

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

На правах рукописи

Мостафа Ахмед Лотфи Мохаммед

**СТРУКТУРА И СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ
АЛЮМИНИЯ С НИЗКИМ КОЭФФИЦИЕНТОМ
ТЕРМИЧЕСКОГО РАСШИРЕНИЯ**

05.16.01 Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

Диссертация на соискание ученой степени
кандидата технических наук

НАУЧНЫЙ РУКОВОДИТЕЛЬ:

Доцент, кандидат технических наук

Поздняков А.В.

НАУЧНЫЙ КОНСУЛЬТАНТ:

Профессор, доктор технических наук

Золоторевский В.С.

Москва 2018

Содержание

Введение.....	4
1 Обзор литературы	8
1.1 Промышленные литейные алюминиевые сплавы систем Al-Si и Al-Cu.....	8
1.1.1 Сплавы системы Al-Si	9
1.1.2 Сплавы системы Al-Cu.....	16
1.2 Композиционные материалы.....	21
1.2.1 Дисперсно–армированные композиционные материалы.....	23
1.2.2 Композиционные материалы на основе алюминия	27
1.3 Методы получения композиционных материалов	29
1.4. Термическое расширение и механические свойства МКМ на основе алюминиевых сплавов	34
Выводы по обзору литературы	36
2 Объекты и методики исследований	37
2.1 Объекты исследования, их получение.....	37
2.2 Определение литейных свойств	42
2.3. Микроструктурные исследования и фазовый анализ	43
2.3.1 Микроструктурные исследования	43
2.3.2 Фазовый анализ.....	43
2.4 Термическая обработка	44
2.5 Определение механических свойств.....	44
2.5.1 Определение твердости.....	44
2.5.2 Испытания на сжатие	45
2.5.3 Испытание на ползучесть	45
2.6 Определение пористости	45
2.7 Определение коэффициента термического расширения.....	46

2.8 Моделирование ползучести и напряжений при работе поршня двигателя.....	46
3 Микроструктура и фазовый состав МКМ на основе сплава Al-5%Cu .	49
Выводы по главе 3.....	64
4. Физические свойства МКМ на основе сплава Al-5%Cu	65
4.1. Плотность и пористость МКМ на основе сплава Al-5%Cu.....	65
4.2. Коэффициент термического расширения	68
5. Механические свойства МКМ на основе сплава Al-5%Cu.....	74
5.1. Старение МКМ.....	74
5.2. Характеристики механических свойств после испытаний на сжатие.	81
5.3. Определение литейных свойств.....	83
Выводы по главе 5.....	85
6. Термическое расширение и механические свойства МКМ Al-5%Cu-0,8%Mn-5%B ₄ C	88
6.1 Термическое расширение МКМ Al-5%Cu-0,8%Mn-5%B ₄ C	88
6.2 Механические свойства на сжатие, растяжение и испытания на ползучесть МКМ Al-5%Cu-0,8%Mn-5%B ₄ C	89
6.3 Расчет испытания на ползучесть и работы поршня двигателя МКМ Al-5%Cu-0,8%Mn-5%B ₄ C	94
Выводы по главе 6.....	97
Выводы по работе	98
Список использованных источников	101
Приложение А	113

Введение

Актуальность работы

Основным недостатком литейных алюминиевых сплавов на основе системы Al-Si (силуминов) является ограниченная возможность эксплуатации при повышенных температурах. За счет содержания большого количества кремния силумины имеют низкий коэффициент термического расширения. В результате отливки из силуминов перспективны для деталей, требующих высокой размерной стабильности при повышенных температурах, однако резкое снижение прочностных свойств ограничивает рабочие температуры деталей. Активные разработки новых энергоемких видов топлива предъявляют более жесткие требования к деталям двигателей внутреннего сгорания. В связи с этим требуются новые материалы, способные работать длительное время при повышенных температурах, сохраняя размерную стабильность.

Одним из наиболее перспективных путей сочетания высокой жаропрочности и низкого термического расширения является разработка композиционных материалов на основе более жаропрочной матрицы, армированной жаропрочными частицами с существенно более низким, чем алюминиевые сплавы коэффициентом термического расширения.

Цель работы

Целью работы является разработка состава и технологии получения нового жаропрочного композиционного материала с низким коэффициентом термического расширения на основе алюминиевого сплава, армированного керамическими частицами.

Основные задачи:

Для достижения поставленной цели необходимо было решить следующие задачи:

1. Выбрать армирующие керамические частицы, которые позволили бы снизить коэффициент термического расширения и повысить прочность при повышенных температурах.
2. Разработать технологии получения композиционного материала, обеспечивающие высокую смачиваемость и однородное распределение частиц в матрице.
3. Установить влияние типа частиц и их количества на микроструктуру, фазовый состав, термическое расширение и механические свойства при комнатной и повышенных температурах.

Научная новизна

1. Эмпирическим путем выявлены оптимальные параметры (температура расплава и подогрева частиц, скорость вращения мешалки) введения частиц карбида бора, нитридов кремния и бора, обеспечивающие высокую смачиваемость и однородное распределение керамических частиц в матрице, не требующие нанесения покрытий, особенно на нитриды.
2. Показано, что кристаллизация под давлением после механического замешивания частиц B_4C , BN и Si_3N_4 приводит к существенному снижению пористости, повышению смачиваемости и образования новых фаз на границе матрица-частица.
3. Установлено, что керамические частицы ускоряют кинетику распада алюминиевого твердого раствора. При этом частицы нитридов приводят к резкому разупрочнению до уровня матричного сплава и ниже.
4. Композиционный материал, армированный B_4C , имеет коэффициент термического расширения на уровне и ниже, чем

у силуминов, что связано с вкладом очень высокого объемного модуля упругости B_4C .

Практическая ценность работы

1. Разработан новый жаропрочный композиционный материал $Al-5\%Cu-0,8\%Mn-5\%B_4C$ с низким коэффициентом термического расширения и способ его получения. На состав и способ получения материала получен патент РФ №2639088.
2. Предложена методика и сконструирован кокиль для оценки формозаполняемости и склонности к образованию кристаллизационных трещин при кристаллизации под давлением. На примере МКМ $Al-5\%Cu-5\%B_4C$ показано, что кристаллизация под давлением устраняет склонность к образованию трещин кристаллизационного происхождения.

Основные положения и результаты, выносимые на защиту:

1. Закономерности влияния керамических частиц B_4C , BN и Si_3N_4 на микроструктуру, термическое расширение, механические свойства при комнатной и повышенной температурах композиционных материалов на основе сплава $Al-5\%Cu$, полученных методом механического замешивания частиц и кристаллизацией под давлением.
2. Механические свойства на сжатие и растяжение при комнатной и повышенной температурах, ползучесть, термическое расширение нового композиционного материала $Al-5\%Cu-0,8\%Mn-5\%B_4C$.
3. Конечноэлементные модели испытания на ползучесть и работы поршня из МКМ $Al-5\%Cu-0,8\%Mn-5\%B_4C$, показывающие высокую сходимость расчетных и экспериментальных данных и возможность эксплуатации поршня, сделанного из

композиционного материала, без значительной пластической деформации.

Достоверность результатов работы:

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

Личный вклад автора:

Автор непосредственно участвовал в постановке и проведении экспериментов в процессе всего цикла исследований, в обработке и анализе полученных результатов, в написании научных статей.

Апробация работы

Основные материалы диссертационной работы доложены и обсуждены

- На XVI Уральской школе-семинаре металловедов-молодых ученых. Екатеринбург, 2015.
- На Международной конференции огнеупорщиков и металлургов. НИТУ «МИСиС» 6-7 апреля 2017
- На Международной конференции огнеупорщиков и металлургов. НИТУ «МИСиС» 19-20 апреля 2018

Публикации

По результатам диссертационной работы опубликовано 5 статей в изданиях, включенных в перечень журналов рекомендованных ВАК, 4 работы в сборниках трудов научных конференций, получен 1 патент РФ.

1 Обзор литературы

1.1 Промышленные литейные алюминиевые сплавы систем Al-Si и Al-Cu

Алюминиевые сплавы широко применяются в большинстве отраслей промышленности благодаря хорошему сочетанию характеристик механических, физических, коррозионных и технологических свойств.

Литейные алюминиевые сплавы разделяют на три основные группы по системам легирования: Al-Si, Al-Cu и Al-Mg. Сплавы системы Al-Si – силумины - отличаются высокими литейными свойствами, но их эксплуатационные характеристики находятся не на высоком уровне. Литейные алюминиевые сплавы на основе систем Al-Cu и Al-Mg имеют «матричную» структуру, состоящую из алюминиевого твердого раствора (Al) и небольшого количества избыточных фаз, как почти все деформируемые сплавы. Их механические и коррозионные свойства значительно лучше, чем у силуминов, но литейные свойства очень низкие. Поэтому производятся и используются они в меньших масштабах. При такой ситуации уже давно остро стоит проблема разработки новых литейных алюминиевых сплавов, сочетающих высокий уровень эксплуатационных и технологических свойств.

Далее будут рассмотрены особенности фазового состава и свойств промышленных литейных сплавов на базе систем Al-Si и Al-Cu.

1.1.1 Сплавы системы Al-Si

Важнейшими характеристиками силуминов, определяющими их технологичность и области применения, являются механические, коррозионные и литейные свойства. Все они определяются химическим составом и структурой силуминов.

Силумины можно разделить на безмедистые и медьсодержащие. К безмедистым силуминам относятся сплавы, содержащие в качестве основного компонента кремний (до 13 %) и небольшое количество магния (до 0,6 %): российские АК12, АК13, АК7, АК9 (вместе с модификациями), АК8л, АК10Су и американские аналоги (АА413, АА356, АА357 и др.). К медистым силуминам относятся сплавы, содержащие в качестве основных легирующих элементов кремний (до 18 %) и медь (до 8 %). По концентрации кремния большинство сплавов относится к доэвтектическим: российские сплавы АК5М, АК5М2, АК5М7, АК8М3, АК9М2 и американские аналоги АА355.0, АА354.0, АА383.0. Структуру, близкую к эвтектической, имеют силумины типа АК12М2 и АА385, а типичным представителем заэвтектических силуминов является американский сплав АА390. Составы перечисленных сплавов представлены в таблице 1.1.

Таблица 1.1. Химический состав некоторых безмедистых и медьсодержащих силуминов

Марка ¹	Концентрация, % (Al - основа)						
	Si	Cu	Mg	Mn	Fe ²	Zn	Другие
АК12	10-13	0,6	0,1	0,5	З-0,7; К-1; Д- 1,5	0,3	-
АК12пч	10-13	0,02	-	0,08	Ч-0,35	0,06	-

Марка ¹	Концентрация, % (Al - основа)						
	Si	Cu	Mg	Mn	Fe ²	Zn	Другие
AK9ч	8-10,5	0,3	0,17- 0,3	0,2-0,5	3-0,6; К-0,9; Д-1	0,3	-
AK7ч	7-8	0,2	0,25- 0,4	0,1	3-0,3; К-0,4; Д-0,5	0,2	-
AK8л	6,5-8,5	0,3	0,35- 0,55	0,1	3-0,6; К-1; Д- 1,5	0,3	Ti, Be
AA413.0	11-13	1	0,1	0,35	2	0,5	-
AA356.0	6,5-7,5	0,25	0,2- 0,45	0,35	0,6	0,35	-
AA357.0	6,5-7,5	0,05	0,45- 0,6	0,03	0,15	0,05	-
AK5M2	4-6	1,5-3,5	0,2-0,8	0,2-0,8	1,3	1,5	Ti
AK5M7	4,5-6,5	6-8	0,2-0,5	0,5	1,2	0,6	-
AK8M3ч	7-8,5	2,5-3,5	0,2- 0,45	-	0,4	-	Ti, B, Be
AK12M2	11-13	1,8-2,5	-	0,5	0,6-1	0,8	-
AA354.0	8,6-9,4	1,6-2	0,4-0,6	0,1	0,2	0,1	-
AA383.0	9,5- 11,5	2-3	0,1	0,5	1,3	3	-
AA390.0	16-18	4-5	0,45- 0,65	0,1	1,3	0,1	-

¹ По ГОСТ 1583-93 [1] и АА [2]

² З – литье в песчаные формы. К – литье в кокиль, Д – литье под давлением, Ч – чушка

Кроме алюминиевой матрицы и кремниевой фазы в силуминах часто присутствуют избыточные фазы, содержащие железо, медь, магний и марганец, реже никель и бериллий. Далее будет рассмотрено влияние концентрации основных легирующих элементов и примесей на фазовый состав и свойства силуминов.

Содержание кремния в рассматриваемых сплавах находится в пределах 4-18%. Нижний предел по кремнию (4%) обусловлен достижением необходимого уровня литейных свойств за счет достаточно узкого эффективного интервала кристаллизации. Верхний предел связан с обеспечением минимального уровня пластичности, поскольку кремниевая фаза отличается хрупкостью [3, 4].

Концентрация магния, как правило, составляет 0,2-0,6%, что вытекает из диаграммы состояния Al-Si-Mg. Нижний предел обусловлен достижением достаточного дисперсионного упрочнения за счет вторичных выделений метастабильных фаз β' и β'' (Mg_2Si) [5-8], а верхний должен обеспечить невысокую объемную долю образуемых магнием эвтектических фаз, в частности Mg_2Si , для достижения заданной пластичности. Оптимальная концентрация магния зависит как от содержания других легирующих элементов, так и от термообработки [3].

Введение меди позволяет добиться наибольшего упрочнения силуминов в литом состоянии, поэтому ее концентрация может достигать 7-8%. Однако вводить медь в количестве больше 4-5% нецелесообразно, так как ее предельная растворимость в алюминиевом твердом растворе чуть более 4%. При термообработке по режиму T6 медь, как правило, образует метастабильные выделения фаз θ' , θ'' (Al_2Cu) и Q' ($Al_5Cu_2Mg_8Si_6$) [3-5, 9-15]. При совместном легировании силуминов добавками меди и магния оптимальная концентрация меди составляет 1-3% [3].

В силуминах железо обычно является примесью и полностью входит в состав одной из фаз эвтектического происхождения, которые, как правило, оказывают отрицательное влияние на механические свойства. Наиболее вредными являются иглообразные включения фазы Al_5FeSi , особенно в виде первичных кристаллов, для многих фаз эвтектического происхождения характерна более благоприятная скелетообразная морфология (при наличии добавки марганца). Введение марганца приводит к образованию фазы $\text{Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$, которая характеризуется скелетообразной морфологией в составе эвтектик. Типичная концентрация марганца в силуминах обычно не превышает 0,5%. Бериллий - единственный из добавок, которая позволяет стабильно получать глобулярные включения Fe-содержащей фазы $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{BeSi}$, однако его вредное влияние обусловлено токсичностью, поэтому использование бериллия крайне ограничено [3].

Ниже будет рассмотрен фазовый состав, свойства и области применения силуминов на примере сплавов АК9ч, АК8МЗч и АК12М2.

Основными структурными составляющими в литом состоянии в сплаве АК9ч являются алюминиевый твердый раствор (Al) и эвтектика (Al) + (Si). Среди железосодержащих фаз наиболее вероятно присутствие скелетообразных частиц фазы $\text{Al}_{15}(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}_2$. Примесь меди при кристаллизации частично входит в (Al), а также образует фазу Q ($\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$). Фаза Mg_2Si присутствует в виде дисперсных прожилок и включений, которые из-за малых размеров и количества с трудом выявляются в световом микроскопе даже при максимальном увеличении. При термической обработке по режимам Т4-Т7 в процессе нагрева под закалку происходят частичная или полная фрагментация и сфероидизация эвтектических кристаллов Si. Кристаллы фаз Mg_2Si и Q полностью растворяются, переводя медь и магний в (Al). Морфология железистых фаз не претерпевает заметных

изменений, и они легко выявляются, несмотря на большое количество кремниевых включений. При старении происходит образование вторичных выделений метастабильных модификаций фазы Mg_2Si , которые приводят к упрочнению.

Сплав АК9ч изготавливают из первичных материалов. Он имеет хорошие механические и литейные свойства при удовлетворительной коррозионной стойкости. Строгие ограничения по железу особенно сильно отражаются на пластичности. Сплавы АК9ч и АК9пч обладают хорошей герметичностью, поэтому их применяют для ответственных крупногабаритных деталей, например картеров двигателей внутреннего сгорания, корпусных деталей и других сложных отливок, предназначенных для автомобильной промышленности и сельскохозяйственного машиностроения. Сплав АК9пч используется также в самолето- и ракетостроении при изготовлении деталей, работающих при температуре не выше 200 °С [4].

Сплав АК8МЗ, кроме кремния и меди, не содержит других легирующих элементов, но он допускает большое количество примесей, в том числе Fe до 1,3 % и Mg до 0,45 %. Это делает сплав удобным для его приготовления из вторичного сырья. Однако, в отличие от самого распространенного вторичного силумина АК5М2, выбор сырья для сплава АК8МЗ более ограничен, в частности из-за сравнительно низкого содержания магния. Силумин АК8МЗ имеет многофазную структуру, кроме первичных кристаллов (Al) и эвтектического кремния, она содержит железистые фазы (преимущественно β (Al_5FeSi), Al_2Cu и Q. Нагрев под закалку приводит к таким же изменениям, как и в других силуминах.

Сплав АК8МЗч по маркировке является модификацией вышерассмотренного сплава АК8МЗ, он сильно отличается от него по структуре и гарантируемым свойствам. Он характеризуется не

только более узким диапазоном по меди и магнию, но и наличием в нем цинка и трех малых добавок (Ti, Be и B.). Учитывая, что и предельно допустимое содержание примесей, в том числе и железа ($< 0,4 \%$), так же мало, силумин АК8МЗч требует для приготовления только первичные материалы. Он является самым прочным среди всех стандартных силуминов (в состоянии Т5 $\sigma_b > 400$ МПа, $\delta > 4\%$ [1]). Основными структурными составляющими сплава АК8МЗч являются первичные кристаллы (Al) и алюминиево-кремниевая эвтектика. Медь и магний, кроме (Al), входят в состав фаз Al_2Si и Q. Примесь железа, допускаемая концентрация которой весьма мала, может присутствовать в фазах с бериллием ($Al_4Be_5Fe_2$ и Al_8Fe_2BeSi). Сплав АК8МЗч применяется в автомобильной и электротехнической промышленности для производства тонкостенных, крупногабаритных, сложных по конструкции герметичных деталей ответственного назначения (например, головок дизельных двигателей).

Американский медистый силумин АА354.0 по структуре близок к сплаву АМ8МЗч, и он также предназначен для получения отливок ответственного назначения. Отличие состоит в том, что в сплаве АА354.0 отсутствует бериллий, а отрицательное влияние иглообразных включений железистой фазы устраняется низким содержанием железа [4].

В сплаве АК12М2, в отличие от вышерассмотренных силуминов железо является не примесью, а легирующим элементом в количестве 0,6-1,0 %. Особенностью сплава АК12М2 является то, что в нем могут присутствовать первичные кристаллы разных фаз, а именно: (Al), (Si), Al_5FeSi и $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$. Нагрев под закалку приводит к таким же изменениям, как и в других силуминах. Силумин АК12М2 рекомендуется для получения фасонных отливок сложной формы литьем под давлением, что обеспечивает благоприятную (дисперсную)

морфологию эвтектических фаз, а также достаточно высокое содержание меди в (Al). Такая структура позволяет получить сравнительно высокие механические свойства в состоянии T1 ($\sigma_b > 260$ МПа, $\delta > 1\%$ [1]). Сплав АК12М2 обычно не подвергают нагреву под закалку, хотя такая обработка может существенно повысить пластичность. В последнее время этот сплав готовят в основном из лома и отходов. Применяется он на предприятиях автомобильной промышленности, а также для получения различных корпусных деталей сложной формы (например, секций отопительных радиаторов) [4].

Таблица 1.2. Типичные механические [1, 16] и литейные [17] свойства силуминов

Марка	Состояние ¹	σ_b , МПа	δ , %	НВ	ПГ(ширина кольца), мм
АК12	К, -	157	5	50	<5
АК9ч	К, Т6	235	3	70	<5
АК7ч	К, Т7	196	2	60	<5
АК8М3ч	К, Т7	295	2,5	85	-
АК12М2	К, -	186	1	70	-
АА354.0	Т61	324	3	-	-
АА383.0	К, -	310	3,5	75	-
АА390.0	К, Т7	250	-	115	-
¹ З – литье в песчаные формы, К – литье в кокиль, Т6 – закалка и старение на максимальную прочность, Т7 – закалка и перестаривание					

1.1.2 Сплавы системы Al-Cu

Системы Al-Cu и Al-Cu-Mg являются базовыми для давно и широко используемых деформируемых сплавов. Литейные сплавы системы Al-Cu-Mg в ГОСТ 1583-93 [1] отсутствуют и в промышленности как литейные не применяются. В американском стандарте [2] состав литейных алюминиевых сплавов близок к дуралюминам. К литейным сплавам на базе системы Al-Cu относятся АМ5 (АА224.0) и АМ4,5Кд, литейный сплав АА206 является американским представителем системы Al-Cu-Mg. Составы российских и американских литейных сплавов на основе систем Al-Cu и Al-Cu-Mg представлены в таблице 1.3.

Таблица 1.3 Химический состав некоторых литейных сплавов на основе систем Al-Cu и Al-Cu-Mg

Марка ¹	Концентрация, % (Al – основа)						
	Cu	Mg	Mn	Fe	Si	Ni	Другие
АМ5	4,5-5,3	0,05	0,6-1	0,2	0,3	0,1	Ti
АМ4,5Кд	4,5-5,1	0,05	0,35-0,8	0,15	0,2	-	Ti, Cd
А224.0	4,5-5,5	-	0,2-0,5	0,1	0,05	-	-
А201.0	4-5	0,15-0,35	0,2-0,4	0,1	0,05	-	Ag
А206.0	4,2-5	0,15-0,35	0,2-0,5	0,1	0,05	0,05	Ti
А242.0	3,7-4,5	1,2-1,8	0,1	0,8	0,6	1,2-1,7	Cr, Ti
¹ По ГОСТ 1583-93 [1] и АА [2]							

В сплавах на основе системы Al-Cu кроме меди могут присутствовать следующие легирующие элементы и примеси: марганец, магний, титан, цирконий, хром, железо, кремний, никель, реже кадмий и серебро. Их влияние на фазовый состав рассматривается ниже.

Медь в большинстве сплавов распределяется между (Al) и фазой Al_2Cu , но в присутствии других элементов (Ni, Fe и Mn) она может входить в состав различных тройных соединений. Оптимизация общей концентрации меди в последнем случае представляется непростой задачей, требующей анализа соответствующих многокомпонентных диаграмм состояния. Оптимальная концентрация меди в классических сплавах типа AM5 составляет около 5%, а температура нагрева под закалку - около 540 °C, что прямо вытекает из двойной диаграммы состояния Al-Cu [3].

Марганец присутствует во многих Al-Cu сплавах в количестве до 1% и в таком количестве может полностью входить при кристаллизации в состав (Al). При нагреве под закалку практически весь марганец выделяется в виде дисперсоидов $\text{Al}_{20}\text{Cu}_3\text{Mn}_2$, которые положительно влияют на прочность при повышенных температурах. Наличие других элементов (Ni, Fe и Si) может привести к образованию разных Mn-содержащих фаз эвтектического происхождения, что, как правило, нежелательно, поскольку это приводит к снижению концентрации этого элемента в алюминиевой матрице [3]. Легирование марганцем несколько повышает прочность сплавов при комнатной температуре и значительно при повышенных температурах (т.е. жаропрочность). Влияние марганца на структуру и свойства сплавов системы Al-Cu: 1 - в неравновесных условиях твердый раствор содержит марганца больше, чем это указано для равновесного состояния; 2 - малый коэффициент диффузии марганца способствует неравномерному распаду пересыщенного твердого раствора; 3 - марганец, являясь переходным металлом,

способствует увеличению сил межатомной связи и уменьшению коэффициента самодиффузии алюминия [18].

Никель в присутствии меди образует соединения $\text{Al}_6\text{Cu}_3\text{Ni}$ или $\text{Al}_3(\text{Ni,Cu})_2$, которые относятся к группе наиболее жаропрочных, что положительно сказывается на механических свойствах при повышенных температурах. Однако образование этих соединений сопровождается снижением концентрации меди в алюминиевой матрице, что снижает прочностные свойства при комнатной температуре [3].

Магний отсутствует во всех стандартных российских Al-Cu сплавах (как примесь он допускается, как правило, в количестве не более 0,1%), но он входит в состав некоторых зарубежных сплавов (например, A206.0), делая их аналогами деформируемых дуралюминов. Магний образует фазу Al_2CuMg , которая при неравновесной кристаллизации выделяется в составе тройной эвтектики $(\text{Al}) + \text{Al}_2\text{Cu} + \text{Al}_2\text{CuMg}$ при 505-507°C, что существенно расширяет интервал кристаллизации. Литейные свойства, и без магния низкие, становятся совсем плохими, что очень ограничивает применение таких сплавов. При наличии кремния возможно также образование фаз Mg_2Si и $\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_5$, как это следует из диаграммы состояния Al-Cu-Mg-Si. Последние могут иметь как эвтектическое, так и вторичное происхождение [3].

Железо, образуя фазы с марганцем, кремнием, никелем и самой медью, может существенно влиять на структуру, что и определяет необходимость анализа его влияния, так как железо является главной примесью в промышленных Al-Cu сплавах (наряду с кремнием). Железо отрицательно влияет на механические свойства, особенно на пластичность, ударную вязкость и, вероятно, другие характеристики конструкционной прочности. Литейные свойства гораздо менее чувствительны к примеси этого элемента. Примесь железа обычно очень

строго ограничивают, например, в американском сплаве А224.2 допускается не более 0,04% Fe [3].

Кремний входит в состав некоторых американских промышленных сплавов (например, А295.0). Этот элемент не образует фаз с медью и, обладая сравнительно высокой растворимостью в (Al), позволяет несколько повысить литейные свойства при небольшом снижении низкотемпературной прочности. Однако кремний отрицательно влияет на характеристики жаропрочности. Поскольку последние представляют собой одно из главных достоинств Al-Cu сплавов, максимальное содержание кремния в них обычно строго ограничивают (в сплаве А224.2 допускается не более 0,02% Si) [3].

Остальные легирующие элементы (они используются в основном как малые добавки) практически не сказываются на фазовом составе Al-Cu сплавов. Титан измельчает зерно первичных кристаллов (Al), кадмий и серебро повышают эффект дисперсионного твердения, хром и цирконий наряду с марганцем образуют дисперсоиды, что положительно влияет на характеристики жаропрочности [19].

Наилучший комплекс механических свойств достигается на композиции Al-5 % Cu-1 % Mn при минимальном содержании примесей, особенно Fe, Si и Mg [20]. Именно такой композиции отвечает состав стандартного сплава АМ5. Сплав АМ4,5Кд, самый прочный среди стандартных, имеет в своем составе кадмий.

Хотя сплавы типа АМ5 имеют строгие ограничения по примесям железа и кремния (таблица 1.3), последние даже в небольшом количестве могут оказать заметное влияние на фазовый состав. При малых концентрациях Fe и Si в сплавах типа АМ5 наиболее вероятно образование фаз $Al_{15}(Mn,Fe)_3Si_2$ и Al_7Cu_2Fe . Сплавы типа АМ5 гомогенизируют при 530-540 °С (для первых эта термообработка совмещается с нагревом под закалку). Основная цель этой операции

— полное растворение неравновесной фазы Al_2Cu эвтектического происхождения, которая присутствует в литых отливках и слитках. Закалку (как отливок, так и слитков) проводят с 530-540 °С и подвергают старению на максимальную прочность при 170 - 180 °С (Т6).

Таблица 1.4. Гарантируемые механические [1, 16] и литейные [17] свойства сплавов на основе систем Al-Cu Al-Cu-Mg

Марка	Состояние ¹	σ_B , МПа	δ , %	НВ	ПГ (ширина кольца), мм
АМ5	К, Т6	333	4	90	32,5
	З, Т7	314	2	80	
АМ4,5Кд	К, Т6	490	4	120	30
	З, Т7	323	5	90	
А242.0	З, Т7	205	2	75	27,5 (аналог)
А201.0	Т6	485	7	135	-
А206.0	Т7	436	12	137 НВ	-
¹ З – литье в песчаные формы, К – литье в кокиль, Т6 – закалка и старение на максимальную прочность, Т7 – закалка и перестаривание					

Литейные алюминий-медные сплавы относительно широко используются в тех случаях, когда требуются литые детали с высоким уровнем механических свойств при комнатной и повышенных температурах. Из них изготавливают высококачественные литые детали, применяемые в авиастроении, работающие до 300 °С, а также для силовых деталей, работающих при комнатной и пониженных

температурах с высокими вибрационными нагрузками. Данные, приведенные в таблице 1.4, наглядно демонстрируют преимущества сплавов на основе систем Al-Cu и Al-Cu-Mg перед силуминами (таблица 1.2) по комплексу механических свойств, однако они значительно уступают по литейным характеристикам (в частности имеют значительно больший ПГ).

1.2 Композиционные материалы

Композиты являются важной группой конструкционных материалов, которые содержат комбинацию из двух или более различных материалов с четкой границей между ними. Разработка и применение композиционных материалов (КМ), которые состоят из матрицы и распределенных в ней армирующих элементов и благодаря этому обладают качественно новыми, зачастую уникальными свойствами, является одним из ключевых направлений развития современного материаловедения. В большинстве случаев только КМ могут удовлетворить требованиям новой техники, для которой характерно ужесточение условий эксплуатации: повышение нагрузок, скоростей, температур, агрессивности сред, уменьшение веса и т.д. Например, в конструкции самолета Боинг 787 композиционные материалы составляют 50 % по массе от всех применяемых материалов, алюминиевые сплавы – 20 %, титановые сплавы – 15 %, стали – 10 %, другие материалы – 5 %. Применение КМ позволило снизить массу самолета на 30 % [21].

Композиционные материалы делятся на волокнистые, упрочненные волокнами и нитевидными кристаллами и дисперсно–

упрочненные материалы, полученные путем введения в металлическую матрицу дисперсных частиц – упрочнителей.

Комбинируя объемное содержание компонентов, можно в зависимости от назначения, получить материалы с требуемыми значениями прочности, а также создавать композиции с необходимыми магнитными, диэлектрическими, радиопоглощающими и другими специальными свойствами [22].

Упрочнение матрицы волокнами, а не дисперсными частицами, позволяет получить материалы, превосходящие дисперсно–упрочненные по своим характеристикам. Такие материалы называют волокнистыми композиционными материалами, объемная доля в них высокопрочных волокон до (35–60) % [23].

