

**МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ РОССИЙСКОЙ  
ФЕДЕРАЦИИ**

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования  
**«ЮЖНО-РОССИЙСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ  
УНИВЕРСИТЕТ (НПИ) имени М.И. ПЛАТОВА»**

---

**ФАКУЛЬТЕТ** Механический

**КАФЕДРА** Технология машиностроения, технологические машины и  
оборудование

**НАПРАВЛЕНИЕ ПОДГОТОВКИ** 22.02.04 Metallургия

Допустить к защите  
Заведующий кафедры ТМТМО

Тамадаев В. Г.  
(Подпись) (ФИО)

«  »    2021г.

**МАГИСТЕРСКАЯ ДИССЕРТАЦИЯ**

НА ТЕМУ Композиционный материал, упрочненный квазикристаллами

АВТОР МАГИСТЕРСКОЙ ДИССЕРТАЦИИ: Лимасов Денис Вячеславович

(Фамилия, Имя, Отчество)

\_\_\_\_\_  
(Подпись)

**НАУЧНЫЙ РУКОВОДИТЕЛЬ**

Принял: доцент, к.т.н., с.н.с., Сергеенко Сергей Николаевич

(Должность, звание Фамилия, Имя, Отчество)

\_\_\_\_\_  
(Подпись)

**НАУЧНЫЙ КОНСУЛЬТАНТ**

Принял: доцент, к.т.н., с.н.с., Сергеенко Сергей Николаевич

(Должность, звание Фамилия, Имя, Отчество)

\_\_\_\_\_  
(Подпись)

Новочеркасск, 2021 г.

**МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ РОССИЙСКОЙ  
ФЕДЕРАЦИИ**

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования  
**«ЮЖНО-РОССИЙСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ  
УНИВЕРСИТЕТ (НПИ) имени М.И. ПЛАТОВА»**

**ФАКУЛЬТЕТ** Механический

**КАФЕДРА** Технология машиностроения, технологические машины и  
оборудование

**НАПРАВЛЕНИЕ ПОДГОТОВКИ** 22.02.04 Metallургия

УТВЕРЖДАЮ:  
Заведующий кафедрой ТМТМО

Тамадаев В. Г.  
(Подпись) (ФИО)

«  »    2021г.

**ЗАДАНИЕ**

на магистерскую диссертацию

Студенту Лимасову Денису Вячеславовичу

(Фамилия, Имя, Отчество)

1. Тема диссертации: Композиционный материал, упрочненный квазикристаллами

Тема магистерской диссертации утверждена приказом ректора № 394-ЛС от 29.03.2021г

2. Консультанты раздела:

2.1 Анализ способов получения квазикристаллов и композиционных материалов,  
упрочненных квазикристаллами доцент, к.т.н., с.н.с., Сергеенко С. Н.

2.2 Основные закономерности получения квазикристаллов и композиционных  
материалов, упрочненных квазикристаллами доцент, к.т.н., с.н.с., Сергеенко С. Н.

2.3 Разработка перспективной технологии получения композиционных материалов,  
упрочненных квазикристаллами доцент, к.т.н., с.н.с., Сергеенко С. Н.

3. Научно-исследовательская программа подготовки магистерской диссертации                     

3.1 Провести анализ способов получения квазикристаллов и композиционных материалов,  
упрочненных квазикристаллами

3.2 Изучить основные закономерности получения квазикристаллов и композиционных  
материалов, упрочненных квазикристаллами

3.3 Многокритериальная оптимизация технологии получения композиционных  
материалов, упрочненных квазикристаллами

4. Срок сдачи студентом законченной магистерской диссертации 31 мая 2021 г.

5. Дата выдачи задания 30.03.2021 г.

6. Руководитель доцент, к.т.н., с.н.с., Сергеенко Сергей Николаевич  
(Должность, звание Фамилия, Имя, Отчество) (Подпись)

Задание принял к исполнению 30.03.2021 г.

(Подпись)

## РЕФЕРАТ

Отчет 64 с., 1 кн., 7 рис., 27 таблиц, 22 источника, 1 прил.  
КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ, КВАЗИКРИСТАЛЛЫ.

Объектом исследования является технология получения композиционных материалов, упрочненных квазикристаллами.

Цель работы - изучить основные закономерности получения квазикристаллов и композиционных материалов, упрочненных квазикристаллами и разработать технологическую схему их получения.

Методы проведения работ основываются на аналитическом обзоре литературы и многокритериальной оптимизации технологии получения композиционных материалов, упрочненных квазикристаллами.

В результате исследований показана возможность получения композиционного материала, упрочненного квазикристаллами с повышенным комплексом механических свойств.

Предложенный способ получения композиционных материалов, упрочненных квазикристаллами, включает смешивание квазикристаллов Al-Cu-Fe и Al (ПА-4) в шаровой планетарной мельнице АГО-У2 в течении 0,5 часа; холодное изостатическое прессование при давлении 200 МПа в течение 1 минуты; горячее изостатическое прессование при температуре 450<sup>0</sup>С и давлении газа аргона 300 МПа в течение 4 часов; горячую прокатку при температуре 450 °С за проход на 5-10% для уменьшения исходного тела с 25,5 мм до конечной толщины горячекатаного проката 8 мм, т. е. общее уменьшение толщины на 68%. В качестве исходных материалов использовали порошок Al (ПА-4) и порошок квазикристаллов сферической формы Al<sub>65</sub>Cu<sub>23</sub> Fe<sub>12</sub> с размером частиц от 1 до 100 мкм в диаметре. Количество квазикристаллов составляет 20 об. %.

## СОДЕРЖАНИЕ:

ВВЕДЕНИЕ.....	7
ОСНОВНАЯ ЧАСТЬ.....	8
1 Анализ способов получения квазикристаллов и композиционных материалов, упрочненных квазикристаллами.....	13
1.1 Анализ способов получения квазикристаллов.....	13
1.1.1 Способ получения квазикристаллического материала.....	13
1.1.2 Способ получения квазикристаллического однофазного сплава системы Al-Cu-Fe в виде порошка.....	15
1.1.3 Способ получения порошка квазикристаллического однофазного сплава Al-Cu-Fe.....	16
1.1.4 Способ получения гранул квазикристаллического материала.....	17
1.1.5 Способ получения порошка квазикристаллического сплава Al-Cu-Fe...	18
1.1.6 Способ получения порошка квазикристаллического материала.....	19
1.1.7 Способ получения порошка квазикристаллического сплава, защитных покрытий и изделий.....	20
1.2 Анализ способов получения композиционных материалов, упрочненных квазикристаллами.....	22
1.2.1 Способ получения композиционного материала на металлической матрице, армированной квазикристаллами.....	22
1.2.2 Порошковый композиционный материал.....	24
1.2.3 Способ получения антифрикционного изделия из композиционного материала.....	25
1.2.4 Композиционный материал, армированный распыленными квазикристаллическими частицами, и способ его изготовления.....	26

1.3 Выводы по разделу.....	28
2 Основные закономерности получения квазикристаллов и композиционных материалов, упрочненных квазикристаллами.....	29
2.1 Основные закономерности получения квазикристаллов.....	29
2.1.1 Механоактивационное получение квазикристаллических порошковых сплавов системы Al-Cu-Fe и материалов на их основе.....	29
2.1.2 Получение квазикристаллических порошков системы Al-Cu-Fe(-Cr) для газотермического напыления покрытий.....	32
2.1.3 Структурообразование композиционных материалов, упрочненных квазикристаллам.....	35
2.1.4 Закономерности и движущие силы формирования квазикристаллической фазы в Al-Cu-Fe порошках после механоактивации..	37
2.1.5 Способы производства порошков с квазикристаллической составляющей для газотермического напыления покрытий.....	38
2.2 Основные закономерности получения композиционных материалов, упрочненных квазикристаллами.....	40
2.2.1 Потенциал квазикристаллов как армирующей фазы в композиционных сплавах.....	40

2.2.2 Исследование композита алюминий + наноквазикристалл.....	41
2.2.3 Спекание, структура и физико-механические свойства спрессованных при высоком давлении квазикристаллов системы Al-Cu-Fe.....	44
2.2.4 Динамически компактированные композиты алюминий + квазикристалл.....	4
6	
2.2.5 Структура и трибологические характеристики композиционных материалов на основе Al–Cu–Fe, сформированных при высоких давлениях.....	4
8	
2.3 Вывод по разделу.....	49
3 Разработка перспективной технологии получения композиционных материалов, упрочненных квазикристаллами.....	51
3.1 Анализ перспективной технологии получения композиционных материалов, упрочненных квазикристаллами (прототип).....	51
3.2 Многокритериальная оптимизация технологии получения композиционных материалов, упрочненных квазикристаллами.....	53
3.3 Разработка технологической схемы получения композиционных материалов, упрочненных квазикристаллами.....	56
ЗАКЛЮЧЕНИЕ.....	58

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ	
ИСТОЧНИКОВ.....	60
ПРИЛОЖЕНИЕ А Анализ и закономерности получения порошков	
квазикристаллов и композитных материалов, упрочненных	
квазикристаллами.....	6

5

## ВВЕДЕНИЕ

*Оценка современного состояния.* Анализ получения квазикристаллов и композиционных материалов, упрочненных квазикристаллами показал, что в последние годы сферы использования квазикристаллов значительно расширяются, в связи с уникальными их свойствами: высокой твердостью, износостойкостью, низким коэффициентом трения, низкой истираемостью, свойствами несмачиваемости, коррозионной стойкостью, а также особыми оптическими свойствами и высоким удельным электросопротивлением.

*Актуальность темы.* В настоящее время расширяется применение квазикристаллов в различных отраслях промышленности, авиастроительной, медицинской, аэрокосмической, ракетной, приборостроительной и энергетической так как данный материал помимо требований к обеспечению функциональных свойств, обеспечивает немало важные требования ресурсосбережение.

*Цели работы.* Цель работы - изучить основные закономерности получения квазикристаллов и композиционных материалов, упрочненных квазикристаллами и разработать технологическую схему их получения.

*Новизна работы.* Проведена многокритериальная оптимизация технологии получения композиционных материалов, упрочненных квазикристаллами, обеспечивающая получение материалов с повышенным комплексом механических свойств ( $\sigma_B$ ,  $\sigma_T$ ).

## ОСНОВНАЯ ЧАСТЬ

Квазикристаллы это твердые тела, которые не образуют кристаллическую решетку, но обладают ориентационным дальним порядком с элементами не кристаллографической симметрии.

Композиционным называется материал, включающий в себя армирующие, усиливающие его элементы более прочного материала. Комбинируя объемное содержание компонентов, можно получать композиционные материалы с требуемыми значениями прочности,



жаропрочности, модуля упругости, абразивной стойкости, а также создавать композиции с необходимыми магнитными, диэлектрическими, радиопоглощающими и другими специальными свойствами.

Обычный кристалл представляет собой периодическую структуру из атомов или молекул. Любой кристаллической структуре присуща определенная симметрия. Кристаллы обладают дальним порядком двух типов, ориентационным и трансляционным. Трансляционный порядок означает возможность построить кристаллическую структуру путем трансляций элементарного строительного блока структуры с определенным расположением атомов на некоторый вектор элементарной ячейки кристалла. Ориентационный порядок означает, что поворот кристалла вокруг определенной оси совмещает атомные позиции с самими собой. Кристаллы могут иметь вращательную симметрию третьего, четвертого или шестого порядка [1].

В 1984 году был получен сплав алюминия с марганцем  $Al_{0,86}Mn_{0,14}$ , путем охлаждения расплава со скоростью 1 млн Кельвин в секунду. Образец которого рассеивал пучок электронов так, что на фотопластинке образовывалась ярко выраженная дифракционная картина с симметрией пятого порядка в расположении дифракционных максимумов (симметрия икосаэдра). Наличие резких дифракционных максимумов свидетельствовало о присутствии в структуре дальнего порядка в расположении атомов, характерного для кристаллов, поскольку это означает, что атомы в разных участках образца одинаково отражают пучок электронов. Однако симметрия наблюдавшейся дифракционной картины противоречила фундаментальным представлениям классической кристаллографии: такая симметрия физически невозможна для любых кристаллических веществ. Дальнейшие исследования показали, что в новом материале реализуется новый тип порядка, некристаллический и неаморфный (для аморфного вещества характерно наличие ближнего атомного порядка – кристаллического порядка только в пределах

нескольких межатомных расстояний). Поэтому данное вещество было названо квазикристаллом [1].

Некоторое время спустя были найдены другие металлические сплавы с дальним порядком, но имеющие оси симметрии седьмого, восьмого, десятого, двенадцатого и т. д. порядков, запрещенные для кристаллов. В связи с этим расширилось и понятие квазикристаллов: в настоящее время под квазикристаллами принято понимать твердые металлические сплавы с дальним порядком, дифракционные пики которых расположены с некристаллографической симметрией. На рисунке 1 представлено фото икосаэдрического квазикристалла [1].

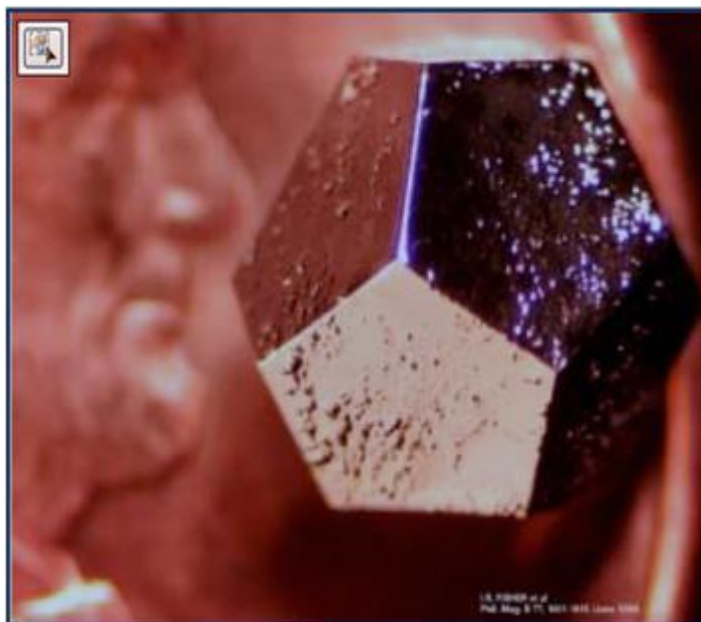


Рисунок 1 - Икосаэдрический квазикристалл [1]

Структура квазикристаллов, таких, как сплав алюминия с марганцем, основана на другом геометрическом теле — икосаэдре. Икосаэдр имеет симметрию пятого порядка: в каждой его вершине соединены пять граней. Икосаэдры невозможно упаковать так, чтобы они плотно, без зазоров, заполнили все пространство, поэтому они не могут служить элементарными ячейками кристаллов. На рисунке 2 представлены элементы структуры квазикристалла [1].

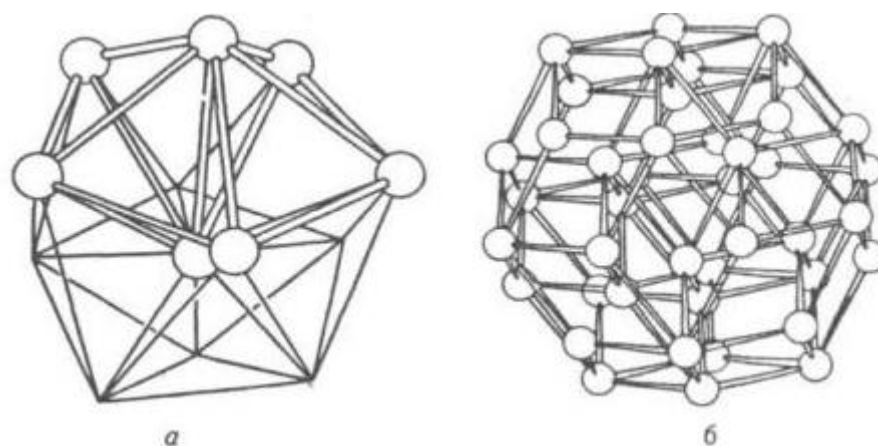


Рисунок 2 - Элементы структуры квазикристалла из пяти тетраэдров: фрагмент икосаэдра (а), 32 - вершинник триаконтаэдр (б) [1]

Квазикристаллы, как правило, сплавы металлических элементов. Но физические свойства квазикристаллов отличаются от свойств других металлических систем. Электросопротивление металлов увеличивается при возрастании температуры, концентрации примесей, структурных дефектов. Квазикристаллы не изоляторы и не полупроводники, но в отличие от металлов их электросопротивление при низких температурах аномально велико, уменьшается с ростом температуры и возрастает по мере увеличения структурного порядка и отжига дефектов. На рисунке 3 представлена элементарная ячейка кристалла  $Al_7Cu_2Fe$  [1].

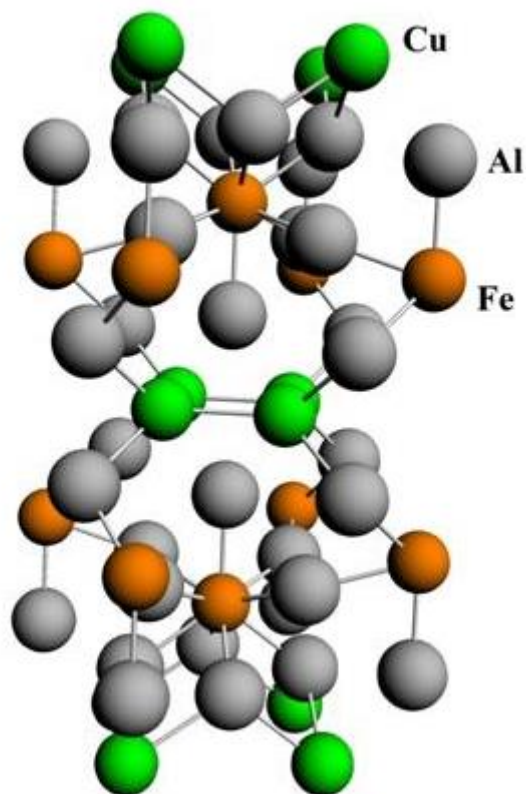


Рисунок 3 - Элементарная ячейка кристалла  $Al_7Cu_2Fe$  [1]

Кристаллическую решетку квазикристалла можно представить в двумерном пространстве, с помощью паркета Пенроуза (рисунок 4). Внутренние углы одного ромба равны соответственно  $36^\circ$  и  $144^\circ$  (тонкий ромб), а другого –  $72^\circ$  и  $108^\circ$  (толстый ромб) (рисунок 5). В бесконечной мозаике Пенроуза отношение числа толстых ромбов к числу тонких точно равно величине золотого сечения (1,618), и, поскольку это число иррациональное, в такой мозаике нельзя выделить элементарную ячейку, которая содержала бы целое число ромбов каждого типа. В мозаике Пенроуза требуются только две фигуры, чтобы замостить всю плоскость без пустот и пересечения фигур: это два ромба. Паркет Пенроуза не является периодическим замещением, так как не переходит в себя ни при каких сдвигах. Однако, в нем существует определенный порядок, так как любая конечная часть этого замещения встречается во всем замещении бесчисленное множество раз. На рисунке 4 видно, что это замещение обладает осью пятого порядка, то есть переходит в себя при повороте на угол  $72^\circ$  вокруг некоторой точки [1].

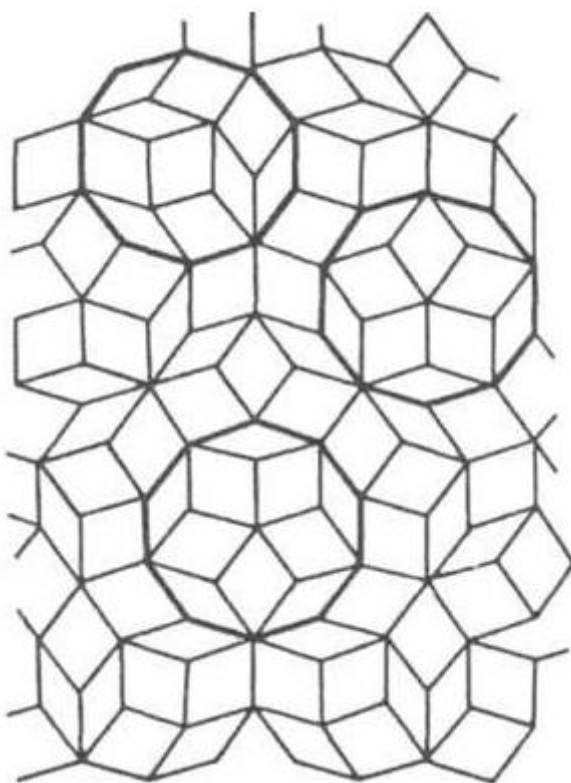


Рисунок 4 – Фрагмент мозаики Пенроуза [1]

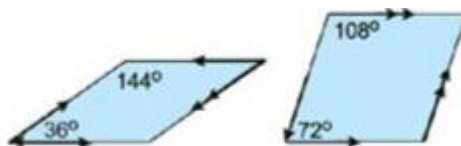


Рисунок 5 – Элементы мозаики Пенроуза [1]

# 1 Анализ способов получения квазикристаллов и композиционных материалов, упрочненных квазикристаллами

## 1.1 Анализ способов получения квазикристаллов

### 1.1.1 Способ получения квазикристаллического материала [2]

С целью получения порошка квазикристаллического материала (квазикристалла) системы Al–Cu–Fe требуемого химического состава высокого качества и с высокой производительностью в промышленном производстве с обеспечением гарантированной проработки всех областей порошковой засыпки исходной смеси порошков в одинаковых условиях, соответствующих оптимальному режиму синтеза квазикристаллического соединения в работе [2] предложен способ получения квазикристаллического материала.

В качестве исходных материалов использовались порошки алюминия (например, марок АСД-1, ПА-4, ПАД-6), меди (например, марки ПМС-1), железа (например, марки ПЖ) с размерами частиц от 20 – 60 мкм, в соотношении, соответствующем соотношению элементов квазикристалла  $Al_{65}Cu_{20}Fe_{15}$  или  $Al_{65}Cu_{22}Fe_{13}$ .

В первую очередь осуществлялось перемешивание порошков алюминия, меди и железа при соотношении компонентов, соответствующем области существования квазикристаллической фазы сплава системы Al–Cu–Fe в шаровой мельнице – 0,5-1,5 часа.

Затем осуществляется нагрев полученной смеси порошков для инициализации химической реакции синтеза квазикристаллического материала путем ввода перемешанной смеси в кварцевом тигле диаметр 5-100 мм (прогретом до температуры 200-600°C) с натеканием аргона с требуемой скоростью (1 – 40 см/мин.) в шахтную проходную электропечь с поддержанием температуры в печи –600 – 900°C. За счёт саморазогрева продукта реакции, за фронтом синтеза происходил самопроизвольный разогрев до температуры отжига – 800 – 1300°C. При прохождении тигля

через печь, эта температура поддерживалась автоматически. Бескислородная атмосфера в тигле создавалась посредством использования вакуума, водорода, инертных газов. Время проведения процесса – 1,5 часа. После прохождения через печь всей засыпки исходного тигля, процесс останавливался, тигель обратным ходом выводился из печи, охлаждался и спек извлекали. Схемы процесса возникновения реакций и характеристики квазистационарного режима представлены на рисунках А.7, А.8, А.9, А.10.

Спек размалывался до получения квазикристаллического порошка требуемой крупности. Из дифрактограммы полученного порошка представленной на рисунке А.6, выявлена квазикристаллическая структура.

Данное изобретение относится к способам получения порошков металлических материалов с квазикристаллической структурой и может найти широкое применение в качестве наполнителей композиционных материалов триботехнического назначения для снижения коэффициента трения и повышения износостойкости изделий из них, в качестве антифрикционных теплозащитных коррозионностойких покрытий, в качестве добавок к смазочным материалам для увеличения срока службы подшипников качения и снижения расхода и уровня требований к качеству смазки.

Таблица 1 – Показатели технологического процесса [2]

Пример	Масса навески, г	Время изготовления, час	Производительность, кг/ч
1	500	1,5	0,33
2	1000	1,6	0,63
3	2800	2,1	1,33
4 (по прототипу)	1000	2,5	0,4

### 1.1.2 Способ получения квазикристаллического однофазного сплава системы Al-Cu-Fe в виде порошка [3]

С целью упрощения способа получения однофазного квазикристаллического сплава системы Al-Cu-Fe, рационального расходования исходных компонентов, стабильного получения порошка с квазикристаллической структурой и повышении эффективности технологии изготовления однофазного квазикристаллического сплава системы Al-Cu-Fe в виде порошка в работе [3] предложен способ получения квазикристаллического однофазного сплава системы Al-Cu-Fe в виде порошка.

В качестве исходных материалов использовали смесь порошков при соотношении алюминия, меди и железа, соответствующем области существования квазикристаллической фазы сплава Al-Cu-Fe ( $\text{Al}_{63}\text{Cu}_{24}\text{Fe}_{12}$ ). В качестве пластификаторов использовались углеводородные жидкости или изопропиловый спирт.

В первую очередь осуществлялось перемешивание порошков в алундовой ступке алундовым пестиком под тягой, с добавлением жидкого испаряющегося пластификатора (углеводородные жидкости или изопропиловый спирт), до получения однородной смеси и повышения ее вязкости. Далее смесь извлекалась из ступки и окончательно высушивалась под тягой.

Затем производилась формовка таблеток из высушенной смеси в пресс-форме одностороннего действия при давлении  $500 \text{ кг/см}^2$ . После, осуществлялся нагрев таблеток в алундовом тигле в вакуумной печи (вакуум  $5 \cdot 10^{-5}$  мм рт. Ст.) до  $800^\circ\text{C}$  с выдержкой в течение 2 часов.

По окончании процесса, полученный материал механически измельчался в порошок необходимых размеров. Дифрактограмма полученного вещества, представленная на рисунке А.11, свидетельствует о его квазикристаллической структуре.



Данное изобретение относится к способам получения квазикристаллических материалов, конкретно, к способам получения квазикристаллического однофазного сплава системы Al-Cu-Fe в виде порошка и может применяться в качестве антифрикционных присадок, антипригарных покрытий, для создания износостойкого инструмента и т. д.

### 1.1.3 Способ получения порошка квазикристаллического однофазного сплава Al-Cu-Fe [4]

С целью упрощения способа получения квазикристаллического порошка и снижения трудоемкости процесса в работе [4] предложен способ получения порошка квазикристаллического однофазного сплава Al-Cu-Fe.

В качестве исходных материалов использовались порошки Al, Cu, Fe в соотношении компонентов (ат.%)  $Al_{65}Cu_{22}Fe_{13}$ . В первую очередь осуществлялось смешивание исходных порошков в барабане типа «пьяная бочка» со стальными шарами на воздухе, до получения однородной смеси.

Затем полученная смесь высыпалась из барабана на противень, помещалась в вакуумную камеру и нагревалась, в атмосфере инертного газа или в форвакууме в диапазоне давлений  $1-5 \cdot 10^{-2}$  Торр, до температуры  $530-540^{\circ}C$ , которая соответствует началу самораспространяющегося высокотемпературного синтеза, посредством которого шихта разогревается до температуры  $760-765^{\circ}C$ , после чего нагрев печи прекращается.

Завершающей операцией являлось измельчение синтезированного порошка до нужных размеров частиц. Дифрактограммы полученных квазикристаллических порошков представлены на рисунках А.12, А.13, А.14, свидетельствуют о их однофазности.

Данное изобретение относится к способам получения порошка квазикристаллических сплавов системы Al-Cu-Fe и может быть

использовано для антифрикционных присадок, антипригарных покрытий, для создания износостойкого инструмента.

#### 1.1.4 Способ получения гранул квазикристаллического материала [5]

С целью получения гранул квазикристаллического материала сферической формы, с однофазной квазикристаллической структурой в работе [5] предложен способ получения гранул квазикристаллического материала.

В качестве исходных материалов использовались порошки, в соотношении соответствующему по стехиометрии интерметаллидной квазикристаллической структуре (П1 –  $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{22}\text{Fe}_{13}$ ; П2 –  $\text{Al}_6\text{Mg}_4\text{Cu}$ ; П3 –  $\text{Ti}_{66}\text{Fe}_{26}\text{Si}_6$ ; П4  $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{22}\text{Fe}_{13}$  [4]). Смесь порошков помещалась в виброизмельчитель СнВ-0,05 и проводилось механическое легирование в среде технического аргона в течение 20 мин.

Затем проводилась термическая обработка в атмосфере инертного газа путем пропускания гранул через три температурные зоны вертикальной зонной установки – первая зона с температурой на  $50\text{-}150^\circ\text{C}$  ниже температуры солидуса самой легкоплавкой составляющей гранул, которая обеспечивает формирование в гранулах структуры прекурсора квазикристаллической фазы, вторая зона с температурой на  $50\text{-}150^\circ\text{C}$  выше температуры солидуса самой легкоплавкой составляющей гранул, которая обеспечивает формирование в гранулах квазикристаллической фазы, и третья зона холодная, например, жидкий азот или вода для сверхбыстрой кристаллизации гранул.

В результате получили гранулы сферической формы с размером частиц  $40\text{-}50$  мкм. На основе дифрактограммы полученного материала выявлена 100% квазикристаллическая структура. Схемой вертикальной

зонной установки для осуществления способа представлена на рисунке А.15.

Данное изобретение относится к способам получения гранул металлических материалов с квазикристаллической структурой и может быть использовано для наполнителей композиционных материалов.

### 1.1.5 Способ получения порошка квазикристаллического сплава Al-Cu-Fe [6]

С целью получения сплава квазикристаллического порошка повышенного качества и снижение сложности выполнения процесса в работе [6] предложен способ получения порошка квазикристаллического сплава Al-Cu-Fe.

В качестве исходных материалов использовались порошки Al, Cu и Fe в соотношении (П –  $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{22}\text{Fe}_{13}$ ), соответствующем области существования квазикристаллической фазы сплава системы Al-Cu-Fe. В первую очередь исходные порошки перемешивались в инерционном смесителе с барабанным вращающимся корпусом в течение 20-30 мин.

Затем шихту плавил и диспергировали в вакуумной камере, которая представляет собой корпус, оборудованный блоком электропитания, системами термостатирования, создания и поддержания вакуума, подачи инертного газа и, вакуумными уплотнительными вводами и выводами, а также теплообменником-холодильником, оборудованным в свою очередь электромеханическим приводом вращения. Так же в корпусе установлен тигель из тугоплавкого материала, например, алундовый, который служит катодом, а корпус в свою очередь – анодом.

Плавка и диспергирование в вакуумной камере осуществлялась следующим образом: шихта помещалась в алундовый тигель, вакуумная камера откачивалась до давления  $10^{-3}$  Па, подавался инертный газ,

например, аргон и устанавливалось давление в пределах 100-200 Па, также подавалось электропитание при величине тока до 3 кА, зажигалась и поддерживалась импульсная электрическая дуга с частотой импульсов 0,5 кГц, и длительностью от 10 до 300 мкс. Получался расплав алюминия, меди и железа в алундовом тигле с диспергированием его в макрокапли, которые поступали в плотную эрозионную плазму катодного пятна, с формированием частиц с квазикристаллической фазой. Полученные частицы охлаждались до затвердевания и конденсировались в виде порошка на поверхности вращающегося теплообменника-холодильника, который снимался, например, скребком и собирался в бункере.

На основе проведенного рентгенофазового анализа установлено, что сплав представляет собой однофазную структуру и частицы порошка имеют квазикристаллическую структуру и правильную сферическую форму с размером 20-40 мкм с узким диапазоном дисперсии. На рисунке А.16 представлена микрофотография дисперсных частиц квазикристаллического сплава  $Al_{65}Cu_{22}Fe_{13}$ , иллюстрирующая сферическую форму полученных частиц.

Изобретение относится к способам получения порошков металлических сплавов, точнее квазикристаллических однофазных (имеющих однородное строение) сплавов и может быть использован в металлургии или других отраслях в промышленном и полупромышленном масштабе или в лабораторном варианте.

#### 1.1.6 Способ получения порошка квазикристаллического материала [7]

С целью получения порошка квазикристаллического материала требуемого химического состава высокого качества и с высокой производительностью в промышленном производстве в работе [7] предложен способ получения порошка квазикристаллического материала.

В качестве исходных материалов использовались порошки в соотношении, соответствующем квазикристаллической структуре (П1 –  $Al_{65}Cu_{22}Fe_{13}$ ; П2 –  $Al_6Mg_4Cu$ ; П3 –  $Ti_{66}Fe_{26}Si_6$ ; П4  $Al_{65}Cu_{22}Fe_{13}$  [7]). В первую очередь осуществлялось перемешивание с использованием механического активирования исходных порошков в воздушной среде с помощью вибросмесителя СМВ-0,65 с использованием керамических шаров из оксида алюминия или оксида циркония в течении 30 мин.

