

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ

федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение
высшего профессионального образования

«ЮЖНО-РОССИЙСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ
(НПИ) имени М.И.Платова»

ФАКУЛЬТЕТ

механический

КАФЕДРА

Материаловедение и технология материалов

Допустить к защите
Заведующий кафедрой МиТМ
_____ – Ю.Г.Дорофев
(Подпись) (ФИО)
«___» _____ 2015 г.

Аль Хилфи Али Хамид

(Фамилия, имя, отчество студента)

МАГИСТЕРСКАЯ ДИССЕРТАЦИЯ

Порошковый материал системы Al-Cu

(Тема)

НАПРАВЛЕНИЕ 150400 Металлургия
(Код) (Наименование)

НАУЧНЫЙ РУКОВОДИТЕЛЬ

проф., к.т.н., с.н.с. Сергееенко Сергей Николаевич _____
(Должность, ученая степень, ученое звание, Фамилия, имя, отчество) (Подпись)

НАУЧНЫЙ КОНСУЛЬТАНТ

проф., к.т.н., с.н.с. Сергееенко Сергей Николаевич _____
(Должность, ученая степень, ученое звание, Фамилия, имя, отчество) (Подпись)

Новочеркасск, 2015 г.

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ
федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение
высшего профессионального образования

«ЮЖНО-РОССИЙСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ
(НПИ) имени М.И.Платова»

ФАКУЛЬТЕТ механический
КАФЕДРА Материаловедение и технология материалов
НАПРАВЛЕНИЕ 150400 Metallургия
ПРОГРАММА Metallургическое производство

УТВЕРЖДАЮ:
Заведующий кафедрой МиТМ
_____ Ю.Г.Дорофев
(Подпись) (ФИО)
«___» _____ 2015 г.

ЗАДАНИЕ
и научно-исследовательская программа подготовки
магистерской диссертации

Студенту Аль Хилфи Али Хамид
(Фамилия, имя, отчество)

1. Тема диссертации: Порошковый материал системы Al-Cu

Тема диссертации утверждена приказом ректора № 965 от 21.04.2015 г.

2. Консультанты раздела:

Наименование раздела, должность, ученая степень, ученое звание, ФИО

2.1 Анализ научно-технической и патентной литературы по теме диссертации,
проф., к.т.н., с.н.с. Сергеенко С.Н.

2.2 Результаты экспериментальных исследований порошкового материала Al-Cu,
проф., к.т.н., с.н.с. Сергеенко С.Н.

2.3 Оценка результатов принятых решений, проф., к.т.н., с.н.с. Сергеенко С.Н.

3. Научно-исследовательская программа подготовки магистерской диссертации
- 3.1 Подготовка анализа научно-технической и патентной литературы по теме диссертации
- 3.2 Проведение экспериментальных исследований порошкового материала Al-Cu
- 3.2.1 Разработка методики проведения исследований и технологии изготовления образцов
- 3.2.2 Разработка методики проведения исследований структуры и свойств материала
- 3.2.3 Исследование гранулометрического состава механохимически активированной в жидкой среде порошковой шихты Al-Cu
- 3.2.4 Установление закономерностей холодного прессования порошковых формовок
- 3.2.5 Установление закономерностей горячей штамповки порошковых заготовок
- 3.2.6 Изучение закономерностей формирования структуры и свойств горячедеформированных порошковых материалов Al-Cu
- 3.3 Оценка результатов принятых решений и разработка усовершенствованной технологической схемы получения крышки подшипника распределительного вала ДВС

4. Срок сдачи студентом оформленной диссертации 15.06.2015

5. Дата выдачи задания 21.04.2015

6. Научный руководитель к.т.н., с.н.с., проф. Сергеенко Сергей Николаевич _____

(Ученая степень, ученое звание, должность, фамилия)

(Подпись)

Задание принял к исполнению 21.04.2015 г. _____

(Дата)

(Подпись)

АННОТАЦИЯ

В работе проведен анализ научно-технической и патентной литературы по теме «Порошковый материал системы Al-Cu» с использованием информационных баз данных www.fips.ru, www.eapatis.com, www.viniti.ru, www.findpatent.ru. Изучены способы получения, структура и свойства литых сплавов системы Al-Cu, порошковых покрытий, спеченных и горячедеформированных порошковых материалов Al-Cu.

К наиболее перспективной технологии получения порошкового материала системы Al-Cu, относится способ горячей обработки давлением КМ (90% Al и 10% квазикристаллов Al-Cu-Fe), включающий смешивание порошков квазикристаллов и алюминия, ГИП с последующей горячей и холодной прокаткой. В результате рентгенофазового анализа показано, что квазикристаллическая фаза практически вся распадается за счет взаимодействия с матрицей. Материал может использоваться для изготовления деталей узлов трения, работающих при температурах до 600°C.

В работе исследованы три варианта приготовления шихты:

- 1) ручное смешивание компонентов шихты Al-Cu- Fe;
- 2) ручное смешивание шихты Al-Cu- Fe -H₃BO₃;
- 3) механохимическая активация компонентов шихты Al-Cu-Fe в жидкой среде насыщенного водного раствора H₃BO₃.

На основе результатов проведенных экспериментальных исследований твердость горячедеформированного порошкового материала (ГДПМ) определены значения технологических факторов, обеспечивающие получение ГДПМ системы Al-Cu- Fe с повышенной твердости HV 100. Предложена усовершенствованная технология получения горячедеформированного порошкового материала крышки подшипников распределительного вала ДВС, включающая: механохимическую активацию, холодное прессование формовки, кратковременный нагрев с последующей ГШ.

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	8
ОСНОВНАЯ ЧАСТЬ	12
1 АНАЛИЗ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКОЙ И ПАТЕНТНОЙ ЛИТЕРАТУРЫ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ	12
1.1 Литые сплавы системы Al-Cu	12
1.2 Порошковые покрытия	20
1.3 Порошковые материалы системы Al-Cu	21
1.3.1 Спеченные порошковые материалы Al-Cu	24
1.3.2 Горячедеформированные порошковые материалы Al-Cu	28
1.4 Выводы, цель и задачи исследования	37
2 РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ ПОРОШКОВОГО МАТЕРИАЛА Al-Cu	39
2.1 Характеристика исходных материалов, технология изготовления образцов, методики проведения исследований	39
2.1.1 Характеристика исходных материалов	39
2.1.2 Технология изготовления образцов	39
2.1.2.1 Механохимическая активация	40
2.1.2.2 Холодное прессование	40
2.1.2.3 Горячая штамповка	41
2.2 Экспериментальные исследования технологий получения порошковых материалов на основе алюминия	41
2.2.1 Исследование гранулометрического состава механохимически активированной в жидкой среде порошковой шихты Al-Cu-Fe	41

2.2.2	Закономерности холодного прессования порошковых формовок	44
2.2.3	Закономерности горячей штамповки порошковых заготовок	51
2.2.4	Изучение закономерностей формирования структуры и свойств ГДПМ Al-Cu-Fe	56
3	ОЦЕНКА РЕЗУЛЬТАТОВ ПРИНЯТЫХ РЕШЕНИЙ	61
	ЗАКЛЮЧЕНИЕ	64
	СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ	65

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность темы. К наиболее перспективной технологии получения порошкового материала системы Al-Cu, относится способ горячей обработки давлением композиционных материалов (90% Al и 10% квазикристаллов Al-Cu-Fe), включающий смешивание порошков квазикристаллов Al-Cu-Fe и алюминия, горячее изостатическое прессование с последующей горячей и холодной прокаткой. Материал может использоваться для изготовления деталей, работающих при температурах до 600°C.

Цели и задачи исследования.

Цель исследования – исследование закономерностей механохимической активации шихты, уплотнения порошковых заготовок и формирование структуры и свойств получения ГДПМ системы Al-Cu-Fe. Для достижения поставленной цели необходимо решить следующие задачи:

- изучить гранулометрический состав механохимически активированной в жидкой среде насыщенного водного раствора H_3BO_3 порошковой шихты;
- установить закономерности уплотнения при холодном прессовании и горячей штамповке порошковых заготовок;
- изучить структуру и определить механические свойства ГДПМ системы.

Научная новизна. На основе результатов исследований гранулометрического состава МХА в НВРБК порошковой шихты Al-Cu-Fe проведено модельное описание распределения частиц по размерам механохимически активированной порошковой шихты Al-Cu-Fe уравнением Розина-Раммлера (при коэффициенте корреляции r , равном 0,95):

$$F(x) = \alpha \cdot \beta \cdot A \cdot x^{(\beta-1)} \cdot \exp(-\alpha \cdot x^\beta) = \\ = 0,0564 \cdot 0,7183 \cdot x^{(0,7183-1)} \cdot \exp(-0,0564 \cdot x^{0,7183}).$$

В результате проведенных экспериментальных исследований построены модели, описывающие уплотнение при холодном прессовании формовок:

- на основе шихты Al(96,5)-Cu(2,3)-Fe(1,2)-H₃BO₃(4% от массы шихты), полученной по технологии ручного смешивания:

$$p_{\text{хп}} = p_{\text{max}} \cdot \theta_{\text{хп}}^n = 481 \cdot \theta_{\text{хп}}^{6,6}$$

- на основе шихты Al(96,5)-Cu(2,3)-Fe(1,2)- (1,2), полученной по технологии ручного смешивания:

$$p_{\text{хп}} = p_{\text{max}} \cdot \theta_{\text{хп}}^n = 397 \cdot \theta_{\text{хп}}^{5,7};$$

- на основе шихты Al(96,5)-Cu(2,3)-Fe(1,2), полученной по технологии механохимической активации в среде насыщенного водного раствора H₃BO₃ (20% от массы шихты):

$$p_{\text{хп}} = p_{\text{max}} \cdot \theta_{\text{хп}}^n = 576655 \cdot \theta_{\text{хп}}^{9,4}.$$

В результате проведенных экспериментальных исследований показано, что максимальные расчётные значения p_{max} , обеспечивающие формование беспористого материала, наблюдаются при использовании шихты, полученной по технологии механохимической активации в среде насыщенного водного раствора H₃BO₃ (20% от массы шихты) за счет упрочнения (наклепа) материала частиц порошка алюминия в процессе МХА. Введение H₃BO₃ незначительно снижает p_{max} за счет его меньшего сопротивления пластической деформации по сравнению с материалом порошка алюминия. Максимальные значения показателя степени n наблюдаются при холодном прессовании формовок на основе шихты, полученной по технологии ручного смешивания. Введения H₃BO₃ снижает значения показателя степени n для шихт, полученных по технологии ручного смешивания и по технологии механохимической активации.

В результате проведенных экспериментальных исследований построены модели - уравнения Ю.Г. Дорофеева, описывающие уплотнение при горячей штамповке заготовок:

- на основе шихты Al(96,5)-Cu(2,3)-Fe(1,2), полученной по технологии ручного смешивания:

$$w_{\text{гш}} = w_{\text{max}} \cdot \theta_{\text{гш}}^n = 62 \cdot \theta_{\text{гш}}^{10,8};$$

- на основе шихты Al(96,5)-Cu(2,3)-Fe(1,2)-H₃BO₃ (4% от массы шихты), полученной по технологии ручного смешивания:

$$W_{\text{гш}} = W_{\text{max}} \cdot \theta_{\text{гш}}^n = 69 \cdot \theta_{\text{гш}}^{19,7}.$$

Показано, что максимальные значения W_{max} наблюдаются при использовании шихты Al(96,5)-Cu(2,3)-Fe(1,2), полученной по технологии механохимической активации в среде насыщенного водного раствора H₃BO₃ за счет упрочнения (наклепа) материала частиц порошка алюминия в процессе МХА. Для шихт полученных ручным смешиванием введение H₃BO₃ незначительно снижает W_{max} за счет его меньшего сопротивления пластической деформации по сравнению с материалом порошка алюминия. Максимальные значения показателя степени n наблюдаются при горячей штамповке заготовок на основе шихты Al(96,5)-Cu(2,3)-Fe(1,2), полученной по технологии ручного смешивания. Введения H₃BO₃ снижает значения показателя степени n для шихт, полученных по технологии ручного смешивания и по технологии механохимической активации.

Методы исследования. Гранулометрический анализ механохимической активированной порошковой шихты, определение плотности порошковых формовок и горячедеформированного материала, механические испытания HV, микроструктурный анализ.

Основные положения, выносимые на защиту.

Технологические схемы получения образцов композиционного материала Al(96,5)-Cu(2,3)-Fe(1,2) на основе порошковых шихт, полученных смешиванием и механохимической активацией.

Результаты исследования гранулометрического состава механохимической активированной порошковой шихты Al(96,5)-Cu(2,3)-Fe(1,2).

Закономерности уплотнения при холодном прессовании порошковых шихт Al(96,5)-Cu(2,3)-Fe(1,2)

Результаты исследования относительной плотности и твердости HV горячедеформированных материалов на основе шихт Al(96,5)-Cu(2,3)-Fe(1,2), полученных смешиванием порошков и механохимической активацией.

Технологические схемы изготовления порошковой крышки подшипника распределительного вала ДВС.

Практическая значимость. Предложена усовершенствованная технологическая схема получения горячедеформированного порошкового материала для крышки подшипника распределительного вала ДВС на основе механохимической активированной порошковой шихты Al-Cu-Fe.

Апробация работы. Основные положения и результаты исследований докладывались на регион. науч.-техн. конф. Студенческая научная весна – 2014 (конкурса науч.-техн. работ) студентов, аспирантов и молодых ученых вузов Ростов обл., 24-25 мая 2014 г. /Юж. Рос. гос. политехн. ун-т (НПИ), Новочеркасск :ЮРГПУ(НПИ), 2014. С. 81-82 / Аль хилфи А.Х., Анализ технологий получения наноуглерода;

региональной научно-технической конференции «Студенческая научная весна – 2015» / Аль хилфи А.Х., Джураев Ф.Т., Сергеенко С.Н. Особенности уплотнения порошковых материалов Al-Cu-Fe и Al-Si-Ni-Fe-C.

По материалам работы подготовлено заявка на международный научный форум молодых ученых «Наука будущего – наука молодых».

ОСНОВНАЯ ЧАСТЬ

1. АНАЛИЗ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКОЙ И ПАТЕНТНОЙ ЛИТЕРАТУРЫ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ

1.1 Литые сплавы системы Al-Cu

Алюминий - химический элемент третьей группы периодической системы элементов Д.И. Менделеева. Его порядковый номер 13, атомная масса 26,98. Сферы потребления алюминия постоянно расширяются, вытесняя традиционно применяемые сплавы от микроэлектроники до тяжёлой металлургии. Алюминиевые сплавы характеризуются повышенной прочностью в сочетании с малой плотностью, удовлетворительной коррозионной стойкостью, способностью к формоизменению путем литья, давления и резания; возможностью в сварки, пайки, склеивания и других способов соединения алюминиевых деталей; способностью к нанесению защитных и декоративных покрытий. Все это в сочетании с большими запасами алюминия в земной коре делает перспективы развития производства и потребления алюминия. Алюминий всех марок содержит более 99% чистого алюминия. В зависимости от химического состава он подразделяется на алюминий особой, высокой и технической частоты, обозначается буквой А и цифрой, показывающей десятые и сотые доли процента после 99%, например, А85 - содержит 99,85% алюминия [1].

Промышленный алюминий выпускается в виде двух видов сплавов – литейных для изготовления литых деталей, и деформационные-сплавы, выпускаемые в виде полуфабрикатов-листов, фольги, плит, профилей, проволоки. Отливки из алюминиевых сплавов получают литьём под давлением, в кокиль и в песчано-глинистые формы. При изготовлении небольших партий применяется литьё в гипсовые комбинированные формы и литьё по выплавляемым моделям. Из литейных сплавов изготавливают литые роторы электромоторов, литые детали летательных аппаратов и др. Деформируемые сплавы используются в автомобильном производстве для внутренней отделки, бамперов, панелей кузовов

и деталей интерьера; в строительстве как отделочный материал; в летательных аппаратах, деформированные-в основном, дюралюминий и литейные - главным образом силумин [1].

Дюралюминий - сплав алюминия с медью (2,2-5,2%), магнием (2-2,7%) и марганцем (0,2-1,0%). Его подвергают закалке в воде после нагрева до температуры около 500°C и упрочняющему старению. По своим механическим свойствам он приближается к среднеуглеродистым сталям. Применяется, главным образом, в виде различного проката - листы, уголок, трубы и т.д. как конструкционный материал он используется для транспортного и авиационного машиностроения.

Силумин - сплав алюминия и кремния, обладает хорошими литейными свойствами, мягкий, применяется для изготовления неотчетственных деталей методом литья и давления. Кроме алюминия и кремния (10-13%) в этот сплав входят: железо (0,2-0,7%), марганец (0,05-0,5%), кальций (0,07-0,2%), титан (0,05-0,2%), медь (0,03%) и цинк (0,08%). Могут использоваться сплавы алюминия с цинком, магнием.

Большинство металлических элементов сплавляются с алюминием, но только некоторые из них играют роль основных легирующих компонентов в промышленных алюминиевых сплавах. Тем не менее, значительное число элементов используют в качестве добавок для улучшения свойств сплавов. Наиболее широко применяются:

Бериллий добавляется для уменьшения окисления при повышенных температурах. Небольшие добавки бериллия (0,01 - 0,05%) применяют в алюминиевых литейных сплавах для улучшения текучести в производстве деталей двигателей внутреннего сгорания (поршней и головок цилиндров).

Бор вводят для повышения электропроводимости и как рафинирующую добавку. Бор вводится в алюминиевые сплавы, используемые в атомной

энергетике (кроме деталей реакторов), т.к. он поглощает нейтроны, препятствуя распространению радиации. Бор вводится в среднем в количестве 0,095 - 0,1%.

Висмут. Металлы с низкой температурой плавления, такие как висмут, свинец, олово, кадмий вводят в алюминиевые сплавы для улучшения обрабатываемости резанием. Эти элементы образуют мягкие легкоплавкие фазы, которые способствуют ломкости стружки и смазыванию резца. Галлий добавляется в количестве 0,01-0,1% в сплавы, из которых далее изготавливаются расходоуемые аноды.

