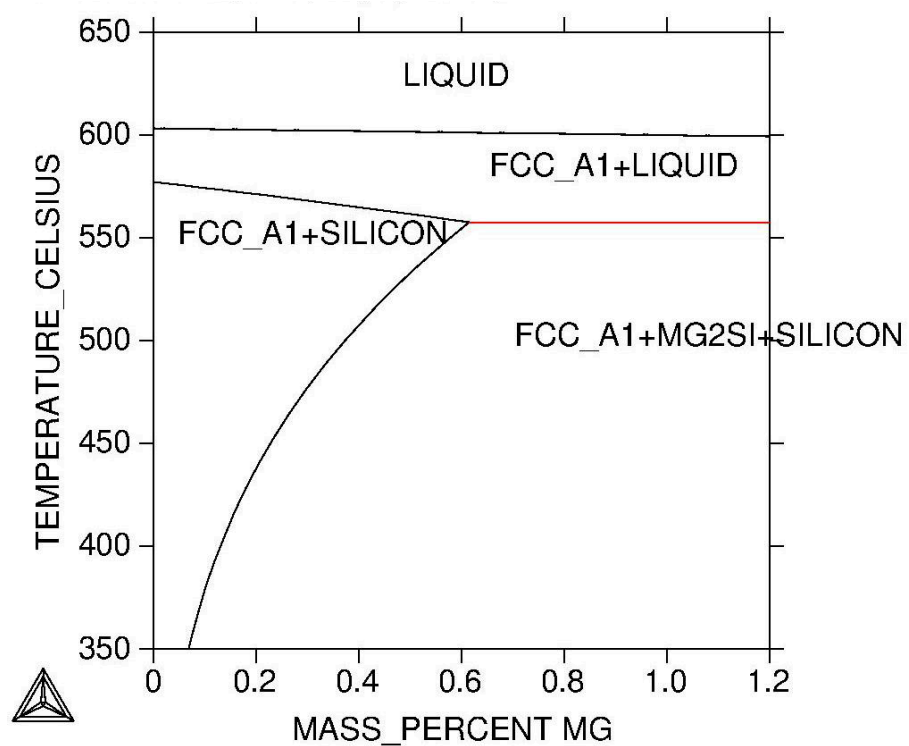


Рисунок 4.9 – Политермический разрез фазовой диаграммы Al-9Si-Mg

Рисунок 4.10 показывает изменение твердости сплава A359 после кристаллизации под давлением со временем старения при 155 °C. Известно [34, 131-132], что кинетика старения зависит от определенных параметров, особенно температуры старения и типа изложницы. Так, при литье в песчаные формы максимум старения достигается в сплаве A359 при температуре 155 °C после 5-8 ч. В нашем случае максимальная твердость достигается после 12 часов, что соответствует режиму согласно стандарту ASTM B917-01.

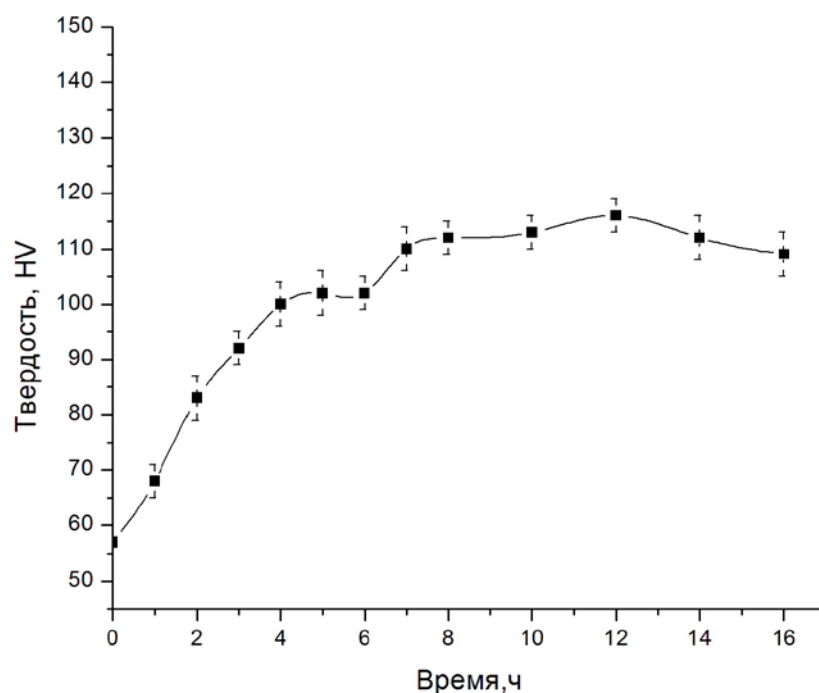
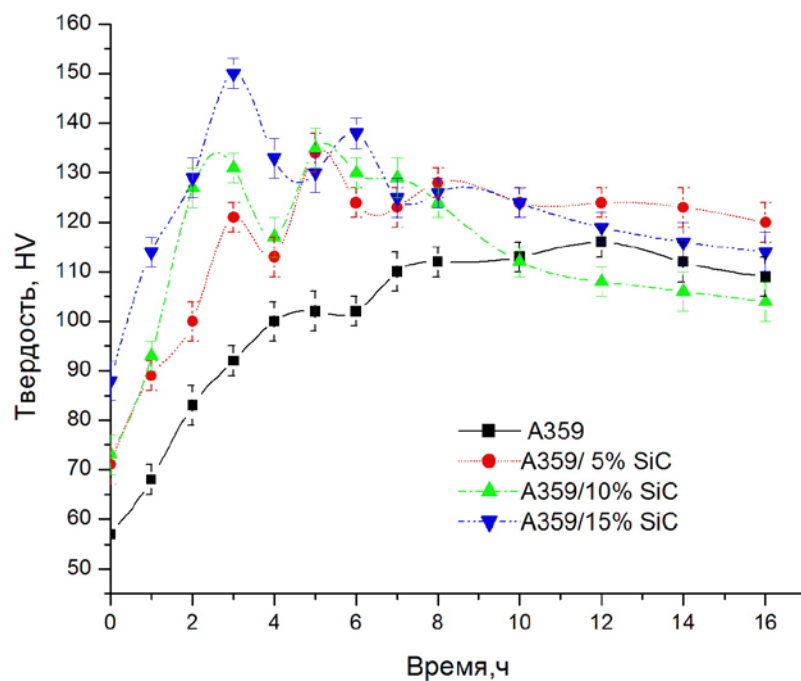


Рисунок 4.10 - Изменение твердости сплава А359 в процессе старения

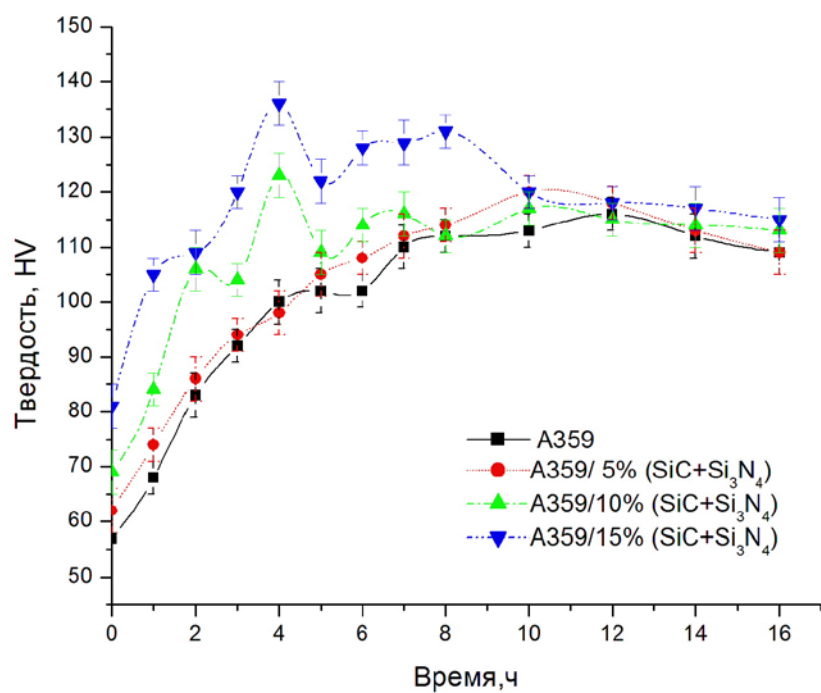
Кроме того известно, что применение давления в процессе затвердевания не влияет на кинетику старения [133, 134].

На рисунке 4.11 показано изменение твердости базового сплава и композитов, полученных в результате кристаллизации под давлением, в процессе старения при температуре 155°С. При старении последовательно выделяются и растворяются когерентные (кластеры Si/Mg, зоны ГП) и полукogerентные ( $\beta''$ -фаза и  $\beta'$ -фаза) матрице частицы, что приводит к наличию на кривой старения нескольких локальных максимумов [135-138]. Как можно видеть из рисунка 4.11, значение твердости у композитов выше, чем у базового сплава как после закалки, так и при максимуме на кривой старения. Это связано с наличием в их структуре более твердых, чем алюминиевый твердый раствор, частиц, а также упрочнением матрицы дислокациями, сгенерированными вблизи частиц в процессе кристаллизации. При этом максимальное значение твердости достигается значительно быстрее в композитах по сравнению с базовым сплавом. Этот эффект, связанный с наличием в материалах с армирующими частицами повышенной плотности дислокаций, сгенерированных в процессе кристаллизации, был также показан в композитах Al–SiC/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> [61, 136]. Однако из-за повышенной плотности дислокаций происходит и более быстрое разупрочнение при длительном старении композитов. Наиболее значительное падение твердости после 16 часов старения наблюдается у композита с 15 % SiC – около 30 HV по

сравнению с максимальным значением, и у композита с 10 % SiC – около 25 HV. При этом падение твердости базового сплава составило только 5 HV.



а



б



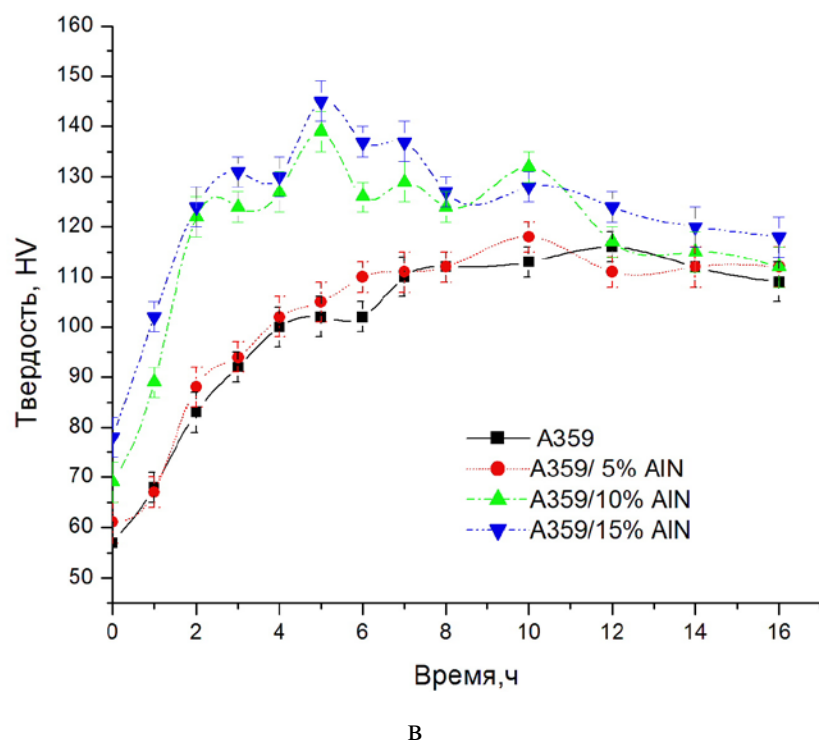
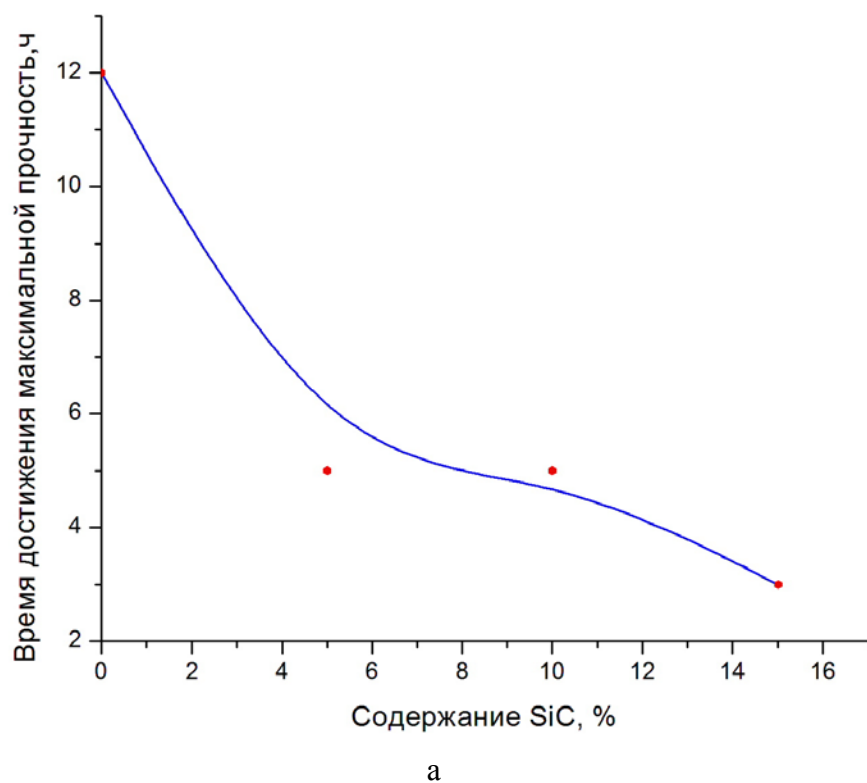
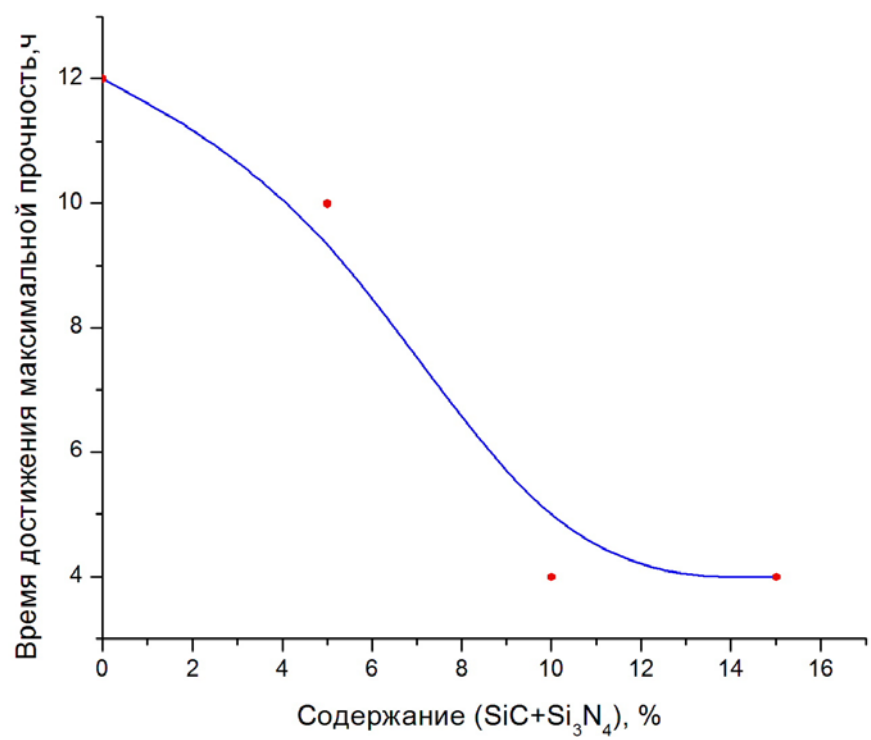
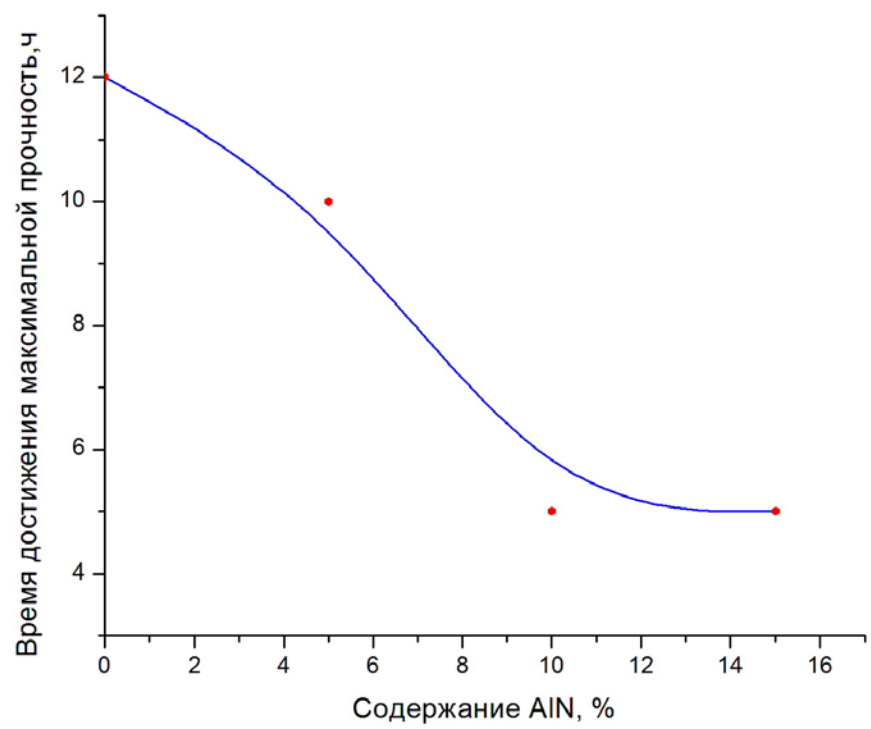


Рисунок 4.11 - Зависимость твердости композитов A359/SiC (а), A359/(SiC+Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>) (б) и A359/AlN (в) от времени старения при температуре 155°C





б



в

Рисунок 4.12 - Зависимость твердости композитов после закалки и после старения на максимальную прочность от содержания армирующих частиц SiC (а), (SiC+Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>) (б) и AlN (в)

На рисунке 4.12 и в таблице 4.4 представлены зависимости твердости композитов после закалки и старения на максимальную прочность в зависимости от содержания армирующих частиц. Можно заметить, что добавление 5 мас.% частиц SiC в сплав А359 уменьшает время старения на максимальную прочность с 12 до 5 ч, значительно ускоряя кинетику старения по сравнению со сплавом А359. В случае армирующих частиц (SiC+Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>) и AlN такой же эффект достигается только после 10 часов старения. Это связано с различием физических свойств армирующих частиц (таблица 4.5) и прежде всего модуля упругости.

Таблица 4.4 - Твердость исследуемых композитов после закалки и старения на максимальную твердость

Сплав/композит	Твердость после закалки	Твердость после старения на максимальную прочность	Время достижения максимальной прочности, ч
А359	57	116	12
А359+5масс.% SiC	71	134	5
А359+10масс.% SiC	73	135	5
А359+15масс.% SiC	88	150	3
А359+5масс.% (SiC+Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> )	62	120	10
А359+10масс.% (SiC+Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> )	69	123	4
А359+15масс.% (SiC+Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> )	81	136	4
А359+5масс.% AlN	61	118	10
А359+10масс.% AlN	69	139	5
А359+15масс.% AlN	78	145	5

Таблица 4.5– Структура, средний размер и физические свойства армирующих частиц

Частицы	Кристаллическая решетка	Средний размер частиц, $\mu\text{м}$	Модуль упругости, ГПа	КТР, $10^{-6} \text{C}^{-1}$	Теплопроводность, Вт/мК
SiC	Гексагональная (ГПУ)	40	410	3,7	77
Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>	Гексагональная (ГПУ)	4	300	2,8	35
AlN	Гексагональная (ГПУ)	40	330	4,6	190

Известно, что термически упрочняемые композиты Al-Cu-SiC/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> демонстрируют ускоренную кинетику старения [61, 67] по сравнению со сплавами без армирующих частиц из-за гораздо большей плотности дислокаций, которые представляют собой места предпочтительного зарождения зон выделений Al<sub>2</sub>CuMg [60]. Кроме того, Lin с соавт. [62] показали монотонное уменьшение времени достижения максимальной прочности в композите на основе сплава A2024 с увеличением объемной доли частиц SiC. Аналогичные результаты получены Hong и соавт. [139] в композитах Al-Cu-Mg/TiB<sub>2</sub>, в работе [63] на композитах типа 7075/(SiC<sub>p</sub>+Ti), а также Bobić и соавт. [64] в композитах A356/(SiC+Gr).

#### 4.4 Определение теплопроводности композиционных материалов

Изменение теплопроводности композитов A359/AlN, A395/SiC и A359/(SiC+Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>) с увеличением содержания частиц представлено на рисунке 4.13. Как можно видеть, теплопроводность композитов, армированных частицами AlN увеличивается линейно с 158.2 Вт/мК до 163,3 Вт/мК при увеличении массовой доли частиц AlN до 15 %. В то время как для композитов, армированных частицами SiC и (SiC+Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>), существенно снижается. Основной причиной таких изменений является повышенная теплопроводность нитрида алюминия по сравнению с частицами SiC или Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>. Кроме того на теплопроводность оказывают влияние также пористость, зависящая от технологии получения материалов [140, 141]. Mizuuchi et.al. [140-142] показали, что значение пористости менее 1% является очень важным при получении композитов Al/AlN с высокой теплопроводностью.