Затем осуществлялась двухэтапная термическая обработка механически активированной смеси в алундовом тигле, помещенном в вакуумную печь (вакуум не ниже  $10^{-1}$  мм рт.ст.). Первым этапом смесь нагревалась до  $400^{\circ}-600^{\circ}C$  и выдерживалась при этой температуре 1 час для получения переходной фазы прекурсора. Вторым этапом температура поднималась до  $600^{\circ}-900^{\circ}C$  и выдерживалась 1 час для перехода прекурсора в квазикристаллическую форму. По окончании термообработки спек механически измельчался в порошок нужной фракции.

Содержание квазикристаллической фазы приведенное в таблице 2 выявлено с помощью исследование дифрактограммы полученного порошка и составляет практически 100%

Таблица 2 – Показатели технологического процесса [7]

Пример	Состав материала	Содержание квазикристаллической фазы	Производительность кг/ч
1	$Al_{65}Cu_{22}Fe_{13}$	100	0,340 кг/ч
2	$Al_6Mg_4Cu$	100	0,380 кг/ч
3	$Ti_{68}Fe_{26}Si_6$	100	0,320 кг/ч
4 (по прототипу)	$Al_{65}Cu_{22}Fe_{13}$	87	0,01 кг/ч

Изобретение относится к способам получения порошков металлических материалов с квазикристаллической структурой и может быть использовано в качестве наполнителей композиционных материалов

для повышения износостойкости изделий из них, в качестве антифрикционных теплозащитных коррозионностойких покрытий, в качестве добавок к горючесмазочным материалам для увеличения срока службы подшипников качения и снижения расхода смазки.

#### 1.1.7 Способ получения порошка квазикристаллического сплава, защитных покрытий и изделий [8]

С целью получения квазикристаллических сплавов в виде мелкодисперсного сферического порошка однородного состава для использования в качестве исходного материала, который впоследствии может быть подвергнут металлургической обработке без структурных, химических и механических неоднородностей в работе [8] предложен способ получения порошка квазикристаллического сплава, защитных покрытий и изделий.

В качестве исходных материалов использовался квазикристаллический порошок сплава Al-Cu-Fe, содержащий в ат. % Al-65% Cu-23% и Fe-12% (Al-37,6 мас. % Cu-17,25 мас. % Fe). Так же могут использоваться другие композиций сплава Al-Cu-Fe, обладающие квазикристаллической структурой. Исходные материалы помещались в высокочистый крупнозернистый глиноземный тигель, расположенный в плавильной печи 18, камера 10, которой предварительно вакуумировалась до  $30 \times 10^{-3}$  Торр, и заполнялась аргоном сверхвысокой чистоты до 1,1 атмосферы.

Затем шихта индукционно нагревалась и расплавлялась, чтобы обеспечить хорошую однородность расплава и обеспечить температуру расплава  $1100^{\circ}\text{C}$ , соответствующую перегреву расплава на  $230^{\circ}\text{C}$  выше температуры ликвидуса сплава  $870^{\circ}\text{C}$ . Расплав выдерживали при температуре  $1100^{\circ}\text{C}$  в течение 2 минут для стабилизации температуры расплава и гомогенизации расплавленного сплава.

Далее осуществлялась подача расплава (скорость потока 65 г/С), с помощью поднятия стопорного стержня 20 (высокочистый, полностью плотный глинозем) через обрабатываемую трубу подачи расплава

глинозема для распыления струями аргона при давлении от 400 до 1500 фунтов на квадратный дюйм, распыляющего сопла 22.

Затем из распылительного сопла 22 расплав выпускали в распылительную камеру 13 капельной трубки 12. Распыленные капли проходили через реакционную зону *ZZ* азота сверхвысокой чистоты, установленную в камере 13 кольцевым реактивным газораспределительным коллектором или трубой 23.

Далее распыленный расплав, сбрасываемый в распылительную камеру 13, собирали и анализировали. Выход распыленного порошка составлял более 90% от исходного количества расплава.

Устройство, представленное на рисунке А.17 включает в себя: плавильную камеру – 10; индукционную плавильную печь – 18; вертикально приводимый в действие стопорный стержень – 20; капельную трубку – 12; распылительную камеру – 13; распылительное сопло – 22; источник распыляющего газа – 24, распыленный сплав в виде сверхзвукового распылителя SS; трубопровод – 25; клапан – 43; вакуумный насос – 30; соединительный порт – 32; трубопровод – 33; клапан – 35; первичный конический коллектор – 15 имеющий контейнер для сбора порошка – 15а; вторичный циклонный коллектор – 17, имеющий контейнер для сбора порошка – 17а.

На рисунке А.18 представлена сканирующая электронная микрофотография с обратным рассеянием частиц порошка  $Al_{65}Cu_{23}Fe_{12}$ , полученных в соответствии с изобретением. На рисунке А.19 представлена рентгеновская дифракционная картина порошка сплава  $Al_{65}Cu_{23}Fe_{12}$ , полученного в соответствии с изобретением.

Данное изобретение относится к способу получения квазикристаллических сплавов в мелкодисперсной сферической порошковой форме, имеющих однородную химию порошка, а также изделий и покрытий, изготовленных из них.

## 1.2 Способы получения композиционных материалов, упрочненных квазикристаллами

### 1.2.1 Способ получения композиционного материала на металлической матрице, армированной квазикристаллами [9]

С целью получения недорогого изотропного металлического композиционного материала, армированного квазикристаллами Al-Cu-Fe, с повышенной степенью термохимической стабильности, износостойкостью, бездефектной структурой, работающего при температурах до 600°C в работе [9] предложен способ получения композиционного материала на металлической матрице, армированной квазикристаллами.

В качестве исходных материалов использовались – 90% Cu и 10% квазикристаллов Al-Cu-Fe (стабилизированы оловом или свинцом). В первую очередь осуществлялась пропитка порошка квазикристаллов Al-Cu-Fe расплавом свинца или олова в пресс-форме на гидравлическом прессе при температуре 300-400°C и давлении не более 400 Мпа.

Далее осуществлялось измельчение полученного материала до образования порошка размером частиц 40 мкм. В две стадии:

- первая стадия на токарном станке до размера частиц не более 0,3-0,4 мм;
- вторая стадия в планетарной мельнице со стальными шарами диаметром 6-7 мм.

Затем проводилось смешивание порошка квазикристаллов с порошком меди (в соотношении 10% вес. Наполнителя 90% вес. Матрицы) в турбулентном смесителе в течение двух часов. Далее осуществлялось прессование полученной смеси, помещенной в капсулы из алюминиевой фольги, в брикеты на гидравлическом прессе при температуре 600°C и давлении 500-550 Мпа. Затем полученные брикеты экструдировали в пруток.



Брикеты содержали заданные пропорции исходных материалов и макро- и микродефекты не отсутствовали. В результате исследования степени износостойкости на образцах, полученных по предлагаемому способу (таблица 3, 4) и способу прототипа (таблица 5) выявилось, что износ на образцах МКМ, полученных по предлагаемому способу, составляет  $4,32 \cdot 10^{-6}$ , а на образцах МКМ, полученных по способу прототипа, составляет  $4,83 \cdot 10^{-4}$ .

Таблица 3 – МКМ: 90% Cu и 10% Al-Cu-Fe (стабилизированы свинцом) [9]

№ п/п	Часть прутка	Твердость, НВ
1	верх	69
2	середина	70
3	низ	69

Таблица 4 – МКМ: 90% Cu и 10% Al-Cu-Fe (стабилизированы оловом) [9]

№ п/п	Часть прутка	Твердость, НВ
1	верх	71
2	середина	72
3	низ	71

Таблица 5 – МКМ: 90% Al и 10% Al-Cu-Fe, по технологии прототипа [9]

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

Областью применения данного изобретения является порошковая металлургия, так же оно может использоваться для изготовления деталей узлов трения, работающих при температурах до  $600^{\circ}\text{C}$ , применяемых в авиационной, судостроительной, автомобилестроительной и других отраслях промышленности.

### 1.2.2 Порошковый композиционный материал [10]

С целью получения порошкового композиционного материала с низким коэффициентом трения в сочетании с высокой износостойкостью и прочностью при растяжении, работоспособного при температуре до

350°С в работе [10] предложен способ получения порошкового композиционного материала.

В качестве исходных материалов использовались сплав Cu, включающий олово 0,9-1,2 масс % и дополнительно содержащий свинец 18,0-22,0 масс %, и квазикристаллы системы Al-Cu-Fe, допированные В, и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> при следующих соотношениях компонентов (масс %): квазикристаллы – 5-6; Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> - 1-1,5; матрица Cu – ост.

На первом этапе осуществлялось перемешивание исходных материалов. Далее проводилось механическое легирование перемешанных порошков не менее 25 часов. Затем осуществлялось горячее брикетирование при 150°С и давлении 500 Мпа. Далее проводилась экструзия при 150°С.

Полученный материал испытывался в условиях торцового трения при P<sub>уд</sub> – 15 Мпа, V<sub>вращ</sub> – 0.31 м/с без смазки. Механические испытания проводились на установке «INSTRON-1195». Результаты испытаний приведены в таблице 6.

Таблица 6 – Характеристика и состав полученного материала [10]

№	Состав упрочнителя мас. %				матрица	Состав матрицы, вес. %			Износ мкм/ч при P <sub>уд</sub> =15 Мпа V=0.31 м/с	Кoeff. Трения	Прочность на растяжение σ <sub>в</sub> кг/мм
	Квазикристаллы	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Fe	Графит		Cu	Pb	Sn			
1	5	1,5	-	-	93,5	ост.	18,0	1,2	0,30	0,18	18
2	5,5	1,2	-	-	93,3	ост.	20,0	1,0	0,2	0,15	20
3	6	1,0	-	-	93,0	ост.	22,0	0,9	0,18	0,11	21
4 (по прот.)	-	-	50	1	-	44	-	5	0.37	0,25	12

Данное изобретение относится к области порошковой металлургии и может быть использовано при получении деталей узлов трения из порошкового композиционного материала на основе медной матрицы, работающих при температуре до 350°С.

### 1.2.3 Способ получения антифрикционного изделия из композиционного материала [11]

С целью создания способа получения антифрикционного изделия из композиционного материала на основе медной матрицы, с высокой плотностью, высокими прочностными и трибологическими свойствами в работе [10] предложен способ получения антифрикционного изделия из композиционного материала.

В качестве исходных материалов использовались порошок меди (например, ПМС-1) или сплава на основе меди (например, ПР БРОС-10-1,5, содержащий 10-11% олова и 1,2-1,5% свинца, остальное – медь) с размером частиц 30-100 мкм и квазикристаллический нанопорошок системы Al-Cu-Fe с размером частиц 1-5 мкм в соотношении компонентов в мас. %: (84-90)/(10-16).

На первом этапе осуществлялось перемешивание исходных материалов. Затем перемешанные материалы подвергались механическому легированию в вибросмесителе в среде аргона или спирта. Далее осуществлялось горячее прессование полученных гранул на гидравлическом прессе при температуре 150-800°C и давлении 350 до 500 Мпа.

Полученные заготовки экструдировались при температуре 150-800°C с коэффициентом вытяжки 25 с получением прутка диаметром 20 мм. Далее, путем механической обработки получили цилиндрические изделия диаметром 16 мм и длиной 150 мм и определили их основные характеристики.

Таблица 7 – Свойства полученных композиционных материалов [11]

№ образца	Предел прочности, Мпа	Плотность, г/см <sup>3</sup>	Коэффициент трения	Твердость по Бринеллю НВ	Пористость, %
1	650	8,92	0,28	120	0,5
2	550	9,10	0,19	140	0,5
3	500	9,14	0,15	100	2,0

4 (прототип)	200	8,07	0,35	60	10
-----------------	-----	------	------	----	----

Данное изобретение относится к способам получения изделий из композиционных материалов, используемых в качестве антифрикционных элементов подшипников скольжения, в частности к порошковым способам получения антифрикционных изделий из композиционных материалов на основе медных матриц.

#### 1.2.4 Композиционный материал, армированный распыленными квазикристаллическими частицами, и способ его изготовления [12]

С целью создания композиционного материала, содержащего армированную частицами матрицу на основе алюминия, обладающего улучшенными механическими свойствами наряду с улучшенной устойчивостью к повреждениям и готовой утилизируемостью в работе [12] предложен способ получения композиционного материала, армированного распыленными квазикристаллическими частицами.

В качестве исходных материалов использовались порошок Al в качестве матрицы и порошок квазикристаллов сферической формы со следующим содержанием компонентов –  $Al_{65}Cu_{23}Fe_{12}$  и размером частиц примерно от 1 до 100 мкм в диаметре.

На первом этапе осуществлялось смешивание порошка квазикристаллов Al-Cu-Fe и алюминия (в соотношении 10%вес. Квазикристаллов и 90% вес. Алюминия). Затем проводилось холодное изостатическое прессование полученной смеси.

Далее осуществлялось горячее изостатическое прессование смеси порошка квазикристаллов Al-Cu-Fe и алюминия при температуре  $450^{\circ}C$  и давлении газа аргона 300 Мпа в течение 4 часов. На рисунке А.20 представлена микроструктура образца после горячего изостатического прессования.

Затем в несколько проходов проводилась горячая и/или холодная прокатка с уменьшением толщины образца за проход на 5-10% для

уменьшения исходного тела с 25,5 до конечной толщины горячекатаного проката 8 мм, т. е. общее уменьшение толщины на 68%. Горячая прокатка осуществлялась при температуре 450 °С. Основные характеристики материала после холодной и горячей прокатки приведены в таблице 8. Также на рисунке А.21 представлена микроструктура материала после горячей прокатки, а на рисунке А.22 микроструктура материала после холодной прокатки.

Данная технология относится к композиционным материалам, армированным частицами квазикристаллических сплавов, и способам их изготовления.

Таблица 8 – Характеристики горячекатаной и холоднокатаной пластины [12]

	Модуль Юнга, Мпа	Предел текучести, Мпа	Предел прочности при растяжении, Мпа	Относительное удлинение, %	Плотность, г/см
1060 кованый Al	68000	27,4	68,5	4,3	2,7
20% квазикристаллический армированный чистый Al-композит (в виде шипов)	83400	79,4	103,6	8,5	2,98
20% квазикристаллический армированный чистый Al –композит (горячекатанный)	83400	127	143	4,7	2,98
20% квазикристаллически	83400	207	216	2,1	2,98

й армированный чистый композит Al (холоднокатаный)					
--	--	--	--	--	--

### 1.3 Выводы по разделу

Изучены основные способы получения квазикристаллов: Способ получения квазикристаллического материала; Способ получения квазикристаллического однофазного сплава системы Al-Cu-Fe в виде порошка; Способ получения порошка квазикристаллического однофазного сплава Al-Cu-Fe; Способ получения гранул квазикристаллического материала; Способ получения порошка квазикристаллического сплава Al-Cu-Fe; Способ получения порошка квазикристаллического материала; Способ получения порошка квазикристаллического сплава, защитных покрытий и изделий. И способы получения композиционных материалов, упрочненных квазикристаллами: Способ получения композиционного материала на металлической матрице, армированной квазикристаллами; Порошковый композиционный материал; Способ получения антифрикционного изделия из композиционного материала; Композиционный материал, армированный распыленными квазикристаллическими частицами, и способ его изготовления.

## 2 Основные закономерности получения квазикристаллов и композиционных материалов, упрочненных квазикристаллами

### 2.1 Основные закономерности получения квазикристаллов

#### 2.1.1 Механоактивационное получение квазикристаллических порошковых сплавов системы Al-Cu-Fe и материалов на их основе [13]

В работе [13] разработан способ механохимического получения порошковых квазикристаллических сплавов систем Al-Cu-Fe и материалов на их основе. Квазикристаллы служат в качестве армирующих материалов для металлических и полимерных матриц.

В качестве исходных материалов использовались  $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{24}\text{Fe}_{11}$ , где концентрация элементов выражена в ат. %. Смесь порошков  $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{24}\text{Fe}_{11}$  подвергалась обработке в планетарной шаровой мельнице АГО-2У при скорости водила 685 об/мин в течении 2 и 4 часов.

На рисунке А.23 представлен изотермический разрез фазовой диаграммы Al-Cu-Fe при 600 С.

На рисунке А.24 представлена эволюция дифракционных спектров синхронного излучения при нагреве для сплава  $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{24}\text{Fe}_{11}$ , подвергнутого МС в планетарной мельнице в течении четырех часов.

На рисунке А.25 представлена эволюция фазового состава при нагреве сплавов  $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{24}\text{Fe}_{11}$ , полученных обработкой в планетарной шаровой мельнице АГО-2У на II скорости вращения водила в течении двух (а) и четырех (б) часов.

На рисунке А.26 представлена схема перераспределения элементов между образующимися фазами в процессе механосплавления из чистых компонентов и последующего отжига сплава  $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{24}\text{Fe}_{11}$ .

На рисунке А.27 представлена оптическая микрофотография композиционного порошка Al-10 вес. % квазикристалла, обработанного в течение 10 мин.

На рисунке А.28 представлены зависимости фазового состава полученных механообработкой в течении 10 мин. композитов Al-10 вес. % квазикристалла (а) и Al-20 вес. % квазикристалла (б) от температуры нагрева.

На рисунке А.29 представлены зависимости фазового состава композиционных порошков Al-10 вес. % квазикристаллической фазы (а) и Al-20 вес. % квазикристаллической фазы (б), нагретых до 500 С, от времени механообработки.

На рисунке А.30 представлены дифрактограммы композиционных материалов Al-10 вес. % квазикристалла (а) и Al-20 вес. % квазикристалла (б), компактированных прессованием. Продолжительность

механоактивационной смеси 45 мин. Температура компактирования и длительность выдержки под давлением указаны на дифрактограммах.  $QS$  – дифракционные пики квазикристаллической фазы.

На рисунке А.31 представлены зависимости микротвердости  $H_V$  от температуры компактирования (а) и от времени механоактивации (б) для композиционных материалов Al/квазикристалл. Температуры компактирования и длительность выдержки под давлением указаны на рисунке.

На рисунке А.32 представлена зависимость предела прочности  $\sigma$  от условий предварительной обработки композиционных материалов на основе Al. Температуры компактирования и длительность выдержки под давлением указаны.

На рисунке А.33 представлены зависимости коэффициента трения, интенсивности износа и величины локального разогрева от прилагаемой при трибологических испытаниях нагрузки  $P$  для композиционных материалов Al-10 вес. % квазикристалла, компактированных при температурах 300 (1), 400 (2), 500 (3) °С с выдержкой под давлением 10 с. Кривая (4) соответствует промышленному сплаву АК12 (Al-12% Si-2% Cu).

На рисунке А.34 представлено выкрашивание частиц наполнителя из матрицы под воздействием интенсивной истирающей нагрузки (а) и разработанные способы препятствования ему (б).

На рисунке А.35 представлены физико-механические свойства резины, наполненной квазикристаллическим порошком.

На рисунке А.36 представлен коэффициент трения (а) и износ (б) полимерквазикристаллических изделий.

На рисунке А.37 представлена зависимость коэффициента сухого трения по углеродистой стали от прилагаемой при трибологических испытаниях нагрузки для материалов на полимерной основе: 1- чистый СВМПЭ, 2-СВМПЭ-10 вес. % квазикристалла; 3- СВМПЭ-10 вес. %



металломатричного композита (Al + 10 вес. % квазикристалла). Линейная скорость испытаний составляла 1.3 м/с.

Значения коэффициента сухого трения полимерквазикристаллического композита по углеродистой стали представлены в таблице 9.

Таблица 9 – Коэффициента сухого трения полимерквазикристалла [13]

Образец	Скорость м/с	Давление Мпа	Коэффициент трения $f$
СВМПЭ + 10 вес. % квазикристалла	2.5	15	0.12
СВМПЭ + 10 вес. % Металломатричного композита (Al +10 вес. % квазикристалла	2.5	15	0.044
	2.5	24	0.064
	4.3	15	0.067
	6.5	15	0.175

В данной работе обобщаются основные результаты исследований квазикристаллических материалов, проводимых в научно-исследовательской лаборатории АМС МИСиС.

Изложены данные о структуре и механических свойствах разработанных материалов. Оптимизирование свойств этих композитов является задачей дальнейших исследований.

#### 2.1.2 Получение квазикристаллических порошков системы Al-Cu-Fe(-Cr) для газотермического напыления покрытий [14]

В работе [14] разработаны и опробованы технологические режимы изготовления квазикристаллических материалов методом механолегирования с последующим высокотемпературным синтезом. Опробован метод высокоскоростного газопламенного и плазменного напыления квазикристаллов, исследованы технологические особенности нанесения покрытий обоими методами.

Получение квазикристаллических порошков методом механолегирования в атриторах:

Для изготовления опытных порошков сплавов (% ат.): Al–20Cu–15Fe и Al–9Cu– 10,5Fe–10,5Cr в качестве исходных использовали:

алюминиевый порошок типа ПА-4 по ГОСТ 6058-73 фракции – 63 мкм; медный и железный распыленные порошки; а также размолотый из металлического хрома порошок; три последних — фракции -100 мкм.

Шихту в течение 60 минут усредняли в лабораторном барабанном смесителе, загруженном на 40 % объема стеклянными шарами диаметром 15 мм, затем обрабатывали в атриторе (таблица 10, 11) и классифицировали по крупности. Термообработка в вакууме ( $5 \times 10^{-3}$  Па) при температуре 800 °С в течение 3 часов.

Высокотемпературный синтез квазикристаллических порошков осуществлялся следующим образом:

Проводилась обработка порошков в вибромельнице в среде этилового спирта стальными мелющими телами (ШХ-15) в течение 6 часов при соотношении материал: мелющие тела: спирт = 1:5:1. Сведения об исходных компонентах приведены в таблице 5. Обработанную шихту сушили в вакуумном сушильном шкафу, затем протирали через сетку 500 мкм и брикетировали на гидравлическом прессе при давлении 50 Мпа (размер брикетов  $\varnothing$  50 мм, h=50 мм). Брикеты нагревали в корундовых тиглях в среде аргона в вакуумной печи по режиму, представленному на рисунке А.38.

Так же проводилась предварительная выдержка при 600 °С в вакуум, для удаления летучих примесей и выдержка при 1200 °С для гомогенизации материала, а дополнительная выдержка (3 ч) при T=800 °С увеличивала количество квазикристаллической фазы в материале.

Полученный спёк дробили вручную в металлической ступке, порошки рассевали на сетках 30, 40 и 100 мкм. Фракция +30-40 мкм была предназначена для сверхзвукового газопламенного напыления, а фракция+40-100 мкм — для высокоскоростного плазменного напыления.

Изменение гранулометрического состава шихты при механолегировании в атриторе приведены в таблице 11.

Таблица 10 – Технологические режимы механолегирования [14]

Загрузка шихты, кг	Шаровая загрузка, кг	Диаметр шаров, мм	Время обработки, мин	Сила тока электродвигателя, А
2,5	20	7-8	5-30	12-13

Таблица 11 – Изменение гранулометрического состава шихты [14]

Время размолы, мин	Содержание фракций, % масс.							$d_{50}$ , мкм
	0-4	4-8	8-24	24-48	48-64	64-128	+128	
	мкм							
15	0,8	1,3	11,8	25,3	11,9	27,1	21,8	61,8
25	0,4	1,6	22,9	36,3	8,4	23,1	7,3	39,8
30	0,7	1,3	18,1	41,6	1,1	16,5	11,7	40,7

На рисунке А.39 представлена лабораторная сепарационная установка циклонного типа: 1 — газодувка, 2 — ротаметры, 3 — регулирующие вентили, 4, 5, 8 — циклоны, 6 — бункер с исходным порошком, 7 — регулирующее устройство, 9 — рукавный фильтр.

Таблица 12 – Материальный баланс экспериментов классификации [14]

Сплав	№ опыта	$Q_1$	$V_1$	$Q_2$	$V_2$	Выход продуктов, % масс.		
		л/мин	м/с	л/мин	м/с	грубый	средний	тонкий
Al-Cu-Fe	1	25	5,27	25	5,27	78,4	20,1	1,5
	2	30	6,33	32	6,75	84,62	14,42	0,96
Al-Cu-Fe-Cr	3	28	5,9	34	7,17	88,82	10,89	0,29
	4	28	5,9	34	7,17	90,41	8,84	0,75
	5	32	6,75	38	8,02	90,65	8,98	0,37
	6	25	5,27	25	5,27	92,32	7,11	0,57

На рисунке А.40 представлены усредненные интегральные значения гранулометрического состава порошков фракции -50 мкм и продуктов их разделения.

На рисунке А.41 представлено сравнение спектра порошка сплава Al65Cu20Fe15, полученного механолегированием в атриторе в течение 15 мин; сравнение спектра образца и эталонов №№ 4-787, 4-836, 1-1252.

На рисунке А.42 представлено сравнение спектра порошка сплава Al65Cu20Fe15, полученного механолегированием в атриторе в течение 15 мин после термообработки при температуре 800 °С в течение 3 часов и эталонов №№ 34-570, 41-999, 42-1043.

На рисунке А.43 представлено сравнение спектра порошка сплава Al65Cu20Fe15, изготовленного в Российском научном центре «Курчатовский институт» и эталона № 42-1043.

На рисунке А.44 представлено сравнение спектров порошка Al70Cu9Fe10,5Cr10,5: время обработки в атриторе 5 мин (а) и 30 мин (б); и эталонов: №№ 4-787, 4-836, 6-694, 3-1050 (а) и №№ 4-787, 4-836, 41-1466, 3-050 (б).

На рисунке А.45 представлен режим высокотемпературного синтеза материалов.

Таблица 13 – Исходные компоненты, химический состав и дисперсность

[14]

Характеристика		Величина			
Основной компонент		Al	Cu	Fe	Cr
Марка		ПАП-2	ПМС-МЗ	НМ4	ПАХ99Н5
НТД, по которой выпускается		ГОСТ 5494-95	ТУ 1793-094-00194429-2002	ГОСТ 13610-79	ТУ 14-00186482-051-2005
Форма частиц		Лепесток	Дендрит	Равноосная	Осколочная
Способ производства		Размол	Электролиз	Карбонильный	Размол
Химический состав, % масс. (без скобок — основной компонент, не менее, в скобках — примеси, не более)	Al	90 (не нормир.)	-	-	(0,5)
	Cu	(0,05)	99,5	-	-
	Fe	(0,5)	(0,02)	97,7	(0,5)
	Cr	-	-	-	98,5
	Si	(0,4)	-	(0,4)	(0,2)
	Сумма прочих	(0,5) без Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	-	(1,5)	(0,3)
	Влага	(0,2)	(0,05)	(0,3)	-
	Стеарин	(3,8)	-	-	-
Средний размер частиц, мкм		22	15	5	12

### 2.1.3 Структурообразование композиционных материалов, упрочненных квазикристаллам [15]

В работе [15] проведены исследования закономерности формирования структуры и свойств границ раздела между наполнителем и связкой при пропитке композиционных материалов, упрочненных квазикристаллами. Выполнено сравнение стойкости к действию расплавленных металлов квазикристаллических D-фаз конгруэнтного и инконгруэнтного типа. Рекомендованы составы сплавов-связок и температурно-временные режимы пропитки композиционных материалов на основе квазикристаллических сплавов-наполнителей Al–Co–Cu и Al–Co–Ni. Показана перспективность их использования для создания антикоррозионных и антифрикционных покрытий.

В качестве металлических сплавов-связок использовали сплавы на медной (марки Л62 и БрОЦ 10-2) и алюминиевой (марка АмГ30) основах. Квазикристаллические сплавы-наполнители Al–Co–Cu и Al–Co–Ni выплавляли в печи Таммана. Затем проводилось их охлаждение при

скорости 50 К/с. Далее осуществлялось дробление сплавов до получения гранул размерами 0,2–2,0 мм. Пропитку осуществляли при температуре, на 50–100 К превышающей температуру плавления связки, в течение 40–60 минут. Затем образцы охлаждали вместе с печью.

На рисунке А.46 представлена микроструктура сплава Al–Co–Cu: а – в отраженном свете, х400; б – в отраженных электронах, х600.

На рисунке А.47 представлена штрих-рентгенограмма сплава Al–Co–Cu.

На рисунке А.48 представлена микроструктура сплава Al–Co–Ni: а – в отраженном свете, х400; б – в отраженных электронах, х800 [15]

Результаты определения относительного содержания и микротвердости фаз в сплавах Al–Co–Cu и Al–Co–Ni представлены в таблице 14.

Таблица 14 – Результаты относительного содержания и микротвердости [15]

Сплав	Фазы	Относительное содержание, об. %	Микротвердость, Гпа
Al–Co–Cu	$Al_{63}Co_{24}Cu_{13}$	64,2±1,3	1474,87±389,31
	$Al_4(Co, Cu)_3$	8,2±0,2	8453,86±586,35
	$Al_3(Co, Cu)_2$	27,6±0,6	8942,50±657,71
Al–Co–Ni	$Al_{69}Co_{21}Ni_{10}$	59,2±1,2	8684,93±437,54
	Co, $\varnothing$	23,2±0,5	7262,88±595,40
	$Al_9$		
	$Al_9(Co)_2$	17,6±0,4	1073,20±113,74

На рисунке А.49 представлена штрих-рентгенограмма сплава Al–Co–Ni.

На рисунке А.50 представлена микроструктура в отраженном свете (а,б) и отраженных электронах (в) композиционных материалов со связкой Л62, упрочненных наполнителем: а – Al–Co–Cu, х100; б – Al–Ni–Co, х100; в – Al–Ni–Co, х500.

На рисунке А.51 представлена микроструктура композиционных материалов со связкой БрОЦ 10-2, упрочненных наполнителем: а – Al–Co–Cu, x100; б – Al–Ni–Co, x100.

На рисунке А.52 представлена микроструктура композиционного материала Амг30 (Al–Co–Cu): а – в отраженном свете, x100; б – в отраженных электронах, x800.

На рисунке А.53 представлено распределение компонентов вдоль произвольного сечения композиционного материала Амг30/(Al–Co–Cu).

#### 2.1.4 Закономерности и движущие силы формирования квазикристаллической фазы в Al-Cu-Fe порошках после механоактивации [16]

В работе [16] проведены исследования эволюция фазово-структурного состояния при нагреве подвергнутой механоактивационной обработке порошковой смеси  $Al_{65}Cu_{23}Fe_{12}$ . Для изучения твердофазных превращений использовали методы мессбауэровской спектроскопии, рентгеноструктурного анализа и дифференциальной сканирующей калориметрии. Последовательность образования фаз при нагреве сопоставлялась с данными о теплотах образования двухкомпонентных растворов и соединений в исследуемой системе. Проведенный анализ показал, что характер превращений в процессе образования квазикристаллической фазы обусловлен термодинамическими параметрами системы.

На рисунке А.54 представлены рентгеновские дифрактограммы образцов  $Al_{65}Cu_{23}Fe_{12}$ , полученных механоактивацией в течении двух (а) и четырех (б) часов. Температуры отжига указаны около кривых.

На рисунке А.55 представлены Калориметрические кривые тепловыделения образцов  $Al_{65}Cu_{23}Fe_{12}$ , полученных механоактивацией в течении (а) двух и (б) четырех часов.

На рисунке А.56 представлена эволюция фазового состава при нагреве образцов  $Al_{65}Cu_{23}Fe_{12}$ , полученных механоактивацией в течении (а) двух и (б) четырех часов.

На рисунке А.57 представлены Мессбауэровские спектры сплава  $Al_{65}Cu_{23}Fe_{12}$ , полученного в течении четырех часов. Температуры нагрева указаны около спектров.

На рисунке А.58 представлены центральные области мессбауэровских спектров сплава  $Al_{65}Cu_{23}Fe_{12}$ , полученного механоактивацией в течении четырех часов. Температуры нагрева указаны около спектров.

На рисунке А.59 показано влияние температуры нагрева на значение изомерного сдвига  $\delta$ , квадрупольного расщепления  $\Delta$  и ширины линии на полувысоте  $\Gamma$  при описании центральной компоненты мессбауэровских спектров сплава  $Al_{65}Cu_{23}Fe_{12}$ , полученного механоактивацией в течении четырех часов, одним дуплетом.

На рисунке А.60 показано влияние температуры нагрева на значение изомерного сдвига  $\delta$ , квадрупольного расщепления  $\Delta$  и ширины линии на полувысоте  $\Gamma$  при описании центральной компоненты мессбауэровских спектров сплава  $Al_{65}Cu_{23}Fe_{12}$ , полученного механоактивацией в течении четырех часов, двумя дуплетами.

На рисунке А.61 представлена схема перераспределения элементов между образующимися фазами в процессе механосплавления из чистых компонентов и последующего нагрева сплава  $Al_{65}Cu_{23}Fe_{12}$ .

#### 2.1.5 Способы производства порошков с квазикристаллической составляющей для газотермического напыления покрытий [17]

В работе [17] проведен анализ современного состояния способов получения порошков квазикристаллических сплавов. Показано, что для использования в настоящее время газотермического напыления наиболее приемлемым является способ распыления расплава сжатым газом, который обеспечивает получение порошков с высоким содержанием



квазикристаллической фазы, отличающихся технологичностью (текучестью).

