Министерство науки и высшего образования Российской Федерации
Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
ИНСТИТУТ МАШИНОВЕДЕНИЯ имени Э.С. Горкунова
Уральского отделения Российской академии наук

На правах рукописи



КАЛИНИНА Наталья Александровна

ОБОСНОВАНИЕ ПАРАМЕТРОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ АЛЮМИНИЕВЫХ ДЕФОРМИРУЕМЫХ СПЛАВОВ С ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ НАСЛЕДСТВЕННОСТЬЮ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ

2.6.1 – Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

Диссертация на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель -
доктор технических наук
Швейкин Владимир Павлович

Екатеринбург 2026

СОДЕРЖАНИЕ

ВВЕДЕНИЕ 5

1. ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР 11

1.1 Свойства алюминия и сплавов на его основе 11

1.2 Структура и свойства сплавов системы Al–Mg–Si 17

1.3 Структура и свойства сплавов системы Al–Cu–Mg 24

1.4 Технологические особенности процесса прессования 31

1.5 Рециклинг в производстве алюминиевых сплавов 35

1.6 Термическая и деформационная обработки алюминиевых сплавов 37

1.7 Постановка задачи исследования 42

2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ 43

2.1 Исследованные материалы 43

2.2 Методы исследования фазового состава и структуры 44

2.3 Инструментальное индентирование 46

2.4 Испытание механических свойств сплавов 48

2.5 Определение сопротивления деформации 49

3. ОСОБЕННОСТИ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ АД33 И Д16 ПО СЕЧЕНИЮ ПРЕССОВАННЫХ ЗАГОТОВОК 51

3.1 Распределение структуры, фазового состава и механических свойств сплава АД33 по сечению заготовок 52

3.1.1 Исследование макро- и микроструктуры 52

3.1.2 Рентгеноструктурный анализ и остаточные напряжения 60

3.1.3 Распределение показателей микромеханических свойств сплава АД33 по сечению прессованных заготовок 64

3.1.4 Механические свойства сплава АД33 67

3.2 Распределение структуры, фазового состава и механических свойств сплава Д16 по сечению заготовок 67

3.2.1 Исследование макро- и микроструктуры 67

3.2.2 Рентгеноструктурный анализ и остаточные напряжения 74

3.2.3 Распределение показателей микромеханических свойств сплава Д16 по сечению прессованных заготовок 78

3.2.4 Механические свойства сплава Д16 81

3.3 Структура и свойства прутков из сплавов АД33 и Д16 после повторного прессования 81

ВЫВОДЫ К РАЗДЕЛУ 3 84

4. ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ АД33 И Д16 86

4.1 Исследование влияния температуры отжига на структуру и механические свойства алюминиевого сплава АД33 86

4.2 Исследование влияния температуры отжига на структуру и механические свойства алюминиевого сплава Д16 95

ВЫВОДЫ К РАЗДЕЛУ 4 105

5. ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ИССЛЕДУЕМЫХ СПЛАВОВ 107

5.1 Влияние параметров термической обработки на структуру и свойства сплава Д16 108

5.1.1 Исследование микроструктуры и микротвердости сплава Д16 108

5.1.2 Определение сопротивления деформации сплава Д16 111

5.1.3 Исследование механических свойств сплава Д16 при повышенных температурах 113

5.2 Влияние параметров термической обработки на структуру и свойства сплава АД33 114

5.2.1 Исследование микроструктуры и микротвердости сплава АД33 114

5.2.2 Определение сопротивления деформации сплава АД33 116

5.2.3 Исследование механических свойств сплава АД33 при повышенных температурах 117

5.3 Комплексная оценка влияния параметров термической обработки 118

5.4 Структура и свойства прутков из сплавов АД33 и Д16 после отжига и повторного прессования 120

ВЫВОДЫ К РАЗДЕЛУ 5 122

ЗАКЛЮЧЕНИЕ 123

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ 125

ПРИЛОЖЕНИЕ А. Акт внедрения результатов диссертационной работы на АО «КУМЗ» 139

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность темы исследования. Деформируемые алюминиевые сплавы систем Al–Mg–Si и Al–Cu–Mg широко используются в судостроении, машиностроении, авиационной и космической отраслях промышленности. Благодаря высокой технологичности они подвергаются различным способам обработки давлением. Одним из способов получения длинномерных заготовок из алюминиевых сплавов методом горячей пластической деформации является процесс прессования. Это обусловлено возможностью получения заготовки различного профиля в условиях всестороннего сжатия. Известно, что деформация в начальной стадии прессования является крайне неравномерной. Это приводит к значительным различиям механических свойств по сечению заготовок больших размеров. В производственных условиях часть заготовки, полученной на начальной стадии прессования (так называемый выходной конец), удаляют в отходы, поскольку последующие технологические операции приводят к дефекту, не устраняемому последующим деформационным переделом без промежуточной термической обработки. Доля выходных концов прессованных заготовок значительна и достигает в среднем до 1/5 длины пресс-изделия.

В мировой науке и практике накоплен разнообразный опыт в области рециклинга металлических материалов [1–4]. Однако, несмотря на имеющийся опыт, в промышленной практике традиционные технологии возврата алюминиевых отходов в производственный цикл преимущественно предусматривают их переплав, сопровождающийся дополнительными энергетическими затратами и потерями металла.

Степень разработанности темы исследования. Общеизвестно, что термическая обработка – мощный инструмент, оказывающий влияние на структуру и механические свойства металлов и сплавов. Значительный вклад в развитие научных основ термической обработки деформируемых алюминиевых сплавов внесли фундаментальные труды И. И. Новикова, В.И. Добаткина, И.Н. Фридляндера, Л.Ф. Мондольфо, И. Ф. Колобнева, Л.Б. Бера, С.Л. Цукрова и др.

Введение в технологический процесс стадии промежуточной термической обработки может значительно повысить производительность прессового участка за счет вовлечения технологических отходов в дальнейший деформационный передел, исключая операцию переплава. Для подбора и корректировки параметров термической обработки необходима информация об особенностях изменения структуры, механических свойств и фазового состава алюминиевых сплавов, имеющих так называемую технологическую наследственность структурного состояния. Под технологической наследственностью структурного состояния следует понимать сохранение в готовом изделии ориентировок и дефектов структуры, унаследованных от предшествующих стадий обработки.

Цель диссертационной работы – обосновать параметры термической обработки деформированных алюминиевых сплавов для устранения технологической наследственности структуры, сформированной в результате предшествующего горячего прессования.

В работе были поставлены следующие **задачи**:

1. На основе комплексного анализа установить особенности формирования структуры и свойств выходного конца и средней по длине части прессованных полуфабрикатов из сплавов АД33 и Д16 после первого цикла прессования.

2. Методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) и дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) определить температуры фазовых превращений и установить фазовый состав для сплавов АД33 и Д16, имеющих технологическую наследственность структуры.

3. Выполнить комплексный анализ влияния режимов термической обработки выходных концов пресс-изделий из сплавов АД33 и Д16 на параметры структурного состояния сплавов и их механические характеристики.

4. Определить температурно-временные режимы термической обработки деформированного материала для обеспечения формирования заданного комплекса механических свойств и микроструктуры после цикла повторного прессования.

Объект исследования: алюминиевые деформируемые сплавы АД33 системы Al–Mg–Si и Д16 системы Al–Cu–Mg.

Предмет исследования: структура, механические и микромеханические свойства алюминиевых сплавов АД33 и Д16.

Научная новизна работы заключается в следующем:

1. Для выходных концов прессованных заготовок из сплавов АД33 и Д16 методом ДСК установлены температуры фазовых превращений в интервале температур 50–750 °С, а методами ПЭМ и энергодисперсионного (ЭДС) анализа определено изменение фазового состава при нагреве в интервале температур 50–500 °С, отличающееся тем, что заготовки имеют технологическую наследственность.

2. Методами структурно-фазового анализа установлено, что на первом этапе прессования в структуре алюминиевых сплавов АД33 и Д16 не выявлено образования новых дисперсных фаз, нерастворимых при температуре ниже температуры ликвидуса, что обусловливает возможность повторного прессования с промежуточной термической обработкой, отличающейся температурно-временной зависимостью от известных режимов термической обработки при снятии деформационного упрочнения.

3. Показано, что отжиг выходных концов прессованных заготовок при температуре 370-400 °С продолжительностью от 2 до 8 часов приводит к формированию однородной равноосной структуры, параметры которой (размер зерна, дисперсность выделений) сопоставимы в пределах экспериментального разброса со структурой исходного недеформированного материала, что свидетельствует о практически полном устранении последствий нестационарного деформирования.

Теоретическая значимость работы состоит в установлении закономерностей изменения структурного и фазового состояния деформированных сплавов АД33 и Д16 при нагреве и отжиге, а также взаимосвязи процессов растворения, выделения и коагуляции интерметаллидных фаз с изменением механических и

микромеханических характеристик материала, обладающего технологической наследственностью.

Практическая значимость работы. Предложен и опробован на АО «Каменск-Уральский металлургический завод» режим термической обработки обрезанных частей отпрессованной заготовки, обеспечивающий получение однородной макро- и микроструктуры, механических характеристик сплавов систем Al–Mg–Si и Al–Cu–Mg после цикла повторного прессования. Результаты диссертационной работы внедрены в производство на предприятии АО «КУМЗ».

Содержание диссертации соответствует областям исследований паспорта научной специальности 2.6.1. Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов: п.1 «Изучение взаимосвязи химического и фазового составов (характеризуемых различными типами диаграмм, в том числе диаграммами состояния) с физическими, механическими, химическими и другими свойствами сплавов»; п.2 «Теоретические и экспериментальные исследования фазовых и структурных превращений в металлах и сплавах, происходящих при различных внешних воздействиях, включая технологические воздействия, и влияние сварочного цикла на металл зоны термического влияния, их моделирование и прогнозирование»; п.4 «Теоретические и экспериментальные исследования термических, термоупругих, термопластических, термохимических, термомагнитных, радиационных, акустических и других воздействий на изменение структуры и свойств металлов и сплавов, их моделирование и прогнозирование».

Положения, выносимые на защиту:

1. Повторная деформационная обработка выходного конца пресс-изделия без дополнительной термической обработки приводит к формированию дефекта макро- и микроструктуры в виде крупнокристаллического ободка (ККО) на периферийных слоях.

2. Температурный интервал максимального растворения упрочняющих фаз в материале выходных концов пресс-изделий из сплавов АД33 и Д16 (согласно результатам исследований методами ПЭМ и ДСК) определяется значениями 370–400 °С,

поскольку при более высоких температурах нагрева образуются конгломераты частиц интерметаллидов в результате их коагуляции, что снижает пластичность изделий.

3. Для формирования однородного равноосного зерна со средним размером около 30 мкм в структуре выходных концов прессованных заготовок диаметром 350 мм из сплавов АД33 и Д16 необходимо применять термическую обработку выходных концов пресс-изделий по режиму (Тн в интервале 370–400 °С, время выдержки 2–8 часов).

4. После термической обработки по режиму п.3 и повторного прессования на диаметр 76 мм показатели прочности для сплава АД33 могут составлять (не менее): $\sigma_{0,2}$ = 119 МПа, $\sigma_в$ = 193 МПа; для сплава Д16 — не менее $\sigma_{0,2}$ = 165 МПа, $\sigma_в$ = 305 МПа; характеристики пластичности — не менее δ = 23,6 % и δ = 13,5 % для сплавов АД33 и Д16 соответственно.

Достоверность полученных результатов определяется применением комплекса стандартных и современных методов исследования: сканирующей электронной микроскопии (СЭМ), ПЭМ, EBSD-анализа, рентгенографии, микрорентгеноспектрального анализа (МРСА), ДСК, ЭДС-анализа, инструментального индентирования, механических испытаний и сопоставления лабораторных и промышленных результатов.

Апробация работы. Основные результаты диссертационной работы доложены и обсуждены на следующих конференциях: УМНОЦ «Передовые производственные технологии и материалы» (г. Екатеринбург, 2023); Международных молодежных научно-практических конференциях Magnitogorsk Rolling Practice (г. Магнитогорск, 2023, 2024); Международной научно-технической конференции «Уральская школа - семинар металловедов - молодых ученых» (г. Екатеринбург, 2023); Международных конференциях «Механика, ресурс и диагностика материалов и конструкций» (г. Екатеринбург, 2023, 2024, 2026); Международном конгрессе «Цветные металлы и минералы» (г. Красноярск, 2024); Международной научно-технической конференции «Уральская школа металловедов - термистов» (г. Екатеринбург, 2025), Международной конференции «Magnitogorsk Materials Week» (г. Магнитогорск, 2025).

Публикации. Основные положения диссертации опубликованы в 17 публикациях, из них 6 статей в изданиях, включенных в Перечень ВАК России, в других изданиях - 11.

Личный вклад автора. Основные результаты диссертационной работы получены автором лично. Автором самостоятельно выполнены подготовка образцов, проведение значительной части исследований, обработка экспериментальных данных и анализ результатов. Интерпретация результатов проводилась совместно с научным руководителем и соавторами публикаций. Автор принимал непосредственное участие в проведении промышленных экспериментов на предприятии, включая планирование и контроль эксперимента, а также обработку результатов и формулировку выводов в соответствии с полученными данными.

Структура и объем диссертации. Диссертационная работа состоит из введения, пяти разделов и заключения, изложена на 140 страницах, содержит 84 рисунка, 21 таблицу и список использованных источников из 142 наименований, 1 приложение.

1. ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР

1.1 Свойства алюминия и сплавов на его основе

Алюминий - один из наиболее распространенных металлов в земной коре. Его уникальное сочетание физико-химических свойств, таких как низкая плотность (2,7 г/см³), высокая электропроводность, значительная теплопроводность (238,3 Вт/(м·К)), а также способность к формированию защитной оксидной пленки, обеспечивающей коррозионную стойкость, делает его ключевым материалом в современной промышленности. Алюминий имеет гранецентрированную кубическую (ГЦК) решетку с периодом а = 4,041 Å, что обусловливает его высокую пластичность в чистом виде [5–6]. Он обладает высокой технологичностью, удовлетворительно сваривается контактной и газовой сваркой.

Железо и кремний являются постоянными примесями в алюминии. В зависимости от содержания примесей различают алюминий особой чистоты А999 (0,001 % примесей), высокой чистоты А995, А99, А97, А95 (0,005–0,05 % примесей) и технической чистоты А85, А8 (0,15–1,0 % примесей). Примеси отрицательно воздействуют на тепло- и электропроводность алюминия (рисунок 1.1), также снижают коррозионную стойкость и пластические свойства [7].



Рисунок 1.1 - Влияние примесей на электропроводность алюминия [7]

На рисунке 1.2 приведена диаграмма состояния алюминий - железо, содержащая несколько промежуточных фаз. Интерметаллид $FeAl_3$ выделяется в виде игл или пластинок.

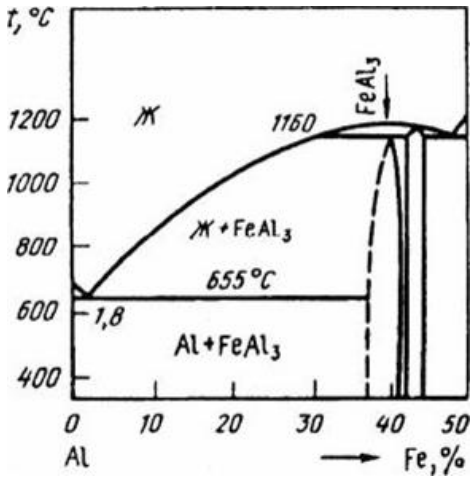


Рисунок 1.2 - Диаграмма состояния Al–Fe [7]

Кремний в виде примеси снижает технологические и эксплуатационные свойства алюминия и сплавов на его основе. Диаграмма алюминий - кремний приведена на рисунке 1.3.

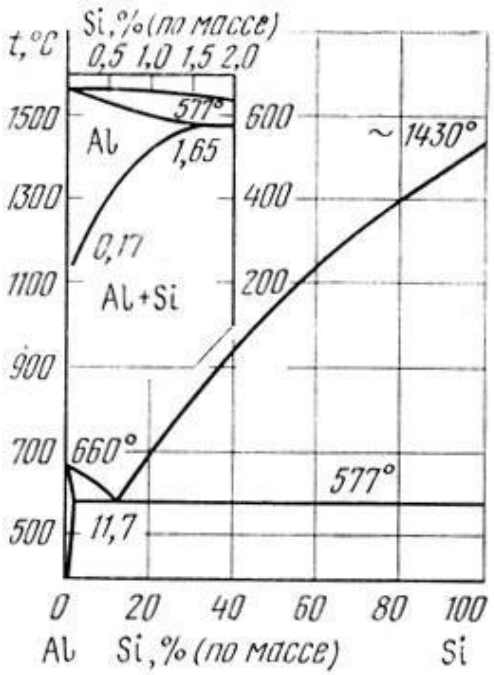


Рисунок 1.3 - Диаграмма состояния Al–Si [7]

В том случае, если содержание железа превышает содержания кремния, то склонность к трещинообразованию снижается за счет образования тройных соединений AlFeSi (фазы α - $FeSiAl_8$ и β - $FeSiAl_5$), которые кристаллизуются при более высокой температуре, чем эвтектика Al-Si (температура плавления фазы α составляет 630 °С, фазы β - 611 °С, эвтектики - 577 °С).

Авторами работы [8] выявлено, что помимо железа и кремния отрицательное влияние на электросопротивление алюминия оказывают также примеси хрома, ванадия, марганца и титана.

Механические свойства алюминия зависят от степени его чистоты и характера проведенной термомеханической обработки. Чем чище металл, тем выше пластические свойства и ниже прочностные. Алюминий высокой чистоты, подвергнутый прокатке и отжигу, имеет следующие свойства: σ_B=58 МПа, $\sigma_{0,2}$=20 МПа, твердость 25 НВ, ψ=85 %, δ=40 %.

Однако широкое применение технически чистого алюминия ограничено его невысокими прочностными характеристиками. Решение этой проблемы достигается легированием, а также применением различных методов термической и деформационной обработки, что позволяет создавать сплавы с заданным комплексом свойств.

Отличными конструкционными материалами являются алюминиевые сплавы различных систем легирования. Основные легирующие элементы в сплавах - Cu, Mg, Si, Mn, Zn; реже - Li, Ni, Ti, Be, Zr. Легирующие элементы образуют с алюминием твердые растворы ограниченной растворимости и промежуточные фазы с алюминием и между собой [9].

По методу получения изделий различают деформируемые и литейные алюминиевые сплавы. Граница определяется пределом насыщения твердого раствора при эвтектической температуре (рисунок 1.4) [10].

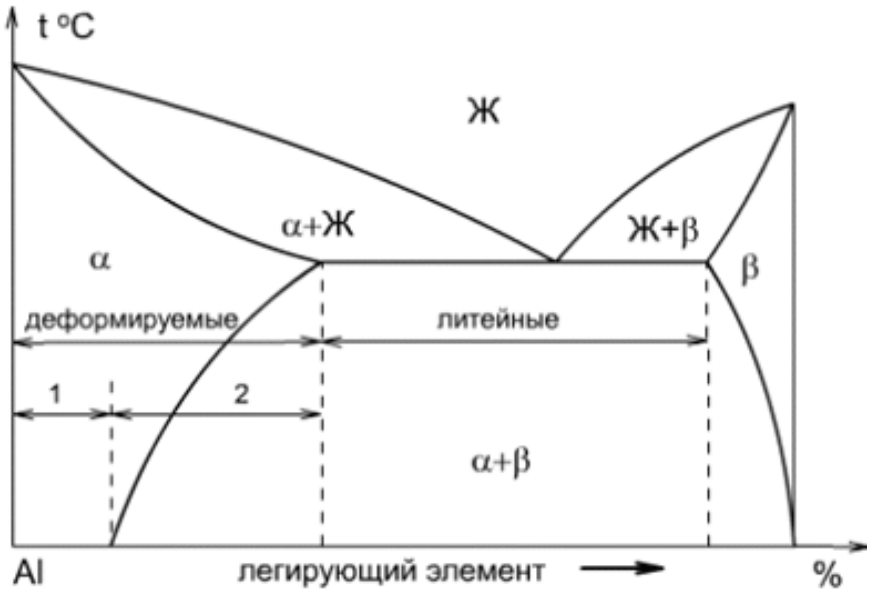


Рисунок 1.4 - Классификация алюминиевых сплавов по диаграмме состояния двойной системы Al - легирующий элемент: 1 - сплавы, не упрочняемые термической обработкой; 2 - сплавы, упрочняемые термической обработкой [10]

Деформируемые алюминиевые сплавы обладают наименьшей прочностью и наибольшей пластичностью при высокой температуре, вследствие чего хорошо поддаются обработке давлением. Наличие в структуре эвтектики более 15-20 % значительно снижает пластичность и технологичность литейных сплавов.

Литейные сплавы могут упрочняться посредством термической обработки, однако степень упрочнения тем меньше, чем больше литейный сплав легирован (содержит больший процент эвтектики в структуре).

Литейные алюминиевые сплавы делятся на 5 групп:

1. Силумины - сплавы с содержанием Si более 5 %: сплавы системы Al–Si, Al–Si–Mg и Al–Si–Mg–Cu. Они обладают хорошими литейными свойствами, средней прочностью, высокой коррозионной стойкостью.

2. Сплавы с содержанием Mg более 5 %: сплавы системы Al–Mg и Al–Mg–Si, которые сочетают в себе коррозионную стойкость, высокую прочность и пониженную плотность.

3. Сплавы с содержанием Zn более 3 %: сплавы системы Al–Si–Zn и Al–Zn–Mg–Cu, не нашедшие широкого применения вследствие высокой плотности и низкой коррозионной стойкости.

4. Сплавы с содержанием Cu более 4 %: сплавы системы Al–Cu и Al–Cu–Mn, характеризующиеся высокой прочностью и жаропрочностью, но пониженными литейными свойствами и коррозионной стойкостью.

5. Сплавы системы Al–Cu–Ni, отличающиеся высокой жаропрочностью [7,11].

Деформируемые алюминиевые сплавы делятся на термически упрочняемые и термически не упрочняемые. Представленное на рисунке 1.4 деление по границе предела насыщения твердого раствора при комнатной температуре несколько условно, потому как сплавы, которые содержат легирующие элементы в количестве, немного большем этого предела, не упрочняются при термической обработке из-за малого количества упрочняющей фазы.

К деформируемым сплавам, не упрочняемым термической обработкой, относятся сплавы системы Al–Mn и Al–Mg. Основное упрочнение этой группы сплавов достигается за счет деформации. Они отличаются невысокой прочностью (при 5–6 % Mg в составе $\sigma_{B\ MAX}$=340–360 МПа, $\sigma_{0,2\ MAX}$=220–240 МПа), но высокими значениями пластичности (до 15–20 %) и коррозионной стойкости. Наиболее частый способ обработки термически не упрочняемых сплавов - глубокая штамповка.

Введение Mn улучшает коррозионную стойкость алюминиевых сплавов, добавка Mg помимо повышения коррозионного сопротивления снижает плотность сплава, а также повышает прочность без потери пластичности [7].

Магналии (сплавы системы Al–Mg) - сплавы, упрочняемые за счет образования пересыщенных твердых растворов. Магналии хорошо свариваются аргонно-дуговой сваркой, однако отмечается снижение прочности в зоне сварки. За счет высокой коррозионной стойкости магналии широко применяются в речных и морских судах, гидросамолетах, трубопроводах, мостах, емкостях ракет, цистернах, железнодорожных вагонах, зданиях, для изготовления рам, дверей, для охлаждающих элементов домашних холодильников - испарителей [12].

К термически упрочняемым относятся сплавы следующих систем легирования: Al–Mg–Si, Al–Cu–Mg, Al–Zn–Mg–Cu, Al–Cu–Mn, Al–Cu–Li, Al–Li–Mg и другие. Эффект упрочнения после закалки и последующего старения достигается за счет формирования дисперсных выделений (зоны Гинье-Престона (ГП), метастабильные и равновесные фазы), которые эффективно препятствуют движению дислокаций. Кроме основных элементов, в сплавы вводят малые количества добавок Cr, Mn, Zr, Ti, V, Fe, Be и некоторые редкоземельные металлы. Перечисленные добавки оказывают влияние на механизм распада пересыщенного твердого раствора, процесс рекристаллизации, коррозионные и технологические свойства, величину зерна, свариваемость сплава. Уровень и соотношение Fe и Si, присутствующие в алюминии в качестве примесей, значительно влияют на технологические свойства сплавов.

Дуралюмины (сплавы системы Al–Cu–Mg) широко используются для обшивки, силового набора, элементов двигателей. В виде прессованных полуфабрикатов дуралюмины склонны к расслаивающей коррозии. При повышении температуры эксплуатации снижается коррозионная стойкость сплавов, и они охрупчиваются. С целью защиты дуралюмина от коррозии используют плакирование чистым алюминием. Для дуралюминов характерны средние прочностные характеристики σ_B=420–460 МПа, $\sigma_{0,2}$=280–300 МПа, δ=15–17 % [7].

Сплавы системы Al–Mg–Si (авиали) характеризуются пониженной прочностью (320–340 МПа), высокой коррозионной стойкостью и пластичностью, за счет чего достигаются большие скорости при прессовании. Авиали применяют для изготовления лопастей вертолетов, оконных рам, панелей для облицовки зданий и внутренней их отделки, корпусов часов и украшений, магистральных электропроводов, а также обмоток электродвигателей [7, 13–15].

Высокие литейные свойства и пластичность в горячем состоянии показывают сплавы системы Al–Mg–Si–Cu (АК6 и АК8), что обусловливает их применение при изготовлении крупных поковок и штамповок сложной формы.

Сплавы системы Al–Zn–Mg характеризуются довольно высокими прочностными характеристиками (σ_B=450–500 МПа, $\sigma_{0,2}$=350–450 МПа),

удовлетворительно свариваются аргонно-дуговой сваркой без потери прочности в зоне шва, но особо чувствительны к коррозии под напряжением. С возрастанием содержания Zn и Mg в составе увеличивается прочность и склонность к коррозии. Введением в сплавы указанной системы Cu, а также Cr, Mn и Zr удалось улучшить коррозионную стойкость при сохранении высоких прочностных характеристик. Смягчающие режимы старения позволяют получить высокое сопротивление коррозии, вязкости разрушения при незначительном снижении прочности сплавов [16].

Сплавы системы Al–Cu–Li обладают высокой прочностью (σ_B=500–600 МПа) и жаропрочностью, меньшей плотностью (в сравнении с АК4-1 и В95) и высоким модулем упругости. Коррозионная стойкость подобна сплаву Д16.

Сплавы системы Al–Li–Mg имеют прочностные характеристики, близкие к сплаву Д16, однако характеризуются меньшим удельным весом, большим модулем упругости и коррозионной стойкостью. Сплавы с литием широко применяются в виде листов, профилей и штамповок [6–7, 17–27].

1.2 Структура и свойства сплавов системы Al-Mg-Si

Сплавы тройной системы Al–Mg–Si, так называемые авиали, относятся к термически упрочняемым алюминиевым сплавам. Упрочнение достигается за счет выделения частиц силицида магния Mg_2Si. Типичным представителем является сплав АД33. Химический состав сплава по ГОСТ 4784–2019 [28] приведен в таблице 1.1.

Таблица 1.1 - Химический состав сплава АД33, мас.%*

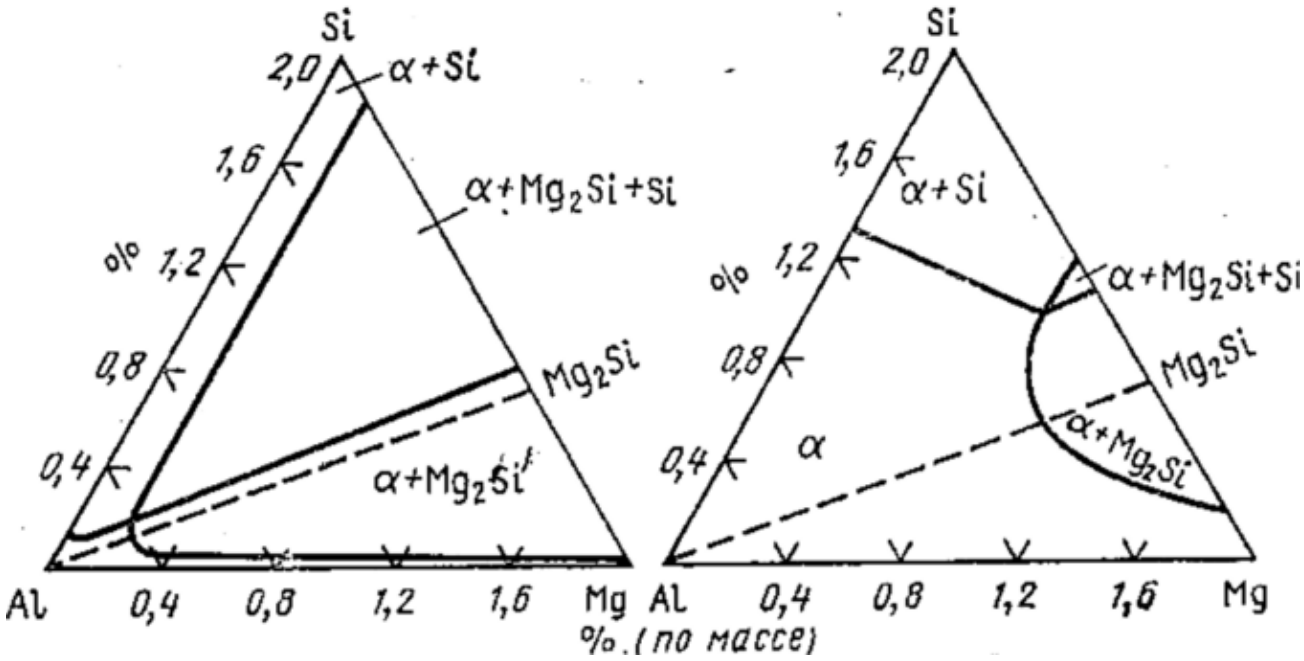
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
0,40... 0,80	≤0,70	0,15– 0,40	≤0,15	0,80– 1,20	0,04– 0,35	≤0,25	≤0,15

* - остальное Al.

Помимо основных легирующих элементов в сплав АД33 дополнительно вводят Cu, Mn и Cr, которые способствуют дополнительному упрочнению после

естественного и искусственного старения. Добавка Mn и Cr повышает коррозионную стойкость сплава, в то время как Cu увеличивает склонность к межкристаллитной коррозии. Железо, содержащееся в сплаве АД33 в качестве примесей, вызывает снижение прочностных и пластических характеристик за счет образования нерастворимых интерметаллидных фаз Al–Si–Fe, Al–Fe–Mn–Si, Al–Cr–Fe–Si и Al–Mn–Fe [5–6, 29–31].

Основные фазы в структуре сплава АД33: α-твердый раствор на основе алюминия и силицид магния Mg_2Si. Диаграммы состояния Al–Si и Al–Mg–Si представлены на рисунках 1.3, 1.5 - 1.6 [31–32].



а б

Рисунок 1.5 - Изотермическое сечение диаграммы состояния Al–Mg–Si при 200 °C (а) и 550 °C (б) [31]

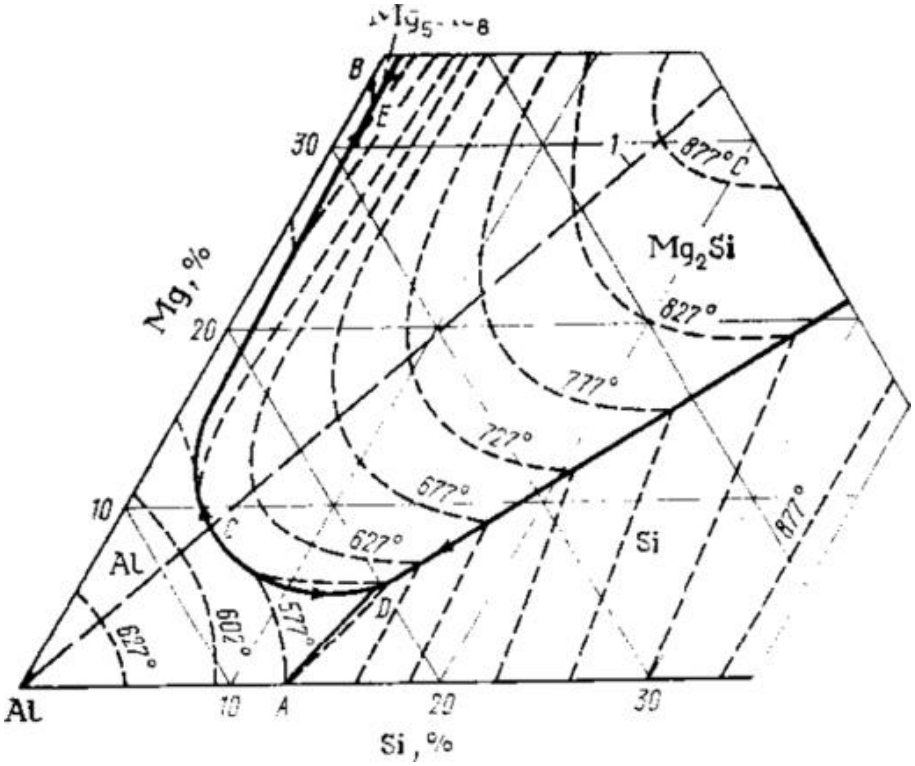


Рисунок 1.6 - Проекция поверхности ликвидус
на диаграмме состояния Al–Mg–Si [31]

С целью получения наибольших значений прочностных характеристик сплав АД33 подвергают термической обработке: закалке при температуре 520...530 °С и естественному либо искусственному старению. Режим искусственного старения: температура 160–170 °С, выдержка 10–12 часов. С увеличением времени вылеживания между закалкой и искусственным старением наблюдается снижение прочности, поэтому время между закалкой и старением строго регламентировано.

В процессе старения в сплаве происходят структурные изменения, приводящие к изменению физико-химических и механических свойств. Процесс старения заключается в распаде пересыщенного твердого раствора, что приводит к упрочнению сплава. На первом этапе старения происходит перегруппировка атомов внутри пересыщенного твердого раствора с образованием областей с высокой концентрацией Mg и Si, так называемые зоны ГП. В авиалях они представляют собой иглы диаметром 10–20 Å и длиной до 100 Å. За счет диффузии легирующих элементов участки, прилегающие к зонам ГП, обеднены Mg и Si. При естественном

или низкотемпературном искусственном старении игольчатые зоны упорядочиваются. В процессе искусственного старения в диапазоне температур 125–220 °С происходит выделение метастабильной фазы β", в результате формирования которой сплавы системы Al–Mg–Si достигают максимального упрочнения (рисунок 1.7) [33–34]. Некоторые авторы в своих исследованиях [35–43] рассматривают зоны ГП как зоны ГП–1, в то время как метастабильную фазу β" - зона ГП–2. Принципиальной разницы между ними нет. При увеличении продолжительности выдержки или повышении температуры старения до 250 °С происходит преобразование зон ГП–2 в фазу β'. На заключительной стадии распада твердого раствора выделяется стабильная фаза Mg_2Si, изначально имеющая форму стерженьков, которые впоследствии укрупняются, образуя пластинки Mg_2Si.

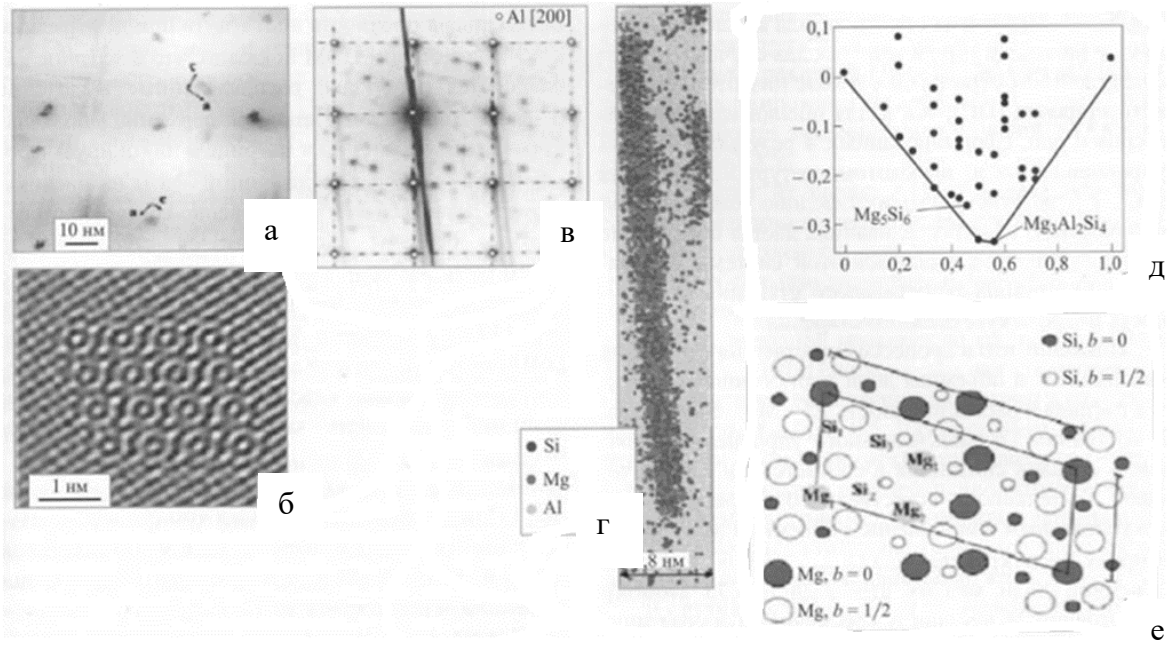
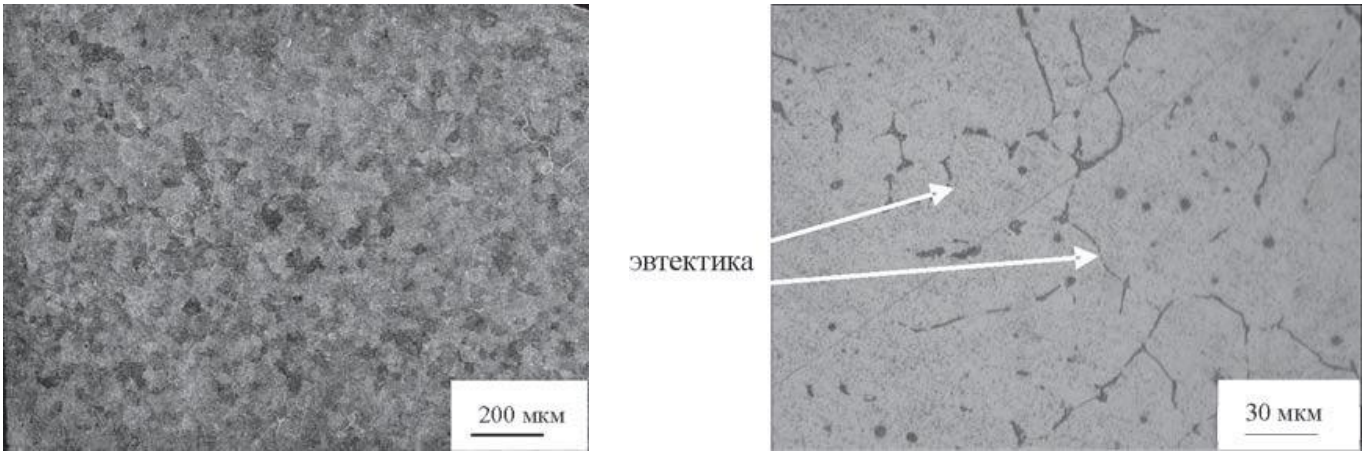


Рисунок 1.7 - Примеры определения кристаллической структуры и химического состава выделений β" фазы в сплавах Al–Mg–Si различными методами:
а, б - электронной микроскопии с использованием просвечивающего электронного микроскопа среднего разрешения; в - микродифракции; г - трехмерной атомно-зондовой томографии; д - минимизации свободной энергии;
е - построения структурной модели положения атомов в решетке фазы [33]

До 1996 года считалось, что метастабильная фаза β" не что иное, как Mg_2Si. Эдвардс и соавторы в работе [35] показали, что отношение Mg/Si близко к 1. В 1997 году Андерсон и др. [37] предположили, что состав β" должен быть Mg_5Si_6. Наконец, Хастинг и соавторы в 2009 году [43] определили наиболее вероятный состав метастабильной фазы как $Mg_5Al_2Si_4$.