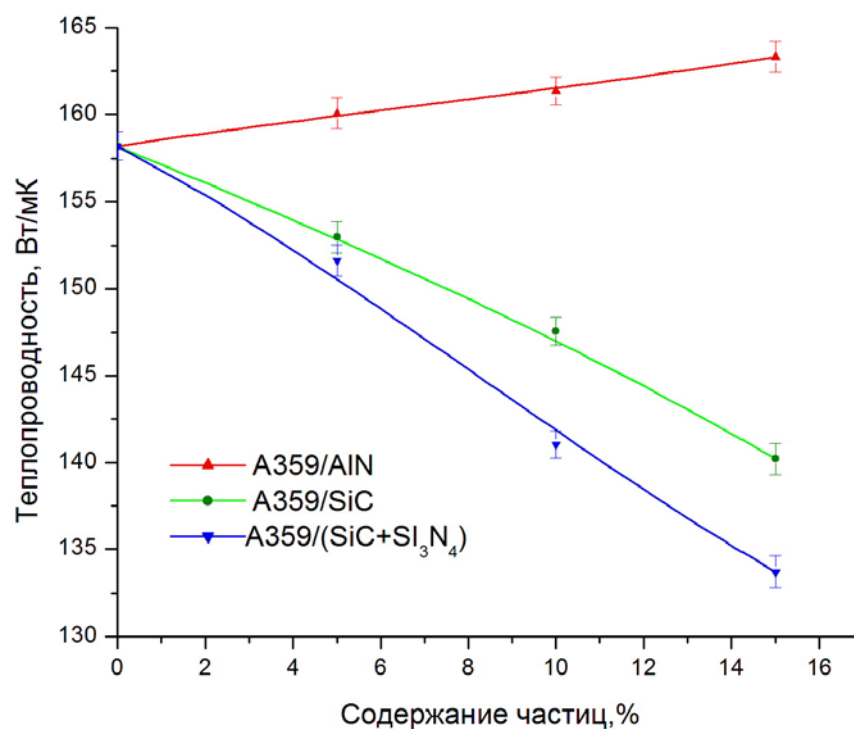


Рисунок 4.13 - Влияние массовой доли армирующих частиц на теплопроводность композитов A359/AlN, A395/SiC и A359/(SiC+Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>)

Кристаллизация под давлением при производстве композитов, как было показано ранее, сильно снижает пористость и повышает взаимодействие частиц с матрицей.

Существует большое количество моделей для расчета теплопроводности композиционных материалов. Максвелл и Ойкен [143] предложил упрощенную формулу для теоретической оценки теплопроводности композитов:

$$\lambda = \lambda_m \times \left( \frac{2 \left( \frac{\lambda_p}{\lambda_m} - 1 \right) V_p + \frac{\lambda_p}{\lambda_m} + 2}{\left( 1 - \frac{\lambda_p}{\lambda_m} \right) V_p + \frac{\lambda_p}{\lambda_m} + 2} \right) \quad (1)$$

Где  $\lambda$  - теплопроводности композита,  $\lambda_p$  теплопроводность твердых частиц (в данном исследовании 190 Вт/мК для AlN, 77 Вт/мК для SiC и 35 Вт/мК для Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>,  $\lambda_m$  теплопроводность матричного сплава (161 Вт/мК для A359),  $V_p$  объемная доля частиц.

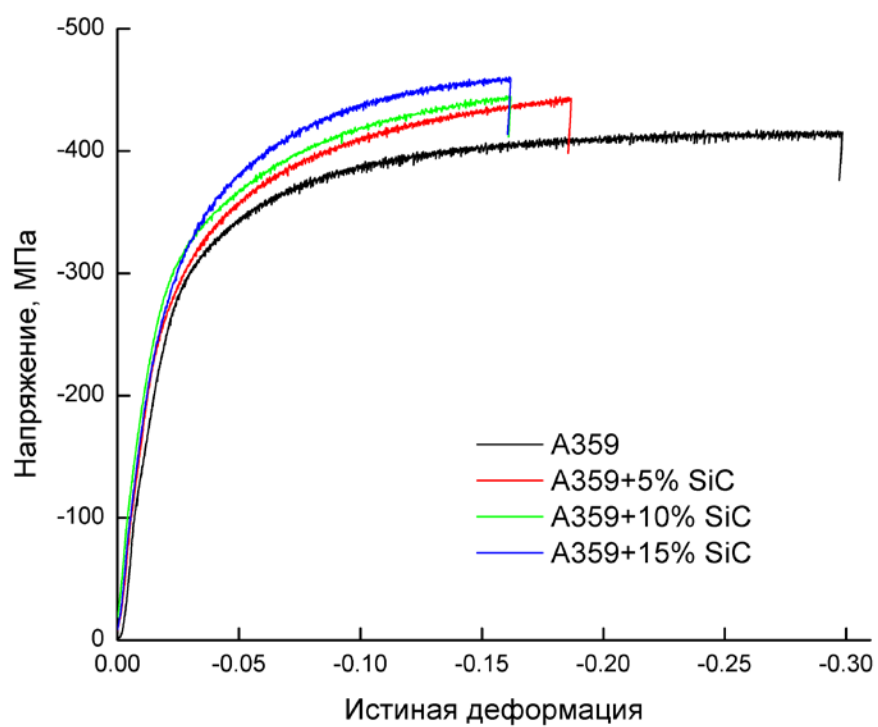
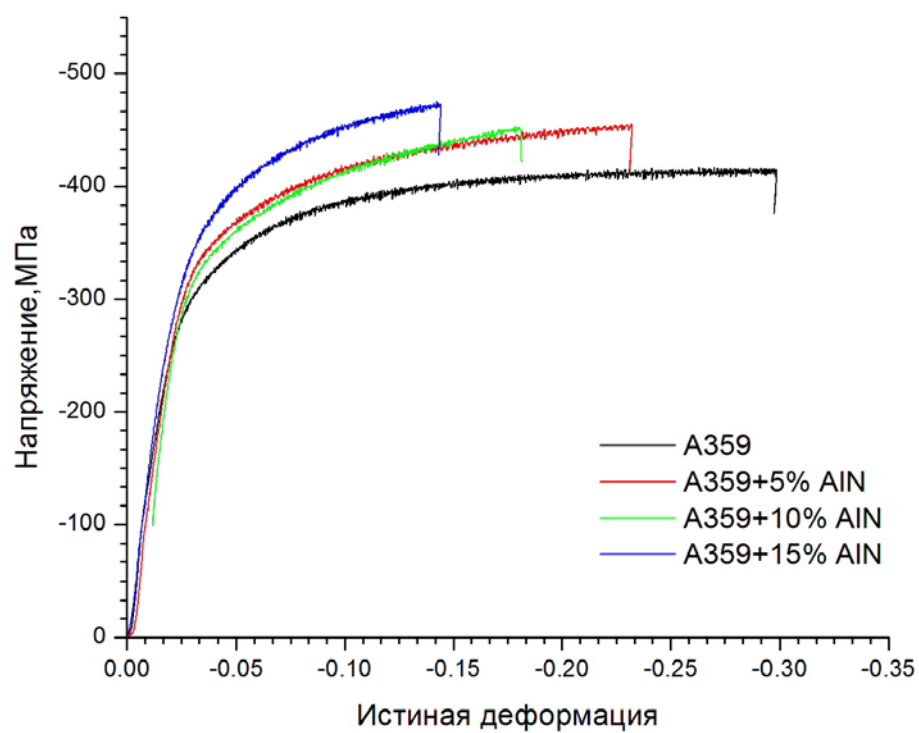
Таблица 4.6 - Сопоставление расчетных и экспериментальных значений теплопроводности А359 и композитов его основе

Материал	А359	5% AlN	10% AlN	15% AlN	5% SiC	10% SiC	15% SiC	5% (SiC+Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> )	10% (SiC+Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> )	15% (SiC+Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> )
Теоретические	161.00	162.37	163.75	165.14	155.97	151.04	146.21	152.62	144.53	136.72
Экспериментальные	158.20	160.07	161.35	163.30	152.97	147.54	140.21	148.62	138.03	130.72

Как видно из таблицы 4.6, экспериментальные результаты близки к расчетным значениям. Эти результаты подтверждают хорошее сцепление между керамическими частицами и матрицей, что особенно заметно в композитах А359/AlN. Было замечено, что теплопроводность композитов А359/AlN полученная в данной работе, значительно превышает на 40 – 50 % теплопроводность композитов, полученных в других работах [144-148]. Это связано с тем, что теплопроводность частиц AlN зависит от их чистоты и размера. Применение крупных частиц (в нашей работе использовались крупные частицы размером 35~45 мкм) способствует уменьшению межфазного термического сопротивления между частицами и матрицей и повышает теплопроводность [141].

#### 4.5 Механические свойства композиционных материалов при испытаниях на сжатие и растяжение

Кривые деформации сжатием исследуемых композиционных материалов представлены на рисунке 4.14. Все образцы продемонстрировали типичные для металлических материалов стадии упругой и пластической деформации, а также разрушение.



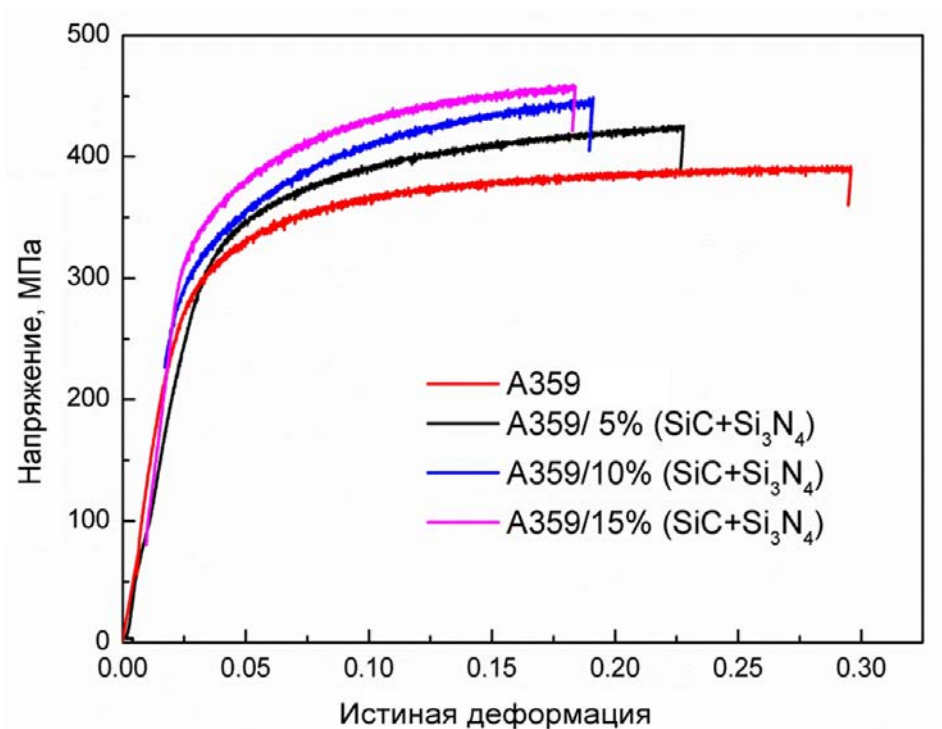
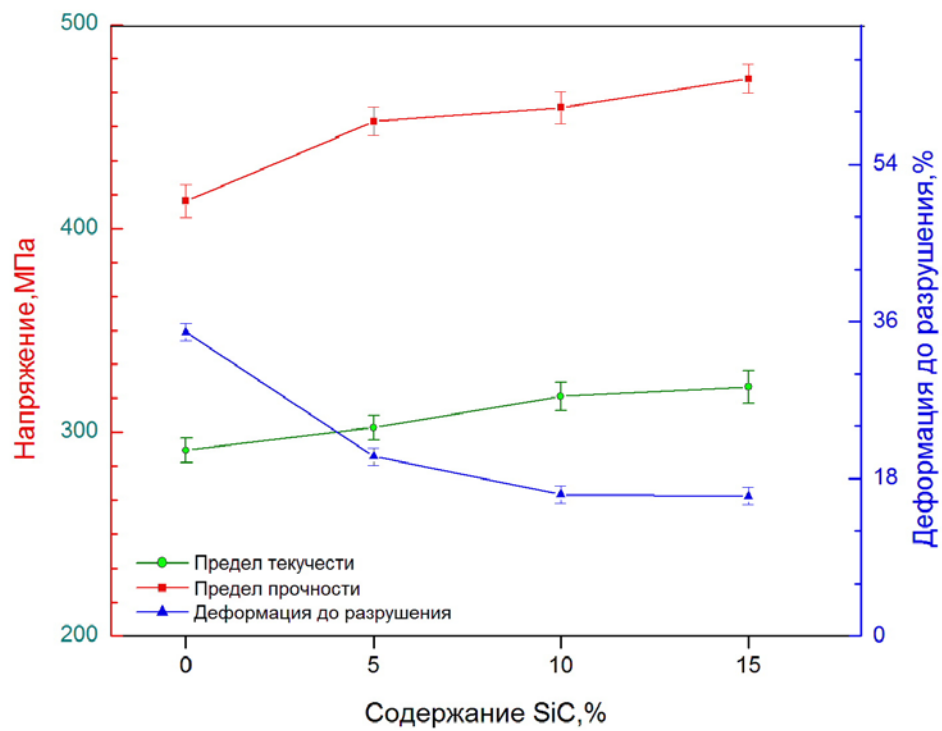
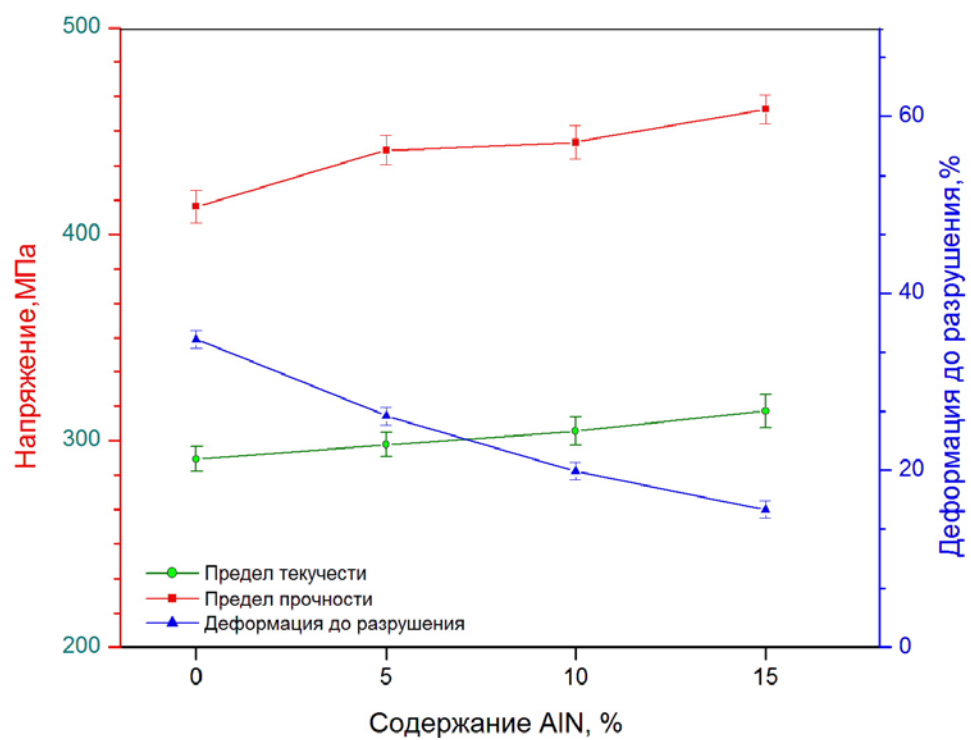


Рисунок 4.14 - Кривые деформации сжатием исследуемых композиционных материалов

Механические свойства композитов представлены на рисунке 4.15 и в таблице 4.7. Можно видеть, с увеличением содержания частиц предел текучести и предел прочности возрастают, а пластическая деформация до разрушения несколько уменьшается, что хорошо согласуется с другими работами [84, 149, 150]. Это можно объяснить несколькими причинами: сопротивлением частиц движению дислокаций, повышенной плотностью дислокаций и уменьшением размера зерен в композитах. [88, 151-154]. Кроме того предел прочности большинства композитных образцов относительно выше предела текучести, что связано со значительным деформационным упрочнением, связанным также и с наличием частиц.





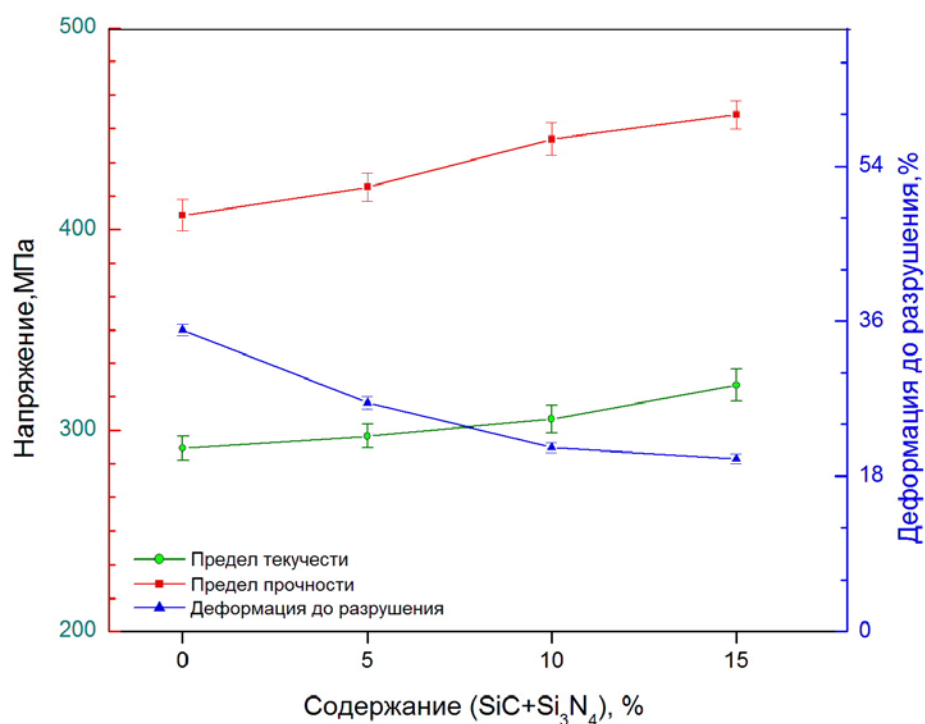


Рисунок 4.15 - Механические свойства исследуемых композиционных материалов

Форма, размер и тип армирующих частиц играют существенную роль на механические свойства композитов. В нашей работе были использованы три типа частиц,  $\text{AlN}$ ,  $\text{SiC}$  и  $\text{Si}_3\text{N}_4$ , двух существенно разных размеров частиц. Меньшие частицы  $\text{Si}_3\text{N}_4$  предназначены для улучшения механических свойств, тогда как другие относительно большие  $\text{AlN}$  и  $\text{SiC}$  будут способствовать повышению износостойкости и твердости.

Пластичность композитов снижается по сравнению с матричным сплавом А359. Низкая пластичность композитов связана с концентрацией напряжений на границе раздела частица – матрица, что приводит к преждевременному разрушению [27, 149-151]. При этом матрица силумина, вероятно, не обладает достаточной собственной пластичностью для перераспределения высоких локализованных внутренних напряжений. Кроме того, присутствие частиц ограничивает пластическую деформацию матрицы. Улучшить пластичность возможно повышением взаимодействия частицы и матрицы [155, 156], для того, чтобы течение матрицы в процессе деформации увлекало за собой армирующие частицы, обеспечивая сплошность материала.

Таблица 4.7 Механические свойства исследуемых композиционных материалов при сжатии при комнатной температуре и скорости  $10^{-3} \text{ с}^{-1}$  (в состоянии Т6).

Композит	Предел текучести (МПа)	Предел прочности (МПа)	Деформация до разрушения (%)
A359	$291 \pm 6$	$410 \pm 8$	$34,8 \pm 1$
A359+5 % AlN	$298 \pm 6$	$440 \pm 7$	$26 \pm 1$
A359+10 % AlN	$304 \pm 8$	$444 \pm 8$	$20 \pm 1$
A359+15 % AlN	$314 \pm 7$	$460 \pm 7$	$15,5 \pm 1$
A359+5 % SiC	$302 \pm 6$	$452 \pm 7$	$20,5 \pm 1$
A359+10 % SiC	$317 \pm 7$	$459 \pm 8$	$17 \pm 1$
A359+15 % SiC	$322 \pm 7$	$473 \pm 7$	$16 \pm 1$
A359+5 % (SiC+Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> )	$297 \pm 6$	$421 \pm 7$	$26,5 \pm 0,7$
A359+10 % (SiC+Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> ).	$306 \pm 6$	$444 \pm 8$	$22 \pm 0,6$
A359+15 % (SiC+Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> )	$322 \pm 8$	$456 \pm 7$	$20 \pm 0,6$

Таблица 4.8. Значения предела текучести композиционных материалов A359/AlN при сжатии при повышенных температурах и скоростях деформации.