Волокнистые материалы состоят из матрицы, содержащей упрочняющие одномерные элементы в форме волокон (проволоки), нитевидных кристаллов и т.д. [24]. Матрица является средой, передающей нагрузку на волокна, а вследствие разрушения отдельных волокон перераспределяет напряжения. Особенность волокнистой композиционной структуры заключается в равномерном распределении с повторяющейся геометрией высокопрочных и высокомодульных волокон в пластичной матрице, объемная доля которых может колебаться от 15 % до 20 % [24]. В этих композициях выбор компонентов обусловлен получением оптимальной степени взаимодействия с целью согласования высокого предела прочности с повышенной вязкостью разрушения. От совершенства такой связи зависят условия торможения трещин [24].

В качестве армирующих волокон используют собственно волокна (природные и искусственные), тонкую проволоку и волокна,

изготовленные из вольфрама, стали, дисперсно–упрочненных сплавов, графита, бора, оксидов алюминия, бериллия и кремния, а также тугоплавких карбидов, нитридов, боридов и других соединений. Часто используют волокна с покрытиями, чтобы обеспечить оптимальное сцепление армирующего волокна с матрицей. Уменьшение диаметра волокон приводит к росту прочности материала в целом. Поэтому лучшим армирующим материалом являются тонкие нитевидные монокристаллы [23]. Композиционные материалы, армированные волокнами, обладают достаточно высокой анизотропией свойств: волокна могут обеспечить хорошие механические свойства в направлении волокон, свойства в поперечном направлении значительно уступают.

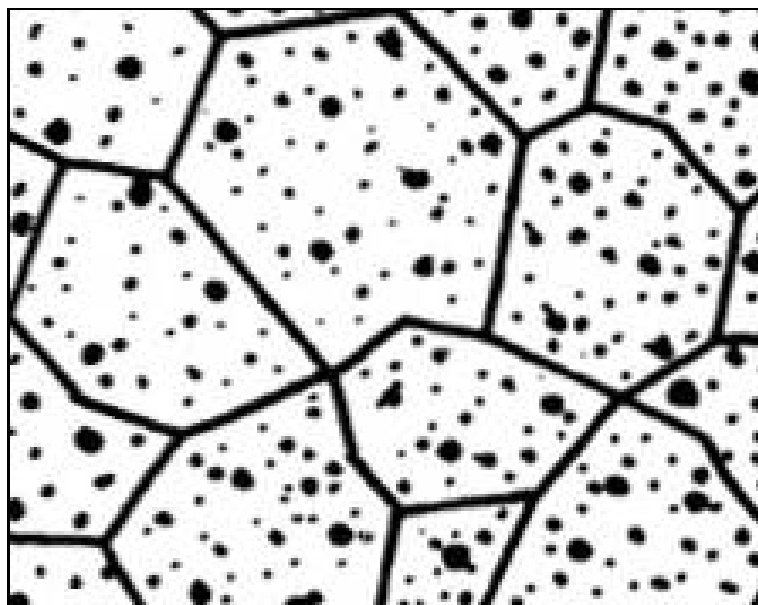
1.2.1 Дисперсно–армированные композиционные материалы

Дисперсно–армированные материалы, содержащие искусственно вводимые в них высокодисперсные, равномерно распределенные частицы фаз, не взаимодействующих активно с матрицей и заметно не растворяющихся в ней вплоть до температуры плавления [24].

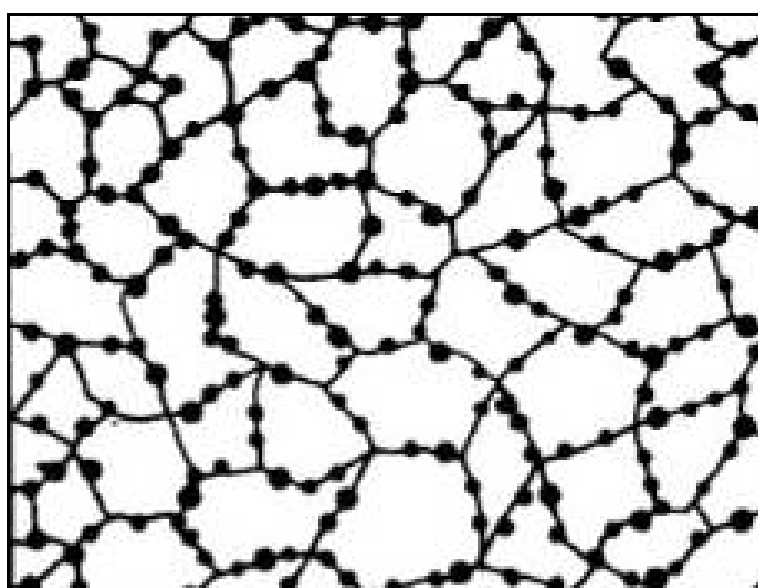
Установлено, что наиболее эффективное упрочнение обеспечивается при объемной доле фазы–упрочнителя (3–15) %, размере частиц ее до 1 мкм (лучше 0,01–0,05 мкм) и среднем расстоянии между ними (0,1–0,5) мкм [23].

В дисперсно–упрочненных сплавах обычно сосуществуют два типа структур – агрегатная и дисперсная. В агрегатной структуре частицы упрочняющей фазы расположены по границам зерен матрицы, в дисперсной же структуре частицы находятся в теле зерна (рисунок 1).

Преобладание той или иной структуры определяется способом получения порошковых смесей.



а – дисперсная



б – агрегатная

Рисунок 1.1 – Типы структур в дисперсно–упрочненных материалах [39]

Процесс получения дисперсно–упрочненных сплавов должен быть таким, чтобы обеспечить создание стабильной дислокационной

структуры, способствующей многократному повышению прочности и сохранению пластичности. Выбирая матрицу, нужно учитывать следующие свойства материала: технологичность, температурный порог рекристаллизации, пластичность, сопротивление коррозии и окислению, тип кристаллической структуры, физические и механические свойства.

Существенную роль играют свойства упрочнителя, который должен быть достаточно тугоплавким, твердым, высокодисперсным, не коалесцировать в процессе получения и эксплуатации, обладать низким значением скорости диффузии в металлическую матрицу, отличаться малой растворимостью в матрице, не иметь полиморфных превращений и не окисляться, хорошо смачиваться металлом матрицы, т.е. иметь хорошую совместимость или подходящую межфазную энергию на границе с основой [38].

Существует несколько теорий упрочнения дисперсными частицами. В модели Е. Орована рассматривается движение дислокаций в мягкой и вязкой матрице, содержащей жесткие равновесные частицы упрочнителя. Если расстояние между частицами второй фазы достаточно велико, дислокация под действием касательного напряжения выгибается между ними, ее участки смыкаются за каждой частицей и, оставив вокруг частиц петли, дислокация скользит в прежнем направлении. Новая дислокация, проходя между частицами, оставляет вокруг каждой из них кольцо, поэтому суммарная длина дислокаций, а соответственно и энергия их, возрастают. «Ожерелья» из взаимоотталкивающихся дислокационных колец вокруг дисперсных частиц создают поле упругих напряжений, затрудняющее проталкивание новых дислокаций между частицами.

К. Фишер, У. Харт и Г. Прай объясняют эффект упрочняющего действия частиц тангенциальным напряжением, вызываемым дислокационными петлями, которые появляются вокруг частиц при прохождении дислокации и действуют как на частицу, так и на матрицу вблизи частиц:

$$\tau_{\text{проч}} = \frac{cf^{3/2}ng_sb}{r} \quad (1)$$

где c – постоянная;

f – объемная доля частиц;

n – число дислокационных петель вокруг частиц;

g_s – модуль сдвига матрицы;

b – вектор Бюргерса;

r – средний радиус частиц в плоскости скольжения

Максимальное упрочнение в данном случае достигается при максимуме $\frac{ng_sb}{r}$, соответствующем напряжению сдвига матрицы.

Теорию, предполагающую необходимость разрушения частиц, которые блокируют плоскость сдвига, предложили С. Анселл и В. Ленел. Они показали, что пластическая деформация, которая может произойти и дисперсно–упрочненном сплаве по способу Е. Орована, несущественна. Заметная пластическая деформация будет лишь тогда, когда под действием дислокаций частица разрушится. Теория Анселла и Ленела позволяет сделать вывод, что предел текучести материала, упрочненного дисперсной фазой, обратно пропорционален квадратному корню из среднего расстояния между частицами.

1.2.2 Композиционные материалы на основе алюминия

Металлические композиционные материалы (МКМ) были разработаны с целью объединить хорошую пластичность и ударную вязкость металлической матрицы и превосходную прочность и жесткость керамических составляющих. По типу матричного материала композиты делятся на полимерные, металлические, керамические и гибридные. Металлические КМ при введении высокопрочных частиц карбидов (SiC , TiC , B_4C), оксидов (Al_2O_3), боридов (TiB_2) и др. имеют ряд важных преимуществ: высокие жесткость, прочность, трещиностойкость, износостойкость, электро- и теплопроводность, технологичность, широкий температурный интервал работы при сохранении малого удельного веса и других свойств алюминия [21].

Дисперсно армированные алюмоматричные композиты могут изготавливаться как твердофазными методами порошковой металлургии, так и жидкофазными методами литья. Хорошо известные алюмоматричные композиты типа спеченного алюминиевого порошка (САП), в которых функцию упрочняющей фазы выполняют частицы оксида алюминия Al_2O_3 , изготавливаются путем твердофазного спекания алюминиевых порошков, покрытых оксидной пленкой [25]. Для изготовления АМКМ с армированием частицами карбидов SiC , TiC , B_4C лучшими признаны жидкофазные методы литья, которые приводят к образованию сильной межфазной связи, необходимой для высоких механических свойств композитов, и позволяют использовать стандартное литейное оборудование. Жидкофазное соединение компонентов композиционных сплавов может осуществляться как введением готовых армирующих частиц в матричный расплав (*ex-situ*),

например, механическим замешиванием, так и за счет проведения химической реакции синтеза упрочняющих частиц непосредственно в расплаве (in-situ) [21]. В случае прохождения реакции непосредственно в расплаве обеспечивается более плотный контакт и хорошая связь между фазами композиционного сплава, так как эти фазы вносятся извне и обычно не загрязнены сторонними включениями

В последние годы особое внимание уделяется получению литых алюмоматричных композиционных сплавов с наноразмерными частицами армирующей фазы. Уменьшение размеров частиц до наноуровня (не более 0,1 мкм) существенно увеличивает их количество в единице объема матричного расплава, тем самым увеличивая число центров кристаллизации при охлаждении расплава. Наночастицы, будучи весьма многочисленными и находясь длительное время во взвешенном состоянии, блокируют диффузию атомов к зарождающимся и растущим кристаллам, способствуя формированию мелкокристаллической структуры [26]. Керамические наночастицы упрочняют образующие при затвердевании интерметаллические соединения. В затвердевшем композите керамические наночастицы работают как барьеры при движении дислокаций по матрице, затрудняя их движение в тем большей степени, чем меньше расстояние между частицами при увеличении числа этих частиц [27]. Все эти эффекты ведут к повышению механических свойств литых изделий при очень малых объемах вводимых частиц.

Литые алюмоматричные композиционные материалы перспективны для широкого практического применения в различных областях в качестве новых материалов или на замену имеющимся.

1.3 Методы получения композиционных материалов

Современная металлургия располагает целым арсеналом различных технологических методов получения сплавов, полуфабрикатов и изделий из них. Эти методы включают различные виды литья, процессы порошковой металлургии, обработки давлением, напыления и осаждения и многие другие. Основные принципы всех этих технологических способов либо уже применяются, либо могут найти применение при получении МКМ. Выбор технологического метода получения композиционного материала определяется следующими факторами: видом исходных материалов матрицы и упрочнителя; возможностью введения упрочнителя в матрицу без повреждения первого, создания прочной связи на границе раздела упрочнитель – матрица и максимальной реализации в материале свойств матрицы и упрочнителя; получения необходимого равномерного распределения упрочнителя в матрице; совмещения процессов получения материала и изготовления из него детали; экономичностью и экологичностью процесса.

Методы порошковой металлургии широко применяют в промышленности для получения металлокерамических, металлических и керамических композиций. В качестве исходных материалов используют металлические и металлокерамические порошки, образующие матрицу, и армирующие волокна в виде непрерывных или дискретных волокон, либо в виде металлических сеток. Получение КМ методами порошковой металлургии может включать в себя прессование с последующим спеканием, горячее прессование, динамическое уплотнение и др.

Композиционные материалы могут быть изготовлены методом сварки взрывом [21]. В ряде случаев, композиционные материалы могут

быть получены газофазными, химическими и электрохимическими методами [21–25]. Недостатками твердофазного совмещения компонентов являются неконтролируемое качество связи между армирующим наполнителем и матрицей, пористость, рост зерна металла матрицы при горячей обработке КМ и др.

Одним из способов получения КМ, который нашел применение, является пропитка волокон расплавом матрицы [22]. Этот метод получения КМ заключается в пропитке расплавленным металлом матрицы упрочнителей в виде отдельных волокон, пучков волокон, либо матов, состоящих из волокон или нитевидных кристаллов, уложенных в определенном порядке или произвольно.

Однако наиболее широко в последнее время разрабатываются литейные композиционные материалы, состоящие из жидкометаллической основы, в которую тем или иным способом вводится значительное количество дисперсных частиц. Основной проблемой, возникающей при получении литейных композиционных сплавов, является проблема введения и равномерного распределения в матрице частиц субмикронных размеров и более мелких.

Из известных способов получения литых композиционных материалов можно выделить способы образования твердых включений [28], вдувания твердых частиц газом [29], сложных флюсов [30], плавления смеси порошков [31]. Однако эти способы не получили широкого применения по следующим причинам. Способ образования твердых включений не позволяет получать КМ с высоким содержанием твердой фазы. Кроме того, процессы, протекающие при таком способе получения КМ, практически не управляемы. Технология получения КМ вдуванием дискретных частиц в расплав газом дает положительные

результаты лишь в том случае, если частицы хорошо смачиваются расплавом. Способ технологически сложен и требует специального оборудования, необходим большой перегрев расплава (на 380 – 340 К).

Недостаток способа сложных флюсов состоит в ограниченном количестве вводимой дисперсной фазы (до 1–2 %) и необходимостью производить металлизацию частиц для увеличения смачиваемости. Применение способа плавления смеси порошков ограничивается необходимостью выбора равного соотношения удельного веса металла матрицы и дисперсной фазы, т.к. в противном случае твердая фаза сегрегирует в расплаве.

Ввод армирующей фазы в матричный расплав является сложной задачей. Одним из ее решений может являться воздействие ультразвуковыми колебаниями на систему расплав – частица [32]. Однако опыт показывает [33], что применение ультразвуковой техники не дает достаточно равномерного распределения армирующей фазы по объему, и не позволяет получить сплавы с высоким содержанием дисперсной фазы. Это связано с тем, что сам по себе ультразвук лишь улучшает смачивание дисперсных частиц, а задачу их равномерного распределения может решить только активное механическое перемешивание расплава.

Наиболее простым и универсальным из этих методов является метод механического замешивания частиц в расплав. Этот метод обеспечивает технологичность и широкую гамму вводимых частиц, как по составу, так и по количеству. Существующие традиционные промышленные способы получения композиционных сплавов на алюминиевой матрице включают, как минимум, две стадии: синтез порошковых упрочняющих фаз и механическое введение в расплав

алюминия тонкодисперсных порошков упрочняющих фаз [34]. Однако ему присущи и серьезные недостатки: рост газонасыщения и окисления сплавов в процессе их перемешивания, горение ряда частиц при вводе и т.д. В связи с этим для конкретных условий получения композиционного материала необходимо выбирать наиболее пригодный способ ввода частиц.

Большинство научно–исследовательских работ была посвящена изготовлению МКМ с частицами SiC , Al_2O_3 , TiB_2 как армирующего материала; но использование карбида бора частиц очень ограничено из–за низкого смачивания алюминием ниже 1100°C [35]. Смачиваемость керамических частиц B_4C улучшают путем: предварительной обработка с использованием поверхностно–активных веществ [36] которые уменьшают поверхностное натяжение и межфазные силы. Покрытие частиц B_4C порошком Ti приводит к образованию сложных поверхностных слоев TiB и TiC .

Использование K_2TiF_6 галогенида во время литья является еще одним методом, который приводит к улучшению связи между Al и B_4C , что способствует улучшению механических свойств композитного материала [37].

После механического замешивания частиц в расплав эффективным путем снижения газовой и усадочной пористости, модифицирования зеренной структуры и повышения смачивания является дополнительный этап кристаллизации под давлением [40-46]. На рисунке 1.2 представлена принципиальная схема кристаллизации под давлением [47].

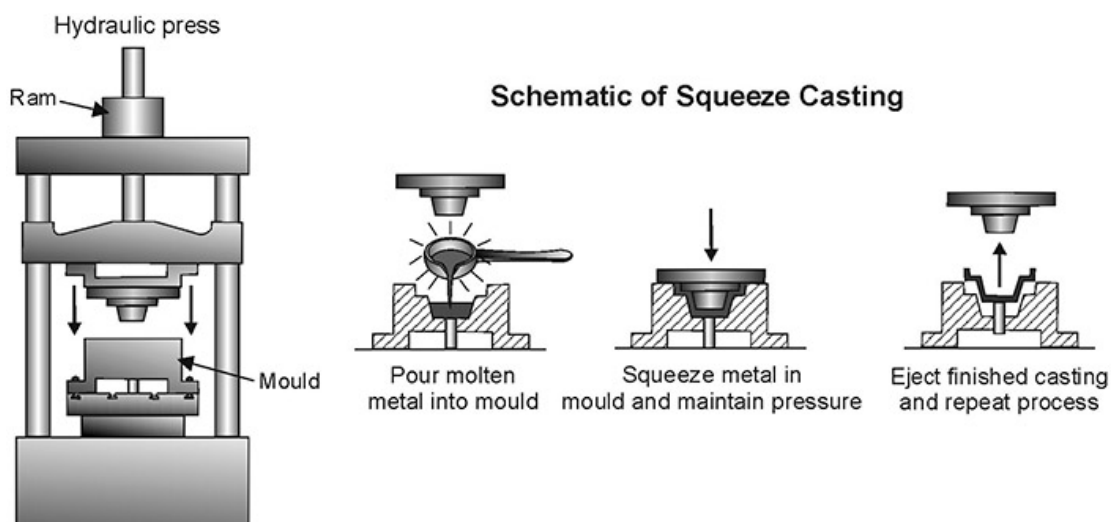


Рисунок 1.2 Принципиальная схема кристаллизации под давлением

В таблице 1.5 представлен сравнительный анализ некоторых методов получения МКМ.

Таблица 1.5 - Сравнительный анализ некоторых методов получения МКМ [48]

Метод	Стоимость	Применение	Примечание
Порошковая технология	Высокая	Используется в основном для получения небольших изделий простой формы	Использование матрицы и частиц только в виде порошка
Жидкофазная пропитка	Средне-низкая	Используется для получения фасонного проката	-
Кристаллизация под давлением с механическим замешиванием	Средняя	Широко используется для получения готовых изделий для автомобилестроения	Применима практически для всех типов частиц и изделий

1.4. Термическое расширение и механические свойства МКМ на основе алюминиевых сплавов

Хорошо известно, что коэффициент термического расширения (КТР) МКМ играет важную роль в изделиях, требующих строгой стабильности размеров и исключительной стойкости к нагреву, например, для аэрокосмической промышленности, транспорта, прецизионных устройств [49]. Учитывая, что МКМ содержат материалы с разными физическими и механическими свойствами, то любое колебание температуры эксплуатации может вызвать значительные термические напряжения из-за существенной разницы в КТР, которые, в конечном счете, могут привести к разрушению. Поэтому при разработке новых МКМ необходимо детально анализировать влияние армирующих частиц на КТР.

В работе [50] показано, что температура поршня в дизельном двигателе может достигать 400 °С в некоторых его частях [50]. Поэтому для продления срока службы поршней необходимо разрабатывать материалы с еще более низким КТР, в сравнение с применяемыми в настоящее время сплавами, в сочетании с высоким уровнем характеристик жаропрочности.

Большинство исследований по разработкам МКМ с низким КТР фокусируются на влиянии керамических частиц на свойства силуминов [51-53]. Однако, как известно и показано в пункте 1.1, более высокого уровня характеристик жаропрочности можно достичь в сплавах на основе системы Al-Cu.

В работах [54–74] показано, что на КТР композитов оказывают влияние следующие факторы: температура, природа частиц, их размер и морфология, количество, распределение и взаимодействие с матрицей. Например, в работах [54, 70] установлено, что КТР МКМ с SiC

снижается с уменьшением размера армирующих частиц. В работе [75] показано, что КТР композиционного материала $\text{AlSi18CuMgNi-17\%SiC}$, полученного центробежным литьем, составил $15,3 \cdot 10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$ в интервале 20-200 $^{\circ}\text{C}$, что на 23 % ниже, чем в матричном сплаве, полученном литьем непрерывным литьем. На примере композиционных материалов Al-20\%Si-SiC , полученных кристаллизацией под высоким давлением (до 3 ГПа), показано существенное снижение КТР при повышении давления при кристаллизации и повторном нагреве образцов [76].

Р.С. Рана и др. [77] исследовали механические свойства алюминиевого сплава (АА 5083) - армированного SiC. В работе показано, что модуль упругости увеличивается с увеличением содержания SiC. Увеличение модуля упругости композита Al-10SiC составляет 8,6 % по сравнению с матричным сплавом. Процентное увеличение прочности на растяжение составляет 10,6%. Частицы SiC обладают модифицирующим эффектом при гетерогенном зарождении на них первичного алюминия. Кроме того, К. Каннан и др. [78] изучили механические свойства алюминиевого сплава АА 7075, армированного AlN и SiC. Было отмечено, что по сравнению с базовым сплавом твердость и предел прочности повышается на 63-81%. Qinglin Li и соавторы [79] исследовали влияние частиц Al_2O_3 , полученных in-situ в сплаве А356, на механические свойства. Выявлено модифицирующий эффект частиц Al_2O_3 , за счет которого предел прочности на растяжение увеличивается на 41 %, а относительное удлинение увеличивается более чем в два раза. Sener Karabulut и соавторы. [80] исследовали свойства МКМ на основе сплава 6061, армированного 5-20 мас.% B_4C . Твердость композитов увеличивается с увеличением количества B_4C , а предел прочности при этом возрастает до 560 МПа. В работе [81] методом механического замешивания получены МКМ на основе сплава АА6082, армированного нитридом кремния до 12 мас. %. Предел прочности на

растяжение МКМ AA6082-Si₃N₄ в сравнение с матричным сплавом увеличился со 161 до 201 МПа с понижением пластичности с 8,7 до 4,3.

Выводы по обзору литературы

1. Исходя из рассмотрения структуры, фазового состава и свойств литейных алюминиевых сплавов на основе систем Al-Si и Al-Cu, определено, что алюминиевомедные сплавы могут являться наиболее перспективными для разработки МКМ с низким КТР.

2. Рассмотрены достоинства и недостатки основных методов получения МКМ. Показано, что наиболее перспективным и эффективным является метод механического замешивания частиц с последующей кристаллизацией под давлением.

2 Объекты и методики исследований

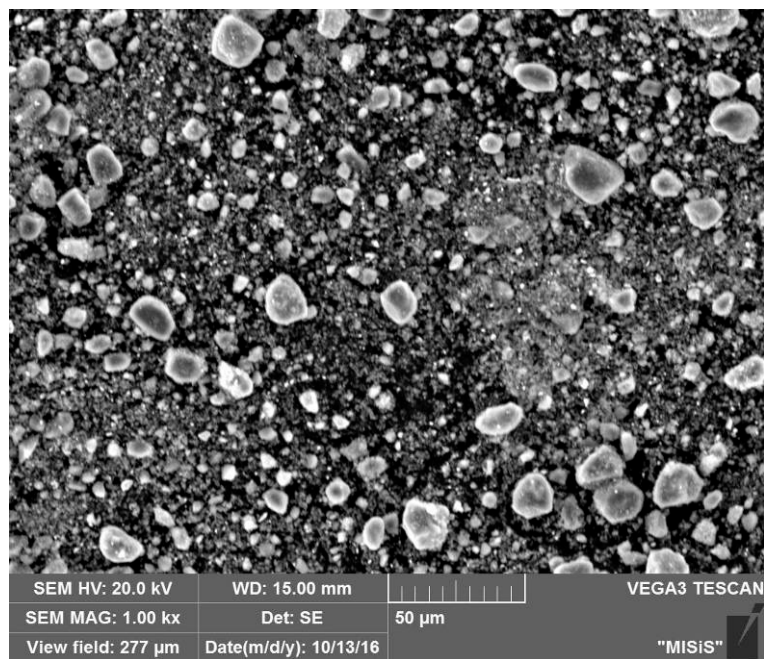
2.1 Объекты исследования, их получение

Объектами исследования служили МКМ на основе алюминиевых сплавов Al – 5%Cu и Al – 5%Cu – 0,8%Mn, армированные керамическими частицами B_4C , Si_3N_4 , BN в концентрациях 2, 5 и 7% по массе. Для выплавки матричных сплавов использовали алюминий марки А85 [82], медь марки М0 [83] и лигатуру Al – 10%Mn. В таблице 2.1 представлены характеристики армирующих частиц B_4C , Si_3N_4 и BN, а на рисунке 2.1 - внешний вид порошков.

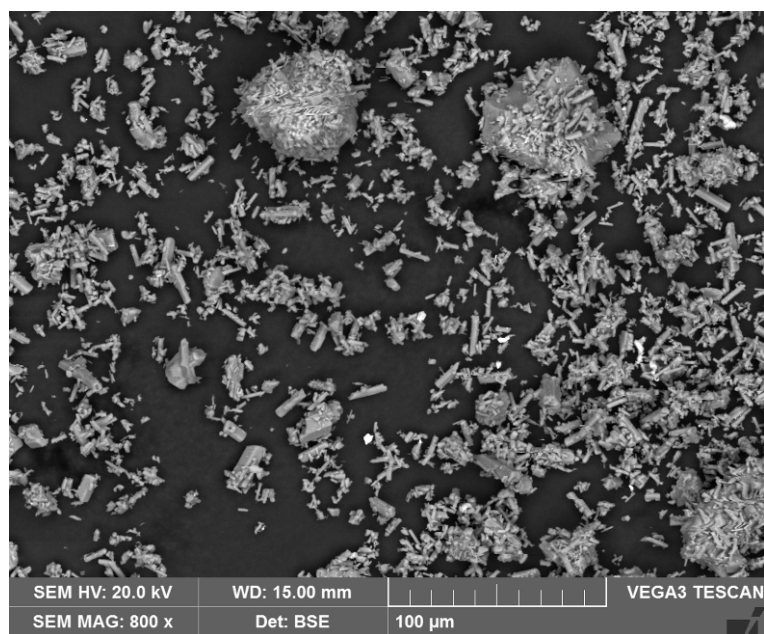
Таблица 2.1. Характеристики керамических материалов B_4C , Si_3N_4 и BN

Материал	Плотность, г/см ³	КТР, 10 ⁻⁶ °C ⁻¹	Модуль упругости E, ГПа	Объемный модуль упругости B, ГПа	Средний размер частиц, мкм
B_4C	2,52	3,2	420,1-473 [84]	214.8-247 [85-89]	5
Si_3N_4	3,2	2,75	116-145	94 ¹	2-5
BN (гексагональный)	2,2	0,5- 1,7	344-865	131-145 [90-91]	5

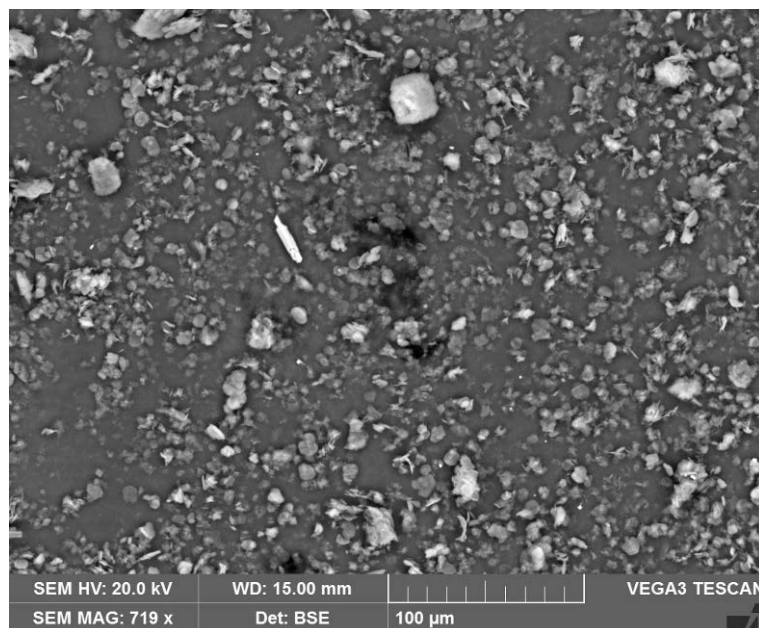
¹ Расчет через коэффициент Пуассона ($\nu = 0,27$) для среднего значения E.



a



6



В

Рисунок 2.1. Внешний вид порошков B_4C (а), Si_3N_4 (б) и BN (в)
(сканирующая электронная микроскопия).

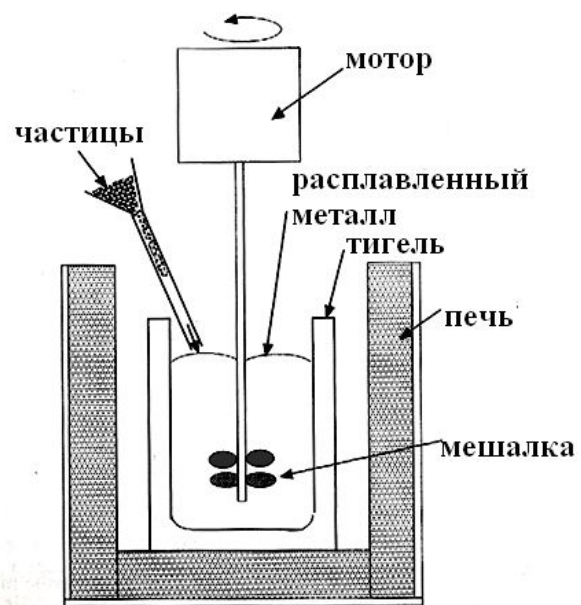
Для замешивания частиц в расплав была изготовлена титановая четырехлопостная лопатка (рисунок 2.2). Две пары перекрестных лопастей расположены на расстоянии 20 мм друг от друга на титановом стержне диаметром 10 мм.