На рисунке 1.8 приведены результаты определения макро- и микроструктуры сплава АД33 в закаленном и естественно состаренном состоянии [44].



а б

Рисунок 1.8 - Макро- (а) и микроструктура (б) сплава АД33 после закалки и естественного старения [44]

Механические свойства авиалей зависят от множества факторов: химического состава, технологии производства, продолжительности старения, температуры обработки и степени деформации при правке растяжением [45–47].

Одним из факторов, влияющих на прочностные характеристики авиалей, является перерыв между закалкой и искусственным старением. Для достижения максимальных прочностных свойств сплава АД33 перерыв не должен превышать 1 час (таблица 1.2) [6].

Таблица 1.2 - Механические свойства алюминиевого сплава АД33 в искусственно состаренном состоянии [6]

Режим искусственного старения	Перерыв между закалкой и старением	Механические свойства		
		Предел прочности, МПа	Предел текучести, МПа	Относительное удлинение, %
160 °С, 10 ч	30 мин	362	331	15,6
	2 часа	375	325	17,7
	1 сут	344	260	21,0
	15 сут	330	247	20,6

Зависимость комплекса механических свойств профилей из сплава АД33 от продолжительности естественного старения приведена в таблице 1.3 [48].

Таблица 1.3 - Механические свойства алюминиевого сплава АД33 в зависимости от продолжительности естественного старения

Время, час	Механические свойства		
	Предел прочности, МПа	Предел текучести, МПа	Относительное удлинение, %
0	180	-	27,5
1	203	70	29,0
12	225	95	25,5
48	255	110	26,5
120	255	115	27,0
240	265	123	26,0
1440	270	120	26,5

На рисунке 1.9 приведена зависимость механических характеристик от температуры и продолжительности старения [6].

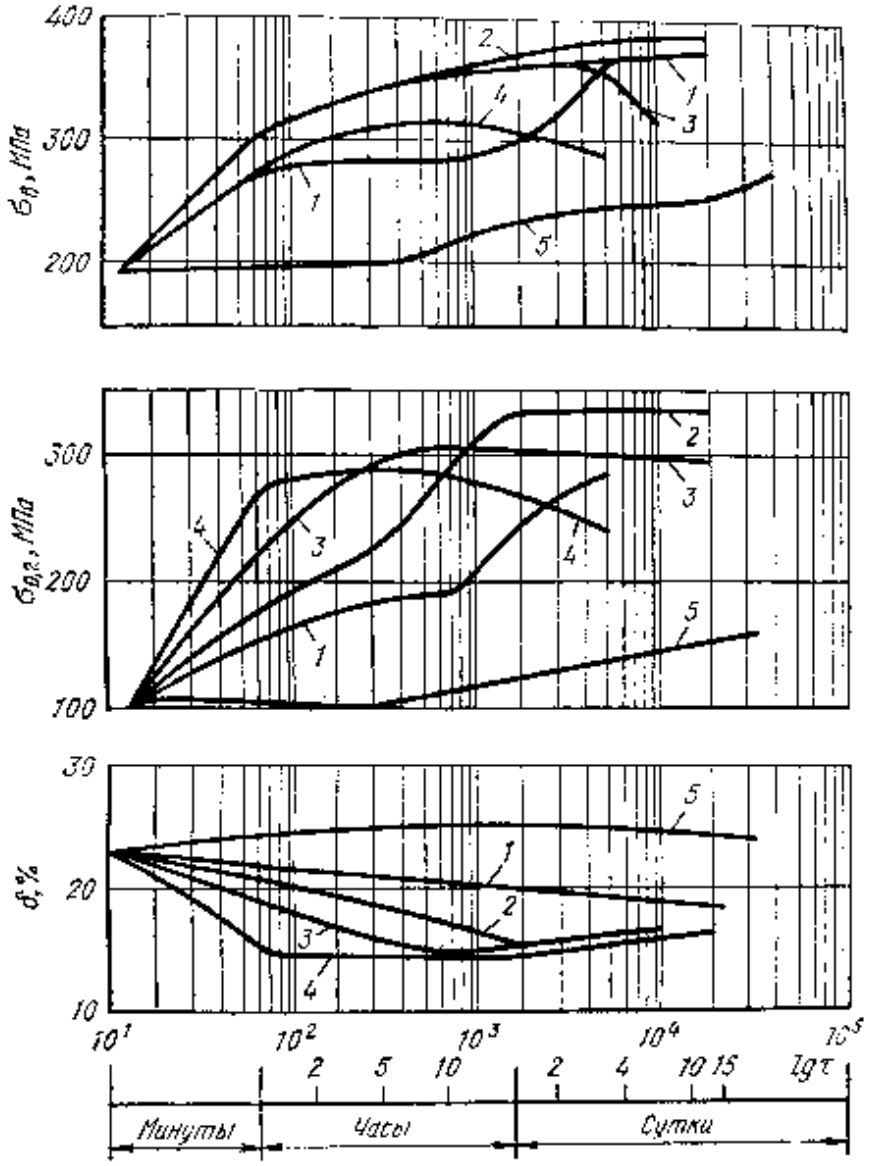


Рисунок 1.9 - Кинетика старения сплава АД33 при температуре, °С:
1 - 120; 2 - 150; 3 - 175; 4 - 200; 5 - естественное старение [6]

Как видно из рисунка 1.9, разница в свойствах в зависимости от типа старения достигает до 30–50 %.

Изделия из сплава АД33 широко используются в качестве конструкционных материалов благодаря своей коррозионной стойкости, технологичности и высокой пластичности, что обусловливает значительные степени деформации при обработке давлением [6].

1.3 Структура и свойства сплавов системы Al–Cu–Mg

Сплавы системы Al–Cu–Mg называют дуралюминами. Типичным представителем дуралюминов является сплав Д16. Основным легирующим элементом, который дает наибольшее упрочнение в сплаве Д16, является Cu.

Химический состав сплава по ГОСТ 4784–2019 [28] приведен в таблице 1.4.

Таблица 1.4 - Химический состав сплава Д16, мас.%*

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Ti+Zr
≤0,50	≤0,50	3,80–4,90	0,30–0,90	1,20–1,80	0,04–0,35	≤0,25	≤0,15	≤0,20

* - остальное Al.

В зависимости от соотношения меди и магния состав упрочняющих фаз различен, что влечет за собой различия в механических свойствах. Так, например, при соотношении Cu/Mg>8 основной упрочняющий эффект вносит $CuAl_2$ (θ–фаза). При соотношении 4<Cu/Mg<8, структура помимо твердого раствора на основе алюминия содержит соединения $CuAl_2$ (θ–фаза) и Al_2CuMg (S–фаза). При соотношении Cu/Mg<4 образуется только Al_2CuMg (S–фаза) [49].

Таким образом, основные фазы в структуре сплава Д16: α–твердый раствор на основе алюминия и S–фаза (Al_2CuMg). Также легирующие элементы образуют в сплаве нерастворимые железистые и марганцовистые соединения.

Для рассмотрения процессов, происходящих в дуралюмине при нагреве и охлаждении, часто используют диаграмму состояния Al-Cu, представленную на рисунке 1.10.

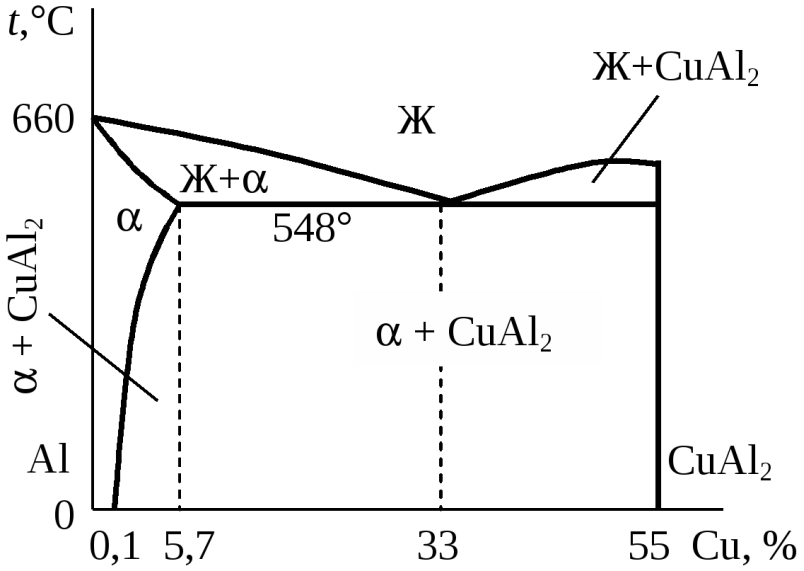


Рисунок 1.10 - Диаграмма состояния Al–Cu [6]

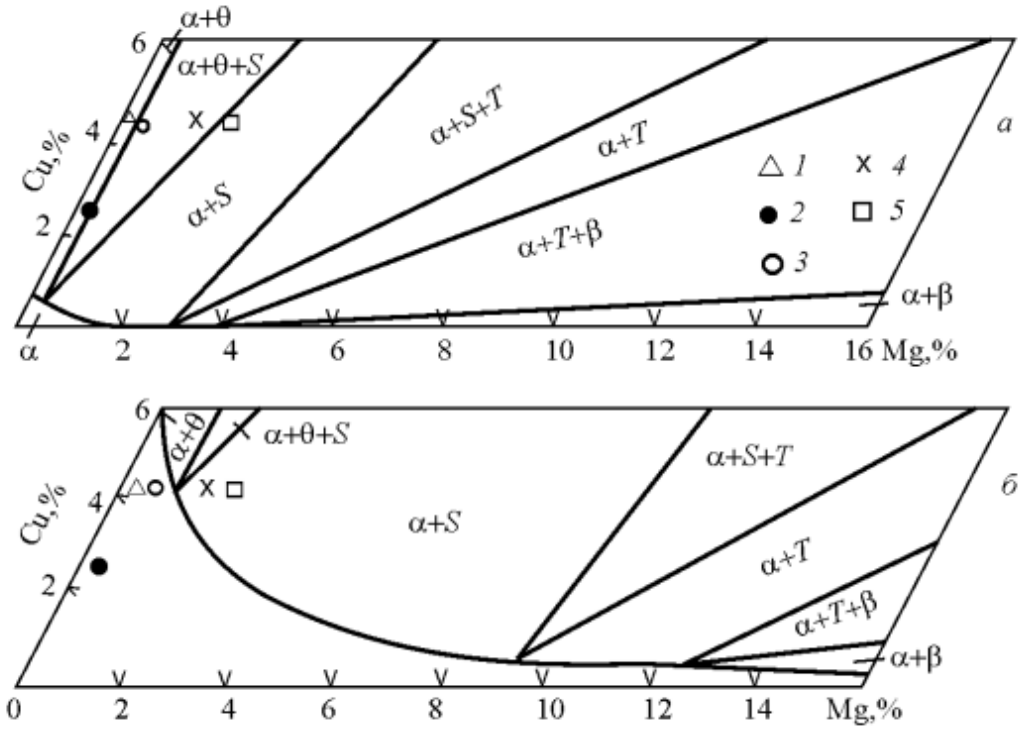


Рисунок 1.11 – «Алюминиевый угол» системы Al–Cu–Mg:
а – изотермическое сечение при 200 °С; б – политермическая кривая максимальной растворимости Cu и Mg в Al [50]

Как видно на рисунке 1.11, фигуративная точка Д16 (4) расположена в двухфазной области α + S(Al_2CuMg) на границе с однофазной. Следовательно,

растворимость S–фазы растет с увеличением температуры. Нагрев сплавов системы Al–Cu–Mg до 500 °С приводит к полному или почти полному растворению интерметаллидов в твердом растворе. В сплавах данной системы марганец может находиться в виде фаз T($Al_{12}Mn_2Cu$), α (Al-Mn-Fe-Si), Al_6(Mn,Fe). Железосодержащие интерметаллиды практически нерастворимы в алюминии, их наличие в сплавах негативно влияет на пластические свойства [51–52].

Сплав подвергается деформации в горячем состоянии. Температурный интервал деформации 300–470 °С, охлаждение на воздухе. Прессование и прокатка при повышенных температурах 400–450 °С способствуют получению после закалки преимущественно нерекристаллизованной структуры с повышенными прочностными свойствами. С понижением температуры деформации увеличивается доля рекристаллизованной структуры. Прессование при 300–320 °С приводит к получению после закалки преимущественно рекристаллизованной структуры с повышенной пластичностью и пониженными прочностными свойствами (по сравнению со свойствами материала с нерекристаллизованной структурой).

Микроструктура сплава Д16 после закалки при температуре 495 °С и естественного старения приведена на рисунке 1.12 [53].

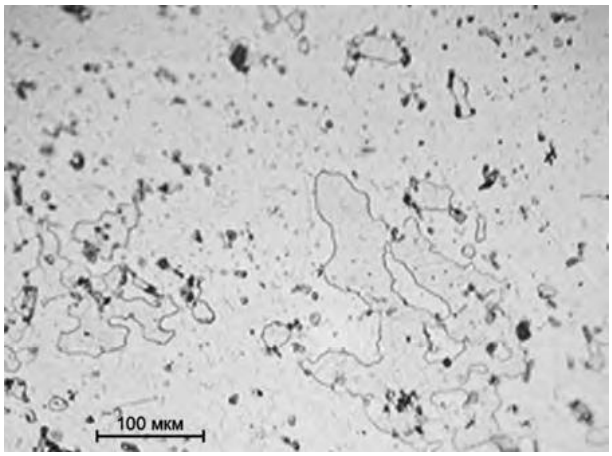


Рисунок 1.12 - Микроструктура сплава Д16 после закалки и естественного старения

При нагреве выше 500– 520 °С происходит интенсивный рост зерен α–твердого раствора, поэтому температура термической обработки на твердый раствор строго

регламентирована [54]. В работе [53] приведены исследования различных стадий пережога, полученные в результате нагрева под закалку в диапазоне температур 505–540 °С (рисунки 1.13–1.16).

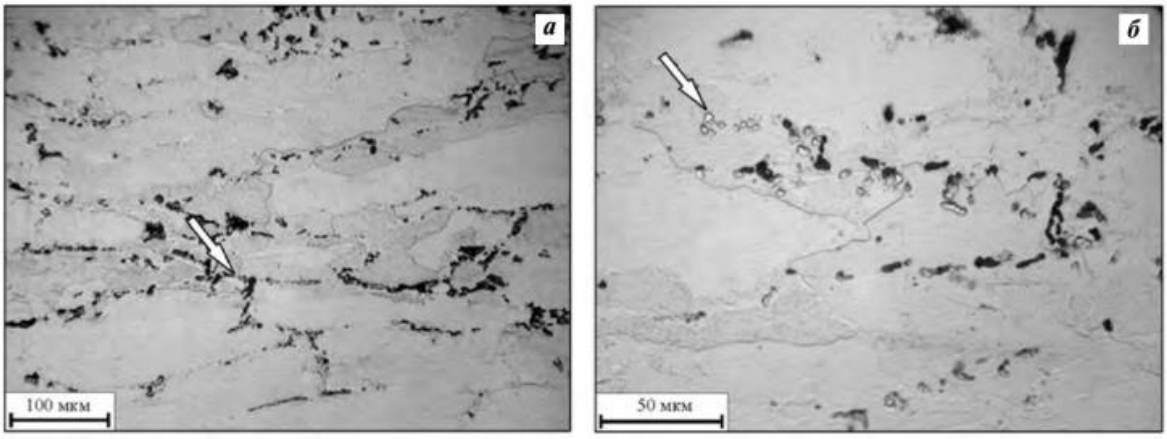


Рисунок 1.13 - Микроструктура сплава Д16 после закалки при 505 °С (слабый пережог): а - эвтектические скопления; б - эвтектические глобули

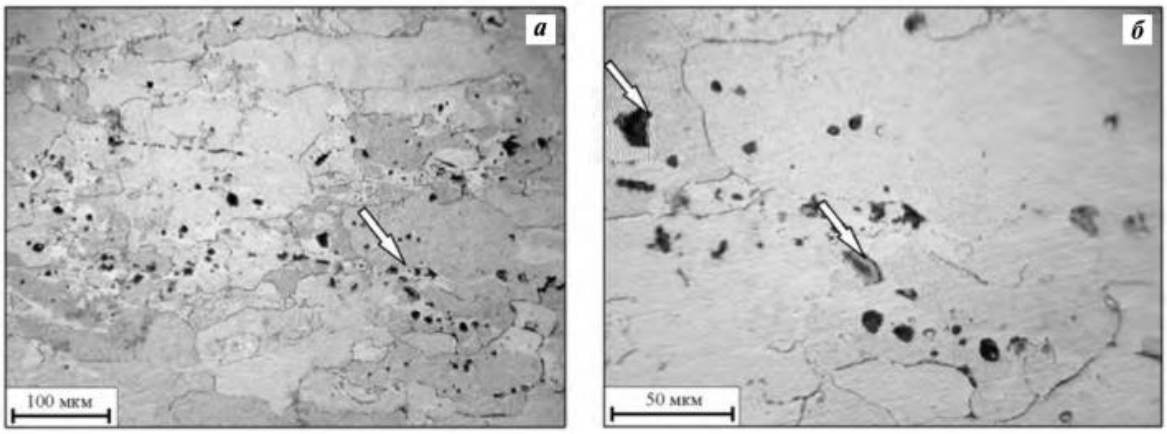


Рисунок 1.14 - Микроструктура сплава Д16 после закалки при 510 °С (средний пережог): а - эвтектические скопления; б - эвтектические глобули, поры

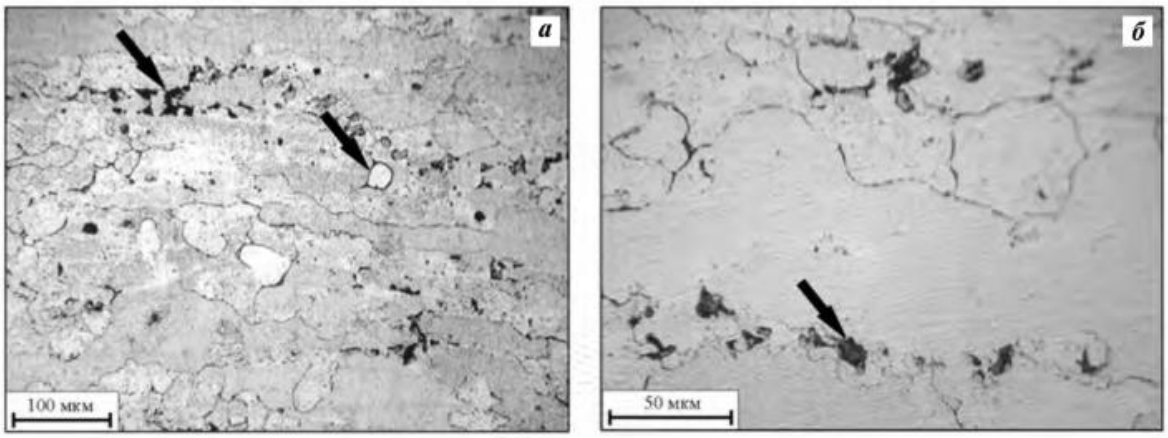


Рисунок 1.15 - Микроструктура сплава Д16 после закалки при 520 °С (сильный пережог): а - сетка эвтектик, крупные глобули; б - цепочка пор

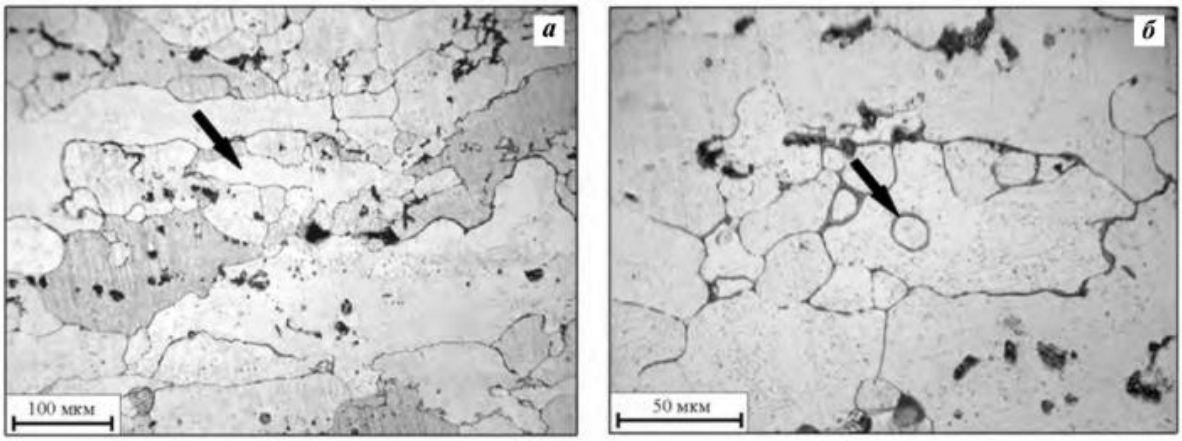


Рисунок 1.16 - Микроструктура сплава Д16 после закалки при 540 °С (сильный пережог): а - отдельные крупные зерна; б - крупные глобули

Наибольшую прочность сплава Д16 достигается путем термической обработки на твердый раствор и естественного старения в течение 5–7 суток. В процессе естественного старения на начальной стадии происходит диффузия Cu с образованием в решетке α–твердого раствора зон ГП - тонких пластинчатых, дискообразных образований диаметром до 50 Å. Зоны ГП искажают решетку α–твердого раствора, тем самым упрочняя сплав.

В процессе искусственного старения зоны ГП укрупняются, достигая толщины 1–4 нм и диаметра 20–30 нм, которые принято считать зонами ГП–2. При увеличении температуры или времени выдержки при старении происходит преобразование их в

неустойчивую фазу S', которая впоследствии при температуре 200 °С преобразуется в стабильную S–фазу Al_2CuMg.

На микроструктуру и механические свойства оказывают влияние различные факторы, такие как химический состав сплава, режимы термической обработки и параметры обработки давлением [6, 55].

На рисунке 1.17 представлено изменение механических свойств прутков в зависимости от содержания Mg и Mn при содержании Cu в диапазоне допустимых значений по ГОСТ 4784–2019 [28]. При увеличении содержания Mn повышаются прочностные характеристики вследствие получения нерекристаллизованной структуры.

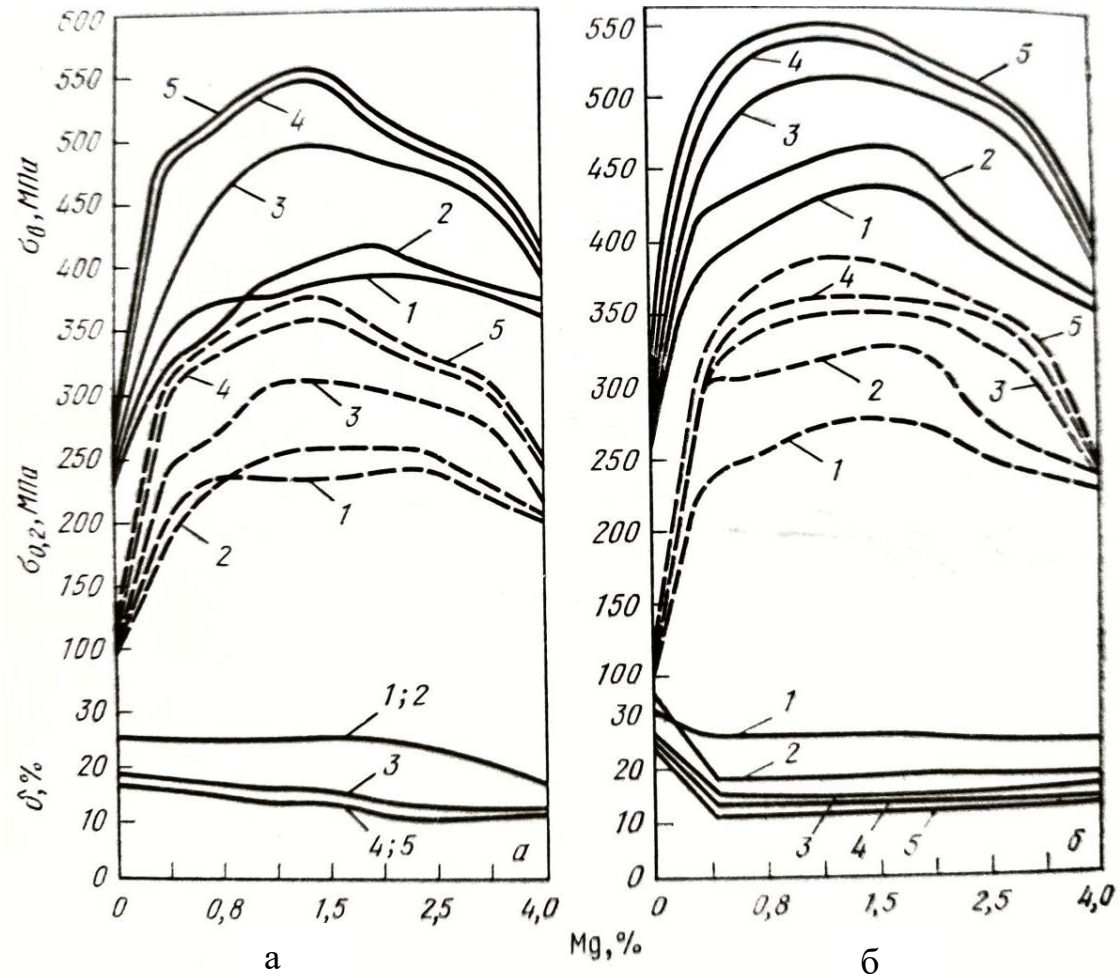


Рисунок 1.17 - Влияние Mg и Mn на механические свойства прутков из сплавов Al - 3,8 % Cu (а) и Al - 4,8 % Cu (б)в закаленном и естественно состаренном состояниях: 1 - без Mn; 2 - 0,2 % Mn; 3 - 0,4 % Mn; 4 - 0,6 % Mn; 5 - 0,9 % Mn [6]

На рисунке 1.18 показано изменение механических свойств сплава Д16 при старении в интервале температур 20–220 °С с различной длительностью выдержки.

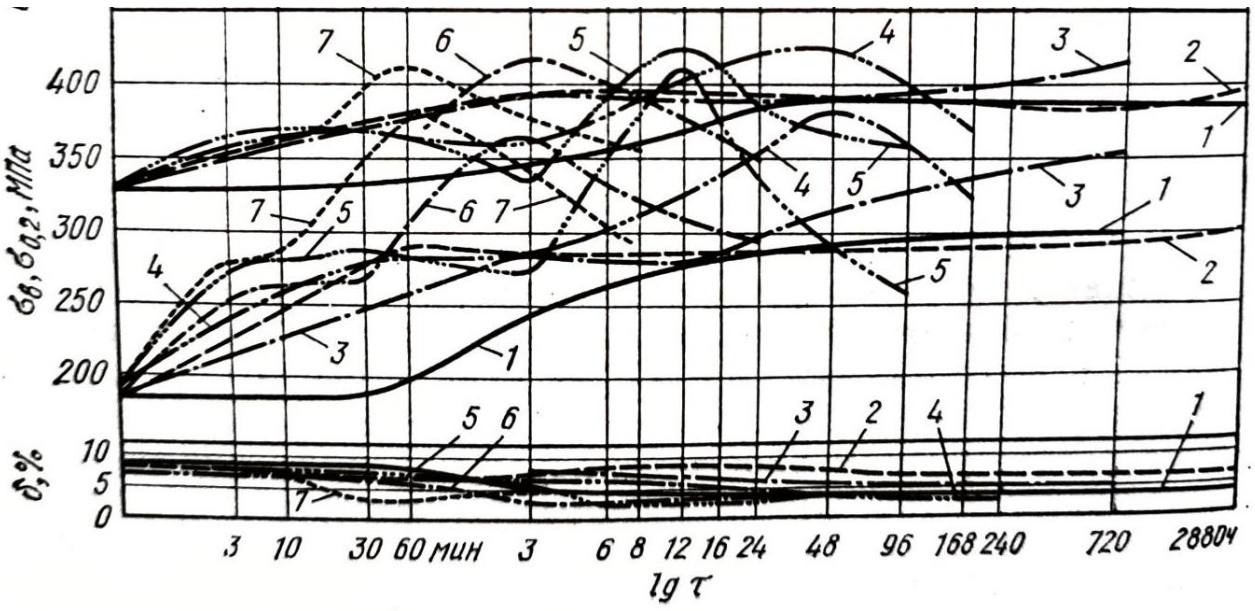


Рисунок 1.18 - Изменение механических свойств при старении прутков сплава Д16 (поперечные образцы с нерекристаллизованной структурой).
Температура старения, °С: 1 - 20; 2 - 100; 3 - 150; 4 - 175; 5 - 190; 6 - 205; 7 - 220 [6]

Механические свойства для различных видов термической обработки сплава Д16 приведены в таблице 1.5.

Таблица 1.5 - Механические свойства алюминиевого сплава Д16

Состояние, полуфабрикат	σ_B, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %
Отжиг	220	110	18
Закалка + старение: - прутки - листы	 540 440	 400 330	 11 18

Изделия из сплава Д16 чаще всего применяют в закаленном и естественно состаренном состоянии. Область применения сплава чрезвычайно широка: авиационная, строительная, автомобильная, нефтяная, химическая промышленность и многие другие.

1.4 Технологические особенности процесса прессования

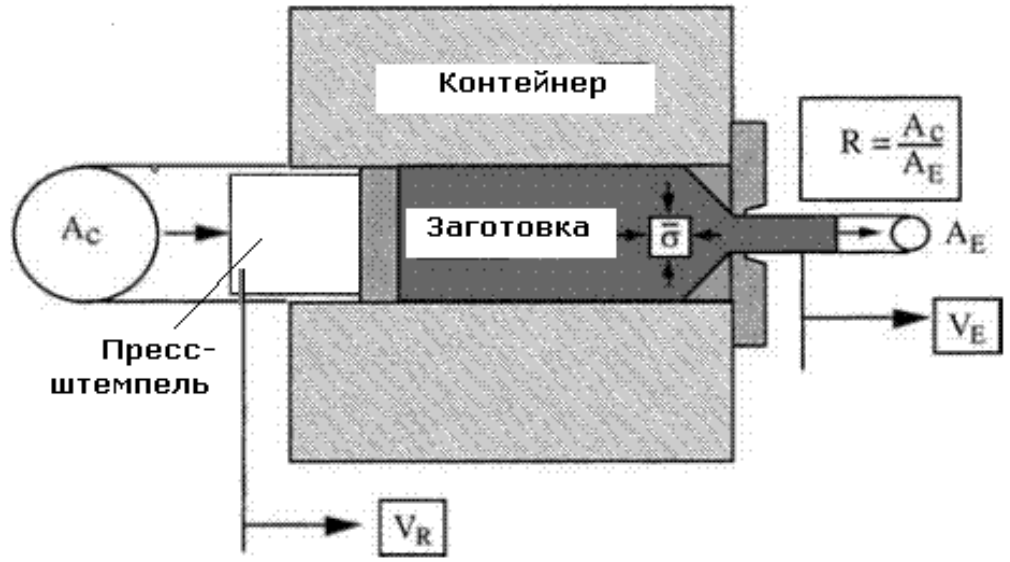
Прессование является наиболее распространенным способом обработки металлов давлением (ОМД). Оптимальную технологию прессования определяют следующие показатели: метод прессования, размеры слитка, температурный интервал, скорость прессования, форма каналов и их расположение на матрице, вид контактного трения, силовые параметры [56–62]. Чаще всего сплошные профили из алюминиевых сплавов получают горячим прессованием на горизонтальных гидравлических прессах с прямым и обратным истечением металла без технологической смазки в одно- и многоканальные матрицы.

Основные достоинства этого метода:

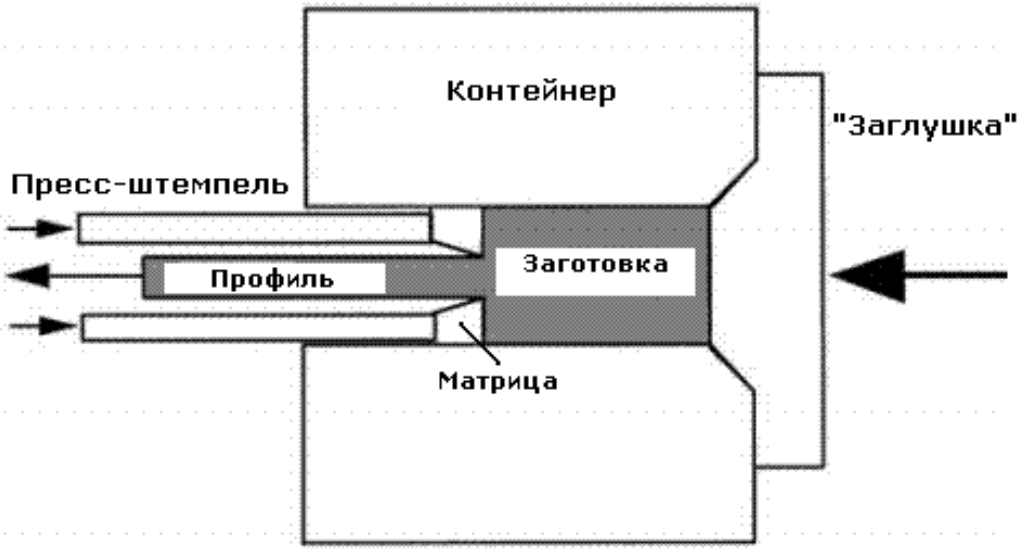
- простота конструкции матрицы с плоским торцом, что важно при изготовлении профилей со сложной формой поперечного сечения;
- затормаживание периферийных слоев заготовки в контейнере вследствие высоких сил трения, способствующее получению чистой поверхности изделий.

Прессование со смазкой контейнера используют достаточно редко. Несмотря на повышение скорости прессования при производстве профилей из труднодеформируемых сплавов в 2-3 раза и снижение энергозатрат на 35-40 %, ограниченное применение этого процесса связано с тем, что использование матриц с плоским торцом и маслографитовой смеси в качестве смазки не обеспечивает высокого качества поверхности изделия.

Прессование с обратным истечением резко уменьшает неравномерность деформации и потери на контактное трение, что позволяет увеличить длину заготовок и получаемых изделий. Необходимость применения полого пресс-штемпеля и трудность отделения пресс-остатка на прессах существующих конструкций не позволяют этому методу конкурировать с методом прямого истечения. Однако вследствие существенных усовершенствований конструкций прессов применение этого метода в последние годы все более расширяется. Схемы прессования с прямым и обратным истечением металла приведены на рисунке 1.19.



а



б

Рисунок 1.19 - Схемы прессования с прямым (а) и обратным (б) истечением металла

Принято различать нестационарную, стационарную и заключительную стадии прессования. Нестационарная стадия начинается с заполнения металлом контейнера пресса и выдавливания передней части профиля через канал матрицы. Нестационарная стадия прессования характеризуется неоднородной картиной

распределения деформаций по длине и поперечному сечению полуфабриката. При выравнивании поля деформаций наступает стационарная стадия, которой свойственно установившееся течение металла [63–74]. На заключительной стадии пресс-шайба приближается к матрице (рисунок 1.20) и начинается образование центральной воронки (полости), глубоко проникающей в очаг пластической деформации и пресс-изделие. Эту полость называют пресс-утяжиной.

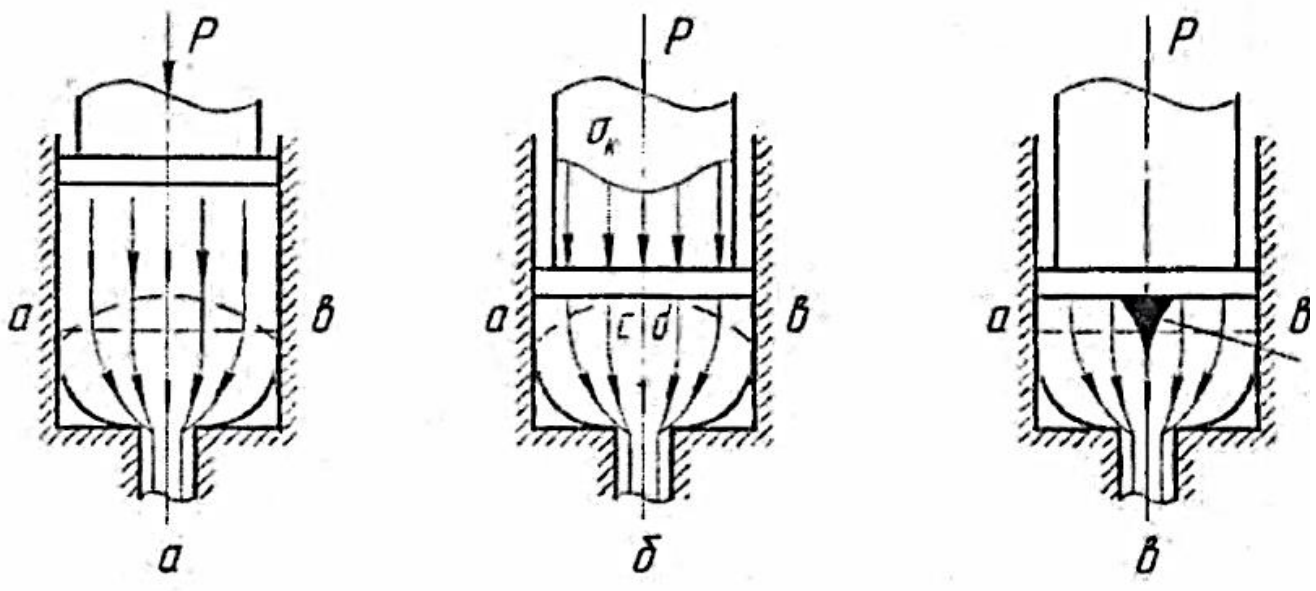


Рисунок 1.20 - Схема заключительной стадии прессования

На переднем конце прутка имеют место незначительные деформации. Причина - передний конец расположен напротив отверстия в матрице и не претерпевает тех изменений, которым подвергается основная масса заготовки.

Каждая прессовка сопровождается технологическими отходами. При прямом методе истечения металла величина пресс-остатка равна приблизительно 0,3 Дк, при обратном - 0,1 Дк, где Дк - внутренний диаметр контейнера [56, 75].

Пресс-остаток отделяют от отпрессованного изделия на прессе после окончания процесса прессования. Выходной конец и утяжинная часть изделия отличаются по свойствам и дефектам от основной части изделия, поэтому их также

удаляют. Основную часть изделия разрезают на необходимые сдаточные длины [56, 75] (рисунок 1.21).

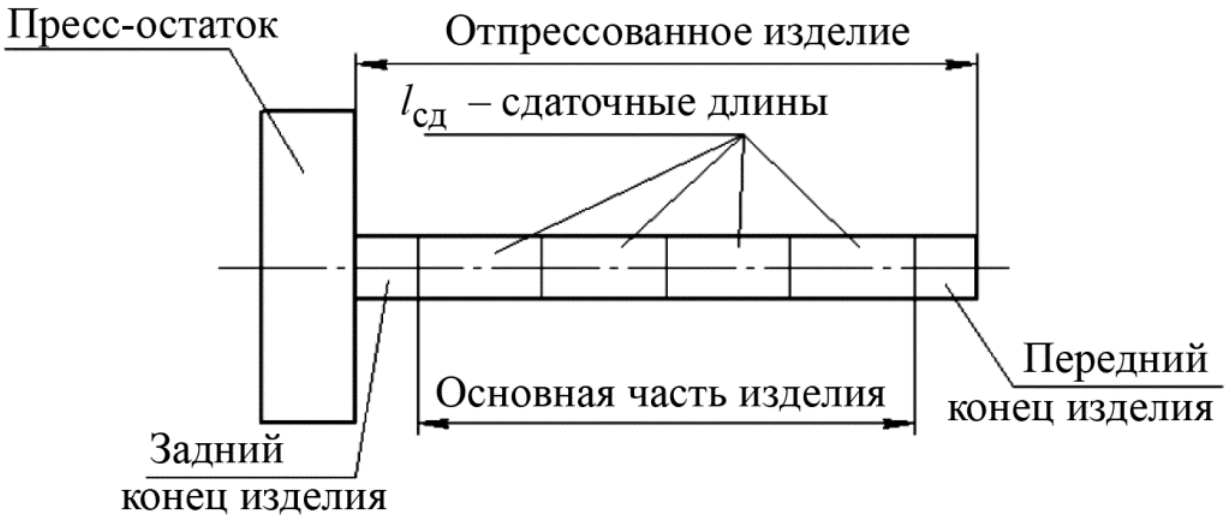


Рисунок 1.21 - Схема расположения частей прессованной заготовки [56]

Утяжинный конец прессованного прутка имеет неустранимый дефект по причине неравномерности течения металла в процессе прессования, в связи с чем не может быть задействован в дальнейшем производстве.