Композит	Температура (°C)	Предел текучести (МПа)	
		Скорость деформации $0,1 \text{ с}^{-1}$	Скорость деформации $1 \text{ с}^{-1}$
A359	200	$285 \pm 4$	$304 \pm 5$
A359-5% AlN		$300 \pm 5$	$313 \pm 4$
A359-10% AlN		$305 \pm 6$	$321 \pm 6$
A359-15% AlN		$309 \pm 4$	$326 \pm 6$
A359	250	$233 \pm 6$	$254 \pm 5$
A359-5% AlN		$245 \pm 5$	$268 \pm 6$
A359-10% AlN		$250 \pm 5$	$269 \pm 4$
A359-15% AlN		$252 \pm 6$	$272 \pm 5$
A359	300	$154 \pm 4$	$167 \pm 6$
A359-5% AlN		$170 \pm 5$	$183 \pm 4$
A359-10% AlN		$172 \pm 6$	$187 \pm 6$
A359-15% AlN		$181 \pm 4$	$192 \pm 6$

Таблица 4.9. Значения предела текучести композиционных материалов А359/ SiC при сжатии при повышенных температурах и скоростях деформации.

Композит	Температура (°C)	Предел текучести (МПа)	
		Скорость деформации $0.1 \text{ с}^{-1}$	Скорость деформации $1 \text{ с}^{-1}$
A359	200	285± 7	304±5
A359-5% SiC		288±6	310±4
A359-10% SiC		291±5	314±6
A359-15% SiC		292±6	325±5
A359	250	233±4	254±4
A359-5% SiC		239± 7	260± 7
A359-10% SiC		240±6	261±6
A359-15% SiC		242±6	266±5
A359	300	154±6	167±4
A359-5% SiC		161±4	181±4
A359-10% SiC		165±6	190±6
A359-15% SiC		170±5	194±4

Таблица 4.10. Значения предела текучести композиционных материалов А359/(SiC+Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>) при сжатии при повышенных температурах и скоростях деформации.

Композит	Температура (°C)	Предел текучести (МПа)	
		Скорость деформации $0.1 \text{ с}^{-1}$	Скорость деформации $1 \text{ с}^{-1}$
A359	200	285± 7	304± 7
A359-5% (SiC+Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> )		286±6	306±4
A359-10% (SiC+Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> )		288±6	312±5
A359-15% (SiC+Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> )		290±5	319±6
A359	250	233±5	254±4
A359-5% (SiC+Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> )		236±6	255±4
A359-10% (SiC+Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> )		239±5	257±6
A359-15% (SiC+Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> )		246±6	260± 7
A359	300	154± 7	167± 6
A359-5% (SiC+Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> )		162±4	170±5
A359-10% (SiC+Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> )		171± 7	183± 7
A359-15% (SiC+Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> )		177±5	185±4

Влияние скорости деформации, температуры и содержания частиц на предел текучести композитов показано в таблицах 4.8-4.10. Предел текучести композитов

увеличивается с увеличением скорости и уменьшением температуры деформации. Полученные результаты согласуются с предыдущими исследованиями [157, 158].

Результаты механических испытаний на растяжение представлены в таблице 4.11. Видно, что наибольший прирост прочности достигается в композите, армированном частицами AlN. При этом у этого композита также наблюдается пластичность выше, чем у других композитов. Это по-видимому связано с более равномерным распределением округлых частиц AlN по сравнению с частицами SiC, имеющими кроме того угловатую форму.

Таблица 4.11 - 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±6	315±5	1.7±0.1
A359/10 % (SiC+Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> )	69	275±6	280±7	1.3±0.2
A359/10 % SiC	68	256±7	263±6	1.1±0.1

Фрактограммы поверхности разрушения образцов сплавов А359 / 10 вес. % AlN, А359 / 10 мас. % SiC и А359 / 10 мас. % (SiC + Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>) представлены на рисунке 4.16. Видно, что характер разрушения во всех случаях – хрупко-вязкий. Для композитов, содержащих частицы AlN небольшое их количество на поверхности разрушения показывает, что разрушение происходит главным образом в матрице путем нормального процесса зарождения и роста пор. В случае композитов, содержащих крупные частицы SiC, разрушение происходит путем распространения трещины скола через эти частицы.

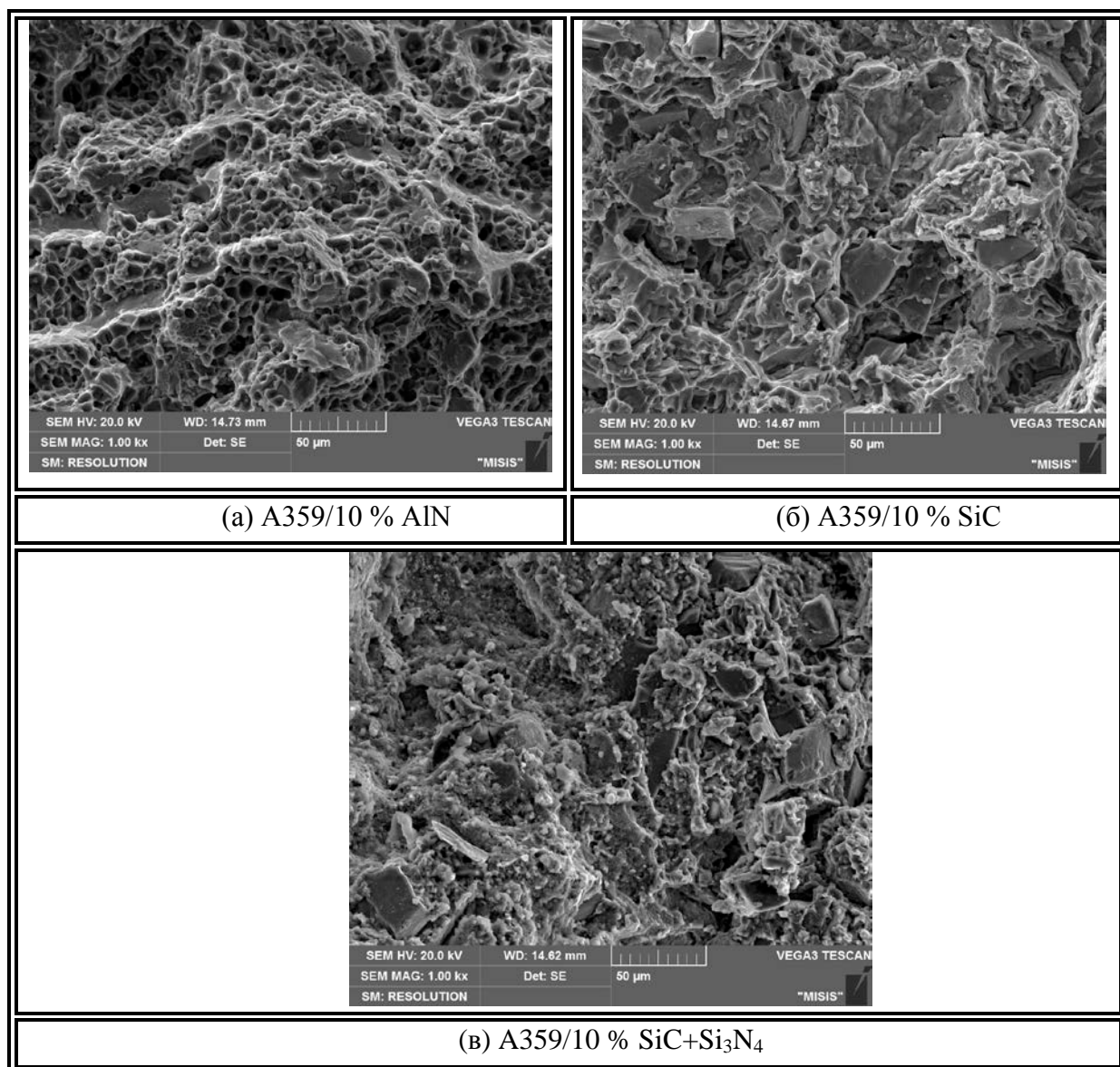


Рисунок 4.16 – Поверхность разрушения исследуемых композитов после испытаний на растяжение (а) A359/10 % AlN, (б) A359/10 % SiC, (в) A359/10 % SiC+Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>

#### 4.6 Исследование износостойкости композиционных материалов

##### 4.6.1 Влияние массовой доли частиц на скорость износа

Рисунок 4.17 показывает влияние массовой доли частиц AlN, SiC и (SiC+Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>) на интенсивность изнашивания композитов под нагрузкой 60 Н и скорости скольжения 2,75 м/с. Результаты показывают, что скорость изнашивания композита уменьшается с увеличением массовой доли частиц. Это связано с тем, что увеличение массовой доли частиц увеличивает площадь контакта между более твердыми по сравнению с матрицей частицами и

изнашивающей поверхностью диска, покрывая практически всю поверхность образца в случае самой высокой объемной доли [159-163].

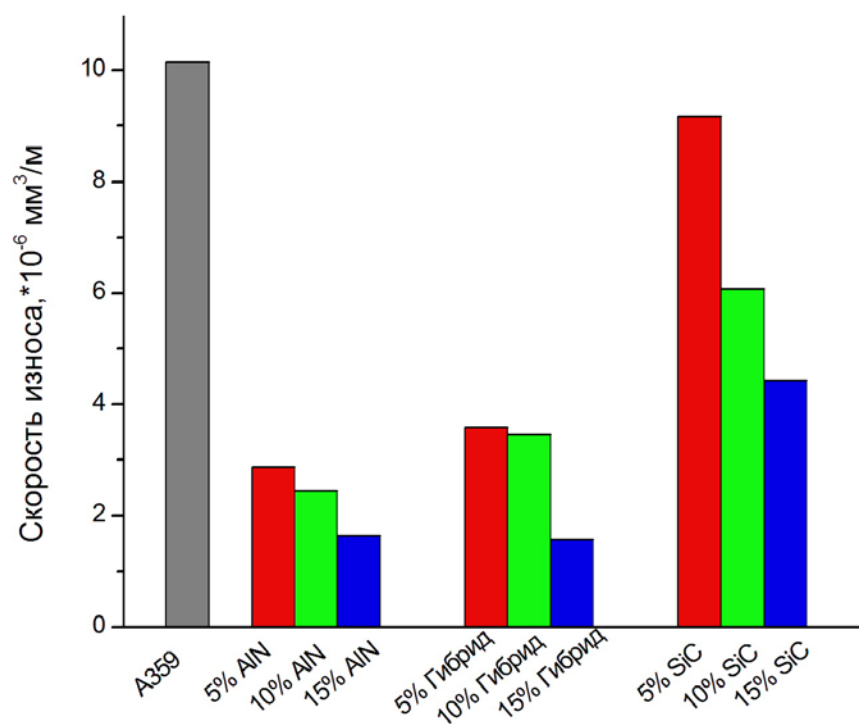
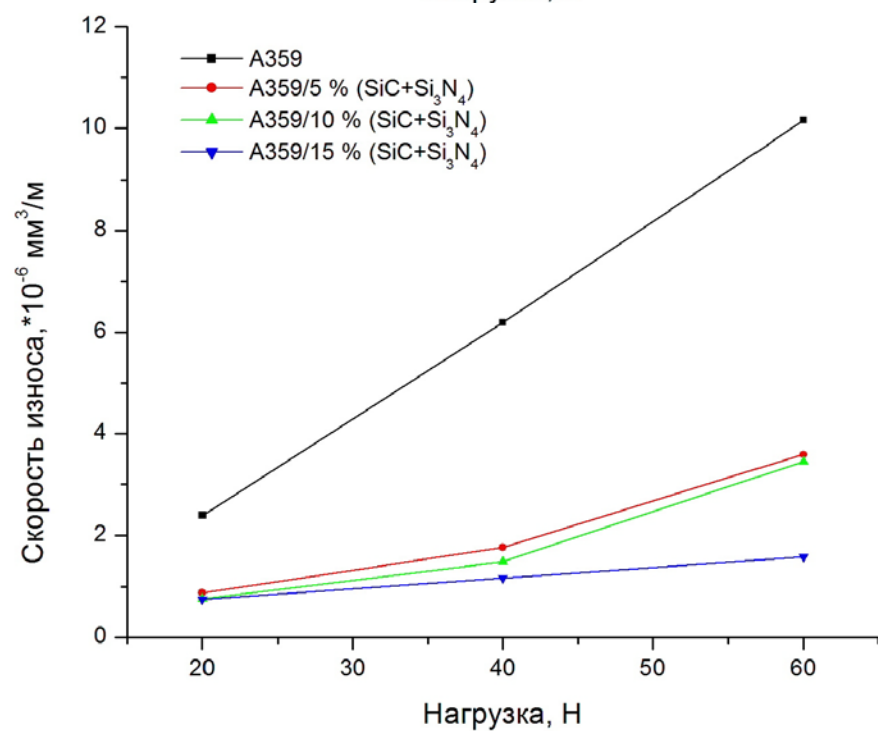
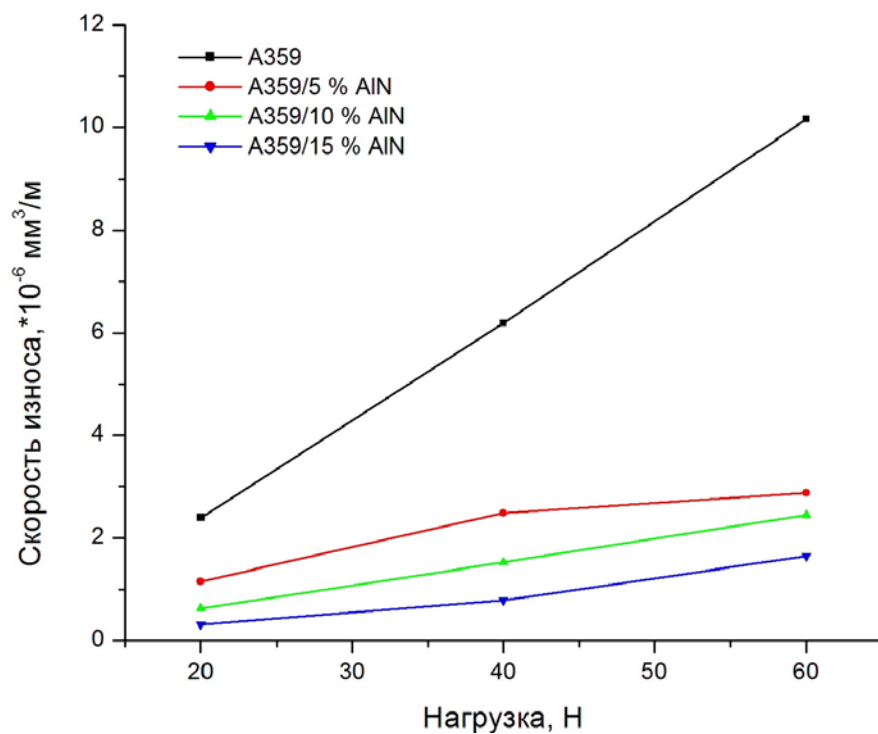


Рисунок 4.17 - Зависимость скорости износа композитов от массовой доли при нагрузке 60 Н

#### 4.6.2 Зависимость скорости износа при изменении нагрузки в процессе испытания





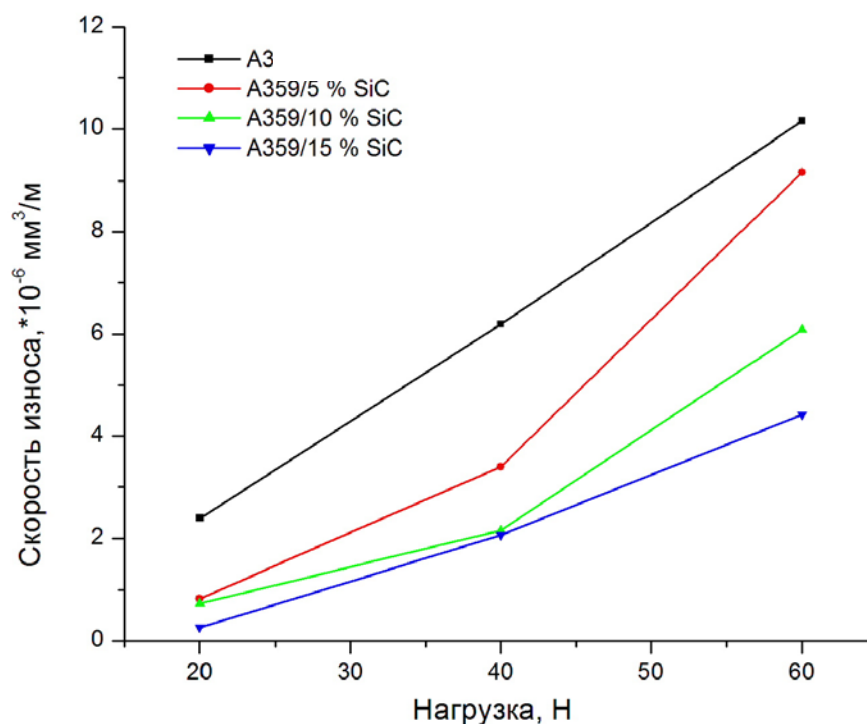


Рисунок 4.18 - Влияние нагрузки на скорость износа композиционных материалов: а) А359/AlN, б) А359/(SiC+Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>), в) А359/SiC

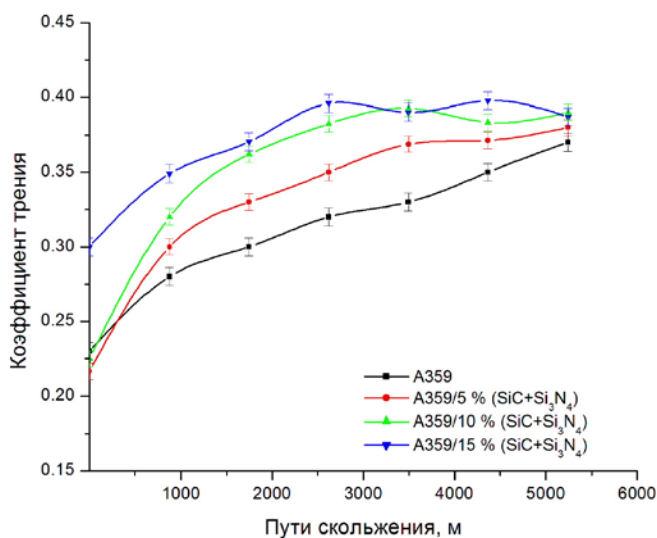
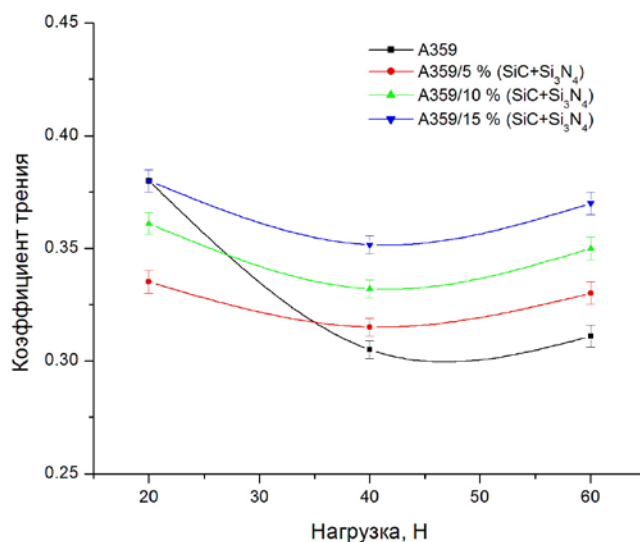
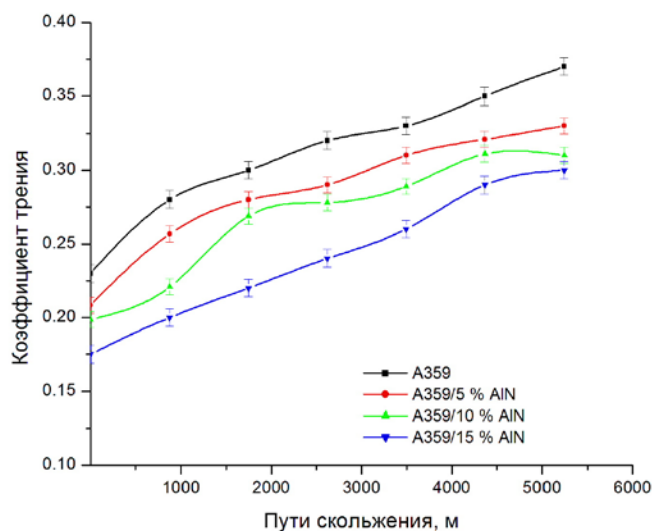
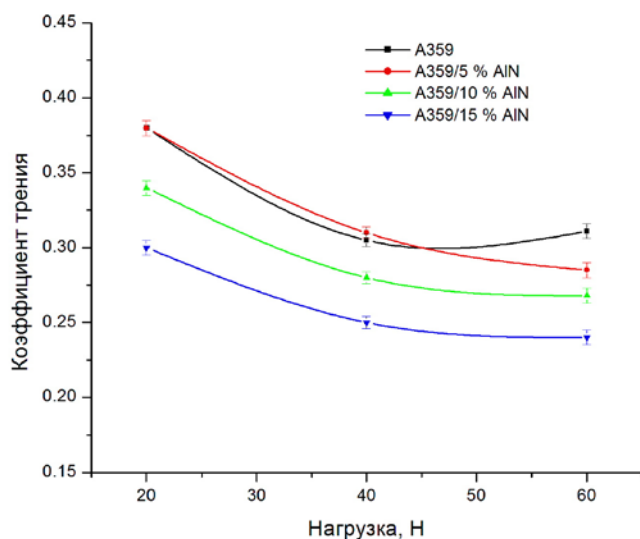
Влияние нагрузки на скорость износа композитов А359 представлена на рисунке 4.18. Скорость износа практически линейно увеличивается с возрастанием приложенной нагрузки. При всех нагрузках композиты демонстрируют более высокую износостойкость по сравнению с базовым сплавом. При этом композиты, армированные частицами AlN и (SiC+Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>), демонстрируют более высокую износостойкость по сравнению с композитом, армированным частицами SiC. Одним из факторов, влияющих на износостойкость, является повышенная теплопроводность композитов А359/AlN, которая позволяет более эффективно отводить тепло, возникшее в результате трения. При нагрузке 20 Н, скорость износа композита А359/AlN почти такая же, как у композитов А359/(SiC+Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>) и А359/SiC. При нагрузке 60 Н скорость износа композитов А359/ AlN значительно ниже.