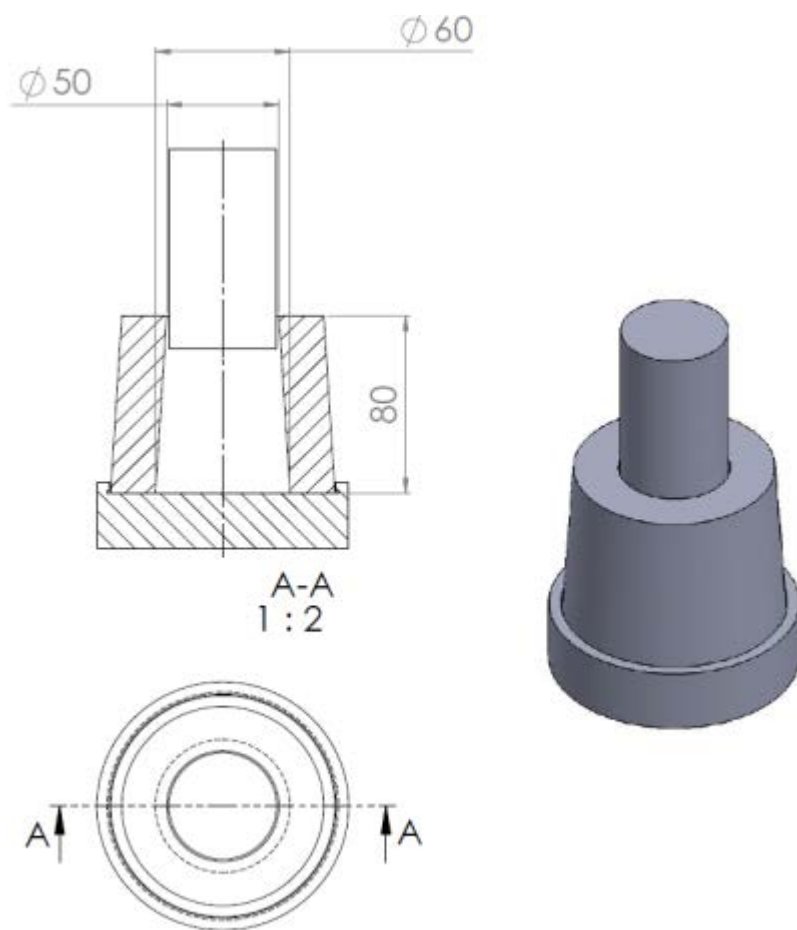
Рисунок 2.2. Внешний вид сконструированной титановой лопатки

Предварительно подогретые до 250 °С частицы вводили в расплав в концентрациях 2, 5 и 7% при температуре 900 °С, поскольку, начиная примерно с этой температуры, существенно повышается смачиваемость частиц расплавом [92-93]. Подогрев частиц до температур выше 250 °С приводил к частичному спеканию порошка, что существенно затрудняло его введение. Введение неподогретого порошка приводило к сильному застуживанию расплава и образованию крупных агломератов. Скорость вращения мешалки подбиралась эмпирически исходя из двух соображений: во-первых, для введения частиц необходимо было создать воронку в расплаве, во-вторых, при очень высоких скоростях происходило сильное газонасыщение расплава. Оптимально подобранная скорость составила примерно 450 об/мин. Расплав с частицами дополнительно перемешивали перед заливкой в стальной кокиль диаметром 50 мм и высотой 80 мм. Осуществляли свободную кристаллизацию и кристаллизацию под давлением до 100 МПа.

На рисунке 2.3 представлена принципиальная схема механического замешивания частиц в расплав (а) и схема стального кокиля (б). После замешивания частиц в расплав тигель доставали из печи и производили заливку в стальной кокиль, предварительно подогретый до 200 °С. Затем на поверхность расплава помещали пуансон и прикладывали давление до 100 МПа до полной кристаллизации расплава.



а



б

Рисунок 2.3. Принципиальная схема механического замешивания частиц в расплав (а) и схема стального кокиля (б).

2.2 Определение литейных свойств

Для оценки литейных свойств МКМ был сконструирован и изготовлен стальной разъемный кокиль для кристаллизации под давлением. На рисунке 2.4 представлена схема кокиля для определения литейных характеристик. Внутренняя полость представляет собой стержень переменного сечения. При заливке можно оценить склонность сплава к горячеломкости и формозаполняемость. Расплав композиционного материала заливается в кокиль, предварительно подогретый до 200 °С, на поверхность расплава помещали пуансон и прикладывали давление в 100 МПа до полной кристаллизации расплава. Полученную отливку изымали из формы и анализировали поверхность на наличие кристаллизационных трещин и повторение формы матрицы в углах и переходах переменных сечений.

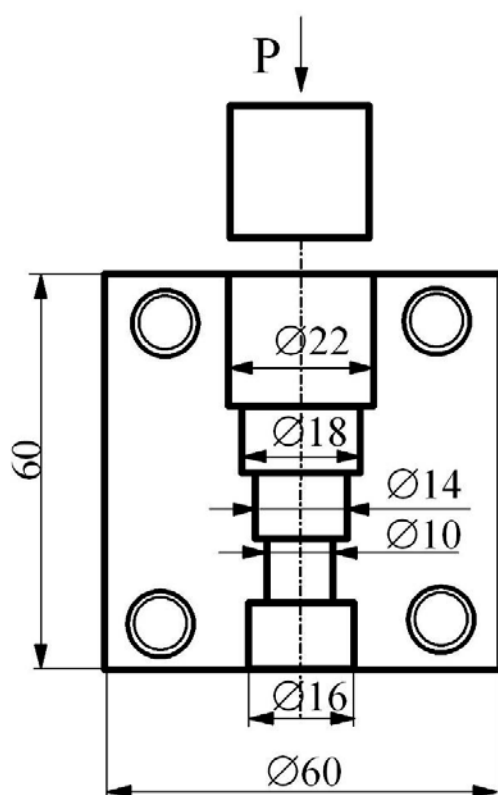


Рисунок 2.4. Схема кокиля для определения литейных характеристик при кристаллизации под давлением.

2.3. Микроструктурные исследования и фазовый анализ

Шлифы для микроструктурных исследований подготавливали на шлифовально - полировальных установках Struers Labopol-5 и Metkon.

2.3.1 Микроструктурные исследования

Микроструктурный анализ проводили на сканирующем и просвечивающем электронных микроскопах.

Для проведения микроструктурных исследований применяли электронный сканирующий микроскоп (СЭМ) TESCAN Vega 3 LMH и просвечивающий электронный микроскоп (ПЭМ) JEM 2100 высокого разрешения, фирмы JEOL, Япония. Микроскоп JEM 2100 имеет разрешение по точкам $2,3 \text{ \AA}$ и по линиям – $1,4 \text{ \AA}$, максимальное ускоряющее напряжение 200 кВ и прямое увеличение составляет до 1,5 млн. раз. В качестве источника электронов используется катод LaB_6 .

Подготовку образцов для ПЭМ проводили в 2 этапа: 1 - формирование лунки электролитическим утонением на установке Struers Tenipol-5; 2 - ионное травление образца до образования отверстия на установке PIPS (Precision Ion Polishing System, Gatan). В процессе приготовления образец подвергался бомбардировке ионами аргона с двух сторон, чтобы избежать переосаждения распыленного материала.

2.3.2 Фазовый анализ

Фазовый анализ проводили на СЭМ TESCAN Vega 3 LMH с энерго-дисперсионным детектором X-Max 80 и рентгеновском дифрактометре Bruker D8 Advance.. Зонд СЭМ был сфокусирован с

помощью электронных линз до размеров 0,1–1 мкм, что позволило анализировать состав элементов микроструктуры.

Качественный элементный состав микрообъемов определяется сравнением наблюдаемых и табличных энергий характеристического излучения. Благодаря влиянию различных факторов при использовании данного метода более тяжелые элементы в матрице из более легких дают заниженные значения концентрации. Поэтому при расчете состава вводили следующие поправки: поправка на поглощение, поправка на атомный номер, поправка на флуоресцентное возбуждение.

2.4 Термическая обработка

Образцы термически обрабатывали в муфельных электрических печах с вентилятором с точностью поддержания температуры около 1 К. Выдержку под закалку проводили в печи Nabertherm (максимальная рабочая температура 650 °C), а старение в печи Snol -1,6.2,3.0,8/9-M1 (максимальная рабочая температура 350 °C).

2.5 Определение механических свойств

2.5.1 Определение твердости

Твердость определяли методом Виккерса [94-95] На индентор подавалась нагрузка в 5 кг в течение 15 секунд. При проведении экспериментов использовалось 5-8 отпечатков на каждое состояние. Стандартная ошибка в определении среднего значения была в пределах ± 3 HV.

2.5.2 Испытания на сжатие

Испытание на сжатие проводили на комплексе физического моделирования термомеханических процессов Gleeble 3800. Образцы для испытаний представляли собой цилиндры диаметром 10 мм и высотой 15 мм. Сжатие проводили при комнатной и повышенных температурах. Нагрев до температур 200 и 250 °С проводили со скоростью 5 °С/мин. Сжатие проводили на величину истинной деформации 0,8 со скоростью 0,02 с⁻¹.

2.5.3 Испытание на ползучесть

Испытания на ползучесть проводили на цилиндрических образцах с резьбовыми головками на установке Instron МЗ. Рабочая длина образца составляла 15 мм, диаметр 5 мм. Испытания проводили при температуре 260 °С. Образцы находились под нагрузками 83, 98, 110, 125 и 140 МПа в течение одного часа. Определяли величину удлинения, которая достигается при каждой нагрузке за 1 час.

2.6 Определение пористости

Пористость определяли по отклонению экспериментальной плотности от теоретической по формуле:

$$AP = \frac{\rho_c - \rho_{ex}}{\rho_c}, \% \quad (2.1)$$

где ρ_{ex} – экспериментально определённая плотность,

ρ_c – расчетная плотность.

Экспериментально плотность определяли методом гидростатического взвешивания и рассчитывали по формуле:

$$\rho_{ex} = \frac{W_d}{W_d - W_s} \cdot \rho_w = \frac{W_d}{\Delta W} \cdot \rho_w, \quad (2.2)$$

где W_d – масса образца на воздухе,

W_s – масса образца в воде,

ρ_w – плотность дистиллированной воды.

Теоретическую плотность рассчитывали по правилу смеси:

$$\rho_c = V_{частиц} \cdot \rho_{частиц} + V_{матрицы} \cdot \rho_{матрицы}. \quad (2.3)$$

2.7 Определение коэффициента термического расширения

Средний линейный КТР определяли с использованием горизонтального дилатометра Linseis L75 в температурном интервале 20-200 °С, ошибка в определении не превышала $0,1 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$.

2.8 Моделирование ползучести и напряжений при работе поршня двигателя

Для моделирования испытания на ползучесть использована модель конечных элементов с программным обеспечением Deform 3D. Модель образца была разбита на 8000 элементов. Расчет проведен при температуре 260 °С и усилии 2000 Н. На рисунке 2.5 представлен исходных образец до начала расчета.

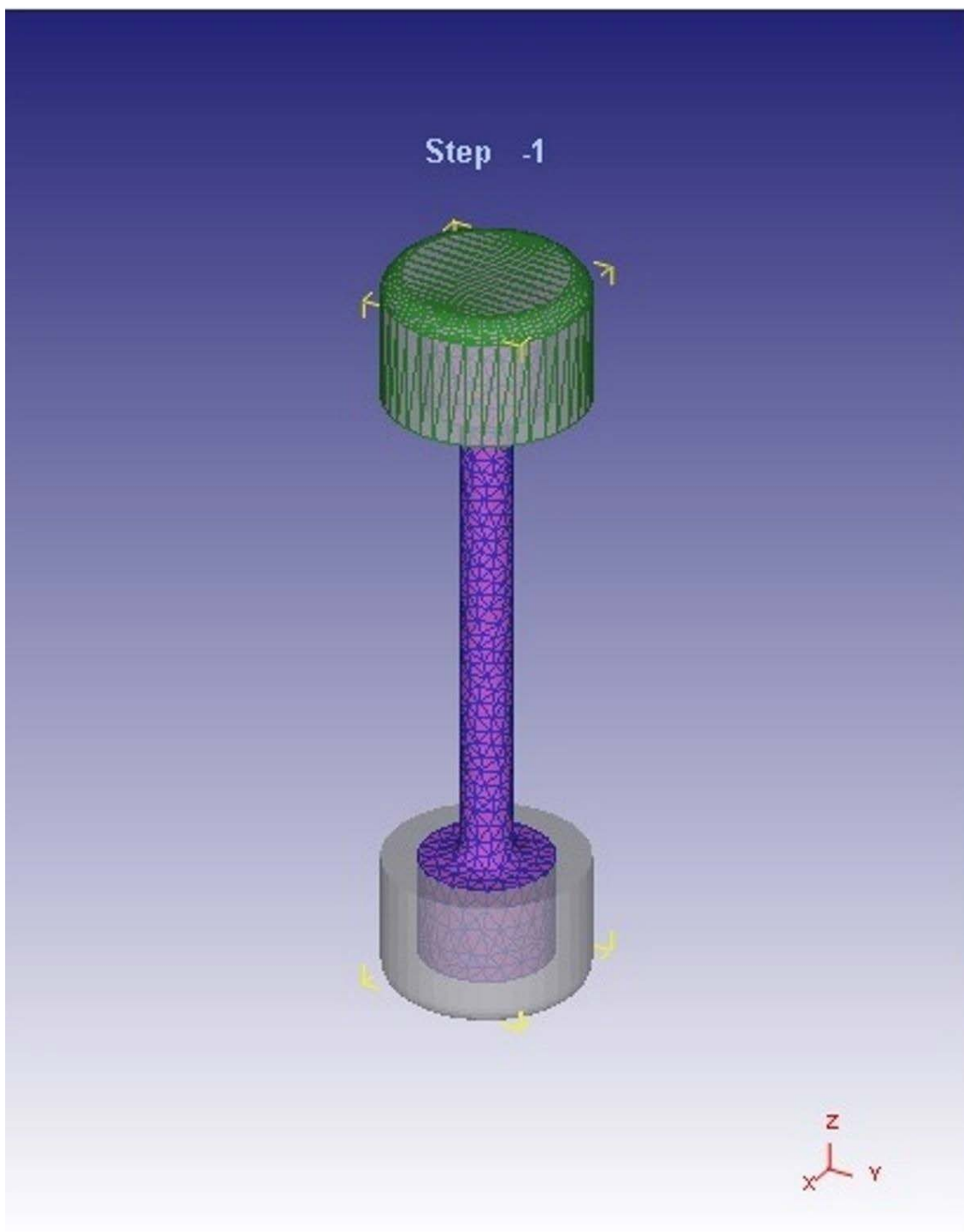


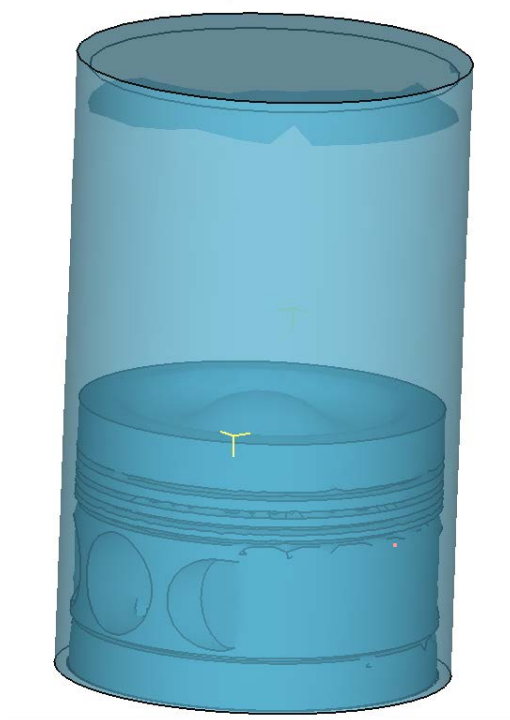
Рисунок 2.5 – Модель образца для моделирования процесса ползучести

Для оценки работоспособности композиционного материала была построена конечноэлементная модель работы поршня. Модель поршня представлена на рисунке 2.6а. Модель была разбита на 50000 элементов. В качестве граничных условий были заданы условия теплообмена между

поршнем и разогретыми продуктами сгорания, а также условия термического и деформационного взаимодействия с цилиндром (рисунок 2.6б).



а



б

Рисунок 2.6 – Модель поршня (а) и расположение деталей (б) для расчета методом конечных элементов

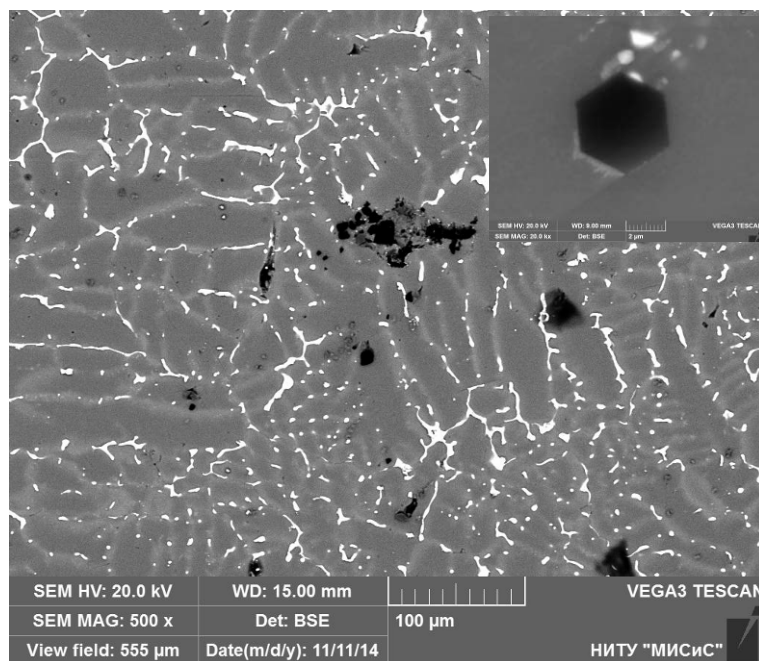
3 Микроструктура и фазовый состав МКМ на основе сплава Al-5%Cu

Обычно керамические частицы имеют низкую смачиваемость расплавом, поэтому их предварительно активируют термически или химически, либо наносят на частицы покрытия для повышения их смачиваемости, например, никелирование нитридов [96-100]. Химическая активация и нанесение покрытий являются весьма трудоемкими и представляют сугубо научный интерес, поскольку осуществление таких операций в промышленных масштабах будет очень затратным. В настоящей работе частицы B_4C , Si_3N_4 и BN , предварительно подогретые до $250\text{ }^{\circ}\text{C}$, вводили в воронку расплава, получаемую вращением специально сконструированной четырехлопастной титановой лопатки со скоростью 450 об/мин, при температуре $900\text{ }^{\circ}\text{C}$. Разливку производили в стальной кокиль при свободной кристаллизации и кристаллизации под давлением в 100 МПа.

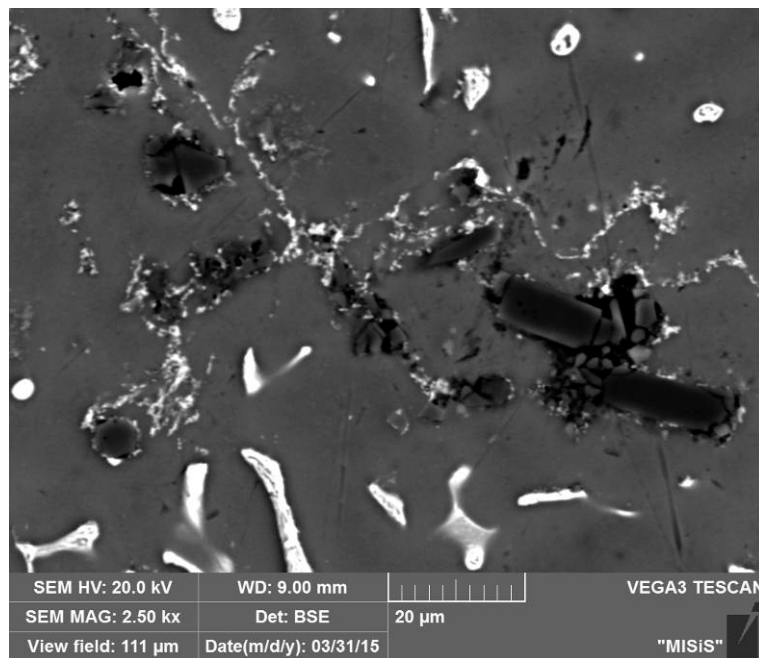
В первую очередь рассмотрим формирование структуры МКМ, полученных при свободной кристаллизации – классическая технология литья.

На рисунке 3.1 представлены типичные микроструктуры МКМ, полученные свободной кристаллизацией. Несмотря на то, что частицы B_4C хорошо смачиваются расплавом, распределение их в матрице неоднородно (рисунок 3.1а). Из-за плохой смачиваемости нитридов бора и кремния большая часть частиц образует агломераты, и в результате однородного распределения частиц в матрице добиться не удастся (рисунок 3.1б, г). На границах частица/матрица в большом количестве случаев присутствуют пустоты. К тому же нитрид бора, помимо собственной низкой плотности, имеет также низкую насыпную

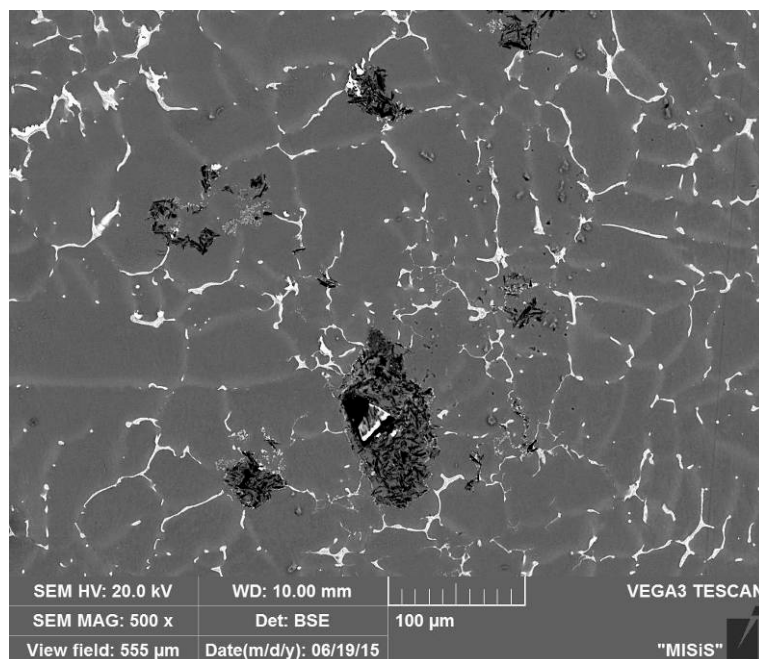
плотность, примерно в два раза меньше, чем у B_4C и Si_3N_4 , что еще в большей степени затрудняет его введение в расплав.



а



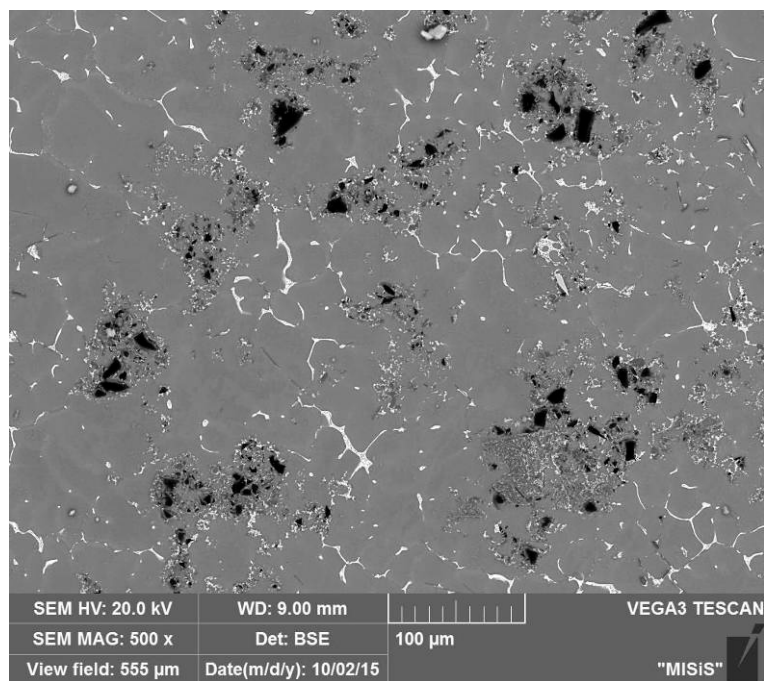
б



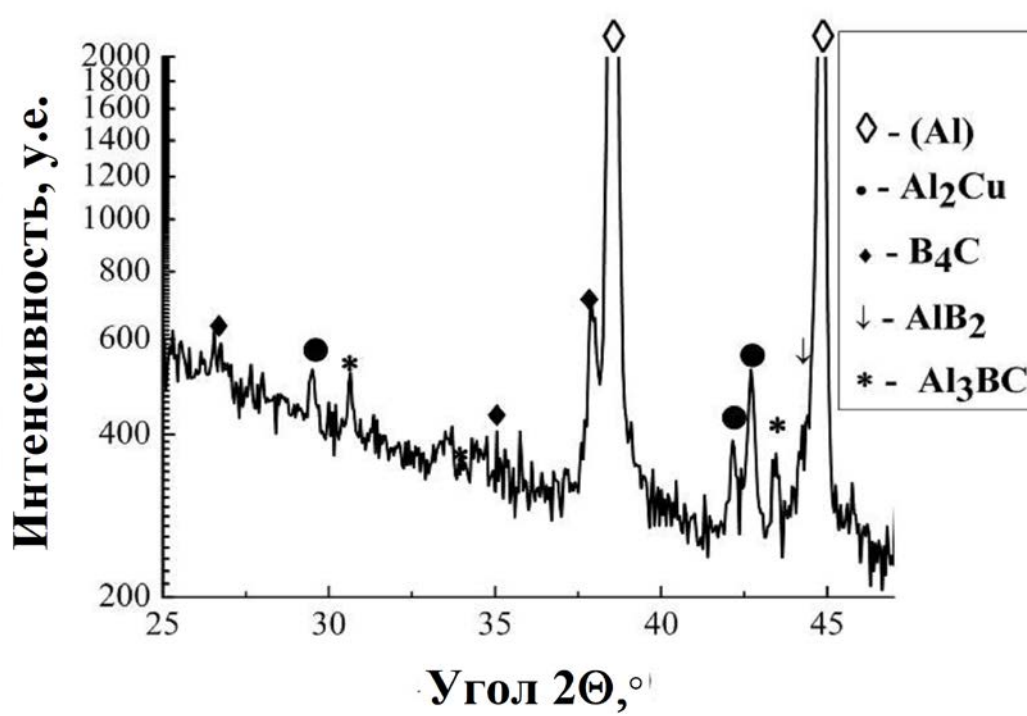
В

Рисунок 3.1. Типичные микроструктуры МКМ, полученных свободной кристаллизацией: Al-5%Cu-2%B₄C (а), Al-5%Cu-5%Si₃N₄ (б) и Al-5%Cu-5%BN (в)

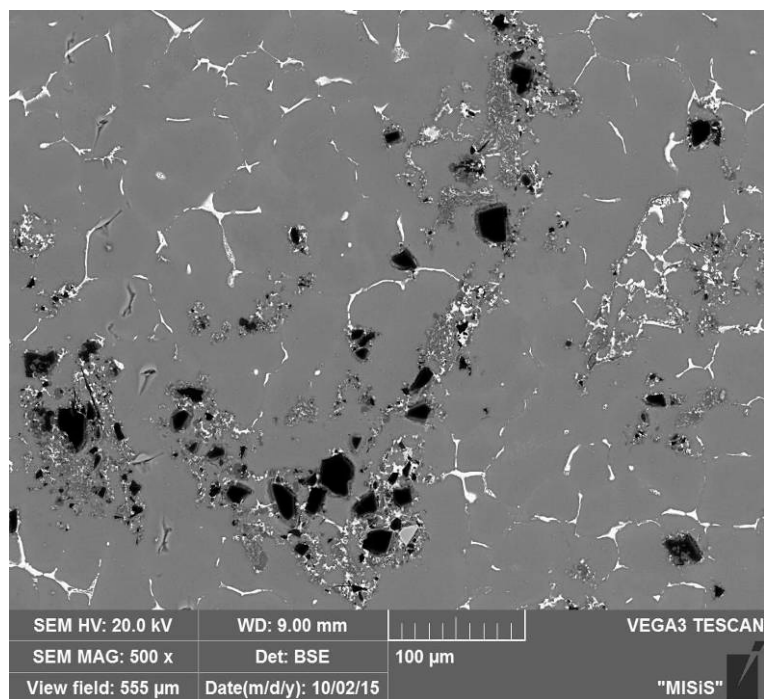
Далее были получены МКМ тех же составов методом кристаллизации под давлением. На рисунках 3.2-3.4 представлены соответствующие микроструктуры и рентгенограммы. Во всех МКМ кристаллизация под давлением привела к повышению однородности распределения частиц. Пор и пустот не наблюдается, каждая частица окружена матрицей.