Величина пресс-утяжины зависит от многих факторов. Чем меньше угол канала матрицы, тем меньше вероятность образования пресс-утяжины. Увеличение диаметра заготовки вызывает рост пресс-утяжины, а длина заготовки на образование пресс-утяжины не влияет. Смазка контейнера и пресс-шайбы способствует уменьшению пресс-утяжины. При обратном методе пресс-утяжина образуется при меньшей высоте пресс-остатка, чем при прямом методе. Чем равномернее течение металла, тем меньше пресс-утяжина [75].

Выполненные ранее многочисленные исследования [76–82] показали, что в процессе прессования формируется крайне неоднородное распределение структурных составляющих как по длине, так и по поперечному сечению прутков. Это приводит к неоднородности прочностных характеристик сплава в целом по пресс-изделию. Оценка напряженно-деформированного состояния реального

процесса прессования может быть проведена с помощью метода конечных элементов [76, 80–82]. Доля металла выходного и утяжинного концов, которые подлежат отрезке в отходы, составляет значительную часть от сдаточного.

Зачастую на предприятии выходные концы отрезают и отправляют в переплав. Например, на АО «КУМЗ» в среднем, за месяц образуется до 140 т выходных концов прессованных изделий и до 170 т утяжинных концов. В связи с этим экономически важной задачей является поиск возможностей повышения производительности прессового производства посредством увеличения выпуска объема годного металла на прессовом участке. Этого можно добиться за счет использования в качестве исходной заготовки выходных концов отпрессованного изделия, а также отклоненных крупногабаритных прутков, если изготовленные полуфабрикаты не удовлетворяют требованиям нормативной документации (НД), для повторного прессования.

1.5 Рециклинг в производстве алюминиевых сплавов

Металлы, в отличие от других материалов, обладают уникальным качеством - сохраняют свои свойства в течение десятков лет при эксплуатации, а также в процессе многократной переработки. Алюминий и сплавы на его основе обладают одним из наиболее важных свойств - способностью к рециклингу. Переработка металлических отходов снижает нагрузку на окружающую среду и позволяет экономить природные ресурсы. На сегодняшний день переработка алюминия обеспечивает 35 % мирового потребления, снижая затраты энергии до 95 %. Доля вторичного алюминия в России составляет до 10 % от общего объема потребления, в то время как в Японии, Германии и США это значение достигает 35 % [83–86]. Согласно стратегическим целям Алюминиевой Ассоциации, потребность в алюминии в России к 2030 году составит 1,5 млн тонн и к 2033 году до 2,2 млн тонн [87].

Переработка алюминия в Европе составляет 1,9 млн тонн в год, при этом для производства банок для напитков используется до 45 % рециклируемого алюминия,

строительстве до 85 %, в транспорте до 95 %. Замена первичного алюминия переработанным возможна благодаря высокому качеству металла, получаемого посредством рециклинга, а также современным методам переработки алюминия.

Рециклинг алюминия является одним из наиболее динамично развивающихся направлений в металлургии, что обусловлено значительной экономией энергии (до 95 % по сравнению с первичным производством). Анализ литературы показывает, что основное внимание исследователей сосредоточено на двух ключевых аспектах: совершенствовании процессов переплавки и разработке методов апсайклинга (повышения качества) вторичного сырья для получения сплавов с высокими эксплуатационными характеристиками.

В работе [88] представлен обзор, в котором детально проанализировано современное состояние процессов переплавки алюминиевой стружки. Авторы подчеркивают, что ключевой проблемой переработки стружки является ее высокая удельная поверхность и загрязнение смазочно-охлаждающими жидкостями (СОЖ).

Также одним из барьеров для широкого использования вторичного алюминия является накопление примесей, особенно Fe, которое образует хрупкие интерметаллидные соединения. Детальный анализ этой проблемы представлен в работе [89]. Присутствие Fe приводит к образованию игольчатой β–фазы (Al_5FeSi), которая резко снижает пластичность, усталостную прочность и коррозионную стойкость. Для «нейтрализации» вредного влияния Fe наиболее эффективно легирование Mn, который трансформирует β–фазу в более компактную α–фазу ($Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$). Также исследуются добавки Cr, Co и редкоземельных элементов.

Традиционный рециклинг часто ведет к даунсайклингу (снижению качества сплава). В работе [90] рассматриваются методы, позволяющие перерабатывать лом в алюминий высокой чистоты (>99,5 %). Различают сегрегацию (направленную кристаллизацию), вакуумную дистилляцию и электрорафинирование (в солевых расплавах). Наиболее перспективным с точки зрения энергоэффективности признан метод сегрегации.

Анализ российских публикаций показывает, что научное сообщество РФ также активно занимается проблемами рециклинга, фокусируясь как на экологических аспектах, так и на металлургических методах повышения качества.

В работе Шакиной К.А. и Проскуриной Е.М. [91] проведен анализ экологических рисков предприятий по переработке алюминия, включая вопросы загрязнения атмосферы и утилизации шлаков. Исследование Фролова Р.А. и соавторов [92] посвящено «наследственному модифицированию» вторичных сплавов. Авторы доказали, что введение в шихту мелкокристаллического переплава (закаленного из жидкого состояния) в сочетании с модификаторами позволяет значительно повысить механические свойства литейных сплавов, достигая уровня первичных материалов. В докладе Сафоновой С.О. и Пелымской И.С. [93] отмечено, что рециклинг в России является не просто «модным трендом», а объективной необходимостью для обеспечения сырьевой безопасности и снижения себестоимости продукции. Однако указывается на необходимость модернизации мощностей по сортировке и предварительной обработке лома. В работе Ворониной Е.Н. [94] подчеркиваются экономические выгоды переработки: снижение энергопотребления и выбросов CO_2. Исследование Вагстаффа С. [95] на примере сплавов серии 6xxx показало, как накопление «остаточных элементов» при рециклинге влияет на механические свойства деформируемых полуфабрикатов, что критически важно для автомобильной промышленности.

Анализ литературы подтверждает, что переплав (металлургический передел) остается доминирующим методом переработки отходов металлургии.

1.6 Термическая и деформационная обработка алюминиевых сплавов

Одной из ключевых проблем, возникающих при производстве прессованных изделий, является технологическая наследственность структурного состояния – это сохранение в готовом изделии ориентировок и дефектов структуры, унаследованных от предшествующих стадий обработки. Устранение технологической

наследственности традиционно достигается термической обработкой. Единственной термической обработкой, позволяющей снять внутренние напряжения и стабилизировать структуру и свойства материала, является отжиг. Фундаментальные научные основы термической обработки, структуры и свойств алюминиевых деформируемых сплавов изложены в монографиях И. И. Новикова, И. Н. Фридляндера, Л. Ф. Мондольфо, Н. И. Колобнева, Л. Б. Бера и С. Л. Цукрова [96–99]. Основоположником научного подхода к управлению структурой алюминиевых сплавов принято считать В. И. Добаткина, чья докторская диссертация стала фундаментальным трудом по формированию структуры слитков [100].

Структурная наследственность в алюминиевых сплавах, полученных обработкой давлением, обусловлена неполнотой процессов рекристаллизации. При горячем прессовании в структуре сплава накапливаются дефекты кристаллического строения, формируются вытянутые вдоль направления течения металла зерна и кристаллографическая текстура деформации [101]. В работе Калашниковой [102] и соавторов показано, что термическое и термомеханическое воздействие может как усиливать, так и ослаблять структурную наследственность, причем ключевую роль играют дисперсные выделения упрочняющих фаз.

Системы легирования сплавов АД33 и Д16 принципиально различаются, что определяет различную кинетику рекристаллизации и требования к режимам термической обработки. Отличительной особенностью сплава АД33 является способность к естественному старению после закалки, однако в контексте рекристаллизационного отжига важнее то, что упрочняющая фаза Mg_2Si начинает интенсивно выделяться лишь при определенных температурах. Как показано в исследованиях процесса прессования сплавов системы Al–Mg–Si, деформационная текстура может быть зафиксирована быстрой закалкой непосредственно у выхода из матрицы, а последующий отжиг приводит к рекристаллизации, характер которой зависит от температуры и времени выдержки [101]. Существенное влияние на рекристаллизацию оказывают частицы вторичных фаз. Например, в сплаве 6063 эти

частицы влияют на формирование неоднородностей деформации вблизи крупных включений и способствуют образованию полос сдвига [103].

Сплав Д16 - сплав системы Al–Cu–Mg, характеризующийся высоким содержанием меди. Высокая плотность дисперсных выделений упрочняющих интерметаллидных фаз Al_2CuMg оказывает двойственное влияние на процессы устранения структурной наследственности. С одной стороны, частицы эффективно тормозят рост рекристаллизованных зерен, способствуя сохранению мелкозернистой структуры [98]. С другой стороны, даже при высоких температурах отжига возможно сохранение нерекристаллизованной структуры, что иногда рассматривается как фактор повышения трещиностойкости [104].

Исследования, проведенные на примере сплавов системы Al–Cu–Mn с высоким содержанием марганца, показывают, что формирование дисперсоидов $Al_{20}Cu_2Mn_3$ размером менее 100 нм при отжиге около 400 °C позволяет сохранять нерекристаллизованную структуру вплоть до высоких температур [105]. Хотя Д16 имеет меньшую концентрацию марганца, этот механизм частично релевантен и для него.

Структурная наследственность тесно связана с кристаллографической текстурой, которая формируется при горячей деформации. Процессы рекристаллизации при отжиге приводят либо к сохранению деформационной текстуры, либо к формированию новой - рекристаллизованной. Согласно обобщающим работам по текстурам в алюминиевых сплавах, механизмами формирования текстуры при рекристаллизации являются ориентированное зарождение и ориентированный рост новых зерен [106]. При этом состав сплава и распределение частиц второй фазы определяют, какой из этих механизмов будет доминировать. Для сплавов с высокой плотностью дисперсоидов (таких, как Д16) характерно преимущественно ориентированное зарождение в областях с максимальной локальной деформацией. Для сплавов с твердорастворным упрочнением (например, АД33) более вероятен селективный рост зародышей с определенными ориентировками.

Исследования текстуры в различных сечениях после прокатки и отжига [107] показали, что гетерогенность процессов деформации и неравномерность выделения интерметаллидных фаз приводят к формированию фракций рекристаллизованных зерен различных ориентаций [103]. Это означает, что для полного устранения структурной наследственности недостаточно просто нагреть изделие до определенной температуры - необходим контролируемый термомеханический режим, учитывающий распределение напряжений по сечению.

Важно отметить, что интенсивная деформация может способствовать формированию гомогенной структуры уже на стадии подготовки. Исследования порошковых материалов на основе сплава Д16 показывают, что всестороннее сжатие под высоким давлением до 37 кБар обеспечивает формирование однородной структуры с минимальной пористостью, а последующий отжиг при 495–530 °C вызывает рекристаллизацию [108]. Однако для массивных прессованных изделий этот подход технологически сложен.

Для сплава АД33 основным методом устранения структурной наследственности является высокотемпературный рекристаллизационный отжиг в интервале 350–450 °C. При этих температурах протекают следующие процессы: снятие внутренних напряжений и полигонизация субзеренной структуры; рост рекристаллизованных зерен, замещающих деформированную матрицу; растворение мелких метастабильных фаз и коагуляция равновесных включений. Поскольку сплав АД33 не содержит большого количества дисперсных тормозящих частиц, рекристаллизация протекает относительно быстро, однако существует риск аномального роста зерна при перегреве, который также является одной из форм структурной наследственности - наследования неоднородности распределения зерен по размерам [104].

Для сплава Д16 задача устранения структурной наследственности сложнее. Полная рекристаллизация требует нагрева до температур, близких к солидусу (495–500 °C), что затруднительно из-за опасности пережога. При этом сохраняется парадокс, отмеченный еще в исследованиях полуфабрикатов из сплава Д16 с

нерекристаллизованной структурой: в тонких сечениях предпочтительной может оказаться намеренная фиксация нерекристаллизованной структуры путем варьирования технологических факторов, а не ее полное устранение [104]. Это наблюдение подводит к важному выводу: устранение структурной наследственности в сплаве Д16 не всегда целесообразно. Анализ диаграмм разрушения показывает, что полуфабрикаты с нерекристаллизованной структурой могут быть рекомендованы для промышленного применения благодаря более высоким показателям трещиностойкости [104]. Таким образом, оптимальный режим термической обработки должен определяться также требованиями к готовому изделию.

Для сплава Д16 обоснованными являются следующие подходы:

1. Неполный (низкотемпературный) отжиг при 300–350 °С для снятия напряжений без полной рекристаллизации, сохранение преимуществ деформационной текстуры;

2. Рекристаллизационный отжиг при 480–500 °С с закалкой (в сочетании с последующим старением) – полное обновление структуры, устранение наследственности по полному циклу. При этом важно учитывать, что после такой обработки механические свойства определяются последующей закалкой и старением, а не наследуемой структурой.

Проведенный анализ литературы показывает, что понятие «технологическая наследственность структурного состояния» для прессованных алюминиевых сплавов АД33 и Д16 имеет различное значение. В сплаве АД33 наследственность связана преимущественно с сохранением деформационной текстуры и субзеренной структуры, что эффективно устраняется рекристаллизационным отжигом при 350–450 °С. В сплаве Д16, напротив, структурная наследственность поддерживается дисперсными интерметаллидными фазами, которые могут не только препятствовать рекристаллизации, но и стабилизировать полезную нерекристаллизованную структуру, повышающую трещиностойкость.

1.7 Постановка задачи исследования

Проведенный обзор литературы позволяет сделать следующие выводы:

1. В процессе прессования структурные составляющие имеют крайне неоднородное распределение как по длине, так и по поперечному сечению пресс-изделия. Доля металла выходного и утяжинного концов составляет значительную часть от сдаточного.

2. Рециклинг - перспективное направление получения алюминия с минимальным количеством затрат. Переплав остается доминирующим методом переработки отходов металлургии.

3. Термическая обработка (в том числе отжиг) оказывает ключевое влияние на структуру и комплекс механических и эксплуатационных свойств алюминиевых сплавов системы Al–Mg–Si и Al–Cu–Mg.

4. Проведение термической и/или термомеханической обработки способствует устранению технологической наследственности структуры и свойств алюминиевых сплавов.

На основании вышеизложенного были поставлены основные задачи исследования, представленные в разделе «Введение» диссертационной работы.

2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

2.1 Исследованные материалы

В качестве материала исследования были выбраны алюминиевые деформируемые сплавы АД33 системы Al–Mg–Si и Д16 системы Al–Cu–Mg. Химический состав сплавов определен методом атомно-эмиссионной спектрометрии с помощью искрового спектрометра SPECTROMAXx, соответствует регламентированному стандартом ГОСТ 4784–2019 [28] и приведен в таблице 2.1.

Таблица 2.1 - Химический состав исследуемых алюминиевых сплавов, мас. %*

Сплав		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
АД33 (6061)	факт	0,60	0,58–0,59	0,18–0,19	0,10–0,11	0,90–1,00	0,13–0,15	0,02–0,10	0,05–0,06
	ГОСТ 4784–2019	0,40–0,80	≤0,70	0,15–0,40	≤0,15	0,80–1,20	0,04–0,35	≤0,25	≤0,15
Д16 (2024)	факт	0,07–0,16	0,20–0,25	4,14–4,29	0,40–0,41	1,45–1,50	0,01	0,03–0,09	0,07
	ГОСТ 4784–2019	≤0,50	≤0,50	3,80–4,80	0,30–0,90	1,20–1,80	≤0,15	≤0,10	-

* - остальное Al.

Содержание водорода контролировалось по твердой пробе и составило до 0,21 см^3/100 г металла для сплава АД33 и до 0,27 см^3/100 г металла для сплава Д16.

Образцы для исследования вырезали из слитков диаметром 800 мм, отлитых методом полунепрерывного литья, а также разных частей прессованных прутков. Пресс-изделия диаметром 350 мм получены методом прессования в условиях АО «Каменск-Уральский металлургический завод» на прессе номинальным усилием 120 МН. Прессование произведено прямым методом без применения смазки. Нагрев слитков перед прессованием выполнен в двухкамерных печах конвейерного типа до температуры 480 °С (для сплава Д16) и 500 °С (для сплава АД33). Темплеты для исследований вырезаны в долевом направлении из литого слитка, выходного конца

прутка после прессования и средней части пресс-изделия (рисунок 2.1). Места расположения образцов в каждом темплете: центр, 1/2 радиуса и на периферии.

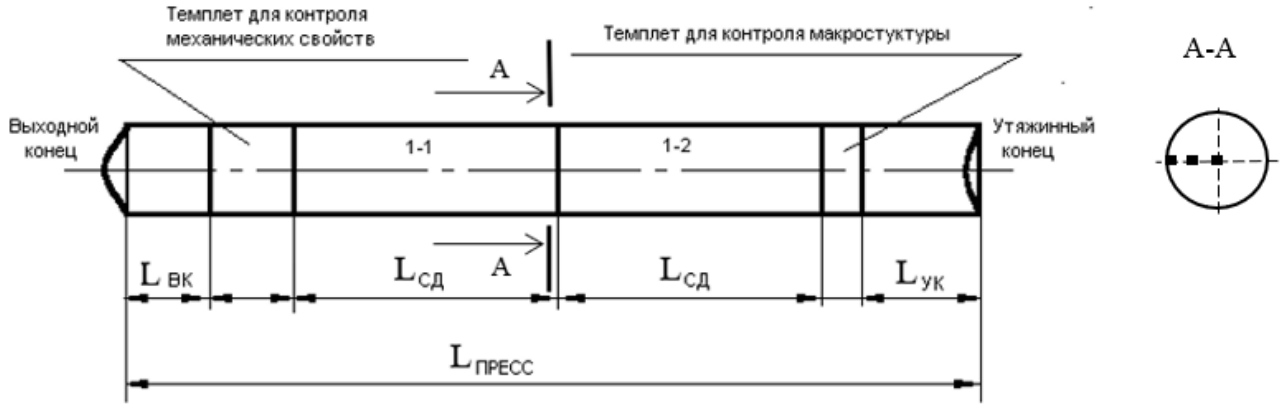


Рисунок 2.1 - Схема раскроя прутка на мерные длины: $L_{ПРЕСС}$ - прессуемая длина изделия; $L_{СД}$ - сдаточная длина изделия; $L_{ВК}$ - длина выходного конца, отрезаемого в отходы; $L_{УК}$ - длина утяжинного конца, отрезаемого в отходы;
1-1, 1-2 - номера заготовок в прутке

Цикл повторного прессования произведен на прессе номинальным усилием 50 МН с диаметром контейнера 370 мм.

2.2 Методы исследования фазового состава и структуры

Фазовый состав исследуемых сплавов определяли по результатам рентгеновской съемки на дифрактометре Shimadzu XRD 7000 (в CrK_{α}-излучении). Параметр кристаллической решетки твердого раствора на основе алюминия рассчитывали по формуле Вульфа - Брэгга [109, 110] для рефлексов (111), (200), (220), (311), (222) и последующей экстраполяцией полученных величин на угол $\Theta = 90°$.

Химический состав фаз и распределение химических элементов по сечению образцов определяли методом ЭДС-анализа с помощью приставки Oxford HKL Nordlys F+ к сканирующему микроскопу Tescan VEGA II XMU.

Для экспериментальной оценки распределения микродеформаций по сечению прессованных изделий использован сравнительный анализ карт рекристаллизации, полученных методом EBSD-анализа (также в литературе известен как метод дифракции отраженных электронов) с помощью программного комплекса к приставке Oxford HKL Nordlys F+ на сканирующем электронном микроскопе Tescan VEGA II XMU.

Исследование микроструктуры сплавов после проведенных термических обработок проводили методом ПЭМ на микроскопе JEOL JEM-2100. Из образцов электроискровым методом вырезаны тонкие пластины толщиной не более 0,5 мм и изготовлены фольги путем ионной полировки в системе Linda SemPrep 2 (SC-2100).

Металлографические исследования структуры выполняли на оптическом микроскопе Neophot 21 при увеличении 50–500.

Для описания формы и величины зерна в образцах в результате процесса пластической деформации введен безразмерный коэффициент - форм-фактор. Под форм-фактором подразумевается отношение d_1/d_2 размеров зерна, где d_1-наименьший, а d_2 - наибольший размеры зерна. Чем больше форм-фактор, тем более вытянутую форму имеет зерно. Соотношение в случае равноосности зерна стремится к единице. Определение форм-фактор зерна произведено методом секущих: на изображении микроструктуры образцов проводятся серии параллельных линий (секущих) и измеряются длины отрезков (случайных хорд), пересекающих каждое зерно, попавшее на одну из этих линий. При этом одно и то же зерно не должно пересекаться несколько раз. Пример использования данной методики представлен на рисунке 2.2. В рамках работы для каждой температуры и времени выдержки проанализировано не менее 150 зерен для оценки форм-фактора зерна в соответствии с ГОСТ 5639–82 [111] и оценки размера зерна в соответствии с ГОСТ 21073.1–75 [112]. Погрешность измерений и расчета размера зерна составила не более 1 %, обусловленная большим количеством параллельных измерений.

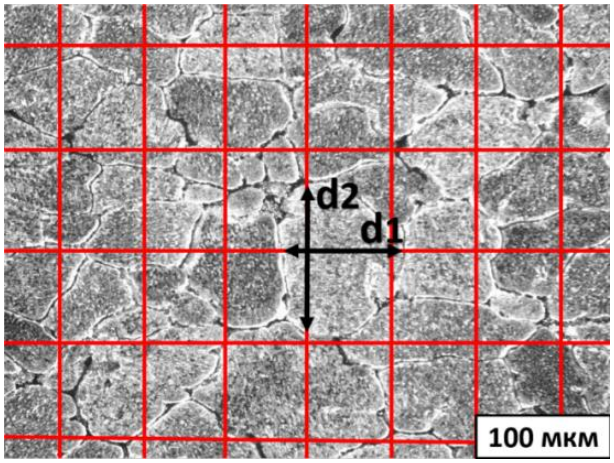


Рисунок 2.2 - Пример измерения форм-фактора зерна методом секущих

Шлифы для исследований подготавливались в плоскости, параллельной плоскости литья и плоскости деформирования. Травление для определения размера зерна проводили при помощи реактива следующего состава: 1 мл HF, 2,6 мл HNO_3, 1,6 мл HCl, 100 мл H_2O в течение 0,4 часа. Образцы для металлографических исследований имели форму куба размером 10x10x10 мм. Они подвергались отжигу в электрической печи ПКЛ-1,2-36 в воздушной атмосфере, контроль температуры производился термопарой ПП (S) с точностью до 5 °С.

Подбор режима термической обработки производился в интервале температур 370–520 °С (для сплава АД33) и 300–520 °С (для сплава Д16) с продолжительностью выдержки 1–16 часов, охлаждение на воздухе.

Методом ДСК определены температуры фазовых превращений исследуемых сплавов в интервале температур 50–500 °С на дифференциальном сканирующем калориметре DSC 214 Polyma, в интервале 400–750 °С - на термоанализаторе STA 409 Netzsch-Geratebau-Gmbh. Скорость нагрева составила 10 °С/мин.

2.3 Инструментальное индентирование

Инструментальное индентирование с записью диаграмм нагружения проводили на измерительной системе Fischerscope HM2000 XYm с использованием индентора Виккерса и программного обеспечения WIN-HCU при максимальной нагрузке 0,980

Н, времени нагружения 20 с, выдержке при нагрузке 15 с и времени разгрузки 20 с по стандарту ISO 14577 [113]. Измерения проводили на поперечных сечениях прессованных заготовок, образцы вырезали в соответствие со схемой, приведенной на рисунке 2.1. Погрешность измеряемых параметров определяли по 10 измерениям и рассчитывали с доверительной вероятностью p = 0,95 в соответствие с требованиями ISO 14577–2:2015 [114]. По результатам индентирования определяли следующие показатели: микротвердость по Виккерсу HV, контактный модуль упругости E*, полную работу индентирования W_t, и работу упругой деформации W_e. Участок BC на диаграмме нагружения (рисунок 2.3) соответствует выдержке при постоянно действующей максимальной нагрузке и косвенно характеризует способность структурной составляющей пластически деформироваться.

По измеренным показателям рассчитывали составляющую работы пластической деформации при индентировании φ, ползучесть при индентировании C_{IT}, показатель упругого восстановления R_e.

Для расчета составляющей работы пластической деформации применяли формулу:

$$\varphi = (1-W_e/W_t)\cdot 100\ \% \qquad (2.1)$$

Ползучесть при индентировании C_{IT} рассчитывали по формуле:

$$C_{IT} = \frac{h_{max}-h_1}{h_1}\cdot 100\ \% \qquad (2.2)$$

Расчет показателя упругого восстановления R_e проводили по формуле:

$$R_e = \frac{h_{max}-h_p}{h_{max}}\cdot 100\ \% \qquad (2.3)$$

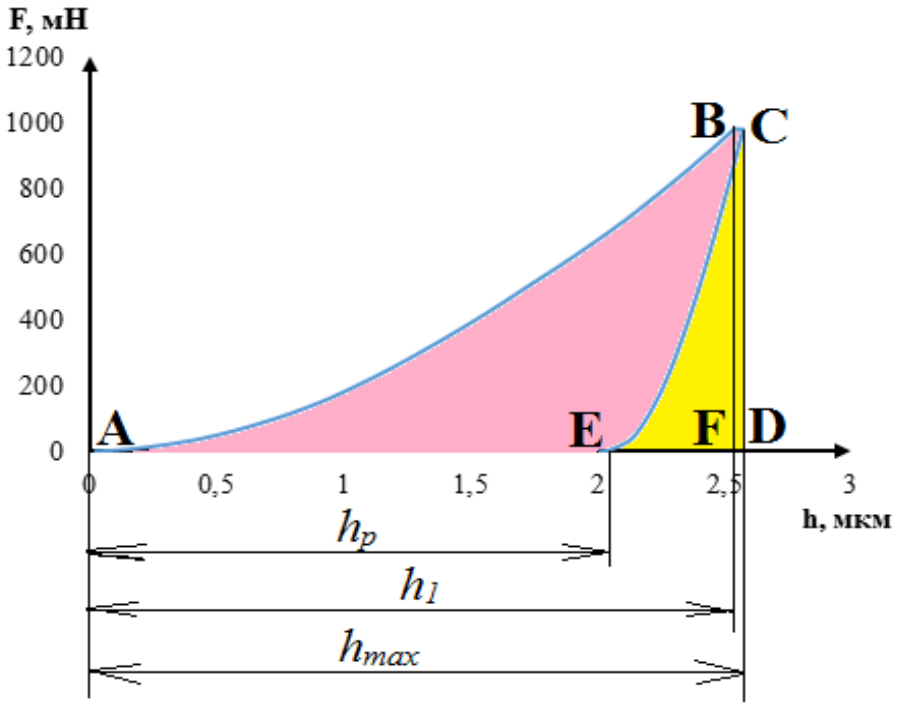


Рисунок 2.3 - Общий вид диаграммы нагружения и измеряемые параметры: h_p - остаточная глубина внедрения индентора после снятия нагрузки; h_1 - глубина внедрения индентора при максимальной нагрузке; h_{max} - максимальная глубина внедрения индентора

В рамках оценки влияния параметров термической обработки, рассмотренной в разделе 5, для определения микротвердости при комнатной температуре испытано 28 образцов по 30 измерений на каждый для более точного определения среднего значения. Нагрузка на индентор составила 0,05 кг.

2.4 Испытания механических свойств сплавов

Испытание механических свойств алюминиевых сплавов АД33 и Д16 в исходном, деформированном и термически обработанном состоянии проведено на цилиндрических образцах, отобранных из центральной, периферийной и зоны 1/2 радиуса изделия в долевом направлении. Испытания на одноосное растяжение при комнатной и повышенных температурах проведены на испытательной машине УТС-111.

Испытания на одноосное растяжение при комнатной температуре регламентированы ГОСТ 1497–2023 [115], при повышенных температурах - ГОСТ 9651–84 [116].

2.5 Определение сопротивления деформации

Определение сопротивления деформации исследуемых сплавов методом осадки цилиндрических образцов проведено на пластометре кулачкового типа с рабочим усилием 1500 кН.

Для испытания использованы образцы диаметром 10 мм и высотой 15 мм. Испытания проведены при температуре 20 °С и температуре прессования (для сплава АД33 - 500 °С, для сплава Д16 - 480 °С) при скорости деформации $\dot{\varepsilon}$, равной 1 $с^{-1}$.

Истинная деформация e образцов рассчитана по формуле:

$$e = \ln \frac{h_0}{h_1} \qquad (2.4),$$

где h_0 и h_1 - соответственно начальная и конечная высота образца.

Скорость деформации в процессе всей осадки поддерживалась постоянной. Для обеспечения равномерной осадки и схемы линейного одноосного сжатия использовалась смазка в виде графитовой эмульсии.

Перед посадкой в печь на нагрев образцы установили в специальный цилиндрический контейнер (рисунок 2.4) по центру деформирующих бойков из специального жаропрочного сплава и изолировали каолиновой ватой.

Нагрев образцов до температур испытания осуществляли в электрической печи вместе с контейнер-пакетом. При достижении образцом заданной температуры, контейнер извлекали из печи и устанавливали в рабочее пространство пластометра на месдозу строго по ее оси, после чего немедленно осуществлялась осадка образца с автоматической регистрацией параметров процесса. Использование специального контейнера позволило поддерживать температуру образца достаточный промежуток

времени для проведения испытания, совместный нагрев образцов с бойками - исключил захолаживание образцов об инструмент.

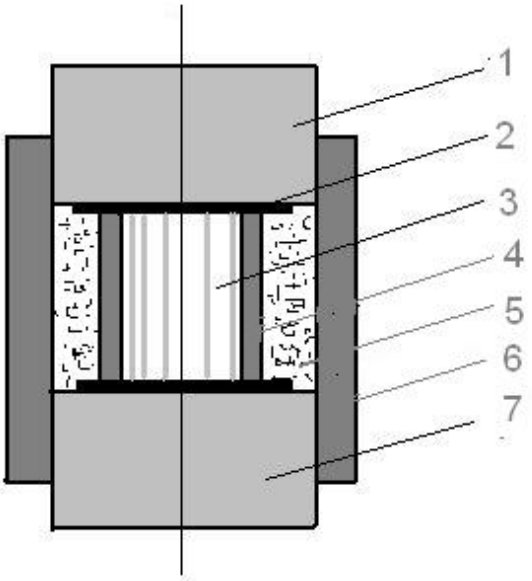


Рисунок 2.4 - Схема сборки образца в контейнер–пакете для испытания образца на осадку: 1 - верхний деформирующий боек; 2 - слой смазки; 3 - образец; 4 - асбестовая изоляция; 5 - каолиновая вата; 5 - контейнер; 7 - нижний боек

Расчет сопротивления деформации произведен по формуле:

$$\sigma_s = \frac{P}{F} \qquad (2.5),$$

где P - измеренная сила, F - расчетная площадь поперечного сечения.

3. ОСОБЕННОСТИ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ АД33 И Д16 ПО СЕЧЕНИЮ ПРЕССОВАННЫХ ЗАГОТОВОК

В рамках изучения распределения деформации по длине прессованных заготовок в работе [82] проведено численное моделирование поведения металла при прессовании с малым коэффициентом вытяжки с применением программного модуля DEFORM-2D.

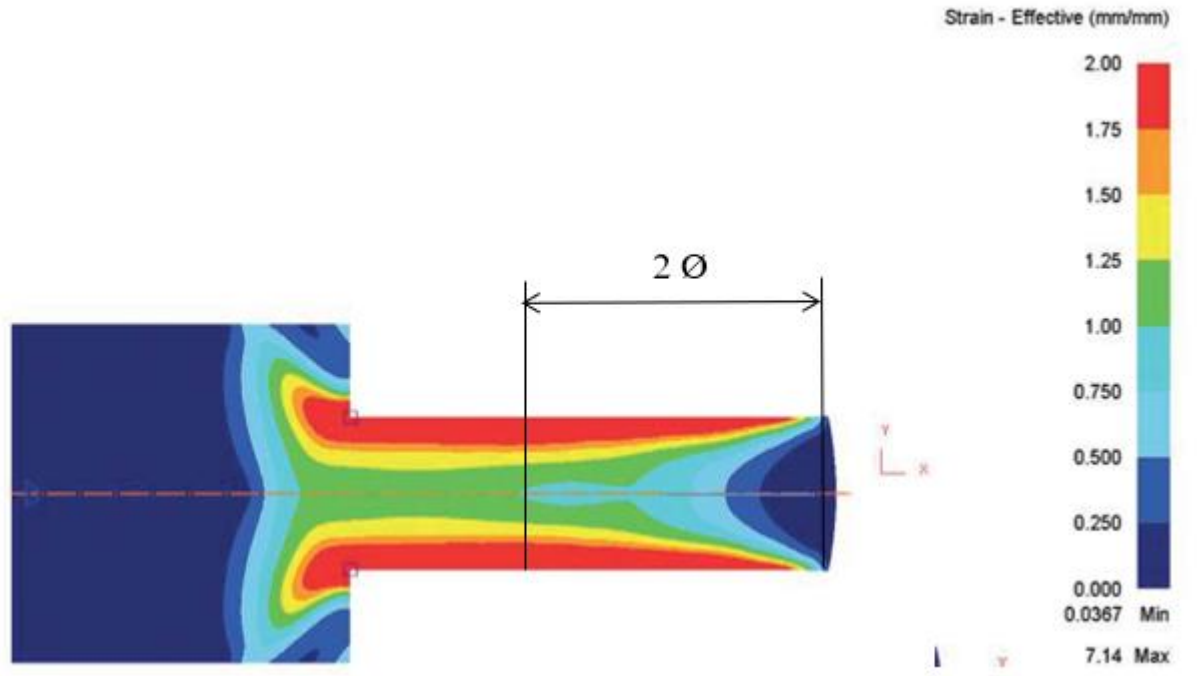


Рисунок 3.1 - Распределение степени деформации по мере выдавливания переднего конца прутка (отношение его длины к диаметру составляет 3,0)

Как видно из рисунка 3.1, в нестационарной стадии процесса металл на периферии подвергается большей деформации. Это происходит потому, что передняя часть заготовки выпрессовывается первоначально, как не подвергнутая деформации жесткая пробка диаметром, равным диаметру отверстия матрицы. Затем степень деформации нарастает по объему пресс-изделия. Момент, когда периферийный слой (с повышенной степенью деформации) имеет равную толщину вдоль оси прессования, свидетельствует о наступлении стационарной стадии. Показано, что

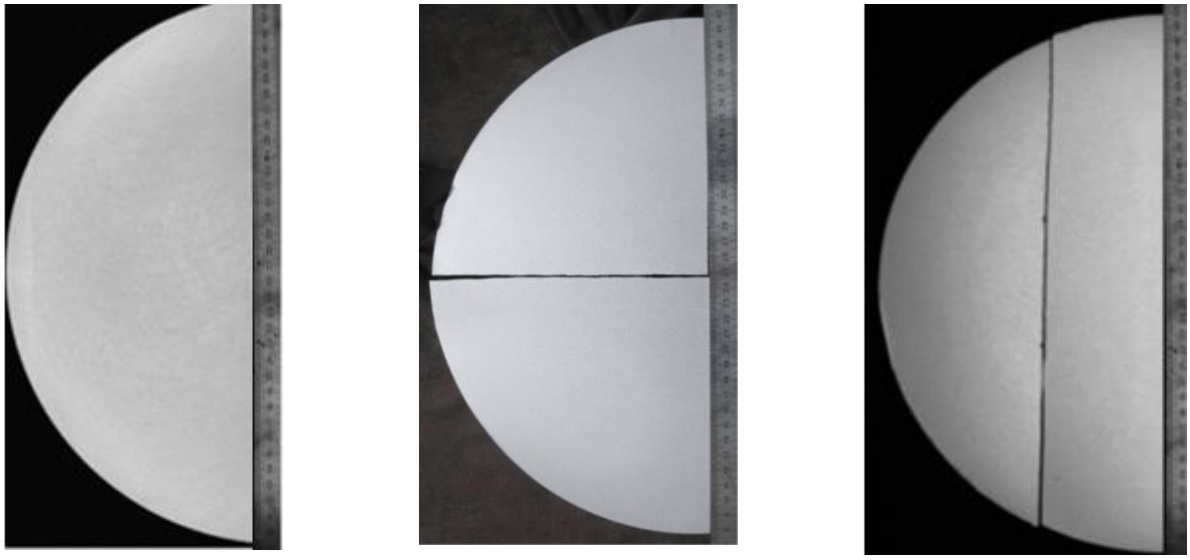
длина выходных концов, сформированных в нестационарной стадии процесса, составляет до двух диаметров пресс-изделия. В целом анализ цветовых уровней на диаграмме показывает, что для выходного конца прутка действует правило, свойственное стационарной стадии: на периферии показатель пластической деформации выше, чем в центральной части [117].

С целью подтверждения результатов численного моделирования определены фазовый состав, структура, механические свойства, твердость заготовок в исходном (после полунепрерывного литья), а также деформированном состоянии по длине и поперечному сечению пресс-изделия. Полученные в данном разделе результаты опубликованы в работах [82, 118].

3.1 Распределение структуры, фазового состава и механических свойств сплава АД33 по сечению заготовок

3.1.1 Исследование макро- и микроструктуры

Типичная макроструктура образцов в исходном и деформированном состоянии: выходной конец и средняя по длине часть прутка представлена на рисунке 3.2. Макроструктура исследованных образцов мелкозернистая, однородная и плотная.



а б в

Рисунок 3.2 - Типичная макроструктура образцов из сплава АД33: а - исходное состояние, б - выходной конец прутка после прессования, в - средняя часть прутка

В микроструктуре образцов в исходном состоянии после полунепрерывного литья наблюдается усадочная пористость (рисунок 3.3). Средний размер зерна на периферии составил 99 мкм, на 1/2 радиуса - 127 мкм и в центре - 133 мкм. Структурные составляющие представляют собой преимущественно нерастворимые соединения «скелетной» формы серого цвета, а также соединения Mg_2Si черного цвета.