#### 4.6.3 Влияние нагрузки и пройденного пути скольжения на коэффициент трения

Зависимость коэффициента трения ( $\mu$ ) от нагрузки для композитов А359/AlN показана на рисунке 4.19а. Видно, что коэффициент трения снижается при увеличении нагрузки от 20 до 60 Н. Значение коэффициента трения композитов А359/AlN, содержащих 10 и 15 %

частиц AlN ниже, чем у матричного сплава. Это может быть связано с повышенной теплопроводностью композитов.

Увеличение коэффициента трения с увеличением пути скольжения при нагрузке 60 Н для композитов A359/AlN представлено на рисунке 4.19б. Увеличение связано с появлением между трущимися поверхностями продуктов износа. Кроме того, увеличению коэффициента трения способствует наклеп и выкрашивание частиц AlN. Аналогичные измерения были проведены для других композитов (рисунок 4.19(в-е)). Коэффициент трения композитов A359/SiC и A359/(SiC+Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>), а также матричного сплава A359 растет с увеличением нагрузки от 20-60 Н. В отличие от композитов A359/AlN, в композитах A359/SiC и A359/(SiC+Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>) коэффициент трения при нагрузке 60 Н имеет более высокие значения по сравнению с матричным сплавом.



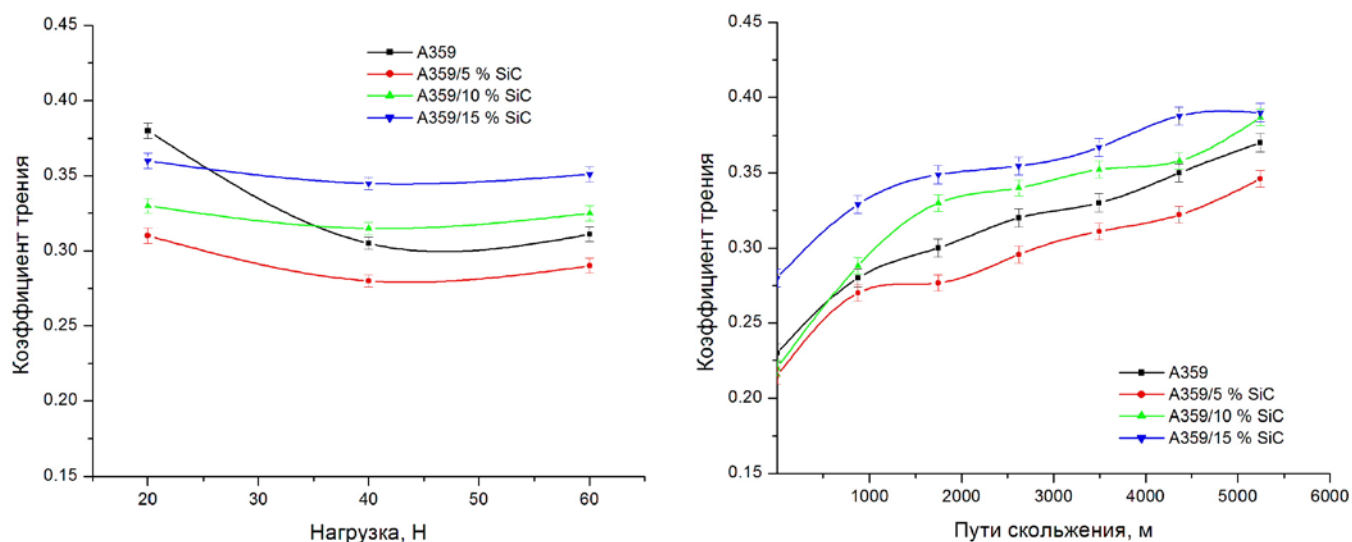


Рисунок 4.19 - Зависимость коэффициента трения от нагрузки а) A359/AlN, в) A359/(SiC+Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>), д) A359/SiC и пройденного пути б) A359/AlN, г) A359/(SiC+Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>), е) A359/SiC

#### 4.6.4 Рост температуры композитов в процессе испытаний на износостойкость

Большинство энергии, возникающей в результате трения, рассеивается в виде тепла [164, 165]. На рисунке 4.20 представлено изменение температуры поверхности композитов A359 с увеличением нагрузки. Видно, что температура поверхностных областей увеличивается линейно с нагрузкой. Композиты A359/AlN демонстрируют более низкие температуры по сравнению с композитами A359/(SiC+Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>) или A359/SiC. Это связано, прежде всего, с высокой теплопроводностью этих композитов. Повышение температуры  $\Delta T = T - T_0$  в результате трения может быть рассчитана по следующей формуле [166]:

$$\Delta T = \mu \frac{Fgv}{4Jr(k_1+k_2)} \quad (2)$$

Где  $T$ -температура в установившемся режиме,  $T_0$  -исходная температура,  $\mu$ -коэффициент трения скольжения,  $F$ -это нагрузка,  $g$ - ускорение силы тяжести,  $v$ -скорость скольжения,  $r$ -радиус образца,  $J$  - константа ( $J=4.186$  Дж/кал) и  $k_{1,2}$  - теплопроводность образцов и стального диска. Расчетные значения увеличения температуры представлены в таблице 4.11.

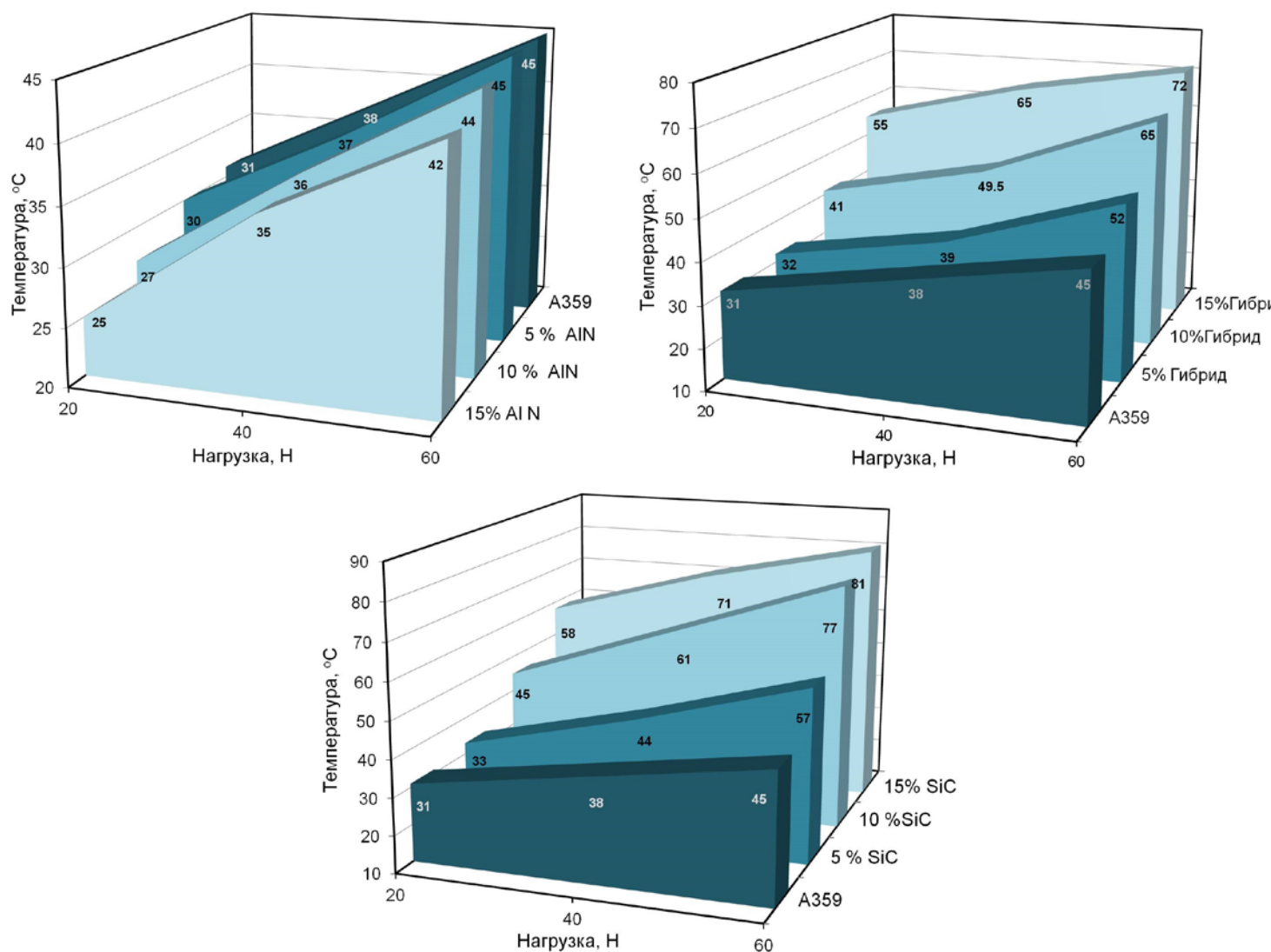


Рисунок 4.20 - Влияние нагрузки и содержания армирующих частиц на температуру поверхности композитов в процессе изнашивания: а) A359/AIN, б) A359/(SiC+Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>), в) A359/SiC.

Таблица 4.12 Расчетные значения увеличения температуры при различных нагрузках.

Наг рузк и	A35 9	5% AlN	10 % AlN	15 % AlN	5 % (SiC+S i <sub>3</sub> N <sub>4</sub> )	10 % (SiC+Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> )	15 % (SiC+Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> )	5 % SiC	10 % SiC	15 % SiC
20	15	15	13	12	14	16	17	13	14	16
40	24	24	22	19	26	29	32	23	26	30
60	37	34	31	28	41	46	51	35	41	46

Как и в случае с экспериментальными значениями роста температуры, наименьший разогрев наблюдается в композитах A359/AlN.

#### 4.6.5 Морфология поверхности износа

На рисунке 4.21(а,б) представлена структура поверхности износа матричного сплава A359 после испытаний при нагрузках 20 и 60 Н. На структуре можно видеть «задиры», а также пазы показывающие направление максимальной пластической деформации, которые особенно видны при нагрузке в 60 Н.

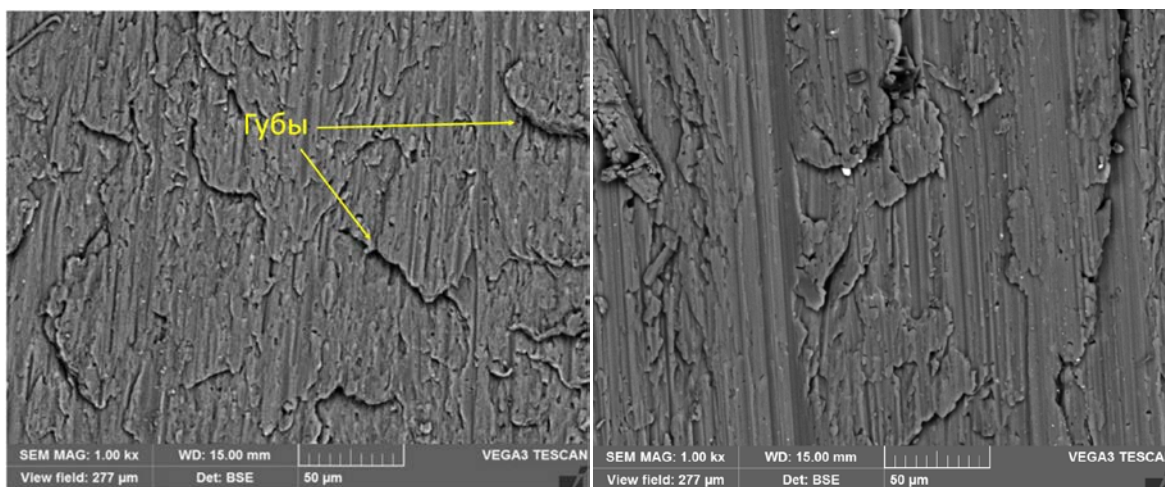


Рисунок 4.21 Микроструктура изношенных поверхностей базового сплава A359: а) при нагрузке 20 Н б) при нагрузке 60 Н

Микроструктура поверхности износа композитов при нагрузке 60 Н приведена на рисунке 4.22(а-е). Заметно сильное различие во внешнем виде изношенных поверхностей в разных видах композитов. Композиты A359 / AlN имеют гладкую изношенную поверхность, не имеющую больших канавок или широких задигов, которые хорошо видны в композициях A359 / SiC, независимо от процента армирования, как представлено на рисунке 4.22 (д, е). Здесь отчетливо проявляется преимущество частиц AlN над SiC. Композиции A359 / AlN имеют более высокую теплопроводность вместе с относительно низкими коэффициентами трения в диапазоне от 0,268 до 0,295. При пластической деформации частицы AlN извлекаются из поверхности образца, измельчаются и формируют слой по всей контактной поверхности [73, 165].



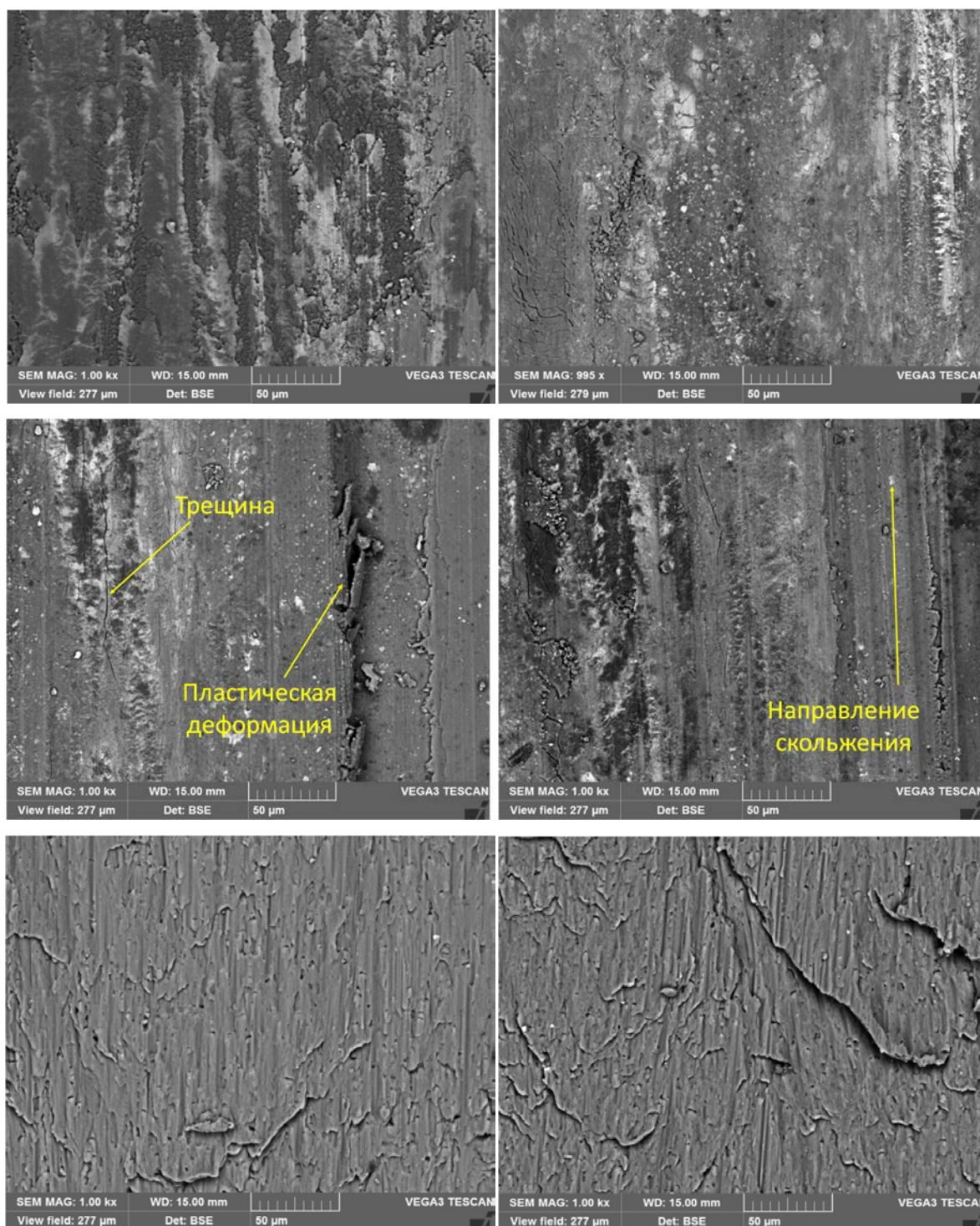


Рисунок 4.22 - Микроструктура изношенных поверхностей композитов при нагрузке в 60 Н: а) A359/5% AlN, б) A359/15% AlN, в) A359/5% (SiC+Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>), г) A359/15% (SiC+Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>), д) A359/5% SiC, е) A359/15% SiC

Микроструктура поверхности композитов A359/(SiC+Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>), испытанных при нагрузке 60 Н, представлена на рисунке 4.21 (в, г). Морфология поверхности показывает существенные отличия по сравнению с поверхностью матричного сплава A359. Изношенная поверхность гибридных композитов A359 / (SiC + Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>) была частично покрыта тонким

слоем некоторых составляющих, таких как SiC, Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> и оксид железа. Слои имели очень гладкие поверхности, как показано на рисунке 4.22 (в, г). Композиты A359 / (SiC + Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>) (особенно композит A359 / 15 мас.% (SiC+Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>)) имеют изношенные поверхности с меньшим количеством канавок и царапин, параллельных направлению скольжения, которые хорошо видны в матричном сплаве A359. Неподвижный контакт между образцом и контртелом вызывает сильное напряжение на поверхности штифта. Когда начинается скольжение, частицы SiC и Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> начинают выступать из поверхности образца. По мере увеличения расстояния скольжения выступающие частицы SiC и Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> начинают растрескиваться. Сломанные частицы SiC и Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> попадают между образцом и контртелом, снижая скорость износа. Износ сопровождается пластической деформацией на поверхности штифта (Рисунок 4.22б). Эта деформация в поверхностном слое покрывает частицы SiC и Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> и ограничивает их выкрашивание до тех пор, пока металлический слой не изнашивается. Затем нагрузка размалывает гибридные частицы в мелкие частицы и распределяет их по поверхности износа. Они подвергаются разрушению с образованием сплошной пленки твердого вещества (SiC + Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>) на изношенной поверхности. Этот процесс обеспечивает бесперебойную подачу (SiC + Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>), который действует как твердый слой между двумя поверхностями скольжения, что приводит к существенному снижению скорости износа.

Изношенные поверхности композитов A359/SiC, а также матричного сплава A359 характеризуются сильной пластической деформацией и повреждением в виде канавок. Износ A359 в основном зависит от зарождения и распространения трещин на трущихся поверхностях. В общем случае доступным источником зарождения трещин в композитах A359 / SiC является границы раздела между матрицей и частицами. В начальный период процесса износа частицы SiC сопротивляются разрушению и защищают поверхность. Фрагментация частиц карбида кремния происходит, когда напряжение, приложенное к частицам SiC, больше, чем их прочность. Вид обширного износа, показанный на рисунке 4.22 (д, е) ясно показывает, что слой материала был удален пластической деформацией. Как показано, изношенные поверхности композитов A359 / SiC отличаются многочисленными канавками. Многочисленные короткие трещины, примерно перпендикулярные направлению скольжения. Эти трещины, вероятно, возникли под поверхностью износа штифта и распространяются на поверхность износа. Это означает локализованную пластическую деформацию в приповерхностной области, прилегающей к контактными поверхностям [167].