Таблица 15 – Способы производства порошков с квазикристаллами [17]

Способ производства	Краткая характеристика способа
Способ испарения и конденсации.	Основан на испарении нагретого металла или сплава с дальнейшим быстрым охлаждением его в газовой среде или на подложке.
Способ центробежного диспергирования расплава.	Основан на измельчении струи расплава под действием центробежных сил вращающегося диска и дальнейшем затвердевании капель во время полета к стенкам камеры.
Способ механического легирования	Состоит в смешивании отдельных элементов или лигатур в виде порошков определенного гранулометрического состава в высокоэнергетических смесительных агрегатах (атриторах, планетарных мельницах и др.) с целью получения композиций однородных смесей или сплавов.
Способ измельчения слитков	Заключается в выплавке сплава необходимого химического состава и структуры и дальнейшем измельчении слитков до получения частиц необходимого размера
Способ самопроизвольного распада струи расплава с охлаждением в воде и измельчением гранул.	Включает следующие этапы: приготовление расплава необходимого химического состава, прохождение его через круглое отверстие, распад струи на отдельные фрагменты в соответствии с законом Рэлея, формирование капель под действием сил поверхностного натяжения и охлаждение капель в воде; высушивание и измельчение гранул порошка до необходимого размера
Способ распыления (диспергирования) расплава сжатым газом	Является основным промышленным способом получения порошков алюминия и алюминиевых сплавов

	<p>Скорость охлаждения расплава при газовом распылении почти на два порядка выше, чем слитка в медной охлаждаемой форме. При высокой скорости охлаждения структура порошка тоньше, а состав его более однородный. Частицы порошка, распыленного аргоном, имеют сферическую форму, что обеспечивает хорошую его текучесть при нанесении покрытий. Распыление инертным газом предохраняет поверхность частиц порошка от значительного окисления</p>
--	---

Таблица 15 – Продолжение [17]

Способ производства	Краткая характеристика способа
Способ распыления расплава водой высокого давления	<p>Применяют для получения порошков разных металлов и сплавов наряду с газовым распылением расплава. Способ позволяет повысить скорость охлаждения расплава на порядок по сравнению со способом распыления газом. Этот способ широко используют для получения порошков черных и цветных металлов (например, меди и сплавов на ее основе), однако он не нашел широкого промышленного применения для производства порошков алюминия и алюминиевых сплавов из-за возможного возникновения взрыва при выделении водорода в результате взаимодействия порошков с водой</p>

## 2.2 Основные закономерности получения композиционных материалов, упрочненных квазикристаллами

### 2.2.1 Потенциал квазикристаллов как армирующей фазы в композиционных сплавах [18]

В работе [18] раскрыты перспективы использования квазикристаллов в качестве армирующих фаз при получении дисперсно-упрочненных композиционных сплавов. Приведены примеры жидкофазного и твердофазного синтеза композитов, армированных

квазикристаллическими частицами на основе систем Al-Cu-Fe, Al-Fe-Cr и Al-Mn-Ge, и охарактеризованы их свойства. Механические свойства композиционных сплавов, армированных квазикристаллами приведены в таблице 16.

Таблица 16 – Механические свойства сплавов с квазикристаллами [18]

Состав композиции	Твердость $HV_{0,5}$	Предел прочности на сжатие, Мпа	Предел текучности, Мпа
Al + 20 масс.% Al <sub>65</sub> Cu <sub>20</sub> Fe <sub>15</sub>	64	195	114
Al + 40 масс.% Al <sub>65</sub> Cu <sub>20</sub> Fe <sub>15</sub>	83	221	138
Al + 60 масс.% Al <sub>65</sub> Cu <sub>20</sub> Fe <sub>15</sub>	173	366	307

Для теоретического прогнозирования предела текучести композитов с квазикристаллическими армирующими фазами опробована и экспериментально верифицирована расчетная модель (1), учитывающая совокупный вклад от эффекта перераспределения нагрузки  $f_1$ , дислокационного упрочнения  $f_d$  и размерных эффектов связки матрицы (размер областей матрицы)  $f_s$ :

$$\sigma_y = \sigma_y^0(1 + f_1)(1 + f_d)(1 + f_s) \quad (1) [18]$$

где  $\sigma_y^0$  – предел текучести неармированной матрицы.

На основе анализа современного состояния исследований в области синтеза композитов с квазикристаллическими фазами выделены перспективные способы армирования металлических сплавов экзогенными и эндогенными частицами квазикристаллов;

### 2.2.2 Исследование композита алюминий + наноквазикристалл [19]

В работе [19] исследовано влияние механической активации на композитный материал, упрочненный квазикристаллами. Одна из задач, успешно решаемых с ее применением, – формирование металломатричных нанокомпозитов. Именно механоактивация позволяет

получать равномерное распределение наночастиц наполнителя по объему матричного материала.

В качестве исходных материалов использовали порошки Al, Cu и Fe чистотой 99,9%. Порошки в соотношении Al (65), Cu (23), Fe (12) перемешивались в планетарной шаровой мельнице МПФ-1 вместе с мелющими шарами в атмосфере аргона.

Далее осуществлялся отжиг полученного порошка для с последующим перемешиванием в той же мельнице в аргоне совместно с порошком чистого Al.

Затем проводилось динамическое компактирование образцов во взрывной камере цилиндрического типа с использованием генераторов плоских ударных волн. В результате сжатие образцов носило ступенчатый характер, а максимальное давление в них достигалось в течение нескольких циркуляций ударной волны между стальными стенками массивной ампулы и определялось давлением, генерируемым в такой стенке, составлявшим  $\sim 14$  ГПа.

Далее образцы подвергались различного рода исследованиям: рентгеноструктурному анализу на дифрактометре ДРОН-3 с кобальтовым  $K\alpha$ -излучением; количественному фазовому анализу; исследованию формы, размера частиц и анализ их химического состава на сканирующих электронных микроскопах CamScan и JEOL (SEM); определению химического состава при ускоряющем напряжении 20 кВ с использованием программы ZAF- 16FLS фирмы Link Analytical.

SEM-изображения шлифов представленные на рисунке А.62 показали наличие на их поверхности каверн, отвечающих полостям либо зонам пониженной сплошности.

На рисунке А.63 показана типичная структура шлифа образца после компактирования, значительная часть которого представляет собой серую поверхность в первичных лучах с «россыпью» частиц белого цвета.

На рисунке А.64 показаны SEM-изображения в отраженных электронах темных зон в образцах после компактирования: а) вблизи центра полусферического образца; б) вблизи стыка плоской и сферической поверхности; в) в центре плоского шлифа образца.

На рисунке А.65 показаны SEM-изображения в отраженных электронах крупных светлых частиц с белыми образованиями в центре и темно-серым окружением.

На рисунке А.66 показаны SEM-изображения: а) темная область в отраженных электронах, б) ультрадисперсные выделения в ней.

На рисунке А.67 показаны ПЭМ-изображение структуры образца после компактирования порошков Al и QC (а); электронно-микроскопическая дифракция с утроенной диафрагмой (б); дифракционный электронно-микроскопический спектр, полученный круговым интегрированием интенсивности электронно-микроскопической дифракции в сравнении с расчетным эталонным спектром ГЦК (в) алюминия.

В зернах Al второго типа структуры (рисунок А.68) обнаружены светлые выделения плотной фазы размерами 10–20 нм, форма которых меняется от сферической у мелких частиц до ограненной (треугольники) – для более крупных.

Структура (рисунок А.69) имеет крупные зерна QC с субзеренной структурой, которая проявляется в виде пакетов линейных цепей или длинных частиц. Вероятно, крупные QC-зерна сохранились в неизменном виде при динамическом компактировании, и от них удастся получить характерное дифракционное изображение с осью десятого порядка (рисунок А.69в) только для квазикристаллов.

Таблица 17 – Химический состав образцов после компактирования [19]

Структурная составляющая	Фаза	Fe		Cu		Al	
		вес. %	ат. %	вес. %	ат. %	вес. %	ат. %
Темные области	Al	0,62	0,30	1,04	0,44	98,34	99,25
	Al	0,35	0,17	0,58	0,25	99,061	99,58

Темные частицы	Al	0,24	0,12	1,15	0,49	99,61	99,39
	Al	0,58	0,28	0,96	0,41	99,47	99,31
Белые частицы внутри светлых	Fe	98,07	97,5	1,25	1,09	0,68	1,41
	Fe	97,69	97,23	1,84	1,61	0,56	1,16
	Fe	90,09	85,49	4,10	3,67	5,52	10,84
Крупные светлые частицы		4,35	2,61	28,96	15,8	65,69	81,59
	квазикр.	17,94	12,43	35,53	22,25	45,54	65,32
	квазикр.	18,28	12,63	35,87	21,78	45,86	65,59
	квазикр.	16,89	11,49	35,14	21	47,97	67,51
	Al <sub>3</sub> Cu	6,37	4,24	41,99	24,58	51,64	71,18
	Al <sub>3</sub> Fe	33,03	20,76	10,52	5,81	56,44	73,43
	Al <sub>3</sub> Cu	4,98	3,24	40,04	22,86	54,96	73,9
		13,2	8,04	23,99	12,84	62,77	79,12
	9,83	5,66	19,20	9,72	70,97	84,62	
Средний состав (эксперимент)		4,06	2,11	8,49	3,87	87,44	94,01
Средний состав (номинальный)		3,5	1,7	7,5	3,4	89,0	94,8

Таблица 18 – Межплоскостные расстояния по электронограмме [19]

Индексы плоскостей ГЦК- решетки	(220)	(224)	(440)	(444)
а) Al, Fm3m, 0,409 нм	0,145	0,082	0,72	0,057
б) ГЦК решетка 0,610 нм	0,214	0,124	0,108	0,081

### 2.2.3 Спекание, структура и физико-механические свойства спрессованных при высоком давлении квазикристаллов системы Al-Cu-Fe [20]

В работе [20] получены объемные образцы квазикристаллов системы Al-Cu-Fe с высокими механическими и трибологическими свойствами способом прессования при высоких давлениях и спеканием при нормальном давлении. Показано, что при холодном прессовании под давлением 8–9 Гпа происходит интенсивная пластическая деформация квазикристаллов Al-Cu-Fe. Наиболее вероятным механизмом

пластической деформации является фрагментация зерен и межзеренное проскальзывание.

В качестве исходных материалов использовали порошки Al(65), Cu(23), Fe(12) размером частиц порошка не более 30 мкм полученные механоактивационным синтезом.

Предварительно квазикристаллы компактировали в стальной пресс-форме при давлении около 0.5 Гпа. Затем осуществлялось прессование квазикристаллов при комнатной температуре в квазигидростатических условиях при давлениях 8–9 Гпа. Далее проводилось спекание образцов в течении 5–30 мин., в муфельной печи, в графитовой засыпке при нормальном давлении температура варьировалась в интервалах 600–800°C и 5–30 мин.

Затем над полученными образцами проводились исследования: плотность образцов определяли пикнометрическим методом с точностью  $\pm 0.3$  г/см<sup>3</sup>; Изучение фазового состава образцов и структуры квазикристаллов; исследования износостойкости и коэффициента трения скольжения; микротвердость образцов определялась по методу Виккерса при нагрузке на индентер 2, 1 и 0.5 Н по 3–5 измерениям; трещиностойкость оценивалась по длине трещин Палмквиста вокруг отпечатков при измерении микротвердости; микроструктуру и локальный химический анализ изучали на растровом электронном микроскопе JSM-6390LV.

На рисунке 70 представлены дифрактограммы образцов квазикристаллов после прессования и спекания в графитовой засыпке при нормальном давлении.

На рисунке А.71 представлена линейная зависимость интегрального уширения  $\beta^*$  от модуля волнового вектора реального пространства  $Q_{||}$  (а) и отсутствие статистической зависимости  $\beta^*$  от модуля волнового вектора фазонного пространства  $Q_{\perp}$  (б).

В таблице 19 представлены продольные ( $v_l$ ) и поперечные ( $v_t$ ) скорости звука, модуль объемной упругости ( $B$ ), модуль сдвига ( $G$ ), модуль Юнга ( $E$ ), коэффициент Пуассона ( $\nu$ ), микротвердость ( $H_V$ , 2Н) и трещиностойкость ( $K_{1c}$ , 2Н) в образцах после прессования при 8–9 Гпа, спекания при 800°C за время спекания 5 и 30 мин.

Таблица 19 – Плотность, упругие свойства, твердость, трещиностойкость [20]

Образец	$v_l$ , км/с	$v_t$ , км/с	$\rho$ , г/см <sup>3</sup>	$B$ , Гпа	$G$ , Гпа	$E$ , Гпа	$\nu$	$H_V$ , Гпа	$K_{1c}$ , Мпа м <sup>1/2</sup>
2	4,507	2,751	4,63	47	35	85	0,20		
3	5,289	3,154	4,63	68	46	113	0,22	6 ± 0,5	1,2
4	5,358	3,276	4,63	67	50	120	0,20	7 ± 0,5	1,2

Совместный микроструктурный, микрорентгеноспектральный и рентгенофазовый анализ спеченных образцов позволил отождествить светлые области на микрофотографиях с  $\beta$ -фазой, а более темные – с квазикристаллической (рисунок А.72).

В трибологических испытаниях образцы показали высокую износостойкость по отношению к контртелу из шарикоподшипниковой стали. Трибологические характеристики образцов 3 и 4, полученных спеканием квазикристаллов Al–Cu–Fe при 800°C за время 5 и 30 мин представлены в таблице 20.

Таблица 20 – Трибологические характеристики образцов [20]

Образец	Износ образца, Нм	Износ контртела, Нм	Коэффициент трения			
			начальный	максимальный	средний	конечный
4	налипание	$1,3 \times 10^{-5}$	0,10	0,84	0,37	0,41
3	$\leq 10^{-6}$	$1,3 \times 10^{-8}$	0,12	0,16	0,15	0,14

При испытании образца с высоким содержанием  $\beta$ -фазы наблюдался интенсивный износ контртела и налипание продуктов износа на поверхность образца (рисунок А.73).



## 2.2.4 Динамически компактированные композиты алюминий + квазикристалл [21]

В работе [21] методом динамического компактирования получены объемные композиты на основе алюминий матричного сплава и керамического уплотнителя, содержащие в том числе наноразмерные фазы.

В качестве исходных материалов использовали порошки алюминия, меди и железа чистотой 99,9 % в атомном соотношении Al(65), Cu(23), Fe(12). На первом этапе исходные порошки подвергались обработке в планетарной шаровой мельнице МПФ-1 в среде аргона 1 час.

Далее осуществлялся отжиг полученного порошка в инертной среде для получения однофазной квазикристаллической структуры состава QC(Al<sub>65</sub>Cu<sub>23</sub>Fe<sub>12</sub>), с дальнейшей обработкой в той же мельнице совместно с порошком чистого Al в атмосфере аргона.

Затем осуществлялось динамическое компактирование образцов во взрывной камере цилиндрического типа. Расчет давления в материале при плоском ударно-волновом нагружении осуществляли по методу Зельдовича. В настоящих опытах использовали ампулы сохранения плоской геометрии (рисунок А.74). Исследуемые образцы размещали в ампуле сохранения.

Далее проводились исследования полученных образцов, а именно: рентгеноструктурный анализ; количественный фазовый анализ методом аппроксимации экспериментальной дифрактограммы модельным спектром; Исследования формы и размера частиц порошков, а также анализ их химического состава на сканирующем электронном микроскопе CamScan, а также на сканирующем электронном микроскопе JEOL.

Представленные на рисунке А.75 обзорные SEM-изображения (сканирующий электронный микроскоп) шлифов показали наличие каверн на поверхности шлифа, отвечающих либо полостям, либо зонам пониженной сплошности.

На рисунке А.76 видно, что поверхность имеет как хрупкий, так и вязкий излом. Такая структура может быть обусловлена наличием в образцах минимум две структурных составляющих.

На рисунке А.77 представлены темные зоны в образцах после взрывного компактирования, SEM-изображения в отраженных электронах: а – вблизи полюса полусферического образца; б – вблизи стыка плоской и сферической поверхности; в – в центре плоского шлифа образца.

Химический состав составляющих образцов после динамического компактирования представлен в таблице 21.

Таблица 21 – Химический состав составляющих после компактирования [21]

Структурная составляющая	Фаза	Fe		Cu		Al	
		вес. %	ат. %	вес. %	ат. %	вес. %	ат. %
Темные области	Al	0,62	0,30	1,04	0,44	98,34	99,25
	Al	0,35	0,17	0,58	0,25	99,061	99,58
Темные частицы	Al	0,24	0,12	1,15	0,49	99,61	99,39
	Al	0,58	0,28	0,96	0,41	99,47	99,31
Белые частицы внутри светлых	Fe	98,07	97,5	1,25	1,09	0,68	1,41
	Fe	97,69	97,23	1,84	1,61	0,56	1,16
	Fe	90,09	85,49	4,10	3,67	5,52	10,84
Крупные светлые частицы		4,35	2,61	28,96	15,8	65,69	81,59
	квазикр.	17,94	12,43	35,53	22,25	45,54	65,32
	квазикр.	18,28	12,63	35,87	21,78	45,86	65,59
	квазикр.	16,89	11,49	35,14	21	47,97	67,51
	Al3Cu	6,37	4,24	41,99	24,58	51,64	71,18
	Al3Fe	33,03	20,76	10,52	5,81	56,44	73,43
	Al3Cu	4,98	3,24	40,04	22,86	54,96	73,9
		13,2	8,04	23,99	12,84	62,77	79,12
Средний состав (эксперимент)		9,83	5,66	19,20	9,72	70,97	84,62
		4,06	2,11	8,49	3,87	87,44	94,01
Средний состав		3,5	1,7	7,5	3,4	89,0	94,8

На шлифах присутствуют темные или темно-серые области. Вместе с тем, эти области отличаются равноосностью, видимой «россыпью» дисперсных светлых частиц размером менее 1 мкм, а также присутствием в центре крупной частицы, как правило светлой (рисунок А.77, б и А.77, в).

На рисунке А.78 представлены крупные светлые частицы с белыми образованиями в центре и темно-серым окружением, SEM-изображения в отраженных электронах.

На рисунке А.79, где однородная темная область при высоком увеличении имеет дисперсные равноосные частицы размерами менее 1 мкм, а в большинстве случаев – менее 300 нм.

Первый тип структуры, которая представляет собой смесь частиц неправильной формы, представлен на рисунке А.80. При этом в структуре можно выделить светлые частицы размерами 5 ... 100 нм, окруженные более темной фазой.

Рисунок А.81 иллюстрирует второй тип структуры. В зернах алюминия обнаруживаются светлые выделения более плотной фазы размерами 10 ... 20 нм, форма которых меняется от сферической для мелких частиц до ограниченной (в виде треугольников) для более крупных.

На рисунке А.82 представлены ПЭМ-изображения светлопольное (а) и темнопольное (б) зерна квазикристаллической фазы с контрастом от субзеренной структуры и дифракция (в) от квазикристалла с осью 10-го порядка в образце после взрывного компактирования.

2.2.5 Структура и трибологические характеристики композиционных материалов на основе AlCuFe, сформированных при высоких давлениях

[22]

В работе [22] установлено, что использование высокого давления (~ 8 ГПа) при формировании композиционных квазикристаллических материалов из порошков позволяет создать практически лишенные пор образцы с плотностью, близкой к максимальной известной для данного типа квазикристаллов. На образцах с никелевой связкой, спеченных при температуре 550°C, получены очень низкие значения коэффициента трения, сохраняющие свои значения в процессе испытаний.

На рисунке А.83 представлены дифрактограммы квазикристаллических образцов, отождженных при различных температурах.

Таблица 22 – Результаты трибологических испытаний образцов [22]

Параметр	Номер образца					
	1	2	3	4	5	6
Время испытания, s	300	600	900	420	900+1200	900
Вес до испытания, g	0.24671	0.25365	0.24431	0.23830	0.24024	0.24793
Вес после испытания, g	0.24644	0.25355	0.24429	0.23821	0.24024	0.24793
Начальный коэффициент трения	0.07	0.08	0.07	0.05	0.04 0.07*	0.1
Конечный коэффициент трения	0.4	0.4	0.4	0.5	0.04 0.07*	0.4
Время деградации, s	50	50	50	150	> 1000 > 1000*	50

Таблица 23. Состав различных областей поверхности образца № 5 [22]

Элемент	Серые области (1), ат.%	$\delta_x$ , %	Межзеренные области (2), ат.%	$\delta_x$ , %	Темно-серые включения (3), ат.%	$\delta_x$ , %	Светлые включения (4), ат.%	$\delta_x$ , %
O	3.10	10	33.96	7.4	2.39	10	2.74	1.2
Al	58.90	7.1	13.96	8.2	68.05	6.1	38.69	8.2
Fe	12.86	2.6	14.55	2.8	21.24	1.9	4.19	4.6
Ni	0.39	6.7	12.18	2.6	0.38	8.3	4.79	4.0
Cu	24.75	2.2	25.36	2.3	7.94	2.8	49.59	2.2

На рисунке А.84 представлено СЭМ-изображение поверхности образца № 5. Цифрами отмечены места микронзондового анализа.

### 2.3 Вывод по разделу

Изучены сновные закономерности получения квазикристаллов: Механоактивационное получение квазикристаллических порошковых сплавов системы Al-Cu-Fe и материалов на их основе; Получение квазикристаллических порошков системы Al-Cu-Fe(-Cr) для газотермического напыления покрытий; Структурообразование композиционных материалов, упрочненных квазикристаллам; Закономерности и движущие силы формирования квазикристаллической

фазы в Al-Cu-Fe порошках после механоактивации; Способы производства порошков с квазикристаллической составляющей для газотермического напыления покрытий. И основные закономерности получения композиционных материалов, упрочненных квазикристаллами: Потенциал квазикристаллов как армирующей фазы в композиционных сплавах; Исследование композита алюминий + наноквазикристалл; Спекание, структура и физико-механические свойства спрессованных при высоком давлении квазикристаллов системы Al-Cu-Fe; Динамически компактированные композиты алюминий + квазикристалл; Структура и трибологические характеристики композиционных материалов на основе Al-Cu-Fe, сформированных при высоких давлениях.

### 3 Разработка перспективной технологии получения композиционных материалов, упрочненных квазикристаллами.

#### 3.1 Анализ перспективной технологии получения композиционных материалов, упрочненных квазикристаллами (прототип)

С целью создания композиционного материала, содержащего армированную частицами матрицу на основе алюминия, обладающего улучшенными механическими свойствами наряду с улучшенной устойчивостью к повреждениям и готовой утилизируемостью в работе [12] предложен способ получения композиционного материала, армированного распыленными квазикристаллическими частицами.

В качестве исходных материалов использовались порошок Al в качестве матрицы и порошок квазикристаллов сферической формы со следующим содержанием компонентов –  $Al_{65}Cu_{23}Fe_{12}$  и размером частиц примерно от 1 до 100 мкм в диаметре. Количество квазикристаллов может составлять примерно 5 – 70 объемных %.

На первом этапе осуществлялось смешивание порошка квазикристаллов Al-Cu-Fe и алюминия (в соотношении 10%вес. Квазикристаллов и 90% вес. Алюминия).

Затем проводилось холодное изостатическое прессование полученной смеси, помещенной в уретановую резиновую трубку цилиндрической формы при давлении 200 Мпа в течение 1 минуты, чтобы обеспечить плотное тело прекурсора на 80-90%

Далее осуществлялось горячее изостатическое прессование смеси порошка квазикристаллов Al-Cu-Fe и алюминия при температуре 450<sup>0</sup>С и давлении газа аргона 300 Мпа в течение 4 часов. На рисунке 15 представлена микроструктура после горячего изостатического прессования.

Затем в несколько проходов проводилась горячая и/или холодная прокатка с уменьшением толщины образца за проход на 5-10% для

уменьшения исходного тела с 25,5 до конечной толщины горячекатаного проката 8 мм, т. е. общее уменьшение толщины на 68%. Горячая прокатка осуществлялась при температуре 450 °С. Основные характеристики материала после холодной и горячей прокатки приведены в таблице 8. Также на рисунке 16 представлена микроструктура материала после горячей прокатки, а на рисунке 17 микроструктура материала после холодной прокатки.

<b>ХАРАКТЕРИСТИКА ИСХОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ</b>
порошок Al в качестве матрицы; порошок квазикристаллов сферической формы – Al <sub>65</sub> Cu <sub>23</sub> Fe <sub>12</sub> с размером частиц от 1 до 100 мкм в диаметре. Количество квазикристаллов может составлять примерно 5 – 70 объемных %.
<b>СМЕШИВАНИЕ</b>
квазикристаллов Al-Cu-Fe и алюминия.
<b>ХОЛОДНОЕ ИЗОСТАТИЧЕСКОЕ ПРЕССОВАНИЕ</b>
при давлении 200 Мпа в течение 1 минуты.
<b>ГОРЯЧЕЕ ИЗОСТАТИЧЕСКОЕ ПРЕССОВАНИЕ</b>
при температуре 450 <sup>0</sup> С и давлении газа аргона 300 Мпа в течение 4 часов.
<b>ГОРЯЧАЯ И/ИЛИ ХОЛОДНАЯ ПРОКАТКА</b>
за проход на 5-10% для уменьшения исходного тела с 25,5 до конечной толщины горячекатаного проката 8 мм, т. е. общее уменьшение толщины на 68%. Горячая прокатка осуществлялась при температуре 450 °С

Рисунок 85 – Технологическая схема получения композиционного материала, упрочненного квазикристаллами (прототип)

Таблица 24 – Характеристики горячекатаной и холоднокатаной пластины

[12]

материал	Модуль Юнга, Мпа	Предел текучести, Мпа	Предел прочности при растяжении, Мпа	Относительное удлинение, %	Плотность, г/см <sup>3</sup>
1060 кованный Al	68000	27,4	68,5	4,3	2,7
20% квазикристаллический армированный чистый Al-композит (порошки сферической формы)	83400	79,4	103,6	8,5	2,98
20% квазикристаллический армированный чистый Al –композит (горячекатанный)	83400	127	143	4,7	2,98
20% квазикристаллический армированный чистый композит Al (холоднокатанный)	83400	207	216	2,1	2,98

### 3.2 Многокритериальная оптимизация технологии получения композиционных материалов, упрочненных квазикристаллами

При многокритериальной оптимизации (МКО) технологических факторов процессов получения и обработки материалов с несколькими выходными параметрами используют комплексный показатель качества – функцию желательности, представляющую собой желательный уровень значений параметра оптимизации. Разработана специальная шкала желательности  $D$ , меняющаяся от 0 до 1. Рассмотрим вариант шкалы желательности (таблица 25). Шкалу можно изменять в зависимости от конкретной решаемой задачи.



Таблица 25 – Вариант шкалы желательности

Значения D	Описание уровня желательности
1,00	Максимально возможный уровень качества
0,80-1,00	Превосходный уровень качества
0,60-0,80	Хороший уровень качества
0,37-0,60	Достаточный уровень качества
0,37	Заданный уровень качества
0-0,37	Недопустимый уровень качества

Использование функции желательности в качестве параметра оптимизации предполагает, что значение каждого параметра оптимизации  $y_i$  переводятся в соответствующие желательности  $d_i$  и рассчитывается обобщенная функция желательности  $D$ , являющаяся единственным параметром оптимизации (вместо  $q$  параметров оптимизации)

$$D = (d_1 \cdot d_2 \cdot d_3 \cdots d_q)^{\frac{1}{q}} \quad (2)$$

где  $q$  – число исследуемых параметров оптимизации

При односторонних ограничениях ( $y \leq y_{min}$  или  $y \geq y_{max}$ ) функцию желательности  $d_i$  вычисляют по выражению

$$d_i = \exp(-(\exp(-y_i^*))) \quad (3)$$

где  $y_i^*$  безразмерная величина, линейно (чаще всего) связанная с параметра оптимизации  $y_i$ .

Проведем многокритериальную оптимизацию следующих параметров: предела прочности при растяжении –  $y_1$ ; относительного удлинения –  $y_2$ .

На основе проведенных исследований (таблица 26) определим безразмерные величины  $y_1^*$  и  $y_2^*$ , линейно связанные с параметрами оптимизации  $y_1$  и  $y_2$  по формулам (4 и 5).

Таблица 26 – Исследование данных

Материал	Предел прочности при растяжении, МПа	Относительное удлинение, %
1060 кованный Al	68,5 min	4,3
20% квазикристаллический армированный чистый Al-композит (в виде шипов)	103,6	8,5 max
20% квазикристаллический армированный чистый Al – композит (горячекатанный)	143	4,7
20% квазикристаллический армированный чистый композит Al (холоднокатанный)	216 max	2,1 min

$$y_1^* = \frac{1,6}{y_{1max} - y_{1min}} \cdot (y_1 - y_{1min}) \quad (4)$$

$$y_2^* = \frac{1,6}{y_{2max} - y_{2min}} \cdot (y_2 - y_{2min}) \quad (5)$$

Результаты расчета  $y_1^*$  и  $y_2^*$  сводим в таблицу 27.

Таблица 27 – Результаты расчетов

Материал	$y_1^*$	$y_2^*$	$d_1$	$d_2$	D	Уровень качества
1060 кованный Al	0	0.55	0.37	0.562	0,456	Достаточный
20% квазикристаллический армированный чистый Al-композит (в виде шипов)	0.38	1.6	0.505	0.817	0,642	Хороший
20% квазикристаллический армированный чистый Al –	0.8	0.65	0.638	0.593	0,615	Хороший

композит (горячекатанный)						
20% квазикристаллический армированный чистый композит Al (холоднокатанный)	1.6	0	0,817	0.37	0,550	Достаточный

В результате многокритериальной оптимизации определена технологическая схема включающая приготовление шихты путем смешивания, формование заготовки путем холодного изостатического прессования и последующим горячим изостатическим прессованием и горячей прокаткой. В качестве исходных материалов используют порошок алюминия и квазикристаллы  $Al_{65}Cu_{23}Fe_{12}$  сферической формы, полученные путем распыления с помощью газа аргона сверхвысокой чистоты.

Увеличение содержания квазикристаллов от 20 до 60 % мас приводит к одновременному повышению твердости, предела прочности на сжатие и предела текучести. Поэтому предложенная технология может быть усовершенствована путем увеличения содержания квазикристаллов (таблица 16 [18]).

### 3.3 Разработка технологической схемы получения композиционных материалов, упрочненных квазикристаллами

В качестве исходных материалов использовали порошок Al (ПА-4) и порошок квазикристаллов сферической формы  $Al_{65}Cu_{23}Fe_{12}$  с размером частиц от 1 до 100 мкм в диаметре. Количество квазикристаллов составляет 20 об. %. Технологическая схема включает смешивание квазикристаллов Al-Cu-Fe и Al (ПА-4) в шаровой планетарной мельнице АГО-У2 в течении 0,5 часа; холодное изостатическое прессование при давлении 200 Мпа в течение 1 минуты; горячее изостатическое прессование при температуре  $450^{\circ}C$  и давлении газа аргона 300 Мпа в

течение 4 часов; горячая прокатка при температуре 450 °С за проход на 5-10% для уменьшения исходного тела с 25,5 мм до конечной толщины горячекатаного проката 8 мм, т. е. общее уменьшение толщины на 68% (рисунок 86).

<b>ХАРАКТЕРИСТИКА ИСХОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ</b>
порошок Al в качестве матрицы; порошок квазикристаллов сферической формы – Al <sub>65</sub> Cu <sub>23</sub> Fe <sub>12</sub> с размером частиц от 1 до 100 мкм в диаметре. Количество квазикристаллов составляет примерно 20 объемных %.
<b>СМЕШИВАНИЕ</b>
квазикристаллов Al-Cu-Fe и алюминия в шаровой планетарной мельнице АГО-У2 в течении
<b>ХОЛОДНОЕ ИЗОСТАТИЧЕСКОЕ ПРЕССОВАНИЕ</b>
при давлении 200 Мпа в течение 1 минуты.
<b>ГОРЯЧЕЕ ИЗОСТАТИЧЕСКОЕ ПРЕССОВАНИЕ</b>
при температуре 450 <sup>0</sup> С и давлении газа аргона 300 Мпа в течение 4 часов.
<b>ГОРЯЧАЯ ПРОКАТКА</b>
при температуре 450 °С за проход на 5-10% для уменьшения исходного тела с 25,5 мм до конечной толщины горячекатаного проката 8 мм, т. е. общее уменьшение толщины на 68%.