Железо. В малых количествах (0,04%) вводится при производстве проводов для увеличения прочности и улучшает характеристики ползучести. Так же железо уменьшает прилипание к стенкам форм при литье в кокиль.

Индий. Добавка 0,05 - 0,2% упрочняют сплавы алюминия при старении, особенно при низком содержании меди. Индиевые добавки используются в алюминиево-кадмиевых подшипниковых сплавах.

Примерно 0,3% кадмия вводят для повышения прочности и улучшения коррозионных свойств сплавов. Кальций придаёт пластичность. При содержании кальция 5% сплав обладает эффектом сверхпластичности.

Кремний является наиболее используемой добавкой в литейных сплавах. В количестве 0,5-4% уменьшает склонность к трещинообразованию. Сочетание кремния с магнием делают возможным термоуплотнение сплава.

Магний. Добавка магния значительно повышает прочность без снижения пластичности, повышает свариваемость и увеличивает коррозионную стойкость сплава.

Медь упрочняет сплавы, максимальное упрочнение достигается при содержании меди 4-6%. Сплавы с медью используются в производстве поршней двигателей внутреннего сгорания, высококачественных литых деталей летательных аппаратов. Олово улучшает обработку резанием.

Титан. Основная задача титана в сплавах - измельчение зерна в отливках и слитках, что очень повышает прочность и равномерность свойств во всём объёме.

Хотя алюминий считается одним из наименее благородных промышленных металлов, он достаточно устойчив во многих окислительных средах. Причиной такого поведения является наличие непрерывной окисной плёнки на поверхности алюминия, которая немедленно образуется вновь на зачищенных участках при воздействии кислорода, воды и других окислителей.

В большинстве случаев плавку ведут на воздухе. Если взаимодействие с воздухом ограничивается образованием на поверхности нерастворимых в расплаве соединений и возникающая пленка этих соединений существенно замедляет дальнейшее взаимодействие, то обычно не принимают каких-либо мер для подавления такого взаимодействия. Плавку в этом случае ведут при прямом контакте расплава с атмосферой. Так поступают при приготовлении большинства алюминиевых, цинковых, оловянно - свинцовых сплавов. Пространство, в котором протекает процесс плавки сплавов, ограничивается огнеупорной футеровкой, способной выдерживать температуры 1500-1800°C. Во всех процессах плавки участвует газовая фаза, которая формируется в процессе сгорания топлива, взаимодействуя с окружающей средой и футеровкой плавильного агрегата.

Одними из самых распространенных известных металлов, являются медь и алюминий. Эти металлы обладают многими полезными характеристиками, которые позволяют их широко использовать в различных сферах человеческой деятельности. Общими качествами, которые делают медь, алюминий схожими между собой, являются относительно невысокая температура плавления, а также легкость вступления в различные сплавы с другими металлами. Объединяет медь и алюминий также способность хорошо проводить тепло и электричество.

Существует множество сплавов меди, алюминия в сочетании с другими элементами. Например, медь в алюминиевых сплавах используется совместно с кремнием, магнием и цинком.

Алюминиево-медный сплав Д16 (ГОСТ 4977 - 52) характеризуется высокой прочностью, хорошей пластичностью, удовлетворительной свариваемостью. Свои высокие механические качества сплав приобретает после закалки и естественного старения. Плакированный листовой алюминиевый сплав известен под названием алкледа. Все детали, изготовленные из сплава Д16, обычно подвергают анодному оксидированию (анодированию) и защитной окраске. Для травления алюминиево-медных сплавов используют 10 - 15 % - ный водный раствор едкого натрия.

Сплав 40Е [2] обладает хорошей коррозионной стойкостью, которая превышает коррозионную стойкость алюминиево-медных сплавов и близка к коррозионной стойкости алюминиевокремниевых сплавов. Подобным катализатором может служить и скелетный медный катализатор, приготовленный из алюминиево-медного сплава с равным содержанием компонентов. При его приготовлении его необходимо следить, чтобы не происходило окисление компонентов во время сплавления, а выщелачивание алюминия при обработке сплава едким натром было полным. Подобным катализатором может служить и скелетный медный катализатор, приготовленный из алюминиево-медного сплава с равным содержанием компонентов. При приготовлении его необходимо следить, чтобы не происходило окисление компонентов во время сплавления, а выщелачивание алюминия при обработке сплава едким натром было полным.

Алюминиевые сплавы, содержащие медь, при неправильной термической обработке становятся склонными к межкристаллитной коррозии. Этому виду коррозии подвержены иногда и алюминиевые сплавы, содержащие магний и кремний, однако скорость процесса коррозии намного меньше, чем алюминиево-медных. Соединение $CuAl_2$ характеризуется большой твердостью (НВ 5 ГПа). Алюминий образует с медью ограниченные твердые растворы. Растворимость

меди возрастает с температурой, что дает возможность упрочнять легкие алюминиево-медные сплавы термической обработкой.

Фазовая диаграмма системы Al-Cu. Фаза β представляет собой твердый раствор на основе соединения Cu_3Al (12,44% мас. Al). В сплавах β -области в зависимости от термообработки и условий охлаждения могут наблюдаться две метастабильные промежуточные фазы: β' и β'' .

Фаза γ_1 -твердый раствор на основе соединения Cu_3Al_4 существует в интервале концентраций 16,0...18,8% мас. Al и имеет моноклинную решетку со 102 атомами в элементарной ячейке. Фаза α_2 имеет решетку, подобную решетке α -фазы.

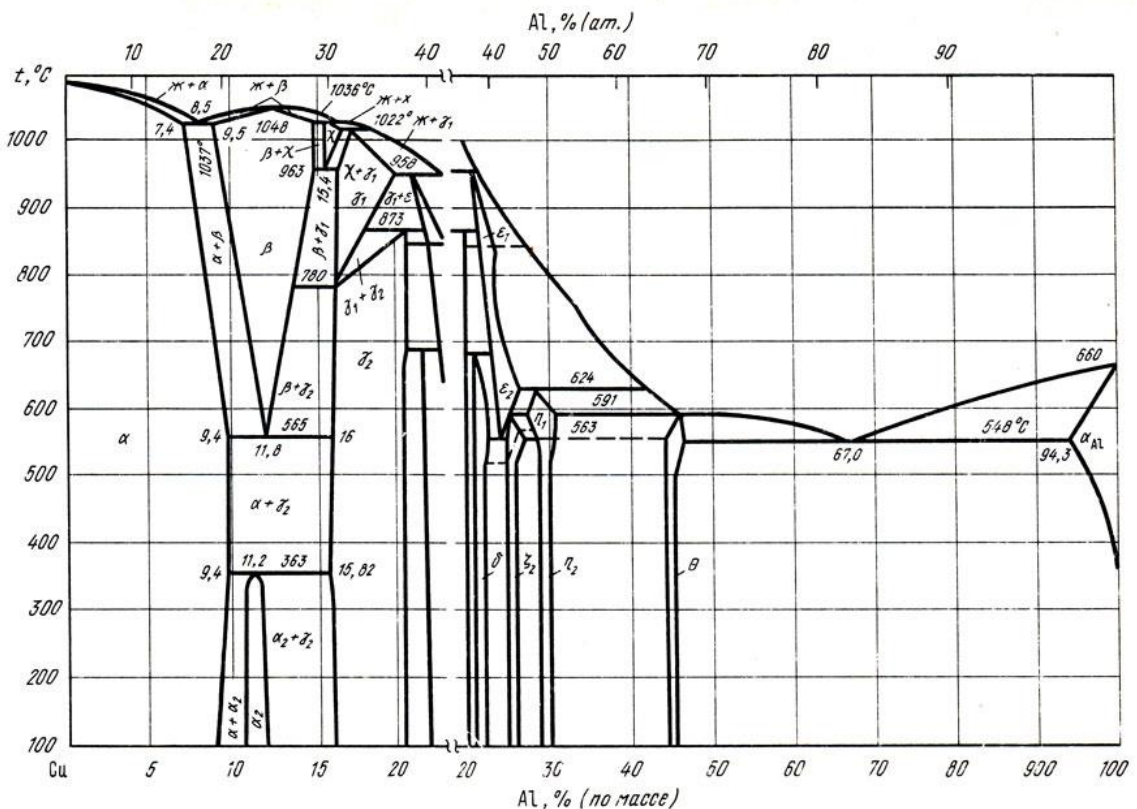


Рисунок 1.1 -Фазовая диаграмма системы Al-Cu

В области до 20% мас. Al ликвидус сплавов состоит из четырех ветвей первичной кристаллизации фаз α , β , χ и χ_1 . При 1037°C кристаллизуется

эвтектика $\alpha + \beta$ с эвтектической точкой при 8,5% мас. Al. При температурах 1036 и 1022°C протекают перитектические реакции $\text{Ж} + \beta \leftrightarrow \chi$ и $\text{Ж} + \chi \leftrightarrow \gamma_1$. соответственно. Фаза χ существует в температурном интервале 1036-936 °С. Фаза β кристаллизуется из расплава по кривой с максимумом при температуре 1048 °С и соответствует концентрации 12,4% мас. Al. В твердом состоянии в этой области имеется ряд эвтектоидных и перитектоидных превращений. При 963°C фаза χ распадается на β - и γ_1 -фазы. Эвтектоидная точка соответствует 15,4% мас. Al. При 780°C γ_1 -фаза распадается по эвтектоидной реакции на β и γ_2 -фазы. При 873 °С по реакции образуется γ -фаза. Предполагается, что в γ_2 -фазе происходит фазовое превращение в интервале температур 400-700 °С при содержании алюминия в эвтектоидной точке 11,8-11,9% мас.. В области концентрации 9-16% мас. Al предполагается существование еще одной стабильной фазы - χ или α_2 , образующейся по эвтектоидной реакции при 363 °С и содержании алюминия в эвтектоидной точке 11,2% мас. Концентрационные пределы области гомогенности этой фазы не установлены.

Авторы [3] на основе литературных данных по термодинамическим свойствам компонентов и промежуточных фаз, а также на основе экспериментальных данных по фазовым равновесиям рассчитали диаграмму состояния системы Cu-Al. Значения рассчитанных температур фазовых превращений практически совпадают с данными работы [4].

В работе [5] рассмотрен способ получения высокопрочного сплав системы Al-Zn-Mg-Cu. Сплав содержит, мас. %: Zn 6,0-8,0; Mg 3,4-4,2; Cu 0,8-1,3; Sc 0,07-0,15; Zr 0,08-0,12; Be 0,0005-0,004; Ce 0,01-0,15; Ti 0,02-0,08; Si 0,01-0,15; Fe 0,01-0,15; H 0,05-0,35 см³ /100 г металла; неизбежные примеси из группы Mn, Cr, V, Mo, Li, Ag, K, Na, O в суммарном количестве не более 0,10; Al - остальное, при соотношении между содержанием Mg и Zn от 0,53 до 0,57.

В работе [6] рассмотрен способ производства длинномерных, тонкостенных панелей и профилей для использования на железнодорожном транспорте. Способ

включает отливку слитков из сплава, содержащего следующее соотношение компонентов, мас. %: Zn 3,6-4,1, Mg 0,6-1,1, Mn 0,2-0,5, Zr 0,05-0,12, Cr 0,05-0,15, Cu 0,1-0,2, Ti 0,01-0,06, Mo 0,01-0,06, Al - остальное, при температуре литья 690-710°C со скоростью 25-50 мм/мин, гомогенизацию слитков при температуре 450-470°C в течение 8-12 часов, горячее прессование при температуре 410-530°C при скорости истечения 0,1-4,0 м/мин, закалку от температуры деформации на воздухе или воздушно-водяной смесью и двухступенчатое старение: при температуре 90-110°C с выдержкой 6-12 ч и при температуре 160-190°C с выдержкой 4-10 ч.

В работе [7] предложен способ формирования изностойких покрытий на деталях из алюминиевых сплавов. Способ включает микродуговое оксидирование (МДО) при наложении положительных и отрицательных импульсов напряжения с частотой 50 Гц, при этом после МДО на поверхность рабочего упрочненного слоя покрытия наносят слой состава, содержащего 1 мас.ч. нанопорошка оксида меди и по 3 мас.ч. жидкого стекла и дистиллированной воды, высушивают деталь при температуре 20°C в течение 50-60 мин, после чего деталь повторно обрабатывают в режиме дугового электрофореза в силикатно-щелочном электролите, содержащем 1 г/л гидроксида калия и 2 г/л натриевого жидкого стекла при плотности тока 25-26 А/дм² в течение 1-2 мин. Технический результат - снижение коэффициента трения покрытия, снижение приработочного износа подвижного соединения, а также повышение его нагрузочной способности и износостойкости.

Для получения фасонных отливок ответственного назначения в работе [8] предложен способ литейного алюминиевого сплава для изготовления корпусов редукторов, применяемых в авиастроении. Сплав содержит, мас. %: Si 6,6-7,4, Mn 0,31-0,45, Cu 0,18-0,32, Mg 0,15-0,45, Fe 0,15-0,4, Al - остальное, при этом сплав имеет температуру ликвидуса в пределах от 608 до 620°C; температуру равновесного солидуса не ниже 552°C и структуру после термообработки, содержащую количество включений кремниевой фазы в пределах от 6,4 до 7,5 об.%; Fe в структуре сплава полностью связано в скелетообразные включения

фазы $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$, а Mn полностью связан во вторичные выделения фазы $Al_5Cu_2Mg_8Si_6$.

В работе [9] рассмотрен способ получения высокопрочного алюминиевого полуфабриката. Алюминиевый сплав, характеризующийся тем, что он содержит, вес. %: Zn 5,0-5,8, Mg 1,1-1,2, Cr 0,2-0,3, Mn 0,1-0,3, Cu 0,1-0,4, Ti 0,05-0,15, Ce 0,005-0,05, Sm 0,005-0,05, Si не более 0,2, Fe не более 0,3, Zr не более 0,005, Al - остальное. Способ получения полуфабриката включает первую термообработку при температуре до $480^{\circ}C$, охлаждение до комнатной температуры и последующую вторую термообработку при температуре $200^{\circ}C$.

1.2 Порошковые покрытия

В работе [10] предложен способ покрытия стальной полосы антифрикционной порошковой смесью. В способе покрытия стальной полосы антифрикционной порошковой смесью прокаткой, согласно изобретению, плакированную алюминийемстальную полосу подогревают в предочаговой зоне до температуры 523-553 К, прокатывают совместно с антифрикционной порошковой смесью состава Al 60-70%, Pb 27-35%, Cu 3-5% с вытяжкой 1,25-1,5 и одновременным догревом в очаге деформации до $T = 703 - 753$ К пропусканием через полосу электротока, направленного от вала к валку, и охлаждают со скоростью не менее 100-120 град/с. Изобретение обеспечивает получение антифрикционного слоя толщиной 600-650 мкм с пластическими свойствами выше, а коэффициентом трения на 20-25% ниже стандартных вкладышей. Кроме того, замена антифрикционного металла Sn на Pb позволяет уменьшить стоимость материала на ~30%.

Для получения покрытия из квазикристаллического сплава системы Al-Cu-Fe в работе [11] рассмотрен способ, включающий послойное напыление на поверхность детали расплавленных частиц, нагрев которых осуществляют в плазменной струе, экранированной подачей пирофорного технологического газа в пятно напыления. Напыление покрытия осуществляют из порошка, исходная

смесь которого взята при соотношении алюминия, меди и железа, соответствующем области существования квазикристаллической фазы сплава Al-Cu-Fe, путем нагрева его до температуры плавления в инертной атмосфере. При этом поверхность детали охлаждают теплоносителем, а температуру в пятне напыления поддерживают в интервале 650-750°C.

С целью получения износостойкого композиционного наноструктурированного покрытия в работе [12] рассмотрен способ, обеспечивающий высокую твердость и износостойкость поверхности деталей и узлов пар трения, работающих в особо жестких условиях эксплуатации. Технология включает холодное газодинамическое напыление агломерированных композиционных частиц порошка сверхзвуковой газовой струей на поверхность обрабатываемой детали. Напыление проводят с образованием слоя, представляющего из себя композиционный порошок, содержащий металлический пластичный порошок, армированный твердыми ультрадисперсными неметаллическими частицами на глубину не менее $\frac{1}{4}$ своего диаметра. Металлический пластичный порошок выполнен из одного или нескольких металлов из группы: Al, Zn, Cu, Ni, Ti, Co, Fe, Ag, металлов платиновой группы, редкоземельных металлов, интерметаллидов и/или сплавов на их основе. Неметаллические частицы представляют из себя оксиды, нитриды, карбиды и/или их комбинации. В результате получают износостойкое покрытие с повышенной когезией и адгезией с поверхностью обрабатываемой детали.

1.3 Порошковые материалы системы Al-Cu

Определенные трудности в использовании алюминиевых порошков возникают в связи с их пожаро- и взрывоопасностью. Физико-химические свойства, определяющие процесс спекания, у алюминия менее благоприятны, чем у железа и меди, из-за наличия на алюминиевых порошках прочной оксидной пленки, препятствующей спеканию частиц. Алюминиевые порошки применяются в металлургической промышленности: в алюминотермии, в качестве легирующих добавок, для изготовления полуфабрикатов путём прессования и спекания. Этим

методом получают очень прочные детали (шестерни, втулки и др.).

Алюминиевые порошки используются в химии для получения соединений алюминия и в качестве катализатора (например, при производстве этилена и ацетона). Учитывая высокую реакционную способность алюминия, особенно в виде порошка, его используют во взрывчатых веществах и твёрдом топливе для ракет, используя его свойство быстро воспламеняться.

Одновременно материалы из алюминиевых порошков по ряду свойств превосходят материалы из железных порошков: они в 3 раза легче, достигаемая плотность алюминиевых порошковых материалов выше, чем стальных при меньшем (в 2,5раза) усилии прессования. Алюминиевые порошковые детали обладают большей удельной прочностью, чем детали из стального порошка, благодаря более низкой плотности [13].