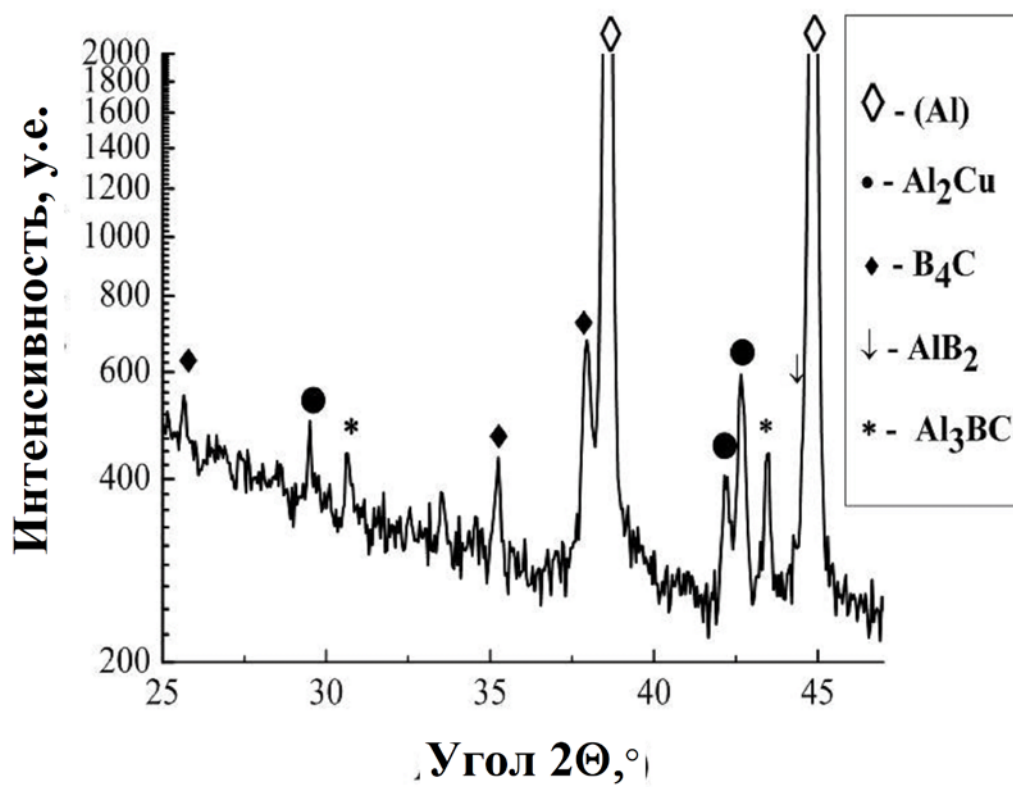
a



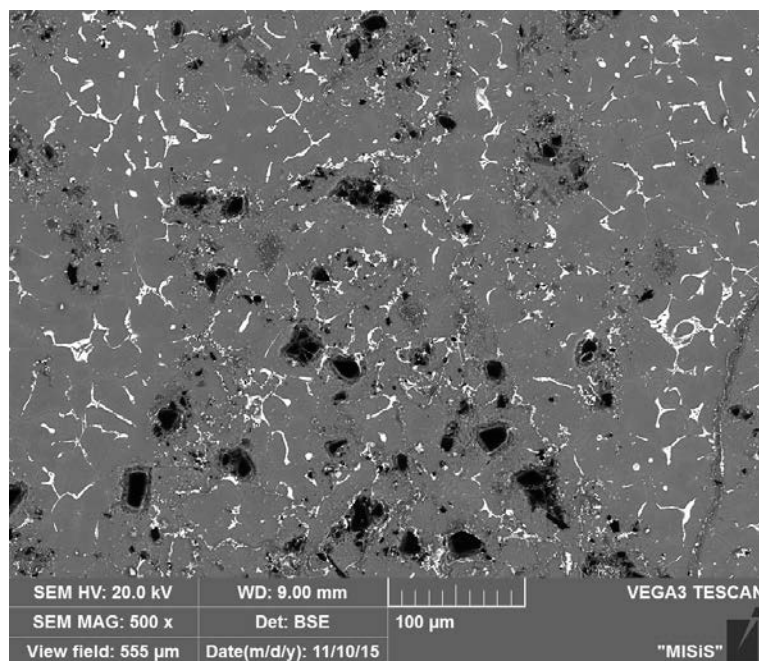
б



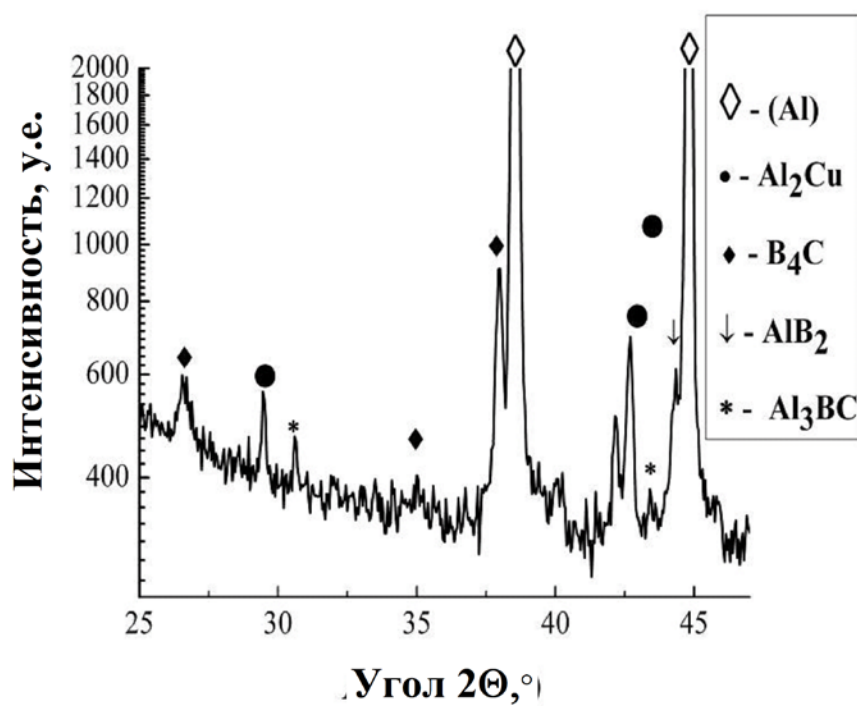
В



Г

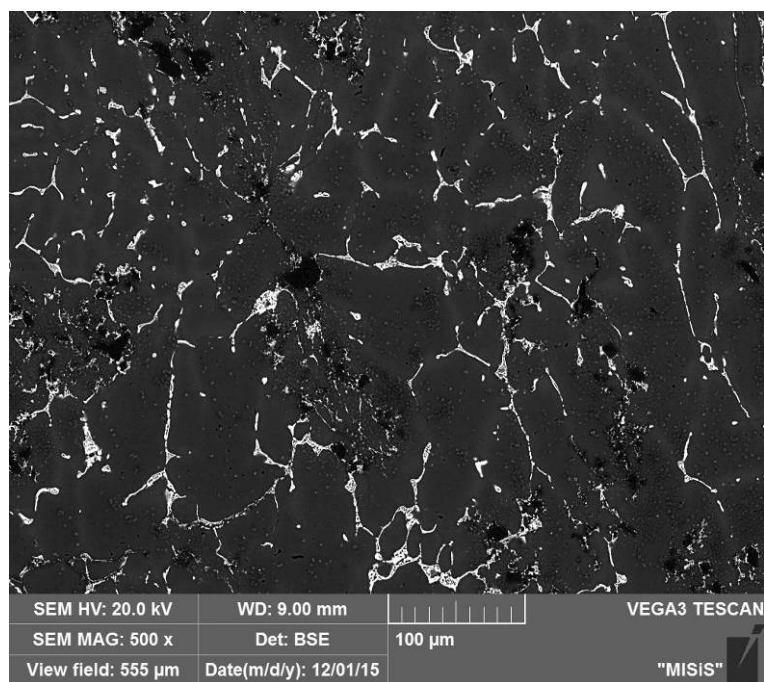


Д

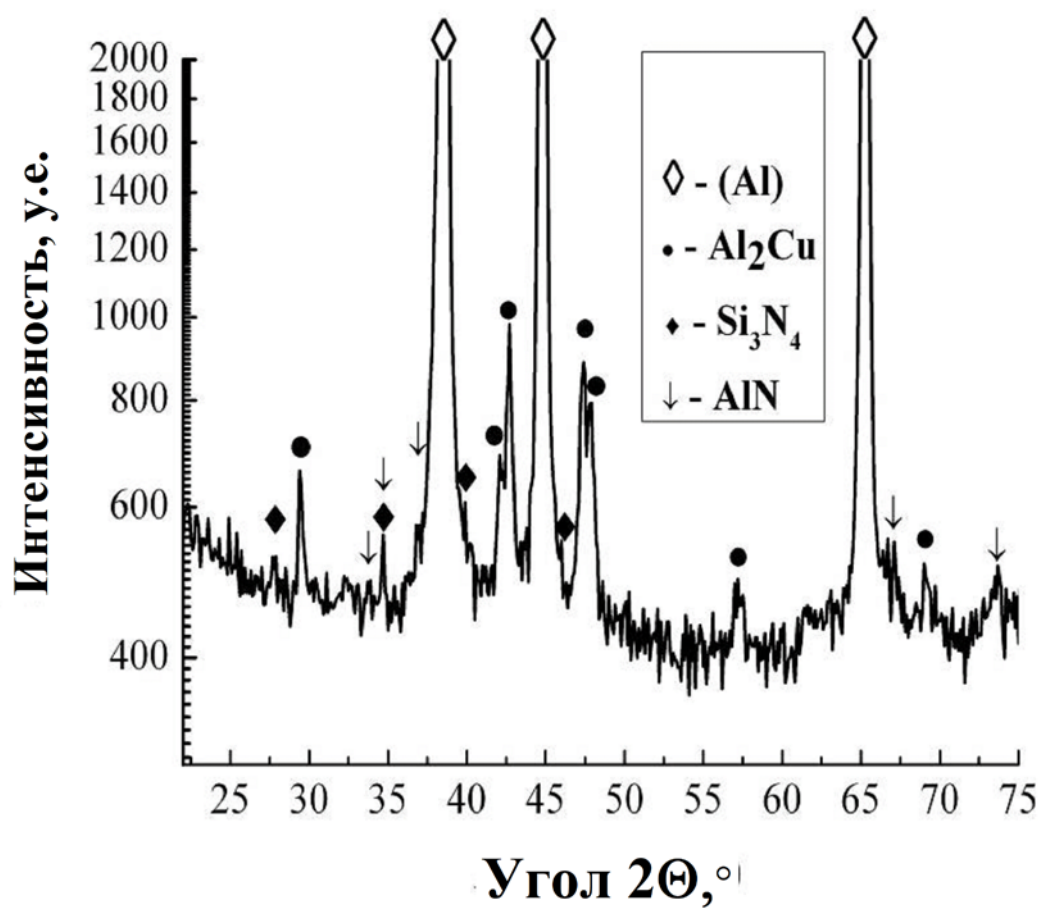


е

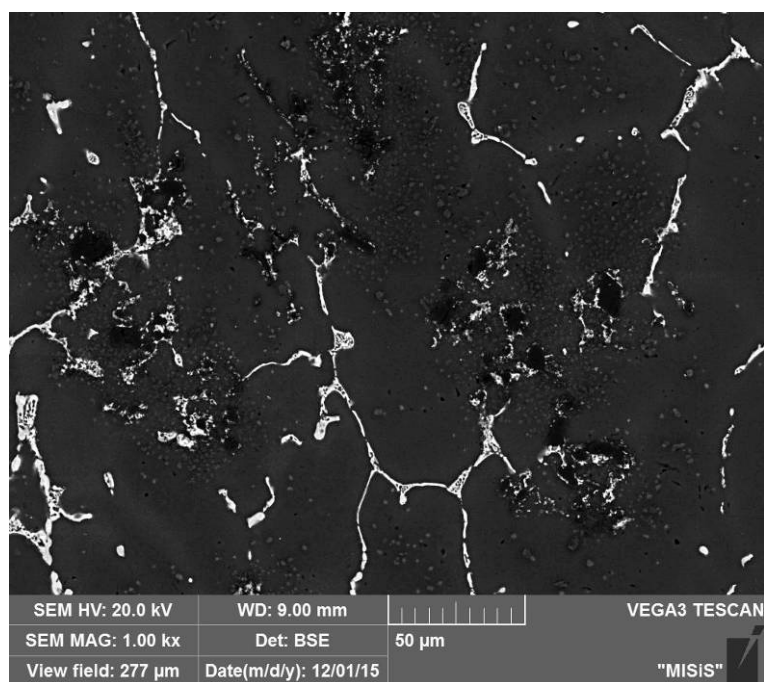
Рисунок 3.2. Микроструктуры (а, в, д) и рентгенограммы (б, г, е) МКМ после кристаллизации под давлением: Al-5%Cu-2%B₄C (а, б), Al-5%Cu-5%B₄C (в, г), Al-5%Cu-7%B₄C (д, е)



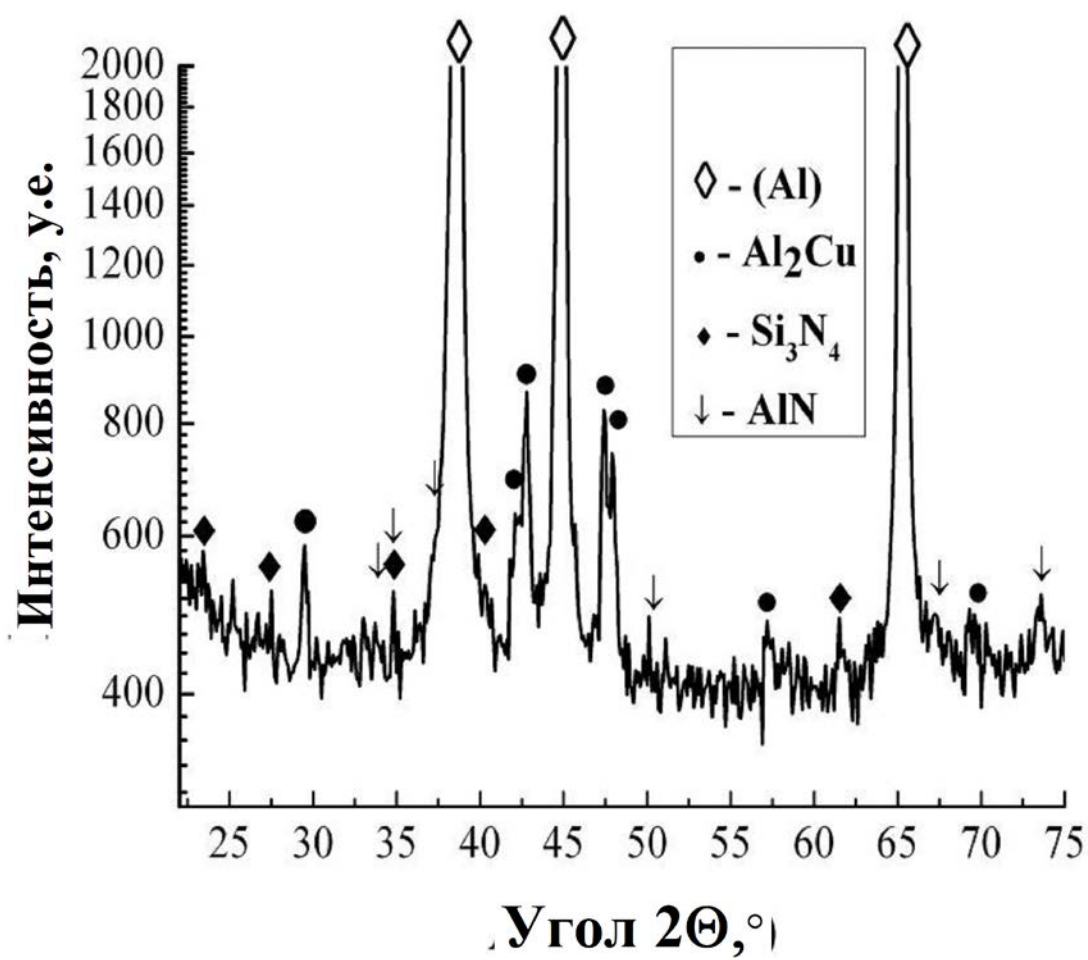
a



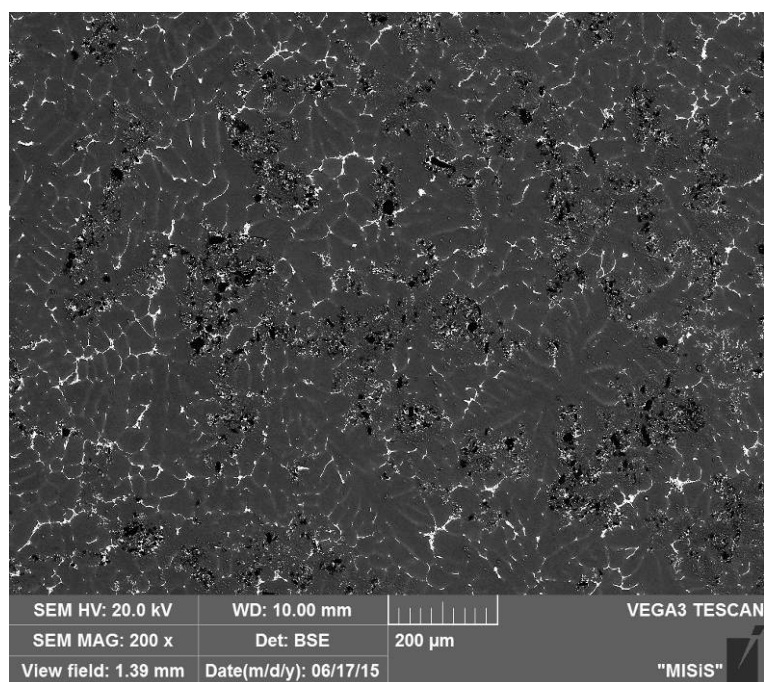
б



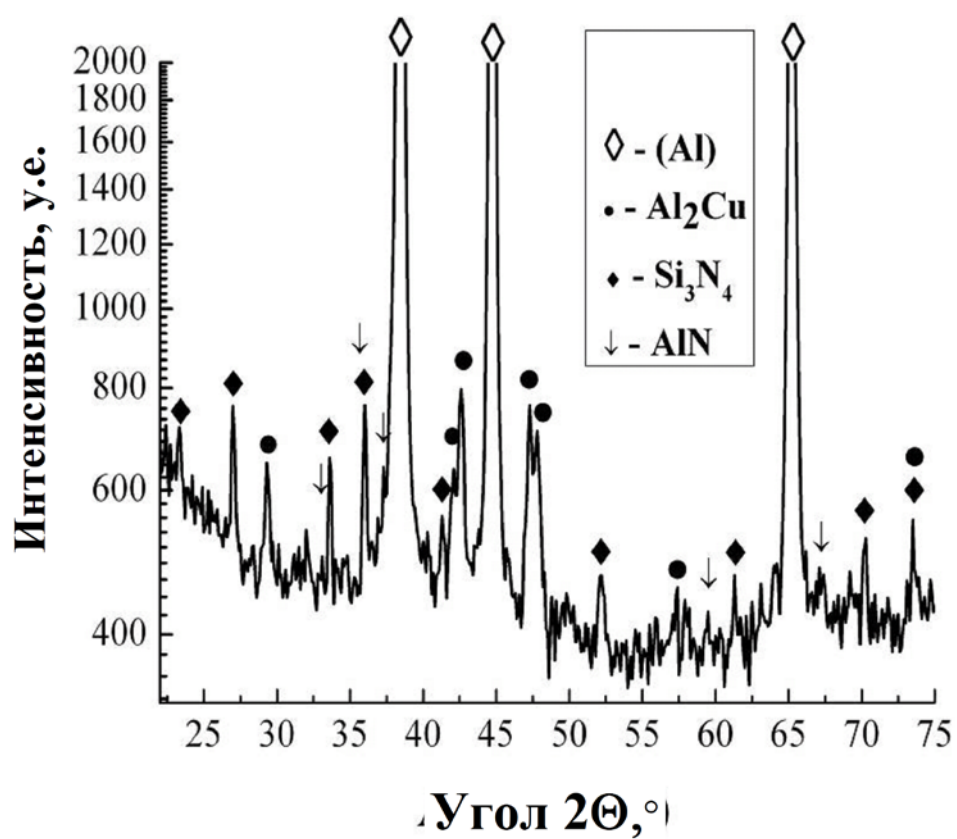
B



Г

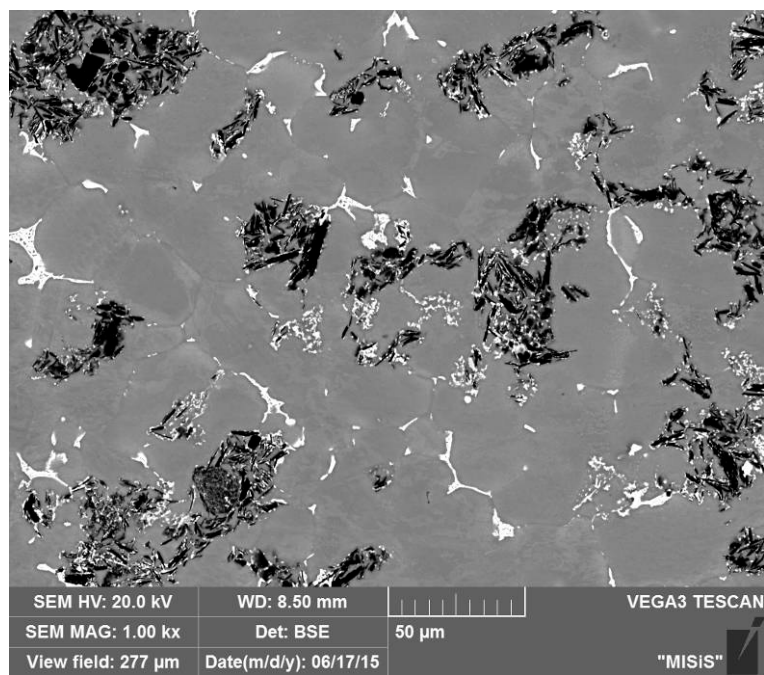


Д

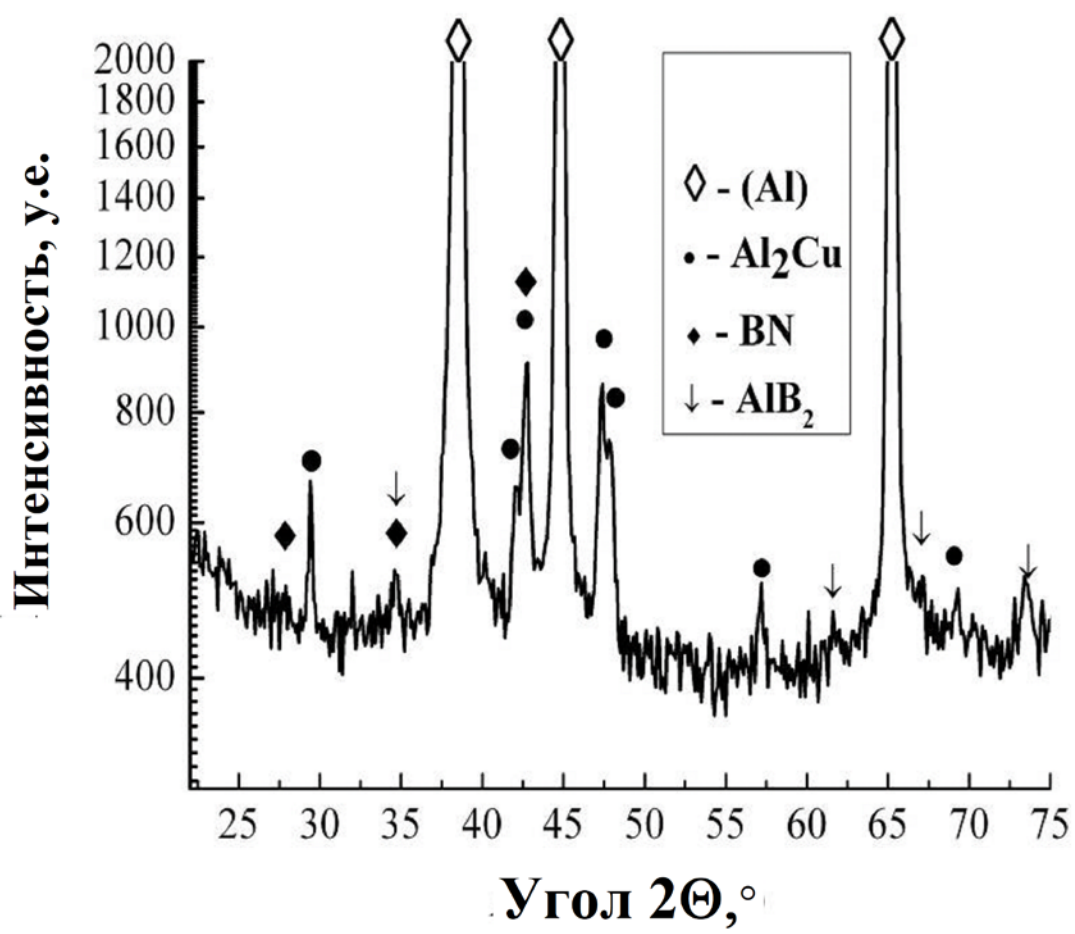


е

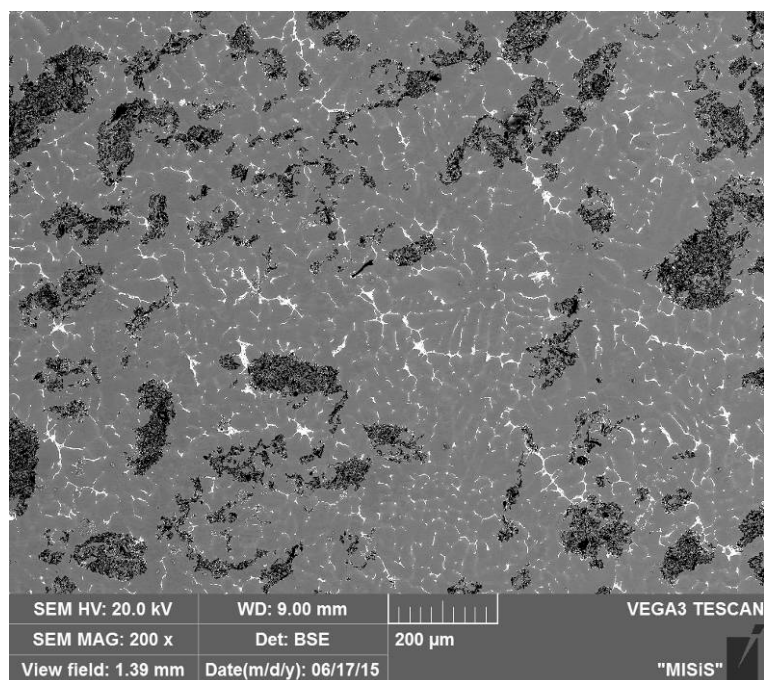
Рисунок 3.3. Микроструктуры (а, в, д) и рентгенограммы (б, г, е):
 Al-5%Cu-2% Si_3N_4 (а, б), Al-5%Cu-5% Si_3N_4 (в, г), Al-5%Cu-7% Si_3N_4 (д,
 е) – кристаллизация под давлением



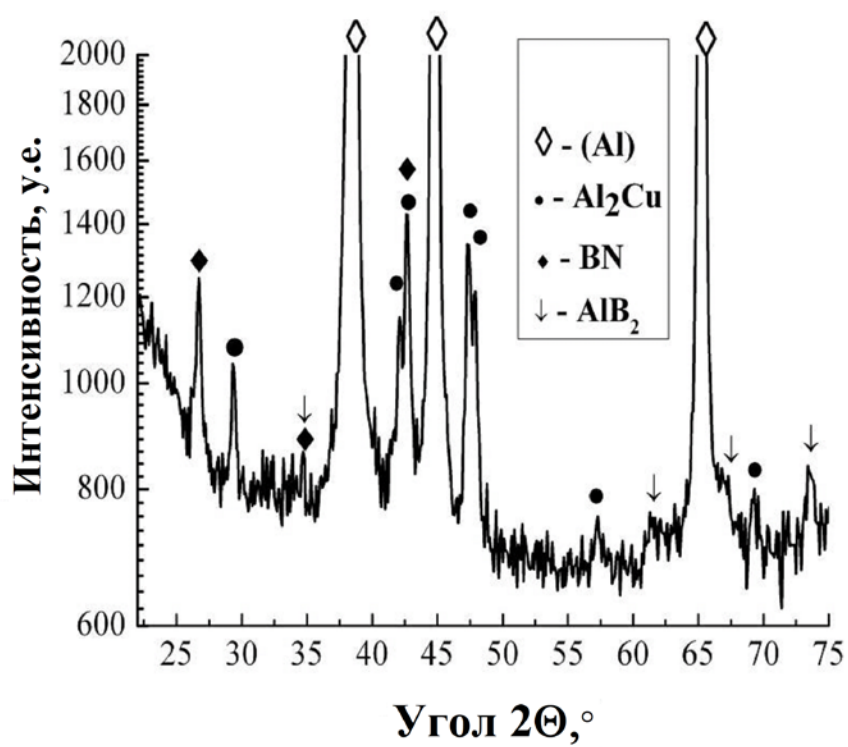
a



б



В

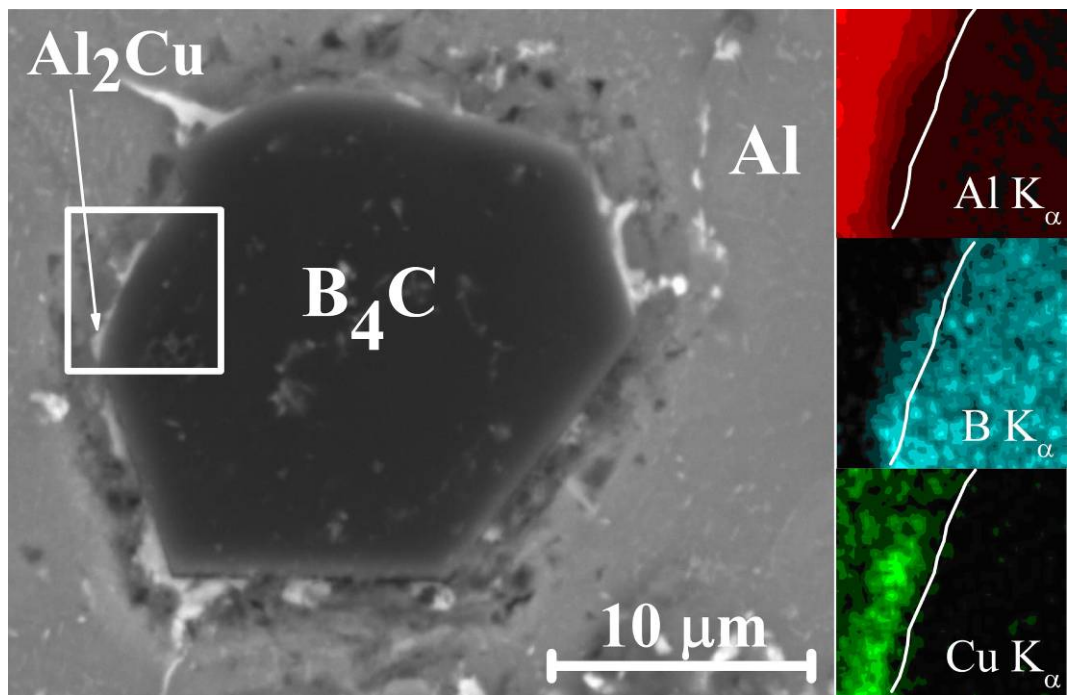


Г

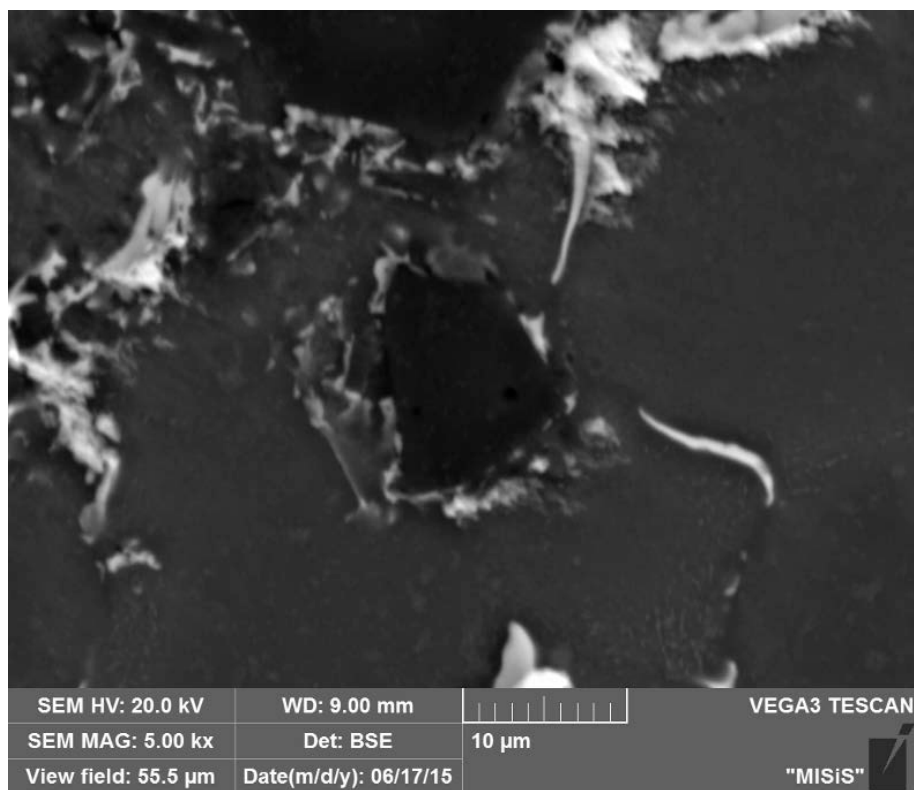
Рисунок 3.4. Микроструктуры (а, в) и рентгенограммы (б, г) МКМ: Al-5%Cu-2%BN (а, б) и Al-5%Cu-5%BN (в, г) – кристаллизация под давлением

Повышение смачиваемости при кристаллизации под давлением привело к активации диффузии при взаимодействии армирующих частиц с матрицей. В результате на рентгенограммах МКМ были выявлены пики новых фаз AlB_2 , Al_3BC (рисунок 3.2б, г, е), AlN (рисунок 3.3б, г, е) и AlB_2 (рисунок 3.4б, г) в МКМ, армированных частицами B_4C , Si_3N_4 и BN , соответственно. При этом стоит отметить, что только в МКМ с карбидом бора наблюдаются четкие, отдельные пики с высокой интенсивностью, отвечающие новым фазам AlB_2 и Al_3BC . В МКМ с нитридами выявляются перекрывающиеся другими фазами пики и пики с интенсивностью, близкой к фону.