Рисунок 86 – Технологическая схема получения композиционных материалов, упрочненных квазикристаллами

Предложена технологическая схема, отличающаяся от прототипа тем, что смешивание шихты осуществляется в шаровой мельнице, обеспечивающей равномерное распределение квазикристаллов по объему алюминиевой матрицы. С целью получения композиционного материала, упрочненного квазикристаллами возможно увеличение содержание квазикристаллов от 20 до 60 % мас.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Изучены основные способы получения квазикристаллов: Способ получения квазикристаллического материала; Способ получения квазикристаллического однофазного сплава системы Al-Cu-Fe в виде порошка; Способ получения порошка квазикристаллического однофазного сплава Al-Cu-Fe; Способ получения гранул квазикристаллического материала; Способ получения порошка квазикристаллического сплава Al-Cu-Fe; Способ получения порошка квазикристаллического материала; Способ получения порошка квазикристаллического сплава, защитных покрытий и изделий. И способы получения композиционных материалов, упрочненных квазикристаллами: Способ получения композиционного материала на металлической матрице, армированной квазикристаллами; Порошковый композиционный материал; Способ получения антифрикционного изделия из композиционного материала; Композиционный материал, армированный распыленными квазикристаллическими частицами, и способ его изготовления.

Изучены основные закономерности получения квазикристаллов: Механоактивационное получение квазикристаллических порошковых сплавов системы Al-Cu-Fe и материалов на их основе; Получение квазикристаллических порошков системы Al-Cu-Fe(-Cr) для

газотермического напыления покрытий; Структурообразование композиционных материалов, упрочненных квазикристаллами; Закономерности и движущие силы формирования квазикристаллической фазы в Al-Cu-Fe порошках после механоактивации; Способы производства порошков с квазикристаллической составляющей для газотермического напыления покрытий (Обзор). И основные закономерности получения композиционных материалов, упрочненных квазикристаллами: Потенциал квазикристаллов как армирующей фазы в композиционных сплавах; Исследование композита алюминий + наноквазикристалл; Спекание, структура и физико-механические свойства спрессованных при высоком давлении квазикристаллов системы Al-Cu-Fe; Динамически компактированные композиты алюминий + квазикристалл; Структура и трибологические характеристики композиционных материалов на основе Al-Cu-Fe, сформированных при высоких давлениях.

Проведена многокритериальная оптимизация технологии получения композиционного материала, упрочненного квазикристаллами, обеспечивающая получения материала с повышенным комплексом механических свойств (сигма в и дельта)

Разработана технологическая схема включающая смешивание квазикристаллов Al-Cu-Fe и Al (ПА-4) в шаровой планетарной мельнице АГО-У2 в течении 0,5 часа; холодное изостатическое прессование при давлении 200 МПа в течение 1 минуты; горячее изостатическое прессование при температуре 450<sup>0</sup>С и давлении газа аргона 300 МПа в течение 4 часов; горячая прокатка при температуре 450 °С за проход на 5-10% для уменьшения исходного тела с 25,5 мм до конечной толщины горячекатаного проката 8 мм, т. е. общее уменьшение толщины на 68%. В качестве исходных материалов использовали порошок Al (ПА-4) и порошок квазикристаллов сферической формы Al<sub>65</sub>Cu<sub>23</sub> Fe<sub>12</sub> с размером

частиц от 1 до 100 мкм в диаметре. Количество квазикристаллов составляет 20 об. %.

#### СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. <https://studfile.net/preview/1976358/page:14/>.
2. Пат. 2 740 496 Российская Федерация МПК С22С 21/12, С22С 1/04, В22F 9/02, С22F 1/057. Способ получения квазикристаллического материала / Абузин Ю. А., Неяглов О. С., Филиппов Д. А.; заявитель и патентообладатель общество с ограниченной ответственностью "НАНОКОМ" (ООО НАНОКОМ); заявл. 08.06.2020; опубл. 14.01.2021 Бюл. № 2.
3. Пат. 2 244 761 Российская Федерация МПК С22С 1/04, С22С 21/12. Способ получения квазикристаллического однофазного сплава системы Al-Cu-Fe в виде порошка / Сумароков В.Н., Брязкало А.М., Михеева М.Н., Теплов А.А., Ласкова Г.В.; заявитель и патентообладатель российский научный центр "Курчатовский институт"; заявл. 24.06.2003; опубл. 20.01.2005 Бюл. № 2.
4. Пат. 2 370 567 Российская Федерация МПК С22F 1/02, В22F 9/00, С22С 1/04, С22С 21/12. Способ получения порошка квазикристаллического однофазного сплава Al-Cu-Fe / Брязкало А. М., Гольденберг Р. Е., Михеева

М. Н., Теплов А. А., Цетлин М. Б., Шайтура Д С; заявитель и патентообладатель федеральное государственное учреждение российский научный центр "Курчатовский институт"; заявл. 18.12.2007; опубл. 20.10.2009 Бюл. № 29.

5. Пат. 2 369 660 Российская Федерация МПК С22F 1/02, В22F 9/00, С22С 1/04. Способ получения гранул квазикристаллического материала / Абузин Ю. А., Гончаров И. Е., Ефимочкин И. Ю., Клевачев А. М.; заявитель и патентообладатель федеральное государственное унитарное предприятие "Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов" (ФГУП "ВИАМ"); заявл. 05.12.2007; опубл. 10.10.2009 Бюл. № 28.

6. Пат. 2 611 253 Российская Федерация МПК В22F 9/14, С22С 1/04, С22С 21/12. Способ получения порошка квазикристаллического сплава Al-Cu-Fe / Лепешев А. А., Карпов И. В., Ушаков А. В.; заявитель и патентообладатель федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования "Сибирский федеральный университет"; заявл. 26.10.2015; опубл. 21.02.2017 Бюл. № 6.

7. Пат. 2 353 698 Российская Федерация МПК С22F 1/02, В22F 9/00, С22С 1/00. Способ получения порошка квазикристаллического материала / Каблов Е. Н., Абузин Ю. А., Гончаров И. Е., Ефимочкин И. Ю.; заявитель и патентообладатель федеральное государственное унитарное предприятие "Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов" (ФГУП "ВИАМ"); заявл. 19.12.2006; опубл. 27.04.2009 Бюл. № 12.

8. Пат. 5433978 США В22F9/082. Способ получения порошка квазикристаллического сплава, защитных покрытий и изделий / Джеффри Э. Щит, Алан И. Голдман, Ивер Э. Андерсон, Тимоти У. Эллис, Р. Уильям Маккаллум, Дэниел Дж. Сорделет; заявитель и патентообладатель



исследовательский фонд Университета штата Айова ISURF; заявл. 1993.09.27; опубл. 1997.01.31.

9. Пат. 2 413 781 Российская Федерация МПК С22С 1/04, В22F 3/20, С22С 9/00. Способ получения композиционного материала на металлической матрице, армированной квазикристаллами/ Абузин Ю. А., Гончаров И. Е., Ефимочкин И. Ю., Клевачев А. М.; заявитель и патентообладатель Российская Федерация, от имени которой выступает Министерство промышленности и торговли Российской Федерации (Минпромторг России), Федеральное государственное унитарное предприятие "Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов" (ФГУП "ВИАМ"); заявл. 28.10.2009; опубл. 10.03.2011 Бюл. № 7.

10. Пат. 2 436 857 Российская Федерация МПК С22С 1/05, С22С 9/02, С22С 9/08. Порошковый композиционный материал / Ефимочкин И. Ю., Ломов С. Б., Гончаров И. Е., Федотов С. В.; заявитель и патентообладатель Российская Федерация, от имени которой выступает Министерство промышленности и торговли Российской Федерации (Минпромторг России); заявл. 18.08.2010; опубл. 20.12.2011 Бюл. № 35.

11. Пат. 2 436 656 Российская Федерация МПК В22F 3/14, С22С 1/04, В82В 3/00. Способ получения антифрикционного изделия из композиционного материала / Ефимочкин И. Ю., Ломов С. Б., Гончаров И. Е., Федотов С. В.; заявитель и патентообладатель Российская Федерация, от имени которой выступает Министерство промышленности и торговли Российской Федерации (Минпромторг России); заявл. 18.08.2010; опубл. 20.12.2011 Бюл. № 35.

12. Пат. 5851317 США С22С1/0416. Композиционный материал, армированный распыленными квазикристаллическими частицами, и способ его изготовления / Сулейман Б. Бинер, Дэниел Джей Сордле, Барбара К. Лограссо, Айвер Э. Андерсон; заявитель и патентообладатель

исследовательский фонд Университета штата Айова ISURF; заявл. 1997.01.31; опубл. 1998.12.22.

13. Калошкин С. Д., Чердынцев В.В., Данилов В. Д. Механоактивационное получение квазикристаллических порошковых сплавов системы Al-Cu-Fe и материалов на их основе // Кристаллография. — 2007— № 6 (52). — С. 989 — 1001.

14. Петрович С.Ю., Черепанов В.П., Баймаков А.Ю., Грищенко И.Б., Вихман В.Б., Галунов А.А., Никитина И.В., Петров П.Г., Вихман С.В. Получение квазикристаллических порошков системы Al-Cu-Fe(-Cr) для газотермического напыления покрытий // Труды СПбГТУ. — 2009 — № 510. — С. 105—116.

15. Сыроватко Ю. В., Суховая Е. В. Структурообразование композиционных материалов, упрочненных квазикристаллами // Вестник Днепропетровского университета. Серия «Ракетно-космическая техника». — 2013 — № 17 (2). — С. 113—121. 2013.

16. Чердынцев В.В., Калошкин С. Д., Принсипи Дж. Закономерности и движущие силы формирования квазикристаллической фазы в Al-Cu-Fe порошках после механоактивации // Физика металлов и металловедение. — 2008 — № 6 (105). — С. 647—658.

17. Борисов Ю. С., Панько М. Т., Рупчев В. Л. Способы производства порошков с квазикристаллической составляющей для газотермического напыления покрытий (обзор) // Автоматическая сварка. — 2007. — № 4 (648). — С. 53-56.

18. Прусов Е.С., Деев В.Б. Потенциал квазикристаллов как армирующей фазы в композиционных сплавах // Вестник горно-металлургической секции российской академии естественных наук. Отделение металлургии. — 2018 — № 41. — С. 179—183.

19. Гульбин В., Чердынцев В., Жалнин Б., Калошкин С. Исследование композита алюминий + наноквазикристалл // Наноиндустрия. — 2010 — № 1. — С. 28—35.
20. Екимов Е. А., Сиротинкин В. П., Петржик М. И., Громницкая Е. Л. Спекание, структура и физико-механические свойства спрессованных при высоком давлении квазикристаллов системы Al–Cu–Fe // Неорганические материалы. — 2014 — № 1 (50). — С. 58—63.
21. Гульбин В.Н., Чердынцев В.В., Жалнин Б.В., Калошкин С.Д. Динамически компактированные композиты алюминий + квазикристалл // Известия волгоградского государственного технического университета. — 2008 — № 3 (41). — С. 86—98.
22. Головкова Е.А., Екимов Е.А., Иванов А.С., Круглов В.С., Паль А.Ф., Рябинкин А.Н., Серов А.О., Старостин А.Н., Цетлин М.Б. Структура и трибологические характеристики композиционных материалов на основе Al–Cu–Fe, сформированных при высоких давлениях // Письма в журнал технической физики. — 2017 — № 21 (43). — С. 40—46.

## ПРИЛОЖЕНИЕ А

Анализ и закономерности получения порошков квазикристаллов и композитных материалов, упрочненных квазикристаллами.

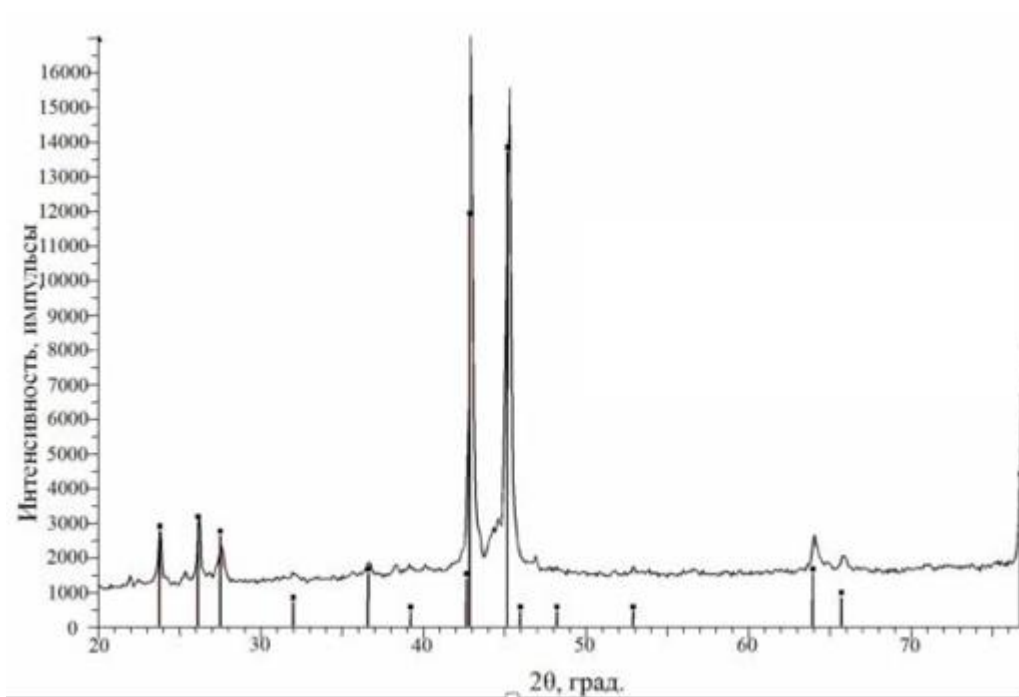
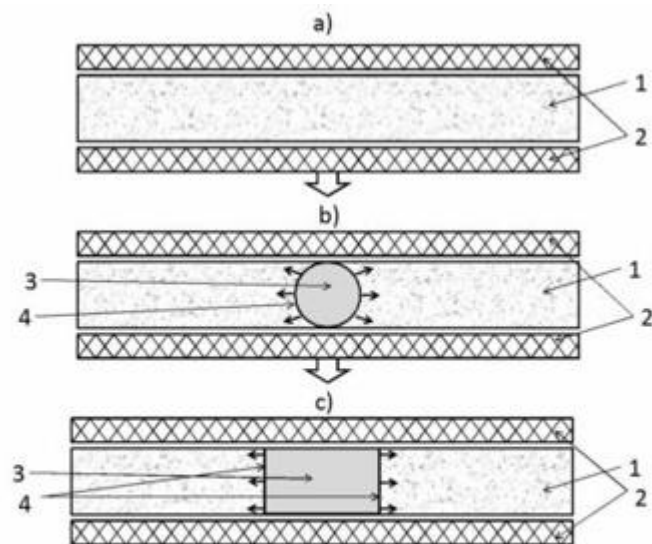
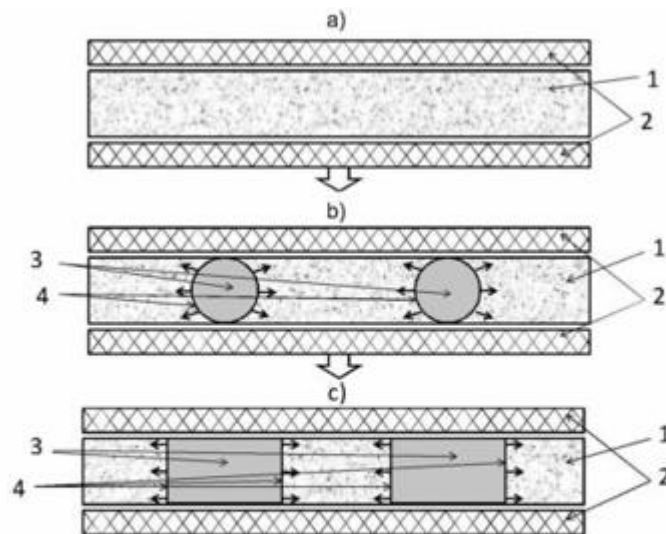


Рисунок 6 – Дифрактограмма квазикристалла системы Al–Cu–Fe, полученного по примерам 1-4 [2]



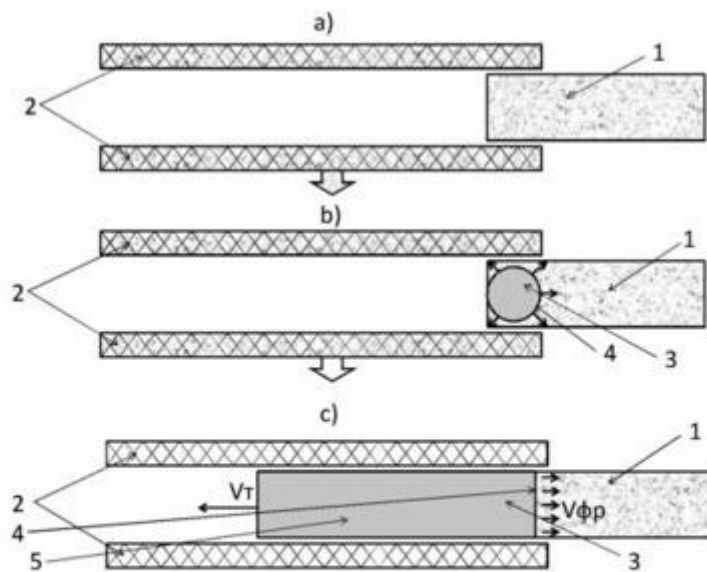
1 - исходная порошковая смесь в тигле; 2 - печь, нагретая до температуры  $T_1$  (температура на фронте синтеза); 3 - область химической реакции синтеза квазикристалла с температурой  $T_2$ ; 4 - фронт синтеза

Рисунок 7 – Схема процесса возникновения фронтов реакции: а) исходное состояние смеси порошков; б) возникновение химической реакции синтеза квазикристалла; с) возникновение фронтов синтеза [2]



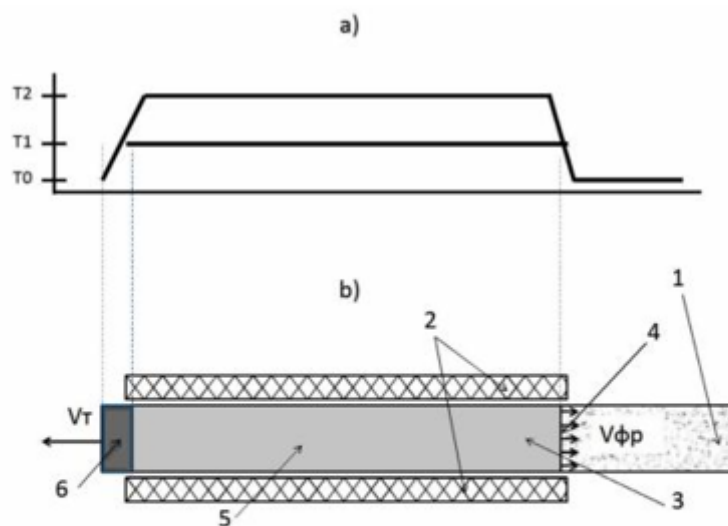
1 - исходная порошковая смесь в тигле; 2 - печь, нагретая до температуры  $T_1$  (температура на фронте синтеза); 3 - область химической реакции синтеза квазикристалла с температурой  $T_2$ ; 4 - фронты синтеза

Рисунок 8 – Схема процесса возникновения фронтов нескольких реакций: а) исходное состояние смеси порошков; б) возникновение химических реакций синтеза квазикристалла; с) возникновение фронтов синтеза [2]



1 - исходная порошковая смесь в тигле; 2 - печь, нагретая до температуры  $T_1$  (температура на фронте синтеза); 3 - область химической реакции синтеза квазикристалла с температурой  $T_2$ ; 4 - фронт синтеза; 5 - область отжига

Рисунок 9 – Схема процесса возникновения единого фронта реакции [2]



1 - исходная порошковая смесь в тигле; 2 - печь, нагретая до температуры  $T_1$  (температура на фронте синтеза); 3 - область химической реакции синтеза квазикристалла с температурой  $T_2$ ; 4 - фронт синтеза; 5 - область отжига; 6 - квазикристаллический спек

Рисунок 10 – Схема и характеристики квазистационарного режима продвижения фронта реакции образования квазикристалла: а)

распределение температуры при квазистационарном режиме  
продвижения фронта синтеза; б) Квазистационарный режим продвижения  
фронта реакции [2]

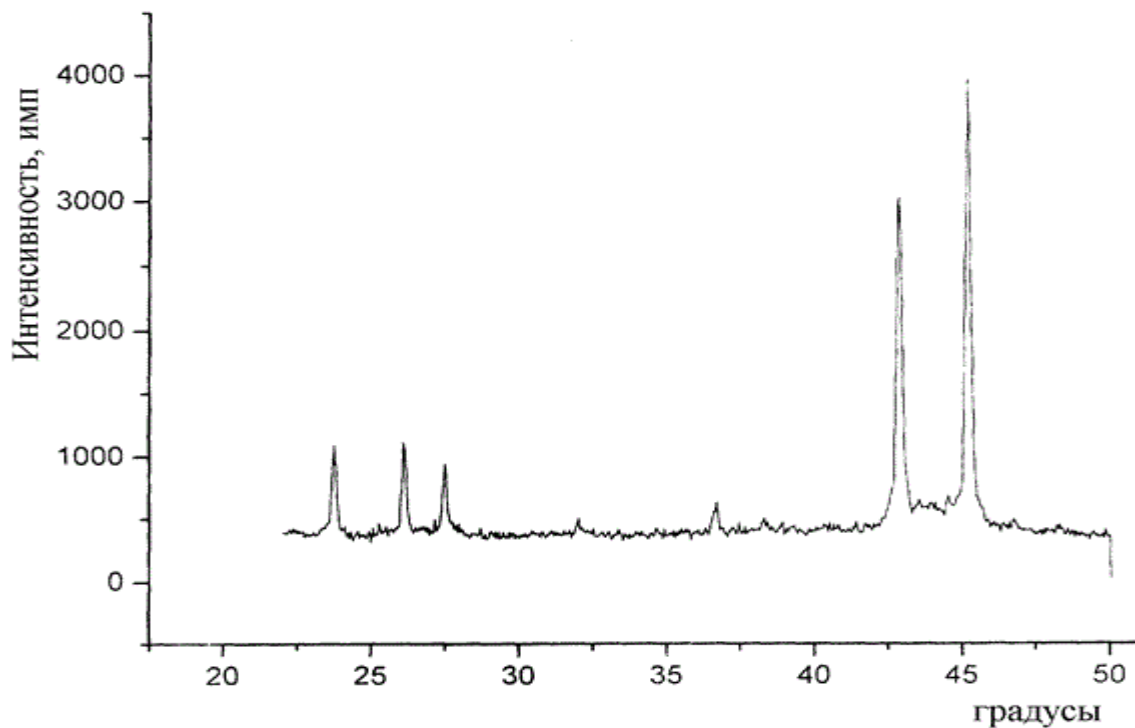


Рисунок 11 - Дифрактограмма полученного вещества, свидетельствующая  
о его квазикристаллической структуре [3]

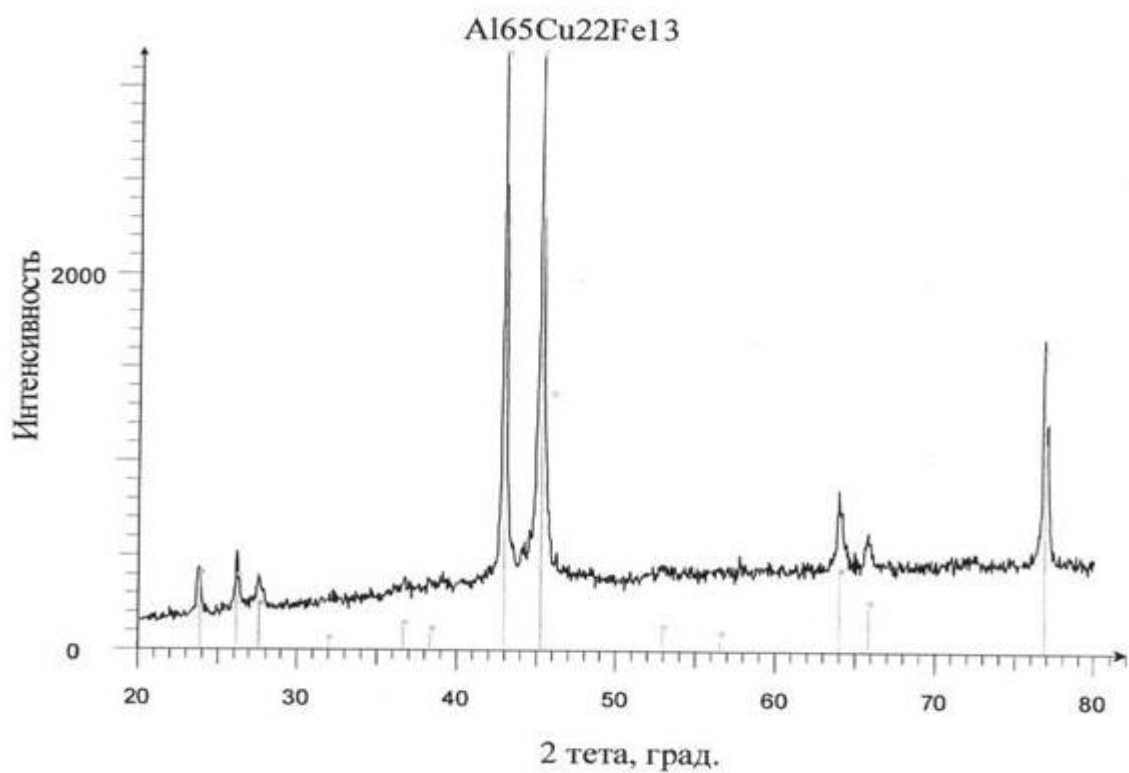


Рисунок 12 - Дифрактограмма полученного квазикристаллического порошка в примере 1 [4]

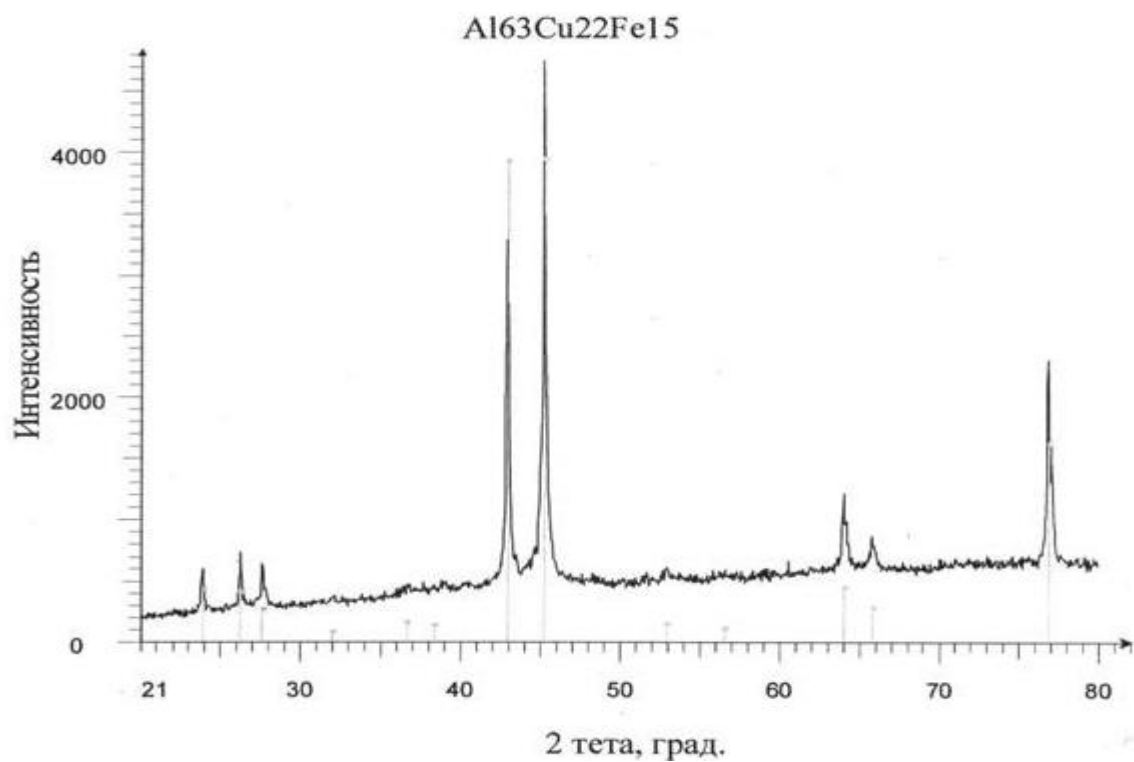


Рисунок 13 - Дифрактограмма полученного квазикристаллического порошка в примере 2 [4]



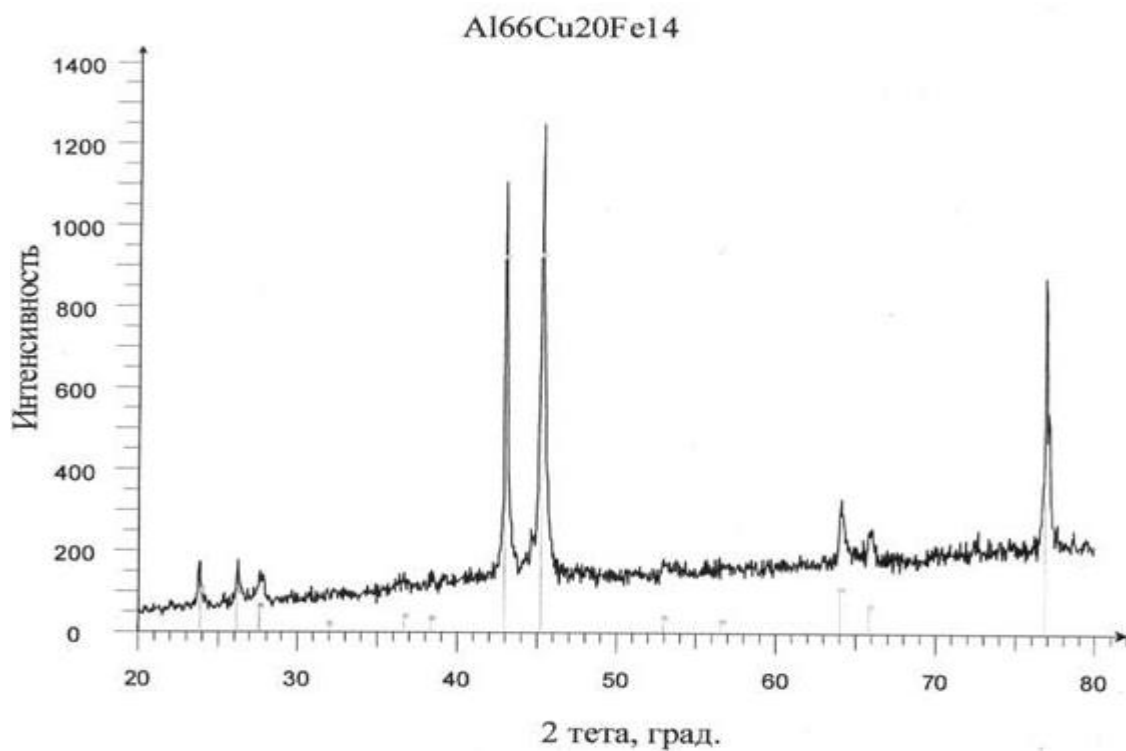
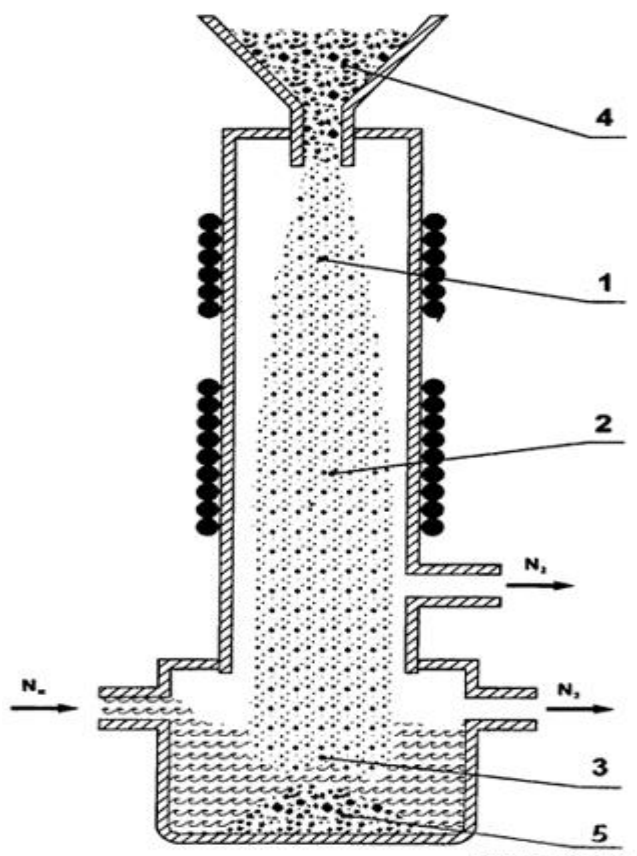


Рисунок 14 - Дифрактограмма полученного квазикристаллического порошка в примере 3 [4]