Современные отрасли промышленности, такие как авиастроение, космическая техника, приборостроение нуждаются в создании материалов, обладающих высокими эксплуатационными характеристиками, в том числе износостойкостью, размерной стабильностью в сочетании с низкой плотностью и коэффициентом термического расширения, близким к стали. Наиболее перспективными в этом направлении являются порошковые алюминиевые дисперсно-упрочненные композиционные материалы, получаемые методами порошковой металлургии. По механическим характеристикам спеченный алюминий соответствует уровню спеченного железа (до 350 МПа), а по ряду других свойств даже превосходит его. Одним из преимуществ порошковых изделий из алюминия является энергосберегающая технология их получения: для прессования изделий из порошка алюминия с тем же уровнем остаточной пористости требуется существенно меньшее усилие, чем для прессования железного порошка, а температура спекания алюминия намного ниже температуры спекания железа. Благодаря легкости детали из алюминия обладают малой инерционностью, и при замене ими деталей из железа уменьшается вибрация, шум, износ и потребляемая мощность, особенно в

механизмах с возвратно-поступательным движением. Изделия из спеченного алюминия обладают высокой коррозионной стойкостью и в отличие от железа не требуют защитных покрытий. В ряде случаев алюминиевые порошки могут заменять порошки дефицитных металлов, например, в производстве пористых подшипников, электро- и теплопроводников, электроконтактных материалов. Методом порошковой металлургии на основе алюминия можно получать материалы с особыми свойствами, например немагнитные, для защиты от нейтронного потока, высокопористые для изготовления носителей катализаторов, анодов электролитических конденсаторов, фильтров тонкой очистки газов и жидкостей и т. д. Так как спеченный алюминий превосходно обрабатывается, механическая обработка заготовок, если в ней возникает необходимость, оказывается более производительной, а износ инструмента меньше, чем при обработке проката. Несмотря на указанные положительные качества порошковых алюминиевых деталей, объем их мирового производства невелик — порядка 1500 т в год [14]. Для целей порошковой металлургии расходуется всего около 1 % алюминиевого порошка, производимого в развитых капиталистических странах. Основными поставщиками готовых смесей, содержащих необходимые легирующие элементы и смазку, являются компании «Alcoa» в США, «Alcan» в Канаде, «Eckart» в Европе и «Showa-Denko» в Японии [15.].

Сегодня порошковые алюминиевые детали широко используются в оргтехнике и автомобильной промышленности [16]. Сюда относятся приводы ременных передач, ступицы, заглушки, втулки, шестерни масляных насосов и другие детали. Алюминий и сплавы на его основе обладают комплексом свойств, обеспечивающих им в ряде областей применения важные преимущества перед сталью и медными сплавами. Они отличаются малой плотностью, хорошей коррозионной стойкостью, сравнительно высокими электро- и теплопроводностью.

Вместе с тем по объему производства полуфабрикатов и изделий из порошков и гранул методом порошковой металлургии алюминий существенно уступает их производству из железа и меди. Основной причиной этому является то, что спекание порошков алюминия затруднено наличием на их поверхности прочной оксидной пленки.

Получение плотных изделий из порошков алюминия достигается, подобно САПу, использованием высоких давлений прессования, горячего прессования. Однако, этот подход неприменим при получении пористых изделий, которые наравне с высокой пористостью должны обладать достаточно высокой прочностью.[17.]

1.3.1 Спеченные порошковые материалы Al-Cu. В работе [18] предложен способ получения шихты для антифрикционного композиционного материала на основе алюминия и спеченный антифрикционный композиционный материал на основе алюминия, полученный с ее использованием, данный метод относится к порошковой металлургии, в частности к спеченным композиционным материалам на основе алюминия для деталей триботехнического назначения - втулок, подшипников скольжения, уплотнений, подпятников. Шихта для композиционного материала на основе алюминия содержит, ат. %: порошки переходных металлов, выбранных из Fe, Cr, Ni, Ti, Co, V, Zr - 7,5-20, легирующие элементы, выбранные из Cu, Zn, Si, Mg, Li, Sn, Pb - 0,3-12, алюминий - остальное. Спеченный композиционный материал на основе алюминия, полученный с использованием указанной шихты, включает легированную алюминиевую матрицу и упрочнитель в виде частиц алюминидов состава Al_3X , где X - Fe, Cr, Ni, Ti, Co, V, Zr, при следующем соотношении, ат. %: упрочнитель 30-60, матрица - остальное. Полученный материал обладает высокими твердостью и триботехническими характеристиками.

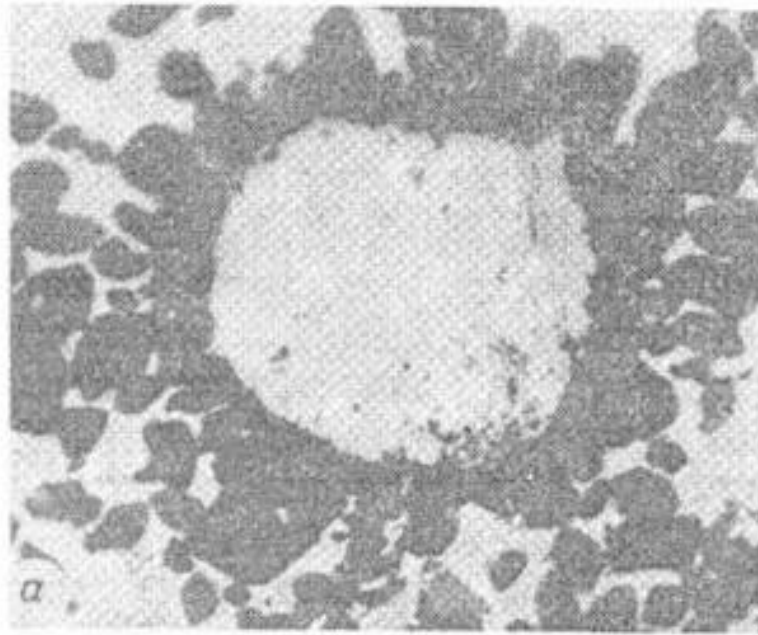


Рисунок 1.2 - Диспергирование частицы никеля в процессе взаимодействия с жидким Al при спекании

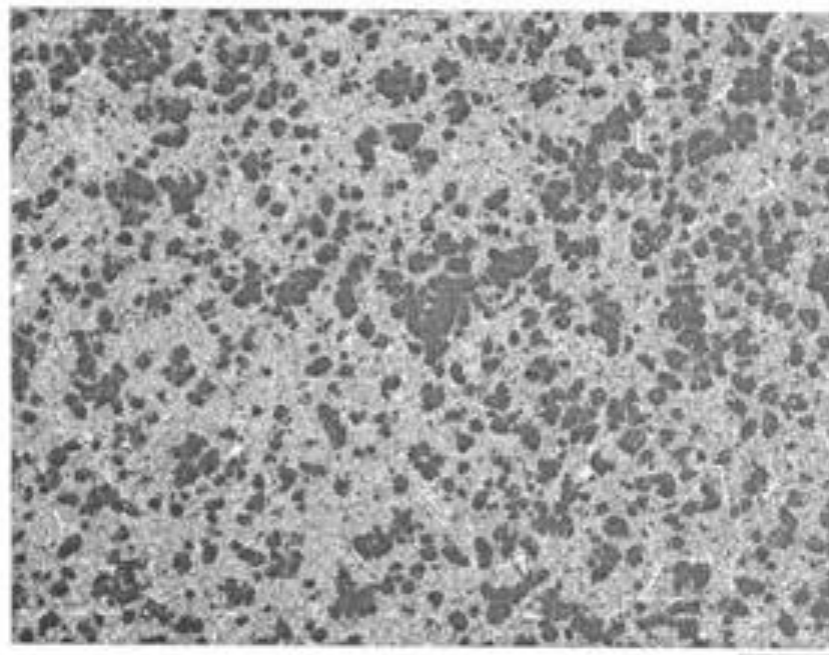


Рисунок 1.3 - Микроструктура спеченного композиционного материала Al-Ti-Cu на основе Al

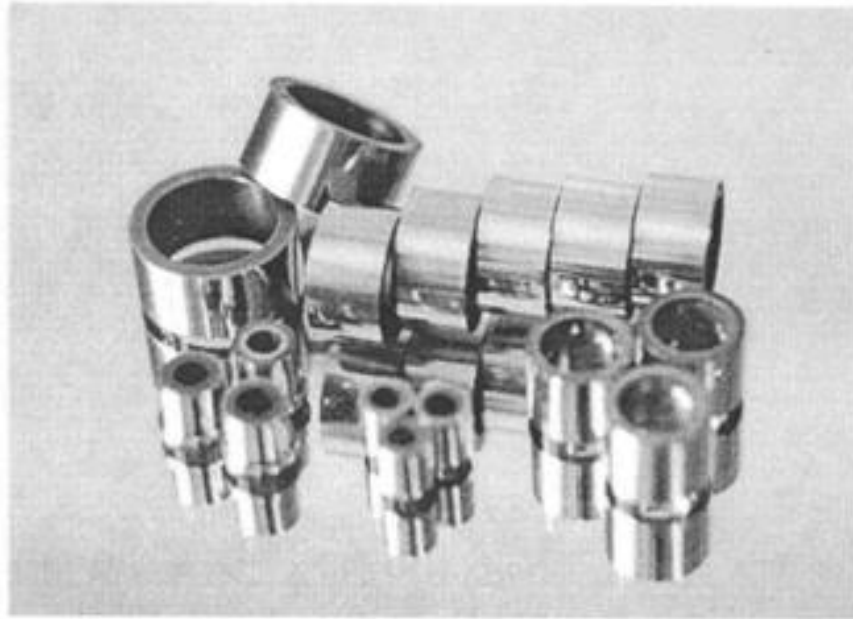


Рисунок 1.4 - Спеченные и калиброванные подшипники скольжения (втулки) на основе Al

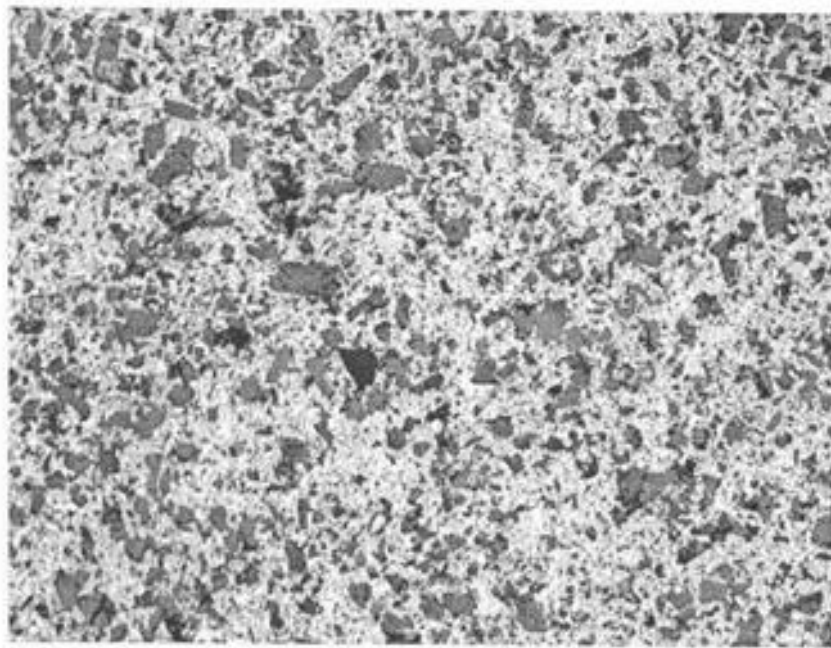


Рисунок 1.5 - Микроструктура спеченного композиционного материала Al-Ti-Cu на основе Al

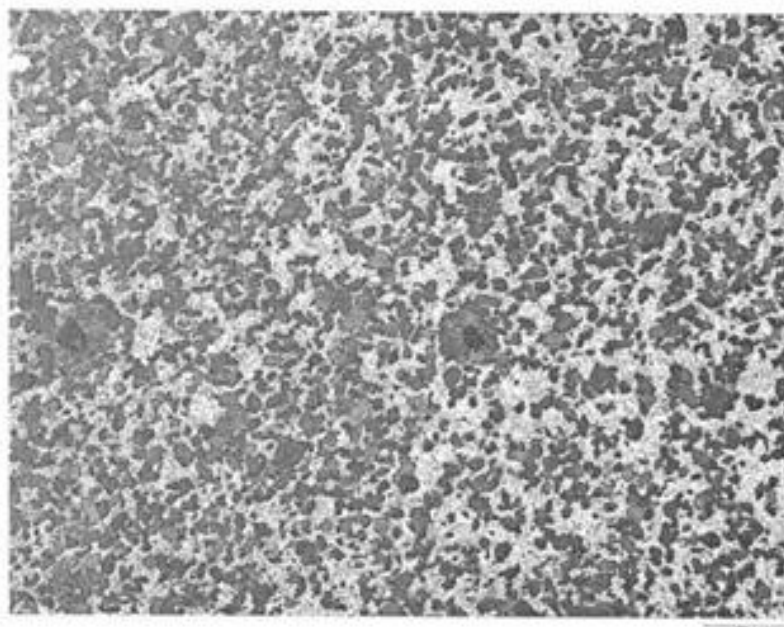


Рисунок 1.6 - Микроструктура спеченного композиционного материала Al-Ti-Cu на основе Al

С целью удешевления производства спеченного алюминиевого порошкового сплава за счет экономии энергии, затрачиваемой на операцию спекания в работе [19] рассмотрена технология изготовления слабонагруженных и ненагруженных деталей - радиаторов охлаждения полупроводниковых приборов, подошвы электрического утюга и получение электроконтактного материала.

Таблица 1.1 – Состав шихты структура и твердость композиционного материала

№ п/п	Состав шихты, ат.%						Содерж. Al ₃ Fe в спеченном КМ, ат.%	Порист. КМ после калиб., %	Твердость КМ, НВ
	a	b	c	d	e	f			
	Al	Fe	Cu	Al ₂ F ₃	Al-4Cu	Твердая смазка			
1	92,5	7,5	-	-	-	-	30	5,4	45-50
2	90,0	10,0	-	-	-	-	40	6,0	61-67
3	87,5	12,5	-	-	-	-	50	6,5	74-76
4	85,0	15,0	-	-	-	-	60	7,1	88-90
5	86,3	7,5	1,2	-	-	5,0 графит	30	6,1	50-56
6	59,5	10,0	0,5	-	30,0	-	40	7,2	68-65
7	67,9	6,2	0,9	25,0	-	-	50	7,6	82-83
8	54,7	15,0	0,3	-	20,0	10,0 MoS ₂	60	8,3	95-98

Технология включает: приготовление смеси порошков Al и Cu(30-55 % мас.); прессование цилиндрических образцов с исходной пористостью 20%; их нагрев (500-550оС) в дилатометрической трубке с безокислительной средой,

помещенной в печь. При температуре ниже 500°C реакция образования интерметаллидов идет медленно, тепло успевает рассеиваться, и температура внутри образца не достигает точки плавления эвтектики (548°C).

1.3.2 Горячедеформированные порошковые материалы Al-Cu. С целью повышения прочности сплава и сварных соединений, технологичности и экологичности процесса в работе [20] предложен способ получения порошковых горячедеформированных материалов на основе Al. Алюминиевый сплав Al (92,0-94,5), Zn (2,1-3,1), Mg (3,4-4,7), Zr (0,09-0,26), (Al₂O₃) (0,0-0,2), (Mf (0,42-1,0), где Mf (0,42-1,0), - Cu (0,1-0,7) элементы, выбранные из группы, включающей Sc (0,18-0,4), Mn (0,15-0,28), Ti (0,08-0,15), Ni (0,07-0,1), Co (0,07-0,2), Cr (0,05-0,3), (ат.%): получен из скомпактированных и консолидированных водораспыленных быстрокристаллизованных порошков, имеющих неправильную форму частиц со сложным рельефом поверхности и неравномерной толщиной оксидной пленки, имеет высокодисперсную ячеистую структуру и содержит упрочняющие фазы метастабильных интерметаллидных соединений.

Частицы водораспыленных порошков имеют неправильную форму со сложным рельефом поверхности (рисунок-1.7-1.16) и покрыты поверхностной оксидной пленкой, толщина которой варьирует от нескольких до 30-40 мономолекулярных слоев. Дегазацию высушенного порошка, предварительно скомпактированного в сырые прессовки с пористостью 30-40%, осуществляли при температурах 350-450°C в вакууме 10-3 мм рт. ст. По окончании дегазации сырые прессовки компактировали при тех же температурах до плотности 99,0-99,6%. Затем консолидированные заготовки подвергали горячей экструзии и получали полуфабрикаты в виде прутка и полосы. Полосы сваривали аргодуговой сваркой. Прутки закаливали после 1 ч выдержки при температуре 465°C и подвергали старению в режиме 120°C 24 ч (состояние T1). Полосы закаливали после 1 ч выдержки при температуре 470°C и состаривали в течение 20 ч при температуре 120°C.

Экструдированные полуфабрикаты после термообработки в состоянии T1 имеют ячеистую дислокационную микроструктуру с размерами ячеек около 150 нм. При этом высокая степень разориентировки ячеек также способствует повышению прочности полуфабрикатов. Полуфабрикаты в состоянии T1 содержат вторичные дисперсоиды основных упрочняющих фаз метастабильных интерметаллидных соединений: дисперсоиды размером от 1 до 2 нм фазы $Mg_4Zn_{13}Al_2$ (рисунок 1.11) и дисперсоиды размером до 4-5 нм фазы $Al_3(Sc_{1-x}Zr_x)$ (рисунок 1.12).