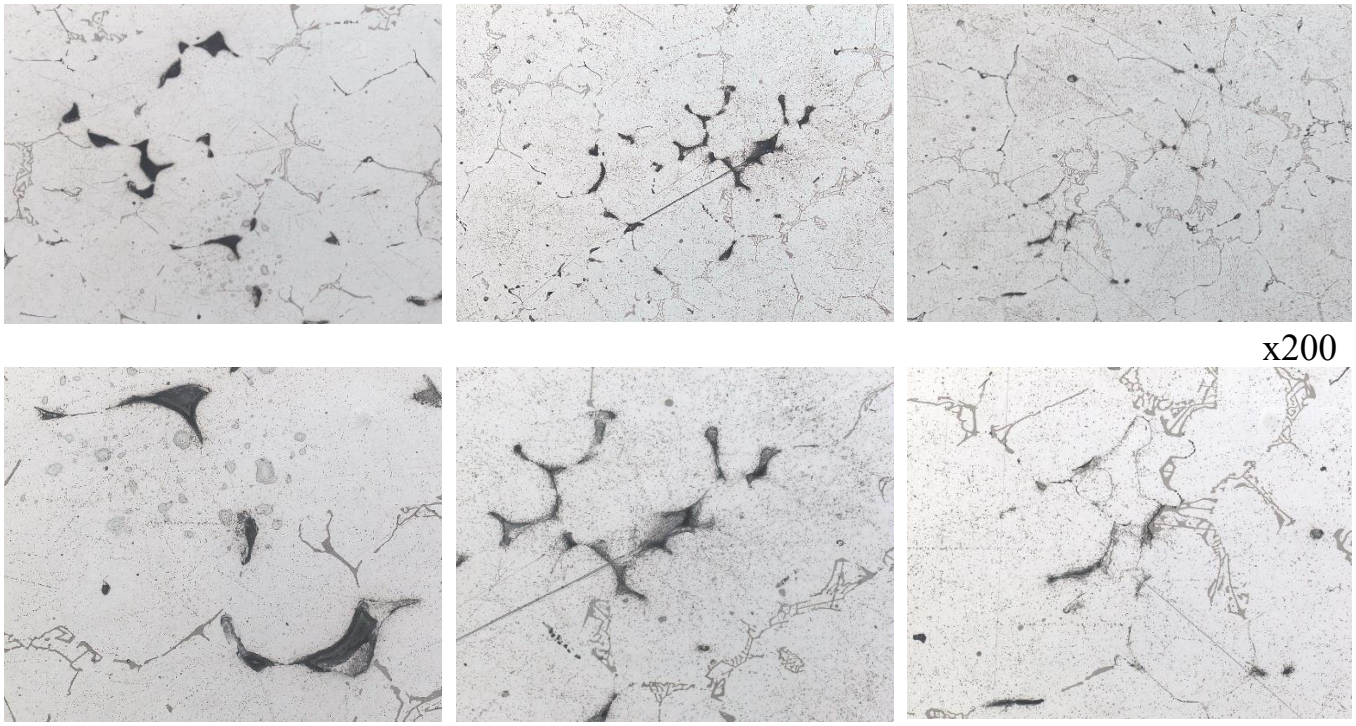
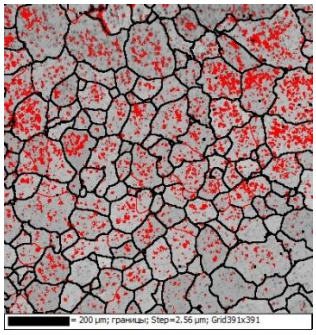
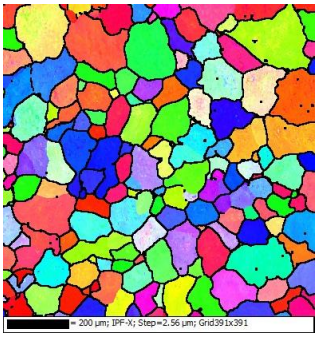


Рисунок 3.3 - Микроструктура образцов из сплава АД33 диаметром 800 мм в исходном состоянии

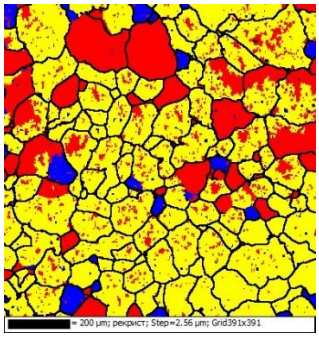
Результаты EBSD-анализа показали, что в исходном состоянии в сплаве АД33 преобладает субструктура. На рисунке 3.4 синим цветом обозначены зерна, внутри которых кристаллическая решетка имеет углы разориентировки менее 2°. Такие зерна считаются практически свободными от дислокаций и характеризуются минимальным уровнем микронапряжений. Желтым цветом выделены зерна с субструктурой, внутри субзерен углы разориентировок кристаллической решетки не превышают 2°, а между субзернами они более 2°, но менее 15°. Красным цветом выделены зерна, имеющие угол разориентировки атомных плоскостей более 15°, плотность дислокаций в них максимальна. Доля зерен, имеющих угол разориентировки атомных плоскостей более 15°, в центральной части литых прутков весьма существенна, что очевидно обусловлено различиями скоростей охлаждения периферийных слоев и центральной части.



а



б



в

- зерна с углом разориентировки более 15°
- зерна с углом разориентировки более 2°, но менее 15°
- зерна с углом разориентировки менее 2°

Рисунок 3.4 - EBSD-анализ образцов из сплава АД33 в исходном состоянии (центр слитка, поперечные сечения): а - карта контуров; б - карта разориентировок; в - карта рекристаллизации

Микроструктура выходного конца прутка плотная, по поперечному сечению выявлено различие в структуре (рисунок 3.5):

- на периферии структура строчечного строения, ее составляющие имеют измельченный вид и равномерное распределение;

- на половине радиуса и в центре имеет вид слабодеформированного состояния, сохраняя рисунок строения дендритных ячеек, унаследованных от литья.

Строчечное строение говорит о направленности главной деформации удлинения (растяжения) вдоль оси прессования. В цилиндрической системе координат остальные главные деформации (тангенциальная и радиальная) являются деформациями укорочения (сжатия).

Средний размер зерна в центре прутка и на 1/2 радиуса составил 190 мкм, а на периферии - 30 мкм, отличается более чем в 6 раз, что подтверждает неравномерность проникновения деформации вдоль радиуса. Меньший размер зерна свидетельствует о наличии значительной деформации.

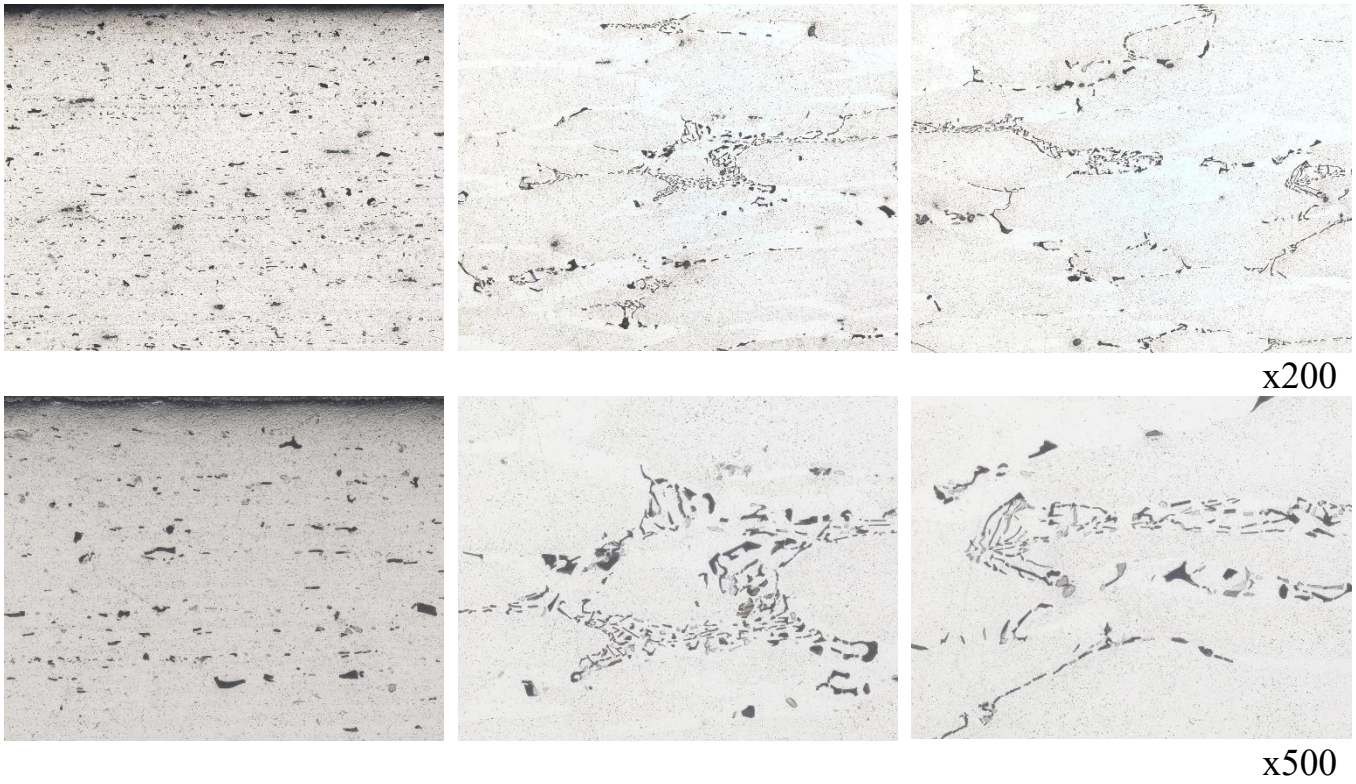


Рисунок 3.5 - Микроструктура образцов выходного конца
из сплава АД33 диаметром 350 мм

В процессе прессования с предварительным нагревом заготовок наряду с деформацией происходят процессы динамической полигонизации и рекристаллизации. EBSD-анализ показал (рисунок 3.6), что в выходной части прутка после прессования по всему сечению заготовки преобладает субструктура при минимальном количестве деформированных зерен даже вблизи поверхности прутков, что свидетельствует о превалирующей доле динамической полигонизации в алюминиевых сплавах.

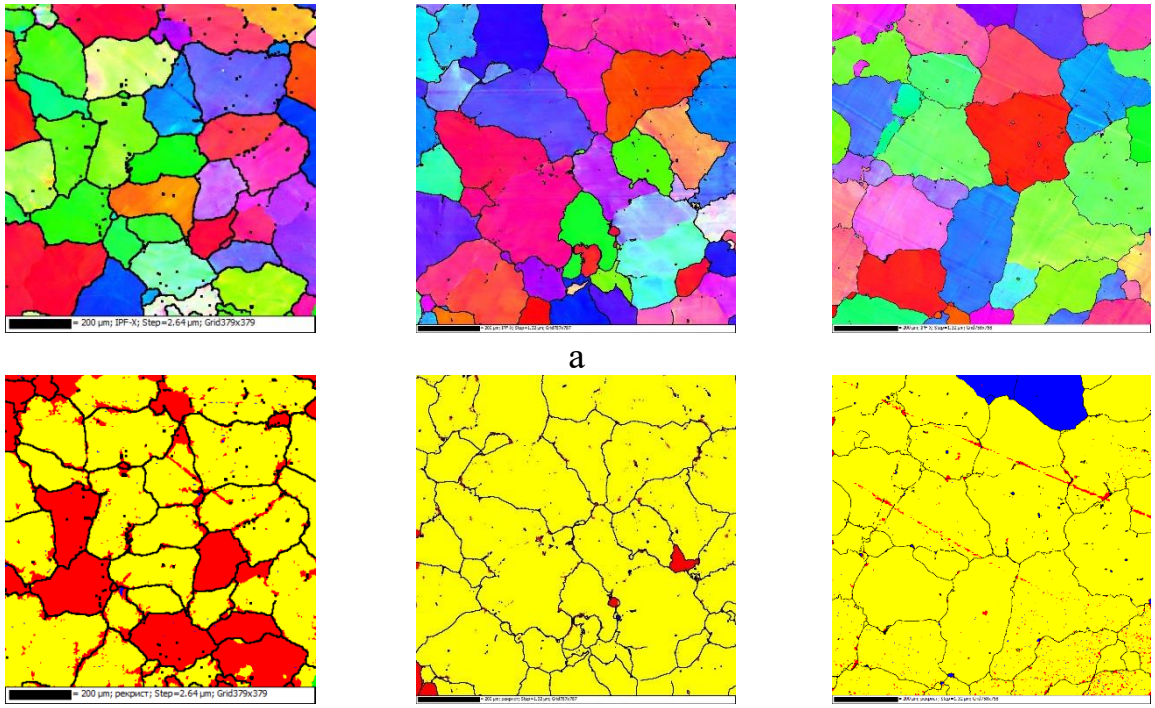


Рисунок 3.6 - EBSD-анализ образцов выходного конца из сплава АД33:
а - карты разориентировок; б - карты рекристаллизации

В средней части пресс-изделий (рисунок 3.7, 3.8.), сформировавшихся на установившейся стадии прессования, структура сплава более однородна по сечению заготовки, при этом существенно увеличивается количество деформированных зерен (таблица 3.1).

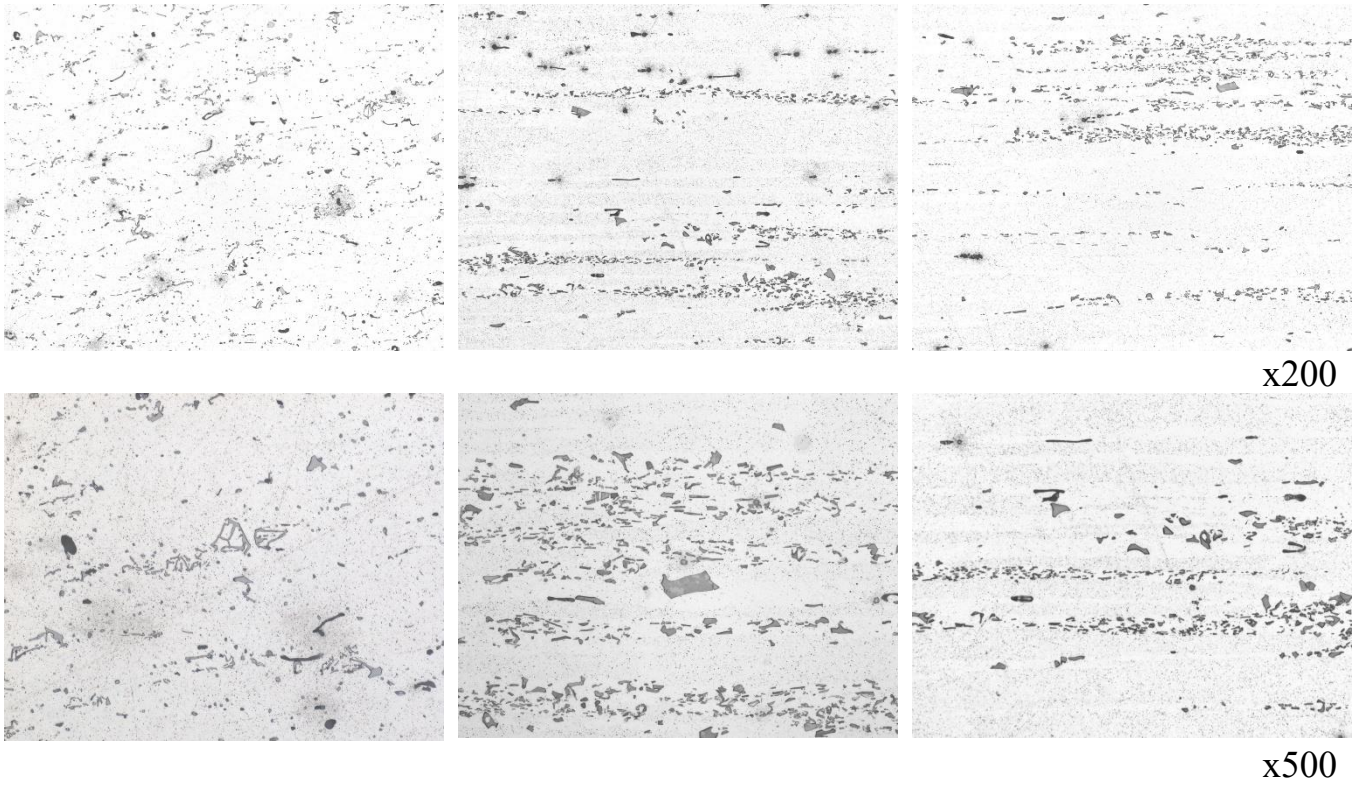


Рисунок 3.7 - Микроструктура образцов средней части прутка из сплава АД33 диаметром 350 мм

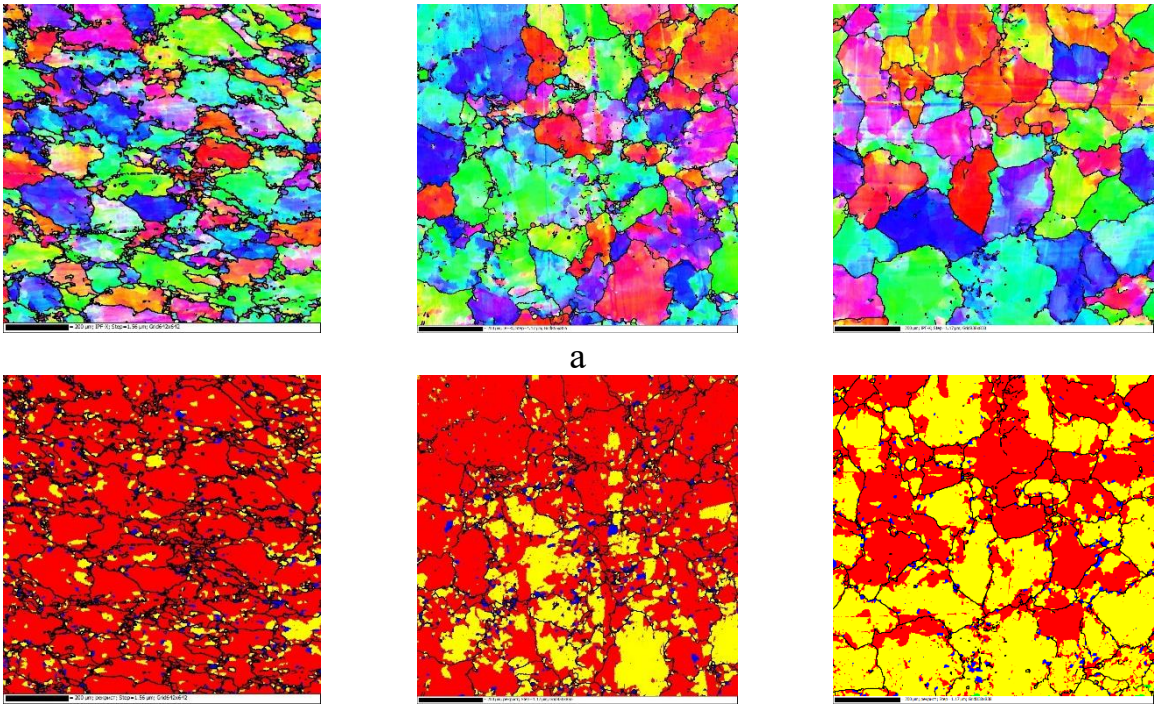


Рисунок 3.8 - EBSD-анализ образцов средней части прутка из сплава АД33:
а - карты разориентировок; б - карты рекристаллизации

Таблица 3.1 - Объемные доли деформированных (ДЗ), полигонизованных (С) и рекристаллизованных зерен (РЗ) в исходном и деформированном состоянии заготовок из алюминиевого сплава АД33, %

Состояние образцов	Место вырезки образцов	ДЗ	С	РЗ
Деформированное (выходной конец)	центр	1,5	94	4.5
	1/2 радиуса	2	97,5	0,5
	периферия	31	68	1
Деформированное (средняя часть прутка)	центр	45	53	2
	1/2 радиуса	72	24	4
	периферия	84	10	6

Даже в центральной части пресс-изделия доля деформированных зерен составила 45 %. На 1/2 радиуса прутка и периферии преобладают деформированные зерна - 72 и 84 % соответственно.

3.1.2 Рентгеноструктурный анализ и остаточные напряжения

Дифрактограмма образца в исходном состоянии, вырезанного из слитка сплава АД33 непосредственно после его охлаждения, показана на рисунке 3.9.

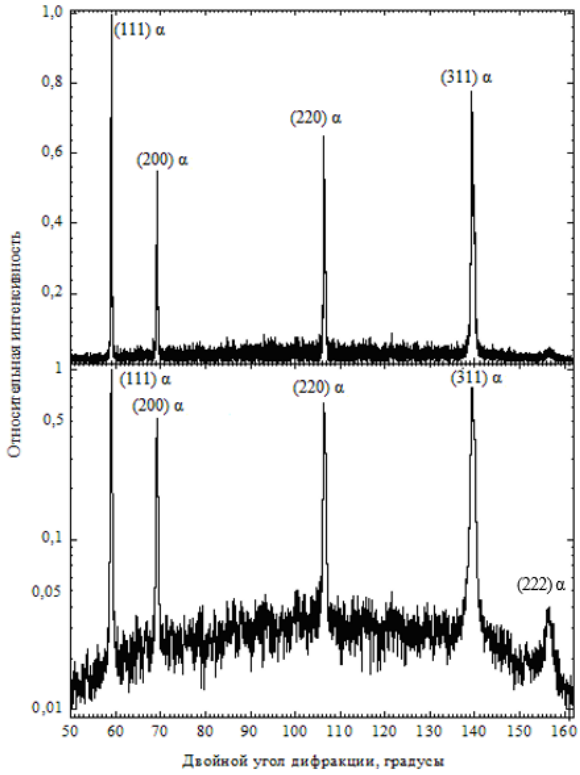


Рисунок 3.9 - Дифрактограмма образца из сплава АД33 в исходном состоянии в линейном и логарифмическом масштабах

Соотношение интенсивностей рентгеновских рефлексов твердого раствора I(111):I(200):I(220):I(311):I(222)=100:50:60:75:3. В то же время для изотропного поликристаллического алюминия и сплавов на его основе это соотношение должно быть 100:40:30:30:7 [110].

Таким образом, можно сделать вывод о наличии в слитке достаточно слабо выраженной комбинированной аксиальной текстуры <311> + <100> (в порядке убывания полюсной плотности текстурных компонент).

Параметр кристаллической решетки образца в исходном состоянии равен 4,052 Å (таблица 3.2), что несколько больше параметра решетки чистого алюминия,

который равен 4,0494 Å [110]. Это обстоятельство может быть обусловлено тем, что магний, основной легирующий элемент сплава АД33, имеет атомный радиус 1,60 Å, то есть заметно больше, чем у алюминия (1,43 Å) [119].

Таблица 3.2 – Результаты рентгеноструктурного анализа образцов из сплава АД33

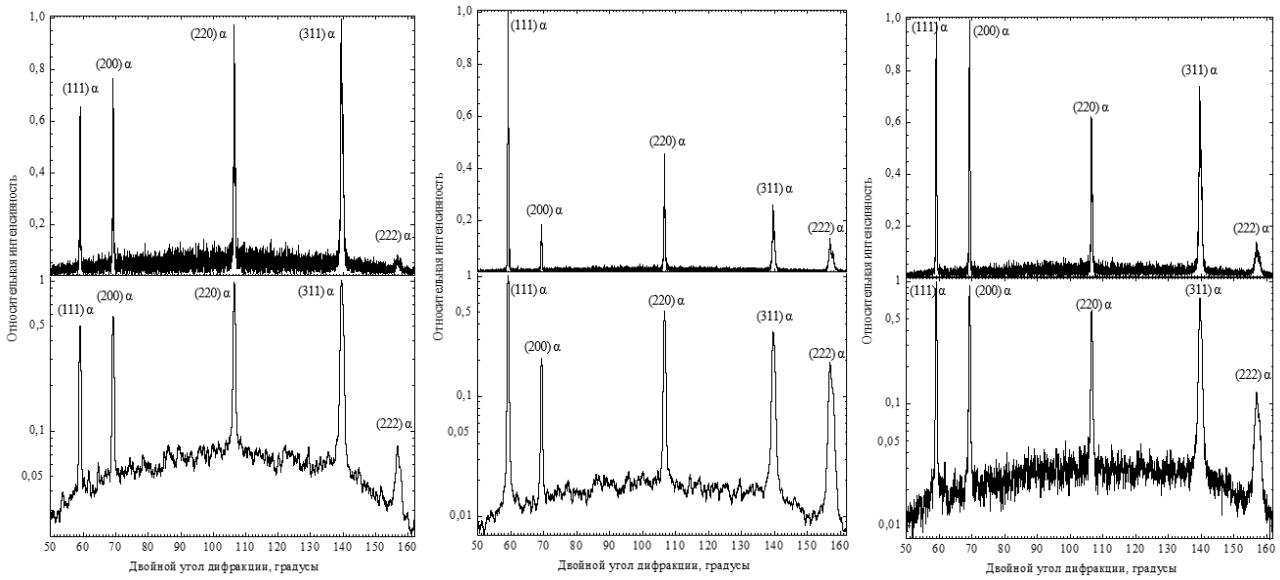
Состояние образцов	Место вырезки образцов	Параметр решетки, Å	Макронапряжения, МПа	Модуль микронапряжений, МПа	Средний размер областей когерентного рассеяния, мкм
Исходное	центр	4,052	-42	48	1,68
Деформированное (выходной конец)	центр	4,052	-14	42	1,37
	1/2 радиуса	4,051	-42	44	1,49
	периферия	4,052	-40	52	1,32
Деформированное (средняя часть прутка)	центр	4,052	-45	57	1,51
	1/2 радиуса	4,052	-42	56	0,74
	периферия	4,052	-38	46	1,95

В таблице 3.2 приведены также результаты определения остаточных напряжений и среднего размера областей когерентного рассеяния рентгеновских лучей в образцах из сплава АД33. Для образца в исходном состоянии, то есть для поперечного сечения слитка непосредственно после охлаждения, в среднем характерны остаточные напряжения сжатия в твердом растворе, экстремальное значение остаточных напряжений составляет менее 50 МПа. Средний размер областей когерентного рассеяния в слитке составляет около 1,7 мкм.

Согласно литературным данным [120], основными фазами в структуре сплава АД33 являются твердый раствор на основе алюминия и силицид магния Mg_2Si. На дифрактограмме, приведенной на рисунке 3.9, заметны лишь рентгеновские рефлексы, соответствующие твердому раствору с ГЦК-решеткой. Отсутствие рентгеновских рефлексов других фаз связано со сравнительно небольшим содержанием легирующих элементов, так что все они сосредоточены в твердом

растворе, или дисперсностью и малым количеством образованных ими фаз, что не позволяет зафиксировать их наличие с помощью рентгенофазового анализа.

Дифрактограммы образцов, вырезанных из выходного конца деформированной заготовки, приведены на рисунке 3.10, результаты определения параметров решетки, остаточных напряжений и размеров областей когерентного рассеяния - в таблице 3.2.



периферия ⟶ *центр*

Рисунок 3.10 - Дифрактограммы образцов выходного конца из сплава АД33 в линейном и логарифмическом масштабах

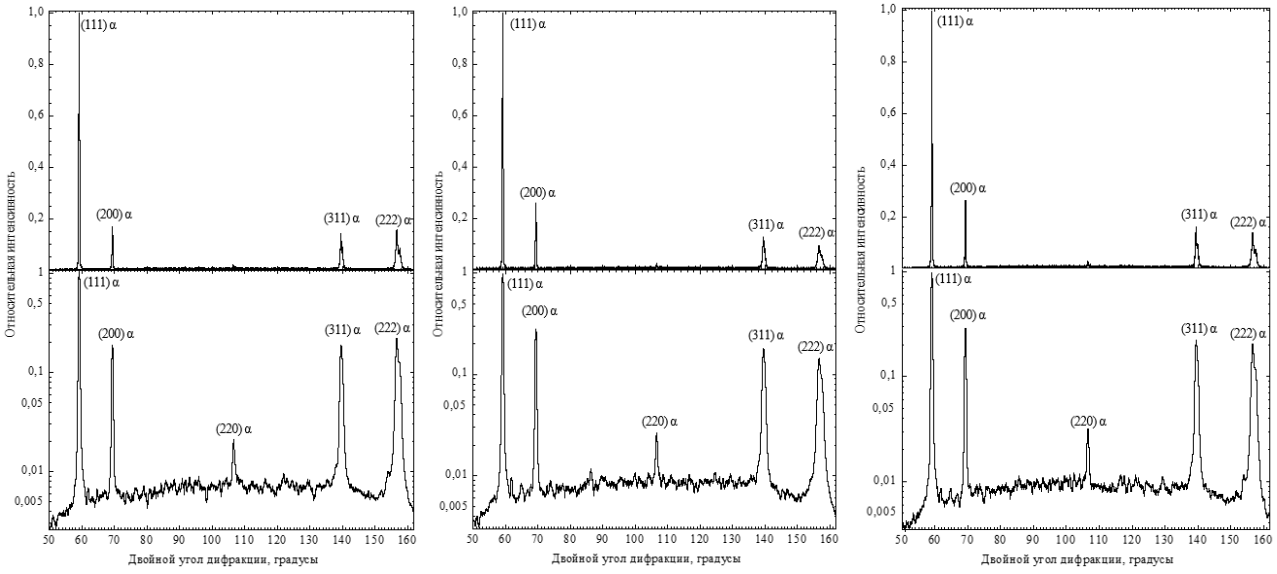
Из анализа соотношений интенсивностей рентгеновских рефлексов на дифрактограммах образцов, приведенных на рисунке 3.10, следует, что для металла выходного конца вблизи ее центра характерна трехкомпонентная аксиальная текстура типа <110> + <311> + <100> (в порядке убывания полюсной плотности), для металла на расстоянии 1/2 радиуса - комбинированная аксиальная текстура <111> + <100>, а на периферии – комбинированная текстура <311> + <100>.

Параметры решетки образцов выходного конца сплава АД33 те же, что и в исходном слитке до прессования.

Остаточные напряжения в поперечном сечении выходного конца сжимающие, имеют тенденцию к усилению от центра прутка к ее боковой поверхности. Средний размер областей когерентного рассеяния в этой части слитка после прессования несколько уменьшился.

Из дифрактограмм на рисунке 3.10 видно, что прессование не повлияло на фазовый состав выходного конца деформированной заготовки - на дифрактограммах заметны только линии от твердого раствора. Методами структурно-фазового анализа в структуре выходных концов из сплава АД33 образования новых дисперсных нерастворимых при температуре ниже температуры ликвидуса фаз не выявлено.

Дифрактограммы образцов из средней части прутка приведены на рисунке 3.11, результаты определения параметров решетки, остаточных напряжений и размеров областей когерентного рассеяния - в таблице 3.2.



периферия ⟶ *центр*

Рисунок 3.11 - Дифрактограммы образцов средней части прутка из сплава АД33 в линейном и логарифмическом масштабах

Из анализа соотношений интенсивностей рентгеновских рефлексов на дифрактограммах образцов средней части прутка следует, что для металла по всему поперечному сечению характерна однокомпонентная кристаллографическая

аксиальная текстура <111>, в отличие от выходного конца с многокомпонентной кристаллографической текстурой.

Параметры решетки образцов средней части прутка сплава АД33 те же, как и в выходном конце и, соответственно, в исходной заготовке до прессования.

Остаточные напряжения в поперечном сечении средней части прутка сжимающие, а их уровень несколько выше, чем в выходном конце деформированной заготовки. Средний размер областей когерентного рассеяния в средней части прутка распределен неравномерно по ее поперечному сечению.

Деформация при прессовании не повлияла на фазовый состав металла средней части прутка - на рисунке 3.11 также заметны только линии от твердого раствора. Методами структурно-фазового анализа в структуре средней части прутков из сплава АД33 образования новых дисперсных нерастворимых при температуре ниже температуры ликвидуса фаз не выявлено.

3.1.3 Распределение показателей микромеханических свойств сплава АД33 по сечению прессованных заготовок

Условия деформации анализируемых образцов оказывают существенное влияние на распределение микромеханических свойств по их поперечному сечению. В зависимости от места вырезки образцов характер распределения кривых нагружения различен: либо они расположены компактно, либо рассредоточены на довольно большой ширине диаграммы, что соответствует существенным различиям глубины внедрения индентора, а значит и различиям состояния сплавов перед индентированием. Сплав АД33 имеет невысокую твердость - около 55 HV 0,1, не упрочняется при деформации и характеризуется максимальными показателями пластичности на микроуровне (значения φ и C_{IT} в таблице 3.3).

Таблица 3.3 - Микромеханические свойства сплава АД33

Состояние образцов	Место вырезки образцов	HV 0,025	HIT, ГПа	E*, ГПа	Re, %	φ, %	C_{IT}, %
Исходное	центр	56	592	69	11	93	0,3
Деформированное (выходной конец)	центр	56	592	80	7	94	0,5
	1/2 радиуса	53	558	80	7	94	0,5
	периферия	57	600	84	7	94	0,4
Деформированное (средняя часть прутка)	центр	57	600	80	7	95	0,5
	1/2 радиуса	54	570	83	7	94	1,5
	периферия	52	552	83	7	95	1,0

Модуль упругости при данных температуре и давлении является только функцией природы атомов и их расположения относительно друг друга [121], т.е. он может измениться по величине только в результате изменения состава материала или его кристаллической структуры, а также одновременно того и другого. Поскольку параметр решетки твердого раствора на основе алюминия в сплаве АД33 не меняется, изменения значений модуля E* вызваны деформационными процессами, что совпадает с данными EBSD-анализа.

Диаграммы нагружения образцов в исходном состоянии приведены на рисунке 3.12. В образце в исходном состоянии, вырезанном из центра слитка, выделяется 3 группы кривых нагружения: группа 1 может отличаться степенью деформации зерен, тогда как группы 2 и 3 следует отнести к участкам с интерметаллидами.

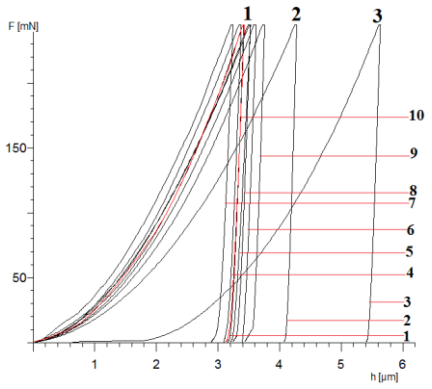


Рисунок 3.12 - Диаграммы нагружения образцов из сплава АД33 в исходном состоянии: 1-10 - номер измерения

Распределение микромеханических свойств выходной и средней части прутка однородно (рисунок 3.13, 3.14).

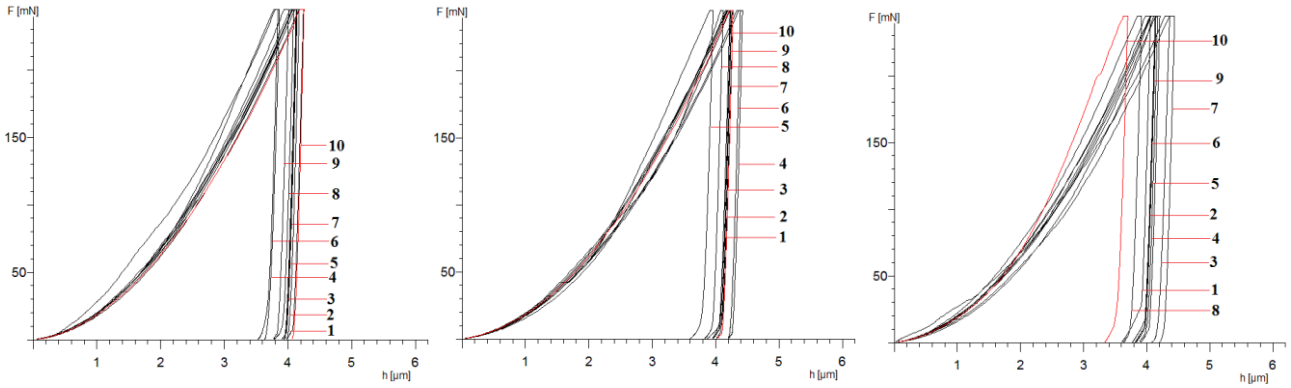


Рисунок 3.13 - Диаграммы нагружения образцов выходного конца из сплава АД33: 1-10 - номер измерения

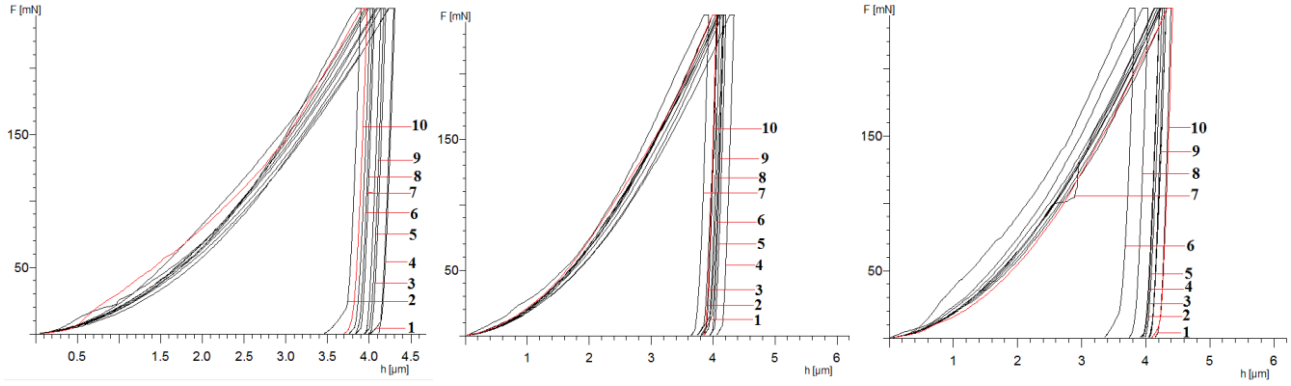


Рисунок 3.14 - Диаграммы нагружения образцов средней части прутка из сплава АД33: 1-10 - номер измерения

На 1/2 радиуса средней части прутка разброс кривых нагружения по глубине вдавливания индентора составил 0,45 мкм.

Образцы из сплава АД33 в исходном и деформированном состоянии однородны по микромеханическим свойствам.

3.1.4 Механические свойства сплава АД33

Результаты испытаний на растяжение при комнатной температуре приведены в таблице 3.4.

Таблица 3.4 - Механические свойства сплава АД33

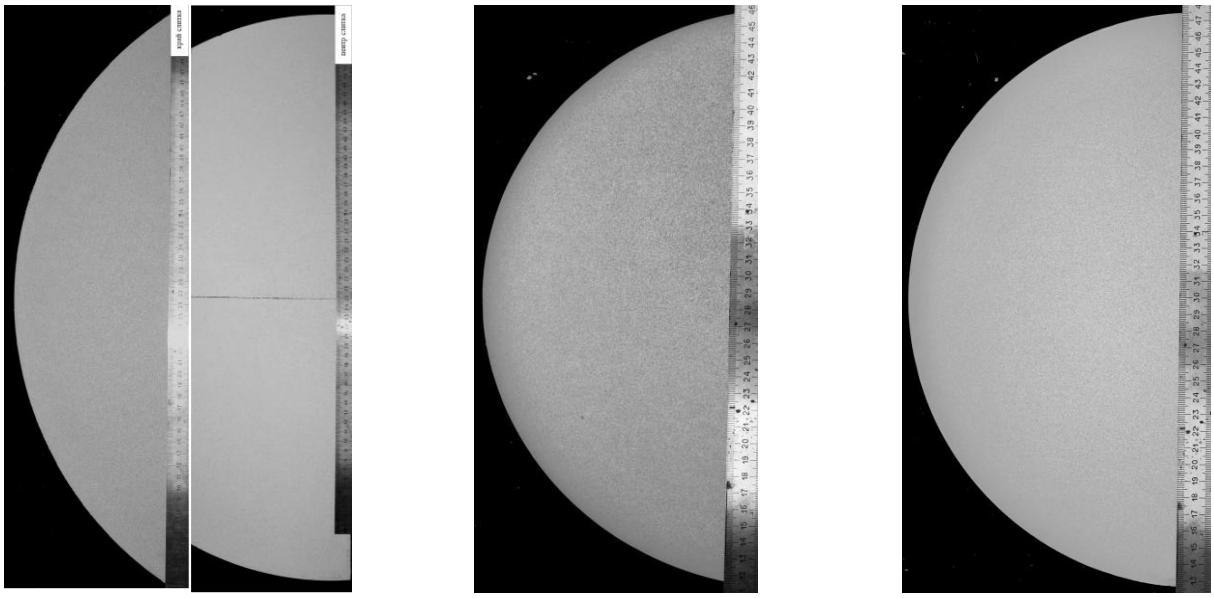
Состояние образцов	Место вырезки образцов	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	ψ, %
Исходное	периферия	163	76	17,3	29,5
	1/2 радиуса	158	73	18,1	33,7
	центр	151	70	19,0	31,2
Деформированное (выходной конец)	периферия	187	82	19,4	29,4
	1/2 радиуса	151	68	19,6	29,0
	центр	152	71	19,1	28,6
Деформированное (средняя часть прутка)	периферия	198	122	23,9	48,5
	1/2 радиуса	195	117	25,0	51,2
	центр	187	119	25,4	51,9

Несмотря на изменение механических характеристик по сравнению с исходным состоянием, выходной конец сохраняет выраженную неоднородность структуры и свойств и характеризуется существенно меньшей деформационной проработкой по сравнению со средней частью пресс-изделия.

3.2 Распределение структуры, фазового состава и механических свойств сплава Д16 по сечению заготовок

3.2.1 Исследование макро- и микроструктуры

На рисунке 3.15 представлена типичная макроструктура образцов в исходном и деформированном состоянии: выходной конец и средняя по длине часть прутка. Выявлено, что макроструктура исследованных образцов мелкозернистая, однородная и плотная.



а б в

Рисунок 3.15 - Типичная макроструктура образцов из сплава Д16: а - исходное состояние, б - выходной конец прутка после прессования, в - средняя часть прутка

Микроструктура образцов в исходном состоянии, приведенная на рисунке 3.16, типичная для гомогенизированного состояния. Как известно, структура сплава Д16 помимо твердого раствора на основе алюминия содержит интерметаллид Al\CuMg (S–фаза).