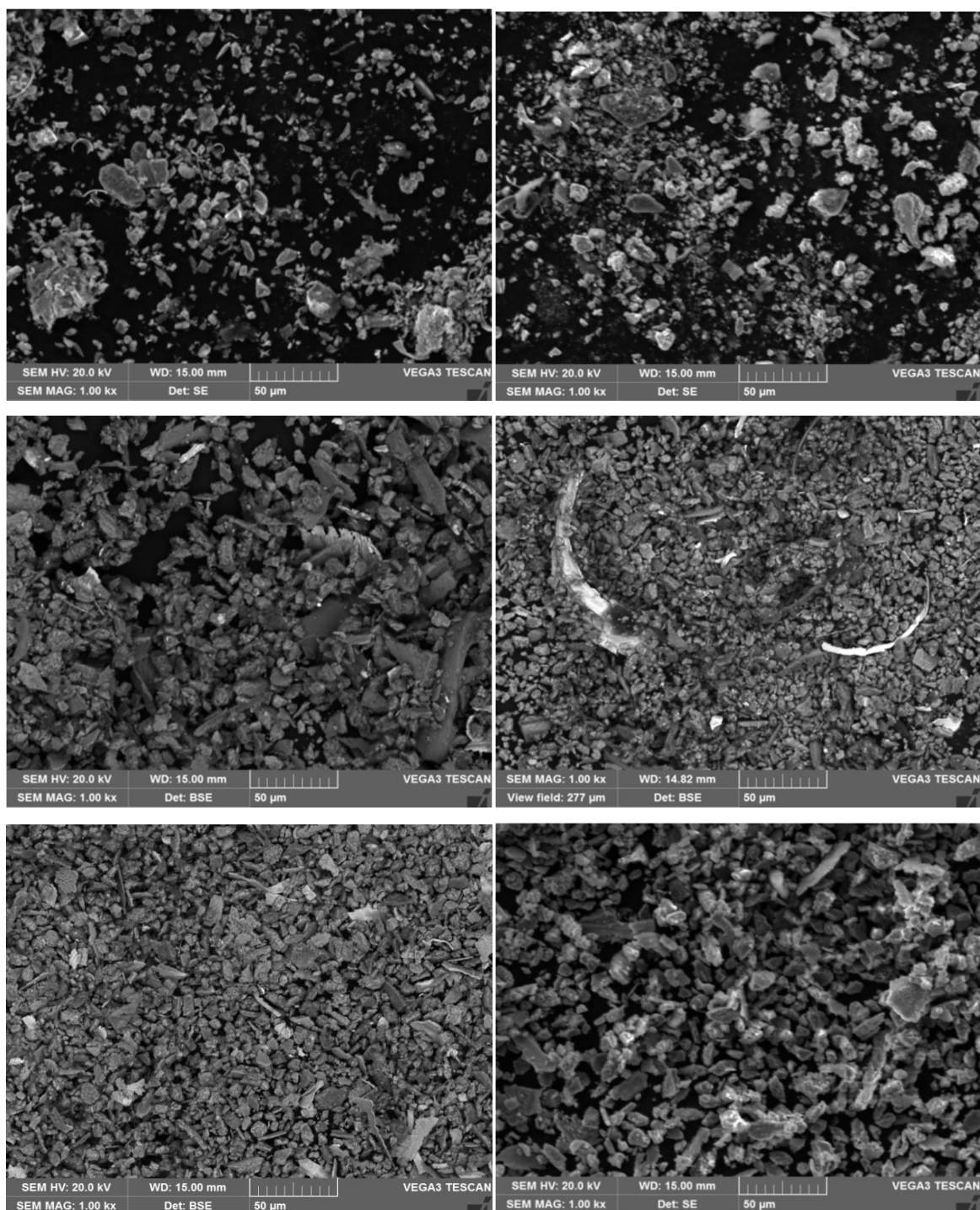


Рисунок 4.23 - Микроструктура поверхности износа композитов после испытания при нагрузке 60 Н: а) A359/5% AlN, б) A359/15% AlN, в), A359/5% SiC г) A359/15% SiC, д) A359/5% (SiC+Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>), е) A359/15 w% (SiC+Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>)



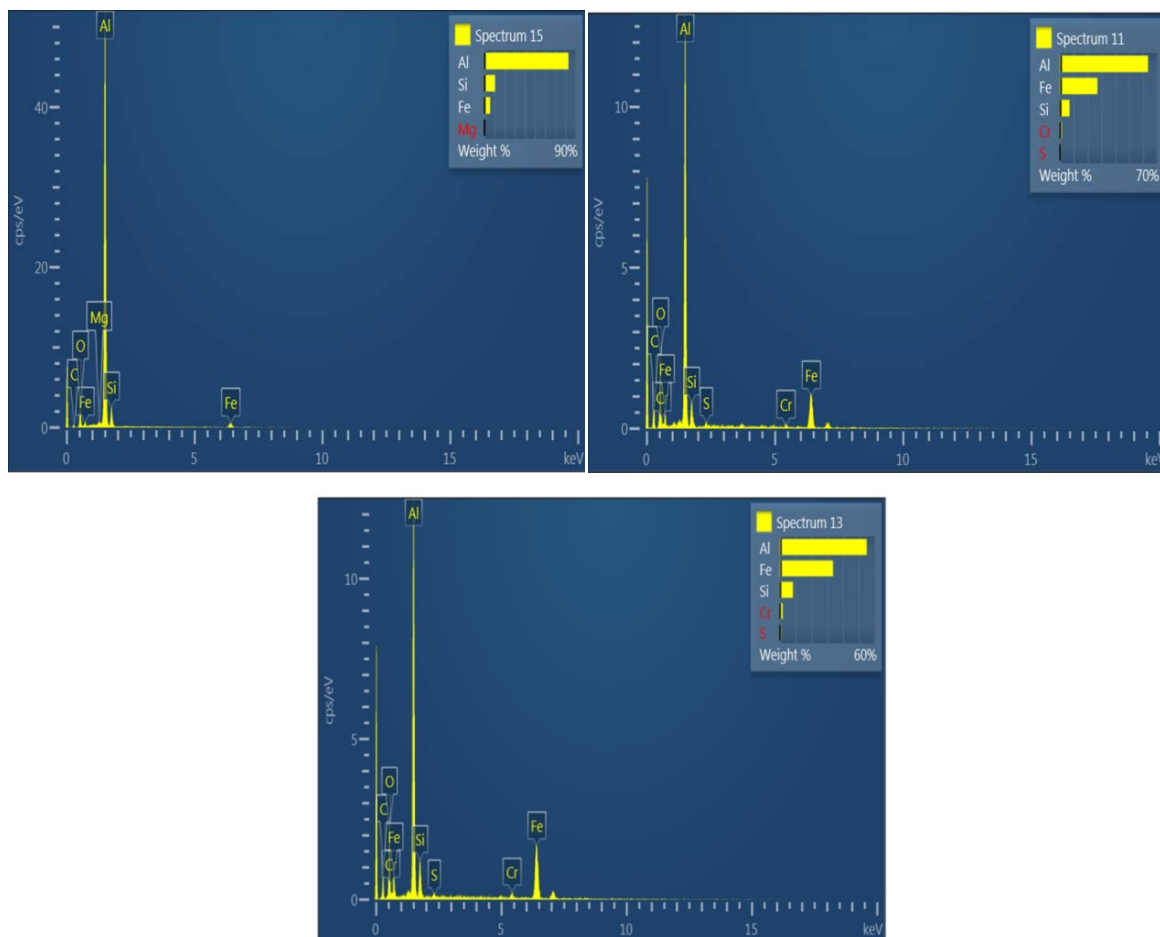


Рисунок 4.24 - Результаты МРСА продуктов износа композитов после испытания при нагрузке 60 Н: а) A359/15% AlN, б) A359/15% SiC, в) A359/15 (SiC+Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>)

На рисунке 4.23 представлены результаты продуктов износа композитов после испытания при нагрузке 60 Н. Продукты износа являются результатом износа как стального диска, так и исследуемых композитов. Количество продуктов износа для композитов A359 / SiC и A359 / (SiC + Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>) несколько больше по сравнению с композитами A359 / AlN. Анализ показал, что продукты износа состоят в основном из Al, Si, Mg, O и Fe для композита A359 / AlN (рисунок 4.24а). С другой стороны, обломки композитов A359 / SiC и A359 / (SiC + Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>) состоят из Al, Si, Fe, C, O и Cr (рисунок 4.24 (б, в)). Эти результаты ясно указывают на то, что продукты износа, образующиеся при высоких нагрузках, представляют собой механическую смесь частиц, отделенных как от образца, так и от стального контртела. Следовательно, механизмы образования продуктов износа включают поверхностное расслоение и истирание. Присутствие Fe в обломках рассматривается как признак абразивного воздействия открытых кончиков частиц SiC или Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> на поверхность стального контртела. Оксиды железа, которые покрывали изношенные поверхности композитов

A359/(SiC+Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>), обеспечивают самосмазываемость, которая дает плавный вид изношенного слоя и улучшает износостойкость.

#### Выводы по главе 4

1. Термический анализ сплава A359 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.

2. 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.

3. Добавление керамических частиц в структуру матричного сплава A359 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+Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>) и AlN, соответственно. Ускорение процесса старения связано с существенным повышением плотности дислокаций в процессе кристаллизации и закалки в композитах, армированных частицами.

4. 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 + Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>) теплопроводность значительно уменьшается. Это обусловлено большей теплопроводностью частиц AlN по сравнению с твердыми частицами SiC или Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, а также пониженной пористостью композитов после кристаллизации под давлением.

5. 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 °С и скоростях деформации 0,1-1 с<sup>-1</sup> показали высокую кратковременную прочность композитов, при этом предел текучести увеличивается с увеличением скорости деформации и уменьшением температуры деформации.

6. Разработанные композиционные материалы показали высокую износостойкость по сравнению с матричным сплавом A359. Скорости 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+Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>). 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.

7. Коэффициенты трения композиционных материалов A359/SiC и A359/(SiC + Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>) выше, чем у матричного сплава A359. В то же время, коэффициенты трения композитов A359/AlN ниже чем у базового сплава, связано с разным характером взаимодействия композитов с контртелом. Поверхность композиционных материалов A359/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.

## 5 Моделирование процесса поведения композиционных материалов в разных деформационных условиях

### 5.1 Моделирование процесса деформации сжатием композиционных материалов

Для определения влияния керамических частиц на деформацию композиционных материалов была построена конечноэлементная модель процесса сжатия композита A359 / 10% (SiC+Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>) со скоростью деформации  $10^{-3} \text{ с}^{-1}$ . Модель была построена по аналогии с разработанными ранее моделями сжатия композитов металлическое стекло/кристалл [168-170]. Для моделирования использовали программный комплекс DEFORM 2D. Первоначально образец был разделен на 10 000 квадратных элементов. Свойства элементов были заданы таким образом, чтобы смоделировать случайное распределение частиц двух типов (рисунок 2.3). Объемная доля твердых частиц составляла 5,6% для частиц SiC и 2,8% для частиц Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>.

Для определения реологических свойств были проведены дополнительные испытания на сжатие при комнатной температуре при разных скоростях деформации  $10^{-2}$ ,  $10^{-1}$  и  $1 \text{ с}^{-1}$ . Как можно видеть из рисунка 5.1, с увеличением скорости деформации увеличивается напряжение течения сплава A359.

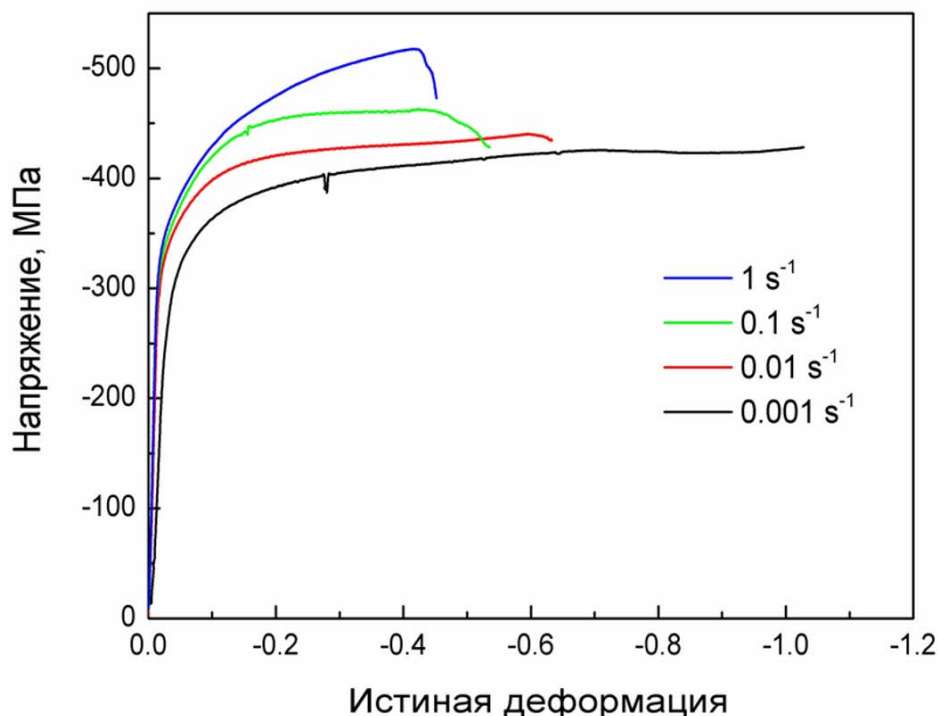
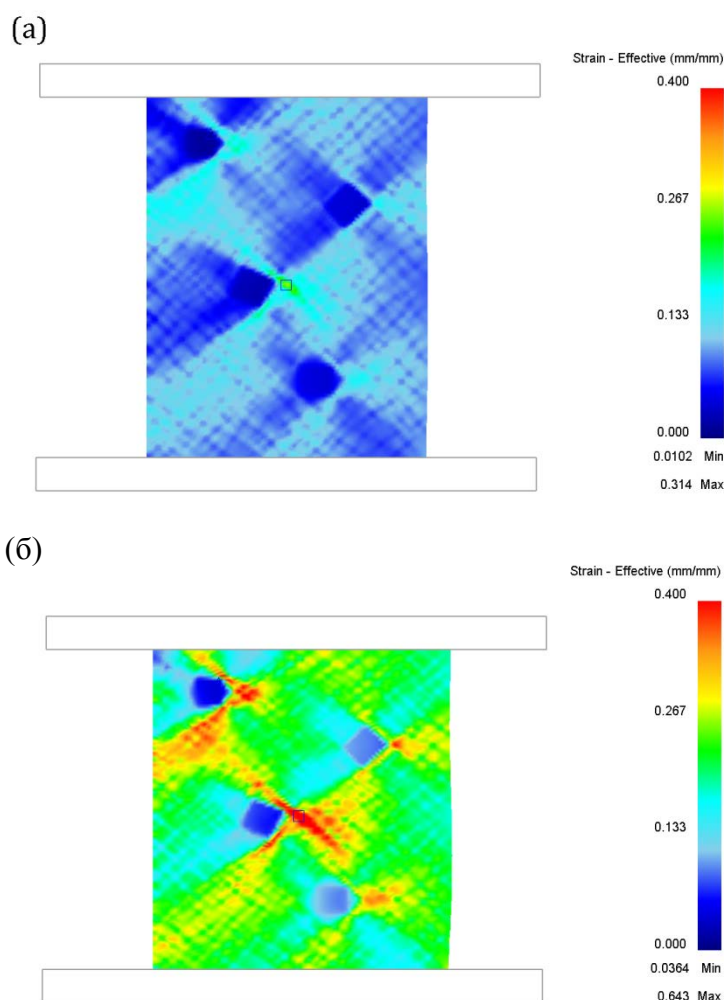


Рисунок 5.1 – Кривые напряжение-деформация матричного сплава A359 при разных скоростях деформации

На рисунке 5.2 показаны результаты расчета процесса сжатия композита A359/10%(SiC+Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>). Как можно видеть, мелкие частицы Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> увлекаются течением матрицы в процессе деформации, при этом наблюдается локализация деформации вблизи крупных частиц SiC. Разрушение композитов происходит в тот момент когда напряжение вблизи частиц достигает предельной деформации матричного сплава (примерно 0,4 истинной степени деформации) (рисунок 5.2б), таким образом, низкая пластичность композитов связана прежде всего с концентрацией деформации вблизи крупных частиц. Рисунок 5.2в показывает сравнение расчетной и экспериментальной кривой сжатия композита. Можно заметить значительное различие между расчетными и экспериментальными значениями на начальном этапе деформации. Оно прежде всего связано с отсутствием учета в модели упругой деформации керамических частиц. При степенях деформации более 0,1 наблюдается выравнивание значений расчетных и экспериментальных напряжений.



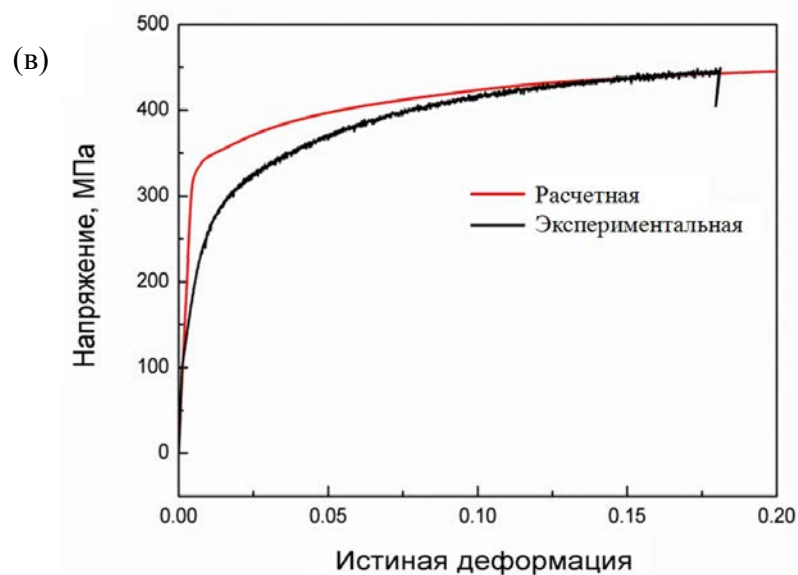


Рисунок 5.2. Распределение истинной деформации по структуре композитов при общей деформации (а) 0.1 и (б) 0.2 в композите A359/10%(SiC+Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>) и сравнение расчетных и экспериментальных кривых сжатия композита A359/10%(SiC+Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>) (в)

Кроме того, с использованием конечно-элементного моделирования было исследовано влияние распределения частиц по структуре композитов на процессы пластической деформации. Как показали расчеты гомогенное распределение частиц имеет сильное влияние на начальных стадиях деформации. Для определения этого влияния были построены две конечноэлементные модели сжатия композита A359/5% AlN. В данных моделях недеформируемые частицы были распределены равномерно в первом случае и собраны в две агломерации – во втором. Как показал расчет, участки структуры без частиц деформируются более интенсивно при низких значениях общей деформации (менее 0.7 %) (Рисунок 5.3а,б). При более высоких значениях степени деформации отсутствие в структуре частиц компенсируется деформационным упрочнением алюминиевой матрицы и распределение деформации в обоих случаях становится более равномерным (Рисунок 5.3в,г) и кривые сжатия выравниваются при степенях более 0,7 % (Рисунок 5.3д).

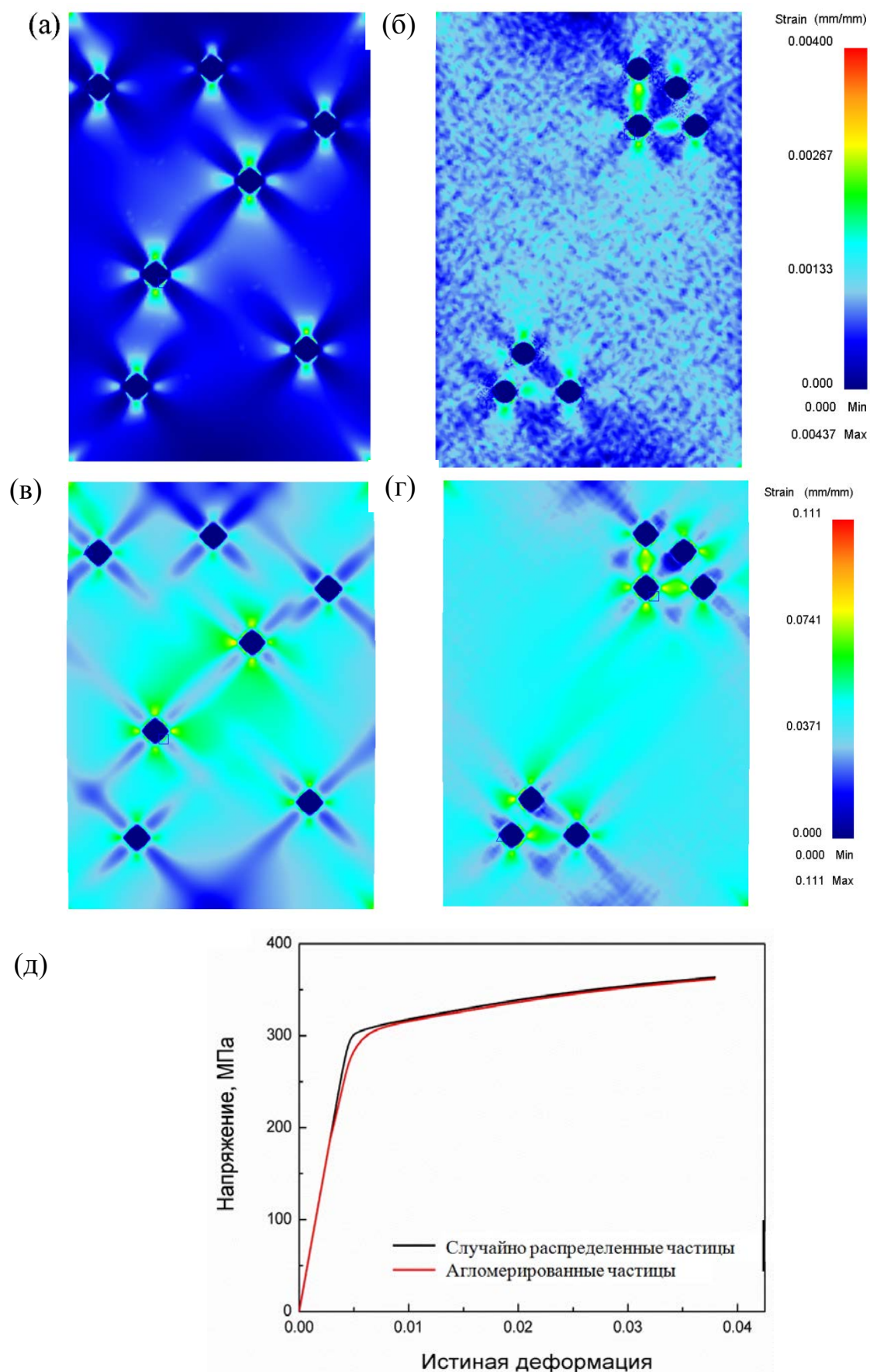


Рисунок 5.3 – Конечноэлементная модель процесса деформации композита с равномерным распределением частиц (а,в) и агломерациями частиц (б,г): (а,б) распределение деформации

при общей степени 0.5%, (в,г) распределение деформации при 4 % (в,г) и сравнения расчетных кривых сжатия для двух случаев распределения частиц (д)

## 5.2 Построение математической модели износа разработанных композиционных материалов

В качестве основного уравнения для описания износостойкости композиционных материалов было использовано уравнение Аркарда в следующем виде:

$$\frac{1}{v} \frac{dW}{dt} = KP^a \quad (5.1)$$

где  $v$  - скорость перемещения трущихся поверхностей друг относительно друга, м/с;

$W$  – износ, мм<sup>3</sup>/с,

$t$  – время, с;

$P$  – нормальное напряжение, прикладываемое к объекту, МПа;

$K, a$  – неизвестные константы.