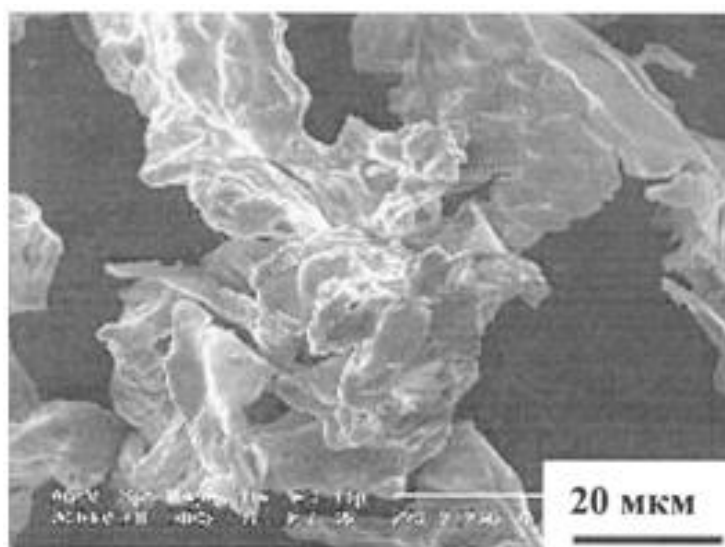


Рисунок 1.7 - Микроструктура частиц водораспыленных порошков, морфология отдельных частиц, снимок в сканирующем электронном микроскопе;

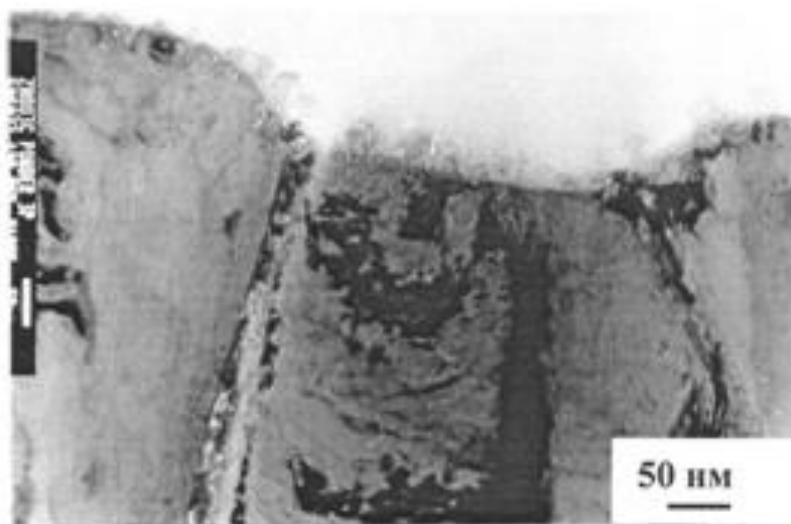


Рисунок 1.8 - Микроструктура частиц водораспыленных порошков, микротомы частиц, снимок в просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ);

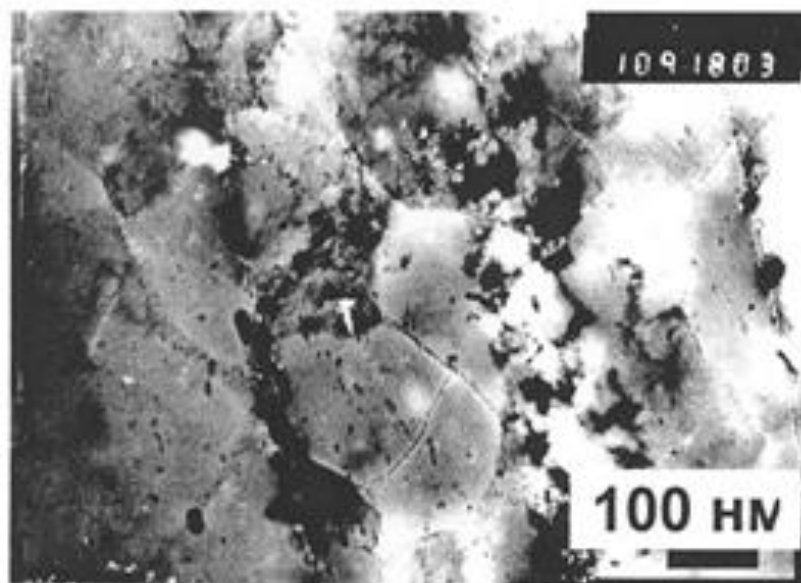


Рисунок 1.9 - Микроструктура полуфабриката - полосы в продольном сечении, снимок ПЭМ;

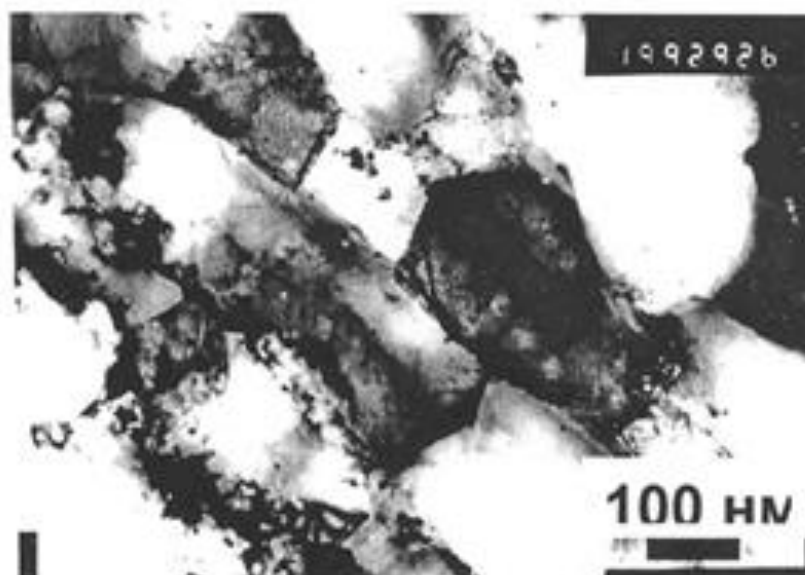


Рисунок 1.10 - Микроструктура полуфабриката - прутка в продольном сечении, снимок ПЭМ;

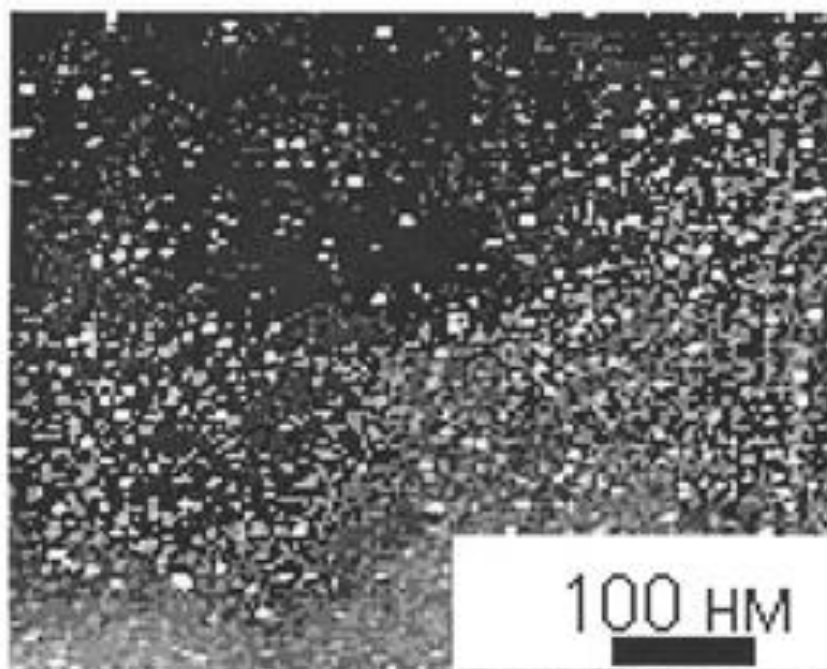


Рисунок 1.11 - Вторичные дисперсоиды η' -фазы $Mg_4Zn_{13}Al_2$ в полуфабрикате, в состоянии T1, снимок ПЭМ в темном поле с использованием рефлекса η' -фазы;

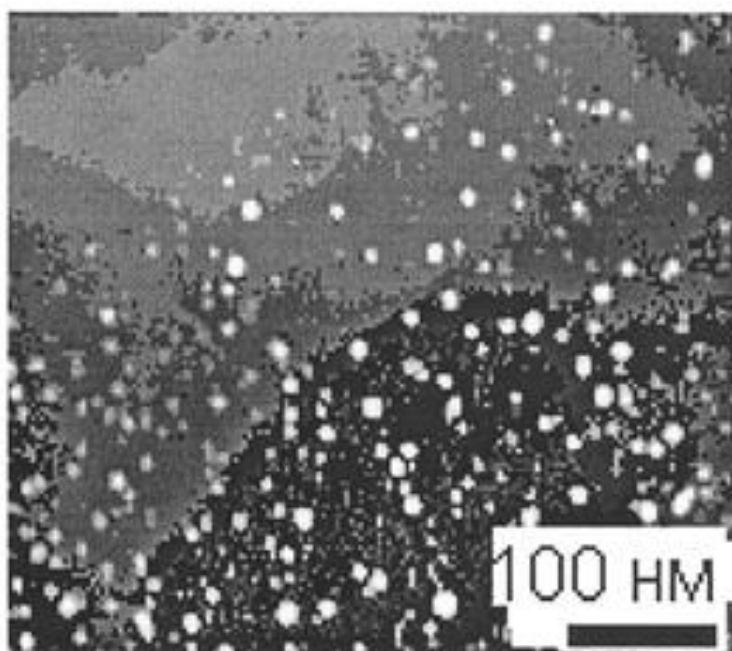


Рисунок 1.12 - Вторичные дисперсоиды фазы $Al_3(Sc_{1-x}Zr_x)$ в полуфабрикате в состоянии T1, снимок ПЭМ в темном поле с использованием рефлекса (001) фазы $Al_3(Sc_{1-x}Zr_x)$;

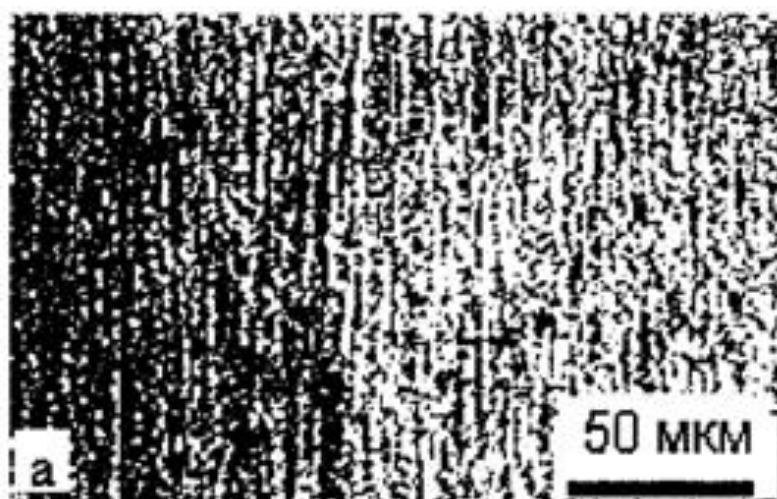


Рисунок 1.13 - Оптическая микрофотография структуры экструдированного прутка диаметром 6 мм в состоянии T1 в продольном сечении;

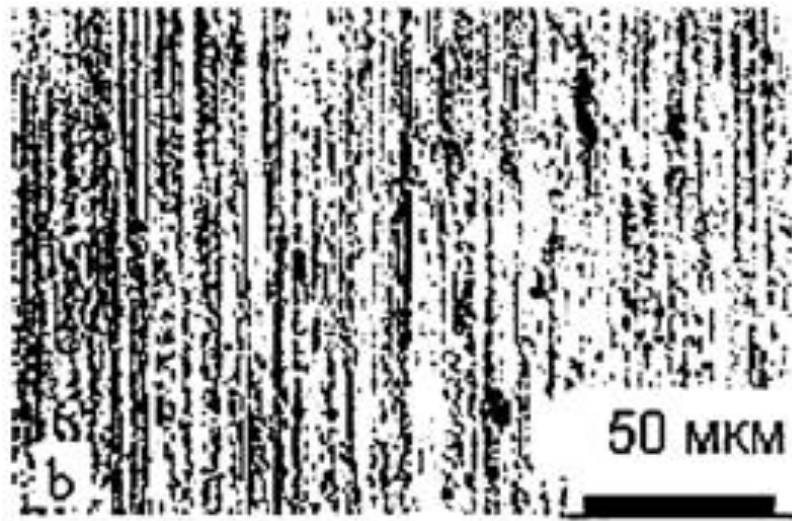


Рисунок 1.14 - Оптическая микрофотография структуры экструдированной полосы 40×12 мм² в состоянии Т1 в продольном сечении;

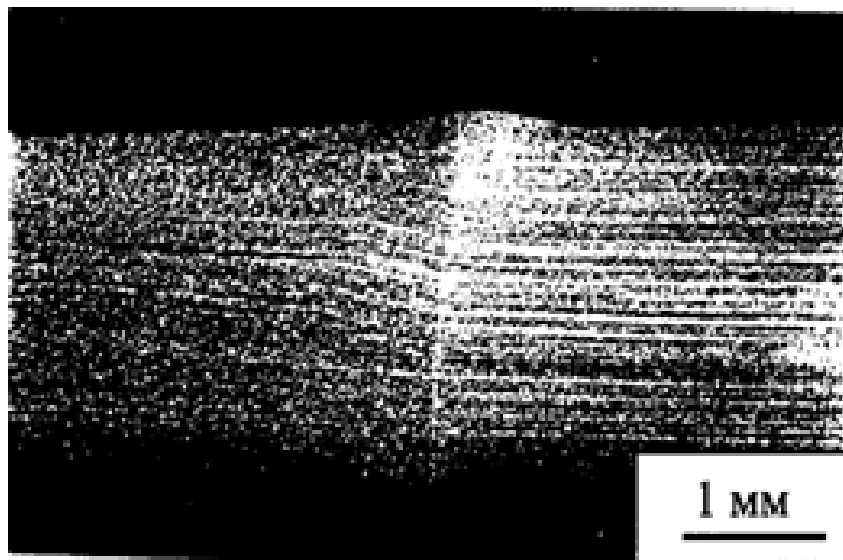


Рисунок 1.15 - Микроструктура листового образца после пробы на свариваемость, оптическая микрофотография;

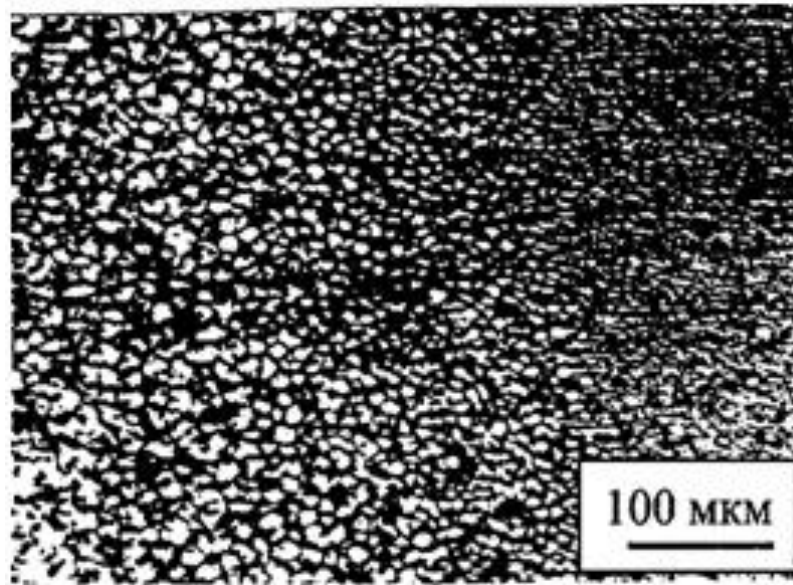


Рисунок 1.16 - Микроструктура сварного шва, оптическая микрофотография.

К наиболее перспективным технологиям относятся способы получения КМ на металлической матрице, армированной квазикристаллами. В работе [21] предложен способ получения КМ на металлической матрице, армированной квазикристаллами Al-Cu-Fe для изготовления деталей узлов трения, работающих при температурах до 600°C, применяемых в авиационной, судостроительной и автомобилестроительной промышленности. Порошок квазикристаллов Al-Cu-Fe помещают в пресс-форму, пропитывают расплавом олова или свинца при температуре 300-400°C и давлении не более 400 МПа и измельчают. Полученный порошок смешивают с порошком медной матрицы, прессуют и экстрадируют полученную смесь. Полученный изотропный металлический композиционный материал обладает высокой степенью термохимической стабильности, износостойкостью и бездефектной структурой.

Получение металлического КМ (90% Al и 10% квазикристаллов Al-Cu-Fe) по технологии прототипа [22] включает смешивание порошков квазикристаллов Al-Cu-Fe (10% мас.) и алюминия (90% мас.), горячее

изостатическое прессование (ГИП) с последующей горячей и холодной прокаткой. В результате рентгенофазового анализа показано, что квазикристаллическая фаза практически вся распалась за счет взаимодействия с матрицей при технологических температурах. Материал может использоваться для изготовления деталей узлов трения, работающих при температурах до 600°C.

Таблица 1.2 - МКМ: 90% Al и 10% Al-Cu-Fe, по технологии прототипа.

№ п/п	Часть прутка	Твердость, НВ
1	верх	52
2	середина	55
3	низ	50

В работе [23] рассмотрен способ получения квазикристаллического однофазного сплава системы Al-Cu-Fe в виде порошка. Сплав может применяться в качестве антифрикционных присадок, антипригарных покрытий, для создания износостойкого инструмента и т. д. Исходную смесь порошков берут при соотношении алюминия, меди и железа, непосредственно соответствующем области существования квазикристаллической фазы сплава Al-Cu-Fe. Проводят перемешивание исходной смеси порошков на воздухе в среде жидкого испаряющегося пластификатора до получения однородной смеси и повышения ее вязкости. Затем осуществляют нагрев в бескислородной атмосфере и выдержку рисунок 1.17.