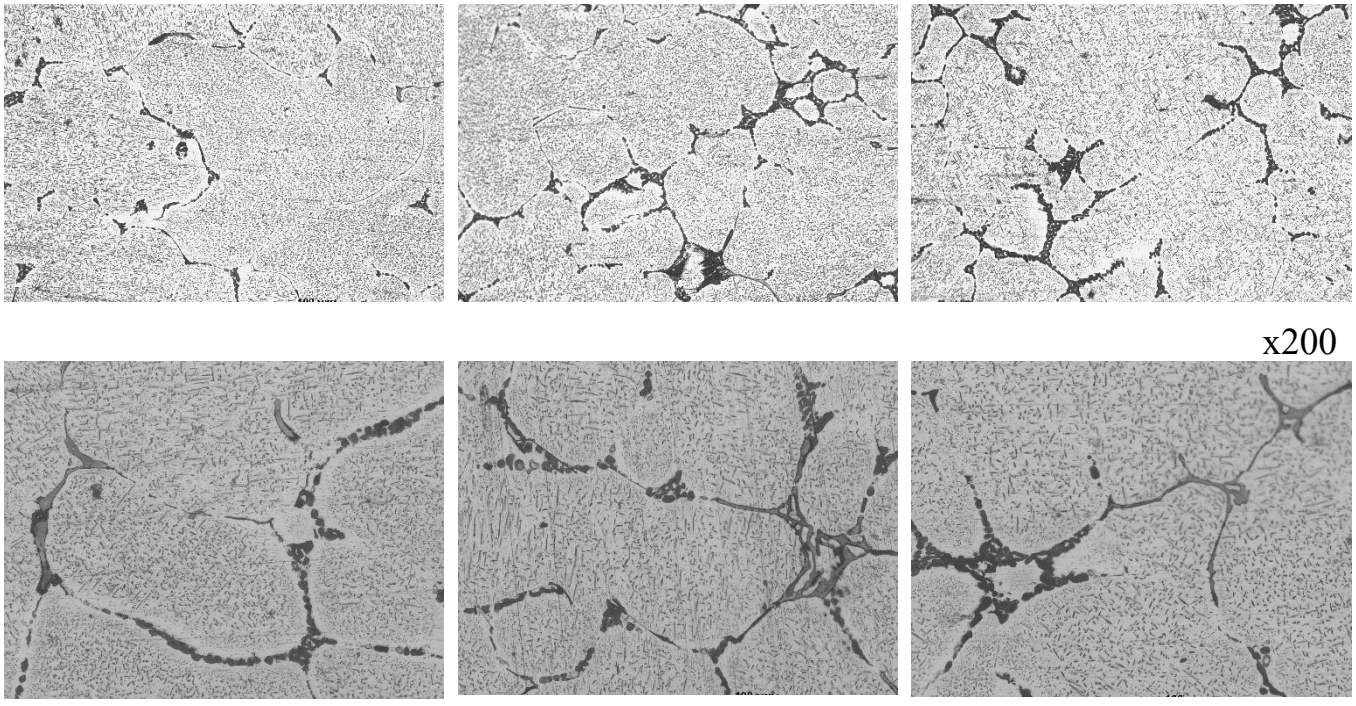
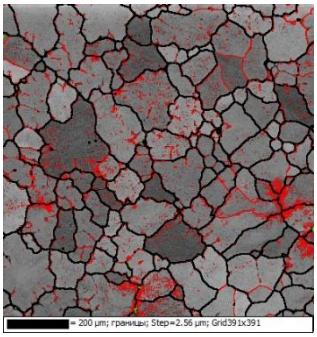


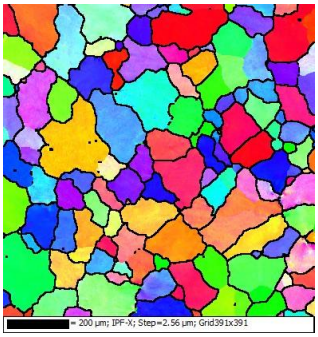
Рисунок 3.16 - Микроструктура образцов из сплава Д16 диаметром 800 мм в исходном состоянии

Результаты EBSD-анализа показали, что в исходном состоянии сплав Д16 содержит почти в 2 раза большее число зерен с максимальной плотностью дислокаций (рисунок 3.17) в сравнении с исходным состоянием сплава АД33, а зерна, внутри которых кристаллическая решетка имеет углы разориентировки менее 2°, практически отсутствуют, хотя в обоих сплавах преобладает субструктура.

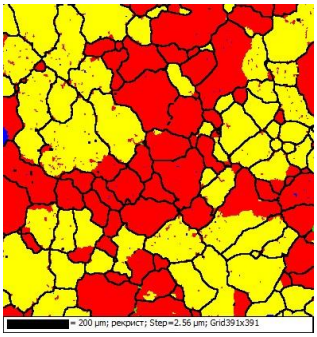
Поскольку условия кристаллизации центральной части и периферийных слоев слитка диаметром 800 мм, из которого получено пресс-изделие диаметром 350 мм, существенно отличаются, по сечению слитка формируются градиентно распределенные внутренние напряжения. Это приводит к динамической полигонизации, что подтверждено результатами EBSD-анализа: в структуре обоих сплавов зафиксирована субструктура с преобладанием малоугловых границ.



а



б



в

- зерна с углом разориентровки более 15°
- зерна с углом разориентировки более 2°, но менее 15°
- зерна с углом разориентировки менее 2°

Рисунок 3.17 - EBSD-анализ образцов из сплава Д16 в исходном состоянии (центр слитка, поперечные сечения): а - карта контуров; б - карта разориентировок; в - карта рекристаллизации

Микроструктура выходного конца прутка плотная (рисунок 3.18). По сечению полуфабриката наблюдается различие в структуре: на периферии структура имеет строчечное строение, структурные составляющие имеют измельченный вид и равномерное распределение, на 1/2 радиуса и в центре фазовые составляющие располагаются преимущественно по границам зерен, внутри зерен зафиксировано наличие мелкодисперсных частиц.

На периферии наблюдается меньшее количество деформированных зерен в сравнении с этой же областью заготовки из сплава АД33 (рисунок 3.19).

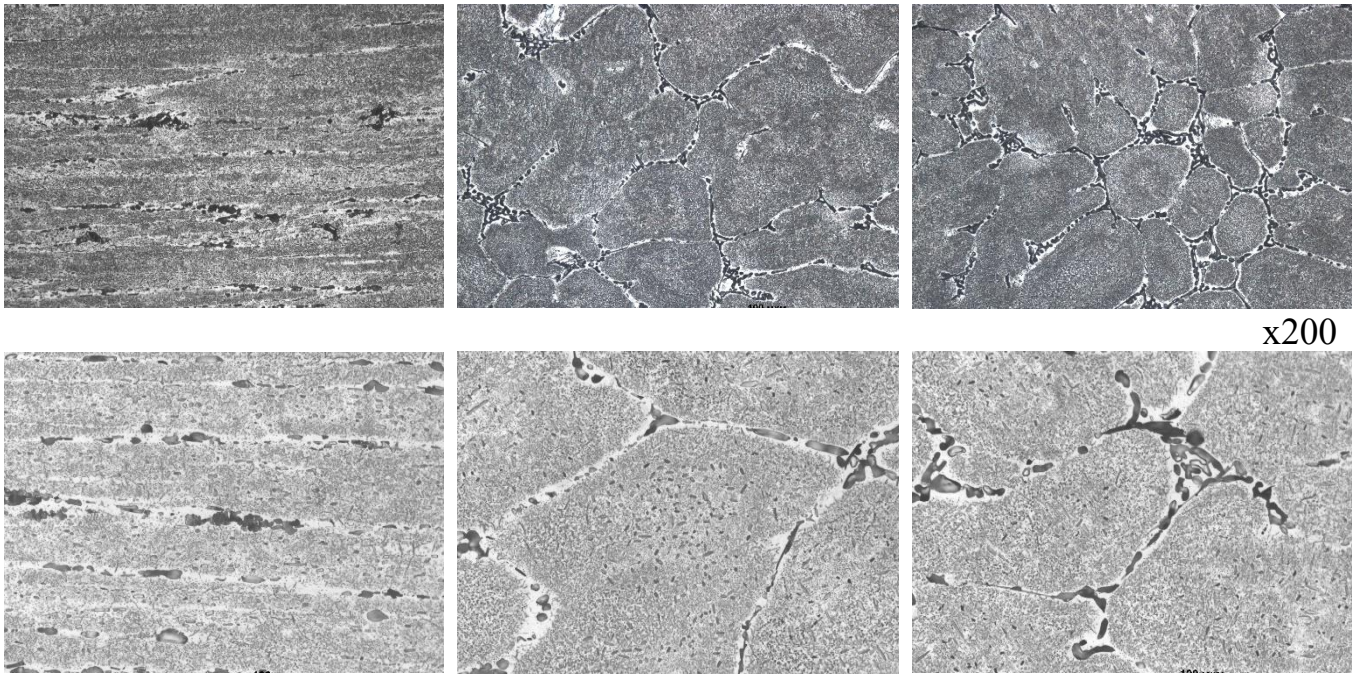
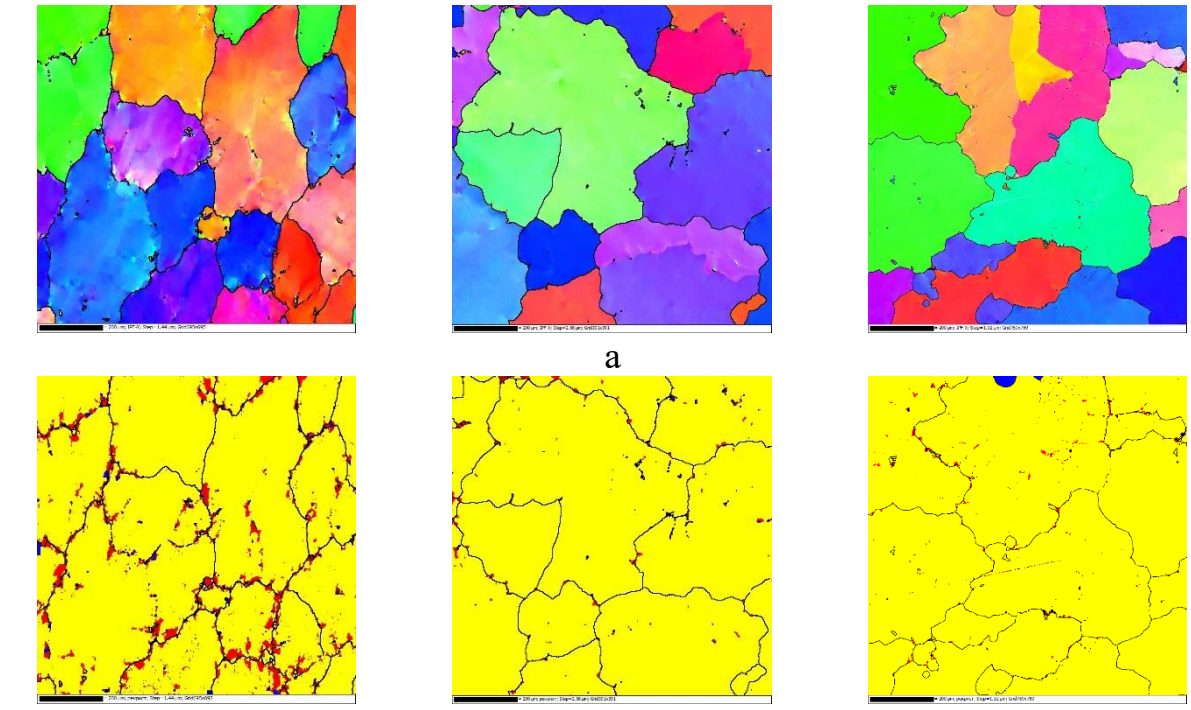


Рисунок 3.18 - Микроструктура образцов выходного конца из сплава Д16 диаметром 350 мм



■ - деформированные зерна ■ - субзерна ■ - рекристаллизованные зерна

Рисунок 3.19 - EBSD-анализ образцов выходного конца из сплава Д16:

а - карты разориентировок; б - карты рекристаллизации

Структура сплава Д16 в средней части прутков (рисунок 3.20, 3.21), однородна по сечению заготовки.

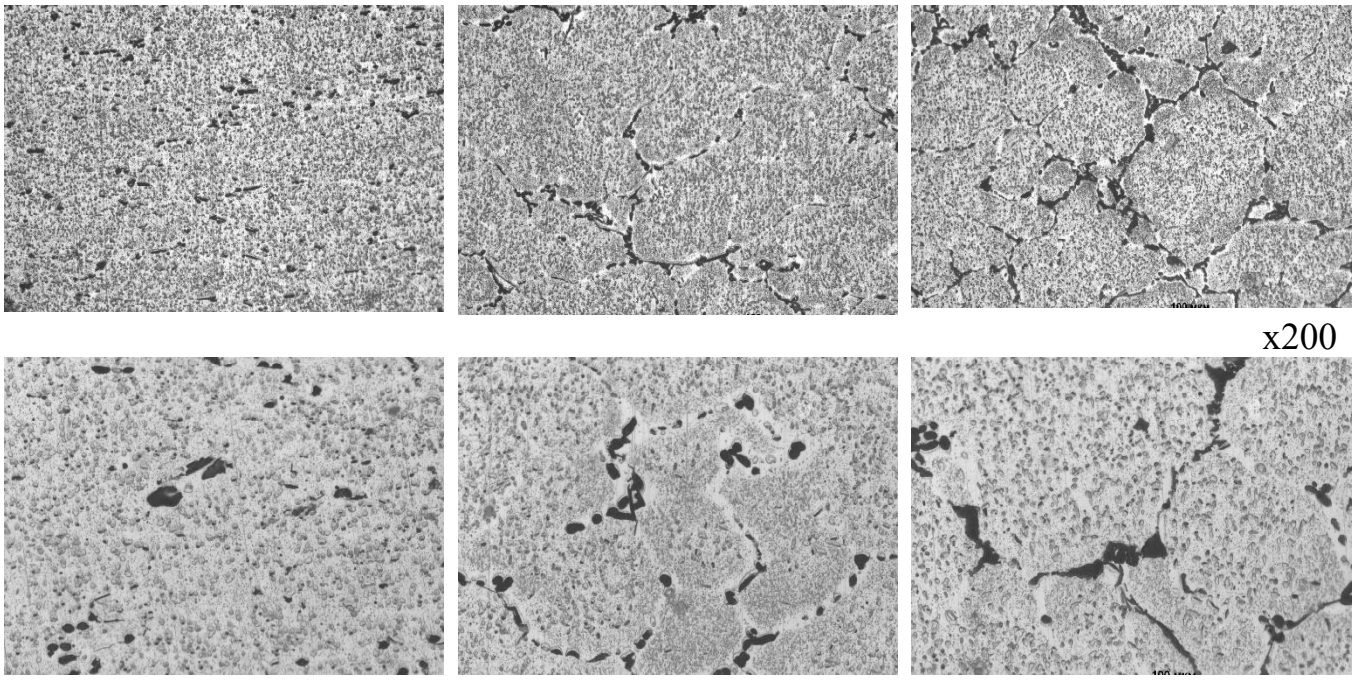


Рисунок 3.20 - Микроструктура образцов средней части прутка из сплава Д16 Ø 350 мм

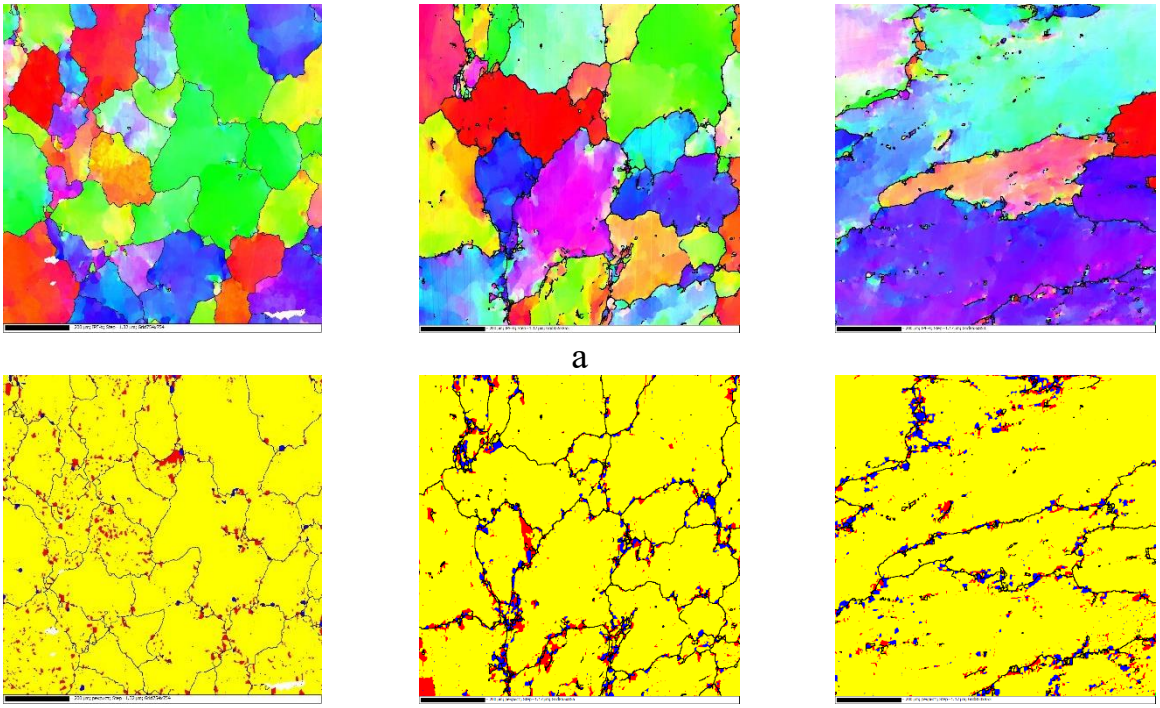


Рисунок 3.21 - EBSD-анализ образцов средней части прутка из сплава Д16: а - карты разориентировок; б - карты рекристаллизации

Таблица 3.5 - Объемные доли деформированных (ДЗ), полигонизованных (С) и рекристаллизованных зерен (РЗ) в исходном и деформированном состоянии заготовок из алюминиевого сплава Д16, %

Состояние образцов	Место вырезки образцов	ДЗ	С	РЗ
Деформированное (выходной конец)	центр	0,7	99	0,3
	1/2 радиуса	1	99	0
	периферия	7	92	1
Деформированное (средняя часть прутка)	центр	4	92	4
	1/2 радиуса	6	91	3
	периферия	13	79	8

Как видно из таблицы 3.5, количество деформированных зерен в сплаве Д16 значительно меньше, чем в сплаве АД33, основу составляет субкристаллическая структура, появившаяся в результате динамической полигонизации.

3.2.2 Рентгеноструктурный анализ и остаточные напряжения

На рисунке 3.22 приведена дифрактограмма образца из сплава Д16 в исходном состоянии.

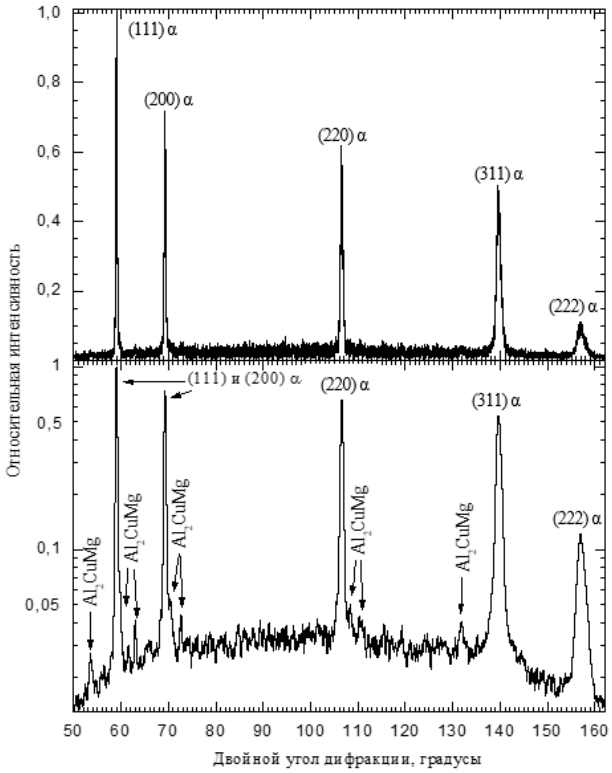


Рисунок 3.22 - Дифрактограмма образца из сплава Д16 в исходном состоянии в линейном и логарифмическом масштабах

Соотношение интенсивностей рентгеновских рефлексов твердого раствора I(111):I(200):I(220):I(311):I(222)=100:70:60:50:10. В то же время для изотропного поликристаллического алюминия и сплавов на его основе это соотношение должно быть 100:40:30:30:7 [110]. Сопоставляя эти данные, можно сделать вывод о наличии в слитке кристаллографической текстуры, основной компонентой которой является аксиальная текстура с преимущественной ориентацией вдоль оси слитка кристаллографических направлений <100> - рефлекс (200) исследуемого образца имеет в два раза бóльшую относительную интенсивность, чем для нетекстурованного

алюминия. Относительные интенсивности других рентгеновских рефлексов образца в исходном состоянии меньше отличаются от табличных данных для изотропного материала. Согласно [122] аксиальная текстура типа <100> характерна для литых металлов с ГЦК-решеткой. Параметр кристаллической решетки образца в исходном состоянии равен 4,049 Å (таблица 3.3), что практически совпадает с параметром решетки чистого алюминия, который равен 4,0494 Å [110].

В таблице 3.6 приведены результаты определения остаточных напряжений и среднего размера областей когерентного рассеяния рентгеновских лучей в образцах из сплава Д16. Для образца в исходном состоянии в поперечном сечении слитка непосредственно после охлаждения в среднем характерны остаточные напряжения сжатия, а экстремальные значения остаточных напряжений составляют примерно 72 МПа. Размер областей когерентного рассеяния в этом состоянии металла составляет примерно 1,4 мкм.

Таблица 3.6 - Результаты рентгеноструктурного анализа образцов из сплава Д16

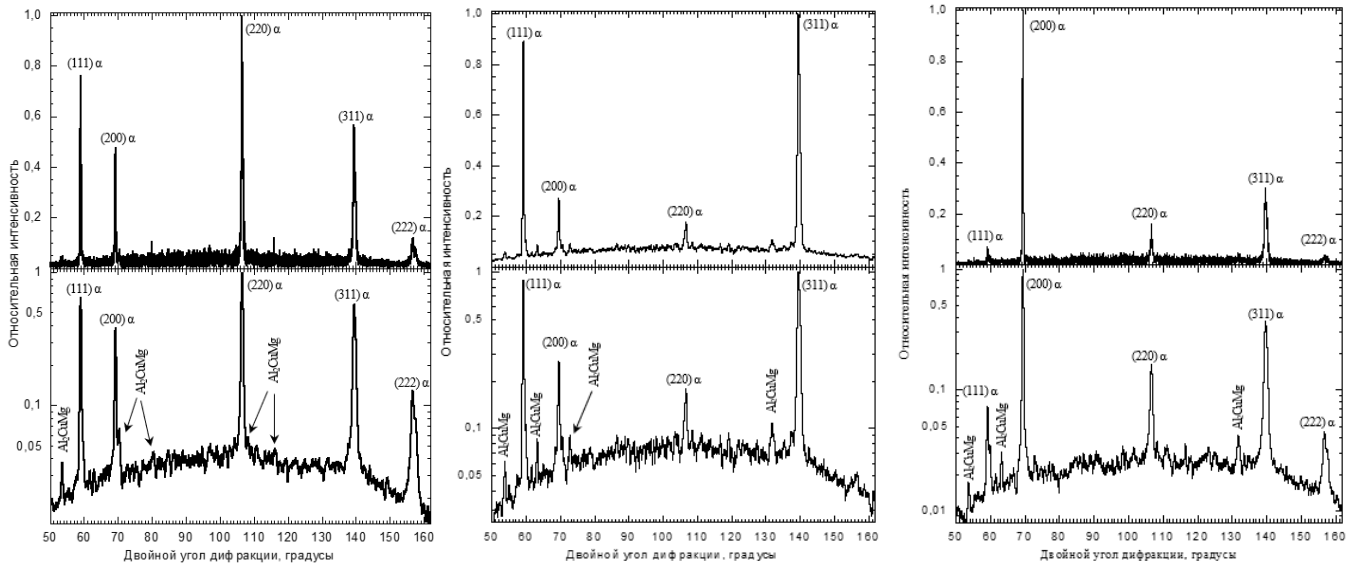
Состояние образцов	Место вырезки образцов	Параметр решетки, Å	Макронапряжения, МПа	Модуль микронапряжений, МПа	Средний размер областей когерентного рассеяния, мкм
Исходное	центр	4,049	-35	72	1,39
Деформированное (выходной конец)	центр	4,049	-39	44	0,78
	1/2 радиуса	4,049	-33	41	0,96
	периферия	4,050	-38	63	1,36
Деформированное (средняя часть прутка)	центр	4,049	-38	62	1,56
	1/2 радиуса	4,050	-40	55	1,26
	периферия	4,051	-39	56	2,43

Таким образом, экстремальное значение остаточных напряжений в исходном состоянии сплава АД33 намного меньше, чем у сплава Д16 (таблицы 3.2 и 3.6), очевидно, из-за того, что в сплаве АД33 в целом и, соответственно, в твердом

растворе содержится в несколько раз меньше легирующих элементов, чем в сплаве Д16.

Согласно литературным данным [120], основными фазами в структуре сплава Д16 являются твердый раствор на основе алюминия и Al_2CuMg (S–фаза). Частицы S–фазы имеют глобулярную или игольчатую форму, размеры их от 0,5 до 15 мкм. На дифрактограмме, приведенной на рисунке 3.22 в логарифмическом масштабе, заметны очень слабые рентгеновские рефлексы, которые соответствуют S–фазе.

Дифрактограммы образцов, вырезанных из выходного конца прутков, приведены на рисунке 3.23, а результаты определения параметров решетки, остаточных напряжений и размеров областей когерентного рассеяния - в таблице 3.6.



периферия ⟶ *центр*

Рисунок 3.23 - Дифрактограммы образцов выходного конца из сплава Д16 в линейном и логарифмическом масштабах

Из анализа соотношений интенсивностей рентгеновских рефлексов на дифрактограммах образцов выходного конца сплава Д16 следует, что для металла центральной части характерна достаточно сильно выраженная аксиальная текстура типа <110>, для металла на расстоянии 1/2 радиуса - преимущественно аксиальная текстура <311>, а на периферии - скорее всего комбинированная текстура <100> +

<111>. Причем в последнем случае компонента текстуры <111> выражена заметно слабее, чем компонента <100>.

Параметры решетки выходного конца так же, как и в случае образца в исходном состоянии, практически совпадают с параметром решетки чистого алюминия.

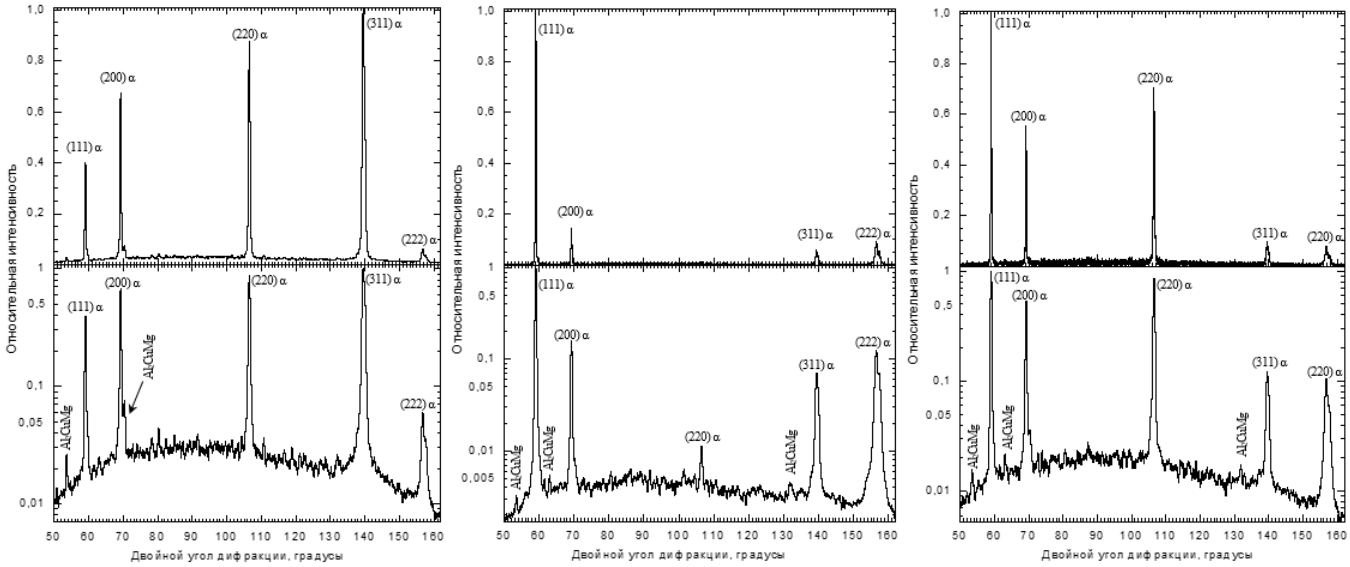
Макронапряжения в поперечном сечении выходного конца отрицательны, как и в слитке до прессования. Уровень микронапряжений в середине прутка примерно в два раза ниже, чем в исходном состоянии, а на периферии повышается практически до величины микронапряжений в исходном состоянии. Размер областей когерентного рассеяния в середине прутка меньше примерно в два раза меньше, чем в слитке, а на периферии выходного конца прутка увеличивается до величины этого структурного параметра в слитке до прессования.

Фазовый состав образцов выходного конца аналогичен исходному состоянию: твердый раствор на основе алюминия и S–фаза. Можно отметить несколько бóльшую интенсивность рентгеновских рефлексов S–фазы в передней части прутка, нежели в слитке до прессования.

Дифрактограммы образцов, вырезанных из средней части прутка сплава Д16 после первичного прессования приведены на рисунке 3.24, а результаты определения параметров решетки, остаточных напряжений и размеров областей когерентного рассеяния - в таблице 3.6.

Из анализа соотношений интенсивностей рентгеновских рефлексов на дифрактограммах образцов средней части прутка сплава Д16 следует, что для металла вблизи ее центра характерна комбинированная аксиальная текстура <311> + <110>, для металла на расстоянии 1/2 радиуса - однокомпонентная аксиальная текстура <111>, а на периферии - комбинированная аксиальная текстура <111> + <110>.

Параметры решетки средней части прутка практически совпадают с параметром решетки чистого алюминия.



периферия ⟶ *центр*

Рисунок 3.24 - Дифрактограммы образцов средней части прутка сплава Д16 в линейном и логарифмическом масштабах

Макронапряжения сжатия и микронапряжения в средней части прутка более равномерно распределены по поперечному сечению по сравнению с металлом выходного конца. Следует отметить более высокий общий уровень микронапряжений в средней части прутка по сравнению с выходным концом (таблица 3.6).

Фазовый состав средней части прутка такой же, как до прессования: твердый раствор на основе алюминия и S–фаза. Интенсивность рентгеновских рефлексов S–фазы в средней части прутка аналогична исходному состоянию слитка до прессования.

3.2.3 Распределение показателей микромеханических свойств сплава Д16 по сечению прессованных заготовок

Твердость сплава Д16 в среднем составила 120 HV 0,1, после прессования показатели φ и C_{IT} немного повышаются (таблица 3.7).

Таблица 3.7 - Микромеханические свойства сплава Д16

Состояние образцов	Место вырезки образцов	HV 0,025	HIT, ГПа	E*, ГПа	Re, %	φ, %	C_{IT}, %
Исходное	центр	99	1046	74	14	90	0,3
Деформированное (выходной конец)	центр	125	1193	85	15	88	1,0
	1/2 радиуса	150	1576	79	20	86	0,9
	периферия	134	1420	82	17	88	0,5
Деформированное (средняя часть прутка)	центр	119	1267	86	15	88	1,0
	1/2 радиуса	117	1240	83	15	89	2,0
	периферия	119	1258	86	15	88	1,1

Распределение микромеханических свойств сплава Д16 в исходном состоянии более неоднородно в сравнении со сплавом АД33, что определяется неравномерным распределением частиц интерметаллида Al_2CuMg по объему сплава.

Диаграммы нагружения образцов в исходном состоянии приведены на рисунке 3.25. Образец в исходном состоянии, вырезанный из центра слитка, однороден по микромеханическим свойствам, что свидетельствует о его гомогенности.

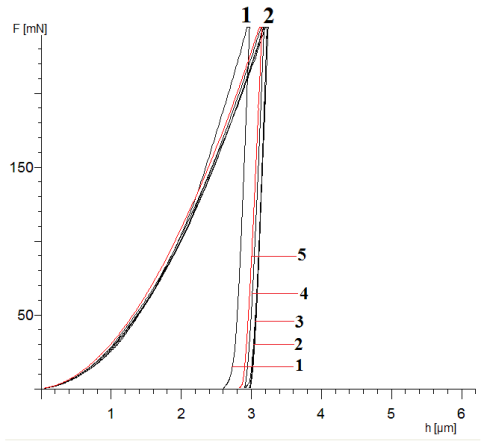
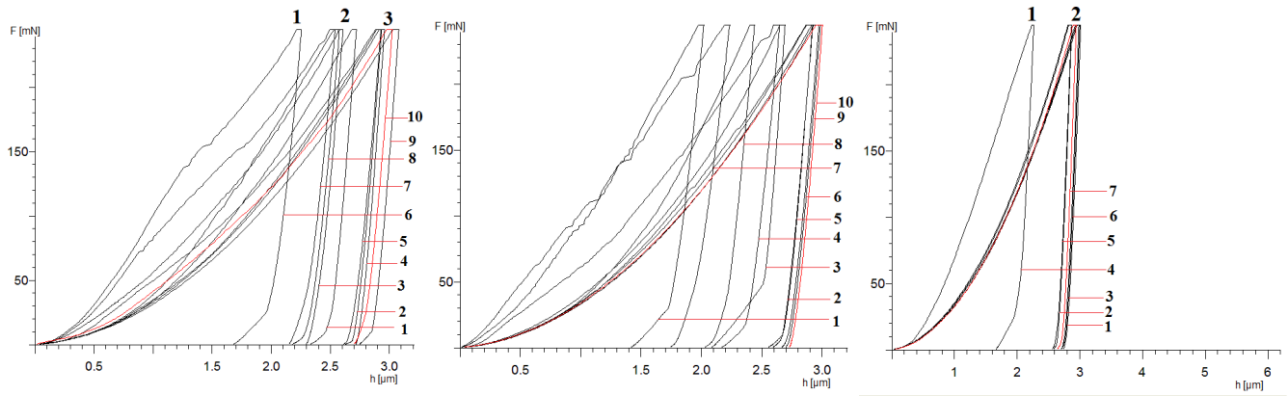


Рисунок 3.25 - Диаграммы нагружения сплава Д16 в исходном состоянии:
1-5 - номер измерения

Выходной конец прутка сплава Д16, который формируется в условиях нестационарного состояния, весьма неоднороден по микромеханическим свойствам.

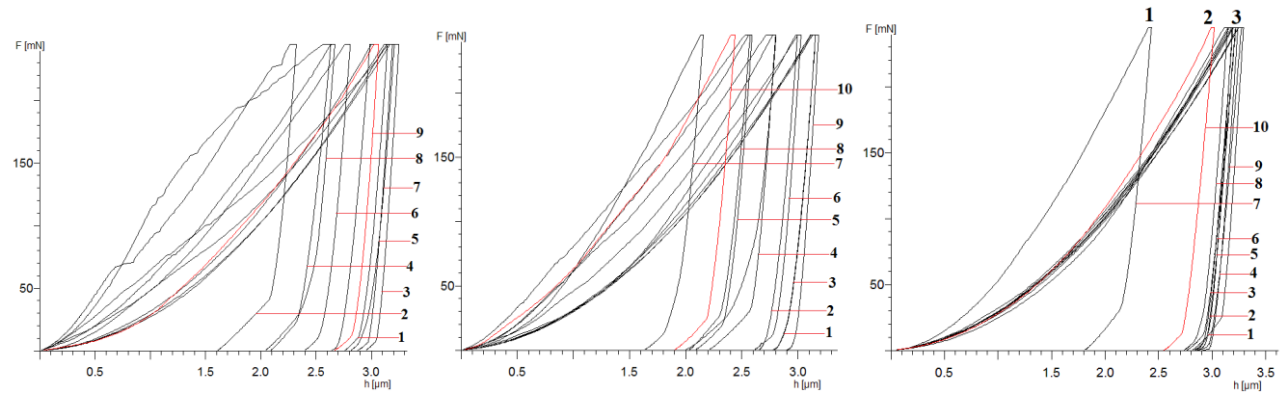
Для сплава Д16 максимальным разбросом микромеханических свойств после прессования характеризуется 1/2 радиуса и периферия (рисунок 3.26). На периферии выходной части прутка из сплава Д16 выделяется 3 группы кривых нагружения: группу 1 следует отнести к участкам с интерметаллидами, а группы 2 и 3 вполне могут отличаться степенью деформации зерен.



периферия ⟶ *центр*

Рисунок 3.26 - Диаграммы нагружения выходного конца сплава Д16:
1-10 - номер измерения

В средней части прутка сплава Д16 явно выделяется 2 группы кривых нагружения (рисунок 3.27).



периферия ⟶ *центр*

Рисунок 3.27 - Диаграммы нагружения средней части прутка сплава Д16:
1-10 - номер измерения

На 1/2 радиуса разброс кривых нагружения по глубине вдавливания индентора составил 1,3 мкм.

3.2.4 Механические свойства сплава Д16

Результаты испытаний на растяжение при комнатной температуре приведены в таблице 3.8.

Таблица 3.8 - Механические свойства сплава Д16

Состояние образцов	Место вырезки образцов	σ_B, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	ψ, %
Исходное	периферия	162	107	2,4	3,1
	1/2 радиуса	164	110	2,0	3,0
	центр	160	106	2,1	3,2
Деформированное (выходной конец)	периферия	225	147	5,3	6,0
	1/2 радиуса	205	148	5,0	6,0
	центр	209	145	4,8	5,9
Деформированное (средняя часть прутка)	периферия	305	165	9,9	14,8
	1/2 радиуса	295	160	11,8	15,3
	центр	299	163	10,0	15,0

Также как и для сплава АД33, для образцов из сплава Д16 зафиксировано различие прочностных и пластических характеристик выходного конца в сравнении с исходным состоянием сплава, что согласуется с полученными данными структурного анализа. Свойства образцов, отобранных из средней части прутков, отличаются от свойств выходного конца прутка и исходного состояния металла за счет большей проработки структуры.

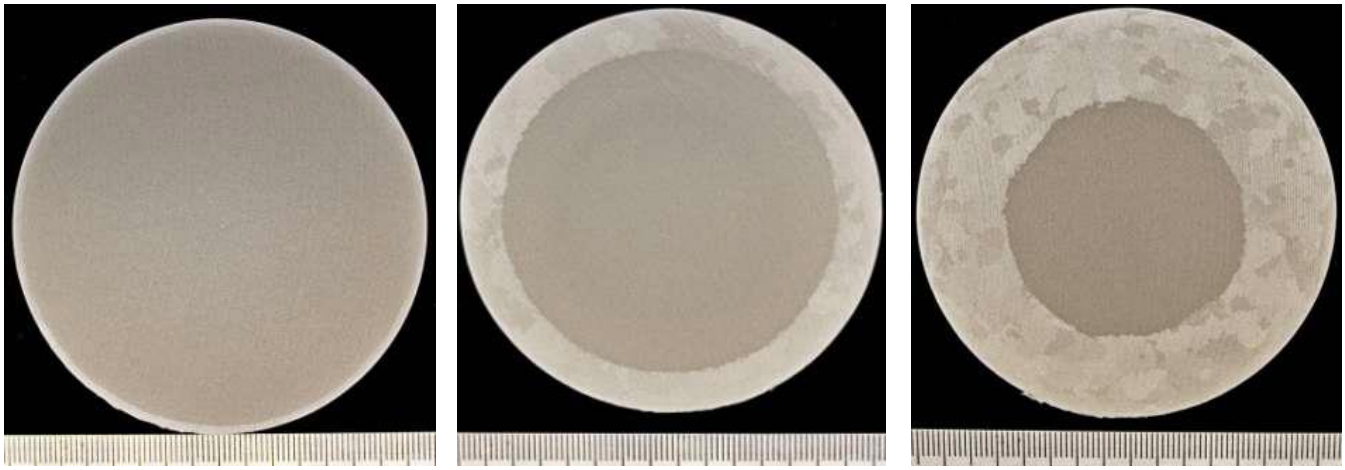
3.3 Структура и свойства прутков из сплавов АД33 и Д16 после повторного прессования

Для оценки влияния технологической наследственности на свойства конечного изделия, выходные концы прессованных заготовок диаметром 350 мм из

исследуемых сплавов, полученные в нестационарной стадии процесса, подвергли повторному прессованию на меньший диаметр без предварительной термической обработки.