Значения неизвестных констант определяли по экспериментальным данным, полученным при испытании на износ базового сплава и полученных композиционных материалов. Значения скорости износа представлено в таблице 5.1.

Таблица 5.1 – Экспериментальные значения скорости износа

Материал	Напряжение, МПа		
	0,4	0,8	1,2
	$\frac{1}{v} \frac{dW}{dt}$ Скорость износа $\frac{1}{v} \frac{dW}{dt}$ , 10 <sup>-6</sup> мм <sup>3</sup> /м		
A359	2,39	6,19	10,16
A359- 5 AlN	1,16	2,48	2,87
A359- 10 AlN	0,63	1,52	2,44
A359- 15 AlN	0,31	0,79	1,64
A359 - 5 (SiC+Si3N4)	0,88	1,76	3,59
A359 - 10 (SiC+Si3N4)	0,76	1,48	3,46
A359 - 15 (SiC+Si3N4)	0,75	1,17	1,57
A359- 5 SiC	0,82	3,40	9,17
A359- 10 SiC	0,74	2,15	6,08
A359- 15 SiC	0,27	2,06	4,42



Для определения неизвестных констант уравнения 5.1 приводили к линейному виду путем логарифмирования:

$$\ln\left(\frac{1}{v} \frac{dW}{dt}\right) = \ln(K) + a \ln(P) \quad (5.1)$$

Значения неизвестных констант  $a$  и  $K$  определяли методом наименьших квадратов 9 (таблица 5.2). Коэффициент достоверности аппроксимации  $R^2$  был выше 0,95, что говорит о хорошей аппроксимации экспериментальных данных моделью.

Таблица 5.2 – Значения констант в уравнении 5.1

Материал	$a$	$K$
A359	1.32	1443
A359- 5 AlN	0.86	77
A359- 10 AlN	1.23	244
A359- 15 AlN	1.49	405
A359 - 5 (SiC+Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> )	1.24	348
A359 - 10 (SiC+Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> )	1.33	450
A359 - 15 (SiC+Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> )	0.66	19
A359- 5 SiC	2.18	30080
A359- 10 SiC	1.88	6155
A359- 15 SiC	2.60	81189

### 5.3 Расчет процесса разогрева контактирующих поверхностей деталей тормозного диска

Методом конечных элементов был проведен расчет разогрева контактирующих поверхностей деталей тормозного диска, в том числе сделанных из предлагаемых композитов. В процессе моделирования рассматривалось давление на тормозную колодку, с постепенно возрастающим давлением от 0 до 0,6 МПа за время 0,7 с. Как можно видеть из рисунков 5.5 – 5.8, наименьший разогрев поверхности тормозного диска после 10 оборотов демонстрируется у детали, сделанной из композиционного материала, содержащего 15 % AlN. При этом сравнение с аналогичным расчетом для процесса торможения диска, сделанного из стали, показывает, что уменьшение температуры поверхности составляет порядка 40 °С.

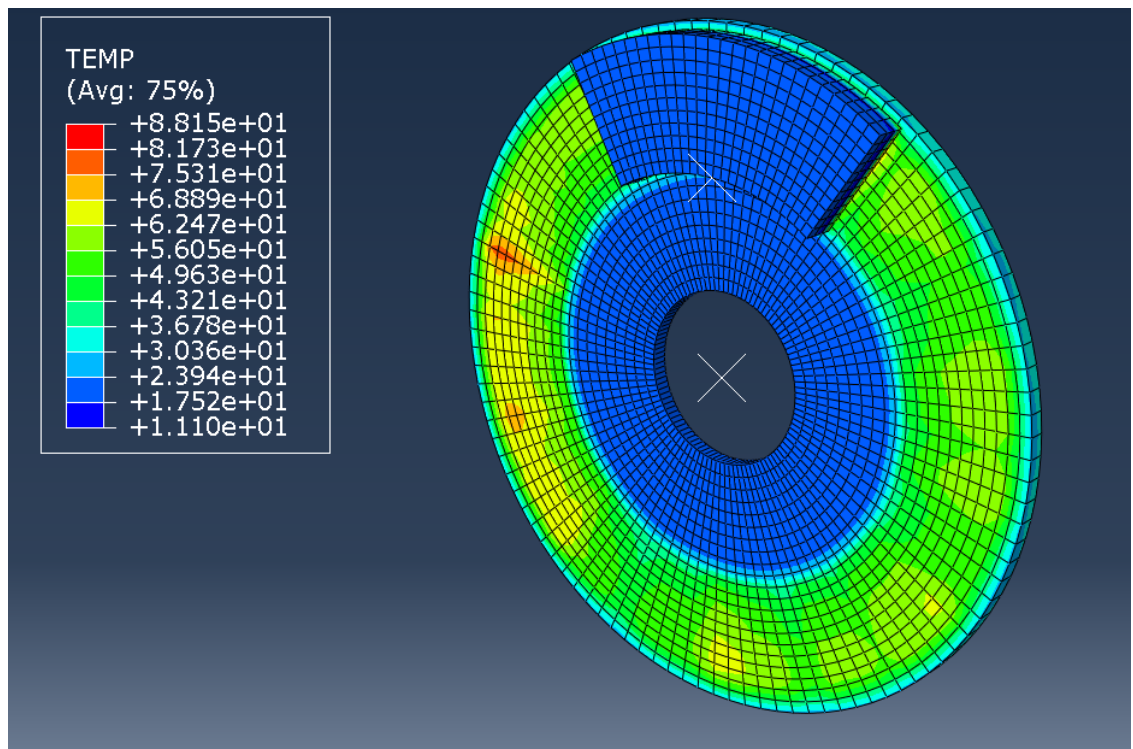


Рисунок 5.5 – Распределение температуры по тормозному диску, сделанному из сплава A359, после десяти оборотов

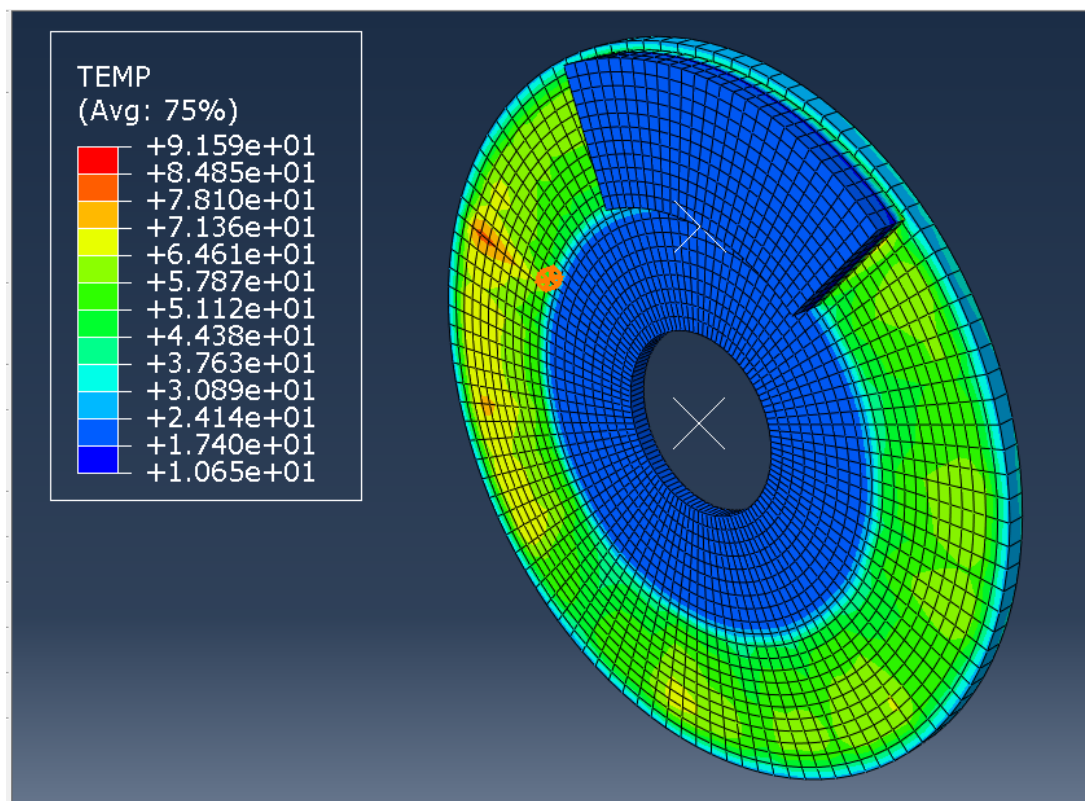


Рисунок 5.6 – Распределение температуры по тормозному диску, сделанному из сплава A359/15%SiC, после десяти оборотов

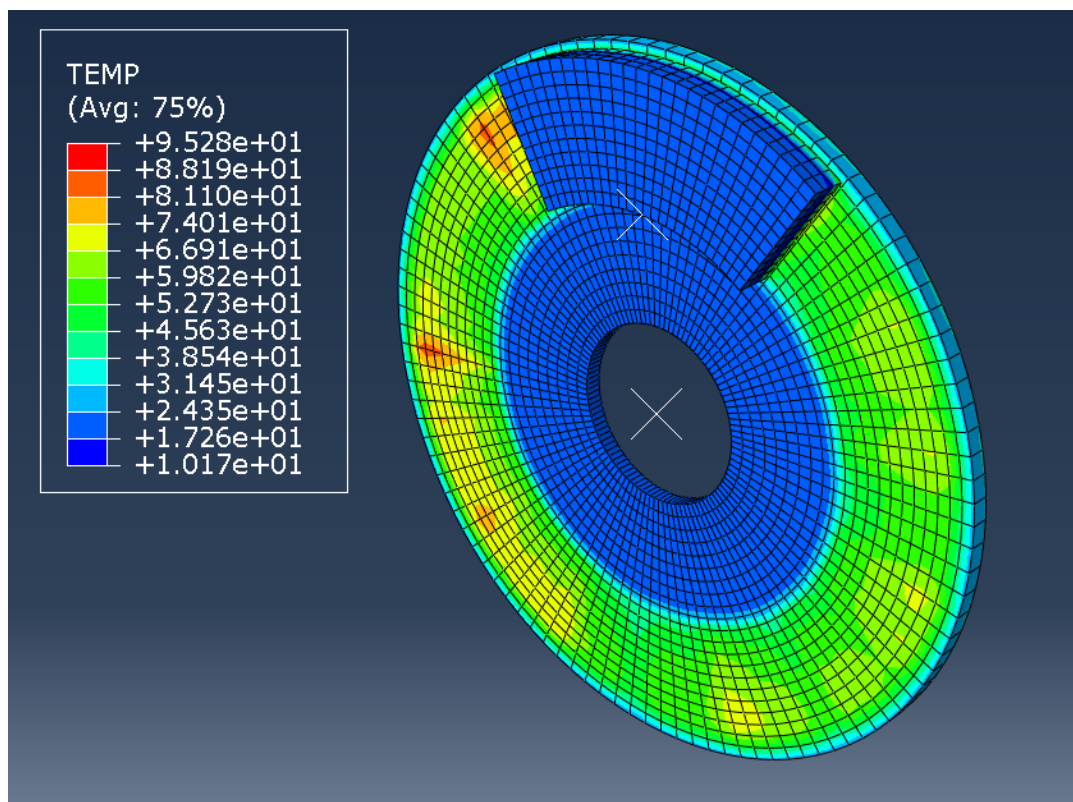


Рисунок 5.7 – Распределение температуры по тормозному диску, сделанному из сплава A359/15%(SiC+Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>), после десяти оборотов

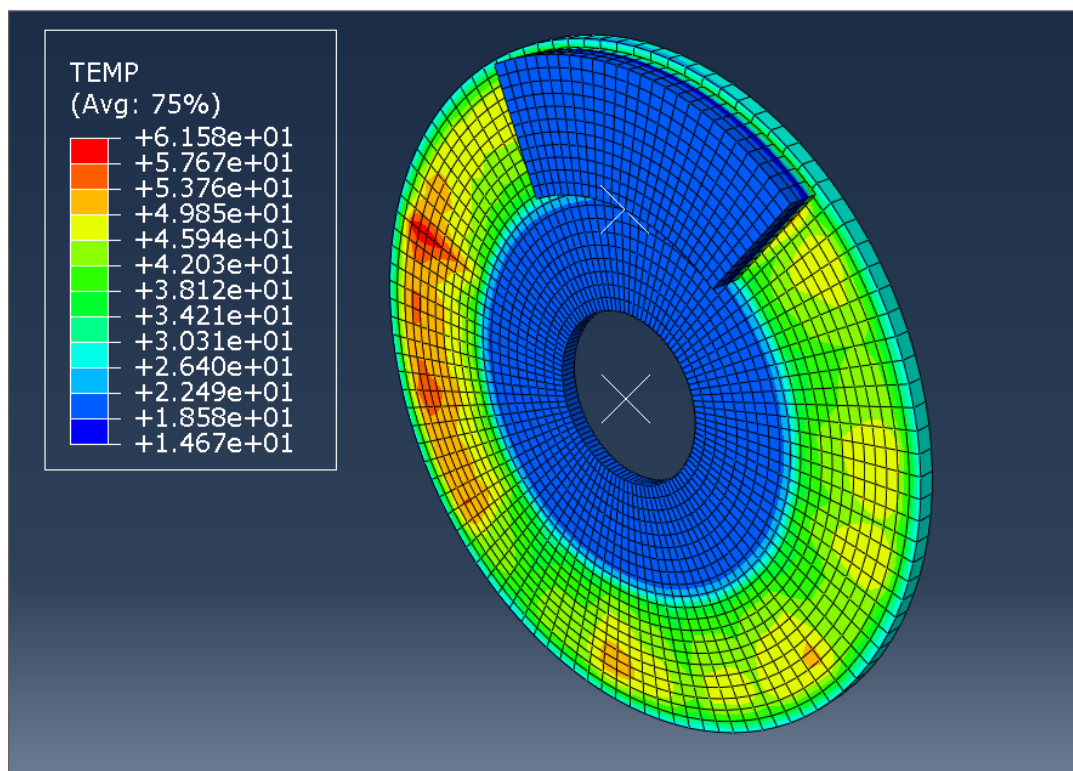


Рисунок 5.8 – Распределение температуры по тормозному диску, сделанному из сплава A359/15%AlN, после десяти оборотов

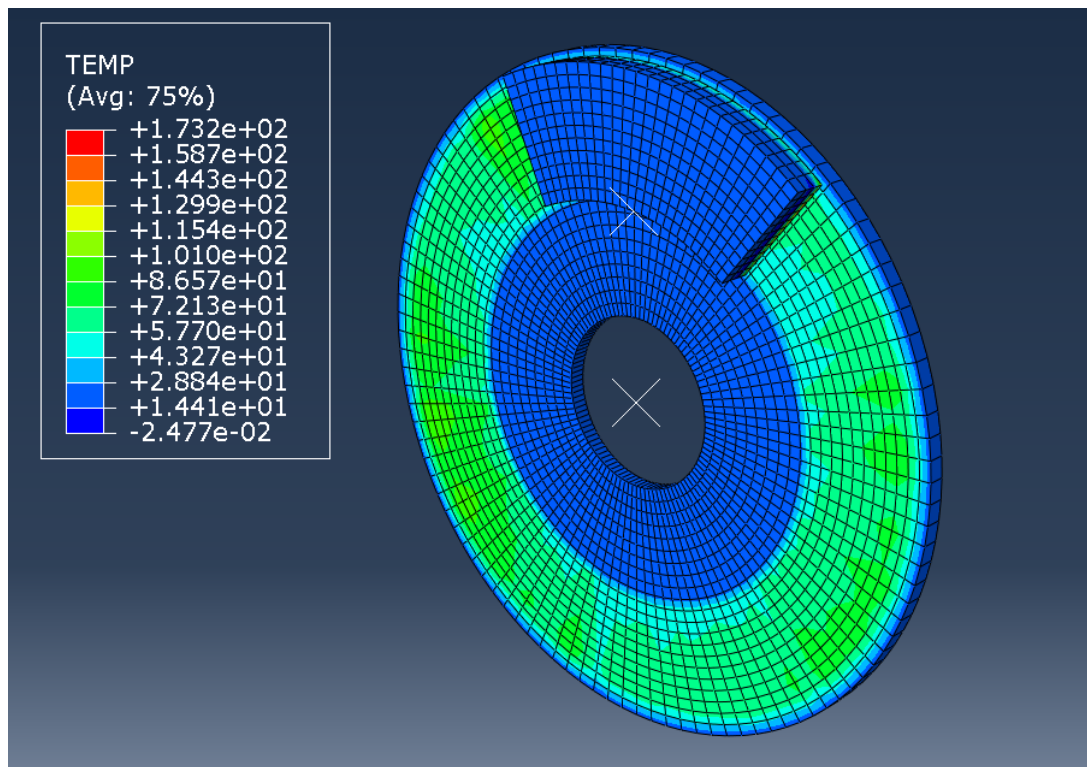
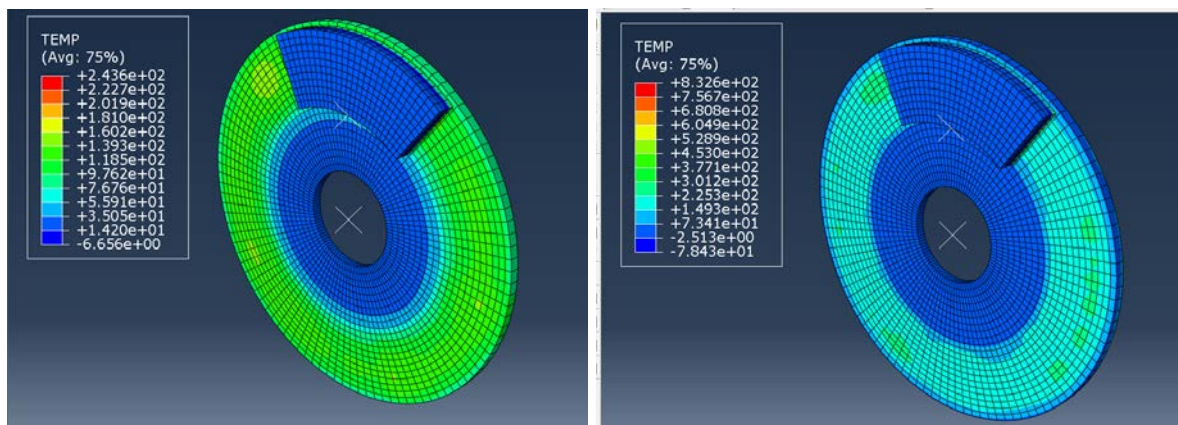


Рисунок 5.9 – Распределение температуры по стальному тормозному диску после десяти оборотов

Особенно заметно преимущество разрабатываемых композитов в случае увеличения длительности взаимодействия контактных поверхностей тормозной колодки и тормозного диска. Как представлено на рисунке 5.10, разница между средними температурами контактных поверхностей дисков, сделанных из стали и композита A359/15%AlN, после 30 оборотов с постепенным увеличением давления на тормозную колодку с 0 до 1 МПа за время 2,2 с составляет более 100 °C.