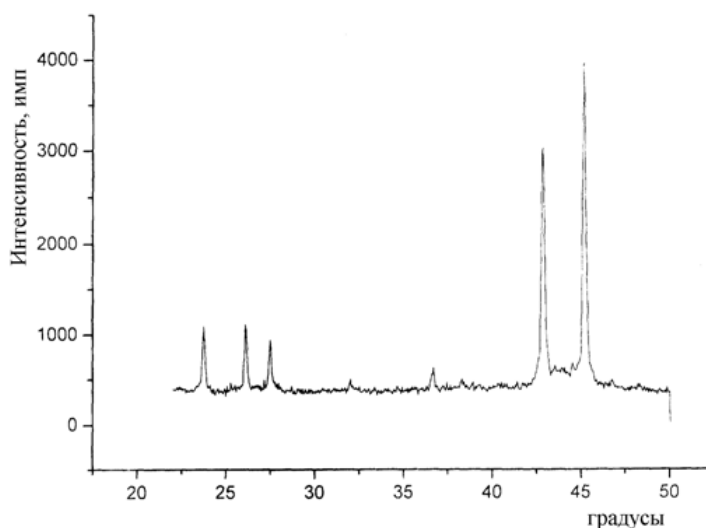
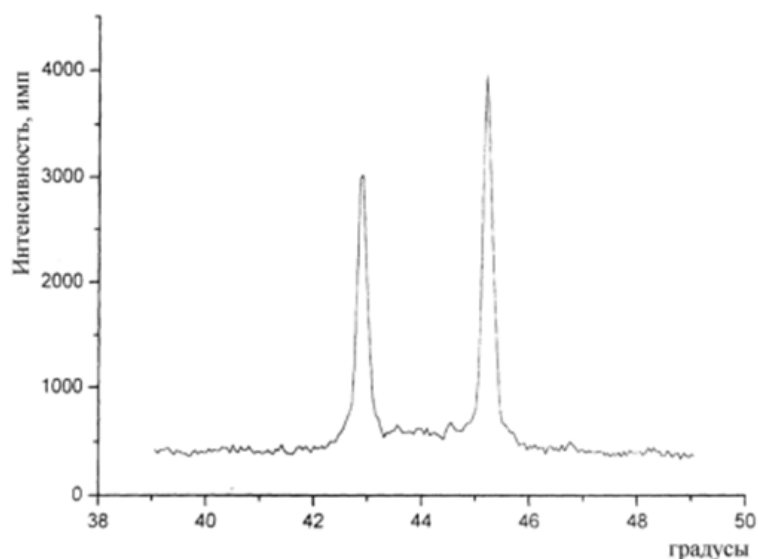


Рисунок 1.17 - Дифрактограммы квазикристаллического порошка состава $Al_{65}Cu_{22}Fe_{13}$.

В работе [24] рассмотрен способ получения порошка квазикристаллических сплавов системы Al-Cu-Fe для антифрикционных присадок, антипригарных покрытий, для создания износостойкого инструмента при упрощении и ускорении процесса синтеза. Способ включает перемешивание на воздухе исходной смеси порошков алюминия, меди и железа при соотношении компонентов, соответствующем области существования квазикристаллической фазы сплава системы Al-Cu-Fe, и ее нагрев в бескислородной атмосфере. Перемешивание смеси ведут всухую. Нагрев осуществляют до температуры начала

самораспространяющегося высокотемпературного синтеза. Затем полученный продукт измельчают до порошка необходимого размера. При этом смесь нагревают до температуры 530-540°C в вакуумной камере в атмосфере инертного газа или в форвакууме в диапазоне давлений $1-5 \cdot 10^{-2}$ Торр. На рисунке 1.18 показаны дифрактограммы материалов а) Al₆₅-Cu₂₂-Fe₁₃, б) Al₆₃-Cu₂₂-Fe₁₅, в) Al₆₆-Cu₂₀-Fe₁₄.

1.4 Выводы, цели и задачи исследования

В результате анализа научно-технической и патентной литературы по теме диссертации изучили способы получения литых сплавов, порошковых покрытий, спеченных и горячедеформированных порошковых материалы системы Al-Cu. К наиболее перспективной технологии получения порошкового материала системы Al-Cu, относится способ горячей обработки давлением КМ (90% Al и 10% квазикристаллов Al-Cu-Fe), включающий смешивание порошков квазикристаллов Al-Cu-Fe.) и алюминия, горячее изостатическое прессование с последующей горячей и холодной прокаткой. В результате рентгенофазового анализа показано, что квазикристаллическая фаза практически вся распадается за счет взаимодействия с матрицей. Материал может использоваться для изготовления деталей узлов трения, работающих при температурах до 600°C.

Цель исследования – исследование закономерностей механохимической активации шихты, уплотнения порошковых заготовок и формирование структуры и свойств получения ГДПМ системы Al-Cu-Fe. Для достижения поставленной цели необходимо решить следующие задачи:

- изучить гранулометрический состав механохимически активированной в жидкой среде насыщенного водного раствора H₃BO₃ порошковой шихты;
- установить закономерности уплотнения при холодном прессовании и горячей штамповке порошковых заготовок;
- изучить структуру и определить механические свойства ГДПМ системы.

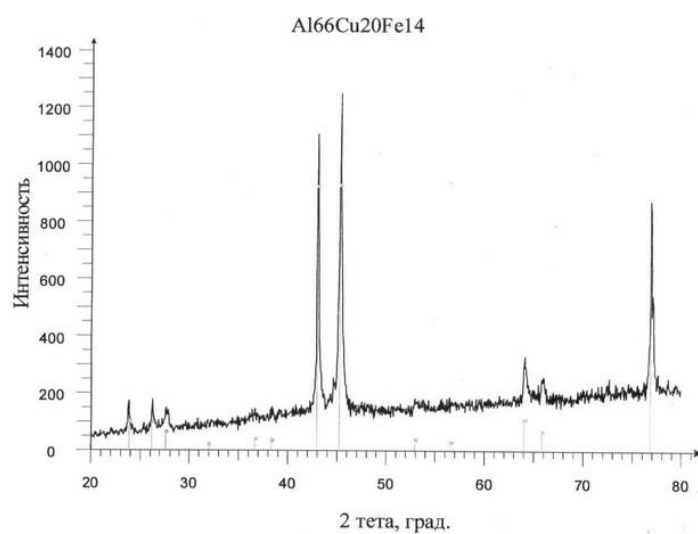
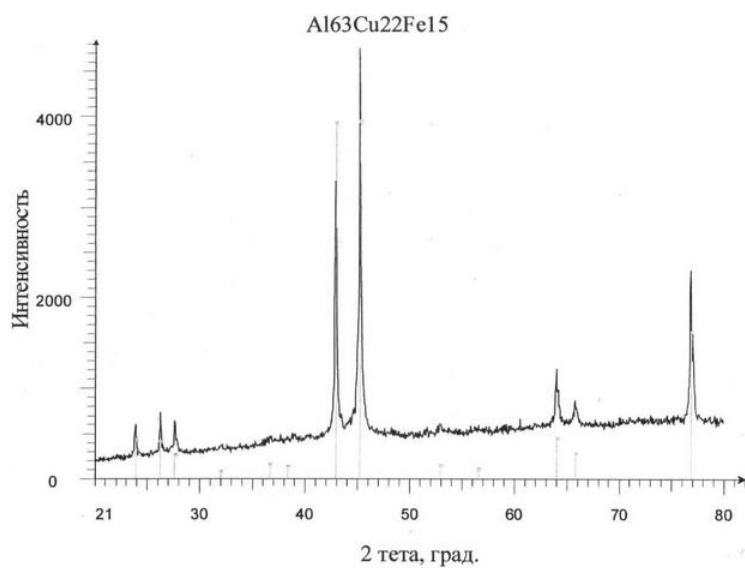
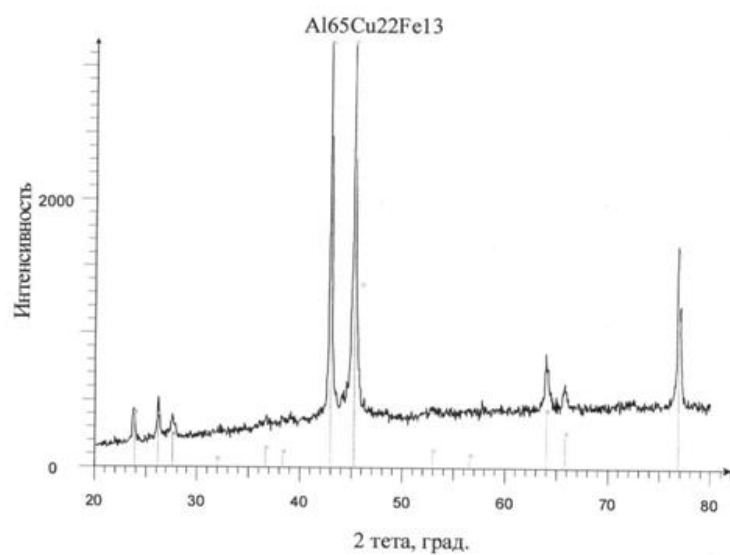


Рисунок 1.18 - Дифрактограммы материалов а) Al₆₅-Cu₂₂-Fe₁₃, б) Al₆₃-Cu₂₂-Fe₁₅, в) Al₆₆-Cu₂₀-Fe₁₄

2 РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ

ПОРОШКОВОГО МАТЕРИАЛА Al-Cu

2.1 Характеристика исходных материалов, технология изготовления образцов, методики проведения исследований

2.1.1 Характеристика исходных материалов. В качестве исходных материалов использовали алюминиевый порошок марки ПА-4 (ГОСТ 6058-73), порошок медный ПМС-1 (ГОСТ 4960-75), порошок железо ПЖВ 2.200.28 (ГОСТ 9849-86). Для защиты от окисления порошковых частиц вводили насыщенный водный раствор борной кислоты (НВРБК). Характеристики исходных материалов представлены в таблице 2.1.

Таблица 2.1 - Характеристика исходных материалов

Наименование материала	Характеристика	ГОСТ
ПА-4	Al-98%, Fe-0,35%, Si-0,4%, Cu-0,02%, $\rho_{\text{нас}}=0,96\text{г/см}^3$	ГОСТ 6058-73
ПМС-1		ГОСТ 4960-75
ПЖВ 2.200.28		ГОСТ 9849-86
H ₃ BO ₃	H ₃ BO ₃ <99,0%, нерастворимые в воде вещества>0,005%, SO ₄ >0,005%, PO ₄ >0,001%, Cl>0,001%, Ca>0,01%, Fe>0,001%, As>0,0002%, Pb>0,002%	ГОСТ 18704-78

2.1.2 Технология изготовления образцов. Технология изготовления образцов включает: приготовление шихты, холодное формование, нагрев, горячую штамповку. В работе исследовались следующие варианты приготовления шихты:

ручное смешивание в течение 20 мин компонентов Al-Cu-Fe
механохимическая активация в НВРБК;

ручное смешивание в течение 20 мин компонентов Al-Cu-Fe;

ручное смешивание в течение 20 мин компонентов Al-Cu-Fe-H₃BO₃.

2.1.2.1 Механохимическая активация (МХА). Механохимическая активация шихты(% мас.) Al(96,5)-Cu(2,3)-Fe(1,2) проводилось в шаровой планетарной мельнице САНД-1 при частоте вращения ротора 290 мин⁻¹ и времени 1,5 ч, соотношение масс шаров (d=10 мм) и шихты M_{шар}:m_{ших}=10:1 в среде насыщенного водного раствора - Н₃ВО₃ (4% от массы шихты). Для исследования процессов диспергирования-агломерация шихты, при ее обработке в САНД-1, проводили гранулометрический анализ (ГОСТ 18318-94) с помощью набора лабораторных сит на ситовом анализаторе модели “029”.

2.1.2.2 Холодное прессование. После приготовления шихты осуществлялось холодное прессование формовок на универсальной разрывной машине УМ Р-20 по схеме одностороннего прессования при давлении 94-282 МПа. При формовании заготовок использовали пресс-форму с диаметром 12,63 мм. Она состоит из матрицы 1, нижнего пуансона 2 и верхнего 3 пуансонов (рисунок 2.1). Рабочие элементы пресс-форм изготавливались из сталей ХВГ и Х12М.

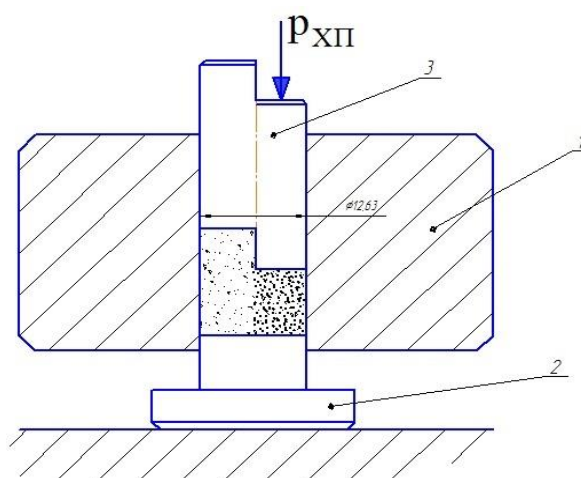


Рисунок 2.1 – Пресс-форма для холодного прессования

2.1.2.3 Горячая штамповка. Предварительный нагрев холоднопрессованного образца проводили в электрической печи (СНОЛ-1,6.2,5.1/11-М1У 4.2) в воздушной атмосфере с последующей штамповкой на копре (масса подающих частей 50кг, приведённая работа горячего доуплотнения 25-80 МДж/м³. При изготовлении образцов использовались технологии: для первого варианта приготовления шихты – ГШ при температуры 600⁰С и времени 2 мин; для второго и третьего этапов исследований – проводили ГШ при 600⁰С и времени 5 мин, по схеме одностороннего прессования. Конструкции штампов для ГШ цилиндрических (d=13,38 мм) образцов аналогичны конструкции пресс-форм для ХП. Рабочие детали штампа изготовились из стали 5ХНТ с твердостью HRC45-48. Высоту подъёма бабы рассчитывали с учетом приведенной работы горячего доуплотнения ($w_{ГШ}$), массы порошковой заготовки и плотности компактного материала

$$Hб = \frac{w_{ГШ} \cdot m_{ХП} \cdot 100}{10 \cdot 50 \cdot \rho_{кХП}}$$

2.2 Экспериментальные исследования технологий получения порошковых материалов на основе алюминия

2.2.1 Исследование гранулометрического состава механохимически активированной в жидкой среде порошковой шихты Al-Cu-Fe. Результаты исследования гранулометрического состава механохимически активированной в жидкой среде насыщенного водного раствора H₃BO₃ порошковой шихты Al-Cu-Fe представлены в таблице 2.2, 2.3 и рисунке 2.2.

Таблица 2.2 -Гранулометрический состав шихты Al-Cu- Fe

Состав шихты	Остаток шихты на сите (ΔRi , % мас.)									средний размер частиц (d_0 , мкм)
	-63	-100 +63	-160 +100	-200 +160	-250 +200	-315 +250	-400 +315	-630 +400	-2000 +630	
Al-Cu- Fe*	56	25,8	10,8	1,8	1,1	2,2	0,9	0,4	1,1	83,8

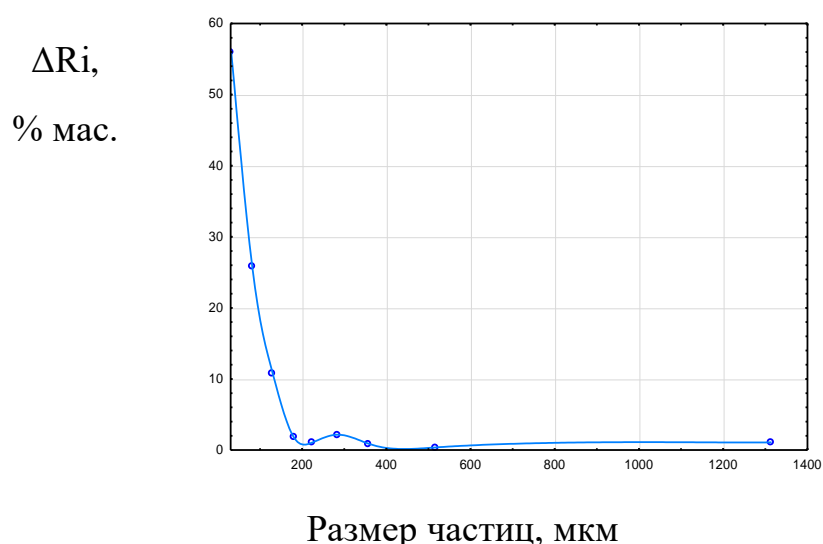


Рисунок 2.2- Гранулометрический состав механохимически активированной порошковой шихты Al-Cu(2,3)-Fe(1,2)

Описание распределение частиц по размерам механохимически активированной порошковой шихты Al-Cu-Fe описывали уравнением Розина-Раммлера:

-в дифференциальном виде

$$F(x) = \alpha \cdot \beta \cdot A \cdot x^{(\beta-1)} \cdot \exp(-\alpha \cdot x^\beta) \quad (1)$$

-в интегральном виде

$$P(x) = \exp(-\alpha \cdot x^\beta), \quad (2)$$

описывающее распределение частиц с размерами больше x .

Для определения параметров α, β уравнение Розина-Раммлера привели к линейному виду

$$\ln \ln \left(\frac{1}{P} \right) = \ln \alpha + \beta \ln x \quad (3)$$

$$Y = a + b \cdot X \quad (4)$$

$$Y = \ln \ln \left(\frac{1}{P} \right)$$

$$X = \ln x$$

$$\ln \alpha = a$$

$$\beta = b$$

Таблица 2.3 -Расчет параметров уравнения Розина-Раммлера, приведённого к линейному виду

Фракция, мкм	Проход (P), % мас.	$Y = \ln \ln \left(\frac{1}{P} \right)$	x	$X = \ln x$
-63	100	-	0	-
63-100	44	-0,196	63	4,143
100-160	18,2	0,533	100	4,605
160-200	7,4	0,958	160	5,075
200-250	5,6	1,060	200	5,298
250-315	4,5	1,131	250	5,521
315-400	2,3	1,323	315	5,753
400-630	1,4	1,444	400	5,991
630-2000	1,1	1,510	630	6,446

Параметры линейного уравнения (4) рассчитывали, используя пакет прикладных программ Table Curve:

$$\alpha = \exp(a) = \exp(-2,8755) = 0,0564$$

$$\beta = b = 0,7183$$

$$Y = a + b \cdot X = -2,8755 + 0,7183 \cdot X, \quad r^2 = 0,903$$

где $r=0,95$ - коэффициента корреляции.