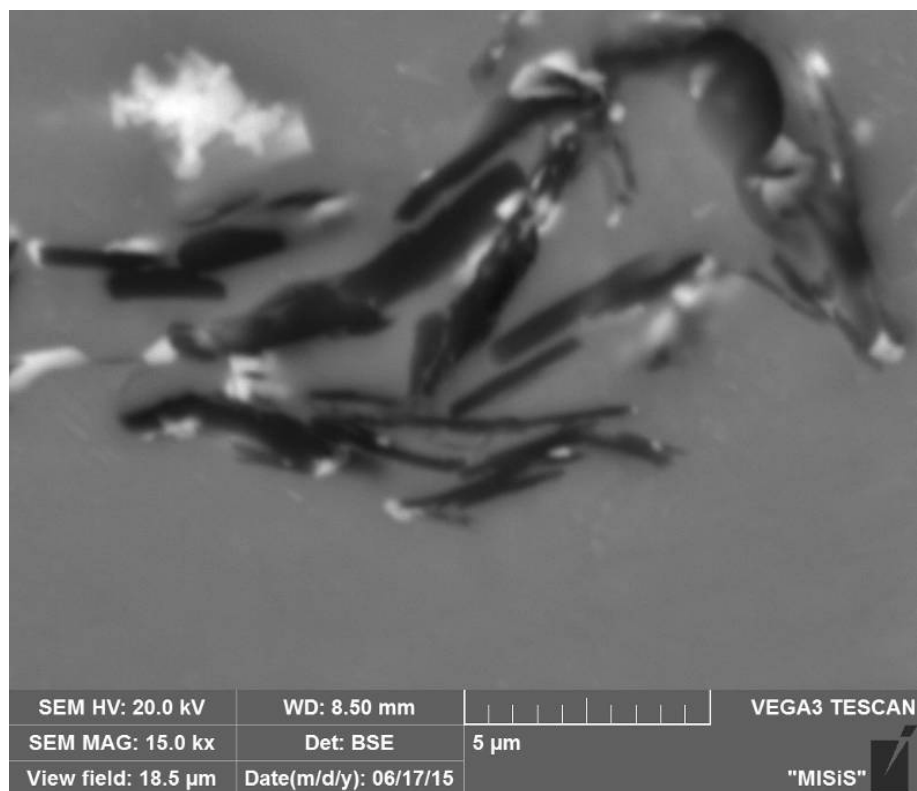
На рисунке 3.5 представлены микроструктуры МКМ при больших увеличениях. Анализируя межфазную границу, удалось выявить диффузионную зону только в композиционном материале $\text{Al-5\%Cu-B}_4\text{C}$ (рисунок 3.5а). На снимках в характеристических излучениях Al , B и Cu отмечена белая линия, соответствующая границе частица/матрица на фото СЭМ (рисунок 3.5а). Как видно, левее границы, то есть в матрице отмечаются характеристические рефлексы бора и пониженная концентрация алюминия. Исследование тонкой структуры в ПЭМ позволило выявить наличие на границе матрица - частица B_4C фазы AlB_2 в МКМ $\text{Al-5\%Cu-7\%B}_4\text{C}$ (рисунок 3.6).



a

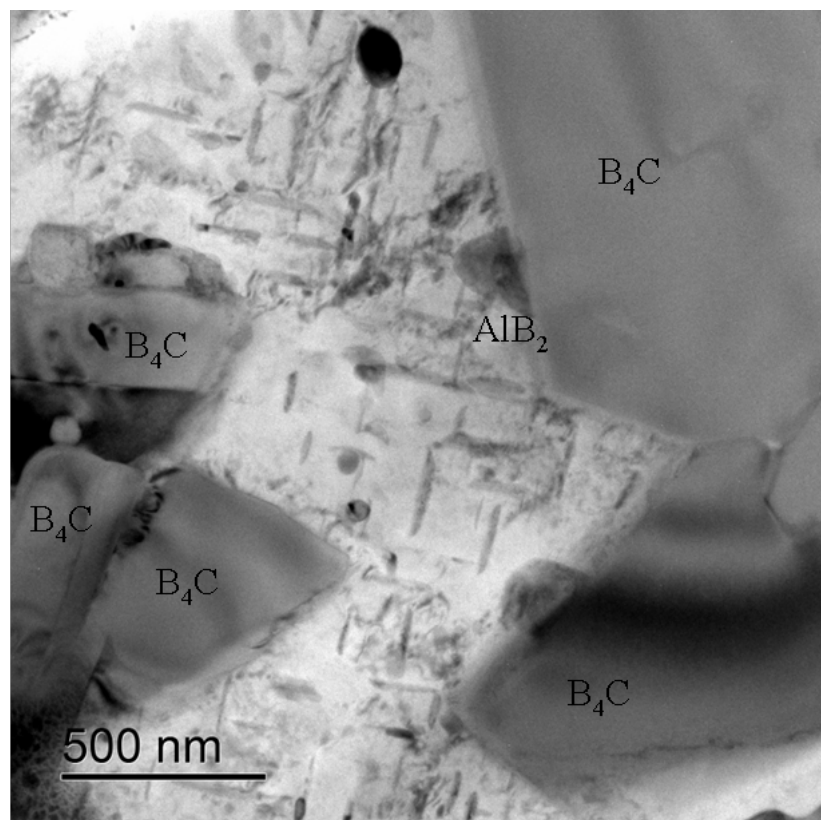


6

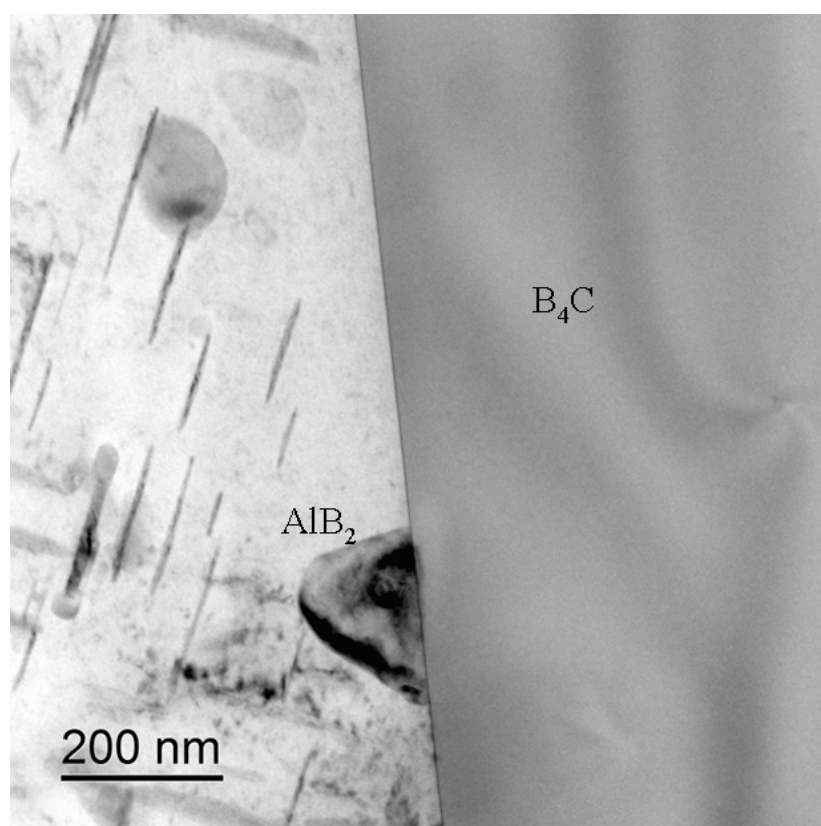


В

Рисунок 3.5. Микроструктуры МКМ при больших увеличениях:
 Al-5%Cu-7%B₄C (а), Al-5%Cu-7% Si₃N₄ (б), Al-5%Cu-5%BN (в)



a



б

Рисунок 3.6. Микроструктуры МКМ Al-5%Cu-7%B₄C (ПЭМ)

Выводы по главе 3

1. С использованием специально сконструированной четырехлопастной титановой лопатки методами механического замешивания и кристаллизацией под давлением получены МКМ на основе сплава Al-5%Cu, армированные частицами B_4C , Si_3N_4 и BN.

2. Микроструктурные исследования показали повышение однородности распределения и смачиваемости армирующих частиц при получении МКМ методом кристаллизации под давлением.

3. Рентгенофазовый анализ МКМ позволил выявить пики новых фаз AlB_2 , Al_3BC , AlN и AlB_2 в МКМ, армированных частицами B_4C , Si_3N_4 и BN, соответственно. При этом только в МКМ с карбидом бора наблюдаются четкие, отдельные пики с высокой интенсивностью, отвечающие новым фазам AlB_2 и Al_3BC . В МКМ с нитридами выявляются перекрывающиеся другими фазами пики и пики с интенсивностью, близкой к фону. В ПЭМ выявлено наличие фазы AlB_2 на границе матрица - частица B_4C фазы AlB_2 в МКМ Al-5%Cu-7% B_4C .

4. В МКМ Al-5%Cu- B_4C с использованием СЭМ выявлена диффузия бора в алюминиевую матрицу, что свидетельствует о хорошей смачиваемости карбида бора алюминиевым расплавом и прохождении процессов фазообразования на границе частица - матрица.

4. Физические свойства МКМ на основе сплава Al-5%Cu

4.1. Плотность и пористость МКМ на основе сплава Al-5%Cu

Метод механического замешивания частиц в расплав имеет один основной недостаток – газонасыщение [101-107]. В таблице 4.1 представлены результаты измерения плотности и пористости МКМ на основе сплава Al-5%Cu, полученных методами механического замешивания и кристаллизации под давлением.

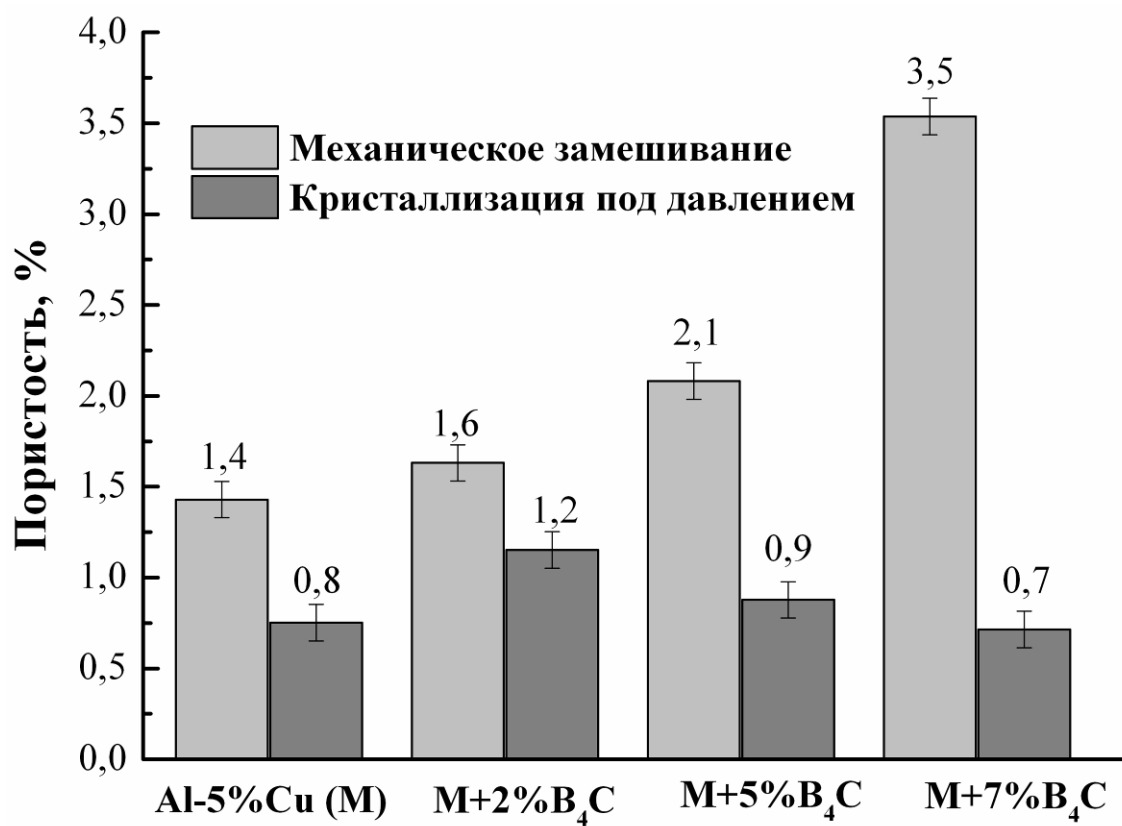
Таблица 4.1. Плотность и пористость МКМ на основе сплава Al-5%Cu, полученных методами механического замешивания и кристаллизации под давлением

Состав	Плотность, г/см ³		Пористость, %	
	Механическое замешивание	Кристаллизация под давлением	Механическое замешивание	Кристаллизация под давлением
Al-5%Cu	2,7797	2,7988	1,4	0,8
Al-5%Cu-2%B ₄ C	2,7681	2,7816	1,6	1,2
Al-5%Cu-5%B ₄ C	2,7466	2,7804	2,1	0,9
Al-5%Cu-7%B ₄ C	2,7000	2,779	3,5	0,7
Al-5%Cu-2% Si ₃ N ₄	2,7771	2,7934	1,8	1,2
Al-5%Cu-5% Si ₃ N ₄	2,7663	2,8055	2,6	1,2
Al-5%Cu-7% Si ₃ N ₄	2,5573	2,7918	10,2	1,9

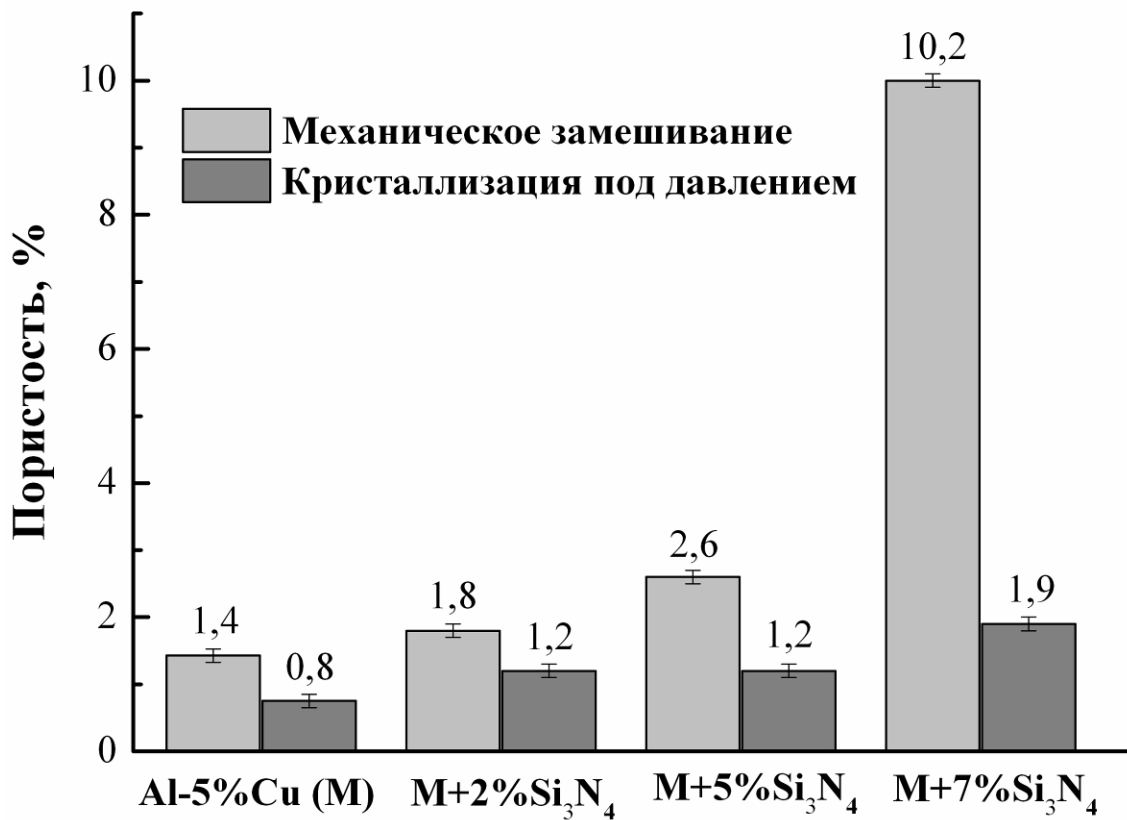
Состав	Плотность, г/см ³		Пористость, %	
	Механическое замешивание	Кристаллизация под давлением	Механическое замешивание	Кристаллизация под давлением
Al-5%Cu-2%BN	2,7382	2,7840	2,4	0,8
Al-5%Cu-5%BN	2,5464	2,7807	8,5	1,0

На рисунке 4.1 для наглядности представлены гистограммы зависимости пористости от содержания вводимых частиц и технологии получения МКМ. Как видно из рисунка 4.1а и данных таблицы 4.1, введение в матричный сплав 2% В₄С приводит к незначительному увеличению пористости, в то время как большие количества частиц порошка (до 7%) повышают пористость с 1 до 3,5 %. Большое повышение пористости с увеличением содержания армирующих частиц обусловлено большей продолжительностью замешивания частиц, и, соответственно, большим газонасыщением. Особенно это заметно при введении частиц Si₃N₄ и BN, которые, имея малую насыпную плотность, требуют самого продолжительного времени введения.

В результате в МКМ Al-5%Cu-5%BN пористость составляет 8,5%, а в Al-5%Cu-7% Si₃N₄ – 10,2% (таблица 4.1 и рисунок 4.1). Однако все негативные факты повышенной пористости полностью устраняются при получении МКМ кристаллизацией под давлением. Во всех случаях пористость МКМ практически не превышает пористости матричного сплава Al-5%Cu, полученного, в том числе, при свободной кристаллизации.



a



б

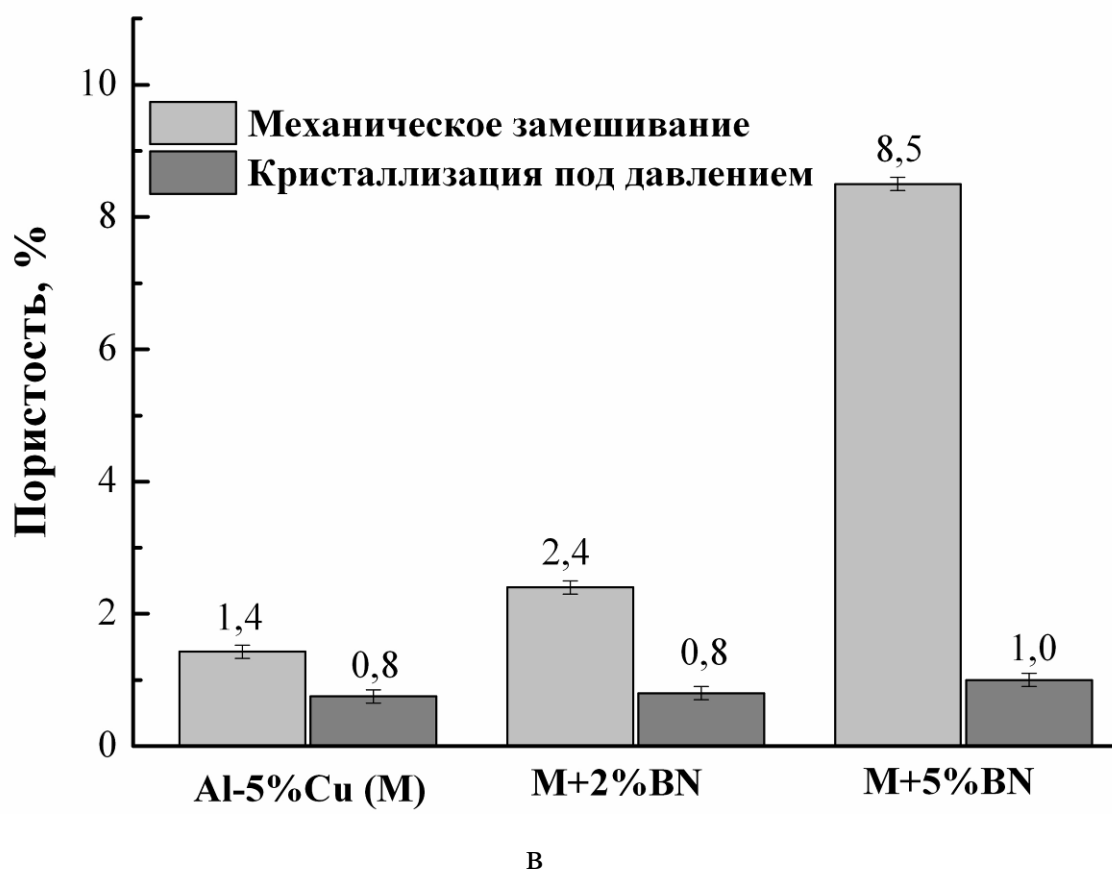


Рисунок 4.1. Пористость МКМ на основе сплава Al-5%Cu, полученных методами механического замешивания и кристаллизации под давлением: армирование B_4C (а), Si_3N_4 (б) и BN (в)

4.2. Коэффициент термического расширения

Керамические частицы, имея собственный низкий КТР, должны снижать КТР композиционного материала. Однако вклад частиц в КТР композита в первую очередь будет зависеть от межфазного взаимодействия частица/матрица, а также от упругих свойств и КТР новых фаз, образующихся в процессе взаимодействия частиц с матрицей. Последний фактор учесть при расчетной оценке весьма сложно, поэтому далее будут представлены результаты экспериментального и расчетного определения КТР МКМ на основе

сплава Al-5%Cu с учетом объемного модуля упругости матричного сплава ($B_m \sim 70$ ГПа) и модуля упругости армирующих частиц (B_q). КТР (α) можно рассчитать по следующей формуле, отражающей правило смеси, с учетом вклада упругих характеристик:

$$\alpha = \frac{\alpha_m \cdot B_m \cdot V_m + \alpha_q \cdot B_q \cdot V_q}{B_m \cdot V_m + B_q \cdot V_q}, \quad (4.1)$$

где α_m и α_q – КТР матрицы и частиц; V_m и V_q – объемные доли матрицы и частиц.

Для расчета КТР МКМ использованы данные по термическому расширению и модулю упругости частиц, представленные в таблице 2.1. По наиболее свежим данным работ [82-89] выбраны следующие данные для расчета: $\alpha_{BN} = 1,1 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$, $B_{BN} = 140$ ГПа, $B_{Si_3N_4} = 94$ ГПа, $B_{B_4C} = 237$ ГПа.

Таблица 4.2. Расчетные и экспериментальные значения КТР в интервале 20-100 °С матричного сплава и МКМ на его основе, полученных кристаллизацией под давлением.

Состав	КТР·10 ⁻⁶ , °C ⁻¹		Отклонение эксп./расчет, %
	расчет	эксперимент	
Al-5%Cu	20,2 (эксп.)	20,2	-
Al-5%Cu-2%B ₄ C	19,1	17,2	-9,9
Al-5%Cu-5%B ₄ C	17,6	17,2	-2,3
Al-5%Cu-7%B ₄ C	16,8	17,1	1,8
Al-5%Cu-2% Si ₃ N ₄	19,7	20,0	1,5
Al-5%Cu-5% Si ₃ N ₄	19,1	19,8	3,7
Al-5%Cu-7% Si ₃ N ₄	18,6	19,7	5,9
Al-5%Cu-2%BN	19,5	20,1	3,1
Al-5%Cu-5%BN	18,4	19,4	5,4

Таблица 4.3. Расчетные и экспериментальные значения КТР в интервале 20-200 °С матричного сплава и МКМ на его основе, полученных кристаллизацией под давлением.

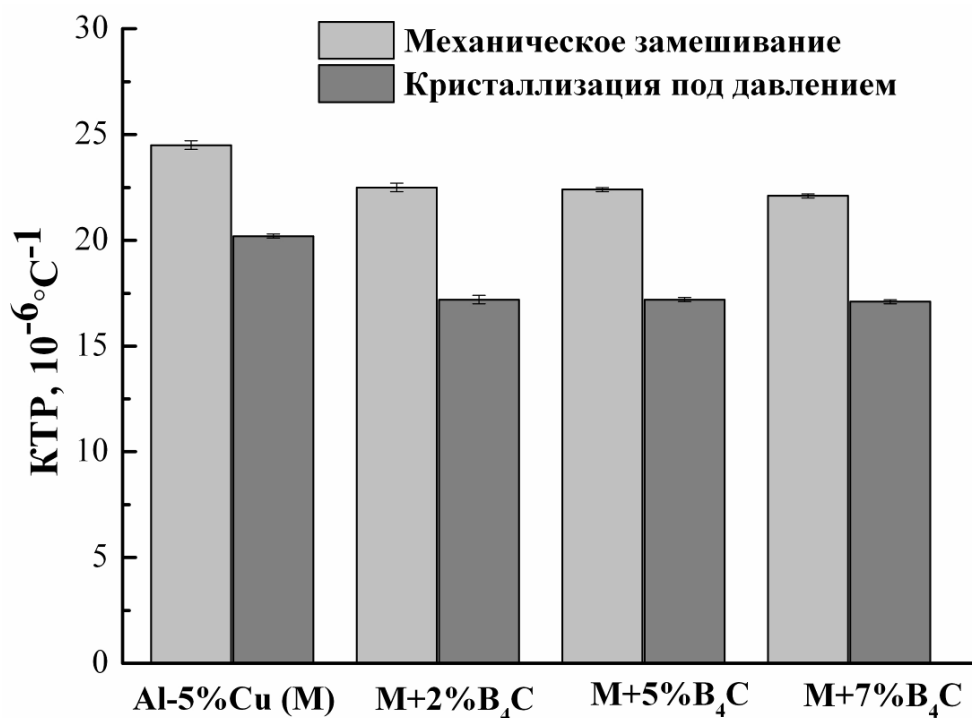
Состав	КТР·10 ⁻⁶ , °C ⁻¹		Отклонение эксп./расчет, %
	расчет	эксперимент	
Al-5%Cu	22,2 (эксп.)	22,2	-
Al-5%Cu-2%B ₄ C	21,0	20,2	-3,8
Al-5%Cu-5%B ₄ C	19,3	19,8	2,6
Al-5%Cu-7%B ₄ C	18,3	19,0	3,8
Al-5%Cu-2% Si ₃ N ₄	21,7	21,8	0,5
Al-5%Cu-5% Si ₃ N ₄	20,4	21,4	4,9
Al-5%Cu-7% Si ₃ N ₄	19,8	21,3	7,6
Al-5%Cu-2%BN	21,4	21,9	2,3
Al-5%Cu-5%BN	20,2	21,3	5,4

Как видно из данных таблиц 4.2 и 4.3, отклонения в расчетных и экспериментальных значениях КТР не превышают 10%. В случае нитридов наблюдаются самые большие отклонения в сторону повышенной величины экспериментально определенного КТР. Это может быть связано со следующими факторами – повышенная пористость и плохое межфазное взаимодействие. Если учесть, что пористость всех МКМ примерно одинакова и не превышает 2% (таблица 4.1), то остается последний фактор.