Прессование произведено на горизонтальном гидравлическом прессе номинальным усилием 50 МН прямым методом без применения смазки. Относительное обжатие составило 79 %, коэффициент вытяжки - 22,89.

В макроструктуре прутков диаметром 76,2 мм (рис.3.28) из обоих сплавов обнаружен ККО, увеличивающийся в размере от выходного к утяжинному концу от 2,5 до 16 мм, средний размер зерна в зоне ККО 4 мм.



выходной конец ⟶ *утяжинный конец*

Рисунок 3.28 - Макроструктура прутка из сплава АД33 диаметром 76,2 мм

Микроструктура прутков диаметром 76,2 мм однородна по длине и соответствует деформированному состоянию сплава (рисунок 3.29). Средний размер зерна в годной части прутка (исключая зону ККО) составляет менее 30 мкм.



Рисунок 3.29 - Микроструктура прутка из сплава АД33 диаметром 76,2 мм (1/2 радиуса)

Результаты испытаний механических характеристик прутков диаметром 76,2 мм из сплавов АД33 и Д16 приведены в таблице 3.9.

Таблица 3.9 - Механические свойства образцов из сплавов АД33 и Д16 после повторного прессования

Место вырезки образцов	АД33			Д16		
	σ_B, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	σ_B, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %
Середина	190	112	12,5	308	173	9,9
ГОСТ 21488–2025	≥ 175	≥ 110	≥ 15,0	≥ 245	≥ 120	≥ 12,0

Как видно из таблицы 3.9, механические свойства прутков не соответствуют требованиям ГОСТ 21488–2025 [123] в части относительного удлинения.

ВЫВОДЫ К РАЗДЕЛУ 3

1. Макроструктура прессованных изделий из сплавов АД33 и Д16 имеет следующие особенности:

- в середине сечения макроструктура выходного конца крупнозернистая, идентичная структуре в исходном состоянии после полунепрерывного литья;

- литая структура наблюдается только на небольшой длине передней его части. Далее по длине прутков структура однородна.

2. Метод микроиндентирования позволяет достоверно оценивать характер распределения деформаций по сечению прессованных заготовок из сплавов АД33 и Д16. Указанный метод рекомендован к применению в производственных условиях наряду с уже используемыми методами контроля однородности прессования по макро- и микроструктуре.

3. Сплав Д16 в исходном состоянии находится в изотропном, нетекстурованном состоянии, после прессования характерно наличие аксиальной кристаллографической текстуры разных типов. Для сплава АД33 во всех исследованных состояниях характерно наличие аксиальной кристаллографической текстуры разных типов.

4. Несмотря на изменение механических характеристик по сравнению с исходным состоянием, выходной конец сохраняет выраженную неоднородность структуры и свойств и характеризуется существенно меньшей деформационной проработкой по сравнению со средней частью пресс-изделия. Для сплава АД33 отмечено снижение временного сопротивления в деформированном состоянии.

5. Подтверждены результаты численного моделирования распределения деформации по длине пресс-изделий сплавов АД33 и Д16 в исходном и деформированном состоянии.

6. Для исследованных сплавов получены высокие пластические свойства выходных концов, достаточные для вовлечения указанной части технологических отходов в последующее прессование на меньший диаметр.

7. Показана необходимость проведения дополнительной термической обработки для устранения технологической наследственности структурного состояния.

4. ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ АД33 И Д16

По результатам исследований, представленных в разделе 3, установлено, что после операции прессования в отрезаемой заготовке формируется неоднородная структура. Также показано, что при повторном прессовании выходных концов пресс-изделия на меньший диаметр сохраняется технологическая наследственность первого передела деформирования. Для получения качественного изделия с заданным комплексом механических свойств необходимо обеспечить структурное состояние повторно прессуемой заготовки идентичное исходному, формируемому до пластической деформации.

Одним из путей решения указанной проблемы является дополнительная термическая обработка, которая способна исключить технологическую наследственность структурного состояния после предыдущих переделов. Для выбора режима термической обработки определены температуры протекающих при нагреве сплава фазовых превращений, установлен фазовый состав сплава и выявлено изменение твердости сплава при этих температурах.

Результаты исследований опубликованы в работах [124–126].

4.1 Исследование влияния температуры отжига на структуру и механические свойства алюминиевого сплава АД33

Методом ДСК определены температуры фазовых превращений при нагреве. Измерение теплового потока проведено на термоанализаторе STA 409 Netzsch-Geratebau-Gmbh (рисунок 4.1, 4.2). При температурах нагрева вплоть до 500 °С для сплава АД33 тепловой поток практически не меняется (рисунок 4.1).

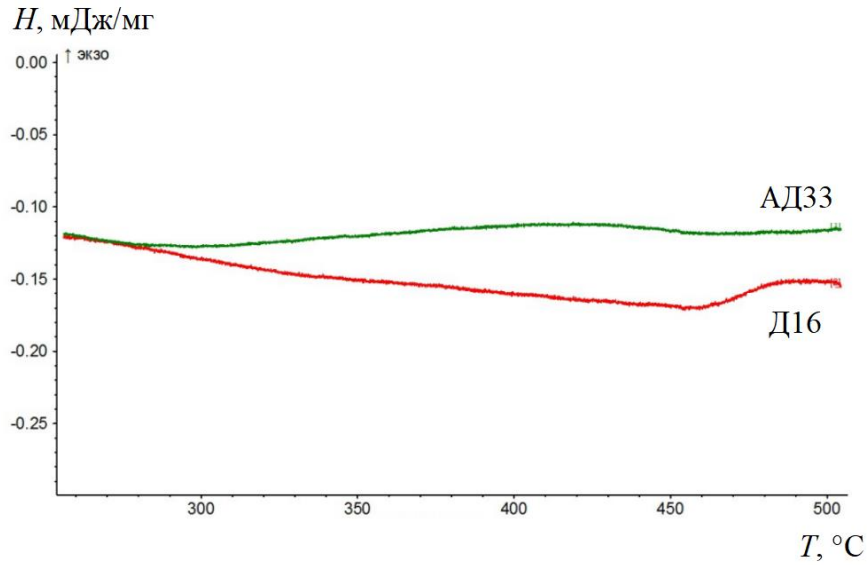


Рисунок 4.1 - ДСК диаграммы в интервале температур 200–500 °С для сплавов АД33 и Д16

При нагреве от 500 до 750 °С наблюдается минимум при температуре 591 °С, соответствующий фазовому эвтектическому превращению вблизи зернограничных выделений интерметаллидов (рисунок 4.2). Если сплав отжигать вблизи указанной температуры, будет проходить оплавление границ зерен (так называемый пережог). Второй минимум при температуре 667 °С соответствует плавлению сплава. Температура солидус - 635 °С, температура ликвидус - 675 °С.

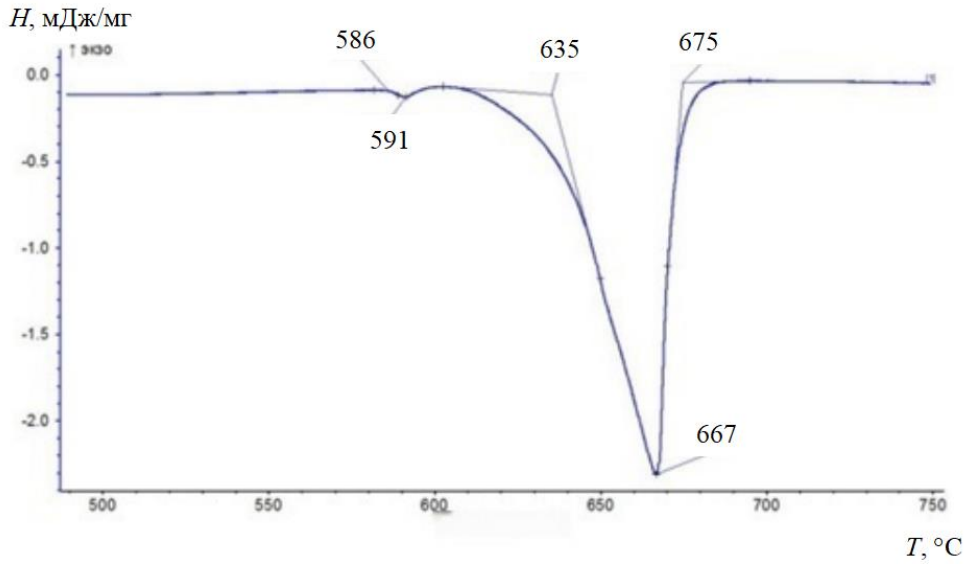


Рисунок 4.2 - ДСК диаграммы в интервале температур 500–750 °С для сплава АД33

Для более точного изучения тепловых эффектов в сплаве АД33 в интервале температур 200–500 °С проведены ДСК исследования образцов на дифференциальном сканирующем калориметре DSC 214 Polyma. В указанном интервале температур наблюдается широкий экзотермический эффект без четко выраженных локальных экстремумов (рисунок 4.3).

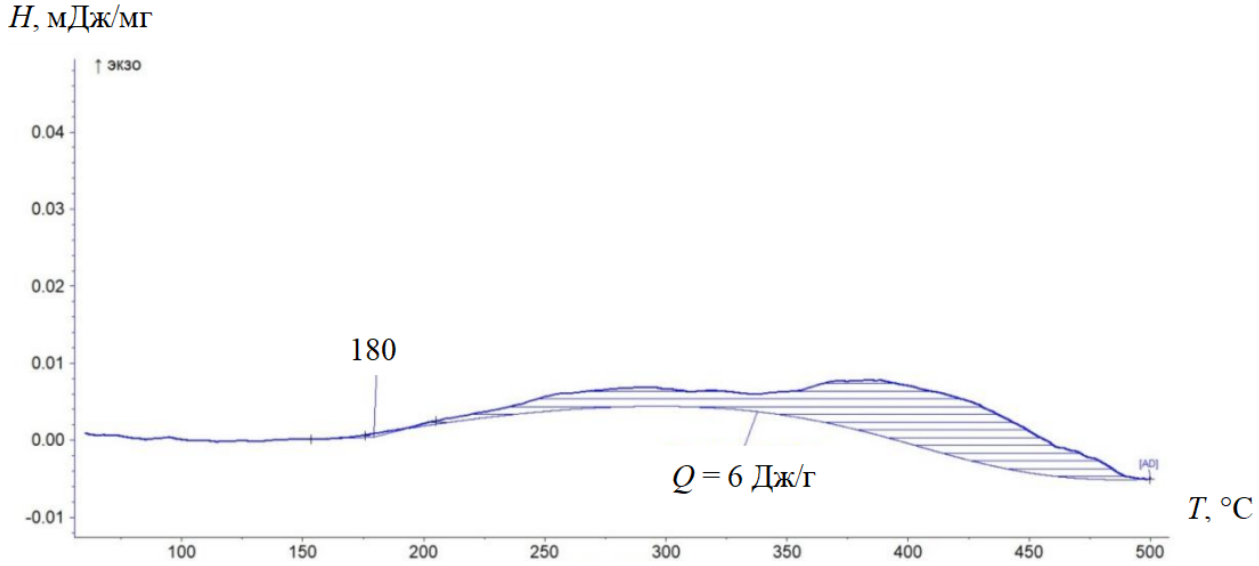


Рисунок 4.3 - ДСК диаграмма в интервале температур 50–500 °С для сплава АД33

Происходит выделение частиц интерметаллидов. Это обусловлено пересыщением твердого раствора на основе алюминия легирующими элементами, как было показано ранее в разделе 3.1.2. Выделение фаз начинается при температуре около 180 °С и заканчивается при 500 °С. Энтальпия превращения составляет 6 Дж/г. Максимальный тепловой поток соответствует температурному интервалу 370–390 °С.

Для того, чтобы определить, какие фазовые превращения происходят при критических температурах, выявленных на ДСК диаграммах, был проведен нагрев и выдержка образцов при температурах 250, 350, 385 и 500 °С в течение 1 часа с последующим быстрым охлаждением в ледяной воде.

После выдержки при температуре 250 °С в сплаве наблюдали 3 типа частиц. Наиболее крупные частицы неправильной формы (обозначены цифрой 1 на рисунке 4.4) по данным ЭДС имели следующий химический состав, ат. %: 75 Al; 8 Si; 14 Fe; 1,5 Cu; 1 Cr; 0,8 Mn. По химическому составу это фаза близка соединению α–Fe_2SiAl_6, которое является традиционной составляющей всех алюминиевых сплавов [127, 128]. Некоторые авторы [129] считают, что такие частицы могут иметь следующую формулу $(CuFeMn)_3Si_2Al_{15}$.

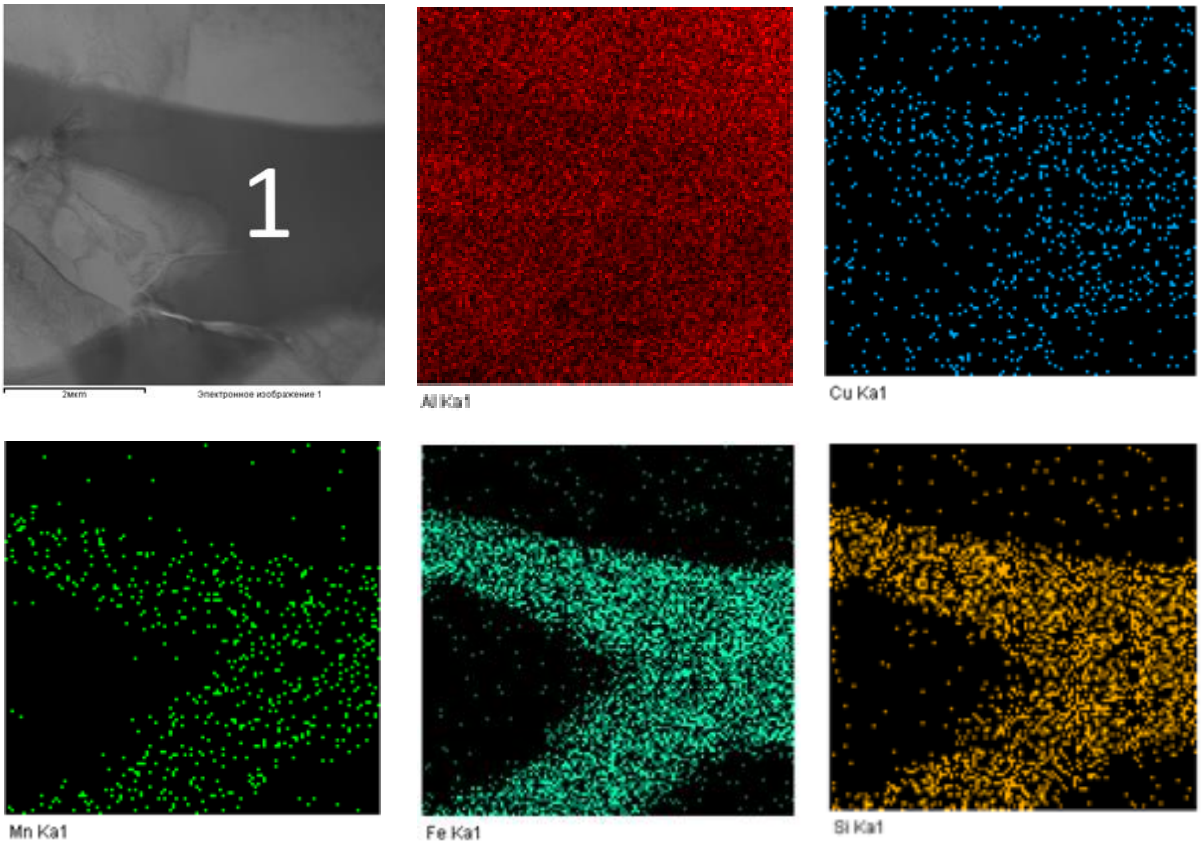
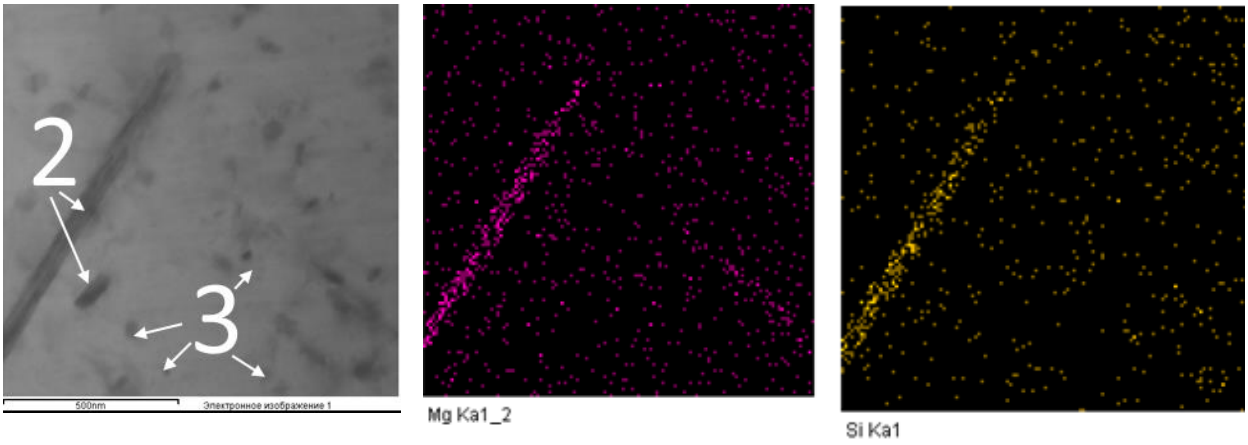


Рисунок 4.4 - Распределение элементов между структурными составляющими сплава АД33 после выдержки при 250 °С

Второй тип частиц имеет игольчатую форму (рисунок 4.5, а) и по химическому составу соответствует соединению Mg_2Si. Примерно такой же состав имеют и частицы третьего типа (рисунок 4.5, б). Скорее всего, частицы 2 и 3 имеют форму стержней разной длины [130]. При нагреве выше температуры 180 °С стержни Mg_2Si начинают расти, кроме того, в твердом растворе дополнительно к уже присутствующим в сплаве начинают выделяться глобулярные наноразмерные частицы Mg_2Si (обозначены цифрой 3 на рисунке 4.5).

а



б

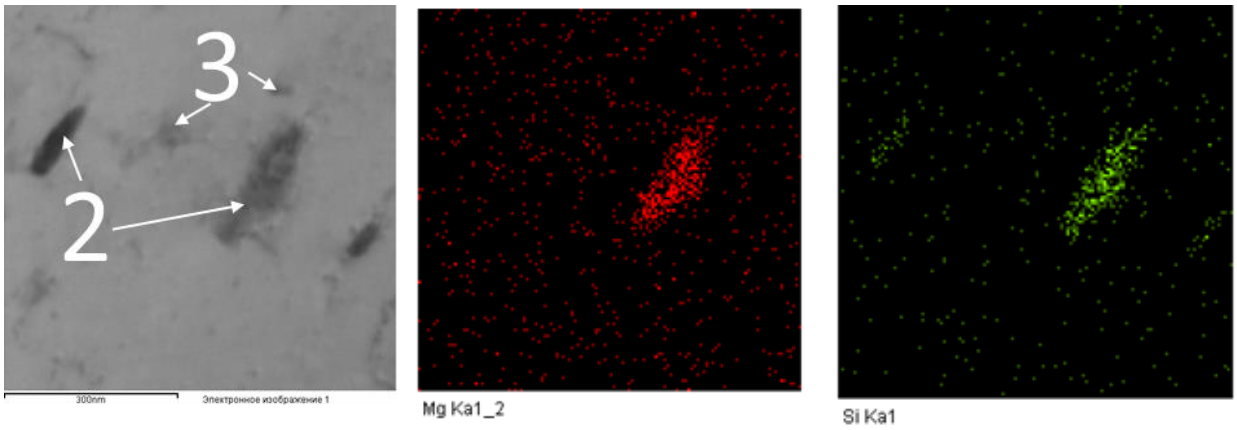


Рисунок 4.5 - Распределение элементов между структурными составляющими сплава АД33 после выдержки при 250 °С:
а - игольчатые частицы; б - наноразмерные частицы

Химический состав твердого раствора на основе алюминия после выдержки при 250 °С, ат. %: 0,22 Si; 0,12 Mn; 0,03 Fe; 0,36 Cu. Это означает, что при повышении температуры в нем остается возможность дополнительного выделения наноразмерных частиц Mg_2Si.

После выдержки при температурах 350–385 °С состав сплава не изменился. Частицы Mg_2Si укрупнились и приобрели форму пластин с правильной огранкой (рисунок 4.6, а), а частицы $(CuFeMn)_3Si_2Al_{15}$ оформились в зернограничные колонии (рисунок 4.6, б). Кроме того, в сплаве присутствуют наноразмерные частицы Mg_2Si (рисунок 4.6, в).



а б в

Рисунок 4.6 - Частицы интерметаллидов в сплаве АД33 после выдержки при температуре 385 °С

После выдержки при температуре 500 °С в структуре сплава АД33 присутствуют зернограничные образования фазы $(CuFeMn)_3Si_2Al_{15}$, которые объединяются и формируют сложные формы (рисунок 4.7).

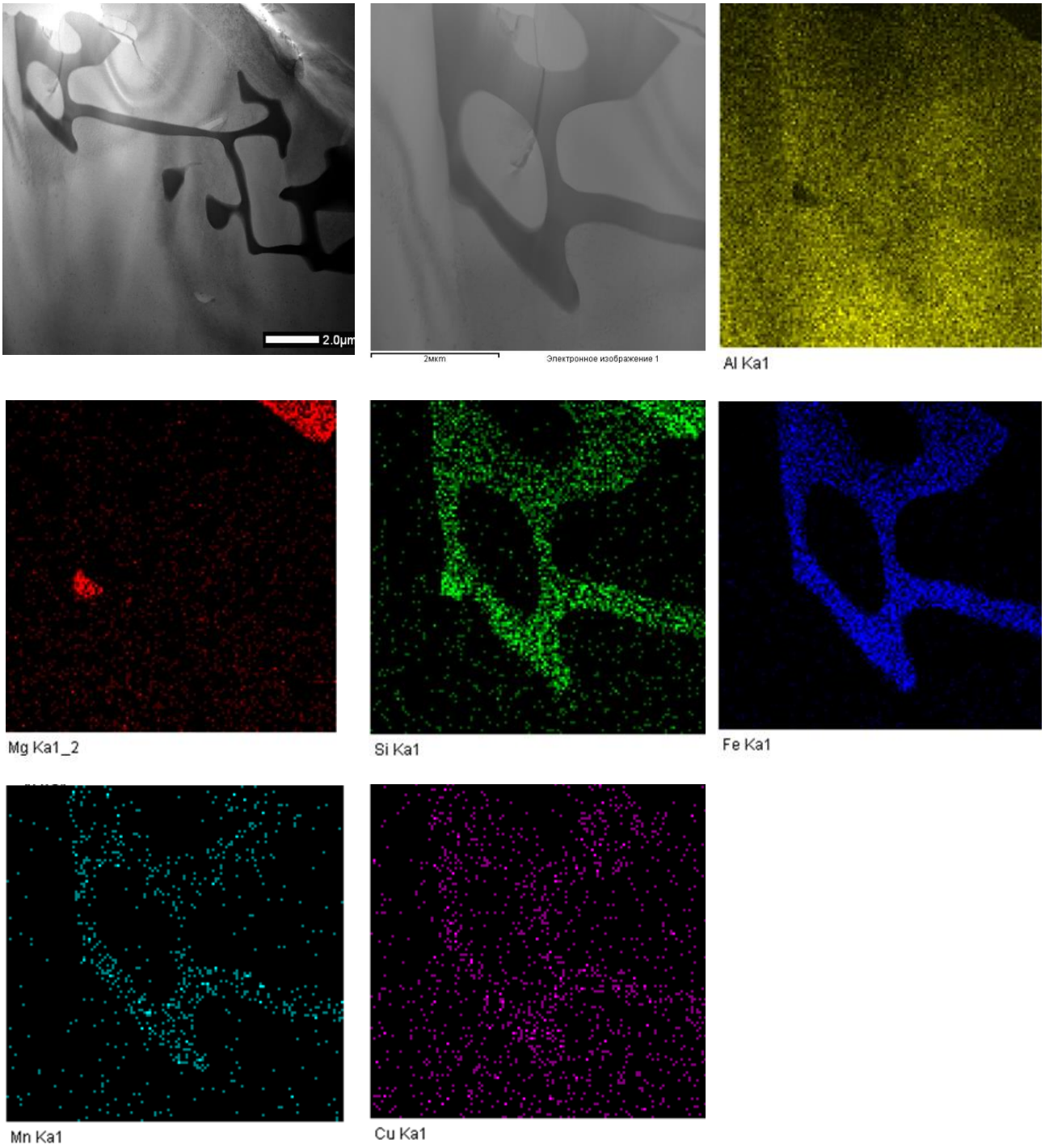


Рисунок 4.7 - Распределение элементов между структурными составляющими сплава АД33 после выдержки при 500 °С

Изменение твердости сплава АД33 в зависимости от температуры термической обработки приведено на рисунке 4.8. Минимальное значение твердости соответствует температуре 390 °С, что свидетельствует о максимальном растворении мелких частиц интерметаллидов Mg_2Si и подтверждено данными ПЭМ. В то же время при

температуре 500 °С твердость увеличилась, что по данным ПЭМ обусловлено увеличением областей зернограничной фазы $(CuFeMn)_3Si_2Al_{15}$, причем эта фаза формирует сплошные прослойки, которые существенно снижают пластичность сплава.

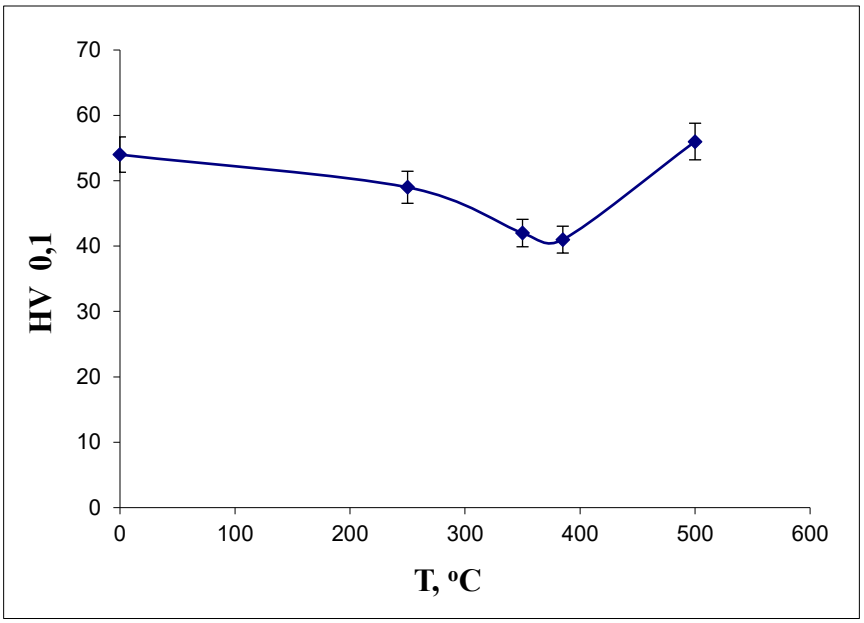


Рисунок 4.8 – Влияние температуры термической обработки на твердость сплава АД33

По результатам моделирования изменения количества фаз в сплаве АД33 исследованного состава в ПК «ThermoCalk» предполагалось возможным существование нескольких типов интерметаллидов (рисунок 4.9).

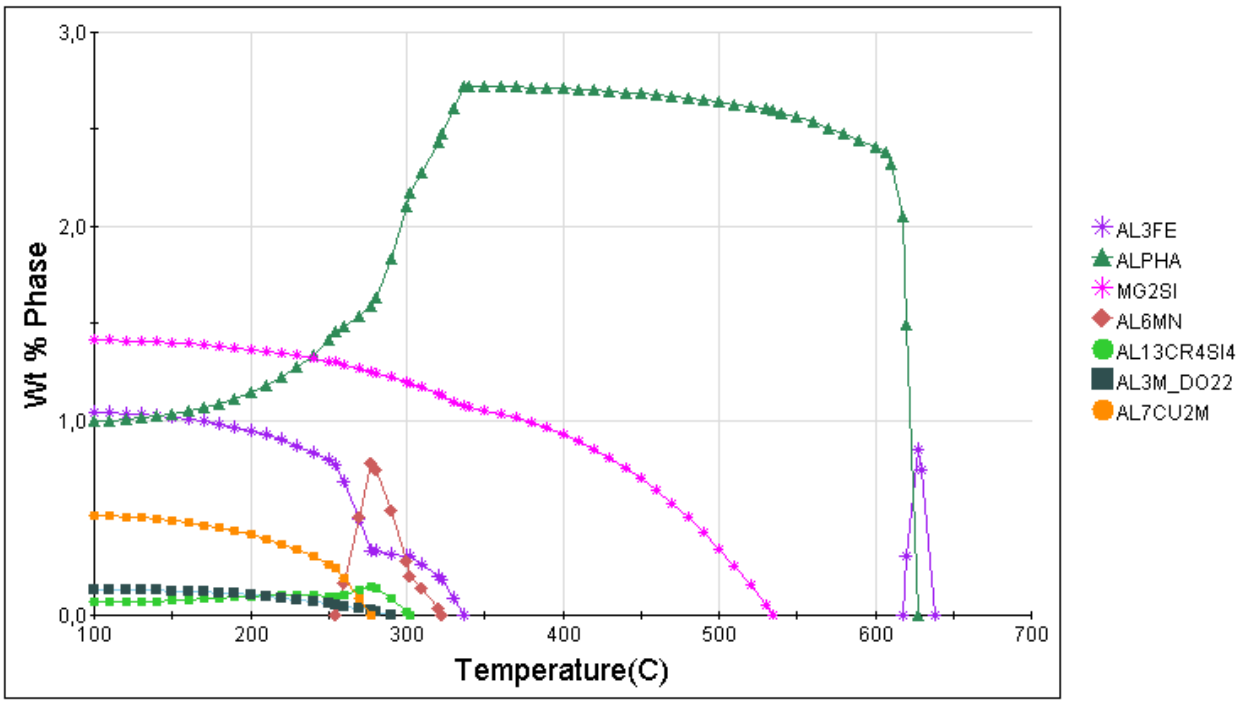


Рисунок 4.9 - Результаты расчетов изменения фазового состава сплава АД33 в ПК «ThermoCalk»

Исследования методами ПЭМ и ЭДС фазового состава сплава после выполненных отжигов позволило установить присутствие в сплаве интерметаллидов двух типов - Mg_2Si и $(CuFeMn)_3Si_2Al_{15}$.

4.2 Исследование влияния температуры отжига на структуру и механические свойства алюминиевого сплава Д16

Методом ДСК с помощью термоанализатора STA 409 Netzsch-Geratebau-Gmbh для сплава Д16 определены температуры фазовых превращений при нагреве. Как видно из рисунка 4.1, вблизи температуры 450 °С тепловой поток уменьшается.

С помощью высокоточного калориметра DSC 214 Polyma удалось зафиксировать широкое экзотермическое превращение интервале температур 220–475 °С (рисунок 4.10).

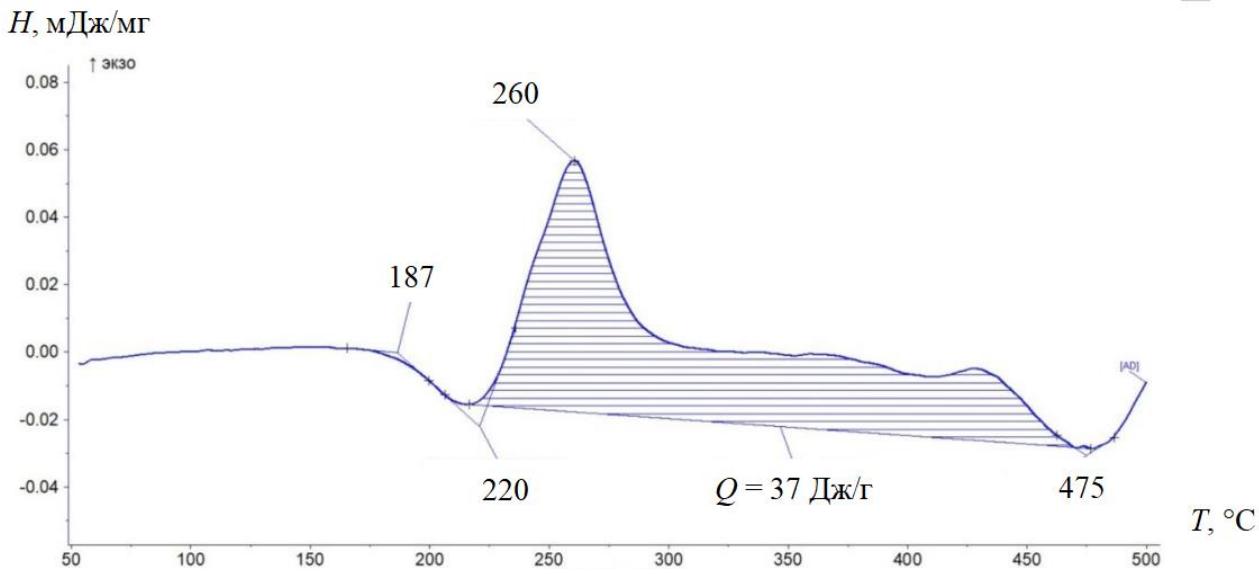


Рисунок 4.10 - ДСК диаграммы в интервале температур 50–500 °С для сплава Д16

При температуре 187 °С начинается эндотермическое превращение. Как известно [131, 132], для алюминиевого сплава Д16 характерно образование зон ГП, поэтому традиционный режим его термической обработки включает закалку с последующим естественным старением, при котором упрочнение достигается именно за счет формирования зон ГП. Зафиксированное при температуре 187 °С эндотермическое превращение может быть связано с разрушением зон ГП. Известно [132–134], что при температуре нагрева выше 100 °С зоны ГП преобразуются в самостоятельную S'–фазу, частицы которой когерентно связаны с кристаллической решеткой α–твердого раствора. Эта фаза по кристаллической решетке отличается от α-твердого раствора и стабильной S–фазы. При дальнейшем нагреве сплава нестабильная S'–фаза превращается в стабильную S–фазу. Возможно, эндотермическое превращение связано с перестройкой кристаллической решетки S′–фазы перед последующим выделением стабильной S–фазы.

После выдержки при температуре 200 °С и охлаждения в ледяной воде зафиксированы две модификации частиц S–фазы: зернограничные выделения неправильной формы (обозначены цифрой 2 на рисунке 4.11) и игольчатые частицы, выделившиеся в процессе выдержки (обозначены цифрой 4 на рисунке 4.11).

Мелкодисперсные частицы (обозначены цифрой 5 на рисунке 4.11) по форме близкие к кубической по данным ЭДС (рисунок 4.12 и таблица 4.2) соответствуют Т–фазе $Al_{20}Cu_2Mn_3$. Следует отметить, что подобные частицы наблюдали после всех режимов термической обработки, что возможно обусловлено их выделением в процессе быстрого охлаждения в холодной воде из пересыщенного твердого раствора на основе алюминия. С увеличением температуры выдержки содержание легирующих элементов в твердом растворе уменьшается, поэтому уменьшается и количество частиц мелкодисперсной Т–фазы.

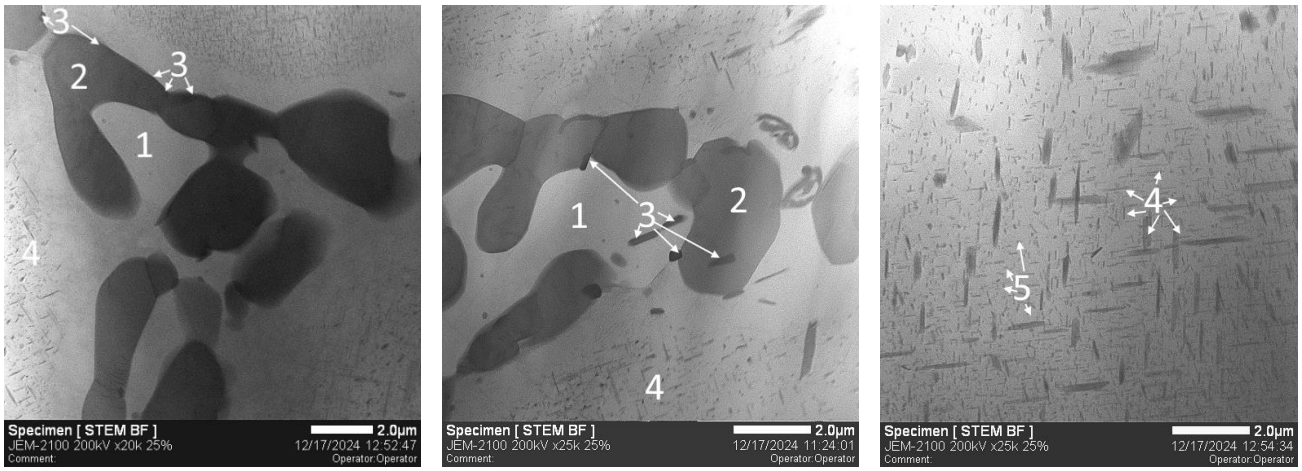


Рисунок 4.11 - Микроструктура сплава Д16 после выдержки при 200 °С и охлаждения в холодной воде: 1 - твердый раствор на основе алюминия; 2 - S–фаза Al_2CuMg; 3 - комплексная фаза $Al_{15}(CuFeMn)_3Si_2$; 4 - вторичная наноразмерная S–фаза; 5 - наноразмерные частицы Т–фазы

Таблица 4.2 – Химический состав фаз, отмеченных на рисунке 4.11, мас.%

№	Al	Cu	Mg	Mn	Si	Fe
1	97,6	1,5	0,8	0,04	0,03	0,03
2	52	27	21	0	0	0
3	74	18	0,9	1,0	0,1	6
4	96	2,0	1,6	0,2	0,1	0,1
5	93	3,6	0,4	2,7	0,2	0,1

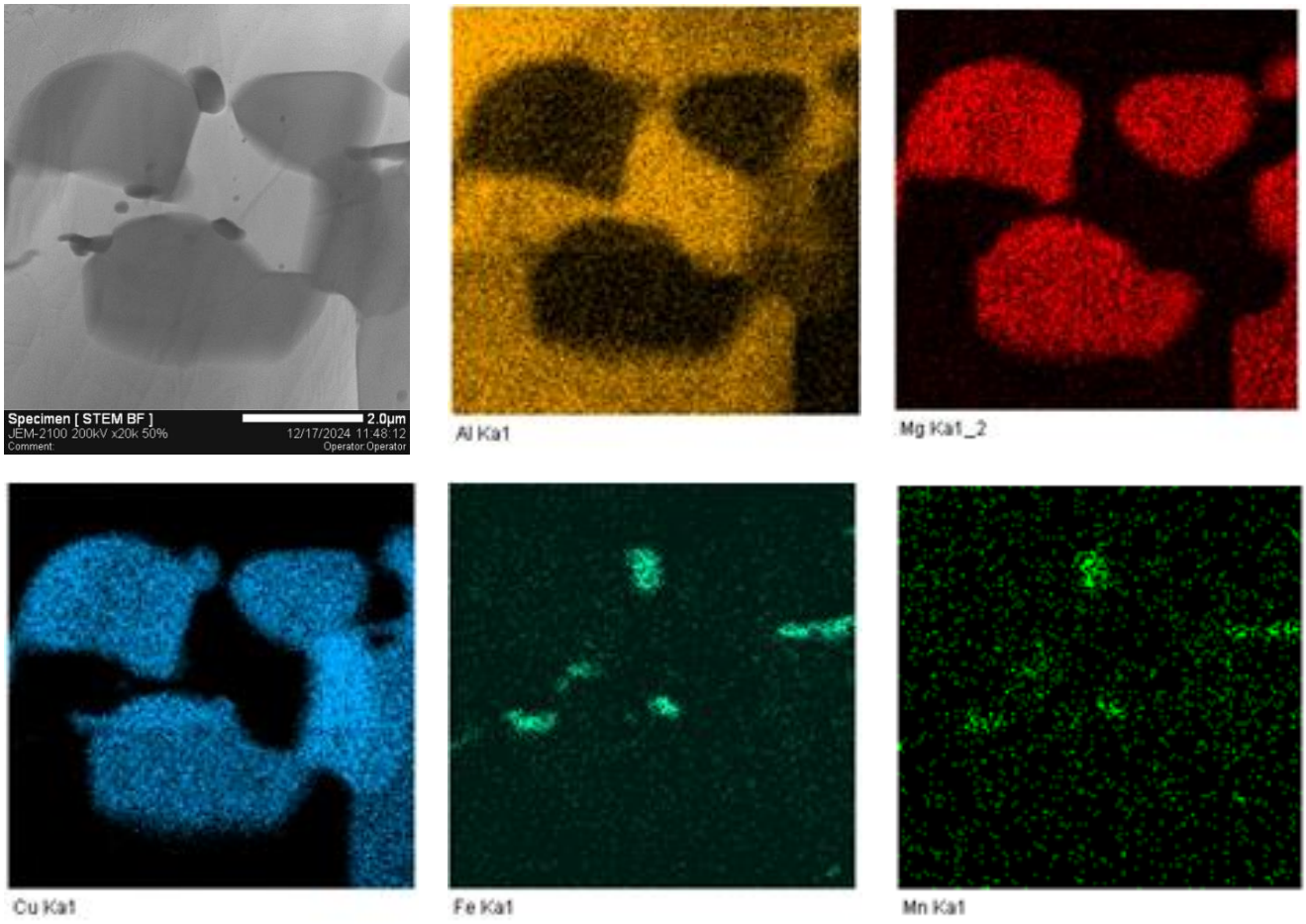


Рисунок 4.12 - Распределение элементов между структурными составляющими сплава Д16 после выдержки при температуре 200 °С

Минимум теплового потока соответствует температуре 220 °С. Эндотермической эффект в этом интервале может дать растворение и коагуляция частиц интерметаллидов. Затем начинается экзотермическое превращение с энтальпией 37 Дж/г. Максимальное выделение тепла соответствует температуре 260 °С. Это превращение сопровождается выделением новых вторичных частиц

интерметаллидов, по химическому составу соответствующих S– и T–фазам. При этом наблюдается коагуляция и объединение мелких частиц S–фазы, которая образует выделения сложной формы по границам α–зерен (фаза 2 на рисунке 4.13). Более мелкие частицы немного отличаются по химическому составу. Частицы, обозначенные цифрой 3 на рисунке 4.13 кроме алюминия, меди и марганца содержат еще кремний, поэтому их можно идентифицировать как $Al_{12}MnCuSi$.