1 - первая температурная зона, 2 - вторая температурная зона, 3 - третья температурная зона с охлаждающей средой (например, жидким азотом или водой), 4 -исходные гранулы требуемого химического состава, 5 – гранулы требуемой квазикристаллической структуры после термической обработки

Рисунок 15 - Схемой вертикальной зонной установки [5]

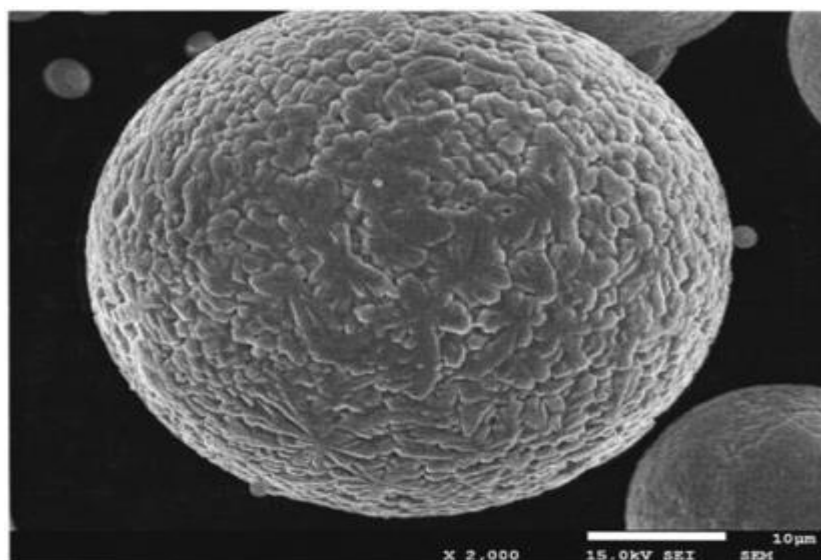


Рисунок 16 - Микрофотография дисперсных частиц квазикристаллического сплава  $Al_{65}Cu_{22}Fe_{13}$  [6]

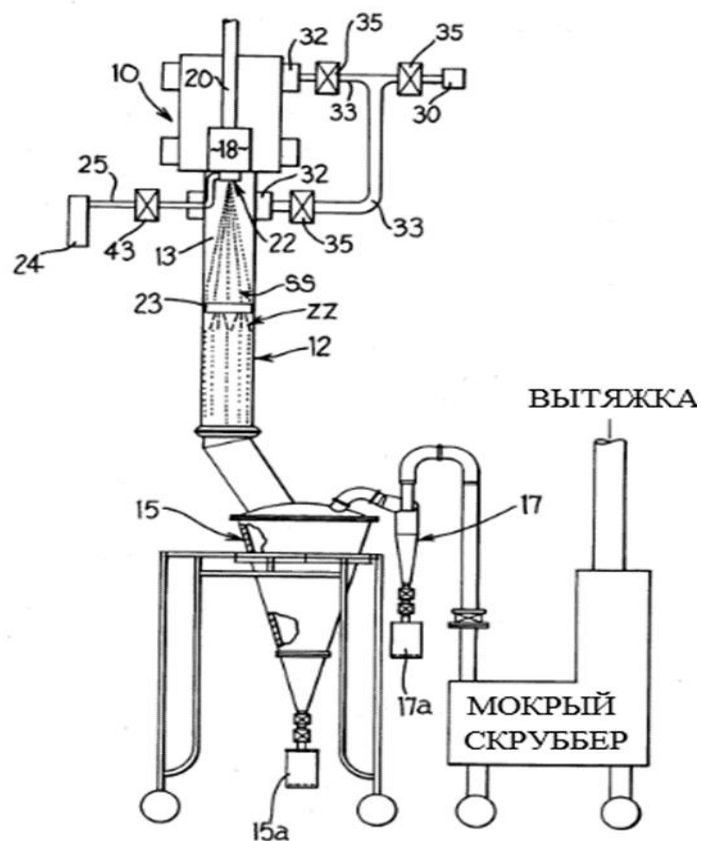


Рисунок 17 - Схематический вид аппарата распыления газа высокого давления для отработки варианта осуществления способа изобретения [8]

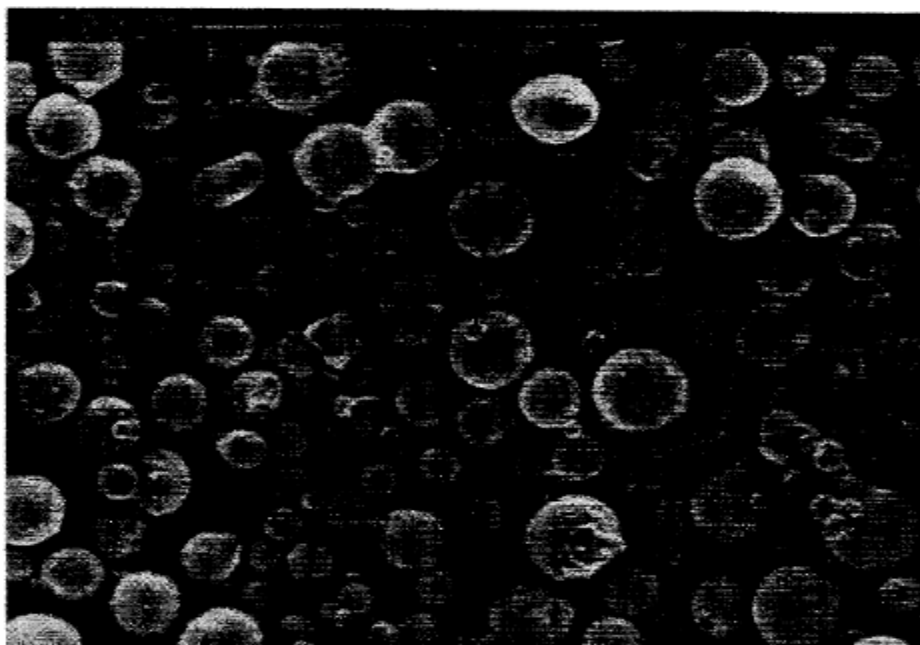


Рисунок 18 - Сканирующая электронная микрофотография с обратным рассеянием частиц порошка  $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{23}\text{Fe}_{12}$ , полученных в соответствии с изобретением [8]

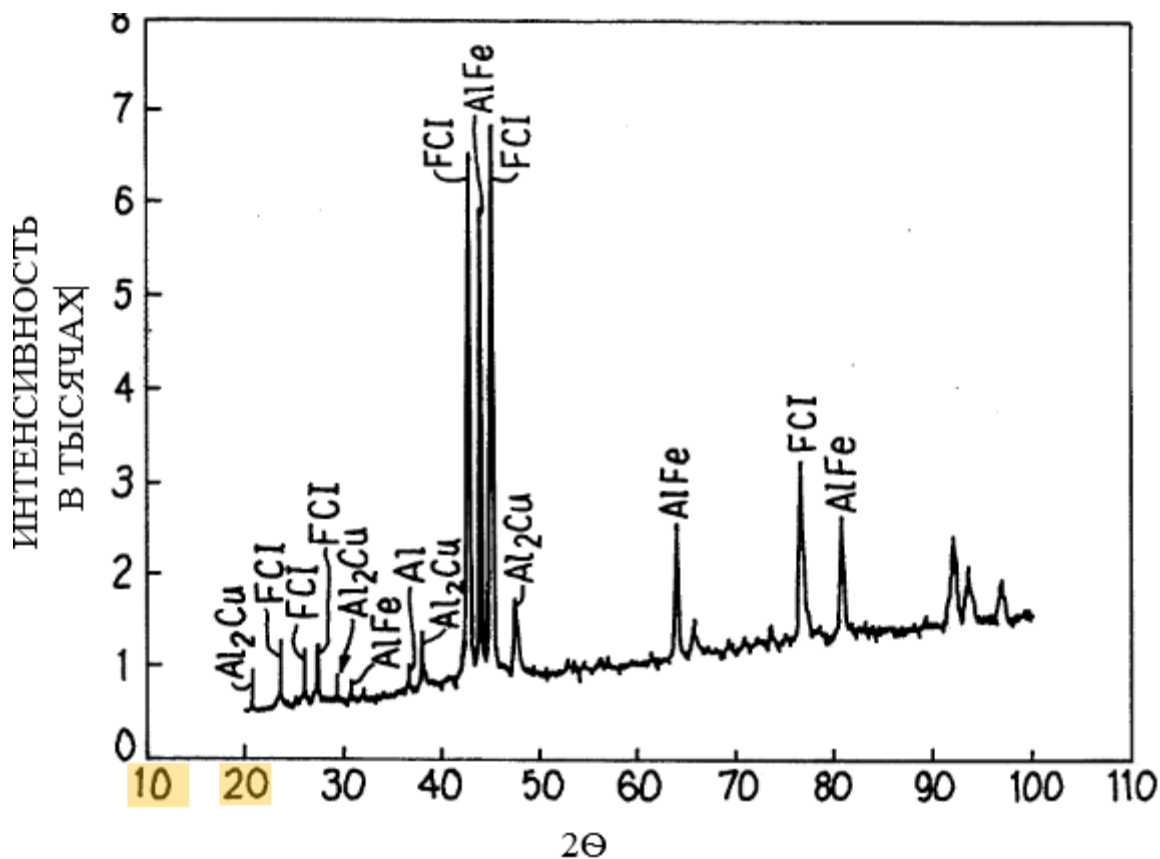


Рисунок 19 - Рентгеновская дифракционная картина порошка сплава  $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{23}\text{Fe}_{12}$ , полученного в соответствии с изобретением [8]

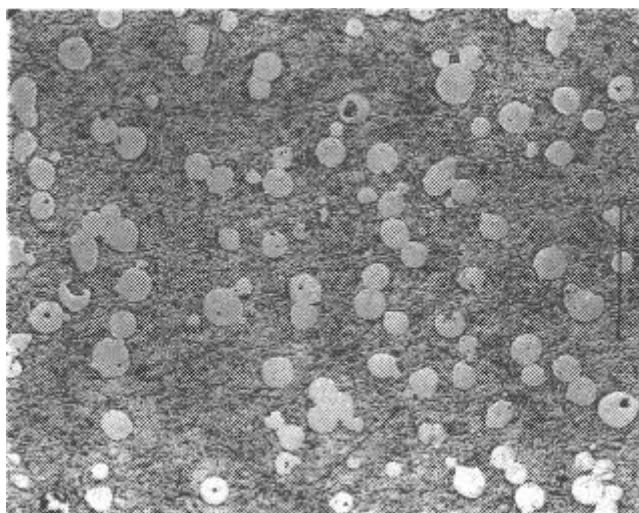


Рисунок 20 – Микроструктура композиционного материала, содержащего алюминиевую матрицу и в целом сферическую, распыленную квазикристаллическую армирующую порошковую частицу, диспергированную в матрице после горячего изостатического прессования [12]

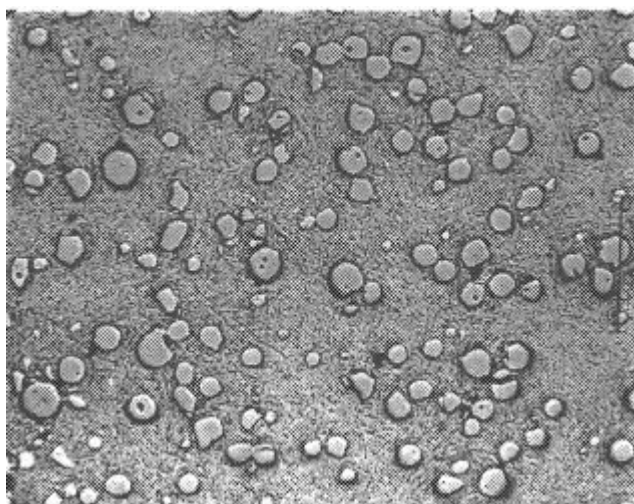


Рисунок 21 – Микроструктура горячекатаного композиционного материала, содержащего алюминиевую матрицу и в целом сферическую, распыленную квазикристаллическую армирующую порошковую частицу, диспергированную в матрице после горячей прокатки [12]

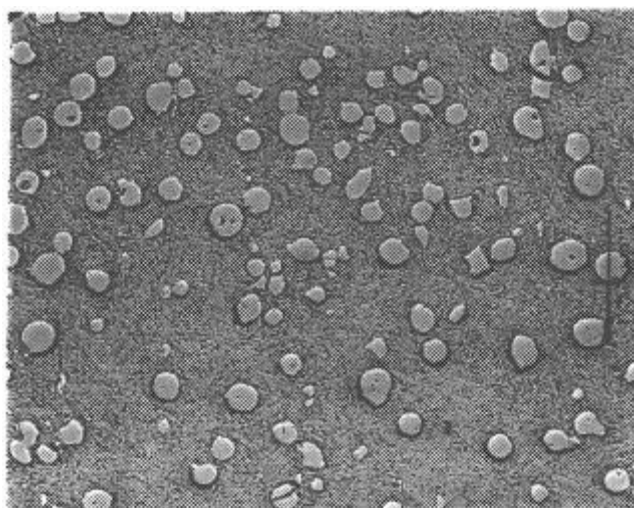


Рисунок 22 – Микроструктура холоднокатаного композиционного материала, содержащего алюминиевую матрицу и, как правило, сферические, распыленные квазикристаллические частицы армирующего порошка, диспергированные в матрице после холодной прокатки [12]

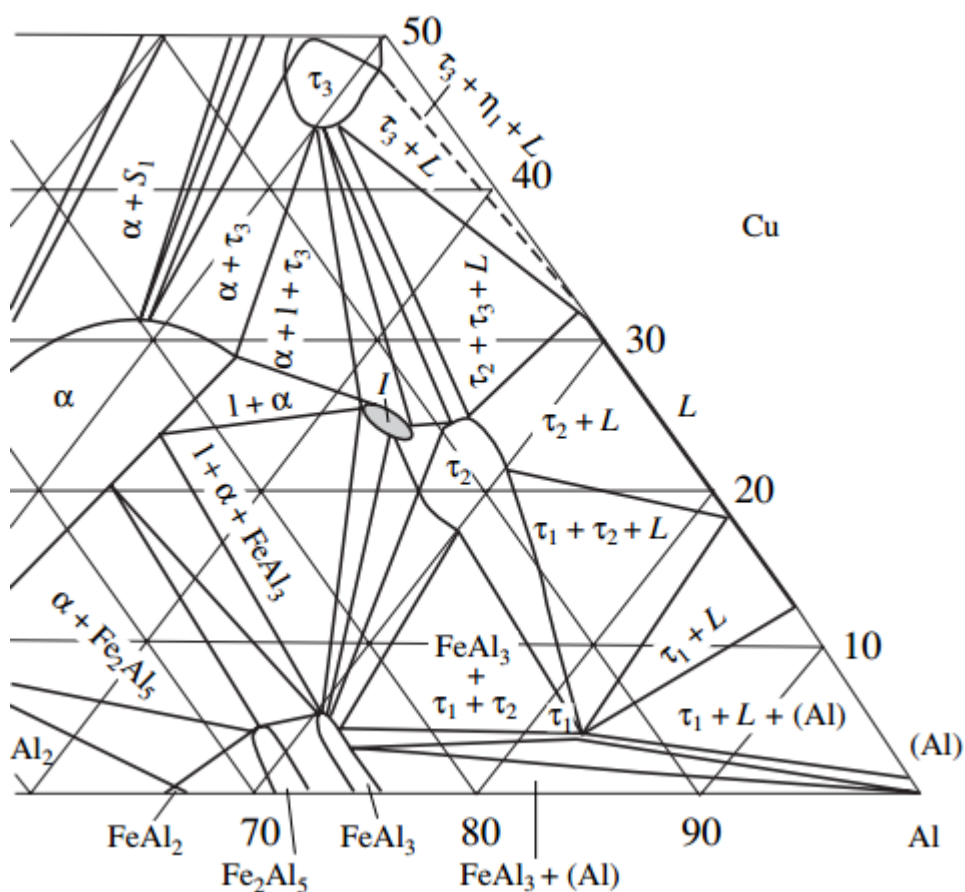


Рисунок 23 - Изотермический разрез фазовой диаграммы Al-Cu-Fe при 600 С [13]

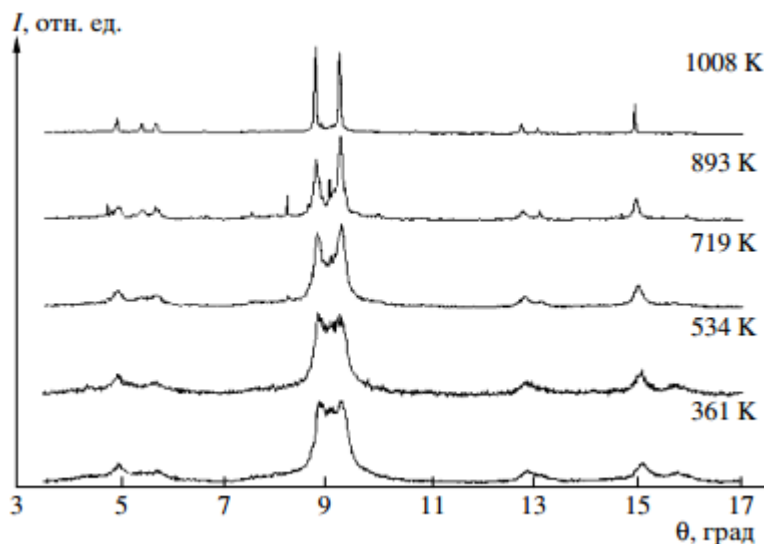


Рисунок 24 - Эволюция дифракционных спектров синхронного излучения при нагреве для сплава  $Al_{65}Cu_{24}Fe_{11}$ , подвергнутого МС в планетарной мельнице в течении четырех часов [13]

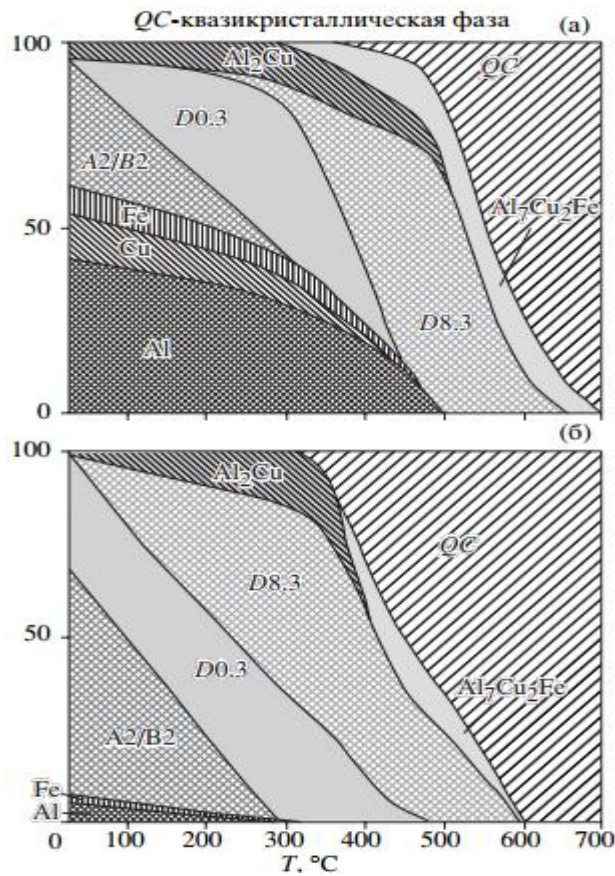


Рисунок 25 - Эволюция фазового состава при нагреве сплавов  $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{24}\text{Fe}_{11}$ , полученных обработкой в планетарной шаровой мельнице АГО-2У на II скорости вращения водила в течении двух (а) и четырех (б) часов [13]

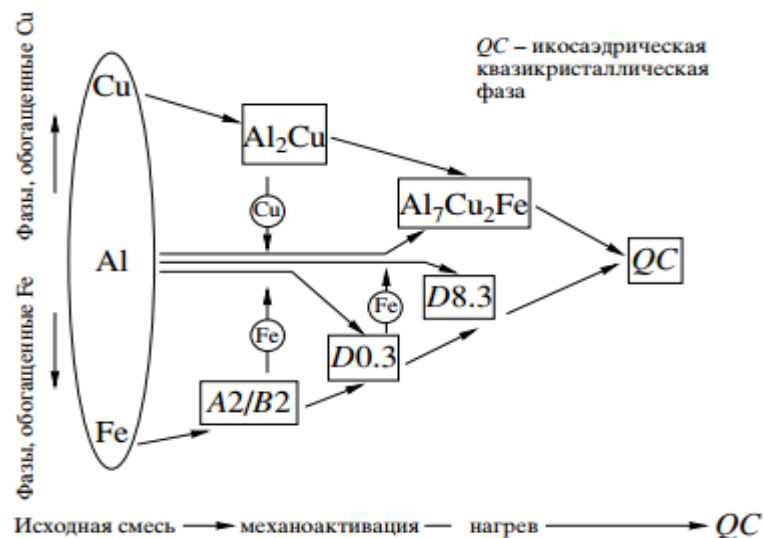


Рисунок 26 - Схема перераспределения элементов между образующимися фазами в процессе механосплавления из чистых компонентов и последующего отжига сплава  $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{24}\text{Fe}_{11}$  [13]

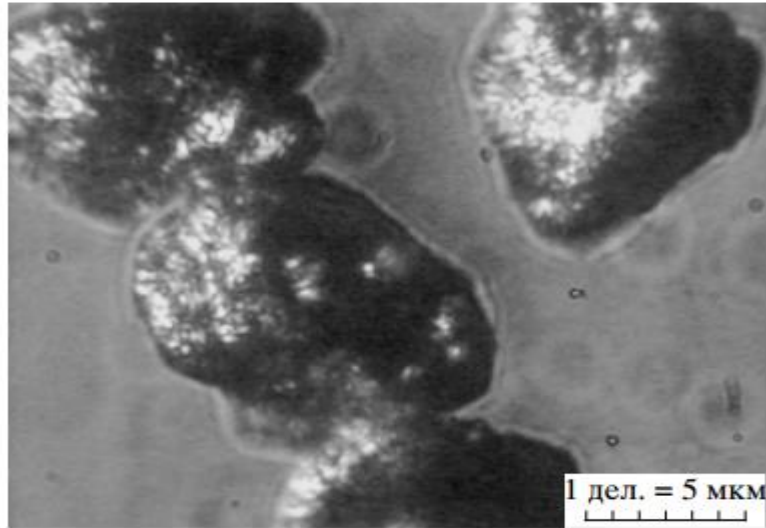


Рисунок 27 - Оптическая микрофотография композиционного порошка Al-10 вес. % квазикристалла, обработанного в течение 10 мин [13]

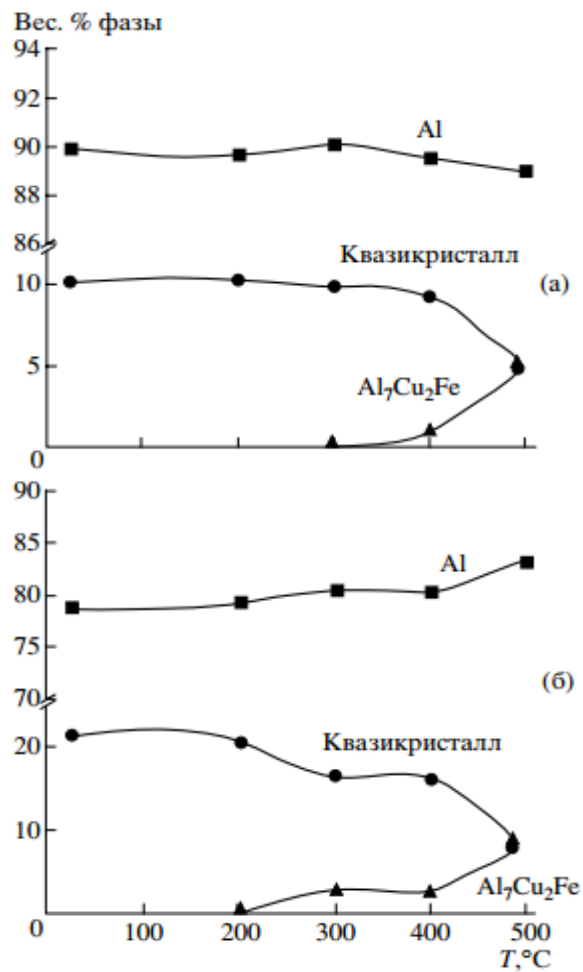


Рисунок 28 - Зависимости фазового состава полученных механообработкой в течение 10 мин. композитов Al-10 вес. %



квазикристалла (а) и Al-20 вес. % квазикристалла (б) от температуры  
нагрева [13]

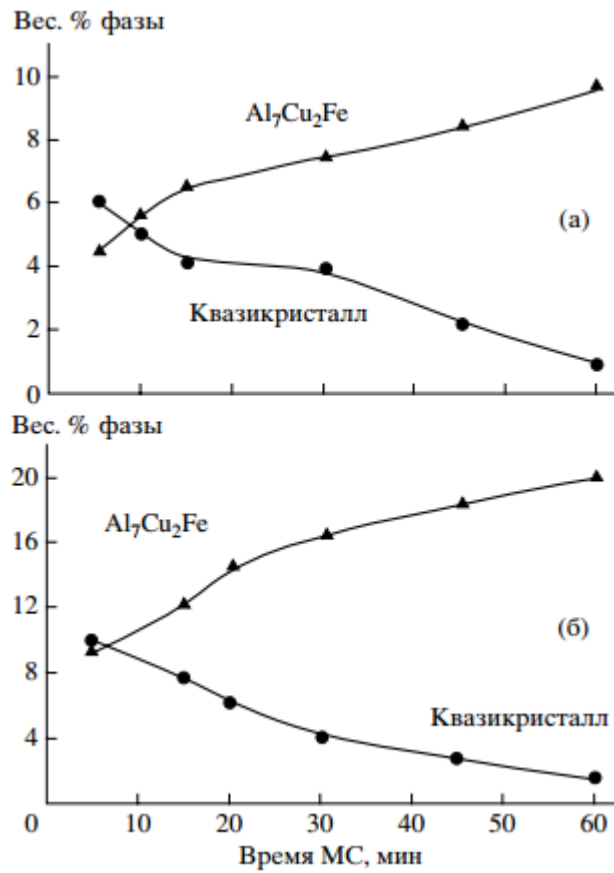


Рисунок 29 - Зависимости фазового состава композиционных порошков Al-10 вес. % квазикристаллической фазы (а) и Al-20 вес. % квазикристаллической фазы (б), нагретых до 500 С, от времени механообработки [13]

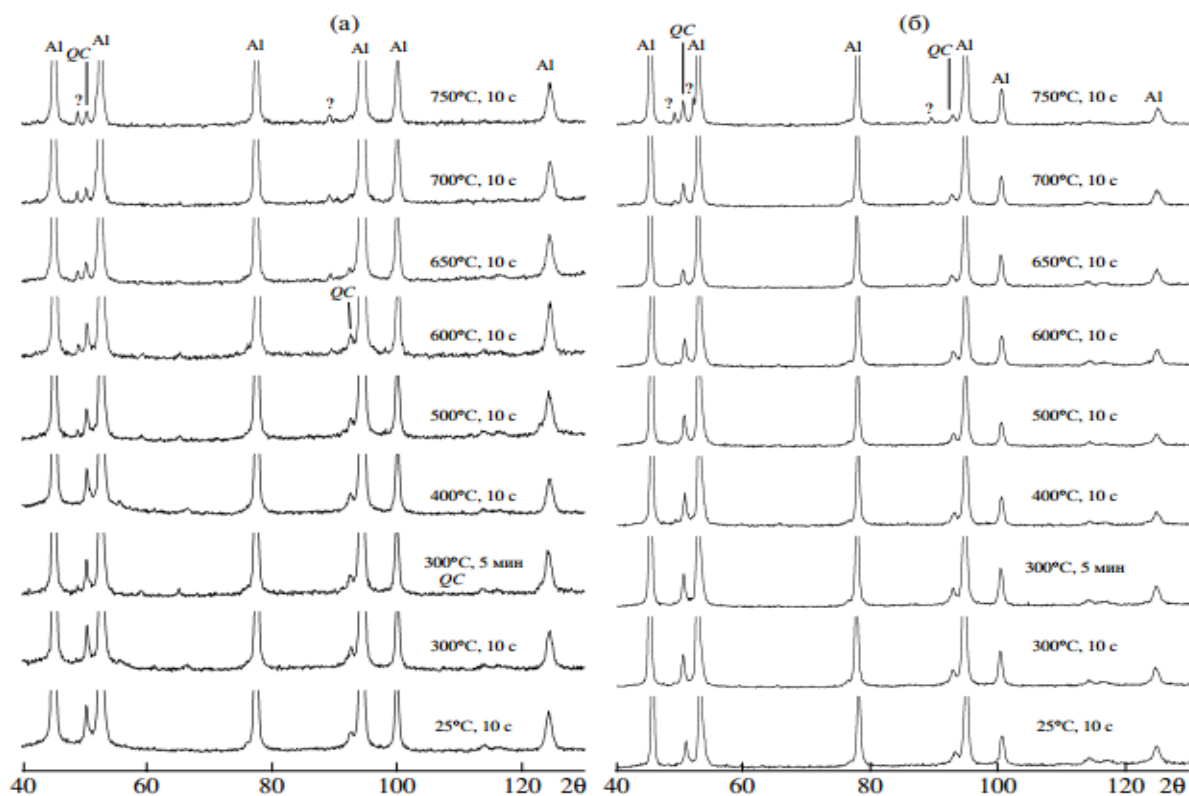


Рисунок 30 - Дифрактограммы композиционных материалов Al-10 вес. % квазикристалла (а) и Al-20 вес. % квазикристалла (б), компактированных прессованием. Продолжительность механоактивационной смеси 45 мин. Температура компактирования и длительность выдержки под давлением указаны на дифрактограммах. *QC* – дифракционные пики квазикристаллической фазы [13]

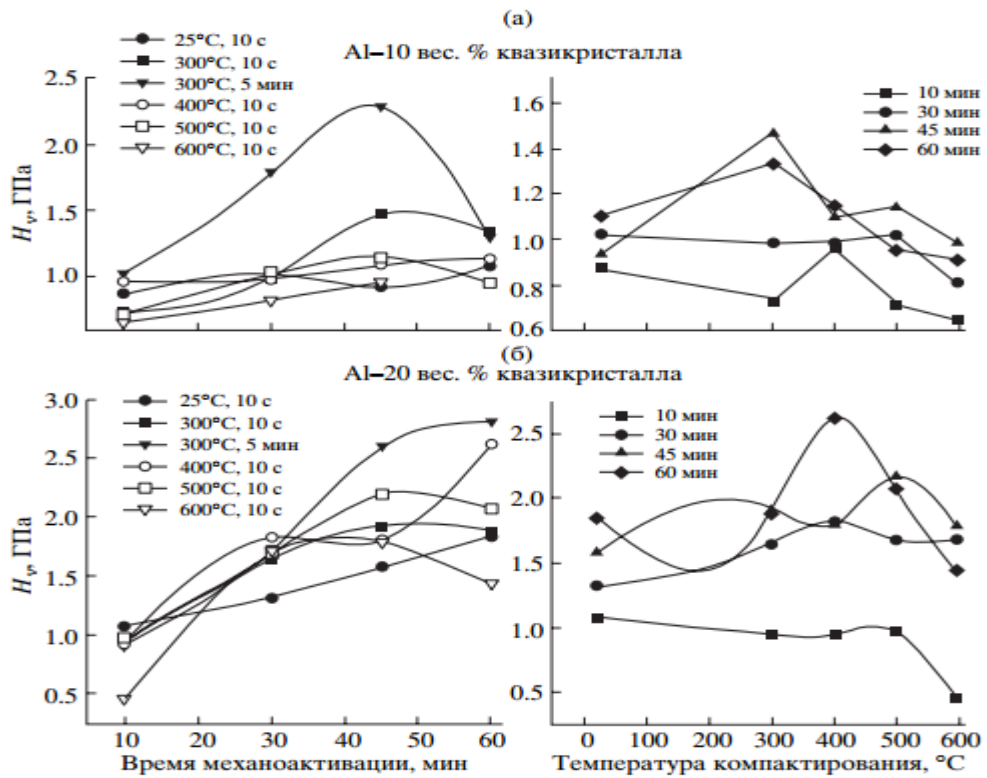


Рисунок 31 - Зависимости микротвердости  $H_v$  от температуры компактирования (а) и от времени механоактивации (б) для композиционных материалов Al/квасикристалл. Температуры компактирования и длительность выдержки под давлением указаны на рисунке [13]

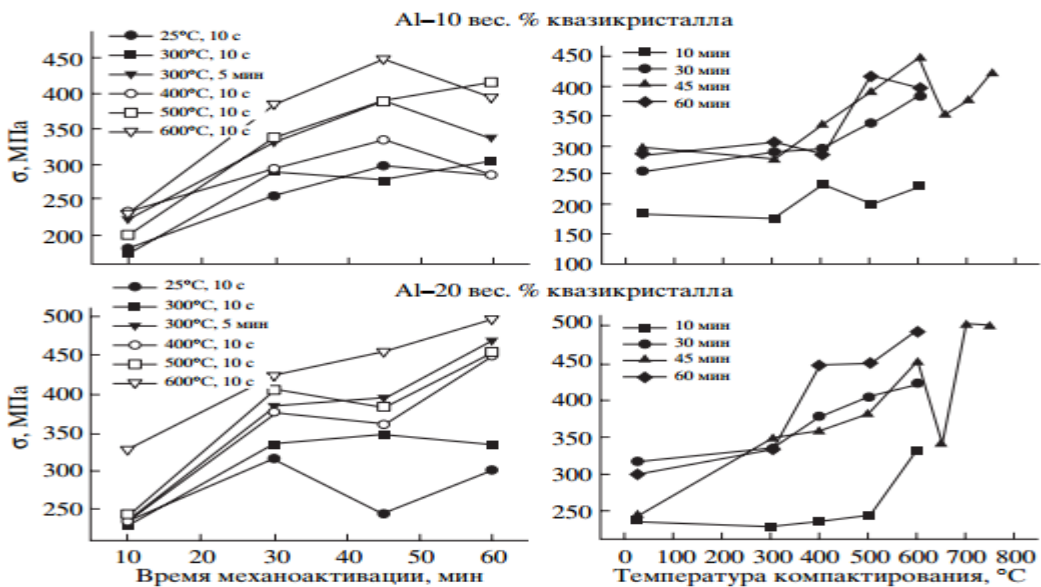


Рисунок 32 - Зависимость предела прочности  $\sigma$  от условий предварительной обработки композиционных материалов на основе Al.