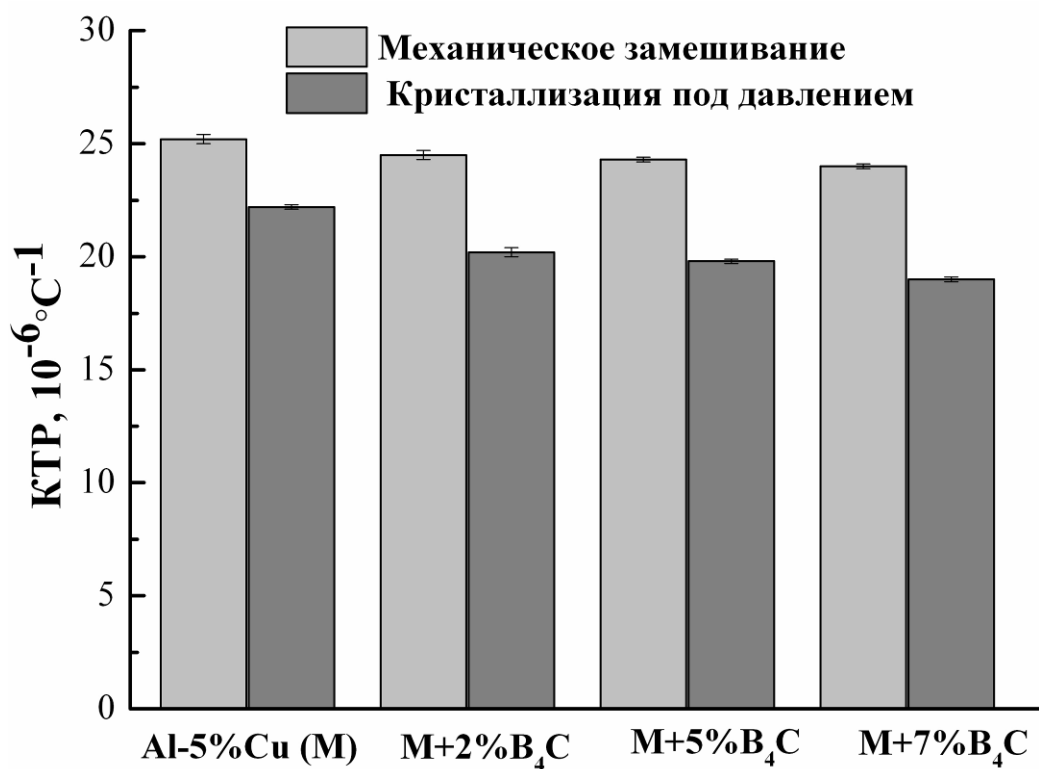
Как было показано ранее, лучшее взаимодействие на границе частица/матрица наблюдается в МКМ, армированных карбидом бора (рисунки 3.2-3.5). В результате, в МКМ с B₄C наблюдается относительно небольшое отклонение экспериментальных данных от расчетных и с повышением его содержания наибольшее снижение КТР. В случае с нитридом кремния КТР снижается максимум на 0,5-0,9·10⁻⁶

$^6 \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ согласно экспериментальным данным, в то время как согласно расчету при 7% Si_3N_4 КТР должен был снизиться на $1,6-2,4 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$.

На рисунке 4.2 представлены гистограммы зависимости КТР от содержания карбида бора в МКМ, полученных по двум использованным технологиям. Можно отметить, что использование кристаллизации под давлением для получения МКМ приводит к существенному снижению КТР за счет снижения пористости и повышения взаимодействия матрицы с частицами. При этом в МКМ Al-5%Cu- B_4C величина среднего КТР в интервале температур 20-100 $^\circ\text{C}$ составляет $(17,1-17,2) \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$, в то время как в поршневых силуминах типа АК12ММгН в том же интервале температур КТР находится в пределах $(18-20) \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$. В результате, исследуемые МКМ, армированные частицами карбида бора со средним размером 5 мкм, имеют более низкий КТР, чем классические поршневые силумины, даже в интервале температур 20-200 $^\circ\text{C}$, где величина термического расширения составляет $(19-20) \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$.



а



б

Рисунок 4.2. Средний КТР в интервалах температур 20-100 °С (а) и 20-200 °С (б) в зависимости от содержания карбида бора и технологии получения МКМ

Выводы по главе 4

1. Показано, что с увеличением содержания армирующих частиц в МКМ, полученных механическим замешиванием с последующей свободной кристаллизацией, существенно повышается пористость из-за увеличения времени введения частиц и, соответственно, большего газонасыщения.

2. Кристаллизация под давлением приводит к существенному снижению пористости МКМ до уровня матричного сплава Al-5%Cu. Пористость при этом составляет не более 2%.

3. Расчетным и экспериментальным методами определены значения КТР в интервалах температур 20-100 °C и 20-200 °C для МКМ, армированных частицами B_4C , Si_3N_4 и BN. Отклонения в расчетных и экспериментальных значениях КТР не превышают 10%.

4. В МКМ, армированных Si_3N_4 и BN, наблюдаются самые большие отклонения в сторону повышенной величины экспериментально определенного КТР, что связано скорее всего с плохим межфазным взаимодействием на границе частица/матрица.

5. МКМ, армированные частицами B_4C со средним размером 5 мкм, имеют более низкий КТР ($17-19 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$), чем классические поршневые силумины ($18-20 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ в интервале 20-100 °C), даже в интервале температур 20-200 °C, где величина термического расширения МКМ составляет $(19-20) \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$.

5. Механические свойства МКМ на основе сплава Al-5%Cu

5.1. Старение МКМ

Алюминиевые сплавы, эксплуатируемые при повышенных температурах, обычно используют в перестаренном состоянии (Т7) [2]. Для сплавов системы Al-Cu температура старения для этого состояния составляет 200-250 °С. Все исследуемые МКМ на основе сплава Al-5%Cu были закалены с 535 °С с выдержкой 6 часов и состарены при температурах 200 и 250 °С с выдержкой до 28 часов с целью определения оптимальных режимов старения. На рисунках 5.1, 5.3, 5.4 представлены соответствующие кинетические кривые.

Анализ кривых старения МКМ с карбидом бора (рисунок 5.1) показывает прирост твердости в сравнении с матричным сплавом на 15-20 HV. При этом отмечено, что наличие керамических частиц приводит к ускорению процесса распада матрицы. После старения при 200 °С максимум твердости (102HV) в матричном сплаве достигается через 9 часов, в то время как в МКМ Al-5%Cu-7%B₄C максимальная твердость достигается через семь часов и составляет 118HV.

Аналогичная ситуация после старения при 250 °С: максимумы твердости матрицы и МКМ достигаются через 3,5 и 4,5 часа соответственно. В таблице 5.1 представлены значения максимальной твердости и времени ее достижения для МКМ, армированных карбидом бора. Такой эффект встречался ранее [108-109] при исследовании кинетики старения МКМ и объясняется повышенной плотностью дислокаций в матрице после закалки из-за наличия твердых керамических частиц с малым коэффициентом термического расширения.

Проведенный анализ тонкой структуры алюминиевой матрицы сплава Al-5%Cu и МКМ Al-5%Cu-7%B₄C, состаренных по одному режиму, соответствующему максимуму твердости матричного сплава (200 °С, 9 часов), показал следующие результаты:

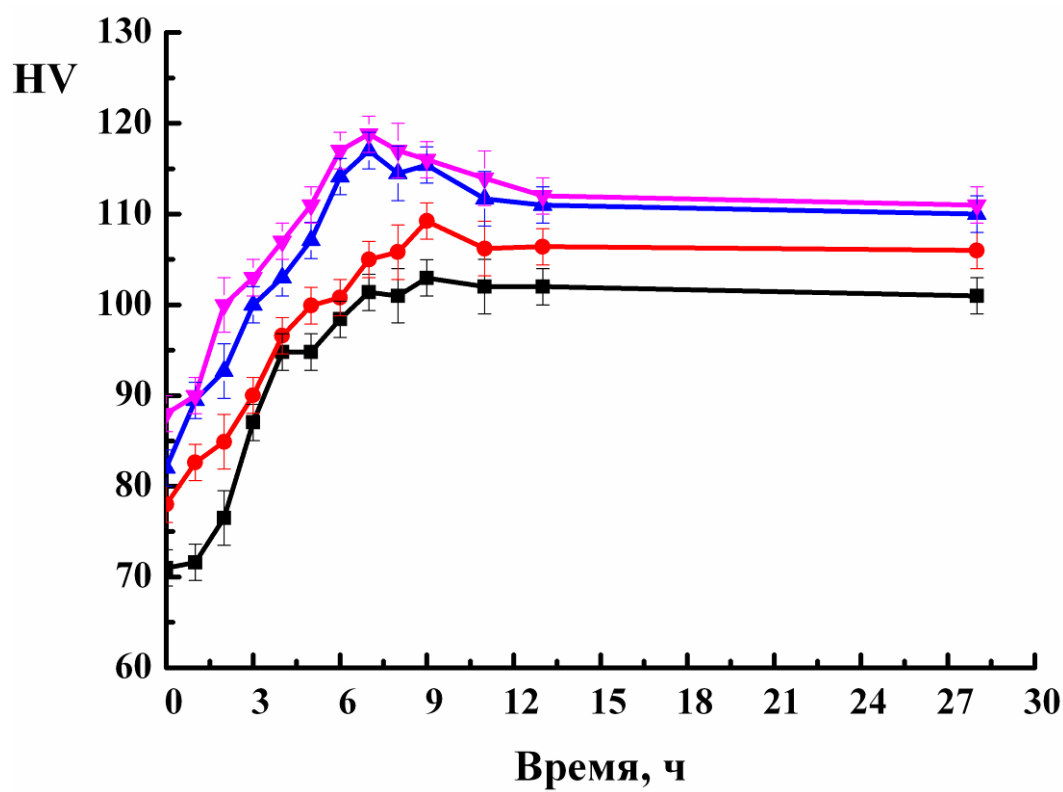
1. В матричном сплаве Al-5%Cu присутствуют классические доскообразные выделения метастабильной θ' -фазы средним диаметром 200 нм. На электроннограммах видны слабые рефлексy (рисунок 5.2а).

2. В МКМ Al-5%Cu-7%B₄C при этом присутствуют уже выделения стабильной θ -фазы длиной до 500 нм и толщиной до 200 нм. На электронограммах видны четкие рефлексy (рисунок 5.2б).

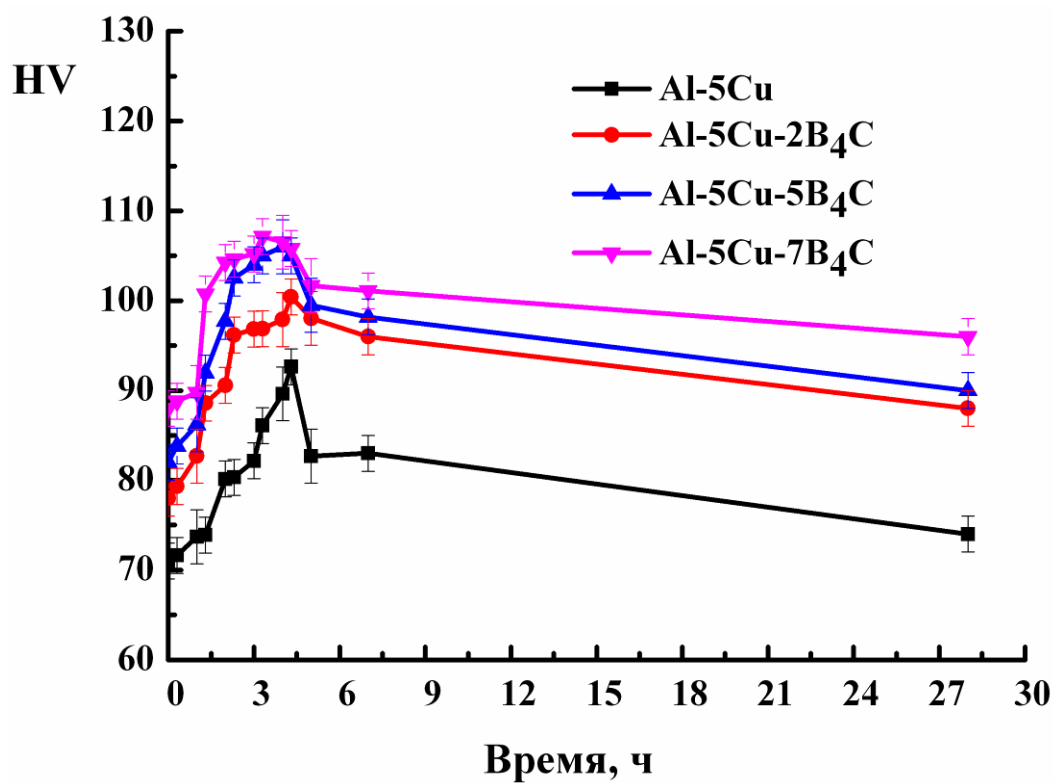
По результатам анализа кинетических кривых можно рекомендовать два режима старения после закалки МКМ на основе сплава Al-5%Cu, армированного частицами B₄C в концентрациях 5-7%:

1 – 200 °С с выдержкой 7 часов, твердость при этом составляет (116-118)HV;

2 - 250 °С с выдержкой 3,5 часа, твердость при этом составляет (105-108)HV.



а

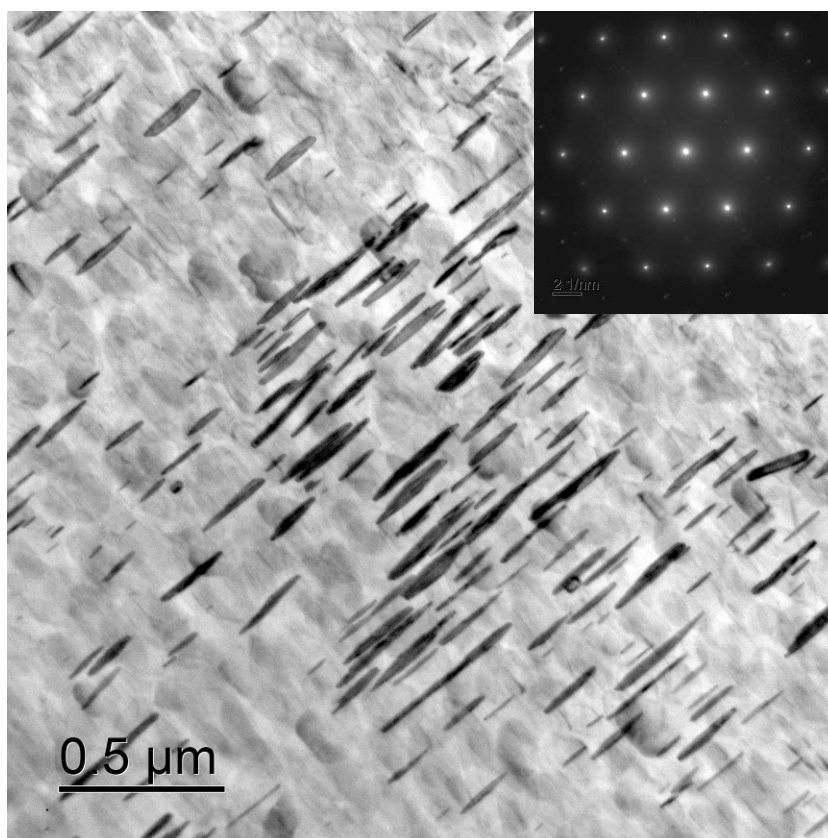


б

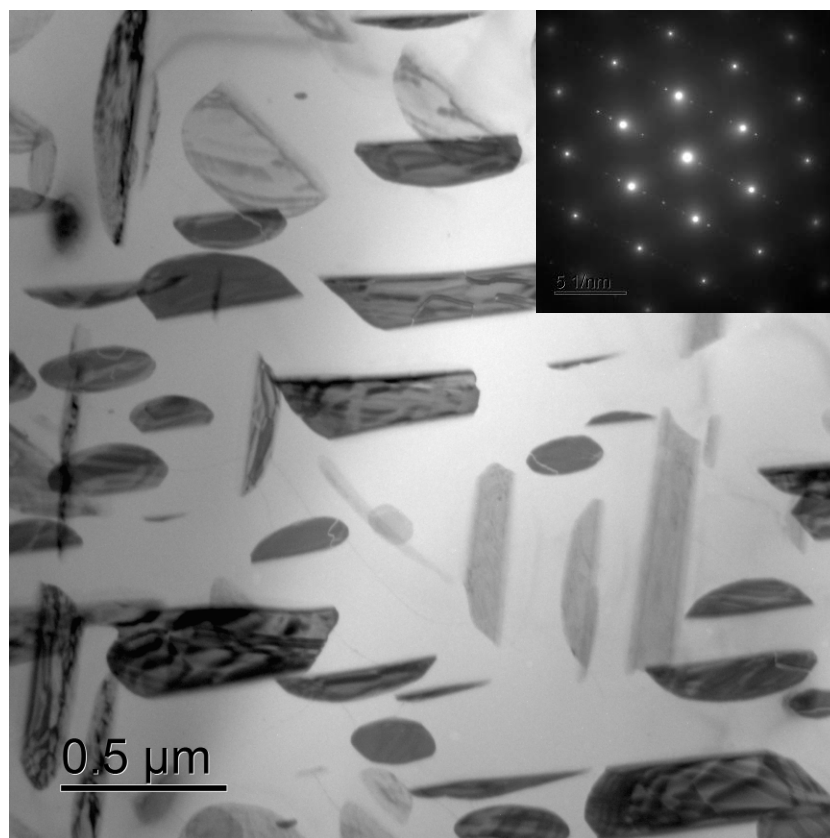
Рисунок 5.1. Кинетические кривые старения МКМ, армированного В₄С при 200 °С (а) и 250 °С (б)

Таблица 5.1. Время достижения максимума HV при старении в зависимости от содержания B_4C

Материал	Старение при 200°C		Старение при 250°C	
	HV	Время достижения максимума, ч	HV	Время достижения максимума, ч
Al-5%Cu	103	9	93	4,5
Al-5%Cu-2%B ₄ C	109	9	100	4,5
Al-5%Cu-5%B ₄ C	117	7	106	3,5
Al-5%Cu-7%B ₄ C	119	7	107	3,5



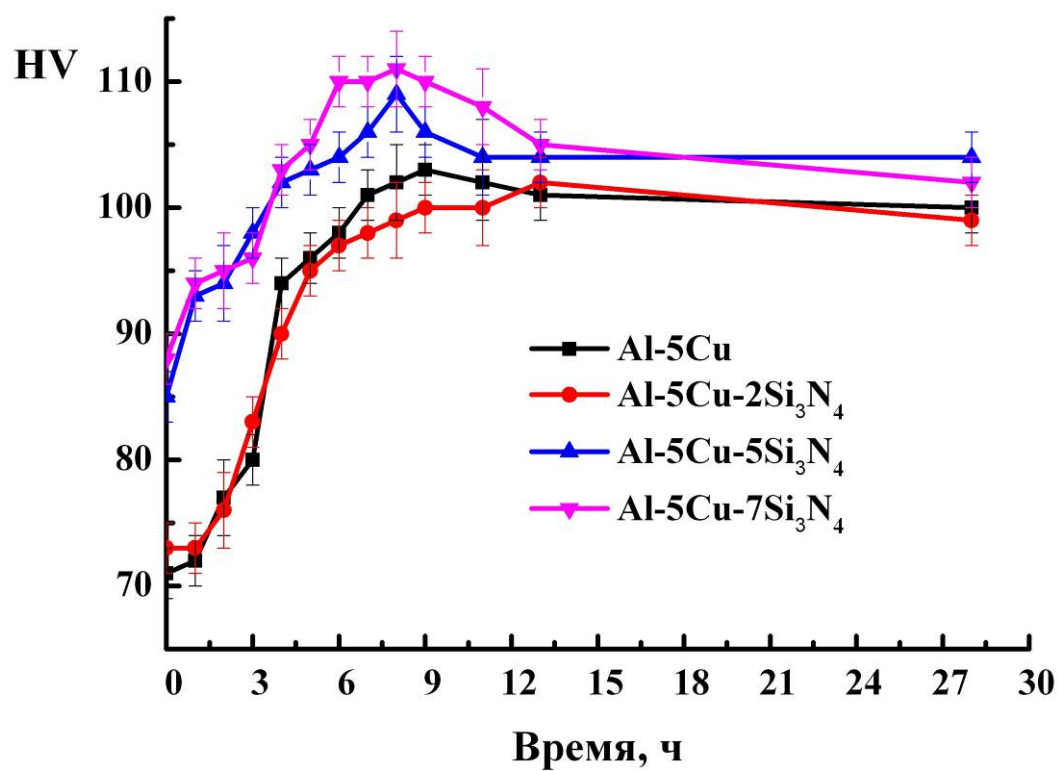
а



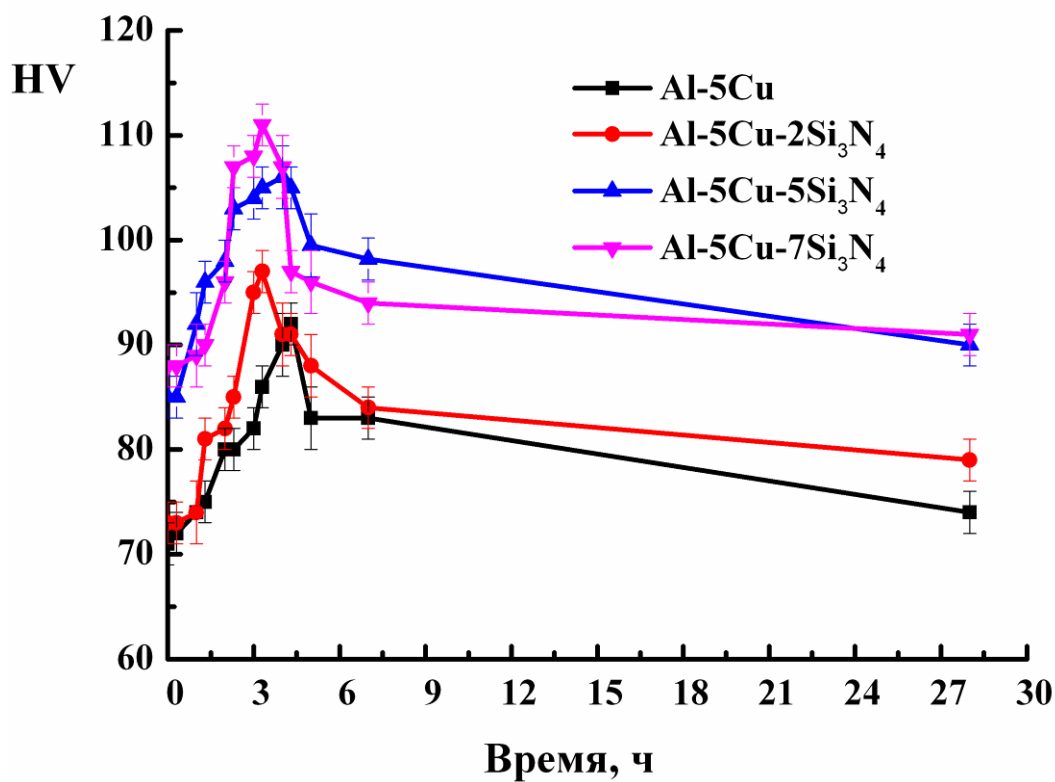
б

Рисунок 5.2. Тонкая структура алюминиевой матрицы сплава Al-5%Cu (а) и МКМ Al-5%Cu-7%B₄C (б), состаренных по одному режиму 200 °С, 9 часов.

Старение МКМ, армированных нитридами, проходит по несколько иному сценарию. Анализ кривых старения МКМ с нитридом кремния (рисунок 5.3) показывает, что прирост твердости в сравнении с закаленным состоянием в процессе старения существенно снижается. В закаленном состоянии максимальная разница в твердости МКМ и матрицы составляла 15-17 HV, а в процессе старения при 200 °С до 28 часов эта разница поместилась в доверительный интервал определения величины. Возможно это связано с похожим влиянием частиц на ускорение процесса распада алюминиевого твердого раствора, однако такого эффекта при старении при 250 °С не наблюдается (рисунок 5.3б).

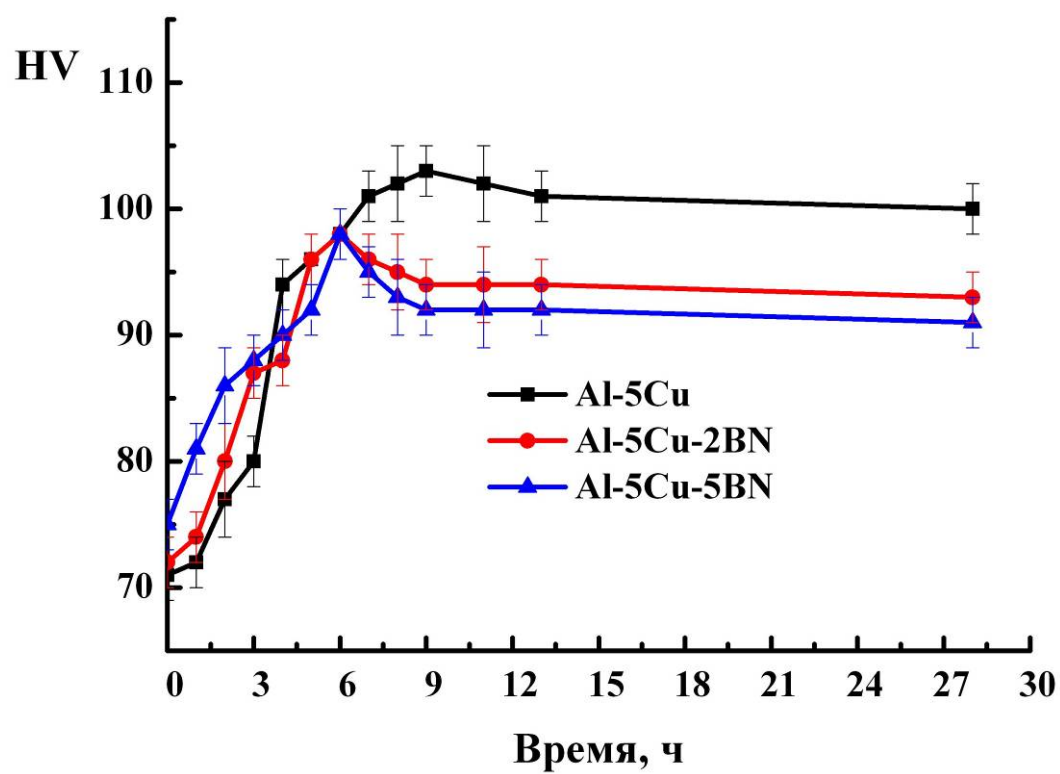


а

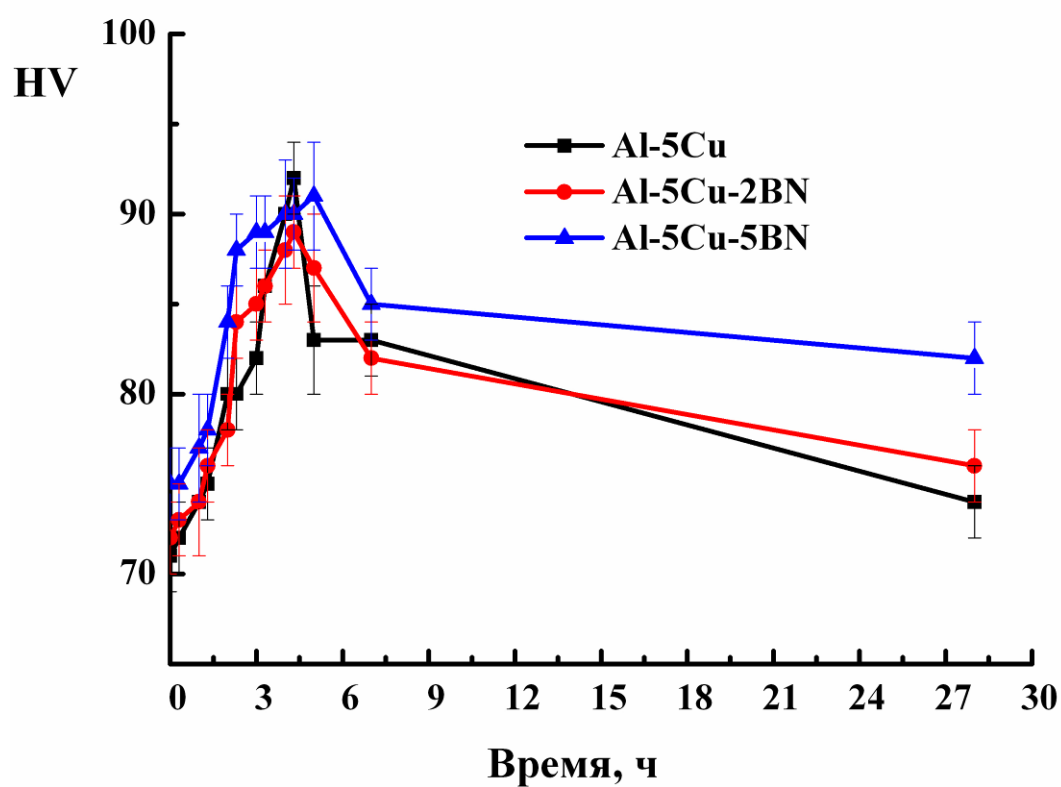


б

Рисунок 5.3. Кинетические кривые старения МКМ армированного Si₃N₄ при 200 °C (а) и 250 °C (б)



а



б

Рисунок 5.4. Кинетические кривые старения МКМ армированного BN при 200 °C (а) и 250 °C (б)

Похожий эффект отмечен на МКМ, армированных нитридом бора, но в этом случае старение МКМ при 200 °С приводит к существенному разупрочнению после 6 часов выдержки (рисунок 5.4а). В результате твердость МКМ с BN снижается примерно на 8-10HV. Старение МКМ при 250 °С проходит без существенных отличий от матрицы.

По результатам анализа микроструктуры, старения и определения КТР можно сказать, что наиболее перспективными МКМ могут быть те, которые армированы карбидом бора. Поэтому далее будут определены характеристики механических свойств при комнатной и повышенной температурах и оценены литейные свойства для МКМ Al-5%Cu-(2-7)%B₄C.

5.2. Характеристики механических свойств после испытаний на сжатие.

В таблицах 5.2 и 5.3 представлены результаты определения предела текучести и относительного укорочения исследуемых МКМ в сравнении со свойствами матричных сплавов и промышленным поршневым силумином АК12ММГН.

Как видно из таблицы 5.2 с повышением содержания частиц карбида бора в МКМ, состаренных при 200 °С, предел текучести при комнатной температуре повышается с 175 МПа (для матричного сплава) до 260 МПа (для МКМ Al-5%Cu-7%B₄C). Однако пластичность при этом снижается практически в два раза, но не критически и составляет 22%. При этом все МКМ, армированные карбидом бора, имеют более высокий предел текучести, чем поршневой силумин АК12ММГН ($\sigma_{0,2} = 223$ МПа). Испытания на сжатие при 200 °С также говорят о более высоком пределе текучести МКМ в сравнении со сплавами Al-5%Cu и АК12ММГН, но армированных карбидом бора в концентрациях 5 и 7%.

Таблица 5.2. Результаты испытаний на сжатие при комнатной и повышенной температурах исследуемых материалов, состаренных при 200 °С в течение 7 ч.