В результате проведенных исследований определили параметры уравнения Розина-Раммлера, описывающего распределение частиц по размерам механохимически активированной шихты Al-Cu- Fe

$$\begin{aligned} F(x) &= \alpha \cdot \beta \cdot A \cdot x^{(\beta-1)} \cdot \exp(-\alpha \cdot x^\beta) = \\ &= 0,0564 \cdot 0,7183 \cdot x^{(0,7183-1)} \cdot \exp(-0,0564 \cdot x^{0,7183}) \end{aligned}$$

при коэффициенте корреляции r равно $0,95$ для уравнения Розина-Раммлера, приведенного к линейному виду, и построены (рисунок 2.3, 2.4) графические зависимости $F(x)$ и $P(x)$.

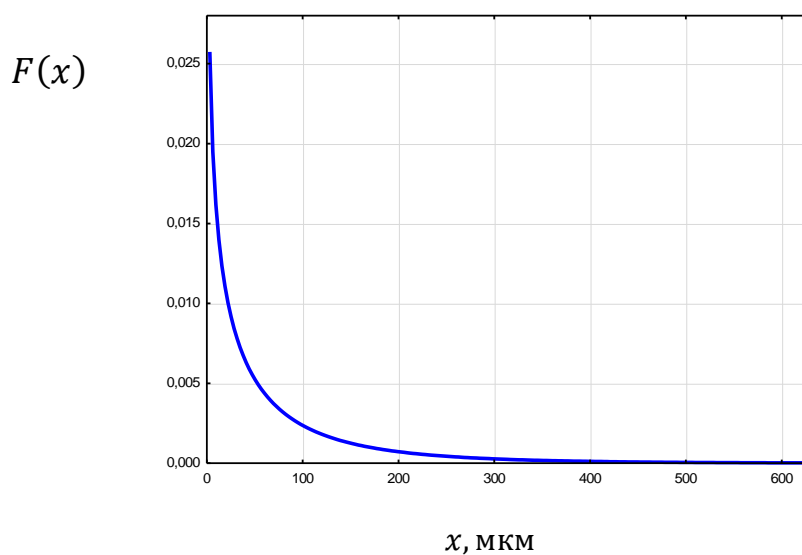


Рисунок 2.3 - Функция в дифференциальном виде распределения $F(x)$ частиц по размерам активированной порошковой шихты Al-Cu-Fe

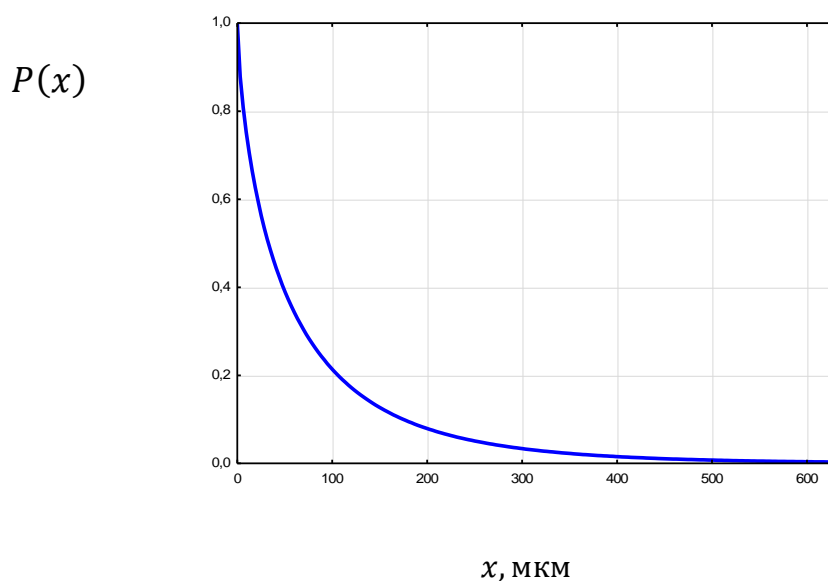


Рисунок 2.4 - Функция в интегральном виде распределения $P(x)$ частиц по размерам активированной порошковой шихты Al-Cu-Fe

2.2.2 Закономерности холодного прессования порошковых формовок. Результаты исследований закономерностей холодного прессования порошковых формовок на основе шихты Al-Cu-Fe представлены в таблицах 2.4-

2.10. Закономерности уплотнения при холодном прессовании порошковых формовок на основе шихты Al-Cu-Fe описывали уравнением Бальшина, приведенным к линейному виду:

$$\ln p_{\text{хп}} = \ln p_{\text{max}} + n \ln \theta_{\text{хп}} \quad (6)$$

$$Y = a + b \cdot X$$

где $Y = \ln p_{\text{хп}}$, $X = \ln \theta_{\text{хп}}$

$$\ln p_{\text{max}} = a, n = b$$

$p_{\text{хп}}$ – давление холодного прессования, МПа;

$\theta_{\text{хп}}$ – относительная плотность порошковых формовок;

$p_{\text{max}} = \exp(a)$ – расчетное значение максимального давления холодного прессования, обеспечивающего получения беспористого материала ($\theta_{\text{хп}}=1$);

$n=b$ -показатель степени уравнения Бальшина:

$$p_{\text{хп}} = p_{\text{max}} \cdot \theta_{\text{хп}}^n$$

В результате расчета параметров уравнения уплотнения Бальшина получили следующие значения p_{max} и n (таблица 2.10).

Таблица 2.4 – Исходные данные для расчета $\rho_{\text{хп}}$ и $\theta_{\text{хп}}$ порошковой формовки на основе шихты (% мас.) Al-Cu(2,3)-Fe(1,2), полученной смешиванием

№ образ ца	$m_{\text{хп}}$, Г	$h_{\text{хп}}$, ММ	$d_{\text{хп}}$, ММ	$A_{\text{хп}}$, см ²	$F_{\text{хп}}$, тс	$V_{\text{хп}}$, см ³	$\rho_{\text{хп}}$, Г/см ³	$\rho_{\text{к}}$, Г/см ³
1.1.1	1,91	7,027	12,722	1.271	1,2	0,893	2,139	2,767
1.1.2	1,93	7,054	12,737	1.274		0,898	2,148	
1.2.1		6,426	12,727	1.272	2,0	0,817	2,362	
1.2.2	1,94	6,463	12,736	1.273		0,823	2,357	
1.3.1	1,93	6,311	12,726	1.271	2,4	0,802	2,406	
1.3.2	1,96	6,523	12,719	1.270		0,828	2,366	
1.3.3	1,94	6,363	12,722	1.271		0,808	2,400	
1.3.4	1,92	6,345	12,722			0,806	2,382	
1.3.5		6,268	12,727	1.272		0,797	2,409	
1.3.6	1,93	6,275	12,726	1.271		0,798	2,419	
1.3.7		6,265	12,724			0,796	2,424	
1.3.8	1,96	6,372	12,717	1.270		0,809	2,423	
1.3.9	1,93	6,284	12,726	1.271		0,799	2,416	
1.3.1		6,316				0,803	2,404	
1.4.1	1,95	6,280	12,728	1.272	2,8	0,798	2,442	
1.4.2		6,220				0,791	2,465	
1.5.1	1,94	6,006	12,729	1.273	3,6	0,764	2,540	
1.5.2		6,026	12,735			0,767	2,529	

Таблица 2.5 – Исходные данные для расчета $\rho_{\text{хп}}$ и $\theta_{\text{хп}}$ порошковой формовки на основе шихты (% мас.) Al-Cu(2,3)-Fe(1,2)-H₃BO₃(1,6% от массы шихты), полученной смешиванием

№ образц а	m _{хп} , Г	h _{хп} , ММ	d _{хп} , ММ	A _{хп} , см ²	F _{хп} , тс	V _{хп} , см ³	$\rho_{\text{хп}}$, Г/см ³	$\rho_{\text{к}}$, Г/см ³	
2.1,1	1,92	7,286	12,717	1.270	1,2	0,925	2,076	2,672	
2.1,2		7,228	12,716	1.269		0,917	2,093		
2.2,1	1,95	6,696	12,723	1.271	2,0	0,851	2,292		
2.2,2		6,659	12,723			0,846	2,305		
2.3,1		6,491	12,708	1.268		0,823	2,370		
2.3,2	1,93	6,403	12,710		0,812	2,377			
2.3,3	1,94	6,497	12,721	1.270	2,4	0,825	2,351		
2.3,4	1,95	6,454	12,722	1.271		0,820	2,378		
2.3,5	1,93	6,381		1.272		0,811	2,381		
2.3,6	1,94	6,380	2,393						
2.3,7	1,95	6,531	12,729	1.272		0,831	2,347		
2.3,8	1,92	6,420				0,817	2,351		
2.3,9	1,94	6,615				0,841	2,306		
2.3,1	1,97	6,494	12,722	1.271		0,825	2,351		
2.4,1	1,94	6,349	12,731	1.272		2,8	0,808		2,402
2.4,2	1,95	6,395	12,732	1.273			0,814		2,396
2.5,1	1,92	6,119	12,728	1.272	3,6	0,778	2,467		
2.5,2		6,069	12,735	1.273		0,773	2,485		

Таблица 2.6 – Данные для расчета $\rho_{\text{хп}}$ и $\theta_{\text{хп}}$ порошковой формовки на основе активированной шихты (% мас.) Al-Cu(2,3)-Fe(1,2) в жидкой размольной среде (% от массы шихты) H₃BO₃(4), H₂O(16)

№ образца	m _{хп} , Г	h _{хп} , ММ	d _{хп} , ММ	A _{хп} , см ²	F _{хп} , тс	V _{хп} , см ³	$\rho_{\text{хп}}$, Г/см ³	$\rho_{\text{к}}$, Г/см ³
3.1.	1,97	13,080	12,792	1,285	2,4	1,6802	1,172	2,81
3.2.	1,98	12,922	12,802	1,287	2,8	1,7911	1,191	

Таблица 2.7 -Результаты экспериментальных исследований закономерностей холодного прессования порошковой формовки на основе шихты (% мас.) Al-Cu(2,3)-Fe(1,2)

№ образца	$P_{\text{хп}}$, МПа	$\ln P_{\text{хп}}$	$\theta_{\text{хп}}$	$\ln \theta_{\text{хп}}$
1.1.1	94	4,55	0,773	-0,257
1.1.2			0,776	-0,253
1.2.1	157	5,06	0,854	-0,158
1.2.2			0,852	-0,160
1.3.1	189	5,24	0,869	-0,140
1.3.2			0,855	-0,157
1.3.3			0,867	-0,142
1.3.4			0,861	-0,150
1.3.5			0,871	-0,139
1.3.6			0,874	-0,134
1.3.7			0,876	-0,132
1.3.8			0,876	-0,133
1.3.9			0,873	-0,136
1.3.10			0,869	-0,141
1.4.1	220	5,39	0,883	-0,125
1.4.2			0,891	-0,115
1.5.1	283	5,65	0,918	-0,086
1.5.2			0,914	-0,090

Таблица 2.8 - Результаты экспериментальных исследований закономерностей уплотнения при холодном прессовании формовок на основе шихты (% мас.) Al-Cu(2,3)-Fe(1,2)- H₃BO₃(1,6%от массы шихты)

№ образца	$p_{хп}$, МПа	$\ln p_{хп}$	$\theta_{хп}$	$\ln \theta_{хп}$
2.1,1	95	4,55	0,777	-0,253
2.1,2			0,783	-0,244
2.2,1	157	5,06	0,858	-0,154
2.2,2			0,862	-0,148
2.3,1	189	5,24	0,887	-0,120
2.3,2			0,890	-0,117
2.3,3			0,880	-0,128
2.3,4			0,890	-0,117
2.3,5			0,891	-0,115
2.3,6			0,896	-0,110
2.3,7			0,879	-0,129
2.3,8			0,880	-0,128
2.3,9			0,863	-0,147
2.3,10			0,880	-0,128
2.4,1	220	5,39	0,899	-0,107
2.4,2			0,897	-0,109
2.5,1	283	5,65	0,923	-0,080
2.5,2			0,930	-0,073

Таблица 2.9 - Результаты экспериментальных исследований закономерностей ХП порошковой формовки на основе активированной шихты (% мас (1.2)-H₃BO₃(4)-H₂O(16)

№ образца	$p_{хп}$, МПа	$\ln p_{хп}$	$\theta_{хп}$	$\ln \theta_{хп}$
3.1.	189	5,24	0,425	-0,856
3.2.	220	5,39	0,432	-0,840

Увеличение $P_{\text{хп}}$ от 189 до 220 МПа приводит к разуплотнению материала

Таблица 2.10- Расчетные параметры уравнения Бальшина уплотнения формовки на основе шихты Al-Cu-Fe

Технология	p_{max} , МПа	n	$\omega=1/n$	a	b	r^2
T1	481	6,6	0,15	6,176	6,627	0,967
T2	397	5,7	0,18	5,984	5,68	0,897
T3	576655	9,4	0,10	13,265	9,375	1

a,b - параметры уравнения уплотнения Бальшина, приведенного к линейному виду;

r – коэффициент корреляции уравнения Бальшина, приведенному к линейному виду;

$\omega=1/n$ - максимальная доля объема частиц, пластически деформированных в течение всего процесса при холодном прессовании.

В результате проведенных экспериментальных исследований построены уравнения Бальшина при холодном прессовании формовок:

- на основе шихты Al-Cu(2,3)-Fe(1,2), полученной по технологии ручного смешивания (T1)

$$p_{\text{хп}} = p_{\text{max}} \cdot \theta_{\text{хп}}^n = 481 \cdot \theta_{\text{хп}}^{6,6};$$

- на основе шихты Al-Cu(2,3)-Fe(1,2) H_3BO_3 (1,6% от массы шихты), полученной по технологии ручного смешивания (T2)

$$p_{\text{хп}} = p_{\text{max}} \cdot \theta_{\text{хп}}^n = 397 \cdot \theta_{\text{хп}}^{5,7}$$

- на основе шихты Al-Cu(2,3)-Fe(1,2), полученной по технологии механохимической активации (T3) в среде насыщенного водного раствора - H_3BO_3 (420% от массы шихты)

$$p_{\text{хп}} = p_{\text{max}} \cdot \theta_{\text{хп}}^n = 576655 \cdot \theta_{\text{хп}}^{9,4};$$

Выводы. В результате проведенных экспериментальных исследований показано, что максимальные значения p_{max} наблюдаются при использовании шихты Al-Cu(2,3)-Fe(1,2), полученной по технологии механохимической активации (T3) в среде насыщенного водного раствора - H_3BO_3 (20% от массы

шихты) за счет упрочнения (наклепа) материала частиц порошка алюминия в процессе МХА. Введение H_3BO_3 незначительно снижает p_{max} для формовок, полученных по технологии смешивания, за счет меньшего сопротивления пластической деформации H_3BO_3 по сравнению с материалом порошка алюминия. Максимальные значения показателя степени n уравнения уплотнения Бальшина наблюдаются при холодном прессовании формовок на основе шихты Al-Cu(2,3)-Fe(1,2), полученной по технологии механохимической активации (ТЗ) в среде насыщенного водного раствора H_3BO_3 . Введения H_3BO_3 снижает значения показателя степени n для шихт, полученных по технологии ручного смешивания.

2.2.3 Закономерности горячей штамповки порошковых заготовок. Результаты исследований закономерностей горячей штамповки порошковой заготовки на основе шихты Al-Cu-Fe представлены в таблицах 2.11- 2.17.

Закономерности горячей штамповки порошковой заготовки на основе шихты Al-Cu-Fe описывали уравнением Дорофеева Ю.Г., приведенному к линейному виду:

$$\ln w_{\text{ГШ}} = \ln w_{\text{max}} + n \ln \theta_{\text{ГШ}} \quad (7)$$

$$Y = a + b \cdot X,$$

где $Y = \ln w_{\text{ГШ}}$, $X = \ln \theta_{\text{ГШ}}$

$$\ln w_{\text{max}} = a, n = b$$

$w_{\text{ГШ}}$ – приведённая работа ГШ, МДж/м³;

$\theta_{\text{ГШ}}$ – относительная плотность ГДПМ;

$w_{\text{max}} = \exp(a)$ – расчетное значение максимальной приведённой работы, обеспечивающей получение беспористого материала ($\theta_{\text{ГШ}}=1$);

$n=b$ -показатель степени уравнения уплотнения Дорофеева Ю.Г.:

$$w_{\text{ГШ}} = w_{\text{max}} \cdot \theta_{\text{ГШ}}^n.$$

В результате расчета параметров уравнения Дорофеева Ю.Г. получили следующие значения w_{max} и n (таблица 2.17) и построили графические зависимости (рисунок 2.5 и 2.6)

Таблица 2.11- Исходные данные для расчета $w_{гш}$ и $\theta_{гш}$ порошковой заготовки на основе шихты (% мас.) Al-Cu(2,3)-Fe(1,2), полученной по технологии смешивания

№ образца	R _{хп} , МПа	H _б , см	m _{хп} , г	m _{гш} , г	h _{гш} , мм	d _{гш} , мм	ρ _{гш} , г/см ³	ρ _к , г/см ³
2.1,1	94	7,9	1,92	1,88	5,001	13,442	2,65	2,77
2.2,1	157		1,94	1,92	4,881	13,460	2,77	
2.3,1	188	3,9	1,95	1,88	5,173	13,448	2,56	
2.3,2		6,35	1,93	1,91	5,023	13,480	2,67	
2.3,3		10,9	1,94	1,92	4,967	13,487	2,71	
2.3,4		7,9	1,95	1,91	4,847	13,492	2,76	
2.3,5		10,9	1,93	1,90	4,787	13,491	2,78	
2.3,6			1,94	1,91	4,909	13,513	2,71	
2.4,1	220	7,9	1,94	1,92	5,008	13,489	2,68	
2.5,1	282		1,92	1,91	4,845	13,484	2,76	

Таблица 2.12- Исходные данные для расчета $w_{гш}$ и $\theta_{гш}$ порошковой заготовки на основе шихты (% мас.) Al-Cu(2,3)-Fe(1,2)-H₃BO₃(1,6%от массы шихты), полученной смешиванием