Температуры компактирования и длительность выдержки под давлением указаны на рисунке [13]

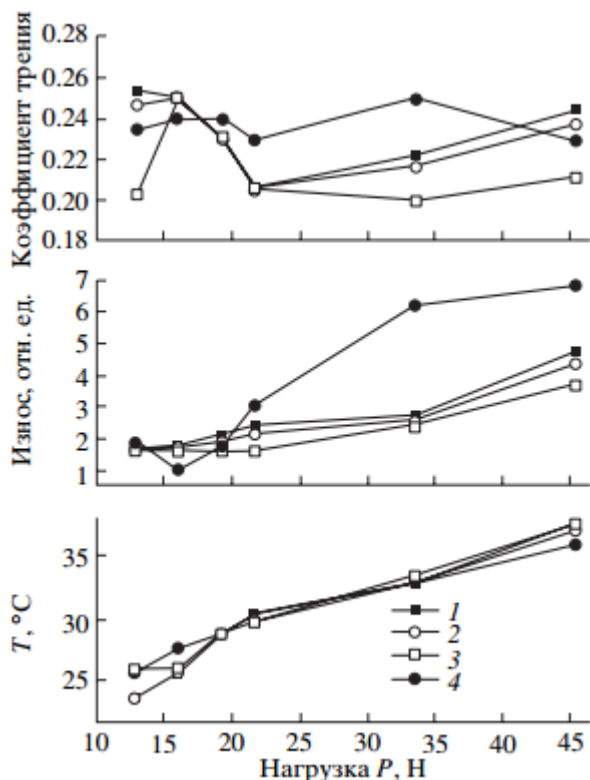


Рисунок 33 - Зависимости коэффициента трения, интенсивности износа и величины локального разогрева от прилагаемой при трибологических испытаниях нагрузки  $P$  для композиционных материалов Al-10 вес. % квазикристалла, компактированных при температурах 300 (1), 400 (2), 500 (3) °C с выдержкой под давлением 10 с. Кривая (4) соответствует промышленному сплаву АК12 (Al-12% Si-2% Cu) [13]



Рисунок 34 - Выкрашивание частиц наполнителя из матрицы под воздействием интенсивной истирающей нагрузки (а) и разработанные способы предотвращения ему (б) [13]

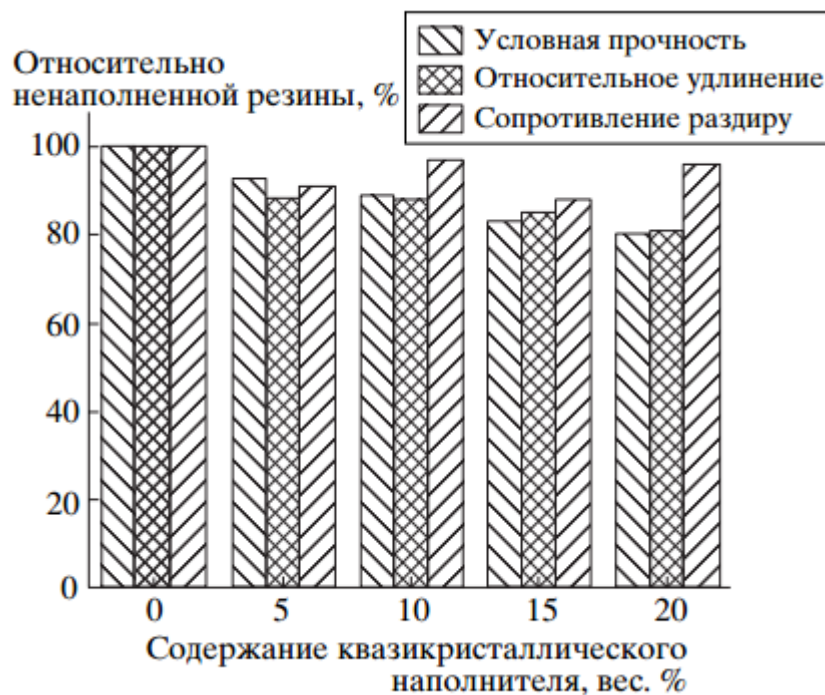


Рисунок 35 - Физико-механические свойства резины, наполненной квазикристаллическим порошком [13]

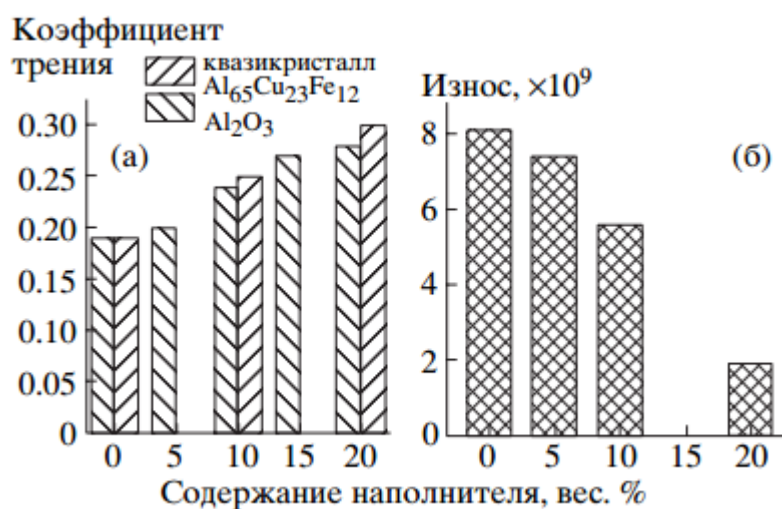


Рисунок 36 - Кoeffициент трения (а) и изнаос (б) полимерквазикристаллических изделий [13]

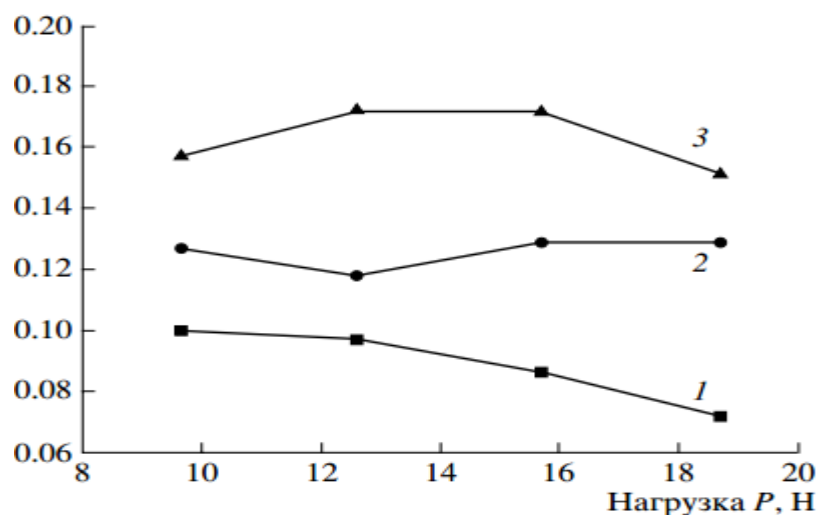


Рисунок 37 - Зависимость коэффициента сухого трения по углеродистой стали от прилагаемой при трибологических испытаниях нагрузки для материалов на полимерной основе: 1- чистый СВМПЭ, 2-СВМПЭ-10 вес. % квазикристалла; 3- СВМПЭ-10 вес. % металломатричного композита (Al + 10 вес. % квазикристалла). Линейная скорость испытаний составляла 1.3 м/с [13]

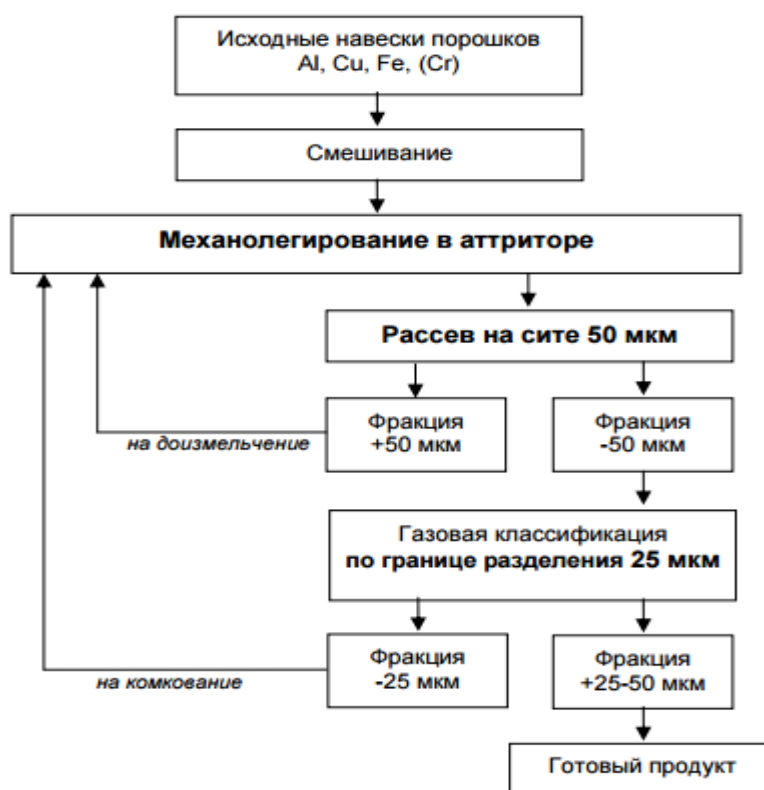


Рисунок 38 - Схема производства порошков системы Al-Cu-Fe(-Cr) механолегированием [14]

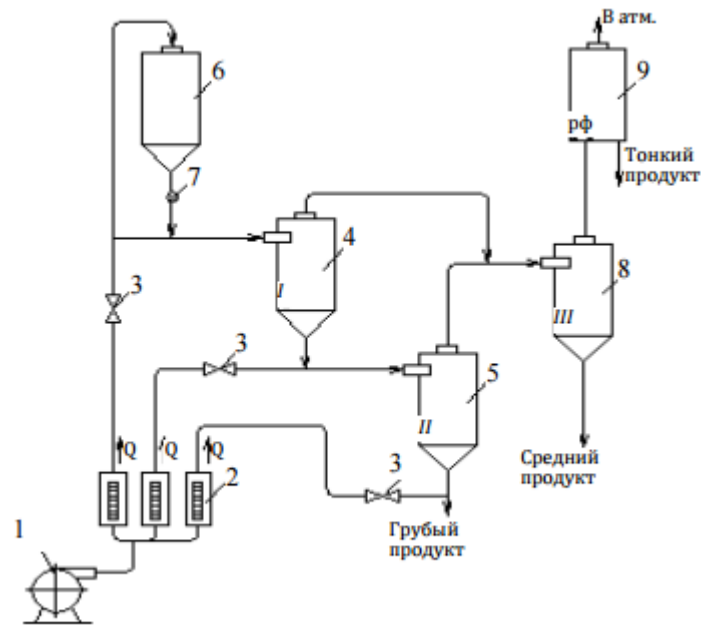


Рисунок 39 - Лабораторная сепарационная установка циклонного типа: 1 — газодувка, 2 — ротаметры, 3 — регулирующие вентили, 4, 5, 8 — циклоны, 6 — бункер с исходным порошком, 7 — регулирующее устройство, 9 — рукавный фильтр [14]

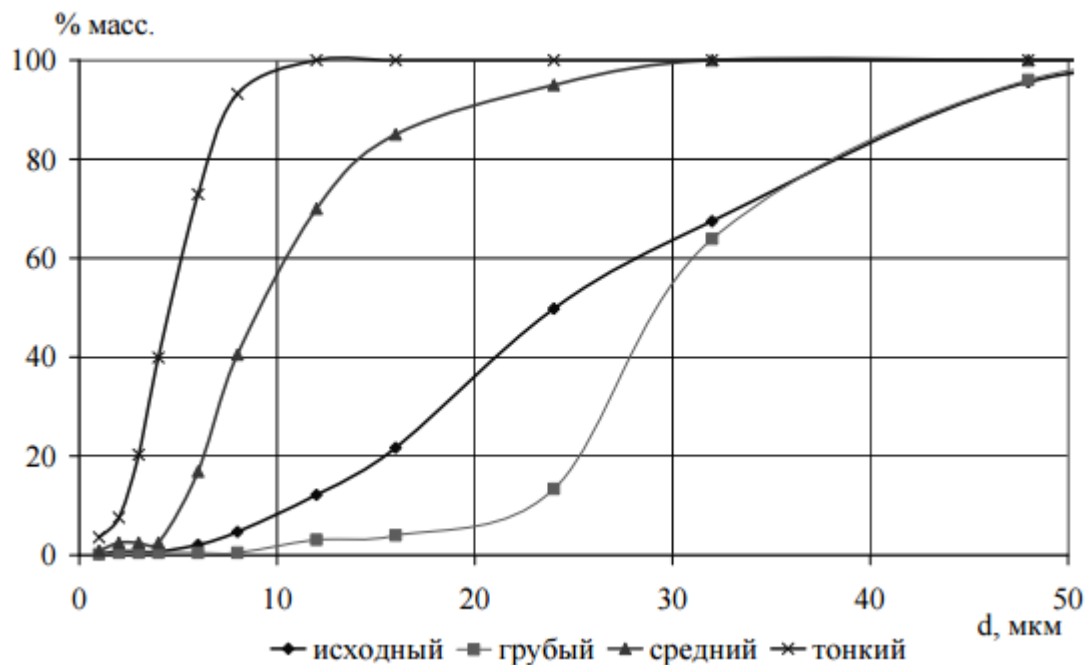


Рисунок 40 - Усредненные интегральные значения гранулометрического состава порошков фракции -50 мкм и продуктов их разделения [14]

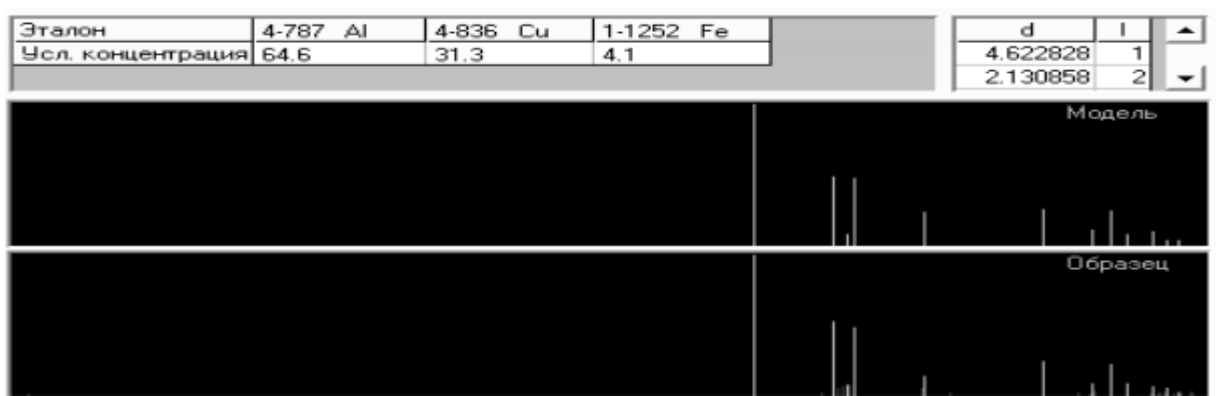


Рисунок 41 - Сравнение спектра порошка сплава Al65Cu20Fe15, полученного механолегированием в атриторе в течение 15 мин; сравнение спектра образца и эталонов №№ 4-787,4-836, 1-1252 [14]

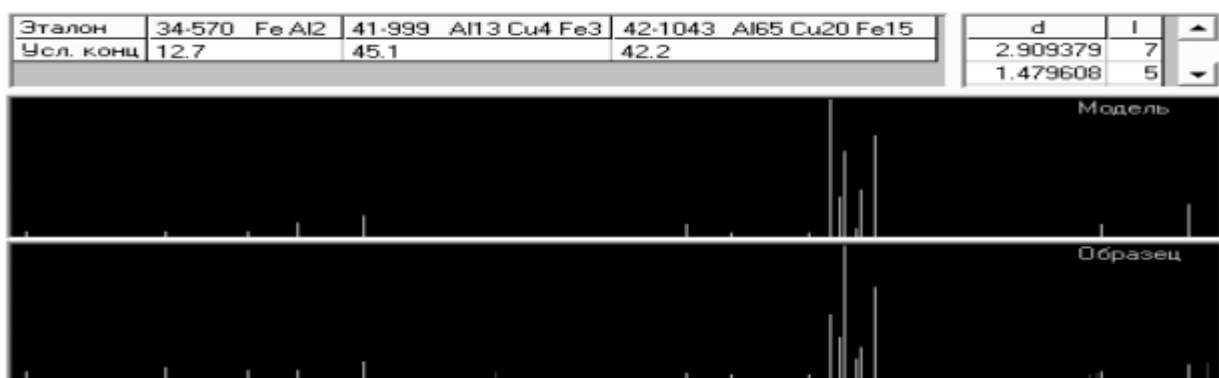


Рисунок 42 - Сравнение спектра порошка сплава Al65Cu20Fe15, полученного механолегированием в атриторе в течение 15 мин после термообработки при температуре 800 °С в течение 3 часов и эталонов №№ 34-570, 41-999, 42-1043 [14]

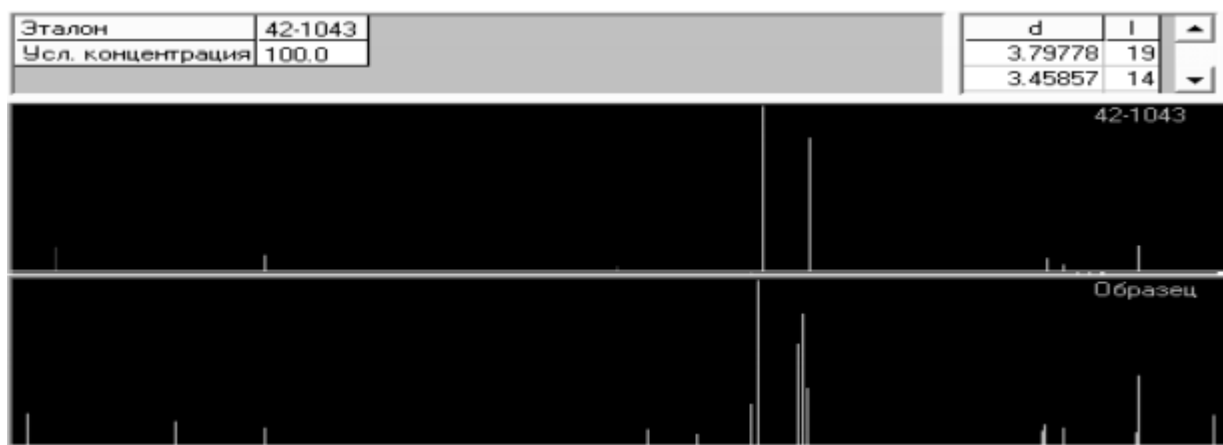


Рисунок 43 - Сравнение спектра порошка сплава Al65Cu20Fe15, изготовленного в Российском научном центре «Курчатовский институт» и эталона № 42-1043 [14]



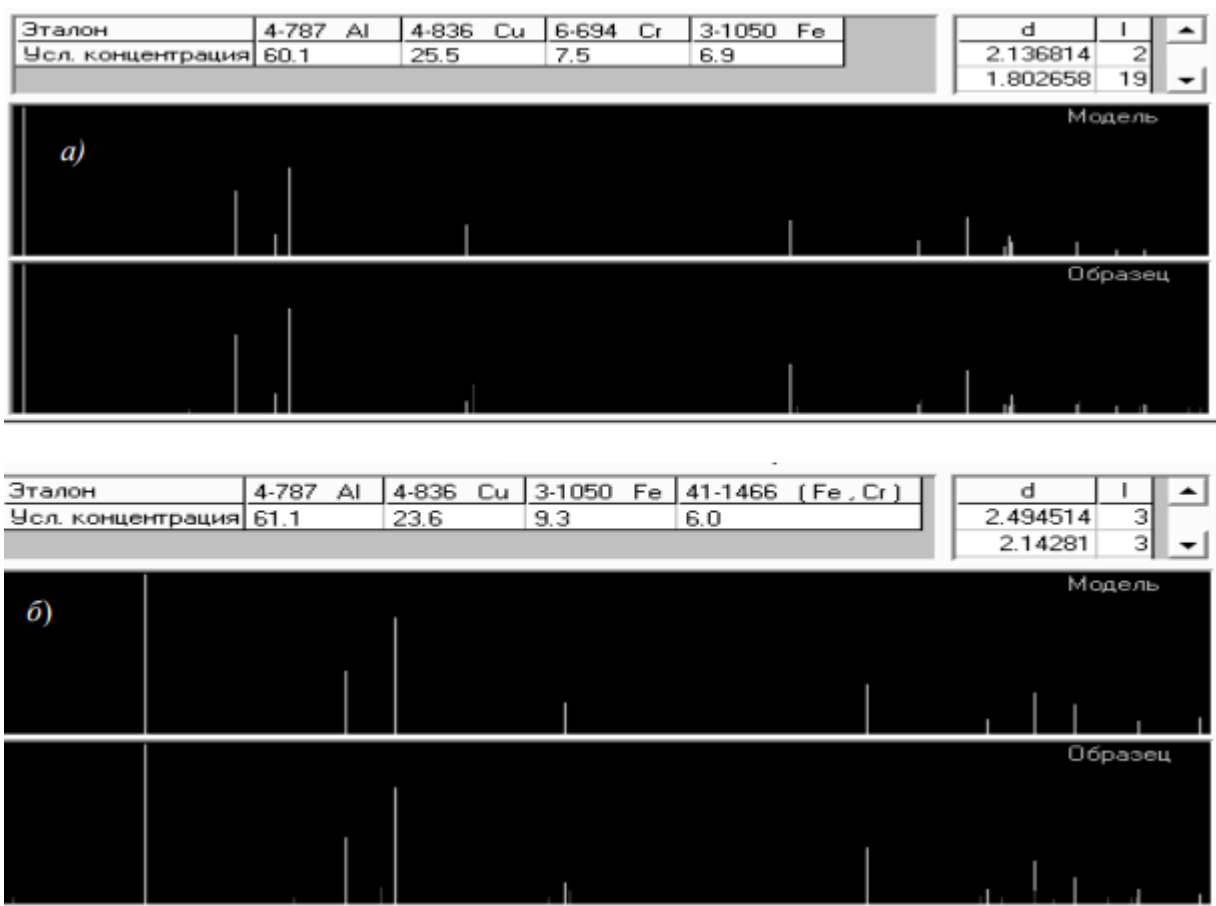


Рисунок 44 - Сравнение спектров порошка Al<sub>70</sub>Cu<sub>9</sub>Fe<sub>10.5</sub>Cr<sub>10.5</sub>: время обработки в атриторе 5 мин (а) и 30 мин (б); и эталонов: №№ 4-787, 4-836, 6-694, 3-1050 (а) и №№ 4-787, 4-836, 41-1466, 3-050 (б) [14]

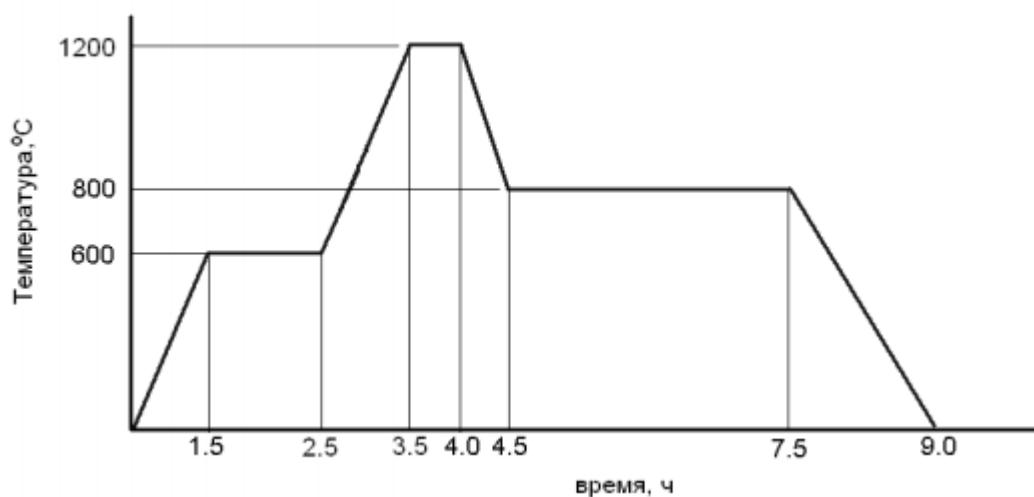


Рисунок 45 - Режим высокотемпературного синтеза материалов [14]

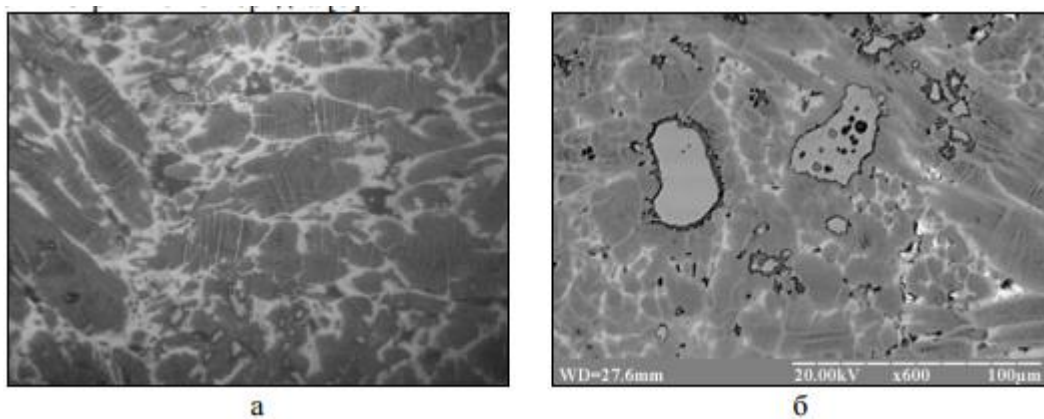


Рисунок 46 - Микроструктура сплава Al–Co–Cu: а – в отраженном свете, х400; б – в отраженных электронах, х600 [15]

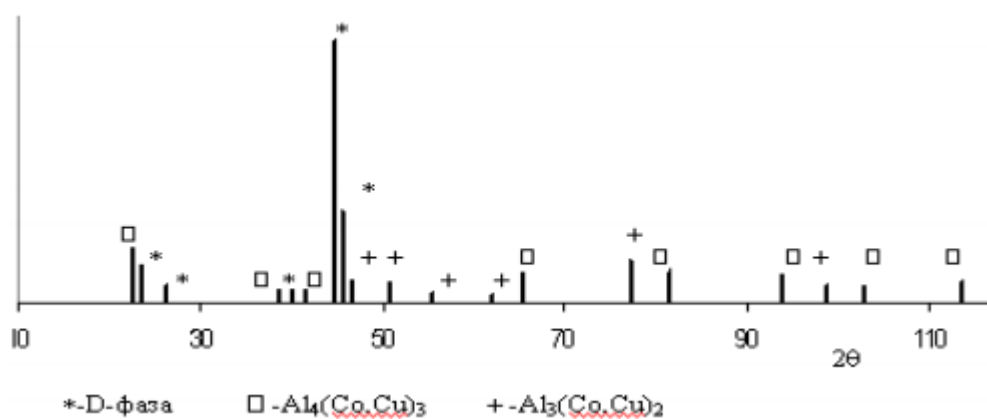


Рисунок 47 - Штрих-рентгенограмма сплава Al–Co–Cu [15]

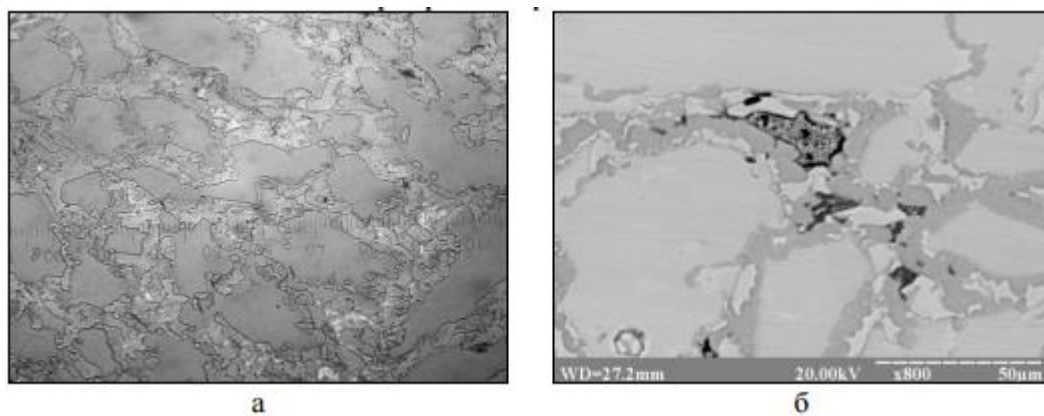


Рисунок 48 - Микроструктура сплава Al–Co–Ni: а – в отраженном свете, х400; б – в отраженных электронах, х800 [15]

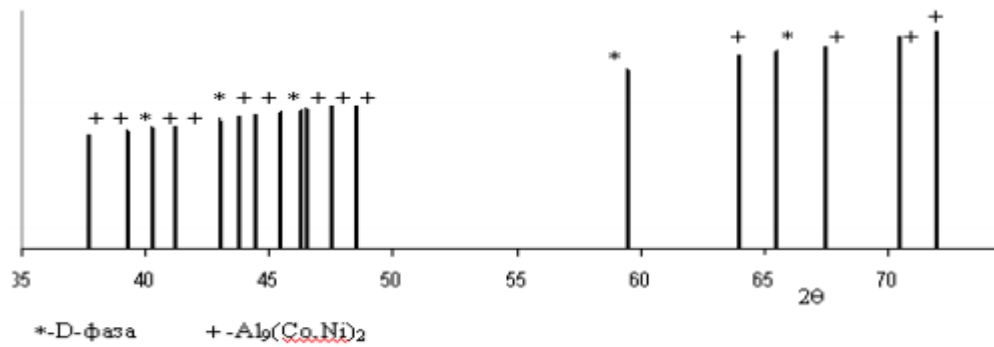


Рисунок 49 - Штрих-рентгенограмма сплава Al-Co-Ni [15]