Материал	$\sigma_{0,2}$, МПа	ε , %
	Температура испытания 20 °С	
Al-5%Cu	215	40
Al-5%Cu-2%B ₄ C	235	31
Al-5%Cu-5%B ₄ C	248	29
Al-5%Cu-7%B ₄ C	260	22
AK12MMгН ¹	223	36
	Температура испытания 200 °С	
Al-5%Cu	175	75
Al-5%Cu-2%B ₄ C	185	42
Al-5%Cu-5%B ₄ C	190	34
Al-5%Cu-7%B ₄ C	195	31
AK12MMгН ¹	184	52

¹Состарен при 200 °С в течение 10 часов.

Повышение содержания частиц карбида бора в МКМ, состаренных при 250 °С, приводит к росту предела текучести при комнатной температуре со 150 МПа (для матричного сплава) до 185 МПа (для МКМ Al-5%Cu-7%B₄C) с относительно небольшим снижением пластичности с 52 до 35% (таблица 5.3). Испытания на сжатие при 250 °С показывают более высокие значения предела текучести МКМ в сравнении со сплавами Al-5%Cu и AK12MMгН, но армированных карбидом бора в концентрации 7%.

Таблица 5.3. Результаты испытаний на сжатие при комнатной и повышенной температурах исследуемых материалов, состаренных при 250 °С в течение 3,5 ч.

Alloy	$\sigma_{0,2}$, МПа	ε , %
Температура испытания, 20 °С		
Al-5%Cu	150	52
Al-5%Cu-2%B ₄ C	175	44
Al-5%Cu-5%B ₄ C	180	40
Al-5%Cu-7%B ₄ C	185	35
Температура испытания, 250 °С		
Al-5%Cu	115	83
Al-5%Cu-2%B ₄ C	124	64
Al-5%Cu-5%B ₄ C	133	63
Al-5%Cu-7%B ₄ C	143	72
AK12MMгН ¹	132	76

¹ Состарен при 200 °С в течение 10 часов.

5.3. Определение литейных свойств

Для оценки технологичности МКМ при литье в специально сконструированный стальной кокиль (см. рисунок 2.4) была произведена заливка МКМ Al-5%Cu-5%B₄C с кристаллизацией под давлением. На рисунке 5.5 представлены полученные результаты в сравнении с образцами сплавов АК12ММгН и Al-5%Cu-5%B₄C, полученных при свободной кристаллизации в том же кокиле. В результате стандартный сплав АК12ММгН достаточно хорошо заполнил форму без образования трещин, что не вызывало сомнений (рисунок

5.5a). Свободная кристаллизация МКМ Al-5%Cu-5%B₄C привела к образованию горячих трещин, образец имеет существенные скругления в местах переменных сечений, что говорит о невысокой жидкотекучести материала (рисунок 5.5a). Кристаллизация под давлением существенно повышает формозаполняемость МКМ Al-5%Cu-5%B₄C и устраняет склонность к образованию трещин кристаллизационного происхождения.



а

б



в

Рисунок 5.5. Внешний вид образцов на горячеломкость: а – АК12ММгН, обычная кристаллизация; б - Al-5%Cu-5%В₄С, обычная кристаллизация; в - Al-5%Cu-5%В₄С, кристаллизация под давлением

Выводы по главе 5.

1. Определены режимы старения МКМ, армированных частицами В₄С. Показано, что при старении при 200 °С с повышением содержания частиц В₄С до 7% максимум твердости достигается через 7 часов, в то время как в матричном сплаве через 9 часов. Старение МКМ при 250 °С снижает время достижения максимальной твердости на 1 час.

2. Показано, что прирост твердости в сравнении с закаленным состоянием в процессе старения при 200 °С существенно снижается в

МКМ, армированных частицами Si_3N_4 , а в случае МКМ с нитридом бора твердость становится меньше твердости матричного. Возможно это связано с похожим влиянием частиц на ускорение процесса распада алюминиевого твердого раствора, однако такого эффекта при старении при 250 °С не наблюдается.

3. Методами ПЭМ показано, что в МКМ Al-5%Cu-7%B₄C и сплаве Al-5%Cu после старения по режиму, соответствующему максимальной твердости матричного сплава (200 °С, 9 часов), наблюдается различная структура распада алюминиевого твердого раствора: в матричном сплаве присутствуют классические доскообразные выделения метастабильной θ' -фазы со средним диаметром 200 нм, в то время как в МКМ Al-5%Cu-7%B₄C присутствуют выделения стабильной θ -фазы длиной до 500 нм и толщиной до 200 нм.

4. МКМ, армированные частицами B₄C, имеют более высокий предел текучести на сжатие, чем поршневой силумин АК12ММгН ($\sigma_{0,2} = 223$ МПа при комнатной температуре, 184 и 132 МПа при 200 и 250 °С соответственно) как при комнатной, так и при повышенных температурах:

- старение по режиму 200 °С, 7 часов:

- при 20 °С - $\sigma_{0,2} = 235\text{-}260$ МПа, $\varepsilon = 31\text{-}22\%$;

- при 200 °С - $\sigma_{0,2} = 185\text{-}195$ МПа, $\varepsilon = 42\text{-}31\%$;

- старение по режиму 250 °С, 3,5 часа:

- при 20 °С - $\sigma_{0,2} = 175\text{-}185$ МПа, $\varepsilon = 44\text{-}35\%$;

- при 250 °С - $\sigma_{0,2} = 124\text{-}143$ МПа, $\varepsilon = 72\text{-}64\%$.

5. С использованием специально сконструированного стального кокиля проведена качественная оценка литейных характеристик исследованных МКМ. Показано, что кристаллизация под давлением существенно повышает формозаполняемость МКМ Al-5%Cu-5%B₄C и

устраняет склонность к образованию трещин кристаллизационного происхождения.

6. Термическое расширение и механические свойства МКМ Al-5%Cu-0,8%Mn-5%B₄C

6.1 Термическое расширение МКМ Al-5%Cu-0,8%Mn-5%B₄C

Проведенное исследование показывает, что наиболее перспективной армирующей составляющей для оптимального сочетания прочности, пластичности и термического расширения является B₄C в количестве 5%. В состав МКМ был дополнительно введен марганец в количестве 0,8%. Как известно, марганец повышает прочностные характеристики алюминиевых сплавов, как при комнатной, так и при повышенной температурах. Далее будут приведены характеристики механических свойств и термического расширения МКМ Al-5%Cu-0,8%Mn-5%B₄C, полученного механическим замешиванием и кристаллизацией под давлением.

Введение в МКМ 0,8% марганца не оказало влияния на КТР. В таблице 6.1 представлены результаты определения КТР матричного сплава и МКМ с 5% B₄C. КТР остался на том же низком уровне и составил $17,2 \cdot 10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$ в интервале 20-100 °C и $19,8 \cdot 10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$ в интервале 20-200 °C (Таблица 6.1).

Таблица 6.1. КТР матричного сплава и МКМ с 5% B₄C

Материал	КТР·10 ⁻⁶ , °C ⁻¹
20-100 °C	
Al-5%Cu-0,8%Mn	20,2
Al-5%Cu-5%B ₄ C	17,2
Al-5%Cu-0,8%Mn-5%B ₄ C	17,2
20-200 °C	
Al-5%Cu-0,8%Mn	22,2
Al-5%Cu-5%B ₄ C	19,8
Al-5%Cu-0,8%Mn-5%B ₄ C	19,8

На рисунке 6.1 представлены результаты трех последовательных циклов нагрева МКМ Al-5%Cu-0,8%Mn-5%B₄C. Зависимость изменения длины от температуры показывает высокую стабильность термического расширения МКМ при повторных нагревах.

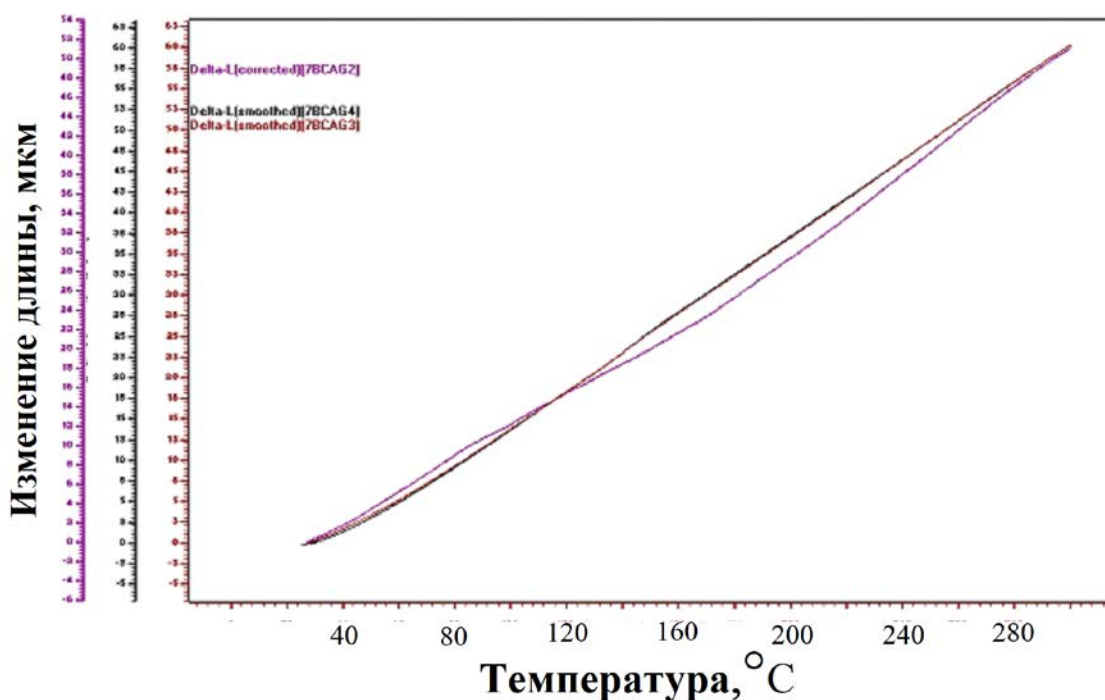


Рисунок 6.1. Зависимость изменения длины от температуры для трех циклов нагрева МКМ Al-5%Cu-0,8%Mn-5%B₄C

6.2 Механические свойства на сжатие, растяжение и испытания на ползучесть МКМ Al-5%Cu-0,8%Mn-5%B₄C

МКМ Al-5%Cu-0,8%Mn-5%B₄C были закалены и состарены при 200 и 250 °C в течение 7 и 3,5 часов, соответственно, для проведения испытаний на сжатие. В таблицах 6.2 и 6.3 представлены результаты испытаний на сжатие при комнатной и повышенных температурах в сравнении с матричным сплавом и МКМ без марганца. Введение марганца в матричный сплав позволило достигнуть существенно

большей величины условного предела текучести как при комнатной, так и при повышенной температурах. Так, например, при 200 °С условный предел текучести МКМ Al-5%Cu-0,8%Mn-5%B₄C составляет 242 МПа, что на 72 МПа больше, чем в матричном сплаве без марганца и на 52 МПа – чем в МКМ Al-5%Cu-5%B₄C.

Таблица 6.2. Механические свойства на сжатие МКМ Al-5%Cu-0,8%Mn-5%B₄C, состаренного при 200 °С в течение 7 часов

Материал	$\sigma_{0,2}$, МПа	ϵ , %
	Температура испытания, 20 °С	
Al-5%Cu	175	40
Al-5%Cu-5%B ₄ C	248	29
Al-5%Cu-0,8%Mn-5%B ₄ C	360	29
	Температура испытания, 200 °С	
Al-5%Cu	170	75
Al-5%Cu-5%B ₄ C	190	34
Al-5%Cu-0,8%Mn-5%B ₄ C	242	70

Таблица 6.3. Механические свойства на сжатие МКМ Al-5%Cu-0,8%Mn-5%B₄C, состаренного при 250 °С в течение 3,5 часов

Материал	$\sigma_{0,2}$, МПа	ϵ , %
	Температура испытания, 20 °С	
Al-5%Cu	150	52
Al-5%Cu-5%B ₄ C	180	40
Al-5%Cu-0,8%Mn-5%B ₄ C	270	20
	Температура испытания, 250 °С	
Al-5%Cu	115	83
Al-5%Cu-5%B ₄ C	133	63
Al-5%Cu-0,8%Mn-5%B ₄ C	160	70

Для определения характеристик ползучести МКМ Al-5%Cu-0,8%Mn-5%B₄C был состарен по режиму, обеспечивающему

максимальную прочность - 200 °С в течение 9 часов. В таблице 6.4 представлены результаты испытаний на ползучесть в сравнении со сплавом С355.0 (Т61), изделия из которого, в частности поршни, эксплуатируются при повышенных температурах.

МКМ Al-5%Cu-0,8%Mn-5%B₄C показал существенно более меньшие удлинения под постоянными нагрузками при температуре 260 °С, чем стандартный силумин (Таблица 6.4). Напряжение разрушения МКМ превысило 125 МПа, а при этой нагрузке удлинение составило 0,12%, в то время как для сплава С355.0 (Т61) оно является напряжением разрушения.

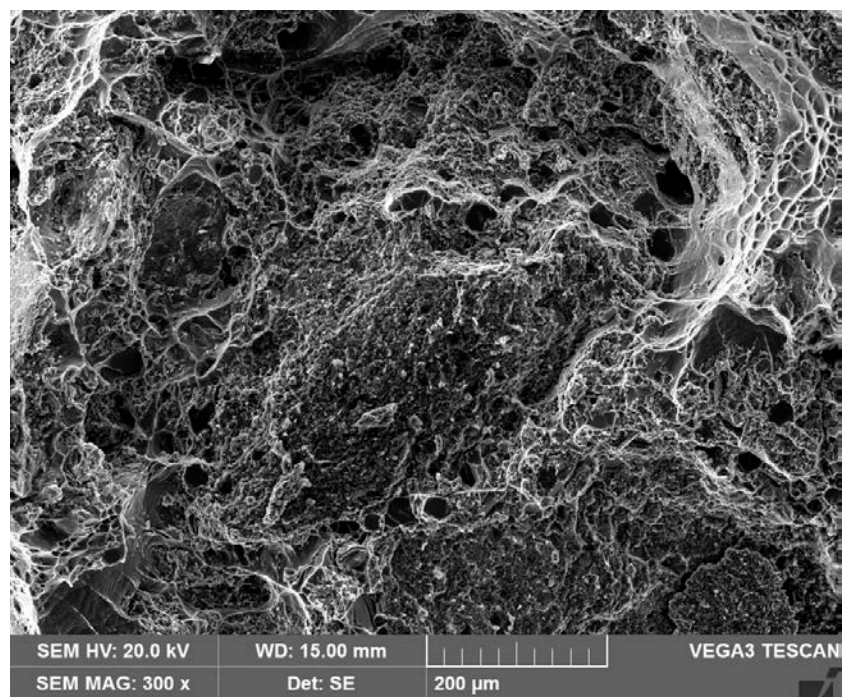
Таблица 6.4. Результаты испытаний на ползучесть

Температура, °C	Время под нагрузкой, ч	Напряжение разрушения, МПа	Удлинение под нагрузкой, %		
			110 МПа	97 МПа	83 МПа
Al-5%Cu-0,8%Mn-5%B ₄ C					
260	1	>125 ¹ <140 ²	0,06	0,05	0,03
C355.0 (T61) [16]					
260	1	125	1	0,5	0,2

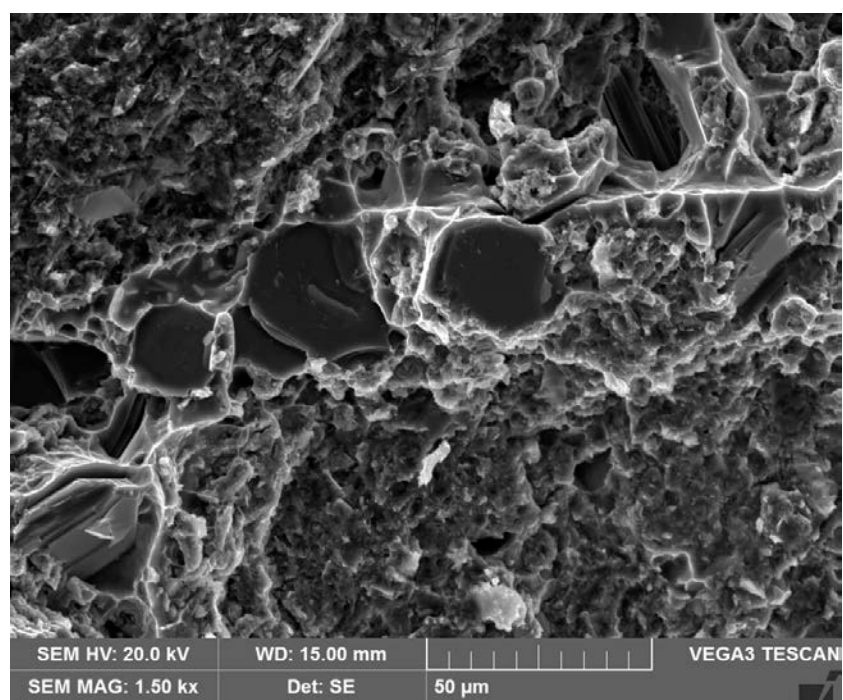
¹Под нагрузкой 125МПа удлинение составило 0,12%.

²Под нагрузкой 140 МПа, разрушение произошло за 0,3 часа после достижения удлинения в 0,4%

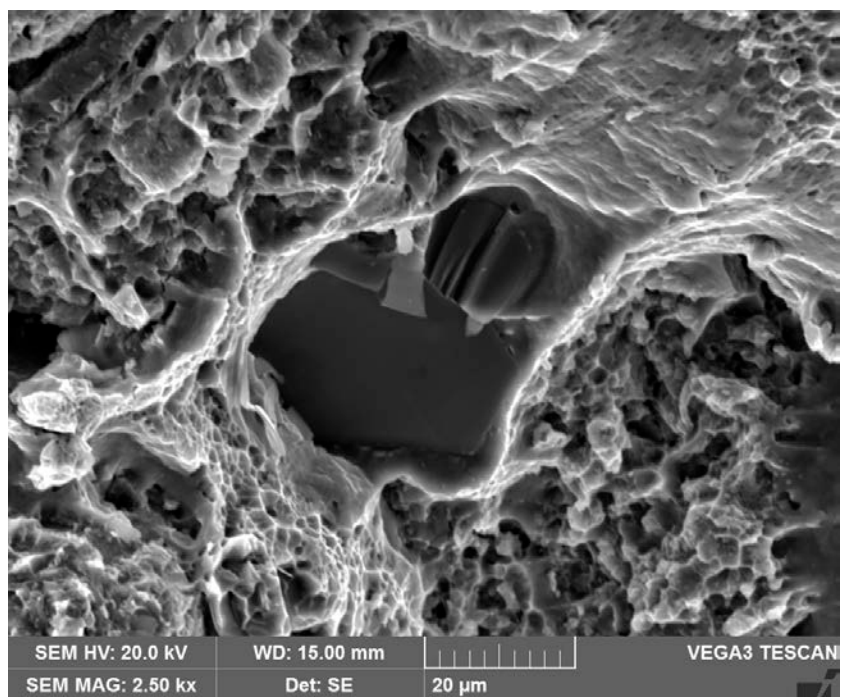
На рисунке 6.2 представлены фрактограммы разрушения образцов МКМ Al-5%Cu-0,8%Mn-5%B₄C после испытания на ползучесть. Излом имеет преимущественно вязкий характер. Можно также отметить хорошую связь частиц карбида бора с матрицей – матрица плотно прилегает к частице без пор и трещин на границе раздела



a



6



В

Рисунок 6.2. Фракторгаммы разрушения образцов МКМ
Al-5%Cu-0,8%Mn-5%B₄C после испытания на ползучесть

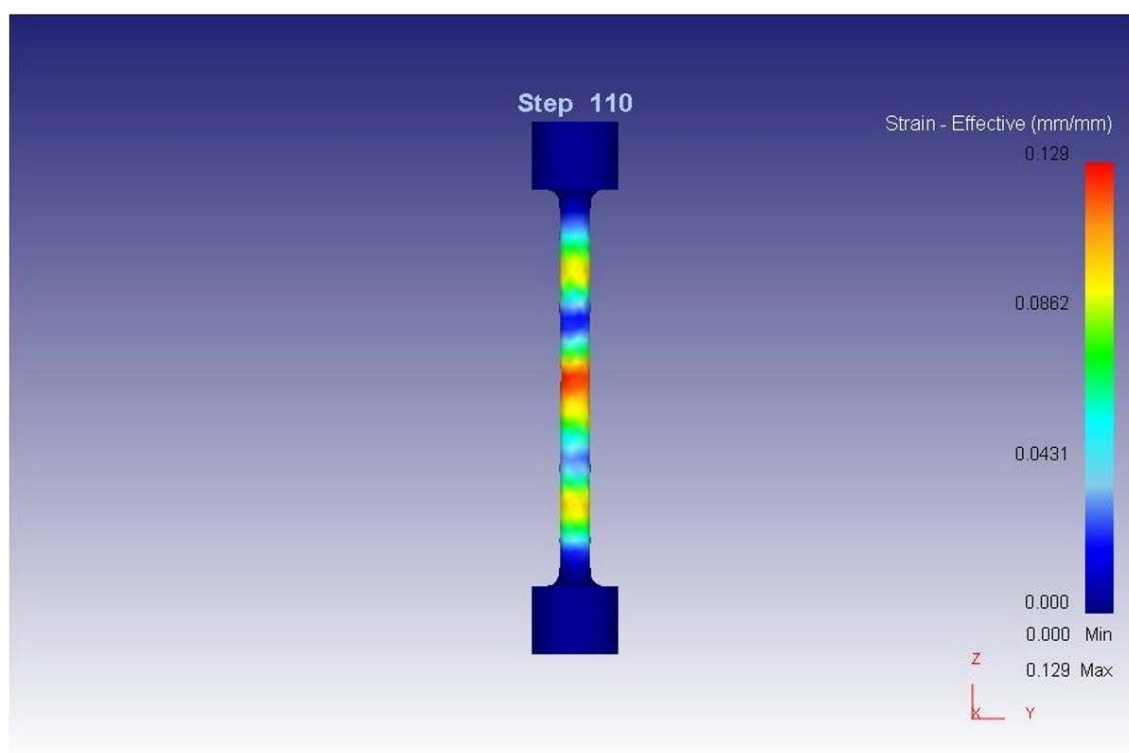
МКМ Al-5%Cu-0,8%Mn-5%B₄C показал более высокий уровень характеристик механических свойств после испытаний на одноосное растяжение, особенно при температуре 260 °С, чем поршневые силумины АК12ММгН и А355 (Таблица 6.5).

Таблица 6.5. Механические свойства на растяжение МКМ
Al-5%Cu-0,8%Mn-5%B₄C, состаренного при 200 °С в течение 7 часов

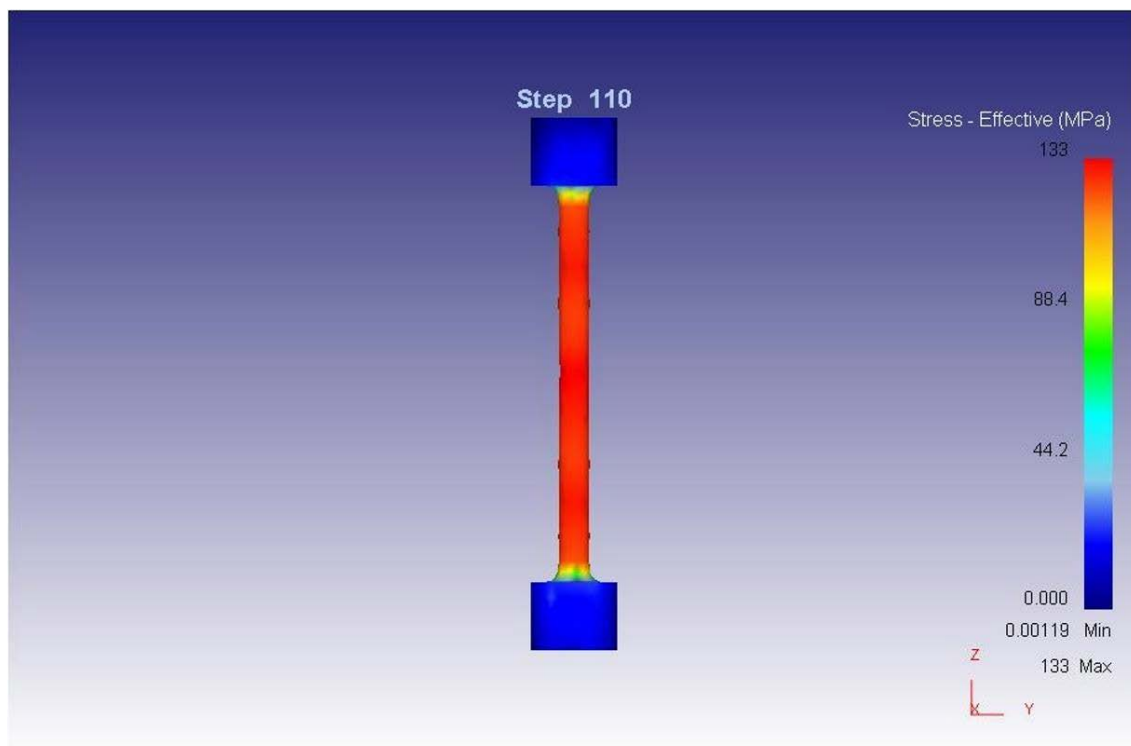
Материал	σ _{0,2} , МПа	σ _в , МПа	ε, %
	Температура испытания, 20 °С		
Al-5%Cu-0,8%Mn-5%B ₄ C	203	204	0,2
АК12ММгН (Т551)	193	248	0,5
А355 (Al-5%Si-1,3%Cu-0,5%Mg)	160	195	1,5
	Температура испытания, 260 °С		
Al-5%Cu-0,8%Mn-5%B ₄ C	135	149	2,2
АК12ММгН	70	125	5,0
А355 (Al-5%Si-1,3%Cu-0,5%Mg)	35	65	16

6.3 Расчет испытания на ползучесть и работы поршня двигателя МКМ Al-5%Cu-0,8%Mn-5%B₄C

На рисунке 6.3 представлены результаты расчетов распределения деформации и напряжений при моделировании процесса ползучести. Максимальная деформация локализуется в центре образца и составляет 0,129 % при напряжении 133 МПа. Результаты расчетов достаточно хорошо коррелируют с экспериментальными данными: при нагрузке в 125 МПа удлинение составило 0,12% (Таблица 6.3). Примерно одинаковое удлинение при меньшей нагрузке в процессе испытания связано с наличием дефектов в экспериментальных образцах.



a



б

Рисунок 6.3 – Результаты моделирования испытания на ползучесть: а – распределение деформации, б – распределение напряжений

В результате расчета разогрева поршня двигателя до установившейся стадии, на которой не происходит значительного изменения температуры, показано, что максимальная температура в поршне составляет 225 °С (рисунок 6.4а). При этом напряжения, возникающие в поршне, не превышают 120 МПа, что ниже, чем предел текучести материала при этой температуре (при температуре 260 °С предел текучести составляет 135 МПа (Таблица 6.5)). Это показывает возможность эксплуатации поршня, сделанного из композиционного материала, без значительной пластической деформации.

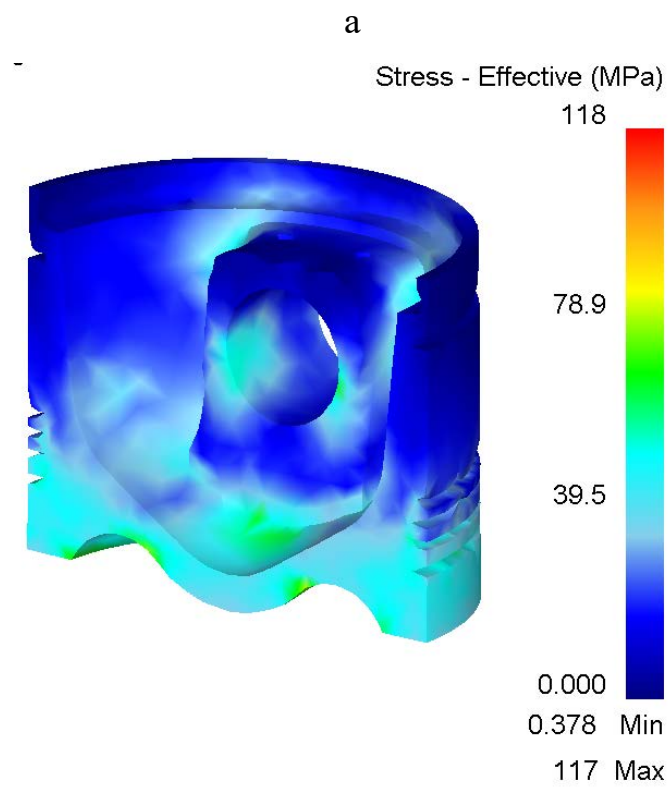
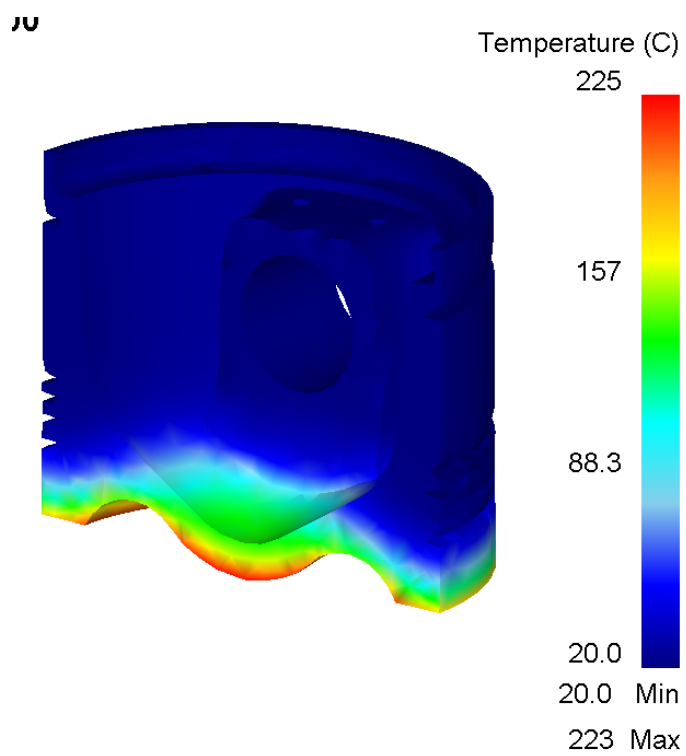


Рисунок 6.4 – Распределение температуры (а) и напряжений (б) после 200 циклов работы поршня

Выводы по главе 6

1. КТР МКМ Al-5%Cu-0,8%Mn-5%B₄C составил $17,2 \cdot 10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$ в интервале 20-100 $^{\circ}\text{C}$ и $19,8 \cdot 10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$ в интервале 20-200 $^{\circ}\text{C}$. Циклический нагрев МКМ показывает высокую стабильность термического расширения при трех повторных нагревах.