№ образца	R _{хп} , МПа	H _б , см	m _{хп} , г	m _{гш} , г	h _{гш} , мм	d _{гш} , мм	ρ _{гш} , г/см ³	ρ _к , г/см ³
3.1,1	94	7,9	1,92	1,86	4,933	13,452	2,65	2,63
3.2,1	157		1,95	1,87	4,976	13,467	2,64	
3.3,1	188	3,9		1,9	5,128	13,454	2,61	
3.3,2		6,35	1,93	1,88	4,916	13,491	2,68	
3.3,3		7,9	1,94	1,89	4,915	13,463	2,70	
3.3,4		10,9	1,95	1,88	5,813	13,478	2,74	
3.3,5				1,85	4,83	13,509	2,67	
3.3,6				1,94	1,87	4,884	13,466	
3.4,1	219	1,94	4,896	13,489		2,67		
3.5,1	281	7,9	1,92	1,85	4,984	13,494	2,60	

Таблица 2.13- Исходные данные для расчета $w_{ГШ}$ и $\theta_{ГШ}$ порошковой заготовки на основе шихты (% мас.) Al-Cu(2,3)-Fe(1,2) активированной в жидкой размольной среде (% от массы шихты) $H_3BO_3(4)$, $H_2O(16)$

№ образца	$P_{ХП}$, МПа	H_6 , см	$m_{ХП}$, г	$m_{ГШ}$, г	$h_{ГШ}$, мм	$d_{ГШ}$, мм	$\rho_{ГШ}$, г/см ³	ρ_k , г/см ³
1.1.	94	7,9	1,97	3,05	7,613	13,410	2,84	2,87
1.2.	156		1,98	3,07		13,418	2,85	

Таблица 2.14- Результаты экспериментальных исследований горячей штамповки (ГШ) заготовки на основе шихты (% мас.) Al-Cu(2,3)-Fe(1,2), полученной по технологии смешивания (Т1)

№ образца	$P_{ХП}$, МПа	$\theta_{ГШ}$	$\ln\theta_{ГШ}$	$w_{ГШ}$, МДж/м ³	$\ln w_{ГШ}$	$\epsilon_{ГШ}^h$	$\ln \frac{d_B}{d_H}$
2.1,1	94	0,96	-0,044	57	4,04	-0,340	0,0009
2.2,1	157	1,00	-0,001	56	4,03	-0,275	0,0019
2.3,1	188	0,92	-0,079	28	3,32	-0,199	-0,0003
2.3,2		0,96	-0,038	46	3,82	-0,261	0,0025
2.3,3		0,98	-0,023	78	4,35	-0,248	0,0043
2.3,4		1,00	-0,004	56	4,03	-0,269	-0,0012
2.3,5		1,00	0	78	4,36	-0,270	0,0034
2.3,6		0,98	-0,020		4,35	-0,246	0,0087
2.4,1	220	0,97	-0,031	56	4,03	-0,226	0,0065
2.5,1	282	1,00	-0,003	57	4,04	-0,215	0,0072

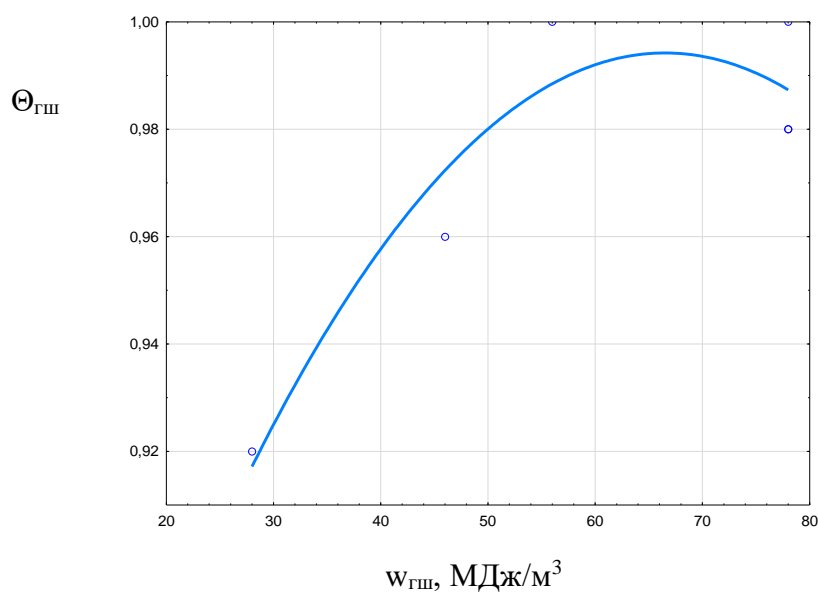


Рисунок 2.5 - Зависимость $\theta_{ГШ}(w_{ГШ})$ для порошковой шихты Al-Cu-Fe, полученной по технологии Т1

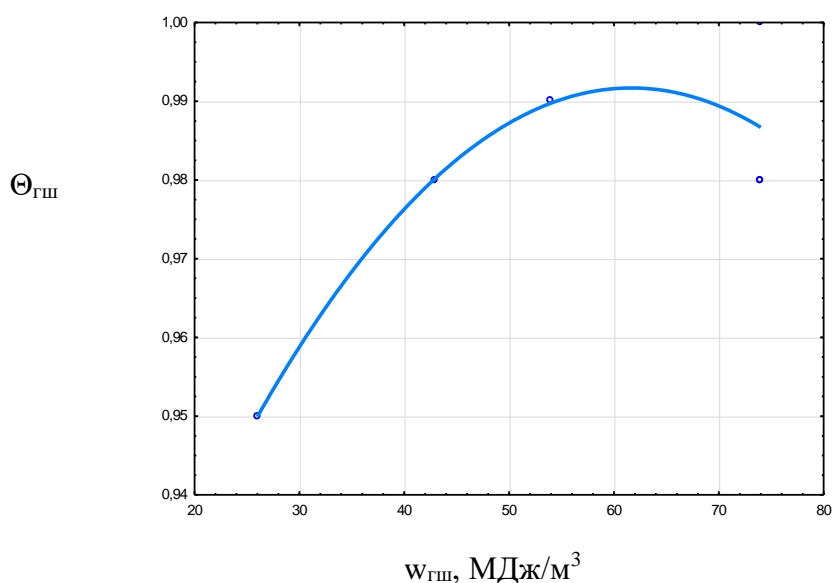


Рисунок 2.6- Зависимость $\theta_{ГШ}(w_{ГШ})$ для порошковой шихты Al-Cu-Fe, полученной по технологии Т2

Анализ зависимостей $\theta_{ГШ}(w_{ГШ})$ для порошковой шихты Al-Cu-Fe, полученных технологиям Т1 и Т2 показал, что зависимости $\theta_{ГШ}(w_{ГШ})$ носят экстремальный характер. Расчет параметров уравнения Дорофеева Ю.Г. при ГШ заготовок на основе шихты Al-Cu(2,3)-Fe(1,2) произведем на этапе уплотнения.

Таблица 2.15- Результаты исследований горячей штамповки заготовки на основе шихты (% мас.) Al-Cu(2,3)-Fe(1,2)-H₃BO₃(1,6%от массы шихты), полученной смешиванием (Т2)

№ образца	$p_{\text{хп}}$, МПа	$\theta_{\text{гш}}$	$\ln\theta_{\text{гш}}$	$w_{\text{гш}}$, МДж/м ³	$\ln w_{\text{гш}}$	$\varepsilon_{\text{гш}}^h$	$\ln \frac{d_B}{d_H}$
3.1,1	94	1,01	0,009	54	3,99	-0,390	-0,0013
3.2,1	157	1,00	0,004	53	3,98	-0,336	0,0009
3.3,1	188	0,99	-0,009	26	3,27	-0,236	0,0027
3.3,2		1,02	0,018	43	3,77	-0,264	0,0006
3.3,3		1,03	0,027	54	3,98	-0,279	0,0002
3.3,4		1,04	0,041	74	4,30	-0,293	0,0006
3.3,5		1,02	0,016		4,31	-0,278	0,0022
3.3,6		1,02	0,022		4,30	-0,267	0,0026
3.4,1	219	1,02	0,017	54	3,98	-0,260	0,0007
3.5,1	281	0,99	-0,013		3,99	-0,205	-0,0016

Таблица 2.16- Результаты экспериментальных исследований горячей штамповки заготовки на основе шихты (% мас.) Al-Cu(2,3)-Fe(1,2), активированной (Т3) в жидкой среде (% от массы шихты) H₃BO₃(4), H₂O(16)

№ образца	$P_{\text{хп}}$, МПа	$\theta_{\text{гш}}$	$\ln\theta_{\text{гш}}$	$w_{\text{гш}}$, МДж/м ³	$\ln w_{\text{гш}}$	$\varepsilon_{\text{гш}}^h$	ε_B^d	ε_H^d
1.1.	94	0,99	-0,011	58	4,053	-0,541	0,050	0,048
1.2.	156		-0,006	57	4,048	-0,529	0,048	0,046

Таблица 2.17- Расчетные параметры уравнения уплотнения Дорофеева Ю.Г. при ГШ заготовок на основе шихты Al-Cu(2.3)-Fe(1.2)

Технология	w_{max} , МДж/м ³	n	a	b	r^2
T1	62	10,8	4,13	10,8	0,95
T2	69	19,7	4,24	19,7	0,99

a,b - параметры уравнения Дорофеева, приведенному к линейному виду;

г - коэффициент корреляции уравнения Дорофеева, приведенному к линейному виду

В результате проведенных экспериментальных исследований построены уравнения Дорофеева Ю.Г. при горячей штамповке заготовок на основе шихт, полученных по технологии ручного смешивания на этапе уплотнения:

- на основе шихты Al-Cu(2,3)-Fe(1,2)

$$w_{\text{ГШ}} = w_{\text{max}} \cdot \theta_{\text{ГШ}}^n = 62 \cdot \theta_{\text{ГШ}}^{10,8};$$

- на основе шихты Al -Cu(2.3)- Fe(1.2) -H₃BO₃(4% от массы шихты)

$$w_{\text{ГШ}} = w_{\text{max}} \cdot \theta_{\text{ГШ}}^n = 69 \cdot \theta_{\text{ГШ}}^{19,7}.$$

Выводы. Для шихт полученных ручным смешиванием введение H₃BO₃ незначительно повышает w_{max} . Введения H₃BO₃ повышает значения показателя степени n для шихт, полученных по технологии ручного смешивания.

2.2.4. Изучение закономерностей формирования структуры и свойств ГДПМ Al-Cu-Fe. Результаты экспериментальных исследований твердости HV ГДПМ на основе шихты (% мас.) Al-Cu(2,3)-Fe(1,2) представлены в таблицах 2.18-2.20.

Таблица 2.18- Результаты экспериментальных исследований твердости HV ГДПМ на основе шихты (% мас.) Al-Cu(2,3)-Fe(1,2), полученной по технологии Т1

№ образца	P _{хп} , МПа	w _{ГШ} , МДж/м ³ x	θ _{ГШ}	lnθ _{ГШ}	θ _{хп}	lnθ _{хп}	HV	ln $\frac{d_B}{d_H}$
1.1,1	94	57	0,96	-0,044	0,773	-0,257	44	0,0009
1.2,1	157	56	1,00	-0,001	0,854	-0,158	48	0,0019
1.3,1	188	28	0,92	-0,079	0,869	-0,140	54	-0,0003
1.3,2		46	0,96	-0,038	0,855	-0,157	50	0,0025
1.3,3		78	0,98	-0,023	0,867	-0,142	62	0,0043
1.3,4		56	1,00	-0,004	0,861	-0,150	54	0,0012
1.3,5		78	1,00	0,003	0,871	-0,139	53	0,0034
1.3,6		78	0,98	-0,020	0,874	-0,134	55	0,0078
1.4,1		220	56	0,97	-0,031	0,883	-0,125	58
1.5,1	282	57	1,00	-0,003	0,918	-0,086	62	0,0072

Таблица 2.19- результаты экспериментальных исследований твердости HV ГДПМ на основе шихты (% мас.) Al-Cu(2,3)-Fe(1,2)-H₃BO₃(1,6% от массы шихты), полученной по технологии Т2

№ образца	P _{хп} , МПа	w _{гш} , МДж/м ³	θ _{гш}	lnθ _{гш}	θ _{хп}	lnθ _{хп}	HV	$\ln \frac{d_B}{d_H}$	
2.1,1	94	54	0,97	-0,032	0,777	-0,253	40	-0,0013	
2.2,1	157		0,96	-0,037	0,858	-0,154	44	0,0009	
2.3,1	188	26	0,95	-0,0495	0,887	-0,120	56	0,0027	
2.3,2		46	0,98	-0,0234	0,890	-0,117	48	0,0006	
2.3,3		54	0,99	-0,0137	0,880	-0,128	48	0,0002	
2.3,4		74	74	1,00	0,000	0,890	-0,117	55	0,0006
2.3,5				0,98	-0,025	0,891	-0,115	48	0,0022
2.3,6				0,98	-0,018	0,896	-0,110	55	0,0026
2.4,1				220	54	0,98	-0,024	0,899	-0,107
2.5,1	282	0,95	-0,054	0,923		-0,080	57	-0,0016	

Таблица 2.20- Результаты экспериментальных исследований твердости HV ГДПМ на основе активированной шихты (% мас.) Al-Cu(2,3)-Fe(1,2) в среде насыщенного водного раствора - H₃BO₃ (20% от массы шихты)

№ образца	P _{хп} , МПа	w _{гш} , МДж/м ³	θ _{гш}	lnθ _{гш}	θ _{хп}	lnθ _{хп}	HV	$\ln \frac{d_B}{d_H}$
3.1.	94	58	0,9889	-0,011	0,425	-0,856	99,5	0,0026
3.2.	156	57	0,9942	-0,006	0,432	-0,840	95,5	0,0024

На основе результатов проведенных экспериментальных исследований построены 3D Spline модели HV (lnθ_{гш} , lnθ_{хп}) для горячедормированных порошковых материалов на основе шихт Al-Cu(2,3)-Fe(1,2), полученных по технологиям смешивания Т1 и Т2, представленные на рисунках 2.7, 2.8. Переход от технологий смешивания (Т1, Т2) к технологии МХА (Т3) обеспечивает получение ГОДПМ с повышенной твердостью HV 95,5-99,5 (таблица 1.21). Микроструктура материала до травления и после травления, а также после исследования микротвёрдости, представленные на рисунках 2.9, 2.10.

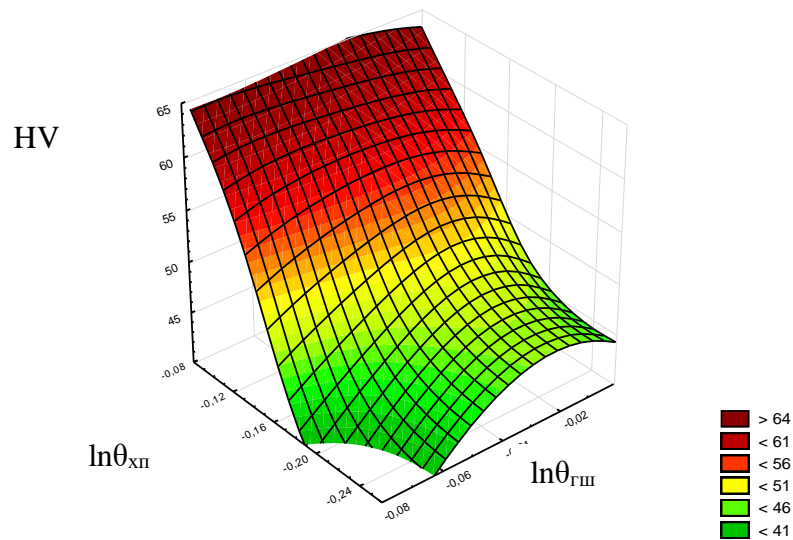


Рисунок 2.7- 3D Spline модель HV ($\ln\theta_{\text{ГШ}}$, $\ln\theta_{\text{ХП}}$) для порошковой шихты Al-Cu-Fe, полученной по технологии T1

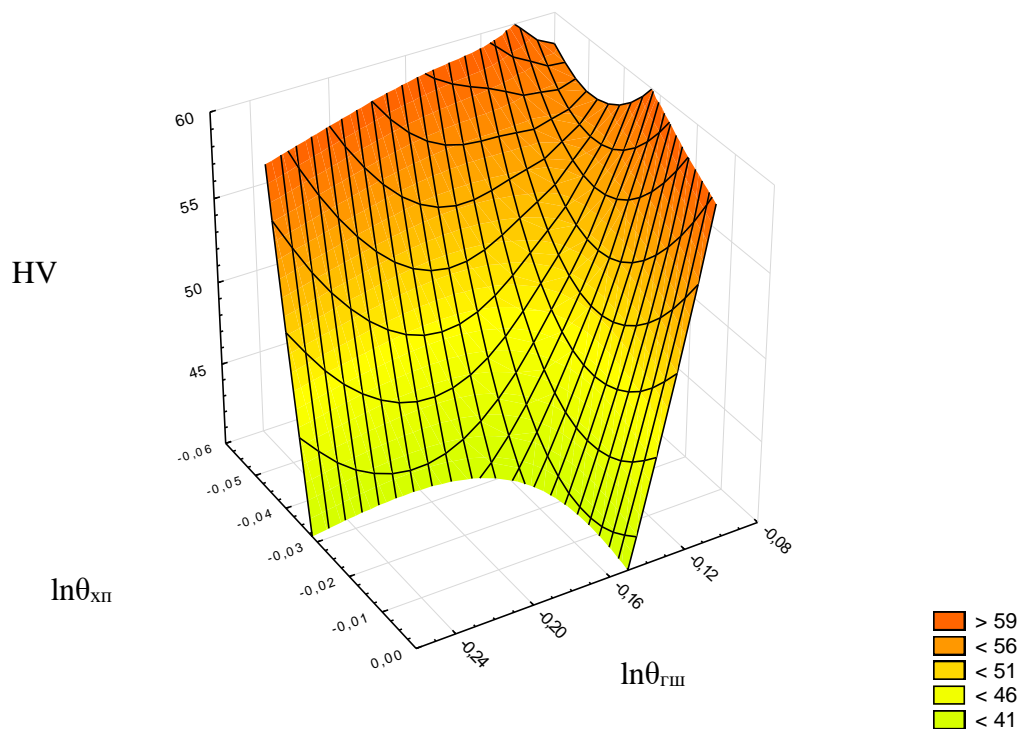
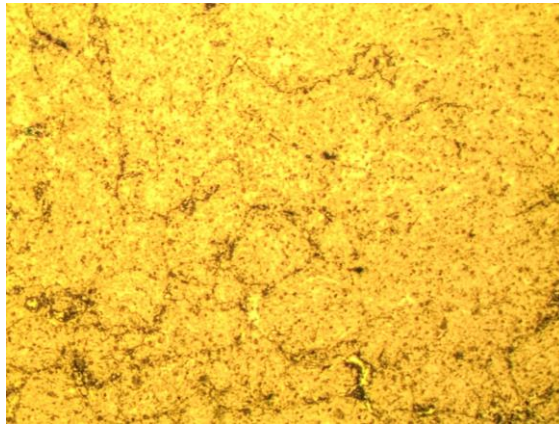
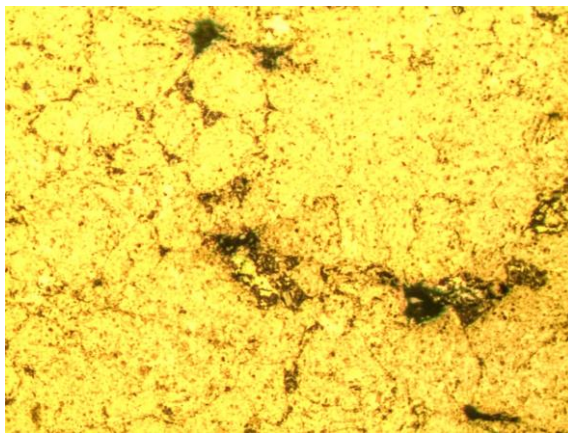