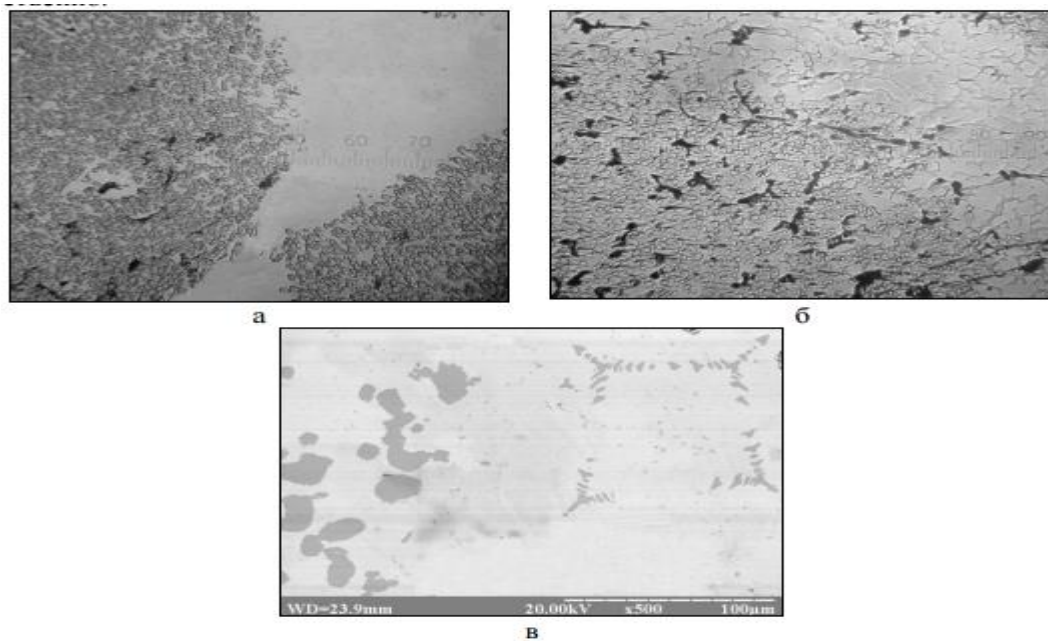


Рисунок 50 - Микроструктура в отраженном свете (а,б) и отраженных электронах (в) композиционных материалов со связкой Л62, упрочненных наполнителем: а – Al-Co-Cu, x100; б – Al-Ni-Co, x100; в – Al-Ni-Co, x500 [15]

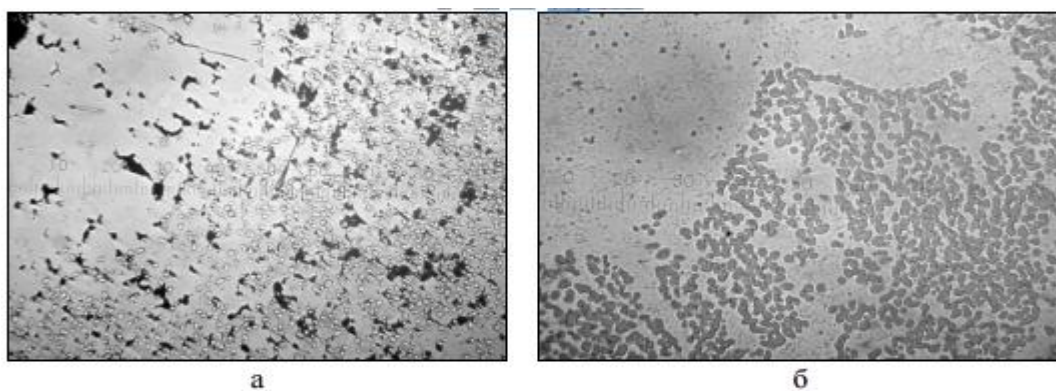


Рисунок 51 - Микроструктура композиционных материалов со связкой БрОЦ 10-2, упрочненных наполнителем: а – Al-Co-Cu, x100; б – Al-Ni-Co, x100 [15]

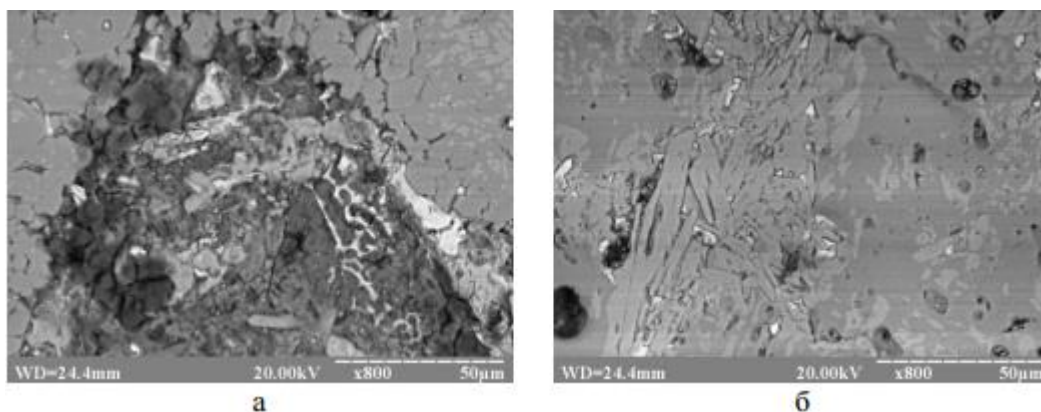


Рисунок 52 - Микроструктура композиционного материала АМг30( Al–Co–Cu): а – в отраженном свете, х100; б – в отраженных электронах, х800 [15]

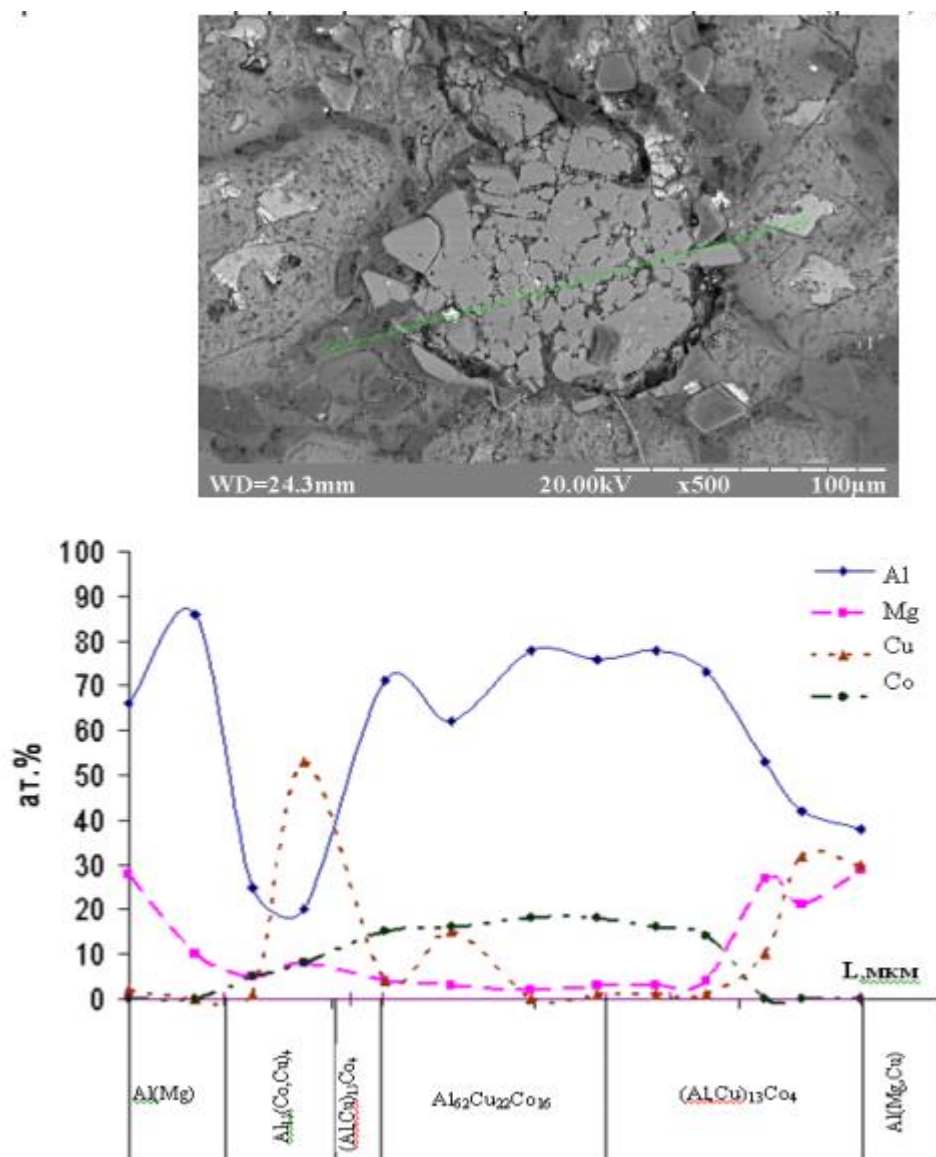


Рисунок 53 - Распределение компонентов вдоль произвольного сечения композиционного материала АМг30/(Al–Co–Cu) [15]

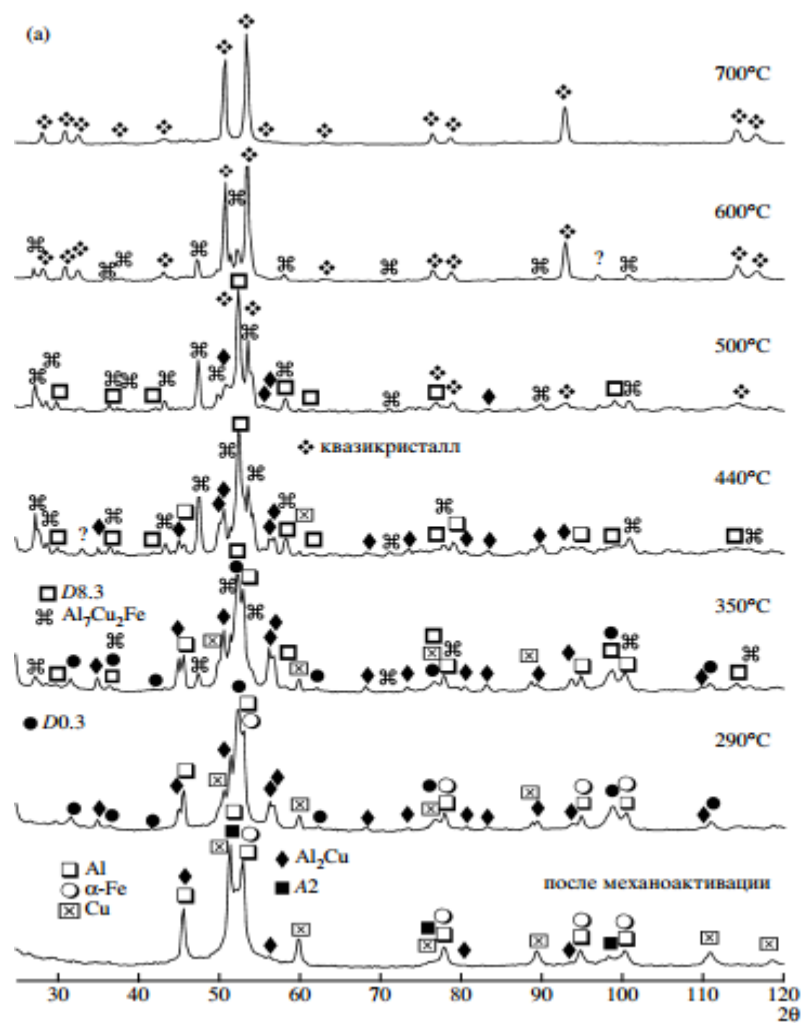


Рисунок 54 - Рентгеновские дифрактограммы образцов  $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{23}\text{Fe}_{12}$ , полученных механоактивацией в течении двух (а) и четырех (б) часов. Температуры отжига указаны около кривых [16]

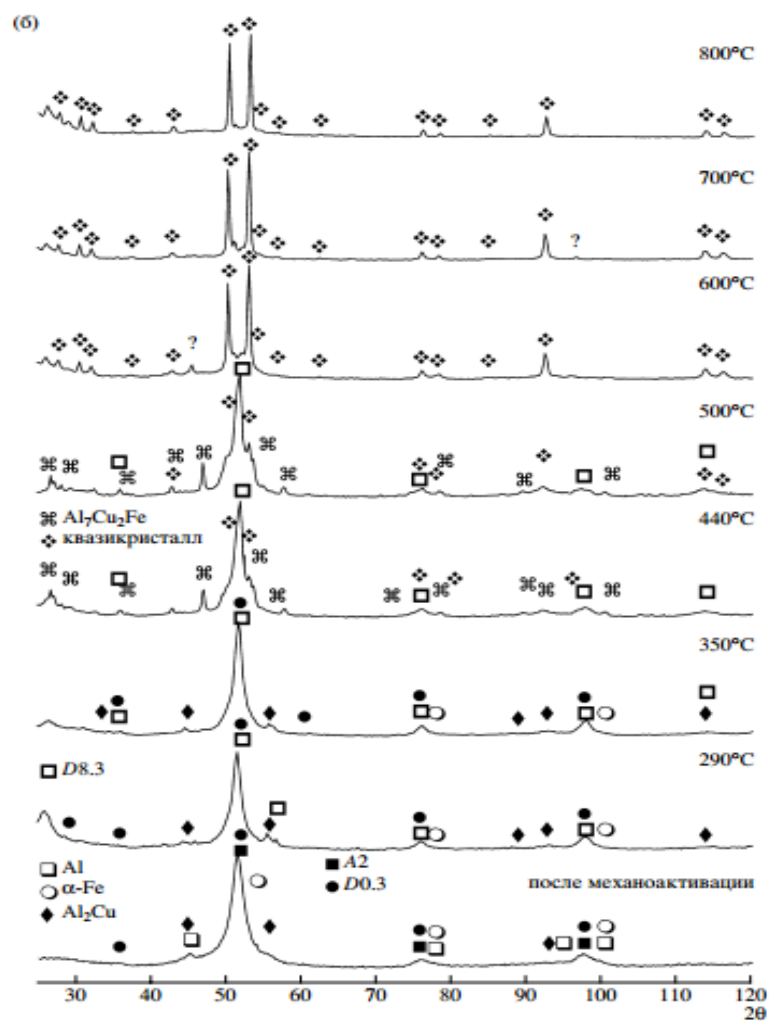


Рисунок 54 - Окончание. [16]

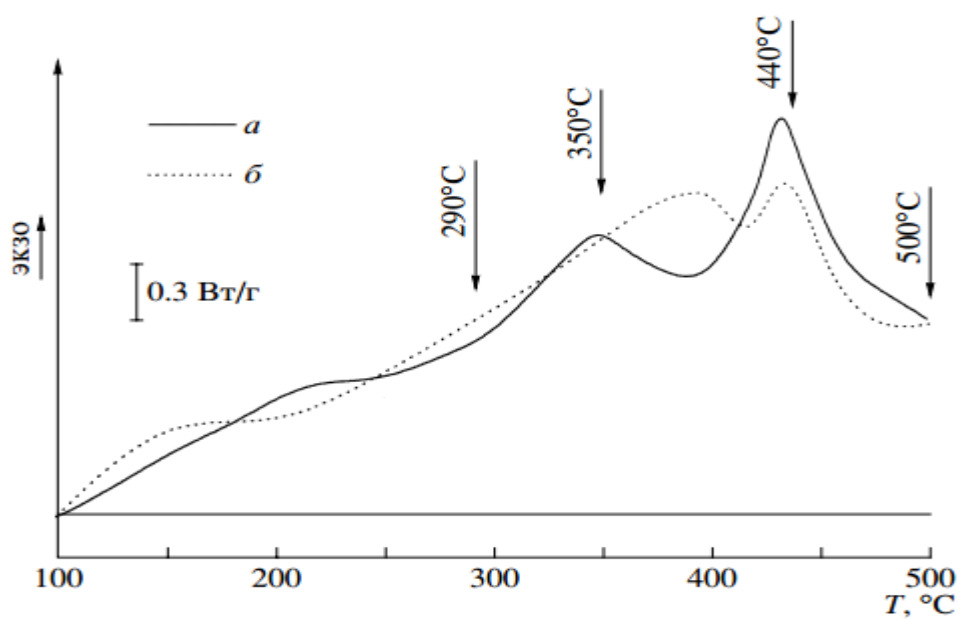


Рисунок 55 - Калориметрические кривые тепловыделения образцов Al<sub>65</sub>Cu<sub>23</sub>Fe<sub>12</sub>, полученных механоактивацией в течении (а) двух и (б) четырех часов [16]

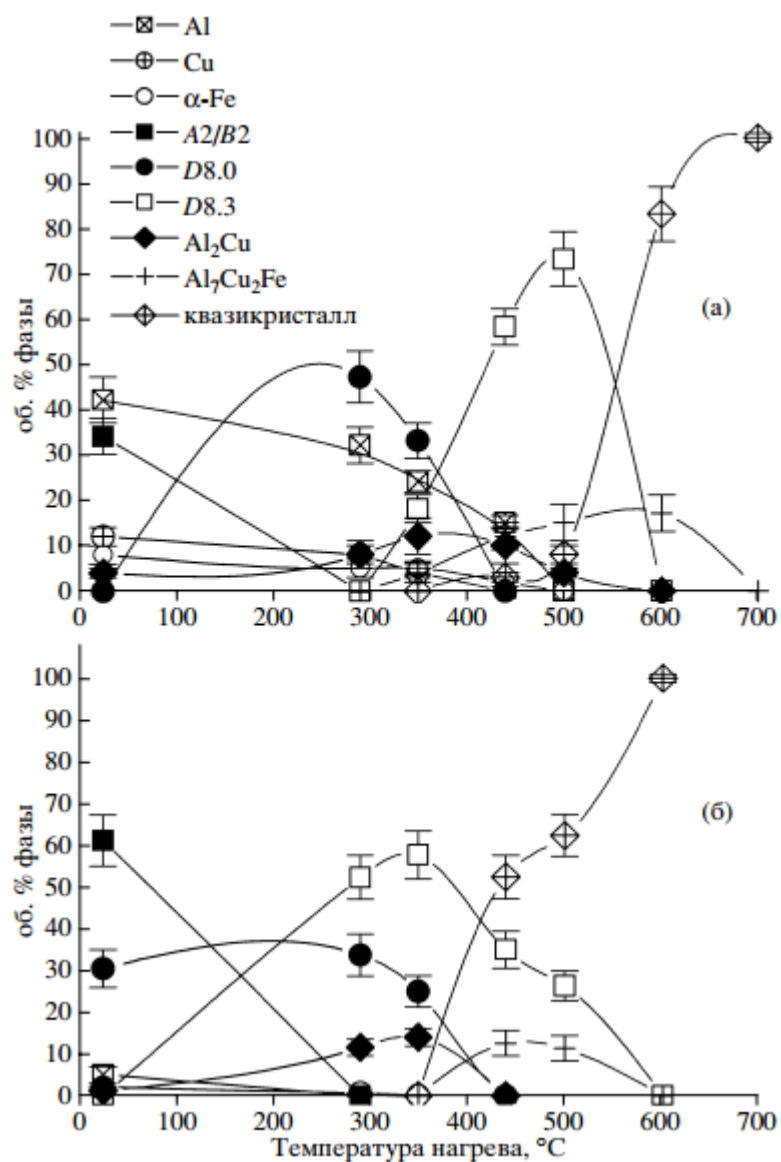


Рисунок 56 - Эволюция фазового состава при нагреве образцов  $Al_{65}Cu_{23}Fe_{12}$ , полученных механоактивацией в течении (а) двух и (б) четырех часов [16]

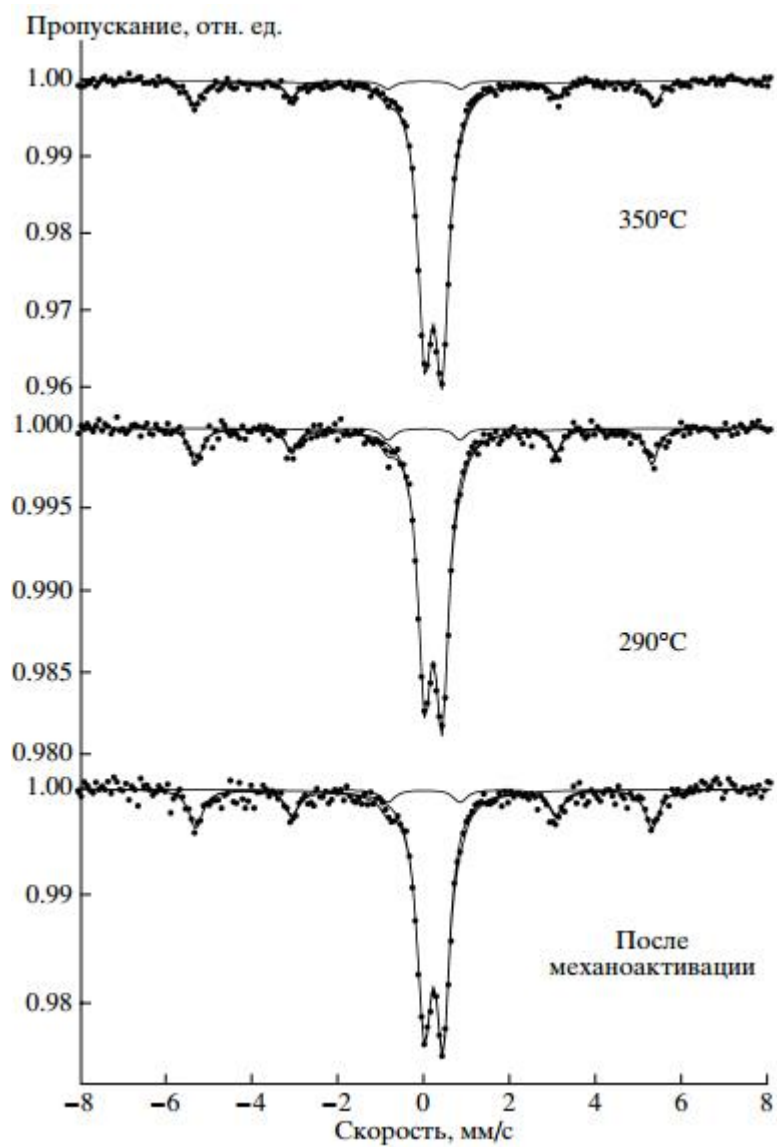


Рисунок 57 - Мессбауэровские спектры сплава  $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{23}\text{Fe}_{12}$ , полученного в течении четырех часов. Температуры нагрева указаны около спектров [16]



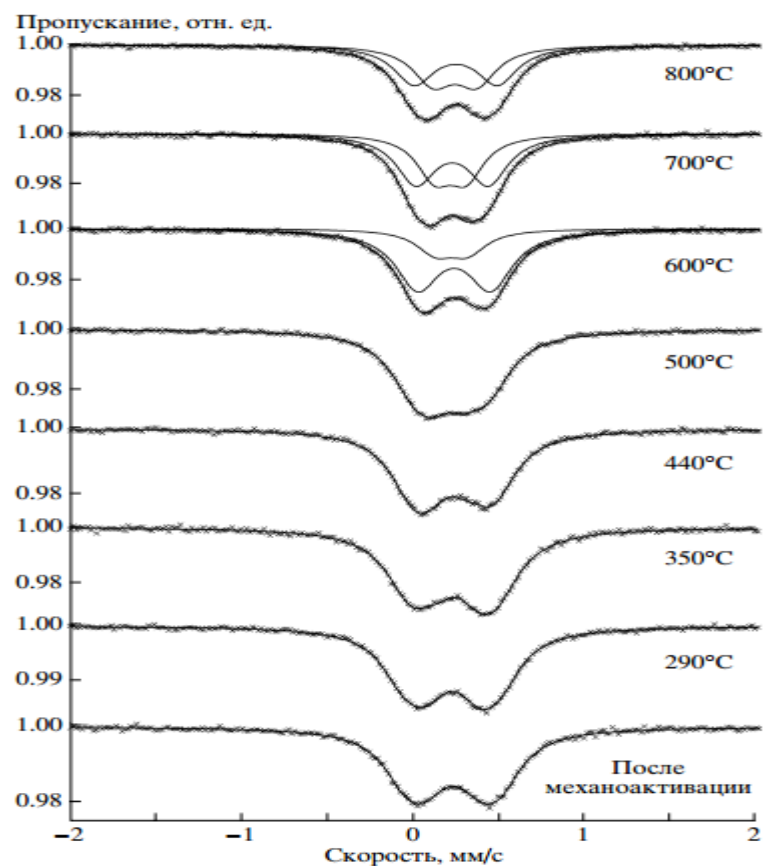


Рисунок 58 - Центральные области мессбауэровских спектров сплава  $Al_{65}Cu_{23}Fe_{12}$ , полученного механоактивацией в течении четырех часов.

Температуры нагрева указаны около спектров [16]

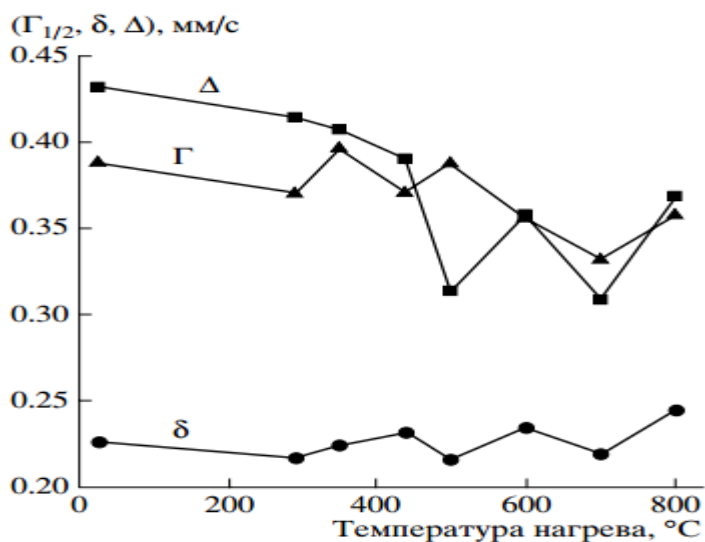


Рисунок 59 - Влияние температуры нагрева на значение изомерного сдвига  $\delta$ , квадрупольного расщепления  $\Delta$  и ширины линии на полувысоте  $\Gamma$  при описании центральной компоненты мессбауэровских спектров сплава  $Al_{65}Cu_{23}Fe_{12}$ , полученного механоактивацией в течении четырех часов, одним дуплетом [16]

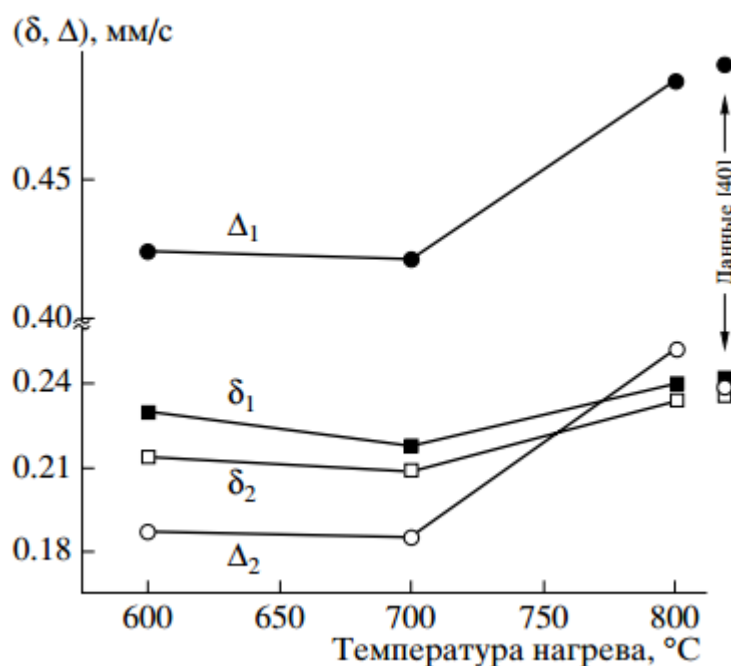


Рисунок 60 - Влияние температуры нагрева на значение изомерного сдвига  $\delta$ , квадрупольного расщепления  $\Delta$  и ширины линии на полувысоте  $\Gamma$  при описании центральной компоненты мессбауэровских спектров сплава  $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{23}\text{Fe}_{12}$ , полученного механоактивацией в течении четырех часов, двумя дуплетами [16]

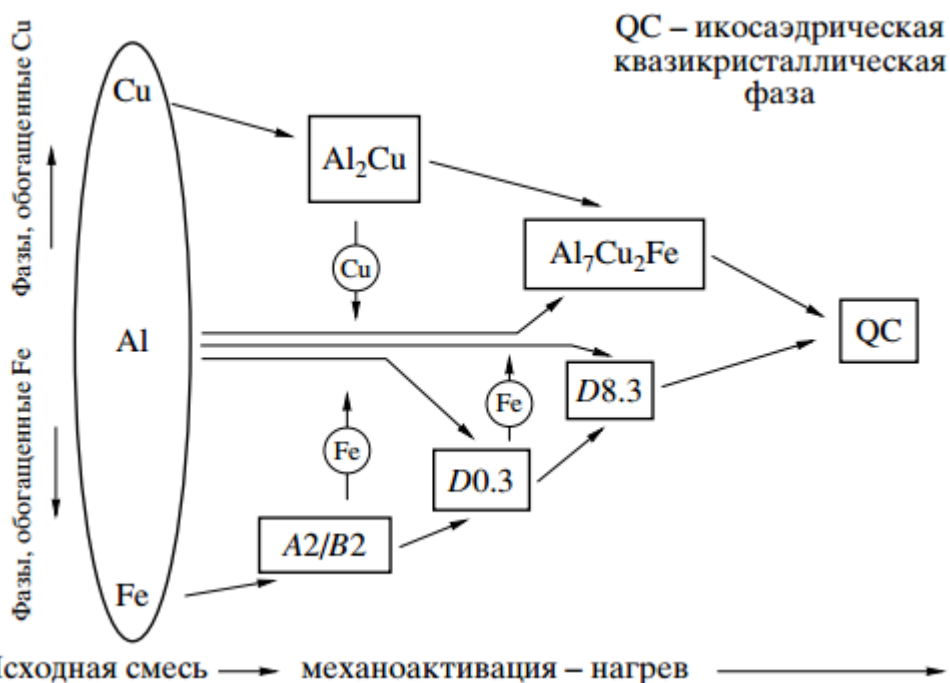


Рисунок 61 - Схема перераспределения элементов между образующимися фазами в процессе механосплавления из чистых компонентов и последующего нагрева сплава  $\text{Al}_{65}\text{Cu}_{23}\text{Fe}_{12}$  [16]



Рисунок 62 - SEM-фотографии образцов [Al + 10 % вес.QC(Al65Cu23Fe12)] после компактирования: а) край шлифа в отраженных электронах; каверна вблизи края образца; б) в отраженных электронах; в) во вторичных электронах [19]

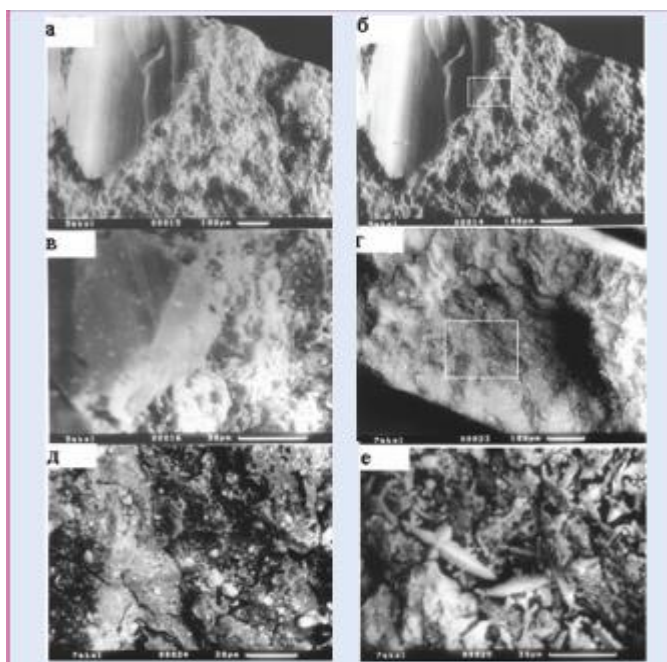


Рисунок 63 - SEM-изображения изломов в образцах после компактирования, скол в зерне и вязкий излом вокруг него: а) в отраженных электронах, б) во вторичных электронах; в) светлые частицы на ровной поверхности скола; г, д) светлые частицы на вязком изломе; е) дендриты на вязком изломе около края образца [19]

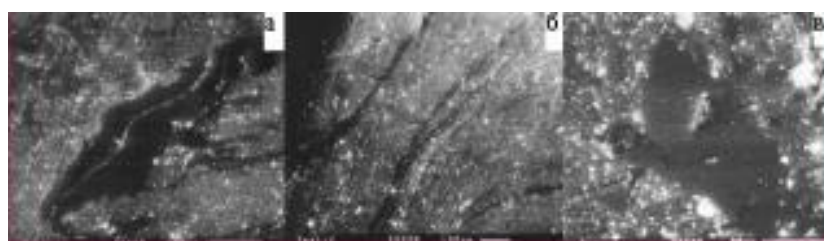


Рисунок 64 - SEM-изображения в отраженных электронах темных зон в образцах после компактирования: а) вблизи центра полусферического образца; б) вблизи стыка плоской и сферической поверхности; в) в центре плоского шлифа образца [19]