2. Введение марганца в матричный сплав позволило повысить характеристики механических свойств на сжатие МКМ:

- старение по режиму 200 $^{\circ}\text{C}$, 7 часов:

- при 20 $^{\circ}\text{C}$ - $\sigma_{0,2} = 360 \text{ МПа}$, $\varepsilon = 29\%$;

- при 200 $^{\circ}\text{C}$ - $\sigma_{0,2} = 242 \text{ МПа}$, $\varepsilon = 70\%$;

- старение по режиму 250 $^{\circ}\text{C}$, 3,5 часа:

- при 20 $^{\circ}\text{C}$ - $\sigma_{0,2} = 270 \text{ МПа}$, $\varepsilon = 20\%$;

- при 250 $^{\circ}\text{C}$ - $\sigma_{0,2} = 160 \text{ МПа}$, $\varepsilon = 70\%$.

3. По результатам испытаний на одноосное растяжение и ползучесть МКМ Al-5%Cu-0,8%Mn-5%B₄C показал существенно более высокие характеристики в сравнение с поршневыми силуминами: - при 20 $^{\circ}\text{C}$ - $\sigma_{0,2} = 203 \text{ МПа}$; при 260 $^{\circ}\text{C}$ - $\sigma_{0,2} = 135 \text{ МПа}$. Напряжение разрушения МКМ превысило 125 МПа, а при этой нагрузке удлинение составило 0,12%, в то время как для сплава A355 оно является напряжением разрушения.

4. Результаты моделирования испытания на ползучесть показывают хорошую сходимость с экспериментальными данными - максимальная деформация составляет 0,13 % при напряжении 133 МПа.

5. Расчет напряжений конечноэлементной моделью при работе поршня показал, максимальная температура в поршне составляет 225 $^{\circ}\text{C}$, при этом напряжения не превышают 120 МПа, что ниже, чем предел текучести материала при этой температуре.

Выводы по работе

1. С использованием специально сконструированной четырехлопастной титановой лопатки методами механического замешивания и кристаллизации под давлением получены МКМ на основе сплава Al-5%Cu, армированные частицами B_4C , Si_3N_4 , BN. Микроструктурные исследования показали повышение однородности распределения и смачиваемости армирующих частиц при получении МКМ методом кристаллизации под давлением в сравнении со свободной кристаллизацией.

2. В МКМ Al-5%Cu- B_4C методом СЭМ выявлена диффузия бора в алюминиевую матрицу, что свидетельствует о хорошей смачиваемости карбида бора алюминиевым расплавом и прохождении процессов фазообразования на границе частица / матрица. Рентгенофазовый анализ позволил выявить пики новых фаз AlB_2 , Al_3BC , AlN и AlB_2 в МКМ, армированных частицами B_4C , Si_3N_4 и BN, соответственно.

3. Показано, что с увеличением содержания армирующих частиц в МКМ, полученных механическим замешиванием с последующей свободной кристаллизацией, существенно повышается пористость из-за увеличения времени введения частиц и, соответственно, большего газонасыщения. Кристаллизация под давлением приводит к существенному снижению пористости МКМ до уровня матричного сплава Al-5%Cu. Пористость при этом составляет не более 2%.

4. Расчетным и экспериментальным методами определены значения КТР в интервалах температур 20-100 °C и 20-200 °C для МКМ, армированных частицами B_4C , Si_3N_4 и BN. Отклонения в расчетных и экспериментальных значениях КТР не превышают 10%. В МКМ, армированных Si_3N_4 и BN, наблюдаются самые большие отклонения в сторону повышенной величины экспериментально определенного КТР,

что связано скорее всего с меньшим межфазным взаимодействием на границе частица/матрица. МКМ, армированные частицами B_4C , имеют более низкий КТР ($17-19 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$), чем классические поршневые силумины ($18-20 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ в интервале $20-100 \text{ } ^\circ\text{C}$), даже в интервале температур $20-200 \text{ } ^\circ\text{C}$, где величина термического расширения МКМ составляет $(19-20) \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$.

5. Определены режимы старения МКМ, армированных частицами B_4C . Показано, что после старения при $200 \text{ } ^\circ\text{C}$ с повышением содержания частиц B_4C до 7% максимум твердости достигается через 7 часов, в то время как в матричном сплаве через 9 часов. Старение МКМ при $250 \text{ } ^\circ\text{C}$ снижает время достижения максимальной твердости на 1 час. Показано, что прирост твердости в сравнении с закаленным состоянием в процессе старения при $200 \text{ } ^\circ\text{C}$ существенно снижается в МКМ, армированных частицами Si_3N_4 , а в случае МКМ с нитридом бора твердость становится меньше твердости матричного сплава.

6. Методом ПЭМ показано, что в МКМ $Al-5\%Cu-7\%B_4C$ и сплаве $Al-5\%Cu$ после старения по режиму, соответствующему максимальной твердости матричного сплава ($200 \text{ } ^\circ\text{C}$, 9 часов), наблюдается различная структура распада алюминиевого твердого раствора: в матричном сплаве присутствуют классические доскообразные выделения метастабильной θ' -фазы со средним диаметром 200 нм, в то время как в МКМ $Al-5\%Cu-7\%B_4C$ присутствуют выделения стабильной θ -фазы длиной до 500 нм и толщиной до 200 нм.

7. МКМ, армированные частицами B_4C , имеют более высокий предел текучести на сжатие, чем поршневой силумин АК12ММгН ($\sigma_{0,2} = 223 \text{ МПа}$ при комнатной температуре, 184 и 132 МПа при 200 и $250 \text{ } ^\circ\text{C}$ соответственно) как при комнатной, так и при повышенных температурах. Старение по режиму $200 \text{ } ^\circ\text{C}$, 7 часов: при $20 \text{ } ^\circ\text{C}$ - $\sigma_{0,2} = 235-260 \text{ МПа}$, $\varepsilon = 31-22\%$; при $200 \text{ } ^\circ\text{C}$ - $\sigma_{0,2} = 185-195 \text{ МПа}$, $\varepsilon = 42-31\%$.

Старение по режиму 250 °С, 3,5 часа: при 20 °С - $\sigma_{0,2}$ = 175-185 МПа, ε = 44-35%; при 250 °С - $\sigma_{0,2}$ = 124-143 МПа, ε = 72-64%.

8. С использованием специально сконструированного стального кокиля проведена качественная оценка литейных характеристик исследованных МКМ. Показано, что кристаллизация под давлением устраняет склонность к образованию трещин кристаллизационного происхождения наряду с существенным повышением формозаполняемости МКМ Al-5%Cu-5%B₄C.

9. Введение марганца в матричный сплав позволило повысить характеристики механических свойств на сжатие МКМ. Старение по режиму 200 °С, 7 часов: при 20 °С - $\sigma_{0,2}$ = 360 МПа, ε = 29%; при 200 °С - $\sigma_{0,2}$ = 242 МПа, ε = 70%. Старение по режиму 250 °С, 3,5 часа: при 20 °С - $\sigma_{0,2}$ = 270 МПа, ε = 20%; при 250 °С - $\sigma_{0,2}$ = 160 МПа, ε = 70%.

10. По результатам испытаний на одноосное растяжение и ползучесть МКМ Al-5%Cu-0,8%Mn-5%B₄C показал существенно более высокие характеристики в сравнение с поршневыми силуминами. По результатам его испытаний на одноосное растяжение при 20 °С $\sigma_{0,2}$ = 203 МПа; при 260 °С $\sigma_{0,2}$ = 135 МПа. При испытаниях на ползучесть при 260 °С напряжение разрушения МКМ превысило 125 МПа, а при этом удлинение после одного часа составило 0,12%, в то время как для сплава А355 оно является напряжением разрушения.

11. Результаты конечноэлементного моделирования испытания на ползучесть показывают хорошую сходимость с экспериментальными данными - максимальная деформация составляет 0,13 % при напряжении 133 МПа. Расчет напряжений конечноэлементной моделью при работе поршня показал, максимальная температура в поршне составляет 225 °С, при этом напряжения не превышают 120 МПа, что ниже, чем предел текучести материала при этой температуре.

Список использованных источников

- 1 ГОСТ 1583-93. Сплавы алюминиевые литейные ТУ- Минск: ИПК Изд-во стандартов, (2000).
- 2 Registration record of Aluminum Association Alloy Designations and Chemical Composition Limits for Aluminum Alloys in the Form of Casting and Ingot. The Aluminum Association, Inc. Revised: January (1989).
- 3 В.С. Золоторевский, Н.А.Белов. Металловедение литейных алюминиевых сплавов М.: МИСиС, (2005) 376 с.
- 4 Н. А. Белов, Фазовый состав алюминиевых сплавов: Научное издание. – М.: Изд. Дом МИСиС, (2009) 392 с.
- 5 Emma Sjölander, Salem Seifeddine, The heat treatment of Al–Si–Cu–Mg casting alloys, Journal of Materials Processing Technology 210 (2010) 1249–1259.
- 6 Edwards, G.A., Stiller, K., Dunlop, G.L., Couper, M.J., The precipitation sequence in Al–Mg–Si alloys, Acta Materialia 46 (1998) 3893–3904.
- 7 Maruyama, N., Uemori R., Hashimoto N., Saga M., Kikuchi M., Effect of silicon addition on the composition and structure of fine-scale precipitates in Al–Mg–Si alloys, Scripta Materialia. 36 (1997) 89–93.
- 8 Gaffar M.A., Gaber A., Mostafa M.S., Abo Zeid E.F., The effect of Cu addition on the thermoelectric power and electrical resistivity of Al–Mg–Si balanced alloy: A correlation study, Materials Science and Engineering A 465 (2007) 274–282.
- 9 Sjölander E., Seifeddine S., Artificial ageing of Al–Si–Cu–Mg casting alloys, Materials Science and Engineering A. 528 (2011) 7402– 7409
- 10 Li Y.J., Brusethaug S., Olsen, A., Influence of Cu on the mechanical properties and precipitation behavior of AlSi₇Mg_{0.5} alloy during aging treatment, Scripta Materialia. 54 (2006) 99–103.

11 Li, Z., Samuel, A.M., Samuel, F.H., Ravindran, C., Valtierra, S., Effect of alloying elements on the segregation and dissolution of CuAl_2 phase in Al–Si–Cu 319 alloys, *Journal of Materials Science* 38 (2003)1203–1218.

12 Wang G., Bian X., Liu X., Zhang, J., Effect of Mg on age hardening and precipitation behavior of an AlSiCuMg cast alloy, *Journal of Materials Science* 39 (2004) 2535–2537.

13 Wang G., Sun Q., Feng L., Hui, L., Jing C., Influence of Cu content on ageing behavior of AlSiMgCu cast alloys, *Materials and Design* 28 (2007)1001–1005.

14 Wang Q.G., Davidson C.J., Solidification and precipitation behaviour of Al–Si–Mg casting alloys, *Journal of Materials Science* 36 (2001) 739–750.

15 Wang X., Esmaeili S., Lloyd, D.J, The sequence of precipitation in the Al–Mg–Si–Cu alloy AA6111, *Metallurgical and Materials Transactions A* 37 (2006)2691–2699.

16 ASM HANDBOOK, Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials. V.2. The Materials Information Company, (2010).

17 Алюминиевые сплавы. Плавка и литье алюминиевых сплавов. Справочное руководство. М.: Металлургия, (1970).

18 Г.Б.Строганов, Высокопрочные литейные алюминиевые сплавы М.: Металлургия (1985) 216 с.

19 Колобнев И.Ф. Жаропрочность, литейных алюминиевых сплавов. – М.: Металлургия, (1973) 320 с.

20 L. Backerud, G. Ghai, J. Tamminen, Solidification Characteristics of Aluminum Alloys. V.2: Foundry Alloys, Des Plaines: AFS / SkanAluminum, (1990).

21 Кнорозов Б.В., Усова Л.Ф., Третьяков А.В. и др., Технология металлов и металловедение. – М.: Металлургия, (1987).

22 В.Н. Анциферов, Г.В. Бобров, Л.К. Дружинин и др., Порошковая металлургия и напыленные покрытия: Учебник для вузов. – М.: Металлургия, (1987).

23. Л.Н. Тялина, А.М. Минаев, В.А. Пручкин., Новые композиционные материалы – Тамбов: Изд-во ГОУ ВПО ТГТУ, (2011) 80 с.

24 Развитие методов армирования и модифицирования структуры алюмоматричных композиционных материалов, дисс. д.т.н. 05.16.06 – Порошковая металлургия и композиционные материалы. Калашников И.Е.

25 Калашников И.Е., Влияние наноразмерных тугоплавких добавок на кристаллизацию алюмоматричных композиционных материалов, произведенных в процессе in-situ / И.Е. Калашников, Л.К. Болотова, Т.А. Чернышова // Тез. докладов VI Межд. научн. конф. «Кинетика и механизм».

26 Кристаллизации. Самоорганизация при фазообразовании. Иваново, (2010) С. 182.

27 Портной К.И. Дисперсноупрочненные материалы Текст/ К.И. Портной, Б.Н. Бабич.– М: Металлургия, (1974) 199 с.

28 Шумихин В.С. Билецкий А.К., Композиционные сплавы на основе алюминия //Литейное производство, (1992) №9.– С. 13–14.

29 Третьяков В.И., Основы металловедения и технология производства твердых сплавов / В.И. Третьяков// М.: Металлургия, (1976) 528 с.

30 Кипарисов С.С., Левинский Ю.В., Петров А.П., Карбид титана: получение, свойства, применение Текст/ // М.: Металлургия, (1987) 216 с.

31 Касимцев А.В., Жигунов В.В., Табачякова Н.Ю., Состав, структура и свойства гидридно–кальциевого порошка карбида титана // Изв. вузов. ПМиФП, 2008. –№4, С. 15–19.

32 Горшенков М.В., Высоконаполненные алюминиевые композиты, упрочненные борсодержащими частицами: структура и свойства, Дисс. к.т.н –М. (2013) 199с.

33 Калашников И.Е., Развитие методов армирования и модифицирования структуру алюмоматричных композиционных материалов, Дис. канд. техн. наук. – М., (2011).

34 Lindquist K., Kline D.E., Lambert Radiation R., induced changes in the physical properties of Boraflex, a neutron absorber material for nuclear applications, Journal of Nuclear Materials 217 (1994) 223–228.

35 Liu Y., Bellamy S., Shuler J., Life cycle management of radioactive materials packaging; Packaging, Transport, Storage & Security of Radioactive Material; Volume 18 (2007) 219 – 225.

36 Burt D. J., Cory A. R., Graha S. J. m, Myszko M., Ullage Temperatures In ‘Wet’ Spent Fuel Transport Flasks, International Journal of Radioactive Materials Transport 13 (2012) 263 – 268.

37 Kumbhar N.T., A.Laik,.Dey G.K, Effect of microstructure on mechanical properties of friction– welded joints between aluminum alloy (6061;5052) and 304 stainless steel, Materials Processing and Texture 4 (2008) 35 – 41.

38 Абузин Ю.А., Неравновесные структуры в металлических композиционных материалах, Metallurgia машиностроения, № 6. (2009) 32–35.

39 Артемьев В.А., Об ослаблении рентгеновского излучения ультра дисперсными средами. ГНИИ Технологии материалов. Письма в ЖТФ, Том 23. № 6 (1997).

40 Abou El-khair M.T., Microstructure characterization and tensile properties of squeeze-cast AlSiMg alloys, Materials Letters 59 (2005) 894–900.

41 M.T. Abou El-khair, PhD thesis, Faculty of Engineering, Cairo University, Egypt, (1998) 86–88.

42 Adem Onat , Hatem Akbulut , Fevzi Yilmaz., Production and characterisation of silicon carbide particulate reinforced aluminium–copper alloy matrix composites by direct squeeze casting method, Journal of Alloys and Compounds 436 (2007) 375–382.

43 Aldas K., Mat M.D., Experimental and theoretical analysis of particle distribution in particulate metal matrix composites, Journal of Materials Processing Technology 160 (2005) 289-295.

44 Xing H., Cao X., Hu W., Zhao L., Zhang J., Interfacial reactions in 3D-SiC network reinforced Cu-matrix composites prepared by squeeze casting, Materials. Letters 59 (2005) 1563–1566.

45 Fu H.H., Han K.S., Song J.I., properties of Saffil/Al, Saffil/Al₂O₃/Al and Saffil/SiC/Al hybrid metal matrix composites, Wear 256 (2004) 705–713.

46 Vijian P., Arunachalam V.P., Experimental study of squeeze casting of gunmetal, Journal of Materials Processing Technology 170 (2005) 32–36.

47 Ghomashchi M.R., Vikhrov A., Squeeze Casting: an overview, Journal of Materials Processing Technology 101 (2000) 1–9.

48 M Rosso., Ceramic and metal matrix composites: Routes and properties, Journal of Materials Processing Technology 175 (2006) 364–375.

49 Uju W.A., Oguocha I.N.A., A study of thermal expansion of Al–Mg alloy composites containing fly ash, *Materials and Design* 33 (2012) 503–509.

50 F. Delannay Thermal Stresses and Thermal Expansion in Metal Matrix Composites *Encyclopedia Comprehensive Composite Materials II*, 4 (2018) 213–241.

51 Qiang Zhang, Gaohui Wu, Longtao Jiang, Guoqin Chen, Thermal expansion and dimensional stability of Al–Si matrix composite reinforced with high content SiC, *Materials Chemistry and Physics* 82 (2003) 780–785.

52 Taufik R.S., Sulaiman S. Thermal Expansion Model for Cast Aluminium Silicon Carbide, *Procedia Engineering* 68 (2013) 392 – 398.

53 T. Huber , H.P. Degischer , G. Lefranc , T. Schmitt , Thermal expansion studies on aluminium-matrix composites with different reinforcement architecture of SiC particles, *Composites Science and Technology* 66 (2006) 2206–2217.

54 Park C, Kim C, Kim M, Lee C., The effect of particulate size and volume fraction of the reinforced phases on the linear thermal expansion in the Al–Si–SiC_p system, *Materials Chemistry and Physics* 88 (2004) 46–52.

55 Sharma S., Effect of albite particles on the coefficient of thermal expansion behavior of the Al 6061 alloy composites, *Metall. Mater Trans* 2000 31A 73–80.

56 Lemieux S, Elomari S, Nemes JA, Skibo MD., Thermal expansion of isotropic Duralcan metal–matrix composites, *Journal of Materials Science* 33 (1998) 4381–4387.

57 Chen N, Zhang H, Mu G, Gu M., The effect of internal stress on the thermal expansion coefficient of Al/SiC_p composite. *Jornal of Compos Materials* 41 (2007) 2691–2699.

58 Zhao LZ, Zhao MJ, Cao XM, Tian C, Hu WP, Zhang JS., Thermal expansion of novel hybrid SiC foam–SiC particles–Al composites. *Composites Science and Technology* 67 (2007) 3404-3408.

59 Balch DKT, Fitzzzgerald J, Michaud VJ, Mortensen A, Shen Y-L, Suresh S., Thermal expansion of metals reinforced with ceramic particles and microcellular foams, *Metallurgical and Materials Transactions A* 27 (1996) 3700–3717.

60 Elomari S, Boukhili R, Lloyd DJ., Thermal expansion studies of prestrained Al₂O₃/Al metal matrix composite, *Acta Materialia* 44 (1996) 1873-1882.

61 Elomari S, Boukhili R, Marchi CS, Mortensen A, Lloyd DJ., Thermal expansion responses of pressure infiltrated SiC/Al metal–matrix composites, *Journal of Materials Science* 32 (1997) 2131–2140.

62 Chen N, Zhang H, Gu M, Jin Y., Effect of thermal cycling on the expansion behaviour of Al/SiC_p composite, *Journal of Materials Processing Technology* 209 (2009) 1471-1476.

63 Chawla N, Deng X, Schnell D.R.M., Thermal expansion anisotropy in extruded SiC particle reinforced 2080 aluminium alloy matrix composites, *Materials Science and Engineering: A* 426 (2006) 314-322.

64 Rohatgi PK, Gupta N, Alaraj S., Thermal expansion of aluminium–fly ash cenosphere composites synthesized by pressure infiltration technique., *Journal of Composite Materials* 40 (2006) 1163–1174.

65 Deng CF, Ma YX, Zhang P, Zhang XX, Wang DZ., Thermal expansion behaviors of aluminium composite reinforced with carbon nanotubes, *Materials Letters* 62 (2008) 2301-2303.

66 Lee HS, Jeon KY, Kim HY, Hong SH., Fabrication process and thermal properties of SiC_p/Al metal matrix composites for electronic packaging applications. *Journal of Materials Science* 35 (2000) 6231–6236.

67 Elomari S, Skibo MD, Sundarrajan A, Richards H., Thermal expansion behavior of particulate metal–matrix composites, *Composites Science and Technology* 58 (1998) 369-376.

68 Yue HY, Wang LD, Fei WD., Thermal expansion behaviors of ZnAl_2O_4 -coated aluminium borate whiskers reinforced aluminium composites, *Journal of Compos Materials* 42 (2008) 1289–1296.

69 Nam TH, Requena G, Degischer P., Thermal expansion of aluminium matrix composites with densely packed SiC particles, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 39 (2008) 856-865.

70 Yan YW, Geng L., Effects of particle size on the thermal expansion behavior of SiC_p/Al composites, *Journal of Materials Science* 42 (2007) 6433–6438.

71 Wu SQ, Wei ZS, Tjong SC., The mechanical and thermal expansion behaviour of an Al–Si alloy composite reinforced with potassium titanate whisker, *Composites Science and Technology* Volume 60 (2000) 2873-2880.

72 Shen Y-L., Combined effects of microvoids and phase contiguity on the thermal expansion of metal–ceramic composites, *Materials Science and Engineering: A* 237 (1997) 102-108.

73 Shen Y-L, Needleman Zhibo Lei, Ke Zhao, Yiguang Wang, Linan An, Thermal Expansion of Al Matrix Composites Reinforced with Hybrid Micro-nano-sized Al_2O_3 , *journal of Materials Science & Technology* 30 (2014) 61-64.

74 Olsson M, Giannakopoulos AE, Suresh S., Elastoplastic analysis of thermal cycling: ceramic particles in a metallic matrix, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 43 1(995) 1639–1671.

75 Xiaoyu Huang, Changming Liu, Xunjia Lv, Guanghui Liu, Fuqiang Li, Aluminum alloy pistons reinforced with SiC fabricated by centrifugal casting, *Journal of Materials Processing Technology* 211 (2011) 1540–1546.

76 Zunjie Wei, Pan Ma, Hongwei Wang, Chunming Zou, Sergio Scudino, Kaikai Song, Konda G. Prashanth, Wei Jiang, Jürgen Eckert, The thermal expansion behaviour of SiC_p/Al–20Si composites solidified under high pressures, *Materials and Design* 65 (2015) 387–394.

77 R.S. Rana, Rajesh Purohit, V. K. Sonic and S. Das, Characterization of Mechanical Properties and Microstructure of Aluminium Alloy-SiC Composites, *Materials Today: Proceedings* 2 (2015) 1149 – 1156.

78 C. Kannan, R. Ramanujam, Comparative study on the mechanical and microstructural characterisation of AA 7075 nano and hybrid nanocomposites produced by stir and squeeze casting *Journal of Advanced Research* 8 (2017) 309–319.

79 Qinglin Li , Fubin Li, Tiandong Xia, Yefeng Lan, Yisheng Jian, Fan Tao, Effects of in-situ γ -Al₂O₃ particles and heat treatment on the microstructure and mechanical properties of A356 aluminium alloy *Journal of Alloys and Compounds* 627 (2015) 352–358

80 Sener Karabulut , Halil Karakoç , Ramazan Çıtak, Influence of B₄C particle reinforcement on mechanical and machining properties of Al6061/B4C composites, *Composites Part B* 101 (2016) 87-98.

81 Pardeep Sharmaa,, Satpal Sharma, Dinesh Khanduja, Production and some properties of Si₃N₄ reinforced aluminium alloy composites, *Journal of Asian Ceramic Societies* 3 (2015) 352–359.

82 ГОСТ 11068-2001 Алюминий первичный – М.: ИПК изд-во стандартов, (2002).

83 ГОСТ 859-2001 Медь. Марки – М.ИПК изд-во стандартов, (2001).

84 75 Бланк В.Д., Прохоров В.М., Сорокин Б.П., Квашнин Г.М., Теличко А.В., Гордеев Г.И.. Упругие постоянные второго и третьего порядков керамики В₄С. *Физика твердого тела*, 56 (8) (2014) 1523-1527.

85 Zhang Y., Mashimo T., Uemura Y., Uchino M. Shock compression behaviors of boron carbide (B_4C), Journal of Applied Physics 100, 113 (2006) 536.

86 J.H. Gieske, T.L. Aselage and, D. Emin. AIP Conf. Proc. 231(1991) 376.

87 McClellan K.J., Chu F., Roper J.M., Shindo I., Room temperature single crystal elastic constants of boron carbide, Journal of Materials Science 36 (2001) 3403–3407.

88 Manghnani M.H., Wang Y., F. Li, Zinin P., Rafaniello W., Science and technology of high pressure University Press, Hyderabad (2000) 945.

89 Dodd S.P., Saunders G.A., James B, Temperature and pressure dependences of the elastic properties of ceramic boron carbide (B_4C), Journal of Materials Science 37 (2002) 2731–2736.

90 Самсонов Г.В. Нитриды. «Наукова Думка» Киев – 1969. 380 с.

91 Xiao-YanRen, Chun-XiangZhao, Chun-YaoNiu, Jia-QiWang, YuJia, Jun-HyungCho, First-principles study of the crystal structures and physical properties of H18-BN and Rh6-BN, Physics Letters A 380 (2016) 3891–3896.

92 Qiaoli Lin, Ping Shen, Feng Qiu, Dan Zhang and Qichuan Jiang, Wetting of polycrystalline B_4C by molten Al at 1173–1473 °K, scripta materialia. 60 (2009) 960–963.

93 Haobo Wu, Fanhao Zengn, Tiechui Yuan, Fuqin Zhang, Xiang Xiong, Wettability of 2519 Al on B_4C at 1000–1250 °C and mechanical properties of infiltrated B_4C –2519Al composites, Cer. Intern. 40 (2014) 2073–2081.

94 Избранные методы исследования в металловедении / под. Ред. Хунгера Г.Й.: – Металлургия, (1985) 416.

95 Золоторевский В.С. Механические свойства металлов. 3-е изд., перераб. и доп. – М.: МИСиС, (1998).

96 Ramesh C.S., Keshavamurthy R., Channabasappa B.H., Abrar Ahmed, Microstructure and mechanical properties of Ni-P coated Si_3N_4 reinforced Al6061 composites, Materials Science and Engineering A 502 (2009) 99–106.

97 Ramesh C.S., Keshavamurthy R., Madhusudhan J., Fatigue behavior of Ni-P coated Si_3N_4 reinforced Al6061Composites, Procedia Materials Science 6 (2014) 1444 – 1454.

98 Ramesh C.S., Srinivas C.K., Channabasappa B.H., Avdani S.S., Electroless nickel plating on silicon carbide particles for MMC Applications, International Symposium on Advances in Materials Conference ISAMP-2007, Bagalkot, India, (2007) 150–154.

99 Leon C.A., Drew R.A.L., Preparation of nickel-coated powders as precursors to reinforce MMCs, Journal of Materials Science 35 (2000) 4763–4768.

100 Bello K. A., Maleque M. A., Ahmad Z., Synthesis and characterization of Ni-P coated hexagonal boron nitride by electroless nickel deposition, Surface Engineering and Applied Electrochemistry 51 (2015) 523–529.

101 Essam A.M. Shalaby, Alexander Yu. Churyumov n , Alexey N. Solonin, Lotfy A, Preparation and characterization of hybrid A359/($\text{SiC}_p\text{Si}_3\text{N}_4$) composites synthesized by stir/squeeze casting techniques, Materials Science & Engineering A 674 (2016) 18–24.

102 Bharath V, Madev Nagaral, V. Auradib and Koric S. A., Preparation of 6061Al- Al_2O_3 MMC's by Stir Casting and Evaluation of Mechanical and Wear Properties, Procedia Materials Science 6 (2014) 1658 – 1667.

103 Aravindan S., Rao P.V., Ponappa K. Evaluation of physical and mechanical properties of AZ91D/SiC composites by two step stir casting , process Journal of Magnesium and Alloys 3 (2015) 52-62.

104 Goh C.S., Soh K.S., Oon P.H., Chua B.W., Effect of squeeze casting parameters on the mechanical properties of AZ91–Ca Mg alloys, *Materials and Design* 31 (2010) 50–53.

105 Sajjadi S.A., Ezatpour H.R., Torabi Parizi M., Comparison of microstructure and mechanical properties of A356 aluminum alloy/ Al_2O_3 composites fabricated by stir and compo-casting processes, *Materials and Design* 34 (2012) 106–111.

106 Qiyao Hu, Haidong Zhao, Fangdong Li., Microstructures and properties of SiC particles reinforced aluminum-matrix composites fabricated by vacuum-assisted high pressure die casting, *Materials Science & Engineering A* 680 (2017) 270–277.

107 Mohsen Masoumi, Henry Hu, Influence of applied pressure on microstructure and tensile properties of squeeze cast magnesium Mg–Al–Ca alloy, *Materials Science and Engineering A* 528 (2011) 3589–3593.

108 B. Manjunatha, H.B. Niranjan, K.G. Satyanarayana, Effect of mechanical and thermal loading on boron carbide particles reinforced Al-6061 alloy *Materials Science and Engineering A* 632 (2015) 147-155.

109 Praveen J. Mane, Vishnu Kumar K.L., Study on ageing behavior of silicon nitride reinforced Al6061, composites *Procedia Engineering* 97 (2014) 642-647.

РОССИЙСКАЯ ФЕДЕРАЦИЯ



ПАТЕНТ

НА ИЗОБРЕТЕНИЕ

№ 2639088

**Композиционный материал на основе алюминиевого сплава,
армированный карбидом бора, и способ его получения**

Патентообладатель: *Федеральное государственное автономное
образовательное учреждение высшего образования
"Национальный исследовательский технологический
университет "МИСиС" (RU)*

Авторы: *Поздняков Андрей Владимирович (RU), Мостафа
Ахмед Лотфи Мохаммед (EG), Иссам Ахмед Мохамед (EG),
Чурюмов Александр Юрьевич (RU), Золоторевский Вадим
Семенович (RU)*

Заявка № 2016119788

Приоритет изобретения 23 мая 2016 г.

Дата государственной регистрации в

Государственном реестре изобретений

Российской Федерации 19 декабря 2017 г.

Срок действия исключительного права

на изобретение истекает 23 мая 2036 г.

Руководитель Федеральной службы
по интеллектуальной собственности

 Г.П. Ивлиев