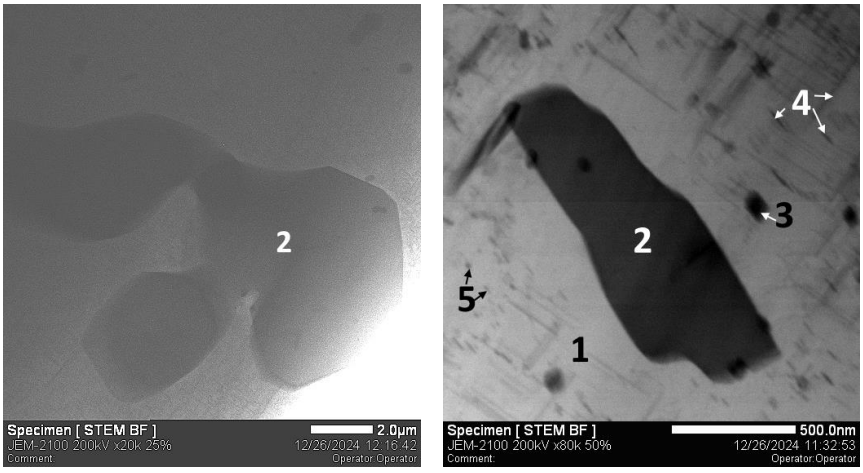


Рисунок 4.13 - Микроструктура сплава Д16 после выдержки при 260 °С

Частицы, обозначенные цифрой 4 на рисунке 4.13 б, содержат алюминий, марганец, медь, железо и кремний (рисунок 4.14 и таблица 4.3). А частицы глобулярной формы, обозначенные 5, являются вторичной S-фазой. Таким образом, экзотермический пик обусловлен выделением новых дисперсных частиц T– и S–фаз.

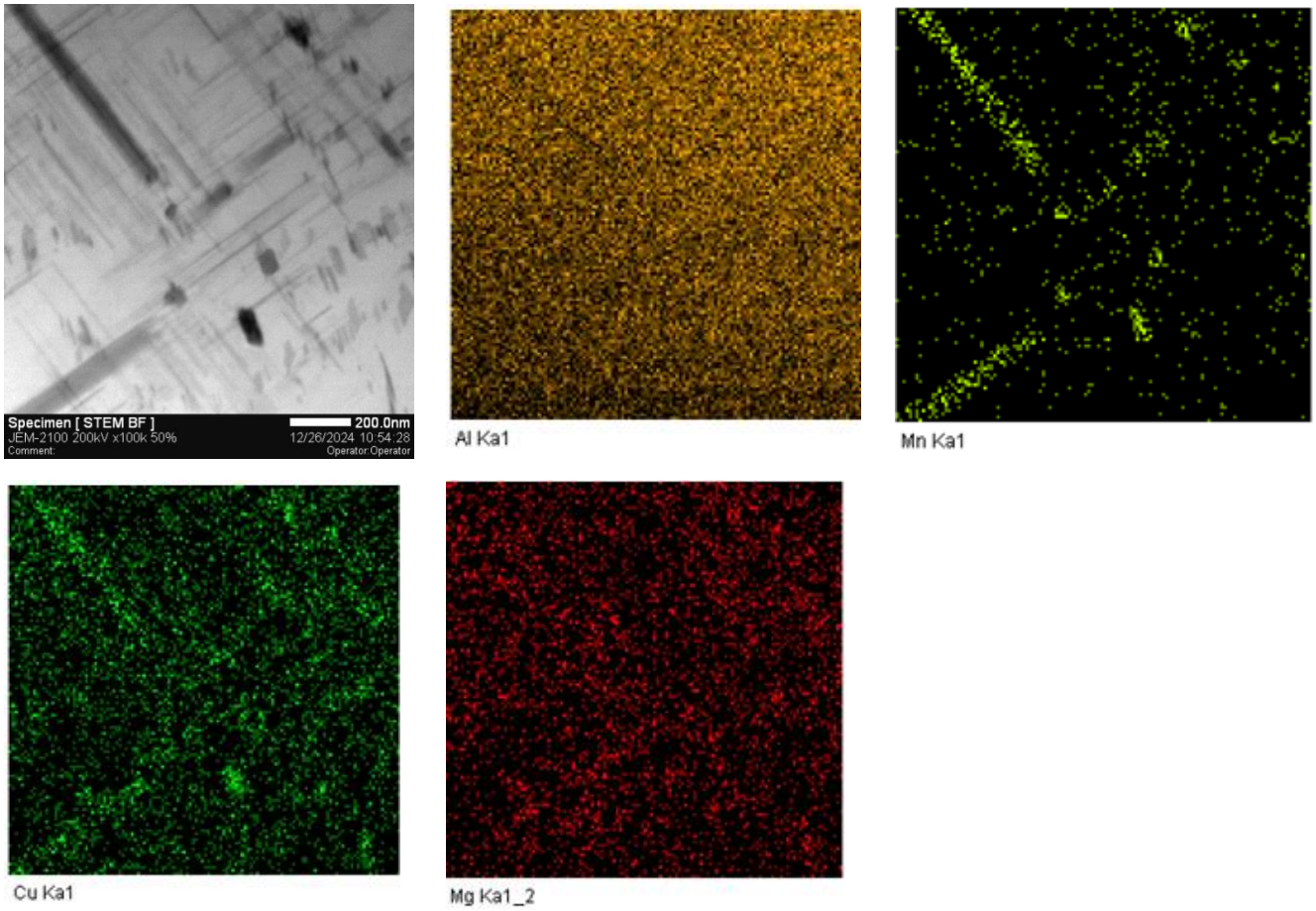
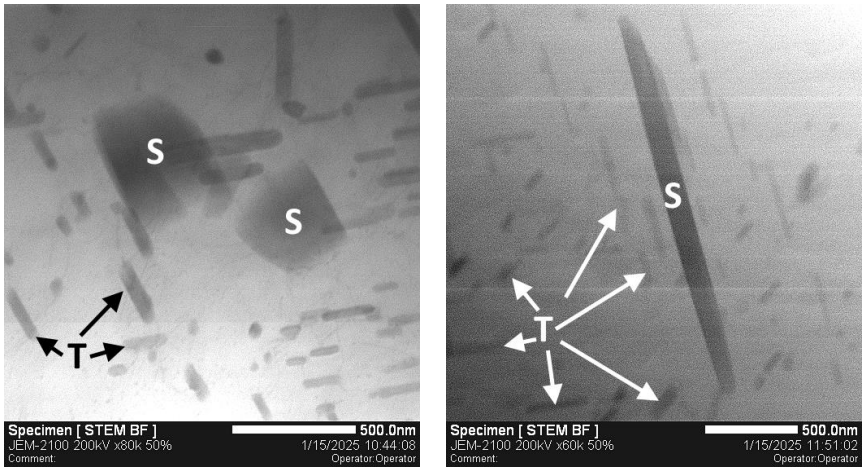


Рисунок 4.14 - Распределение элементами между частицами мелких фаз в сплаве Д16 после выдержки при температуре 260 °С

Таблица 4.3 - Химический состав фаз, отмеченных на рисунке 4.13, мас.%

№	Al	Cu	Mg	Mn	Si	Fe
1	98,0	0,8	0,1	0,02	0,06	0,01
2	54,0	25	21	0	0	0
3	88,0	4,2	1,2	3,9	1,5	0,2
4	89,6	1,8	1,0	3,3	4,0	0,3
5	94,0	2,3	1,7	0	0	0

При температуре нагрева 350 °С и выдержки 1 час можно выделить две группы частиц. Первая группа – это более крупные частицы S–фазы либо равноосной формы размерами 0,25 х 25 мкм (рисунок 4.15, а), либо реечные длиной до 1,5 мкм и толщиной 0,1 мкм (рисунок 4.15, б). Вторая группа - более мелкие реечные частицы, по химическому составу близкие фазе $Al_{20}Cu_2Mn_3$ (Т–фаза).



а б

Рисунок 4.15 – Микроструктура сплава Д16 после выдержки при 350 °С

Моделирование изменений фазового состава сплава Д16 исследованного состава в ПК «ThermoCalk» показало, что действительно возможно образование Т–фазы в широком температурном интервале (рисунок 4.16).

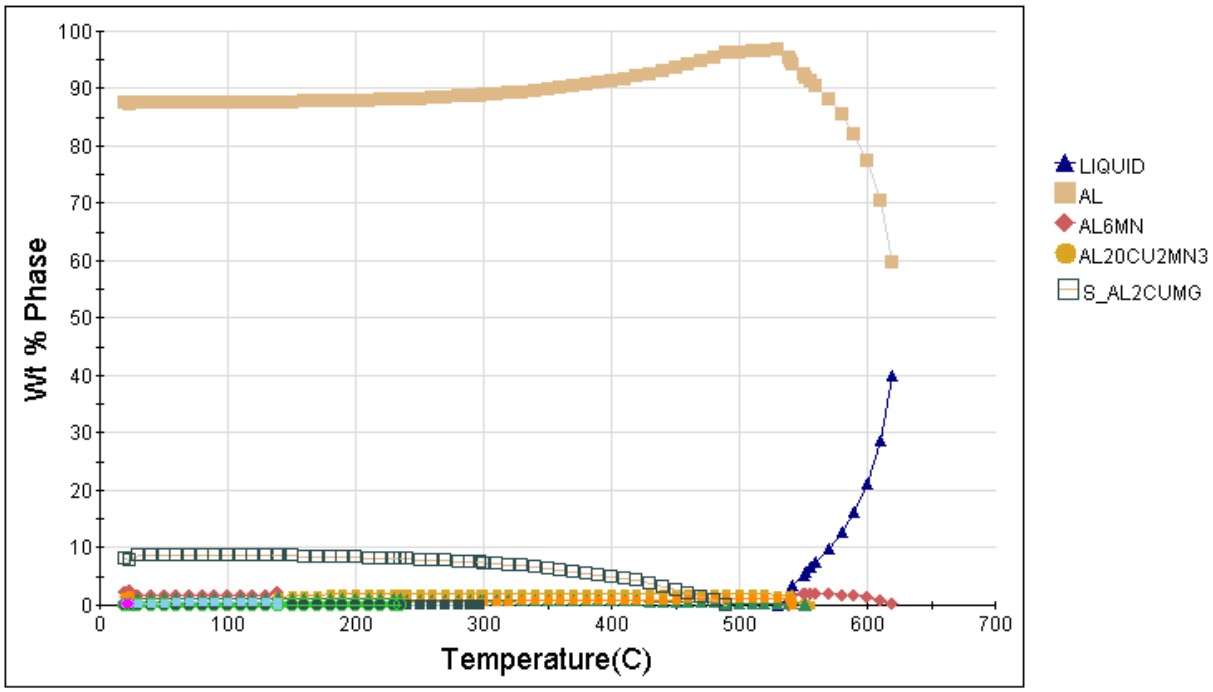
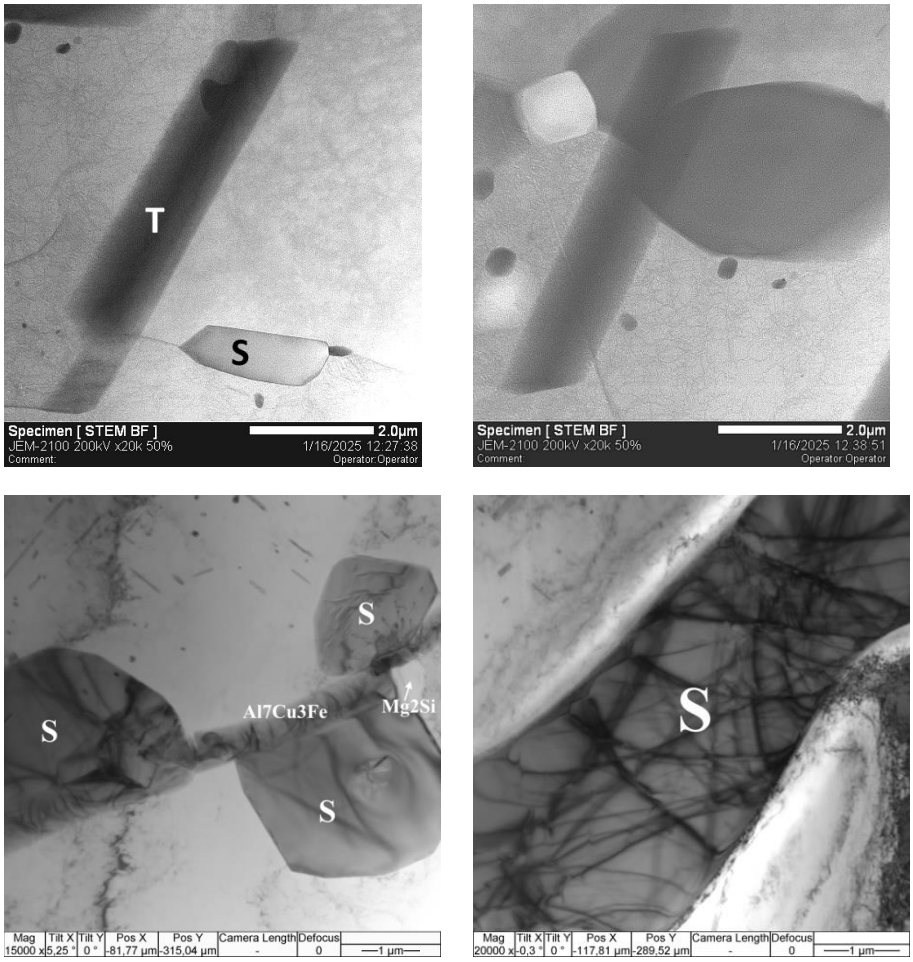


Рисунок 4.16 - Результаты моделирования изменения содержания фаз в сплаве Д16 в ПК «ThermoCalk»

Дальнейшее увеличение температуры нагрева привело к растворению мелких частиц и росту более крупных. В твердом растворе на основе алюминия практически нет мелких частиц (рисунок 4.17, а, б) по сравнению с образцами после отжига при температуре 260 °С (рисунок 4.13). Крупные частицы по химическому составу соответствуют Т– и S–фазам, причем часто наблюдали конгломераты сложной формы из этих частиц (рисунок 4.17, б).

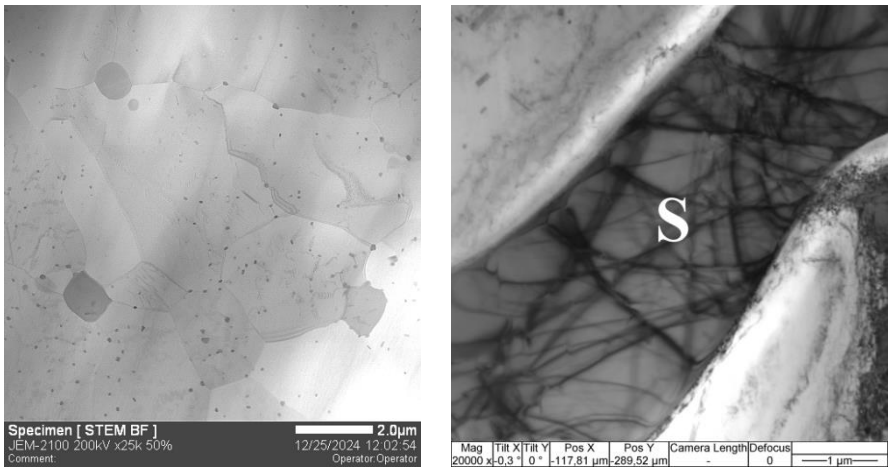


а б

Рисунок 4.17 - Микроструктура сплава Д16 после выдержки при температуре 390 °С

После выдержки при 475 °С произошло максимальное растворение упрочняющих фаз (рисунок 4.18, а), в твердом растворе наблюдаются единичные дисперсные частицы, которые, как уже отмечалось ранее, могли выделиться при

быстром охлаждении в воде. S–фаза формирует сплошные прослойки вблизи границ зерен (рисунок 4.18, б), возле которых дисперсные частицы полностью отсутствуют.



а б

Рисунок 4.18 - Микроструктура сплава Д16 после выдержки при температуре 475 °С и охлаждения в ледяной воде

Сплошные прослойки S–фазы по границам зерен (рис. 4.18, б) при последующем нагреве до температур, близких к температуре эвтектического превращения, являются местами локального оплавления сплава, соответствующего температуре $T_п$ = 515 °С на ДСК диаграмме, полученной при испытаниях на термоанализаторе STA 409 Netzsch-Geratebau-Gmbh (рисунок 4.19). Эндотермическое превращение при этой температуре соответствует эвтектическому превращению α + $S(Al_2CuMg)$ ↔ L. Превращение начинается при температуре 504 °С и имеет минимальный тепловой поток при 515 °С. Поскольку локальное оплавление границ зерен в алюминиевых сплавах принято называть пережогом, то и температура этого превращения названа температурой пережога ($T_п$).

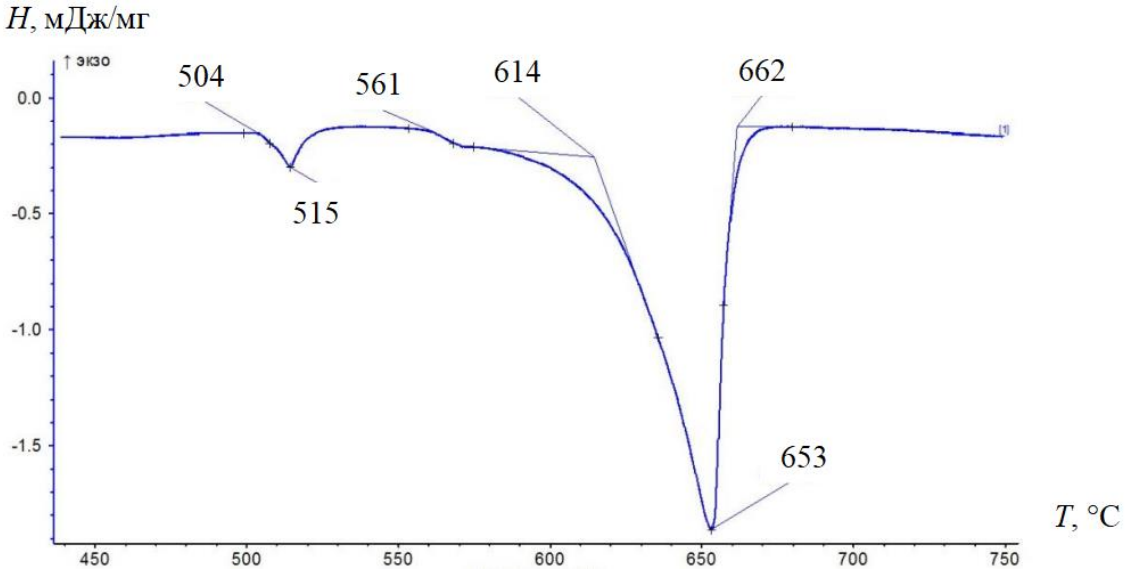


Рисунок 4.19 - ДСК диаграммы в интервале температур 500–750°С для сплава Д16

Прослойки S-фазы Al_2CuMg растворяются постепенно, когда концентрация меди и магния в твердом растворе вблизи прослоек достигнет эвтектической, происходит локальное образование жидкой фазы. Следует подчеркнуть локальность образование жидкой фазы не во всем объеме сплава, а только вблизи прослоек S–фазы, что наблюдали ранее в работах [135, 136].

Очевидно, что при отжиге сплава Д16 вблизи температуры 500 °С существует вероятность локального оплавления по эвтектическому превращению $\alpha + S(Al_2CuMg) \leftrightarrow L$. Возможные положительная и отрицательная роли зон локальных эвтектических превращений при деформации алюминиевых сплавов в условиях подсолидусных температур отмечены в работах [137–139]. С одной стороны, формирование областей эвтектического строения может быть источником зарождения трещин при последующем прессовании в том случае, когда температура прессования ниже 500 °С. С другой стороны, если выбирать температуру прессования в интервале 510–520 °С, то локальное появление жидкой фазы будет облегчать пластическую деформацию [140].

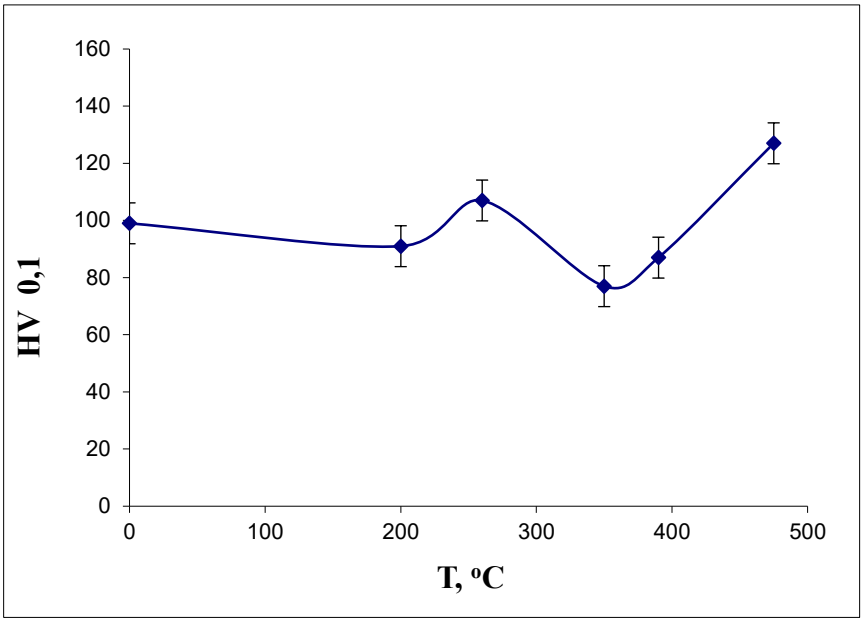


Рисунок 4.21 - Влияние температуры термической обработки на твердость сплава Д16

Твердость сплава Д16 после выдержки при температуре 200 °С уменьшилась до 91 HV 0,1, что обусловлено растворением или перестройкой кристаллической решетки нестабильной S′–фазы. После отжига при температуре 260 °С в сплаве выделяется максимальное количество дисперсных частиц упрочняющих фаз Al_2CuMg и $Al_{20}Cu_2Mn_3$, поэтому твердость увеличилась до 107 HV 0,1. При более высоких температурах отжига твердость сплава уменьшается до 77 HV 0,1 вследствие растворения частиц интерметаллидов. После отжига при температуре 475 °С твердость сплава увеличилась до 127 HV 0,1, что обусловлено увеличением областей зернограничных прослоек S–фазы. Формирование сплошных прослоек существенно снижает пластичность сплава.

ВЫВОДЫ К РАЗДЕЛУ 4

1. Установлены критические температуры фазовых превращений для сплавов АД33 и Д16: температуры пережога $T_п$ (локального оплавления границ зерен)

591 и 515 °С, температуры солидуса T_c - 635 и 614 °С и ликвидуса $T_л$ - 675 и 662 °С, соответственно.

2. В интервале температур 180–475 °С сплав АД33 практически не претерпевает фазовых превращений, а в сплаве Д16 наблюдали эндотермическое превращение с максимальным тепловым потоком при 260 °С и энтальпией 37 Дж/г.

3. При нагреве в интервале температур 180–475 °С в сплаве АД33 происходит выделение основной упрочняющей фазы Mg_2Si, частицы которой имеют разную форму и размеры. Увеличение температуры отжига приводит к выделению наноразмерных частиц Mg_2Si и диффузионному росту этих частиц, которые при температуре до 350 °С приобретают форму стержней, а при температуре 385 °С приобретают форму пластин с правильной огранкой. Частицы комплексного интерметаллида $(CuFeMn)_3Si_2Al_{15}$ при увеличении температуры отжига формируют прослойки сложной формы, что обусловливает повышение твердости до 56 HV 0,1, что мало отличается от твердости исходного сплава 54 HV 0,1.

4. В сплаве Д16 после отжигов в температурном интервале 220–260 °С происходит интенсивное выделение частиц S–фазы Al_2CuMg и T–фазы $Al_{20}Cu_2Mn_3$, что обусловило повышение твердости до 107 HV 0,1. После отжигов при температурах 350 и 390 °С упрочняющие фазы растворяются, твердость сплава снижается до 77 HV 0,1. Отжиг при температуре 475 °С привел к формированию сплошных прослоек S–фазы и повышению твердости до 127 HV 0,1.

5. ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Термическая обработка деформированных полуфабрикатов служит мощным средством воздействия на структуру и, как следствие, регулятором конечных физико-механических свойств материала. После операции ОМД целесообразно проводить отжиг для выравнивания структуры и снятия возникших внутренних напряжений [141]. Температура отжига в литературных источниках варьируется и находится в диапазоне 300–500 °С, время выдержки составляет от получаса до нескольких часов [141, 142]. Широкий диапазон температур и времени выдержки подразумевает множество вариантов совместного использования заданных параметров. Также стоит отметить, что длительная выдержка не всегда в достаточной мере обоснована.

Как было показано ранее в разделе 4, алюминиевые сплавы АД33 и Д16 проявляют различный отклик на температурное воздействие. В связи с тем, что в интервале температур 180–475 °С сплав АД33 практически не претерпевает фазовых превращений, первоначально для оценки влияния параметров термической обработки проведено исследование сплава Д16.

В данном разделе представлены результаты анализа параметров микроструктуры, микротвердости, сопротивления деформации, а также стандартных механических характеристик, полученные при отжиге деформированных полуфабрикатов (выходных концов пресс-изделия) из алюминиевых сплавов АД33 и Д16. Микротвердость является косвенной характеристикой, посредством которой проведена оценка изменения уровня прочностных свойств материала на масштабном уровне, соизмеримым с размерами структурных элементов. Варьируемыми параметрами являлись температура нагрева заготовок и время их выдержки. Диапазон температур выбран с учетом формирования дефектов термической обработки в виде пережогов, характерных для исследуемого алюминиевого сплава Д16.

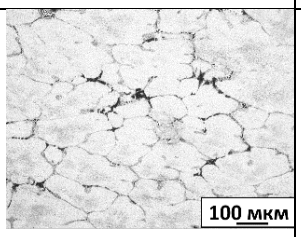
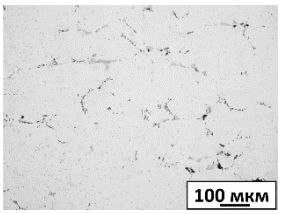
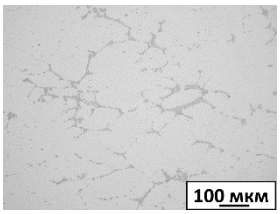
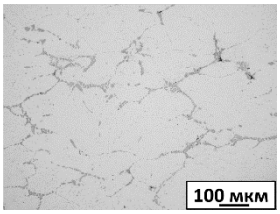
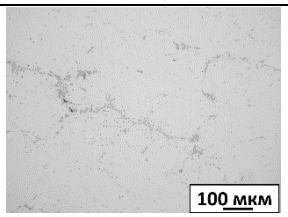
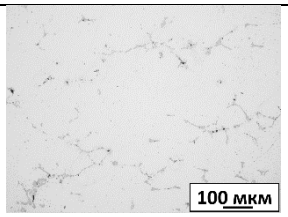
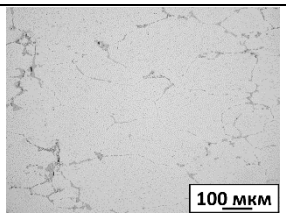
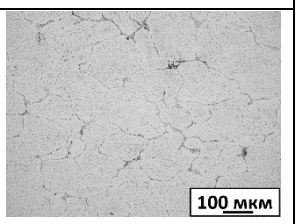
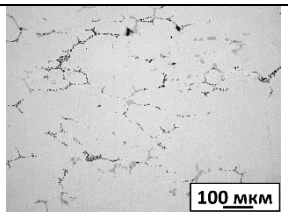
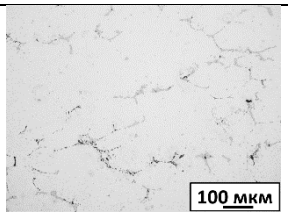
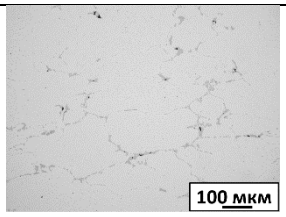
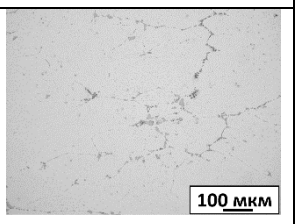
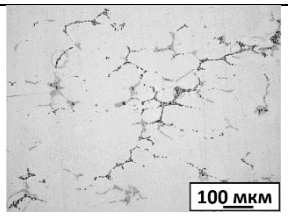
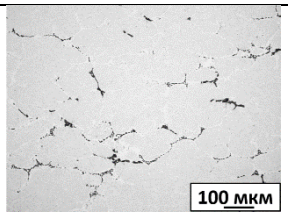
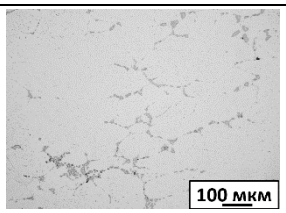
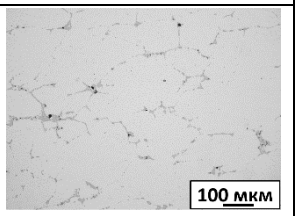
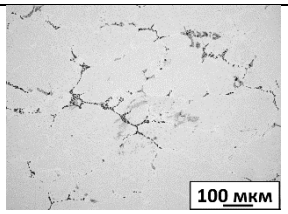
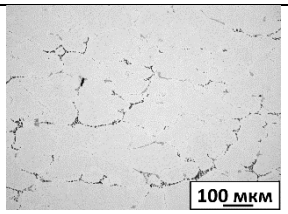
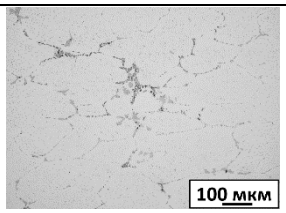
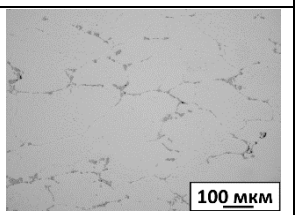
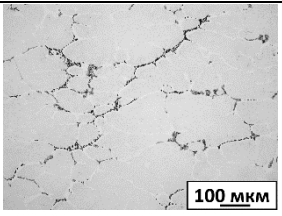
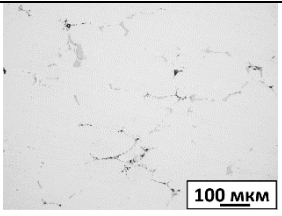
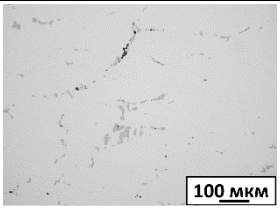
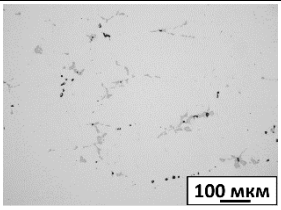
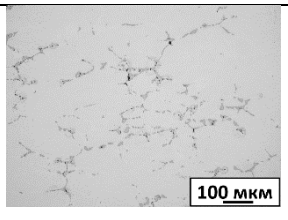
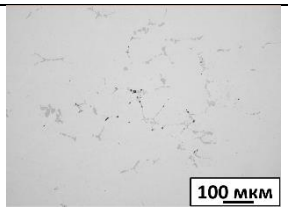
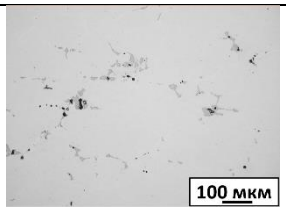
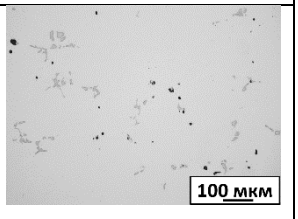
5.1 Влияние параметров термической обработки на структуру и свойства алюминиевого сплава Д16

5.1.1 Исследование микроструктуры и микротвердости сплава Д16

Отжиг образцов проводился при температурах 300, 350, 370, 400, 450, 495 и 520 °С. Выбор температурного диапазона обусловлен данными ДСК и ПЭМ, представленными ранее в разделе 4.2, при котором наблюдается снижение твердости для последующего передела деформационной обработки. Температура отжига 520 °С установлена для выявления характерных браковочных признаков термической обработки материала. Время выдержки при соответствующих температурах составляло 1, 2, 8 и 16 часов с последующим охлаждением на воздухе.

Как показано ранее в разделах 3.2.2 и 4.2, микроструктура образцов из сплава Д16 в исходном состоянии состоит из твердого раствора легирующих компонентов в кристаллической решетке алюминия, а также характерной для сплава неравновесной эвтектикой по границам зерен в виде непрерывных ободков. В структуре присутствуют выделения S–фазы. В таблице 5.1 приведена микроструктура образцов из сплава Д16 при варьировании температуры отжига и времени выдержки.

Таблица 5.1 - Микроструктура образцов из сплава Д16 при варьировании температуры отжига и времени выдержки

Т, °С	Время выдержки, час			
	1	2	8	16
300				
350				
370				
400				
450				
495				
520				

На рисунке 5.1 представлены зависимости значений форм-фактора зерна и микротвердости образцов из сплава Д16 от температуры и времени выдержки.

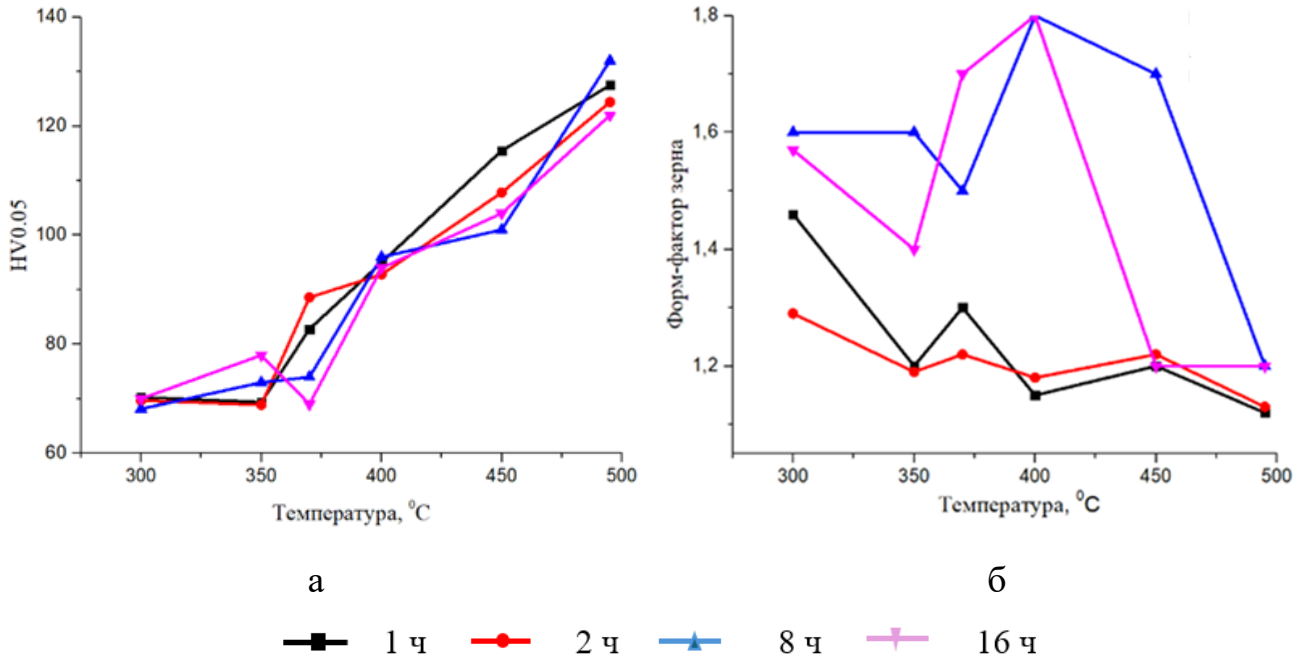


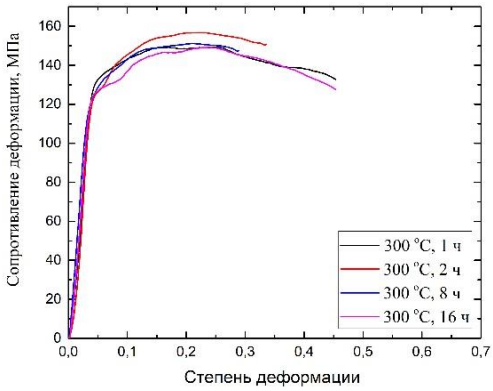
Рисунок 5.1 - Зависимости микротвердости (а) и форм-фактора зерна (б) от температуры отжига сплава Д16

Систематизированные данные микроструктурных исследований после отжига свидетельствуют о формировании первых равноосных зерен ниже 400 °C с умеренным ростом размера при увеличении выдержки (минимальный эффект для 1–2 час); выше 400 °C зерна приобретают равноосную морфологию, выдержка преимущественно стимулирует их рост, а превышение 500 °C провоцирует локальные пережоги с оплавлением границ и грубой эвтектикой. Оптимальные параметры - 370–400 °C при 2–8 час выдержки - обеспечивают равноосную структуру без дефектов, в то время как выдержка в 1 час недостаточна для ликвидации анизотропии, а 16 часов избыточна.