а

б

Рисунок 5.10 – Распределение температуры по диску, сделанному из композита A356/15% AlN (а) и стальному тормозному диску (б) после тридцати оборотов

Кроме того был произведен расчет напряжения сдвига в процессе работы тормозного диска из композиционного материала A356/15% AlN. Как можно видеть из рисунка 5.11, максимальный уровень касательных напряжений составляет 1,2 МПа. Аналогичные значения были получены для композиционных материалов A359/15%(SiC+Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>) и A359/15% SiC. Как показали экспериментальные исследования износостойкости, скорость износа при таких условиях составляет  $1,6 \cdot 10^{-6}$  мм<sup>3</sup>/м, что может гарантировать долговечную работу тормозного диска.

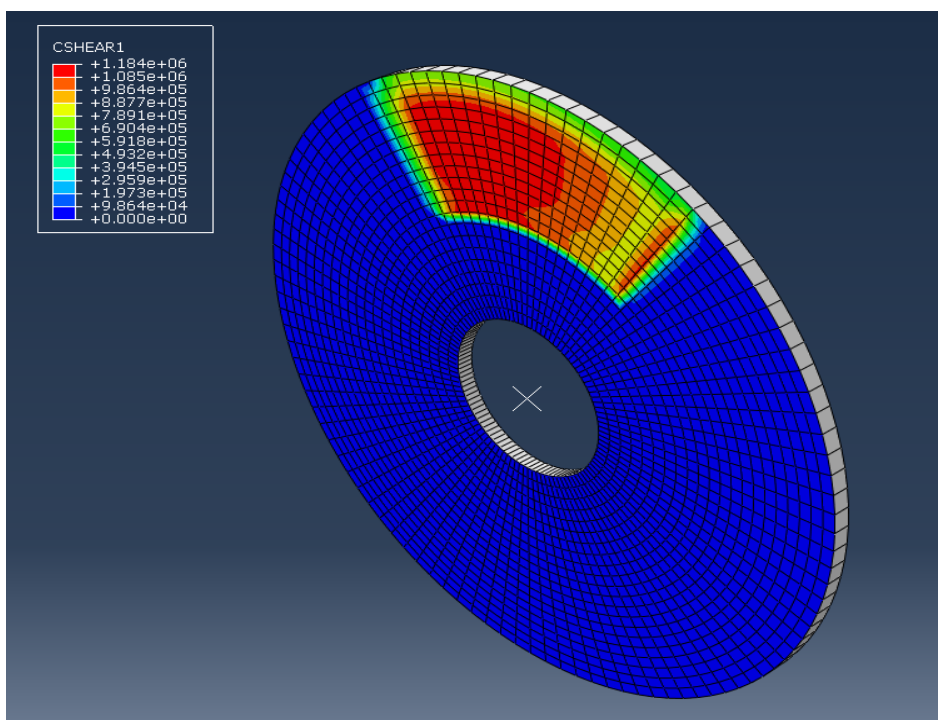


Рисунок 5.11 – Распределение касательных напряжений по диску, сделанному из композита A356/15% AlN

## Выводы по главе 5

1. 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.

2. 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.

3. Построена математическая модель износа композиционных материалов на основе сплава А359, армированного частицами AlN, (SiC+Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>) и SiC, согласно уравнению Аркарда. Модель показывает более сильную зависимость скорости износа от нагрузки для композитов, содержащих частицы SiC.

4. 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.

## Основные выводы по работе

1. Разработана технология получения композиционных материалов на основе алюминиевого сплава А359, армированного частицами SiC, Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> 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 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 А359, армированного частицами (SiC и Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>), 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<sub>2</sub>O<sub>4</sub>, 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 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+ Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>) 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+ Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>) теплопроводность значительно уменьшается. Это обусловлено большей теплопроводностью частиц AlN по сравнению с твердыми частицами SiC или Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, 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 °С и скоростях деформации 0,1-1 с<sup>-1</sup> 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 A359. Скорости 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+ Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>). 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 A359 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 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.

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 A359, содержащего 15 % AlN достигается значительное уменьшение температуры тормозного диска.

## СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Schwartz M. M.. Composite Materials Volume I: Properties, Nondestructive testing, and Repair // ASM International. 1997.
2. Cantor B., Dunn F.P.E., Stone I.C. Metal and Ceramic Matrix Composites, (2004)3-110
3. Chen W., Liu Y., Yang C., Zhu D., Li Y.. (SiC<sub>p</sub>+Ti)/7075 Al hybrid composites with high strength and large plasticity fabricated by squeeze casting // Materials Science & Engineering A. 2014. V. 609. Pp. 250–254.
4. Cioffi F., Ibáñez J., Fernández R., González-Doncel G. The effect of lateral off-set on the tensile strength and fracture of dissimilar friction stir welds, 2024Al alloy and 17% SiC / 2124 Al composite // Materials & Design. 2015. V. 65. Pp. 438–446.
5. Matthews F., Rawlings R. Composite Materials: Engineering and Science. Second edition. // Chapman & Hall, Oxford. 1995. Pp. 79.
6. Karayannis V., Moutsatsou A. Fabrication of MMCs from metal and alloy powders produced from scrap // Journal of Materials Processing Technology. 2006. V. 171. Pp. 295–300.
7. Bae J., Jung K., Yoo S., Chang S., Kim M., Lim T. Design and fabrication of a metal-composite hybrid wheel with a friction damping layer for enhancement of ride comfort // Composite Structures. 2015. V. 133. Pp. 576-584.
8. Sarada B.N., Srinivasa M.P.L., Ugrasen G. Hardness and Wear Characteristics of Hybrid Aluminium Metal Matrix Composites Produced by Stir Casting Technique // Materials Today: Proceedings. 2015. V. 2. Pp. 2878–2885.
9. Hu Q., Zhao H., Ge J. Microstructure and mechanical properties of (B<sub>4</sub>C+Al<sub>3</sub>Ti) / Al hybrid composites fabricated by a two-step stir casting process. // Mater. Sci. Eng. A. 2016. V. 650. Pp. 478-482.
10. Lai J., Zhang Z., Chen X.-G. Precipitation strengthening of Al–B<sub>4</sub>C metal matrix composites alloyed with Sc and Zr // Journal of Alloys and Compounds. 2016. V. 552. Pp. 227-235.
11. Jiang J., Wang Y. Microstructure and mechanical properties of the semisolid slurries and rheoformed component of nano-sized SiC / 7075 aluminum matrix composite prepared by ultrasonic-assisted semisolid stirring // Mater. Sci. Eng. A. 2015. V. 639. Pp. 350-358.
12. Stephens J. R. Int. Conf. Met. Ceram. Matrix Compos. Process. Modling Mech. Behav. // Ed. R. B. Bahagat, A. H. Claver, et al., Anaheim, Ca, February, 1990. Pp. 3.
13. Bodunrina M. O., Alaneme K. K., Chown L.H. Aluminium matrix hybrid composites: a review of reinforcement philosophies; mechanical, corrosion and tribological characteristics // j. mater. res. technol. 2015. V. 4. Pp. 434–445.

14. Schwartz M.M. Composite Materials Volume II: Processing, Fabrication, and Applications // ASM International. 1997.
15. Schwartz M.M. Composite Materials Hand book // McGraw Hill, New York, USA, 1983.
16. Miracle D.B. Donaldson S.L. ASM Hand book Composites // ASM International, Materials park, OH, USA. 2001. V. 21.
17. Hillig W. B. Ceramic matrix composites-Research and development in Japan // JTEC Panel Report on Advanced Composites in Japan, FR 3/91, ECS 8902528. 1991. Pp. 61.
18. Chawla K. K. Metal and polymer matrix composites // Composite Materials Science and Engineering. 1989. V. 114. Pp. 213.
19. Chaudhury S., Sivaramakrishnan C., Panigrahi S. A new spray forming technique for the preparation of aluminium rutile ( $\text{TiO}_2$ ) ex situ particle composite // Journal of Materials Processing Technology. 2004. V. 145. Pp. 385–390.
20. Abou El-Khair M.T., Salah M. F., Abdel Azim A.N. Effect of Hybrid Addition of  $\text{ZrO}_2$  and Graphite on Structure and Properties of A 356 Al Composites // 7<sup>th</sup> cairo University International MDP Conference. 2000.
21. Daoud A., Abou El-Khair M.T., Abdel Azim A.N. Microstructure and Wear Behaviour of Squeeze Cast 7075 A- $\text{Al}_2\text{O}_3$  Particle Composites” 14<sup>th</sup> International Offshore and Polar Engineering Conference. 2004.
22. Abou El-Khair M.T., Daoud A., Abdel Azim A.N. Effect of Casting Technology on the Wear Behaviour of A356 Al- $\text{Al}_2\text{O}_3$  or  $\text{ZrO}_2$  Composites” 4<sup>th</sup> Arab Cast Conference. 2002.
23. Abou El-Khair M.T. Microstructure Characterization and tensile Properties of Squeeze-Cast AlSiMg Alloys // Material letters. 2005. V. 59. Pp. 894-900
24. Abdoli H., Saebnouri E., Sadrnezhaad S.K., Ghanbari M., Shahrabi T. Processing and surface properties of Al–AlN composites produced from nanostructured milled powders // Journal of Alloys and Compounds. 2010. V. 490. Pp. 624–630.
25. Suresh S., Moorthi N.S.V., Vettivel S.C., Selvakumar N., Jinu G.R. Effect of graphite addition on mechanical behavior of Al6061/ $\text{TiB}_2$  hybrid composite using acoustic emission // Mater. Sci. & Eng. A. 2014. V. 612. Pp. 16–27.
26. Abdel Azim A.N., El-Sheikh A.M., Abou El-Khair M.T. Effect of Squeeze casting on the Structure and Properties of A356-  $\text{ZrO}_2$  Composites // 6<sup>th</sup> Arab Cast Conference. 2004.
27. Kamara M., Ramesh A. Effect of squeeze pressure on mechanical properties of LM6 aluminium alloy matrix hybrid composites // ARPN J. Eng. App. Sci. 2015. V. 10. Pp. 6051–6058.
28. Vicens J., Chedru M., Chermant J.L. New Al–AlN composites fabricated by squeeze casting: interfacial phenomena // Composite Part A. 2002. V. 33. Pp. 1421–1423.

29. German R.M. Powder Metallurgy Science "Second edition // chapter seven-SINTERING. 1994. Pp. 241-296.
30. Suryanarayana C. Mechanical alloying and milling // Progress in Materials Science. 2001. V. 46. Pp. 1-184.
31. Kaczmar J.W., Pietrzak K., Wlosinski W. The production and application of metal matrix composite materials // J. Material Processing Technology. 2000. V. 106. Pp. 58–67.
32. Rosso M. Polytechnic of Turin, Department of Material Science and Chemical Engineering, “Ceramic and metal matrix composites: Routes and properties // 12<sup>th</sup> International Scientific Conference. Achievement in Mechanical and Materials Engineering. 2003.
33. Kiourtsidis G. E., Skolianos S. M. Litsardakis G. A. Aging response of aluminium alloy 2024/silicon carbide particles (SiC<sub>p</sub>) composites // Wear. 2004. V. 382. Pp. 351-361.
34. Lin X., Yu H., Kuai Y., H.-lin W. Aging behavior of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> short fiber reinforced Al-Cu alloy composites // Trans. Nonferrous Met. China. 2007. V. 17. Pp. 1018-1021.
35. Jia L., Kondoh K., Imai H., Onishi M., Chen B., Li S. Nano-scale AlN powders and AlN/Al composites by full and partial direct nitridation of aluminum in solid-state // Journal of Alloys and Compounds. 2015. V. 629. Pp. 184–187.
36. Ravichandran K.S. Fracture toughness of two phase WC-Co cermets // Acta. Metall. Mater. 1994. V.42. Pp. 143–150.
37. Bao G., Ho S., Suo Z., Fan B. The role of material orthotropy in fracture specimens for composites // Int. J. of Solids Stuct. 1992. V. 29. Pp. 1105-1116.
38. Prielipp H., Knechtel M., Claussen N., Streiffer S.K., Mullejans H., Ruhle M. Strength and fracture toughness of aluminum/alumina composites with interpenetrating networks. Materials Science and Engineering A. 1995. V. 197. Pp. 19–30.
39. Toy Ç, Çirakoglu M., Tekin A., D.W. Scott. The formation of aluminium nitride---boron carbide aluminium composites by wetting assisted infiltration // Ceramics International. 1997. V. 23. Pp. 115-118.
40. Nishida Y., Ohira G. Modelling of infiltration of molten metal in fibrous preform by centrifugal force // Acta Mater. 1999. V. 47. Pp. 841-852.
41. Ahmed A. Y. Studies on Alumina Composites” Master thesis Faculty of Petroleum and Mining Engineering. Suez Canal University. 2002.
42. Abou El-Khair M.T., Abdel Aal A. Erosion–corrosion and surface protection of A356 Al/ZrO<sub>2</sub> composites produced by vortex and squeeze casting // Materials Science and Engineering A. 2007. V. 454-455. Pp. 156-163.

43. Xu H., Jian X., Meek T.T., Han Q. Degassing of Molten Aluminum A356 Alloy using Ultrasonic Vibration. *Materials Letters*. 2004. V. 58. Pp. 3669-3673.
44. Sahin Y. preparation and some properties of sic particles reinforced aluminum alloy composites. *Material and Design*. 2004. V. 249. Pp. 671-679.
45. Kala H., Mer K.K.S., Kumar S. A Review on Mechanical and Tribological Behaviors of Stir Cast Aluminum Matrix Composites // *Procedia Materials Science*. 2014. V. 6. Pp. 1951–1960.
46. Tekmen C., Ozdemir I., Cocen U., Onel K. The mechanical response of Al-Si-Mg/SiCp composite: influence of porosity // *Materials Science and Engineering A*. 2003. V. 360. Pp. 365-371.
47. Seo Y.H., Kang C.G. The effect of applied pressure on particledispersion characteristics and mechanical properties in melt-stirring squeeze-cast SiC/Al composites // *J. Material Processing Technology*. 1995. V. 55. Pp. 370–379.
48. Sahin Y., Kok M., Celik H. Tool wear and surface roughness of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> particle-reinforced aluminium alloy composites // *J. Material Processing Technology*. 2002. V. 128. Pp. 280–291.
49. Singh R., Singh G. Investigations of Al–SiC AMC prepared by vacuum moulding assisted stir casting // *Journal of Manufacturing Processes*. 2015. V. 19. Pp.142-147.
50. Taha M.A., El-Mahallawy N.A. Metal-matrix composites fabricated by pressure-assisted infiltration of loose ceramic powder // *J. Material Processing Technology*. 1998. V. 73. Pp. 139–146.
51. Abdel-Azim A.N., Shash Y., Mostafa S.F., Younan A. Casting of 2024-Al alloy reinforced with Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> particles // *Journal of material processing technology*. 1995. V. 55. Pp. 199-205.
52. Vijayaram T.R., Sulaiman S., Hamouda A.M.S., Ahmad M.H.M. Fabrication of fiber reinforced metal matrix composites by squeeze casting technology // *Journal of Materials Processing Technology*. 2006. V. 178. Pp. 34–38.
53. Xing H., Cao X., Hu W., Zhao L., Zhang J. Interfacial reactions in 3D-SiC network reinforced Cu-matrix composites prepared by squeeze casting // *Material Letters*. 2005. V. 59. Pp. 1563–1566.
54. Donomoto T., Miura N., Funatani K., Miyake N. Ceramic Fiber Reinforced Piston for High Performance Desil Engine, // *SAE Tech. paper No. 83052*, Detroit, MI.1983.
55. Onat A., Akbulut H., Yilmaz F. Production and characterisation of silicon carbide particulate reinforced aluminium–copper alloy matrix composites by direct squeeze casting method // *Journal of Alloys and Compounds*. 2007. V. 436. Pp. 375–382.

56. Xing C., Chengxiao Y., Leding G., Biao Y. TiB<sub>2</sub>/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ceramic particle reinforced aluminum was fabricated by spray deposition // *Materials Science and Engineering*. 2008. V. 496. Pp. 52-58.
57. Hirth S. M., Marshall G. J., Court S. A., Lloyd D. J. Effects of Si on the aging behaviour and formability of aluminium alloys based on AA6016", *Materials Science and Engineering A*. 2001. V. 319-321. Pp. 452-456.
58. Baetz J.G. Metal Matrix Composites: Their Time Has Come // *Aerospace America*. 1998. Pp. 14-16.
59. Juhasz A.J., Peterson G.P. Review of Advanced Radiator Technologies for Spacecraft Power Systems and Space Thermal Control // *NASA TP-4555*. 1994.
60. Chawla K.K., Esmaeli A.H., Datye A.K., Vasudevan A.K. Effect of homogeneous/heterogeneous precipitation on aging behavior of SiCp/Al 2014 composite // *Scripta Metall. Mater.* 1991. V. 25. Pp. 1315-1319.
61. Dutta I., Allen S.M., Hafley J.L. Effect of reinforcement on the aging response of cast 6061 Al-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> particulate composites // *Metall. Trans. A* 1992. V. 22A. Pp. 2553-2563.
62. Lin J.S., Li P-X, Wu R. J. Aging evaluation of cast particulate-reinforced SiC/Al(2024) composites // *Scripta Metall. Mater.* 1993. V. 28. Pp. 281-286.
63. Liu Y., Chen W., Yang C., Zhu D., Li Y. Effects of metallic Ti particles on the aging behavior and the influenced mechanical properties of squeeze-cast (SiC<sub>p</sub>+Ti) / 7075 Al hybrid composites // *Mater. Sci. Eng. A*. 2015. V. 620. Pp. 190-197.
64. Bobić I., Ružić J., Bobić B., Babić M., Vencl A., Mitrović S. Microstructural characterization and artificial aging of compo-casted hybrid A356/SiCp/Grp composites with graphite macroparticles // *Mater. Sci. Eng. A*. 2014. V. 612. Pp. 7-15.
65. Garci G., Cuadra J. E., Molinar H.M. Copper content and cooling rate effects over second phase particles behavior in industrial aluminum-silicon alloy 319 // *Materials and Design*. 2007. V. 28. Pp. 428-433.
66. Andrade-Gonzalez N.R., Gruzleski J.E., Samuel F.H. Effect of heat treatment conditions on the aging process in 319 type aluminium casting alloys // *2nd symposium on heat treatment of metals and alloys, EHTS-TMS-Cairo*. 2004. Pp. 199-207.
67. Suresh S., Christman T., Sugimura Y. Accelerated aging in cast Al alloy-SiC particulate composites // *Scripta Metall.* 1989. V. 23. Pp. 1599-1602.
68. Sharmilee P., Mitra R., Bhanuprasad V.V. Aging behaviour of Al-Cu-Mg alloy-SiC composites", *Materials Science and Engineering A*. 2008. V. 480. Pp. 480-505.

69. Fu H.H., Han K.S., Song J.I. Wear properties of Saffil/Al, Saffil/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Al and Saffil/SiC/Al hybrid metal matrix composites // *Wear*. 2004. V. 256. Pp. 705–713.
70. Samuel F.H., Moustafa M.A., Doty H.W. Effect of solution heat treatment and additives on the microstructure of Al-Si(A413.1) automotive alloys // *2nd Symposium on Heat Treatment of Metals and Alloys, EHTS-TIMS-Cairo*. 2004. Pp. 106-119.
71. Li B., Luo B. Effect of aging on interface characteristics of Al–Mg–Si/SiC composites // *Journal of Alloys and Compounds*. 2015. V. 649. Pp. 495-499.
72. Daoud A. Wear performance of 2014 Al alloy reinforced with continuous carbon fibers manufactured by gas pressure infiltration // *Materials Letters*. 2004. 58. Pp. 3206– 3213.
73. Daoud A., Abou-Elkhair M.T., Rohatgi P. Wear and friction behavior of near eutectic Al–Si+ZrO<sub>2</sub> or WC Particle Composites // *Composites Science and Technology*. 2004. V. 64. Pp. 1029–1040.
74. Daoud A., AbouEl-khair M.T. Wear and friction behavior of sand cast brake rotor made of A359-20 vol%SiC particle composites sliding against automobile friction material // *Tribology International*. 2010. V. 43. Pp. 544–553.
75. Kumar B.A., Murugan N., Dinaharan I. Dry sliding wear behavior of stir cast AA6061-T6/AlN<sub>p</sub> composite // *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*. 2014. V.24. Pp. 2785–2795.
76. Kaushik N.Ch., Rao R.N. The effect of wear parameters and heat treatment on two body abrasive wear of Al–SiC–Gr hybrid composites // *Tribology International*. 2016. V. 96. Pp. 184–190.
77. Yilmaz O., Buytoz S. Abrasive wear of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-reinforced aluminium-based MMCs // *Composites Science and Technology*. 2001. V. 61. Pp. 2381-2392.
78. Lekatou A., Karantzalis A.E., Evangelou A., Gousia V., Kaptay G., Gácsi Z., Baumli P., Simon A. Aluminium reinforced by WC and TiC nanoparticles (ex-situ) and aluminide particles (in-situ): Microstructure, wear and corrosion behavior // *Materials and Design*. 2015. V. 65. Pp. 1121–1135.
79. Kok, M. Abrasive wear of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> particle reinforced 2024 aluminium alloy composites fabricated by vortex method // *Composites Part A*. 2006. V. 37. Pp. 457-464.
80. Kök M., Özdin K. Wear resistance of aluminium alloy and its composites reinforced by Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> particles // *Journal of Materials Processing Technology*. 2007. V. 183. Pp. 301-309.
81. Kok M. Production and mechanical properties of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> particle-reinforced 2024 aluminium alloy composites // *Journal of Materials Processing Technology*. 2005. V. 161. Pp. 381–387.