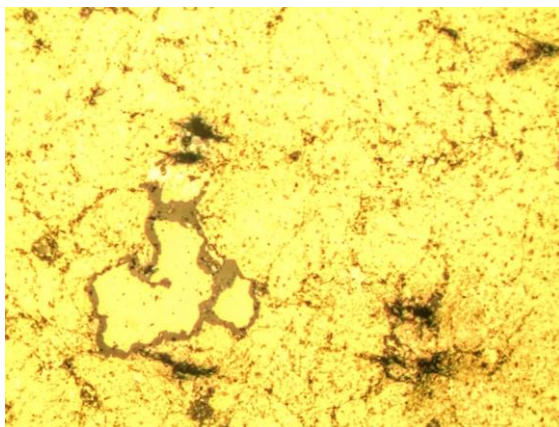
Рисунок 2.8- 3D Spline модель HV ($\ln\theta_{\text{ГШ}}$, $\ln\theta_{\text{ХП}}$) для порошковой шихты Al-Cu-Fe, полученной по технологии T2



а)

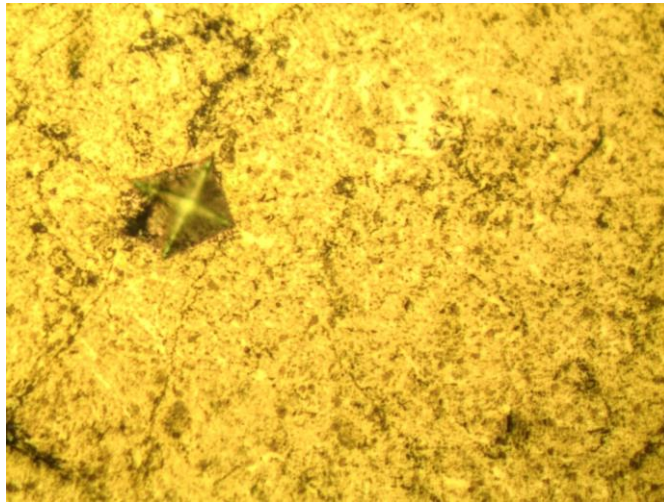


б)

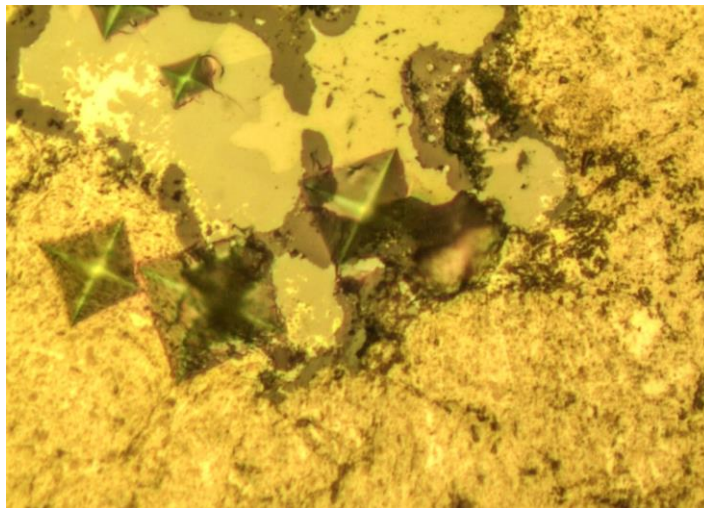


в)

Рисунок 2.9- Микроструктура ГДПМ на основе механохимически активированной шихты Al(96,5)-Cu(2,3)-Fe(1,2) в насыщенном водном растворе борной кислоты Т1: а-нетравленный образец увеличения x200, б,в-травленные образцы увеличения x200 и x400



а)



б)

Рисунок 2.10- Микротвердость $HV_{0,05}$ ГДПМ на основе механохимически активированной шихты $Al(96,5)-Cu(2,3)-Fe(1,2)$ в насыщенном водном растворе борной кислоты Т1: а - матрица, б - включения

3 ОЦЕНКА РЕЗУЛЬТАТОВ ПРИНЯТЫХ РЕШЕНИЙ И РАЗРАБОТКА УСОВЕРШЕНСТВОВАННОЙ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ СХЕМЫ ПОЛУЧЕНИЯ КРЫШКИ ПОДШИПНИКА РАСПРЕДЕЛИТЕЛЬНОГО ВАЛА ДВС

В результате проведенных исследований процессов механохимической активации порошковой шихты Al-Cu-Fe, холодного прессования, горячей штамповки и механических свойств горячедеформированного материала композиционного материала установлено следующее. Переход от технологии смешивания к механохимической активации (МХА) порошковой шихты Al-Cu-Fe обеспечивает повышение относительной плотности и твердости горячедеформированного материала композиционного материала Al-Cu-Fe при давлении холодного прессования 94 МПа и приведенной работе горячей штамповки 58 МДж/м³. В процессе МХА порошковой смеси Al-Cu-Fe обеспечивается получение мелкодисперсной шихты со средним размером 83,8 мкм. При этом шихта с размером менее 63 мкм составляет 56 % мас.

Использование механохимически активированной порошковой шихты Al-Cu-Fe позволяет получать практически беспористый горячедеформированный материал Al-Cu-Fe. Активация шихты приводит к упрочнению горячедеформированного порошкового композиционного материала Al-Cu-Fe. Максимальная твердость HV 99 горячедеформированного материала Al-Cu-Fe обеспечивается при использовании активированной шихты с пониженным размером частиц, давлении холодного прессования 94 МПа и значениях приведенной работы ГШ, равной 58 МДж/м³.

Структура горячедеформированного материала на основе механохимически активированной порошковой шихты Al-Cu(2,3)-Fe (1,2) с повышенной твердостью представляет собой матрицу с твердостью, равной HV_{0,05} 100, упрочненную включениями, имеющими твердость HV_{0,05} 324.

В работе [25] предложена технология изготовления крышки подшипника распредвала ДВС из спеченного порошкового материала Al-Cu (рисунок 3.1).

ХАРАКТЕРИСТИКА ИСХОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ
порошок Al-Cu 4 (% мас.), смазка Acrawax C
СМЕШИВАНИЕ
порошка Al-Cu и смазки Acrawax C - 1,5% мас.
ХОЛОДНОЕ ПРЕССОВАНИЕ
СПЕКАНИЕ
в защитной среде азота, температура спекания 600 °С
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА
твердость 60 HRE, предел прочности 193 МПа, предел текучести 152 МПа, плотность 2,50 г/см ³
ОБЛАСТИ ПРИМЕНЕНИЯ
крышка подшипника распределительного вала ДВС
ИСТОЧНИК ИНФОРМАЦИИ
Chaman L., Williamson P. Wear Resistance and Mechanical Properties of Selected PM Aluminum Alloys and Composites / Metal Powder Products Company 2013.- Vol.68.-Issue 3.-p.34-41

Рисунок 3.1 – Технологическая схема получения горячедеформированного материала на основе механохимически активированной порошковой шихты Al-Cu(4%мас.) для крышки подшипников распределительных валов ДВС

Однако, при спекании наблюдается разуплотнение заготовки. Поэтому для изготовления крышки подшипников распределительных валов ДВС предлагается использовать разработанную технологию получения горячедеформированного порошкового материала Al-Cu(2,3)-Fe(1,2). Технология (рисунок 3.2) включает: механохимическую активацию, холодное прессование, кратковременный нагрев в воздушной атмосфере и горячую штамповку. При этом обеспечивается получение горячедеформированных заготовок с повышенной относительной плотностью 0,989 и твердостью HV 99.

ХАРАКТЕРИСТИКА ИСХОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ порошки Al (ПА-4), Cu (ПМС-1), Fe (ПЖВ 2.200.28)
МЕХАНОХИМИЧЕСКАЯ АКТИВАЦИЯ порошков Al(96,5 %мас.); Cu(2,3 %мас.); Fe(1,2 %мас.) в шаровой планетарной мельнице при частоте вращения ротора 290 мин ⁻¹ и времени 1,5 ч, соотношение масс шаров (d=10 мм) и шихты 10:1 в среде насыщенного водного раствора H ₃ BO ₃ (20%т массы шихты)
ХОЛОДНОЕ ПРЕССОВАНИЕ давление холодного прессования 94 МПа
ПРЕДВАРИТЕЛЬНЫЙ НАГРЕВ температура 600 ⁰ С, время нагрева 2мин., воздушная атмосфера
ГОРЯЧАЯ ШТАМПОВКА приведённая работа горячего доуплотнения 58 МДж/м ³ .
СТРУКТУРА И СВОЙСТВА твёрдость HV 99, плотность 2,84 г/см ³

Рисунок 3.2 – Технологическая схема получения горячедеформированного материала на основе механохимически активированной порошковой шихты Al-Cu(2,3)-Fe(1,2) для крышки подшипников распределительных валов ДВС

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В работе установлено, что переход от технологии смешивания к механохимической активации порошковой шихты Al(96,5)-Cu(2,3)-Fe(1,2) в насыщенном водном растворе борной кислоты обеспечивает повышение твердости HV горячедеформированного материала порошкового материала.

Использование механохимически активированной порошковой шихты позволяет получать практически беспористый горячедеформированный материал Al-Cu-Fe. Анализ влияния холодного прессования и приведенной работы ГШ показал, что максимальная твердость HV 99 горячедеформированного материала порошкового материала Al-Cu-Fe обеспечивается при $p_{\text{хп}}$, равном 187 МПа и $w_{\text{ГШ}}$, равном 57 МДж/м³.

На основе проведенных исследований предложена усовершенствованная технологическая схема получения горячедеформированного порошкового материала для крышки подшипника распределительного вала ДВС на основе механохимически активированной порошковой шихты Al(96,5)-Cu(2,3)-Fe(1,2), включающая механохимическую активацию (1,5 ч, скорость вращения ротора $V_{\text{вр}}=290$ мин⁻¹, диаметр шаров $d_{\text{ш}}=10$ мм, соотношение 10:1 массы шаров и шихты) шихты, содержащей (%мас.) порошки Al - 96,5; Cu - 2,3; Fe - 1,2, в жидкой среде НВРБК (20% масс); холодное прессование (187 МПа) формовки; кратковременный нагрев ($t_{\text{н}}=600^{\circ}\text{C}$; $\tau_{\text{н}}=2$ мин; среда - воздушная атмосфера) с последующей ГШ.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Горынин, И.В. Алюминиевые сплавы. Применение алюминиевых сплавов справочное руководство / И.В. Горынин, М.: 1978,-с.145.
2. Бочвар М.А. «Справочник по машиностроительным материалам, т.2, 1959
3. Murray L.//Int. Metals Rev.-1985.-V. 30, № 5.-Р. 211-233.
4. Двойные и многокомпонентные системы на основе меди: Справочник/Под ред. Дрица М. Е.-М.: Наука.-1979.-246 с.
5. Пат. 2514748 РФ, МПК С22С21/10 Высокопрочный деформированный сплав на основе алюминия системы Al-Zn-Mg-Cu пониженной плотности и изделие, выполненное из него / Захаров В.В., Телешов В.В., и др. // № 2013114159/02, заявл. 29.03.2013; опубл.10.05.2014
6. Пат. 2492274 РФ, МПК С22С21/10. Способ изготовления прессованных полуфабрикатов из высокопрочного алюминиевого сплава и изделия, получаемые из них / Михайлов Е.Д., Малинин Ю.П., Иванова Л.И., Зорихин Д.В., и др. // № 2012101060/02, заявл. 12.01.2012; опубл. 10.09.2013
7. Пат. 2487200 РФ, МПК С25D11/12. способ формирования износостойких покрытий на деталях из алюминиевых сплавов / Коломейченко А.В., Титов Н.В., Козлов А.В., Логачев В.Н., Грохольский М.С.,// № 2012118281/02, заявл. 03.05.2012; опубл. 10.07.2013
8. Пат. 2485199 РФ, МПК С22С21/10. литейный алюминиевый сплав / Белов В.Д., Белов Н.А., Колтыгин А.В., Петровский П.В., Павлинич С.П., // № 2011149034/02 заяв. 02.12.2011; опубл. 20.06.2013
9. Пат. 2484169 РФ, МПК С22F1/053. алюминиевый сплав и способ его получения / Тренда Гюнтер// № 2009112403/02, заявл. 03.09.2007 ; опубл. 10.06.2013
- 10.Пат. 2208660 РФ, МПК С23С3/06. Способ покрытия стальной полосы антифрикционной порошковой смесью / Буланов В.Я., Пастухов Э.А., Игнатъев И.Э., Концевой Ю.В.// № 2001134984/02, заявл. 19.12.2001; опубл.20.07.2003

11. Пат. 2335574 РФ, МПК С23С4/08. Способ получения покрытия из квазикристаллического сплава системы Al-Cu-Fe / Саунин В.Н., Телегин С.В., Ковалькова В.П. // №: 2006144775/02, заявл. 15.12.2006; опубл. 10.10.2008
12. Пат. 2439198 РФ, МПК С23С30/00. способ получения износостойкого композиционного наноструктурированного покрытия / Земляницын Е.Ю., Фармаковский Б.В., Самоделкин Е.А., Васильев А.Ф., Геращенко Д.А., и др. // №: 2008138721/02, 29.09.2008, заявл . опубл.10.02.2012
13. Гопиенко В.Г., Смагоринский М.Е., Григорьев А.А. Спеченные материалы из алюминиевых порошков. — М.: Металлургия, 1993.— 317 с.
14. Jangg O., Neubing H. Problems with sintering of aluminium parts.— In: Seminar on the development and use of powder metallurgy in engineering industries. Minsk, 1985.
15. Sintered aluminium parts for automotive applications/W. J. Huppman, H. Kirschsieper. W. Hade, G. Schlieper. — In: Int. Leichtmetalltagung. Leoben; Wien, 1981, S. 236—237
16. Generous J. D. Aluminum P/M applications in business machines.— Modern developments in powder metallurgy, 1981,13, p. 501—510.
17. Тэйн Вин, Формирование структуры и свойств спеченных пористых порошковых материалов на основе алюминия с использованием флюса и присадок. Москва, 2007
18. Пат. 2359051 РФ, МПК С22С21/00. Шихта для антифрикционного композиционного материала на основе алюминия и спеченный антифрикционный композиционный материал на основе алюминия, полученный с ее использованием / Савицкий А.П., Прибытков Г.А., Коржова В.В. и др.// № 2007120975/02, заявл. 04.06.2007; опубл. 20.06.2009
19. Пат. 2192494 РФ, МПК В22F33/23. Спеченный алюминиевый сплав / Романов Г.Н., Савицкий А.П., Тарасов П.П., Романов Г.П., и др.// № 98104120/02, 05.03.1998 заявл. опубл. 10.11.2002

20. Пат. 2251585 РФ, МПКС22С1/05. Алюминиевый сплав / Нейков О.Д., Крайников А.В., Мильман Ю.В. и др. - / № 2003123485/02, заявл. 29.07.2003; опубл. 10.05.2005
21. Пат. 2413781 РФ, МПК В22F3/20. Способ получения композиционного материала на металлической матрице, армированной квазикристаллам /Абузин Ю. А., Гончаров И. Е., Ефимочкин И. Ю., Клевачев А. М.// № 2009139785/02, заявл. 28.10.2009; опубл. 10.03.2011
22. Пат. 5851317 US Int.Cl.C22C21/00. Composite material reinforced d quasicrystalline partical and meted of making same/ S.B.Biner; Sordelet D.J.; Lograsso В.К.; Anderson I.E. - № 792285, Filed Jan. 31,1997; Date of patent Dec. 22,1998
23. Пат. 2244761 РФ, МПК С22С21/12. Способ получения квазикристаллического однофазного сплава системы Al-Cu-Fe в виде порошка /Сумароков В.Н., Брызкало А.М., Михеева М.Н., Теплов А.А., Ласкова Г.В.- № 2003118659/02, заявл. 24.06.2003; опубл. 20.01.2005
24. Пат. 2370567 РФ, МПК В22F9/00. способ получения порошка квазикристаллического однофазного сплава Al-Cu-Fe / Брызкало А.М., Гольденберг Р.Е., Михеева М.Н., Теплов А.А., и др.// № 2007146598/02, заявл. 18.12.2007; опубл. 20.10.2009
25. Chaman L., Williamson P. Wear Resistance and Mechanical Properties of Selected PM Aluminum Alloys and Composites / Metal Powder Products Company 2013.- Vol.68.-Issue 3.-p.34-41