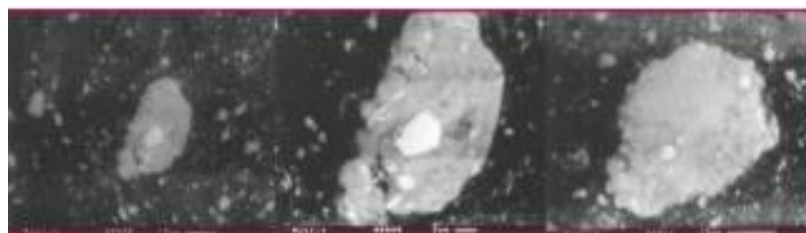


Рисунок 65 - SEM-изображения в отраженных электронах крупных светлых частиц с белыми образованиями в центре и темно-серым окружением [19]

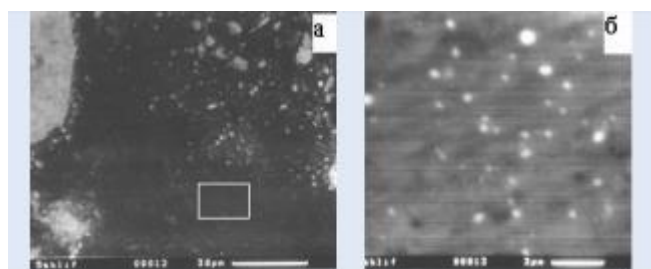


Рисунок 66 - SEM-изображения: а) темная область в отраженных электронах, б) ультрадисперсные выделения в ней [19]

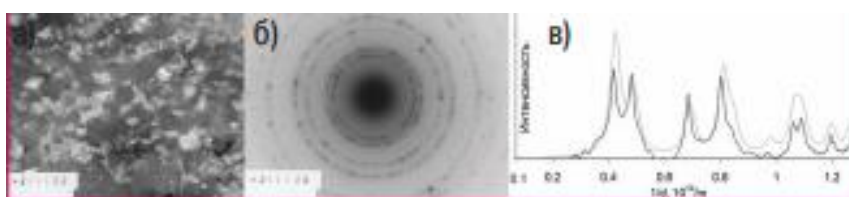


Рисунок 67 - ПЭМ-изображение структуры образца после компактирования порошков Al и QC (а); электронно-микроскопическая дифракция с утроенной диафрагмой (б); дифракционный электронно-микроскопический спектр, полученный круговым интегрированием интенсивности электронномикроскопической дифракции в сравнении с расчетным эталонным спектром ГЦК (в) алюминия [19]

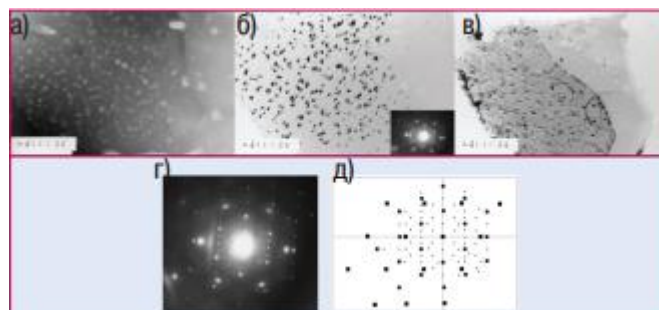


Рисунок 68 - SEM-изображения выделений в зерне Al-матрицы: а) светлое поле; б) темное поле в дополнительном рефлексе; в) темное поле в основном рефлексе; г) дифракционная картина; д) схема дифракции [19]

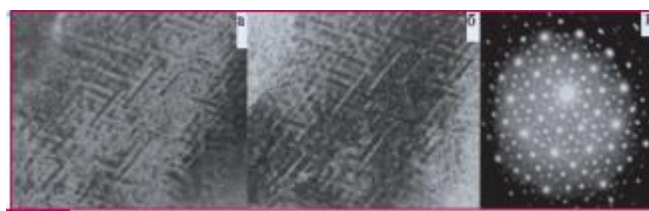


Рисунок 69 - ПЭМ-изображения зерна квазикристаллов с контрастом от субзеренной структуры: а) светлопольного, б) темнопольного, в) дифракция от QC с осью десятого порядка в образце после компактирования [19]

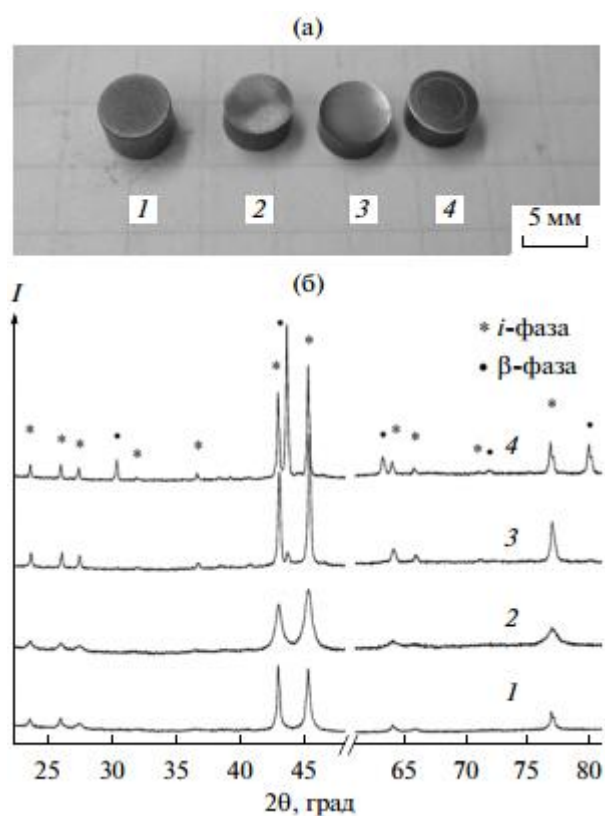


Рисунок 70 - Образцы (а) и дифрактограммы образцов (б) после прессования при 0.5 (1) и 8–9 ГПа (2), после спекания при 800°C за время 5 (3) и 30 мин (4) (на образцах 3 и 4 видны треки, оставленные контртелом в процессе трибологических испытаний) [20]

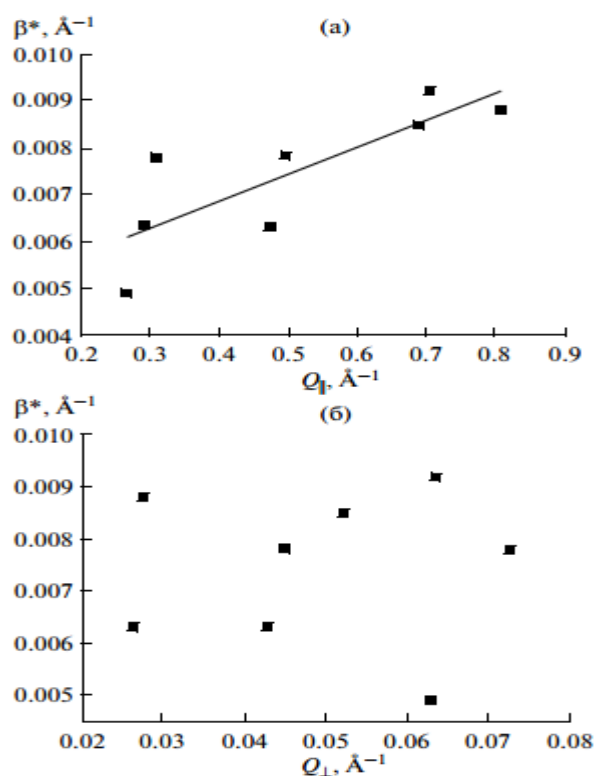


Рисунок 71 - Линейная зависимость интегрального уширения  $\beta^*$  от модуля волнового вектора реального пространства  $Q_{\parallel}$  (а) и отсутствие статистической зависимости  $\beta^*$  от модуля волнового вектора фазонного пространства  $Q_{\perp}$  (б) [20]

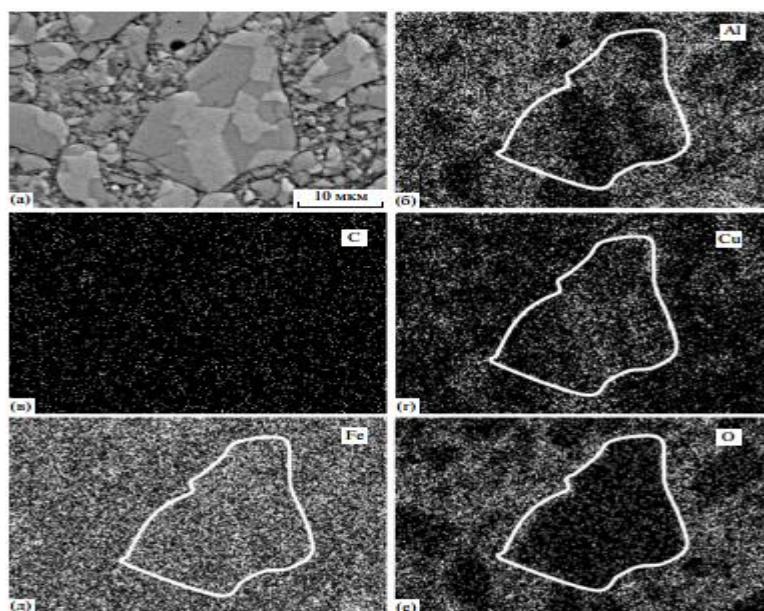


Рисунок 72 - Изображение микроструктуры во вторичных электронах (а) и в характеристическом рентгеновском излучении Al (б), С (в), Cu (г), Fe (д), O (е) в образце 4 (светлые области на микроструктуре образца соответствуют  $\beta$  фазе, темные – квазикристаллической) [20]

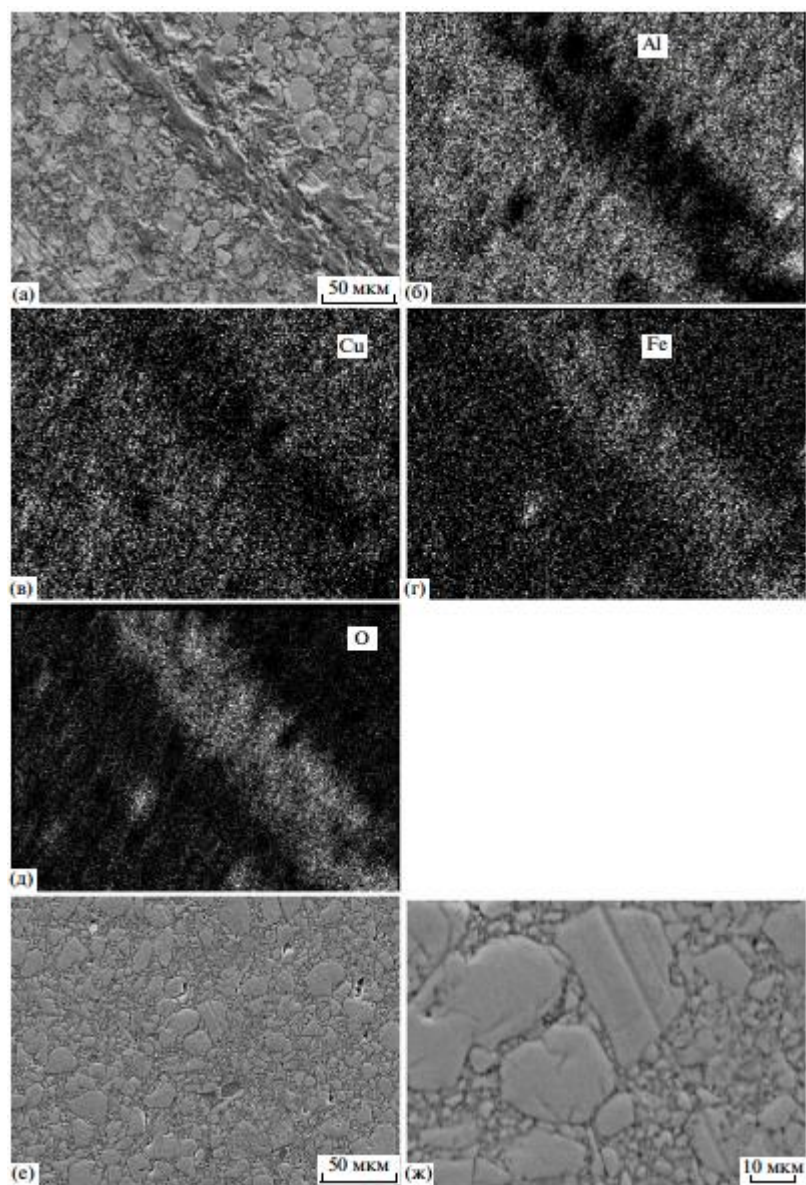


Рисунок 73 - Изображение микроструктуры во вторичных электронах в области бороздки износа образцов 4 (а) и 3 (е, ж) и в характеристическом рентгеновском излучении Al (б), Cu (в), Fe (г), O (д) в зоне износа на образце [20]

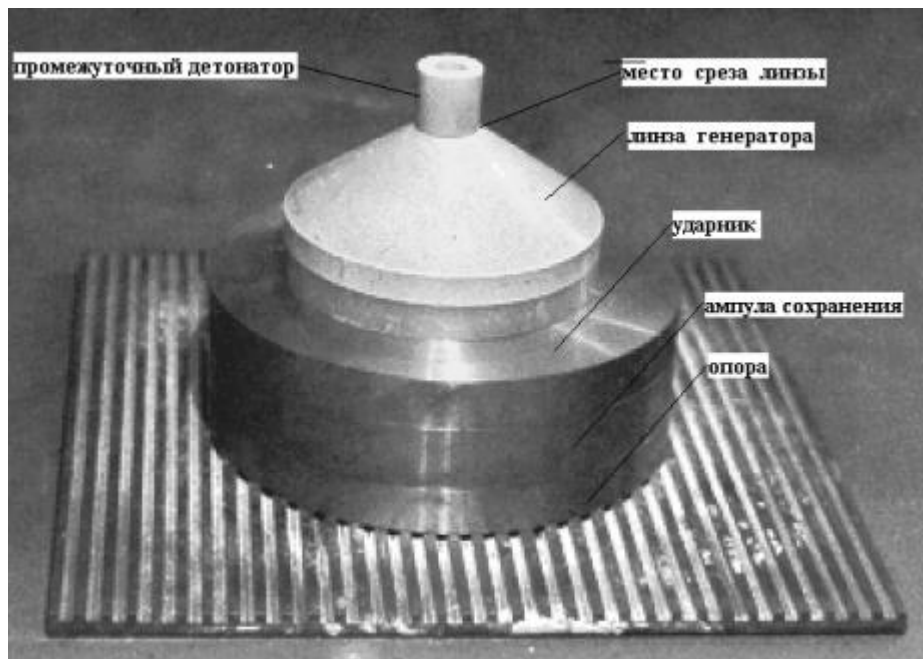


Рисунок 74 - Фотография сборки для ударно-волнового компактирования [21]

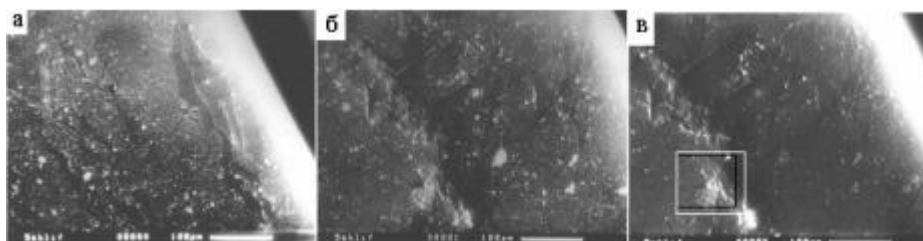


Рисунок 75 - SEM-фотографии образцов [Al + 10 вес. % QC(Al<sub>65</sub>Cu<sub>23</sub>Fe<sub>12</sub>)] после взрывного компактирования: а – изображение края шлифа в режиме отраженных электронов; б – каверна вблизи края образца, в режиме отраженных электронов; в – то же, в режиме вторичных электронов [21]



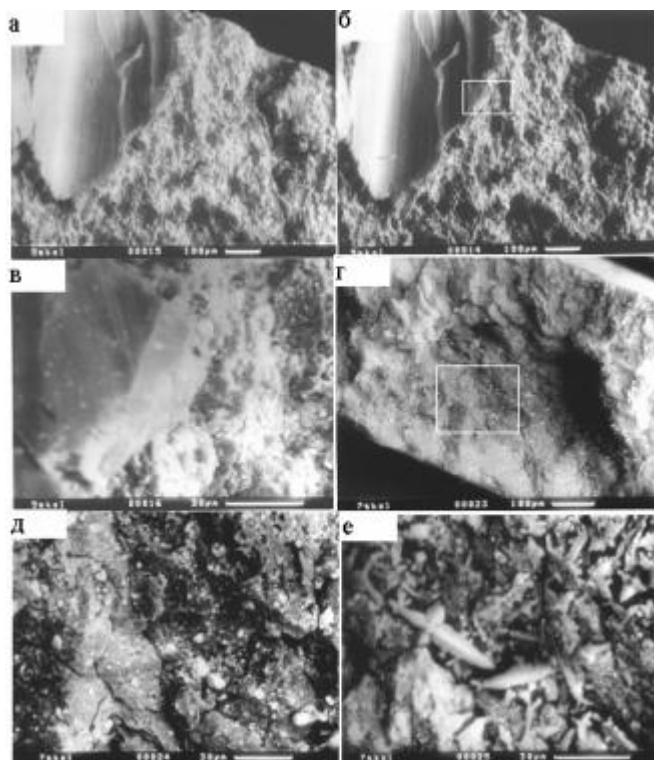


Рисунок 76 - SEM-изображения излома в образцах после взрывного компактирования: а и б – изображения скола в зерне и вязкого излома вокруг него в режиме отраженных и вторичных электронов, соответственно; в – светлые частицы на ровной поверхности скола; г и д – светлые частицы на вязком изломе; е – дендриты на вязком изломе вблизи сферического края образца [21]

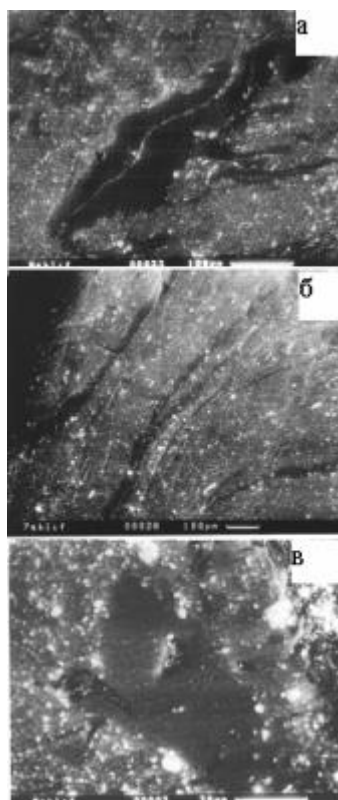


Рисунок 77 - Темные зоны в образцах после взрывного компактирования, SEM-изображения в отраженных электронах: а – вблизи полюса полусферического образца; б – вблизи стыка плоской и сферической поверхности; в – в центре плоского шлифа образца [21]

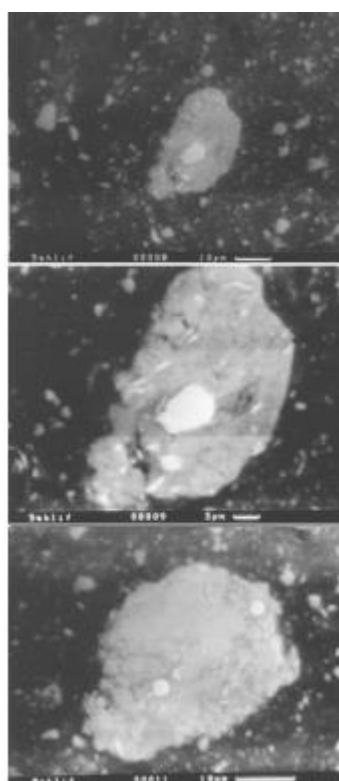


Рисунок 78 - Крупные светлые частицы с белыми образованиями в центре и темно-серым окружением, SEM-изображения в отраженных электронах [21]

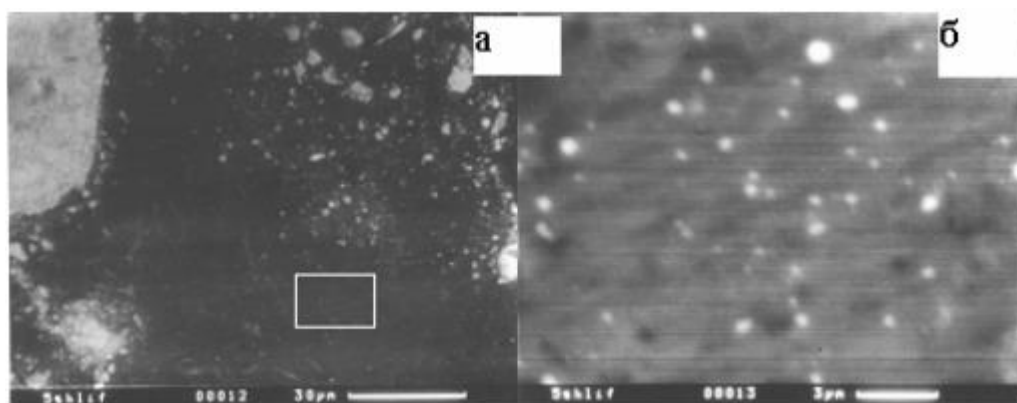


Рисунок 79 - SEM-изображения в отраженных электронах темной области (а) и демонстрация ее неоднородности с точки зрения субмикронных дисперсных выделений (б) [21]

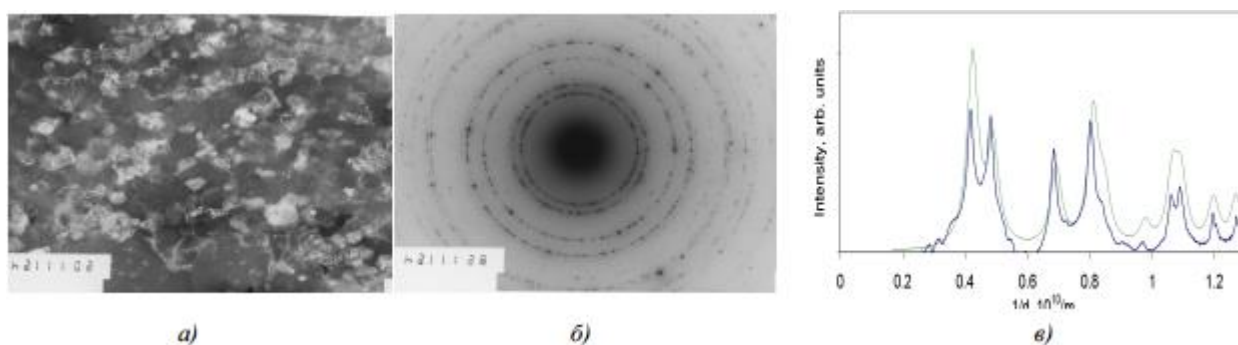


Рисунок 80 - Типичное ПЭМ-изображение для структуры образца после динамического компактирования порошков Al и квазикристалла (а); электронномикроскопическая дифракция с утроенной диафрагмой (б); дифракционный электронно-микроскопический спектр, полученный круговым (циклотомическим) интегрированием интенсивности электронномикроскопической дифракции в сравнении с расчетным эталонным спектром ГЦК алюминия (в) [21]

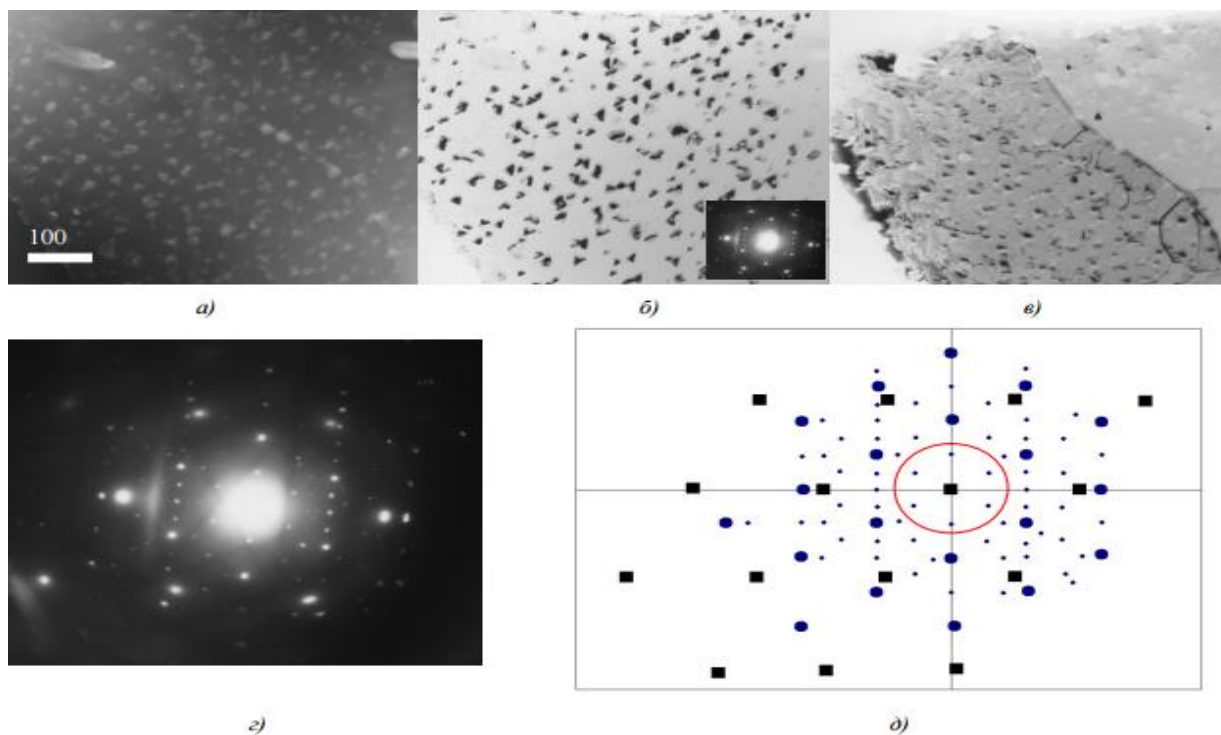


Рисунок 81 - Электронномикроскопические изображения выделений в зерне алюминиевой матрицы (пояснения в тексте): а – светлое поле; б – темное поле в дополнительном рефлексе; в – темное поле в основном рефлексе; г – дифракционная картина; д – схема дифракции [21]

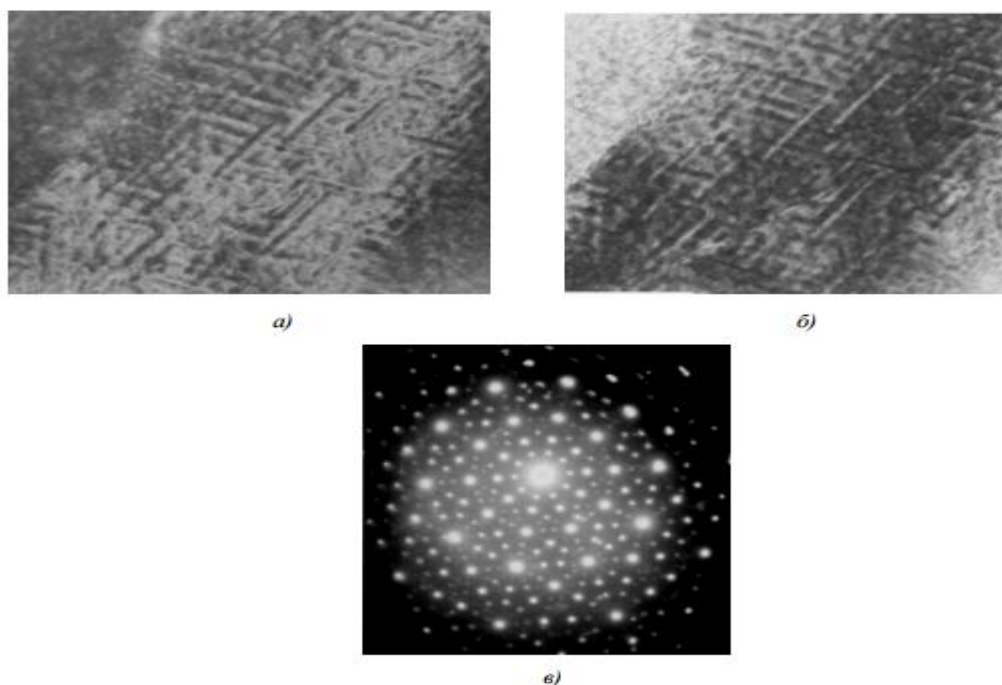


Рисунок 82 - ПЭМ-изображения светлопольное (а) и темнопольное (б) зерна квазикристаллической фазы с контрастом от субзеренной структуры и дифракция (в) от квазикристалла с осью 10-го порядка в образце после взрывного компактирования [21]

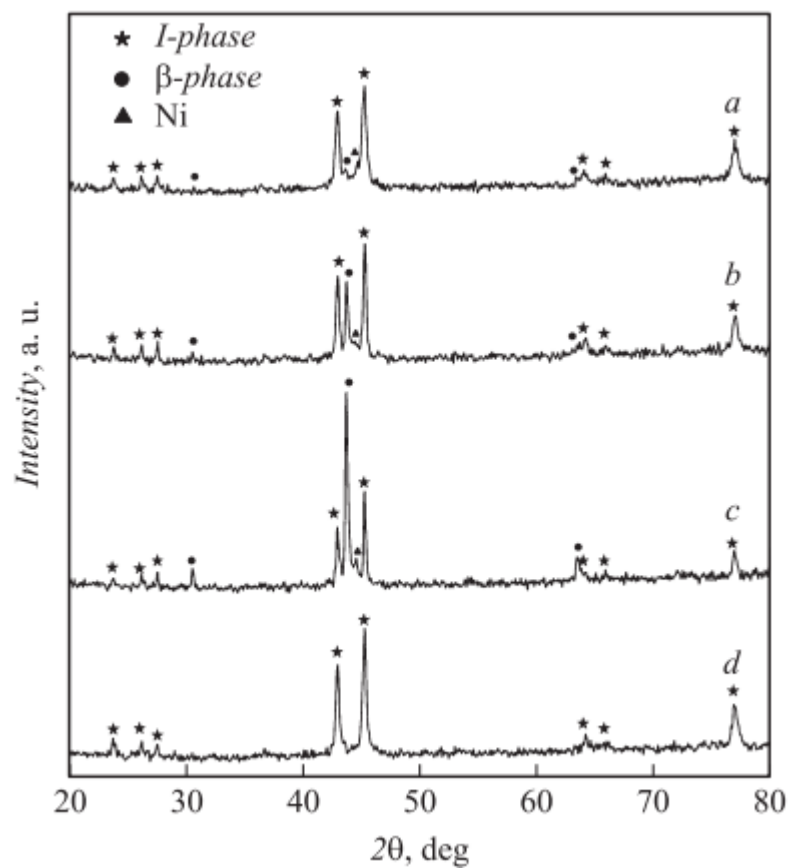


Рисунок 83 - Дифрактограммы квазикристаллических образцов, отожженных при различных температурах [22]

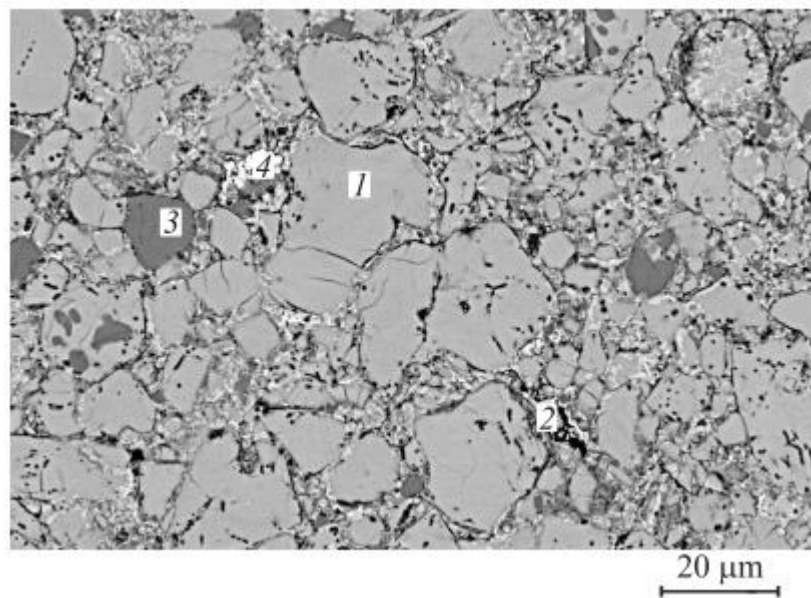


Рисунок 84 - СЭМ-изображение поверхности образца № 5. Цифрами отмечены места микрозондового анализа [22]