82. Gurcan A.B., Baker T.N. Wear behaviour of AA6061 aluminium alloy and its composites // *Wear*. 1995. V. 188. Pp. 185-191.
83. Cavaliere P., Cerri E., Leo P. Effect of heat treatments on mechanical properties and damage evolution of thixoformed aluminium alloys // *Materials Characterization*. 2005. V. 55. Pp. 35– 42.
84. Zhang W., Chai D., Ran G., Zhou J. Study on microstructure and tensile properties of in situ fiber reinforced aluminum matrix composites // *Materials Science and Engineering A*. 2008. V. 476. Pp. 157–161
85. Okabe T., Nishikawa M., Takeda N., Sekine H. Effect of matrix hardening on the tensile strength of alumina fiber-reinforced aluminum matrix composites // *Acta Materialia*. 2006. V. 54. Pp. 2557–2566.
86. Mandal D., Dutta B.K., Panigrahi S.C. Effect of wt% reinforcement on microstructure and mechanical properties of Al–2Mg base short steel fiber composites // *journal of materials processing technology*. 2008. V. 198. Pp. 195–201.
87. Liu B., Huang W., Wang H., Wang M., Li X. Compressive behavior of high particle content B<sub>4</sub>C/Al composite at elevated temperature // *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*. 2013. V. 23. Pp. 2826-2832.
88. Tan Z.H., Pang B.J., Qin D.T., Shi J.Y., Gai B.Z. The compressive properties of 2024Al matrix composites reinforced with high content SiC particles at various strain rate // *Materials Science and Engineering A*. 2008. V. 489. Pp. 302–309.
89. Kolednik O., Unterweger K. The ductility of metal matrix composites – Relation to local deformation behavior and damage evolution // *Eng. Fract. Mech*. 2008. V. 75. Pp. 3663-3676.
90. Lloyd D.J., Lagace H., McLeod A., Morris P.L. Aspects of fracture in particulate reinforced metal matrix composites // *Acta Metallurgica et Materialia*. 1991. V. 39. Pp. 59-71.
91. Champion A.R., Krueger W.H., Hartman H.S., Dhingra A.K. Proceedings of the 2nd International Conference on Composite Materials (ICCM/2), TMS-AIME, New York, 1978. Pp. 883.
92. <http://mm-assess.tuwien.ac.at/mmc/cat/applications.html>
93. Roy M., Venkataraman B., Bhanuprasad V.V., Mahajan Y.R., Sundararajan G. The effect of Particulate Reinforcement on the Sliding Wear Behavior of aluminum Matrix Composites // *Metall. Trans. A*. 1992. V. 23A. Pp. 2833-2847.
94. Shibata K., Ushio H. Tribological Application of MMC for Reducing Engine Weight // *Tribol. Inter*. 1994. V. 27. Pp. 39-44.



95. Haizhi Y. An overview of the development of Al-Si-alloy based material for engine applications // JMPEG.V. 12. 2003, Pp. 288-297.
96. Kainer K.U., Huang Y.D., Hort N., Dieringa H., Liu Y.L. Microstructural investigations of interfaces in short fiber reinforced AlSi1<sub>2</sub>CuMgNi composites // Acta Materialia. 2005. V. 53. Pp. 3913-3923.
97. Miracle D.B., Maruyama B. Metal Matrix Composites for Space Systems: Current Uses and Future Opportunities // Proc. National Space and Missile Materials Symp., ed. M. Stropki. Dayton, OH: Anteon Corp., 2000.
98. Kumar N.M., Kumaran S.S., Kumaraswamidhas L.A. High temperature investigation on EDM process of Al 2618 alloy reinforced with Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, ALN and ZrB<sub>2</sub> in-situ composites // Journal of Alloys and Compounds. 2016. V. 663. Pp. 755–768.
99. Suresh S., Moorthi N.S.V., Vettivel N., Selvakumarn S.C. Mechanical behavior and wear prediction of stir cast Al–TiB<sub>2</sub> composites using response surface methodology // Materials and Design. 2014. V. 59. Pp. 383–396.
100. Xu J., Liu X., Barbero E., Hemrick J.G., Peters M. Wetting and reaction characteristics of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/SiC composite refractories by molten aluminium and aluminium alloy // International Journal of Applied Ceramic Technology. 2007. V. 4. Pp. 514-523.
101. Wu S., You Y., An P., Kanno T., Nakae H. Effect of modification and ceramic particles on solidification behavior of aluminium-matrix composites // Journal of Materials Science. 2002. V. 37. Pp. 1855-1860.
102. Shorowordi K.M., Laoui T., Haseeb A.S.M.A., Celis J.P., Froyen L. Microstructure and interface characteristics of B<sub>4</sub>C, SiC and Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> reinforced Al matrix composites: a comparative study // J. Material Processing Technology. 2003. V. 142. Pp. 738–743.
103. Kurz W., Fisher D.J. Fundamentals of Solidification, 3rd ed. // Trans. Tech. Publ., Switzerland. 1989.
104. Trejo E.E., García-Hinojosa J.A., Surappa M.K., Rodríguez E. Thermal Analysis and Microstructure Comparison Between A356 Aluminum Alloy and A356/15%vol.SiC<sub>p</sub> Cast Composite Modified with Strontium // Materials Science Forum. 2007. V.560. Pp. 47-52.
105. Bhushan R.K., Kumar S. Influence of SiC Particles Distribution and Their Weight Percentage on 7075 Al Alloy // Journal of Materials Engineering and Performance. 2011. V. 20. Pp. 317–323.
106. Li Q., Li B., Li J., Xia T., Lan Y., Guo T. Effects of the Addition of Mg on the Microstructure and Mechanical Properties of Hypoeutectic Al–7%Si Alloy // International Journal of Metal casting. 2017. DOI 10.1007/s40962-016-0131-6.

107. Sree Manu K.M., Ajay Raag L., Rajan T.P.D., Gupta M., Pai B.C. Liquid Metal Infiltration Processing of Metallic Composites: A Critical Review // Metallurgical and Materials Transactions B. 2016. V. 47. Pp. 2799–2819.
108. Ramnath B.V., Elanchezhian C., Annamalai R.M., Aravind S., Atreya T.S.A., Vignesh V., Subramanian C. Aluminum metal matrix composites – A review // Rev. Adv. Mater. Sci. 2014. V. 38. Pp. 55-60.
109. Ghomashchi M.R., Vikhrov A. Squeeze casting: an overview // Journal of Materials Processing Technology. 2000. V. 101. Pp. 1-9.
110. Murat Lus H., Effect of casting parameters on the microstructure and mechanical properties of squeeze cast A380 aluminum die cast alloy // Kovove Mater. 2012. V. 50. Pp. 243–250.
111. Wang C., Lavernia E.J., Wu G., Ding W.L. Influence of Pressure and Temperature on Microstructure and Mechanical Behavior of Squeeze Cast Mg-10Gd-3Y-0.5Zr Alloy // Metallurgical and Materials Transactions A. 2016. V. 47. Pp. 4104–4115.
112. Chadwick G.A., Yue T.M., Principles and applications of squeeze castings // Met. Mater. 1989. V. 5. Pp. 6-12.
113. Franklin J.R., Das A.A. Squeeze casting – A review of the status // Brit Foundryman. 1984. V. 77. Pp. 150.
114. Daoud A. Microstructure and tensile properties of 2014 Al alloy reinforced with continuous carbon fibers manufactured by gas pressure infiltration // Materials Science and Engineering A. 2005. V. 391. Pp. 114–120.
115. Mcleod A.D., Gabryel C.M. Kinetics of the growth of spinel,  $MgAl_2O_4$ , on alumina particulate in aluminum alloys containing magnesium // Metallurgical and Materials. Transactions. A. 1992. V. 23A. Pp. 1279-1283.
116. Karlsen D.O., Borradaile J.B., Gjønnes J., Taftø J. Proceeding of 9th Risø International Symposium on Metallurgy and Material Science. 1988.
117. Beffort O., Long S., Cayron C., Kuebler J., Buffat A. Alloying effects on microstructure and mechanical properties of high volume fraction SiC-particle reinforced Al-MMCs made by squeeze casting infiltration // Comp. Sci. Tech. 2007. V. 67. Pp. 737-745.
118. Okumus C., Aslan, S. Karslioglu R., Gultekin D., Akbulut H. Thermal Expansion and Thermal Conductivity Behaviors of Al-Si/SiC/graphite Hybrid Metal Matrix Composites (MMCs) // Materials Science. 2012. V. 18. Pp. S.341-346.

119. C´aceres C.H., Djurdjevic M.B., Stockwell T.J., Sokolowski J.H. Cast Al: the effect of Cu content on the level of microporosity in Al–Si–Cu–Mg casting alloys // Scripta Mater. 1999. V. 40. Pp. 631–637.
120. B´ackerud L., Kr´ol E., Tamminen J. Solidification Characteristics of Aluminum Alloys. Universitetsforlaget. Oslo. 1986.V. 1.
121. B´ackerud L., Chai G., Tamminen J. Solidification Characteristics of Aluminum Alloys AFS. 1992. V. 2.
122. Dobrza´nski L.A., Maniara R., Sokołowski J., Kasprzak W. Effect of cooling rate on the solidification behavior of AC AlSi<sub>7</sub>Cu<sub>2</sub> alloy // Journal of Materials Processing Technology. 2007. V. 191. Pp. 317–320.
123. Dobrza´nski L.A., Labisz K., Maniara R. Microstructure investigation and hardness measurement in Al–Ti alloy with additions of Mg after heat treatment // in: Proceedings of the 13th International Scientific Conference, Worldwide Congress of Materials and Manufacturing Engineering and Technology. Gliwice-Wisła. 2005.
124. Li Z., Samuel A.M., F.H. Samuel, C. Ravindran, S. Valtierra, H.W. Doty. Parameters controlling the performance of A319-type alloys. Part I. Tensile properties // Material Science and Engineering A. 2004. V. 367. Pp. 96–110.
125. Ferdian D., Lacaze J., Lizarralde I., Niklas A., Fernández-Calvo A.I. Study of the Effect of Cooling Rate on Eutectic Modification in A356 Aluminium Alloys // Materials Science Forum. 2013. V.765. Pp. 130-134.
126. El-Hadad S., Samuel A.M., Samuel F.H., Doty H.W., Valtierra S. Influence of Bi and Ca addition on the microstructure characteristics in Sr-modified 319 Alloy // Department de science Appliques, Universite du Quebec a Chicoutimi, Quebec, Canada G7HB. 2004.
127. Boettinger W.J., Kattner U.R. On differential thermal analysis curves for the melting and freezing of alloys // Metall. Trans. A. 2002. V.33. Pp. 1779-1794.
128. 9th Edition Metals Handbook. ASM International. 1988. V. 15. Pp. 459.
129. Brodova I.G., Popel P.S., Eskin G.I. Liquid Metal Processing // Taylor and Francis. New York. 2002. Pp. 201.
130. Bindumadavan P.N., Chia T.K., Chandrasekaran M., Wah H.K., Lam L.N., Prabhakar O. Effect of particle-porosity clusters on tribological behavior of cast aluminum alloy A356-SiCp metal matrix composites // Mater. Sci. Eng. A. 2001. V. 315. Pp. 217-226.
131. Mahmudi R., Sepehrband P., Ghasemi H.M. Improved properties of A319 aluminum casting alloy modified with Zr // Materials Letters. 2006. V. 60. Pp. 2606–2610.

132. Longtao J., Min Z., Gaohui W., Qiang Z. Aging behavior of sub-micron  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{P}/2024\text{Al}$  composites // *Materials Science and Engineering A*. 2005. V. 392. Pp. 366–372.
133. Barresi J., Kerr M.J., Wang H., Couper M.J. Effect of magnesium, iron and cooling rate on mechanical properties of Al–7Si–Mg foundry alloys // *AFS Trans.* 2000. Pp. 563–70.
134. Samuel F.H. Incipient Melting of  $\text{Al}_5\text{Mg}_8\text{Si}_6\text{Cu}_2$  and  $\text{Al}_2\text{Cu}$  intermetallics in unmodified and strontium-modified Al–Si–Cu–Mg (319) alloys during solution heat treatment // *J. Material Science and Engineering*. 1998. V. 33. Pp. 2283–2297.
135. Liao H., Wu Y., Ding K. Hardening response and precipitation behavior of Al–7%Si–0.3%Mg alloy in a pre-aging process // *Materials Science and Engineering: A*. 2013. V. 560. Pp. 811–816.
136. Dong R., Yang W., Yu Z., Wu P., Hussain M., Jiang L., Wu G. Aging behavior of 6061Al matrix composite reinforced with high content SiC nanowires // *J. Alloys Compd.* 2015. V. 649. Pp. 1037–1042.
137. Banhart J., Chang C.S.T., Liang Z.Q., Wanderka N., Lay M.D.H., Hill A.J. Natural aging in Al–Mg–Si alloys—A process of unexpected complexity // *Advanced Engineering Materials*, 2010. V. 12. Pp. 559–571.
138. Gazizov M.R., Dubina A.V., Zhemchuzhnikova D.A., Kaibyshev R.O. Effect of equal-channel angular pressing and aging on the microstructure and mechanical properties of an Al–Cu–Mg–Si alloy // *The Phys. of Met. and Metall.* 2015. V. 116. Pp. 718–729.
139. Hong T., Li X., Wang H., Chen D., Wang K., Effects of  $\text{TiB}_2$  particles on aging behavior of in-situ  $\text{TiB}_2/\text{Al–Cu–Mg}$  composites // *Materials Science & Engineering A*. 2015. V. 624. Pp. 110–117.
140. Mizuuchi K., Inoue K., Agari Y., Nagaoka T., Sugioka M., Tanaka M., Takeuchi T., Tani J., Kawahara M., Makino Y., Ito M. Processing and thermal properties of Al/AlN composites in continuous solid–liquid co-existent state by spark plasma sintering // *Composites: Part B*. 2012. V. 43. Pp. 1557–1563.
141. Sahu P. S., Banchhor R. Effect of silicon carbide reinforcement on wear and tribological properties of aluminium matrix composites, *International Journal of Innovative Science // Engineering & Technology*. 2016. V. 3. Pp. 293–299.
142. Mizuuchi K., Inoue K., Agari Y., Morisada Y., Sugioka M., Tanaka M., Takeuchi T., Tani J., Kawahara M., Makino Y., Ito M. Thermal properties of diamond particle dispersed aluminum matrix composites fabricated in continuous solid–liquid co-existent state by SPS // *J. Jpn. Soc. Powder Metall.* 2009. V. 56. Pp. 438–443.

143. Eucken A. Heat transfer in ceramic refractory materials: calculation from thermal conductivities of constituents // Fortschg. Gebiete Ingenieurw., B.3. Forschungsheft. 1932. V.16. Pp. 353–360.
144. Chedru M., Chermant J.L., Vicens J. Thermal properties and Young's modulus of Al-AlN composites // Journal of materials science letters. 2001. V. 20. Pp. 893–895.
145. Zhang Q., Chen G., Wu G., Xiu Z., Luan B. Property characteristics of a AlN<sub>p</sub>/Al composite fabricated by squeeze casting technology // Materials Letters. 2003. V. 57. Pp. 1453–1458.
146. Gajewska M., Dutkiewicz J., Morgiel J. Effect of reinforcement particle size on microstructure and mechanical properties of Al Zn Mg Cu/AlN nano-composites produced using mechanical alloying // Journal of Alloys and Compounds. 2014. V. 586. Pp. S423–427.
147. Gajewska M., Dutkiewicz J., Morgiel J. Microstructure and mechanical properties of AA7475/AlN compacts with varied reinforcing particles size // Composites Theory and Practice. 2012. V.12. Pp. 177–181.
148. Wang J., Danqing Y., Su X., Yin F., Li H. Properties of submicron AlN particulate reinforced aluminum matrix composite // Materials and Design. 2009. V. 30. Pp. 78–81.
149. Kulkarni S.G., Meghnani J.V., Lal A. Effect of Fly Ash Hybrid Reinforcement on Mechanical Property and Density of Aluminium 356 Alloy // Procedia Materials Science. 2014. V. 5. Pp. 746–754.
150. Rana R.S., Purohit R., Soni V.K., Das S. Characterization of Mechanical Properties and Microstructure of Aluminium Alloy-SiC Composites // Materials Today: Proceedings. 2015. V. 2. Pp. 1149–1156.
151. Guo C., He X., Ren S., Qu X. Effect of (0–40) wt. % Si addition to Al on the thermal conductivity and thermal expansion of diamond/Al composites by pressure infiltration // Journal of Alloys and Compounds. 2016. V. 664. Pp. 777–783.
152. Moćko W., Kowalewski Z.L. Mechanical properties of the A359/SiC<sub>p</sub> metal matrix composite at wide range of strain rates // Appl. Mech. Mater. 2011. V. 82. Pp. 166–171.
153. Li Y., Ramesh K.T., Chin E.S.C. The compressive viscoplastic response of an A359/SiC<sub>p</sub> metal-matrix composite and of the A359 aluminum alloy matrix // Int. J. Solids Struct. 2000. V. 37. Pp. 7547–7562.
154. Rodríguez-Castro R., Wetherhold R.C., Kelestemur M.H. Microstructure and mechanical behavior of functionally graded Al A359/SiC<sub>p</sub> composite // Mater. Sci. Eng. A. 2002. V. 323. Pp. 445–456.

155. Yu S., Lib W., Hea Z. Study on tensile strengths of  $\text{Al}_2\text{O}_3$  short fiber reinforced Zn–Al alloy composites at elevated temperatures // *Journal of Alloys and Compounds*. 2007. V. 431. Pp. L8–L11 Letter.
156. Santella M.L., Engstrom T., Storjohann D., Pan T.-Y. Effects of friction stir processing on mechanical properties of the cast aluminum alloys A319 and A356 // *Scripta Materialia* 2005. V. 53. Pp. 201–206.
157. Cai J., Chen Y., Nesterenko V.F., Meyers M.A. Effect of strain rate on the compressive mechanical properties of aluminum alloy matrix composite filled with discontinuous carbon fibers // *Materials Science and Engineering: A*. 2008. V.485. Pp. 681-689.
158. Fouladi S., Abbasi M. The effect of friction stir vibration welding process on characteristics of  $\text{SiO}_2$  incorporated joint // *Journal of Materials Processing Technology*. 2017. V. 243.Pp. 23–30.
159. Ghazali M.J., Rainforth W.M., Jones H. the wear of wrought aluminium alloys under dry sliding conditions // *Tribology International*. 2007. V. 40. Pp. 160–169.
160. Sharma S.K., Kumar B.V.M., Lim K.Y., Kim Y.W., Nath S.K. Erosion behavior of SiC–WC composites // *Ceramics International*. 2014. V.40 Pp. 6829–6839.
161. Shaga A., Shen P., Sun Ch., Jiang Q. Lamellar-interpenetrated Al–Si–Mg/SiC composites fabricated by freeze casting and pressureless infiltration // *Materials Science & Engineering A*. 2015. V.630. Pp. 78–84.
162. Przestacki D., Szymanski P., Wojciechowski S. Formation of surface layer in metal matrix composite A359/20SiC<sub>p</sub> during laser assisted turning // *Composites Part A*. 2016. V. 91. Pp. 370-379.
163. El-Ghazaly A., Anis G., Salem H.G. Effect of graphene addition on the mechanical and tribological behavior of nanostructured AA2124 self-lubricating metal matrix composite // *Composites: Part A*. 2017. V. 95. Pp. 325–336.
164. Paulo Davim J. *Tribology in Manufacturing Technology*. London. 2012. Pp. 90–93.
165. Maiyajima T., Iwai Y. Effects of reinforcements on sliding wear behavior of aluminum matrix composites // *Wear*. 2003. V. 255. Pp. 606-616.
166. Bowden F.P., Tabor D. *The Friction and Lubrication of Solids*. Clarendon Press. Oxford. 1986.
167. Zhang H., Chen M.W., Ramesh K.T., Ye J., Schoenung J.M., Chin E.S.C. Tensile behavior and dynamic failure of aluminum 6092/B<sub>4</sub>C composites // *Materials Science and Engineering A*. 2006. V. 433. Pp. 70–82.

168. Louzguine-Luzgin D.V., Ketov S.V., Wang Z., Miyama M.J., Tsarkov A.A., Churyumov A.Yu. Plastic deformation studies of Zr-based bulk metallic glassy samples with a low aspect ratio // *Mat. Sci. Eng. A*. 2014.V. 616. Pp. 288-296.
169. Bazlov A.I., Churyumov A.Yu, Tsar'kov A.A., Khazhina D.M. Studies of the structure and mechanical properties of Ti<sub>43.2</sub>Zr<sub>7.8</sub>Cu<sub>40.8</sub>Ni<sub>7.2</sub>Co<sub>1</sub> alloy containing amorphous and crystalline phases // *Phys. Met. Metallogr.* 2015. V. 116. Pp. 684–689.
170. Churyumov A.Yu., Bazlov A.I., Tsarkov A.A., Solonin A.N., Louzguine-Luzgin D.V. Microstructure, mechanical properties, and crystallization behavior of Zr-based bulk metallic glasses prepared under a low vacuum // *J. Alloys and Comp.* 2016. V. 654. Pp. 87-94.