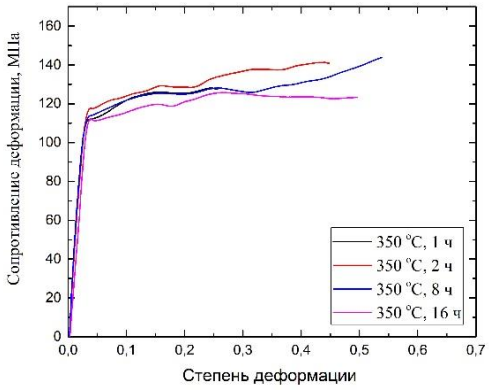
5.1.2 Определение сопротивления деформации сплава Д16

Характеристики сопротивления деформации являются ключевыми для оценки технологических свойств материала. На их основе рассчитываются энергосиловые параметры процессов пластической деформации и возможности формоизменения без разрушения. Кривые сопротивления деформации при различных температурах и длительностях выдержки представлены на рисунке 5.2.

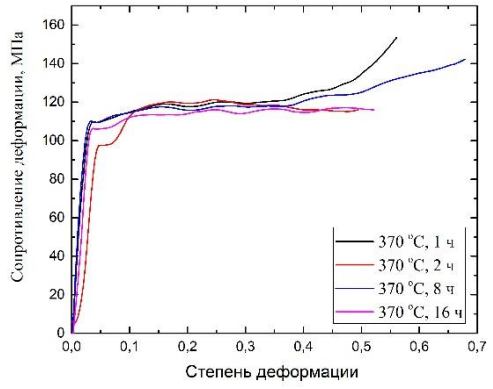
Как видно из приведенных диаграмм, увеличение времени выдержки до 16 часов не оказывает влияния на сопротивление деформации материала. Увеличение температуры свыше 495 °С приводит к снижению сопротивления деформации, что обусловлено формированием сплошных прослоек S–фазы, как показано ранее в разделе 4.2.



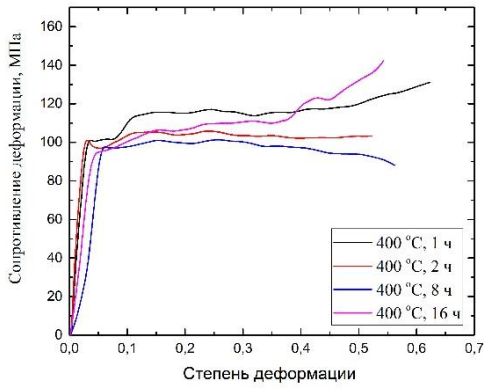
а



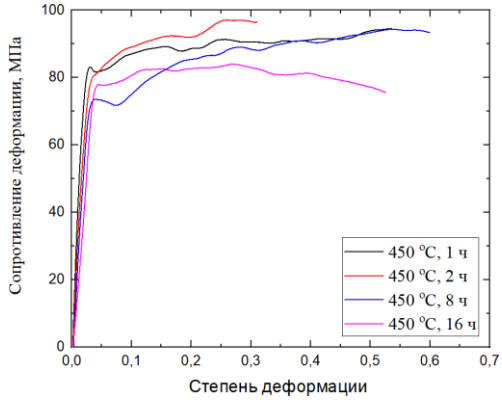
б



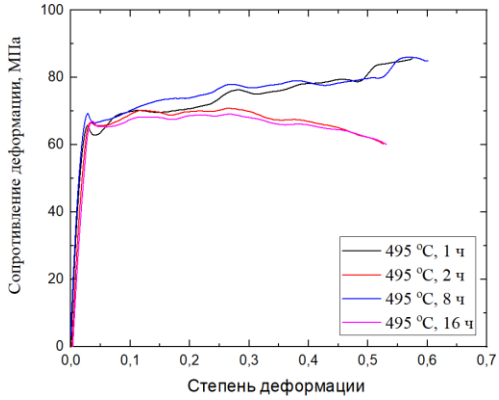
в



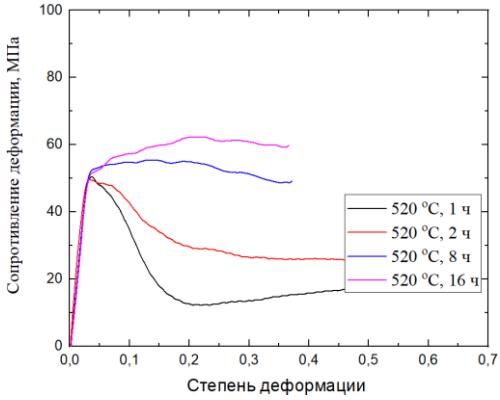
г



д



е

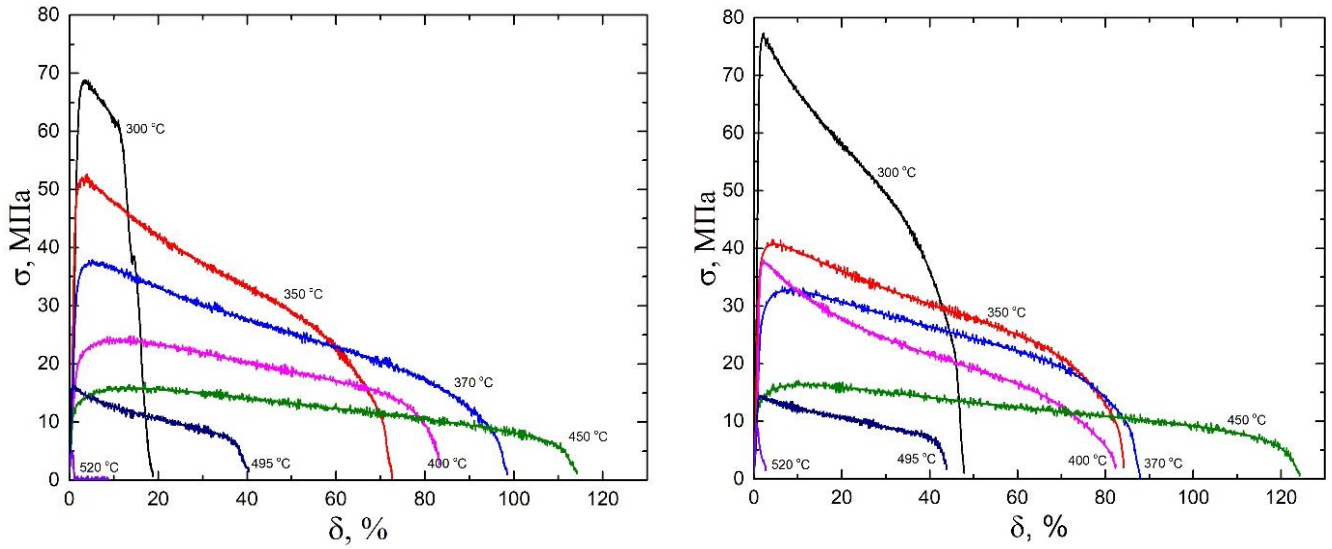


ж

Рисунок 5.2 - Диаграммы сопротивления деформации образцов из сплава Д16: температура отжига 300 (а), 350 (б), 370 (в), 400 (г), 450 (д), 495 (е) и 520 °С (ж); температура испытания 480 °С

5.1.3 Исследование механических свойств сплава Д16 при повышенных температурах

Полученные результаты характеризуют комплекс прочностных и пластических характеристик исследуемого сплава в зависимости от температуры нагрева и времени выдержки. Диаграммы растяжения приведены на рисунке 5.3.



а б

Рисунок 5.3 - Диаграммы растяжения образцов из сплава Д16 при длительности выдержки 8 (а) и 16 часов (б); температура испытания указана на диаграммах

Как видно из приведенных диаграмм, повышение температуры отжига выше 450 °С приводит к существенному снижению уровня пластических характеристик. В тоже время увеличение продолжительности выдержки с 8 до 16 часов не оказывает решающего влияния на формируемый комплекс свойств.

5.2 Влияние параметров термической обработки на структуру и свойства алюминиевого сплава АД33

5.2.1 Исследование микроструктуры и микротвердости сплава АД33

На основании ранее проведенных исследований образцов из сплава Д16, количество испытаний образцов из сплава АД33 сокращено: заданы температуры отжига 370, 400 и 520 °С при длительности выдержки 2 и 8 часов. Как показано ранее в разделе 3.1.2 и 4.1, микроструктура образцов из сплава АД33 в исходном состоянии состоит из твердого раствора на основе алюминия и частиц силицида магния Mg_2Si. В таблице 5.2 приведена микроструктура образцов из сплава АД33 при варьировании температуры отжига и времени выдержки. Микроструктура образцов после отжига при 370–400 °С вне зависимости от длительности выдержки соответствует исходному недеформированному состоянию. В то время как отжиг при температуре 520 °С приводит к образованию в структуре сплава АД33 сетки эвтектик и цепочки пор, что соответствует структурному дефекту в виде пережога.

На рисунке 5.4 представлены зависимости форм-фактора зерна и микротвердости сплава АД33 от температуры и времени выдержки при отжиге.

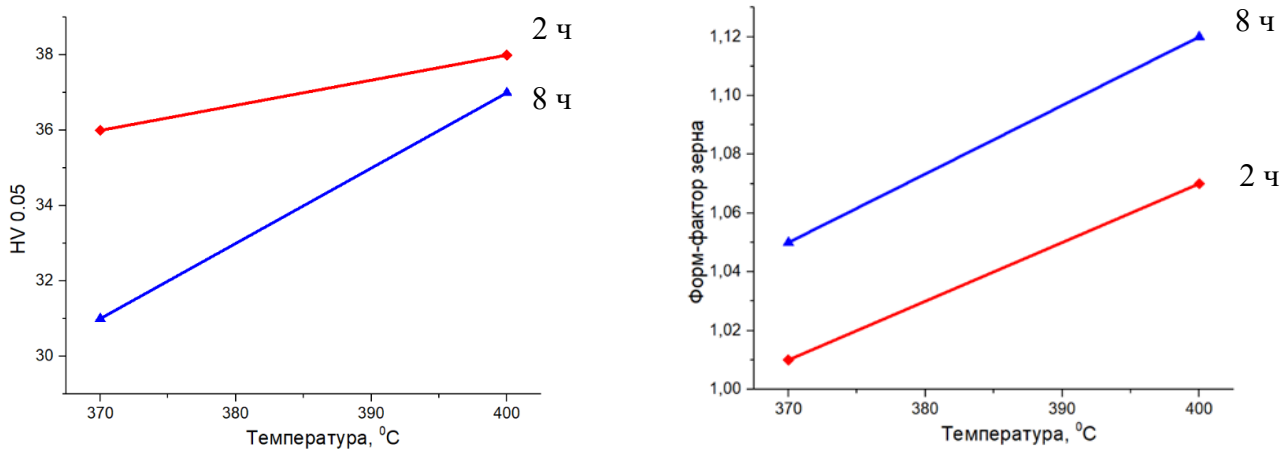
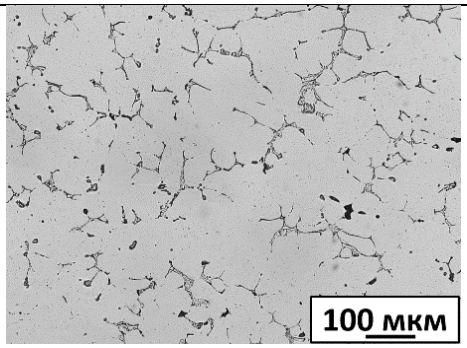
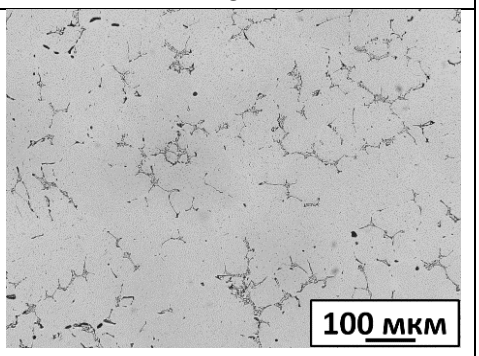
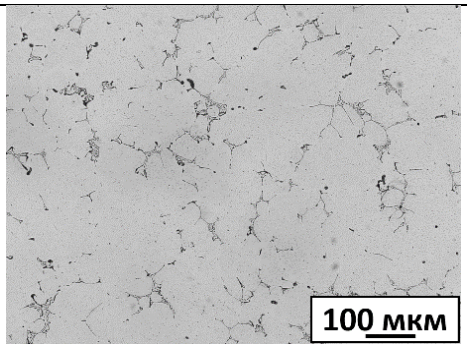
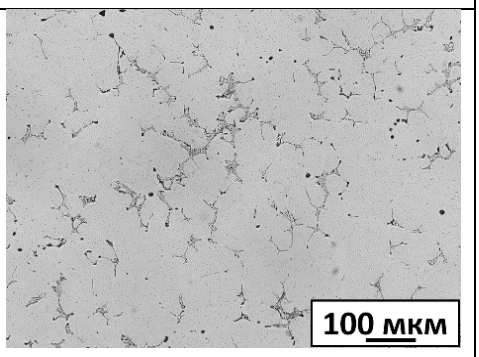
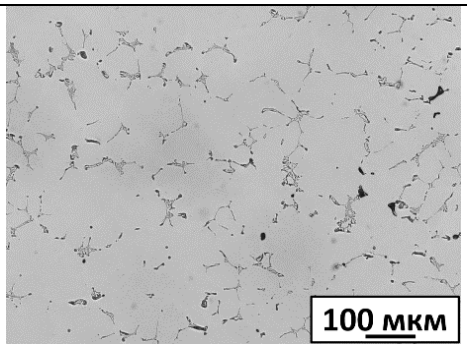
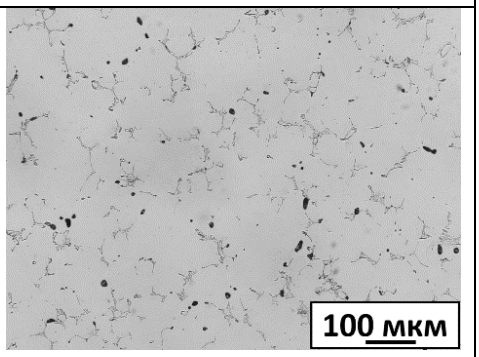


Рисунок 5.4 - Зависимости микротвердости (а) и форм-фактора зерна (б) от температуры отжига сплава АД33 при времени выдержки 2 и 8 часов

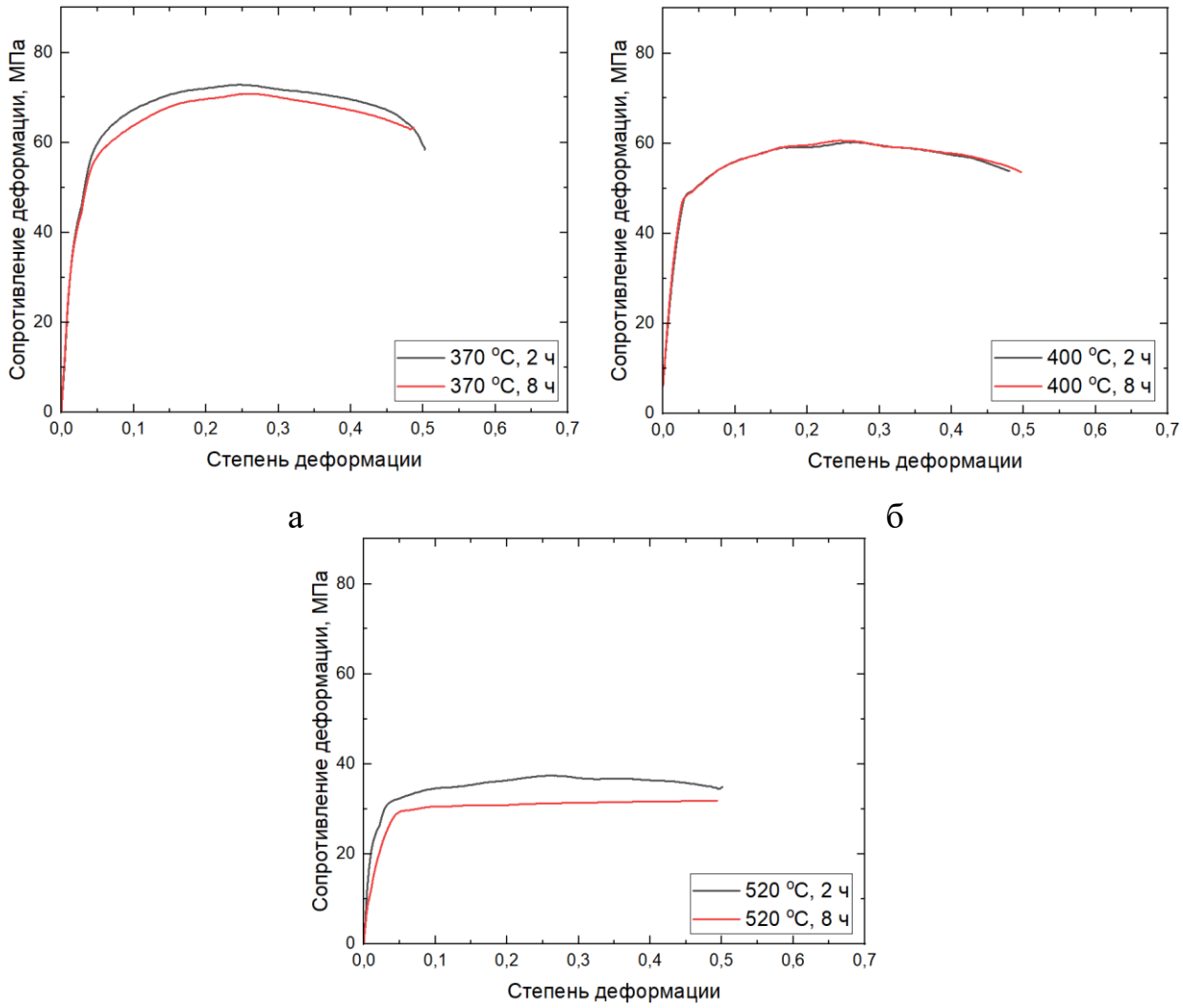
Таблица 5.2 - Микроструктура образцов из сплава АД33 при варьировании температуры отжига и времени выдержки

T, °C	Время выдержки, час	
	2	8
370		
400		
520		

В отличие от сплава Д16, деформация при прессовании сплава АД33 практически не приводит к вытягиванию зерен, соответственно форм-фактор зерна выходного конца пресс-изделия слабо отличается от исходного состояния; с ростом температуры отжига его значения также остаются практически неизменными, что подтверждается данными ДСК и ПЭМ. Микротвердость сплава АД33, как и для сплава Д16, увеличивается с повышением температуры отжига, однако прирост составляет до 40 % (для сплава Д16 прирост составляет до 70 %). Время выдержки не оказывает значительного влияния на структуру и микротвердость сплава АД33.

5.2.2 Определение сопротивления деформации сплава АД33

Кривые сопротивления деформации при различных температурах и длительности выдержки представлены на рисунке 5.5. На диаграммах показано, что увеличение времени выдержки до 8 часов не оказывает значительного влияния на сопротивление деформации, тогда как повышение температуры до 520°С приводит к резкому падению сопротивления деформации, что обусловлено формированием зернограничных образований фазы $(CuFeMn)_3Si_2Al_{15}$ сложной формы, как показано ранее в разделе 4.1.



а б

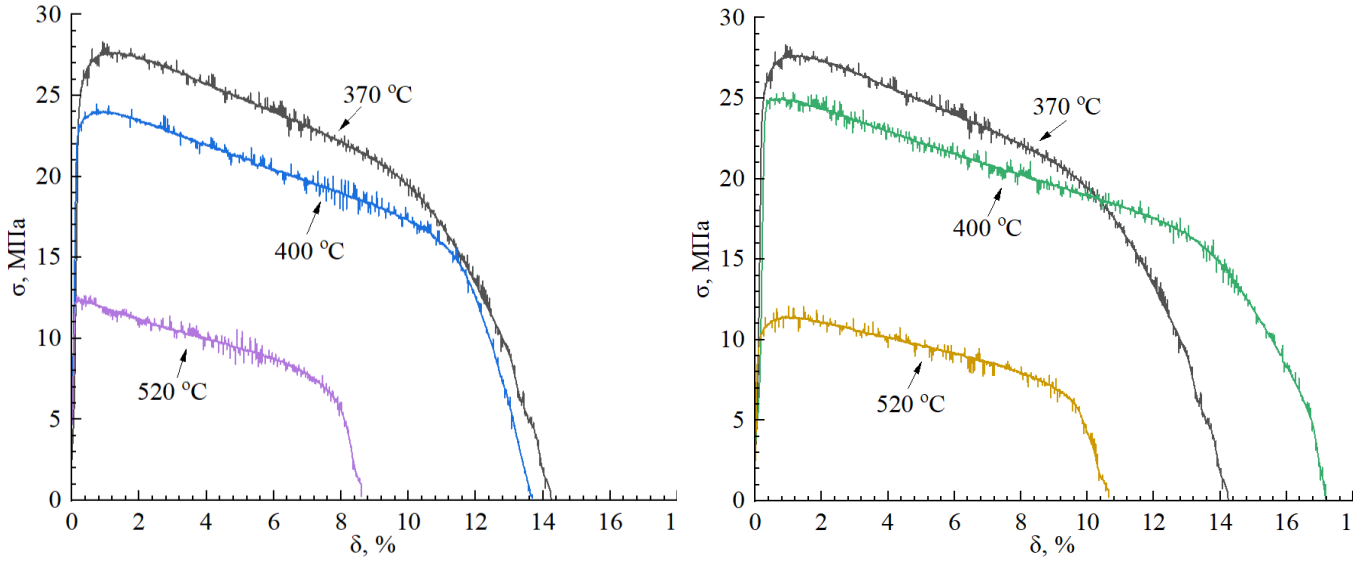
в

Рисунок 5.5 - Диаграммы сопротивления деформации образцов из сплава АД33: температура отжига 370 (а), 400 (б) и 520 °С (в); температура испытания 500 °С

Как видно из рисунков 5.2 и 5.5, деформационное поведение сплавов АД33 и Д16 существенно отличается: у сплава АД33 после резкого роста сопротивления деформации при степени деформации 0,05 наблюдается монотонное увеличение сопротивления деформации. Сплав Д16 демонстрирует в начале испытания немонотонное деформирование, наблюдаются участки падения сопротивления деформации. По данным ПЭМ, указанный эффект обусловлен выделением частиц S– и T–фазы.

5.2.3 Исследование механических свойств сплава АД33 при повышенных температурах

На рисунке 5.6 представлены диаграммы «напряжение-деформация» для различных температур отжига и длительности выдержки.



а б

Рисунок 5.6 - Диаграммы растяжения образцов из сплава АД33 при длительности выдержки 2 (а) и 8 часов (б); температура испытания указана на диаграммах

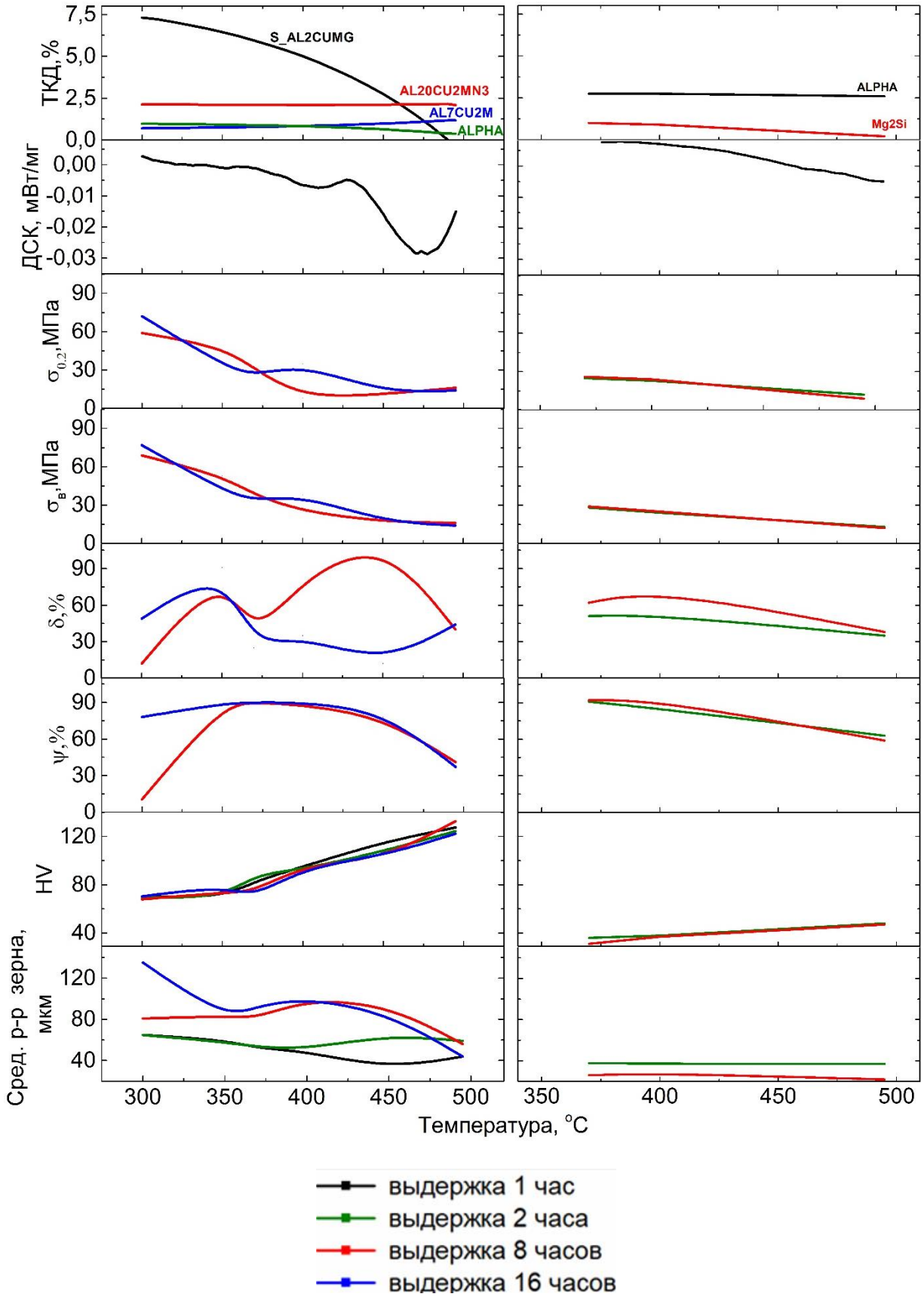
Наблюдается тенденция к снижению прочностных свойств при повышении температуры отжига до 400 °C, при этом увеличение времени выдержки с 2 до 8 часов

не оказывает заметного влияния. Наилучшие пластические свойства показали образцы после отжига при 370 °С с выдержкой в течение 2 часов и после отжига при 400 °С с длительностью выдержки 8 часов.

5.3 Комплексная оценка влияния параметров термической обработки

На примере выходных концов прессованных полуфабрикатов из алюминиевых сплавов АД33 и Д16 получен комплекс механических свойств и исследованы закономерности эволюции микроструктуры в зависимости от времени выдержки и температуры термической обработки. Для анализа полученных данных построены температурные зависимости: количества содержания фаз, энтальпии превращения, значений относительного удлинения и сужения, предела текучести, временного сопротивления, микротвердости, среднего размера зерна от температуры отжига и времени выдержки. Результаты представлены на рисунке 5.7.

Из приведенных на рисунке 5.7, б сводных диаграмм механических свойств образцов из сплава АД33 видно, что с повышением температуры выше 400 °С значения пластических характеристик монотонно снижаются. Показано, что увеличение времени выдержки до 8 часов не оказывает значительного влияния на пластические свойства сплава. Повышение температуры отжига до 400 °С не приводит к существенным изменениям прочностных характеристик сплава АД33. Установлено, что при увеличении температуры отжига наблюдается тенденция к снижению сопротивления деформации сплава. В то же время увеличение времени выдержки с 2 до 8 часов ярко выраженного эффекта не имеет.



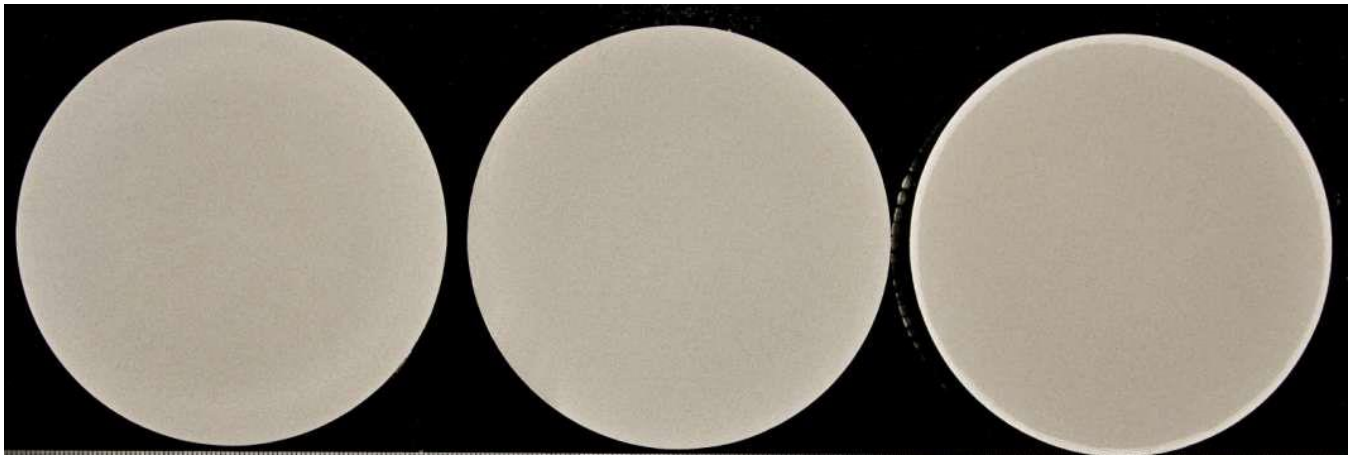
а б

Рисунок 5.7 - Влияние термической обработки на механические свойства и размер зерна алюминиевых сплавов Д16 (а) и АД33 (б)

При испытании образцов из сплава Д16 с временем выдержки 8 и 16 часов, при температурах свыше 495 °С наблюдается значительное снижение прочностных и пластических свойств, что свидетельствует о формировании сплошных прослоек S–фазы по границам зерен, которые являются местами локального оплавления сплава. С увеличением температуры отжига сопротивление деформации исследуемого сплава Д16 снижается. При температуре отжига 400 °С отмечено влияние времени выдержки на сопротивление деформации по мере увеличения степени деформации. Таким образом, наиболее стабильный результат с точки зрения технологических свойств материала при совместном отжиге двух сплавов соответствует температурному интервалу 370–400 °С при длительности выдержки от 2 до 8 часов.

5.4 Структура и свойства прутков из сплавов АД33 и Д16 после отжига и повторного прессования

По результатам подбора температурно-временных параметров термической обработки, описанных в разделе 5, проведен отжиг выходных концов из сплавов АД33 и Д16 по режиму: температура 370–400 °С в течение 2 часов. Для оценки влияния термической обработки на конечные свойства материала, имеющего технологическую наследственность, выходные концы прессованной заготовки диаметром 350 мм подвергли повторному прессованию на меньший диаметр. В макроструктуре утяжинного конца прутка диаметром 76 мм (рисунок 5.8) присутствует крупнокристаллический ободок до 3 мм. Макроструктура средней части и выходного конца мелкозернистая, однородная.



а б в

Рисунок 5.8 - Макроструктура прутка диаметром 76,2 мм из сплава АД33: выходной конец (а), середина (б), утяжинный конец (в)

Микроструктура прутков обоих исследованных сплавов (рисунок 5.9) соответствует деформированному состоянию сплава. Средний размер зерна в основном объеме прутка (исключая зону ККО) - менее 30 мкм.



а б в

Рисунок 5.9 - Микроструктура прутка диаметром 76,2 мм из сплава АД33: выходной конец (а), середина (б), утяжинный конец (в)

Результаты испытаний механических свойств, приведенных в таблице 5.3, соответствуют требованиям НД.

Таблица 5.3 - Механические свойства образцов из сплавов АД33 и Д16 после отжига и повторного прессования

Место вырезки образцов	АД33			Д16		
	σ_B, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	σ_B, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %
Середина	193	119	23,6	305	165	13,5
ГОСТ 21488–2025	≥ 175	≥ 110	≥ 15,0	≥ 245	≥ 120	≥ 12,0

ВЫВОДЫ К РАЗДЕЛУ 5

1. Показано, что увеличение времени выдержки до 16 часов не дает существенного преимущества по сравнению с выдержкой в течение 8 часов с точки зрения улучшения механических свойств, в то время как выдержка в 1 час недостаточна для ликвидации анизотропии свойств выходного конца прессованного полуфабриката.

2. Определен оптимальный диапазон температуры для совместного отжига алюминиевых сплавов АД33 и Д16, имеющих технологическую наследственность структурного состояния, обусловленную предыдущим переделом деформирования.

3. Показано, что выходные концы пресс-изделия, подвергнутые термической обработке при температуре 370–400 °С с длительностью выдержки 2-8 часов, можно повторно вовлечь в производство с целью получения изделия меньшего диаметра. Сдаточные характеристики изделия после цикла повторного прессования удовлетворяют требованиям НД.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Выполнен комплексный анализ влияния параметров термической обработки (отжига) на особенности формирования микроструктуры и комплекса механических свойств выходных концов пресс-изделий из деформируемых алюминиевых сплавов АД33 и Д16, позволяющий обосновывать температурно-временные параметры промежуточной термообработки деформированных полуфабрикатов, что подтверждено реализацией в условиях промышленного производства.

2. Выходной конец пресс-изделий из сплавов АД33 и Д16 в центре поперечного сечения обнаруживает крупнозернистое строение, свойственное сплаву в исходном состоянии после полунепрерывного литья. В средней и утяжинной частях прутков структура сплавов АД33 и Д16 однородна, зафиксировано протекание динамической рекристаллизации и динамической полигонизации, в большей степени для сплава Д16. Экспериментально показано, что накопленная степень деформации выходного конца пресс-изделия не позволяет обеспечить требуемый уровень механических характеристик после цикла повторного прессования.

3. Для сплава АД33, имеющего технологическую наследственность, установлено, что при нагреве в интервале температур 180–475 °С происходит выделение основной упрочняющей фазы Mg_2Si, частицы которой имеют разную форму и размеры. При температуре 385 °С частицы Mg_2Si приобретают форму пластин с правильной огранкой. Частицы комплексного интерметаллида $(CuFeMn)_3Si_2Al_{15}$, который присутствует в сплаве при всех исследованных температурах, при увеличении температуры отжига формируют прослойки сложной формы. В сплаве Д16, обладающем технологической наследственностью, после отжига в температурном интервале 220–260 °С происходит интенсивное выделение частиц S–фазы Al_2CuMg и T–фазы $Al_{20}Cu_2Mn_3$. После отжига при температурах 350–390 °С упрочняющие полукогерентные частицы S–фазы растворяются, а в результате коагуляции образуются крупные частицы некогерентной фазы, не упрочняющей

сплав. Отжиг при температуре 475 °С привел к формированию сплошных прослоек S–фазы.

4. Установлено, что для сплавов АД33 и Д16 исследованного химического состава температурный интервал термической обработки 370–400 °С в течение от 2 до 8 часов способствует устранению технологической наследственности предыдущего передела деформирования и после цикла повторного прессования позволяет получить заданные структуру и механические характеристики материала. Внедрение результатов работы позволило повысить выход годного при производстве прутков сплавов систем Al–Mg–Si и Al–Cu–Mg первых 5 переделов прессования на 10–12 % при каждом переходе за счет снижения технологических отходов металла, а также снизить энергоемкость процесса термообработки благодаря оптимизации температурно-временного диапазона предварительной термообработки заготовок перед повторным прессованием.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Evolutionary in Solid State Recycling Techniques of Aluminium: A review / Shazarel Shamsudin et al. // Procedia CIRP 40. – 2016. – P. 256 – 261.

2. Ресурсо- и экологосберегающие технологии производства вторичных алюминиевых сплавов / И. Ф. Селянин, В. Б. Деев, А. В. Кухаренко // Известия вузов. Цветная металлургия. 2015. – № 2. – С. 20 – 25.

3. Aluminum recycling, innovations and future perspectives: a systematic literature review / Rosa, Silvio C.F. da at al. // International Journal of Development Research. – №12 (02). – P. 54035–54039.

4. Черный Сергей Анатольевич. Эколого-экономическая эффективность переработки металлургических отходов (на примере редкометалльного производства ОАО "Соликамский магниевый завод"): диссертация кандидата экономических наук: 08.00.05 / Черный Сергей Анатольевич; [Место защиты: Московский государственный университет]. – Москва, 2009. – 155 с.: ил.

5. Алюминиевые сплавы: свойства, обработка, применение [Текст]: [справочник] / отв. ред. Х. Нильсен и др.; пер. с нем. с 13–го перераб. и доп. изд. под ред. М. Е. Дрица, Л. Х. Райтбарга. – Москва: Металлургия, 1979. – 678 с.: ил.; 22 см.

6. Промышленные алюминиевые сплавы: Справ.изд. / С. Г. Алиева, М. Б. Альтман, С. М. Амбарцумян и др. 2–е изд., перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1984. – 528 с.

7. А. П. Гуляев Металловедение. Учебник для вузов. 6–е изд., перераб. и доп. М.: Металлургия, 1986. – 544 с.

8. Влияние примесей на электросопротивление меди и алюминия / Н. Е. Фомин, В. И. Ивлев, В. А. Юдин // Вестник Мордовского университета. – 2014. – № 1. – С. 50–57.

9. Материаловедение: учеб. для студентов вузов / В. С. Кушнер, А. С. Верещака, А. Г. Схиртлазде, Д. А. Негров, О. Ю. Бургонова.; под ред. В. С. Кушнера. Омск: Изд-во ОмГТУ, 2008. – 232 с.

10. Микроскопическое исследование структуры алюминиевых сплавов: методические указания к выполнению практической работы по курсу «Термическая обработка металлов и сплавов» для бакалавров по направлению 150400 «Металлургия» очной формы обучения / Сост. Д. В. Валуев. – Юрга: Изд-во Юргинского технологического института (филиала) Томского политехнического университета, 2014. – 16с.

11. Cast aluminium alloys / Christian Vargel // Corrosion of Aluminium. – 2020. – P. 21–23.

12. The Effect of Cold Rolling on the Corrosion Behaviour of 5083 Aluminium Alloys / C. N. Panagopoulos, Emmanuel Georgiou // Metals. – 2024. – 14 (2):59. – P. 1–13.

13. Тенденции развития деформируемых сплавов системы Al–Mg–Si–(Cu). Часть 1 (обзор) / И. Бенариеб, Л. Б. Бер, К. В. Антипов, С. В. Сбитнева // Авиационные материалы и технологии, 2019. – №3 (56).

14. Processing map and hot deformation behavior of squeeze cast 6082 aluminum alloy / Lei Deng, et al // Trans. Nonferrous Met. Soc. China. – 2022. – Vol. 32. – №7. – P. 2150 – 2163.

15. Influence of copper content on the structure and properties of aluminium alloys / B. Płonka, K. Żyłka, K. Remsak, M. Rajda, J. Zdunek, D. Moszczyńska // Archives of Civil and Mechanical Engineering. – 2024. – Vol.24:8. – P. 1–11.

16. Investigation of surface cracking of hot-extruded AA7075 billet / Sukunthakan Ngernbamrung et al. // Procedia Manufacturing. – 2018. – Vol. 15. – P. 217–224.

17. Н. И. Колобнев Л. Б. Хохлатова, Е. А. Лукина. Тенденции развития алюминий – литиевых сплавов и технологии их обработки / под общ.ред. Е. Н. Каблова. – М.: ВИАМ, 2019. – 367 с.: ил.

18. Направления развития перспективных алюминий–литиевых сплавов для авиационно–космической техники (обзор) / М. С. Оглодков, Н. Д. Щетинина, А. С. Рудченко и др. // Авиационные материалы и технологии, 2020. – № 1 (58). – С. 19–29.

19. Исследование влияния фазового состава на термическое расширение и механические свойства сплавов Al–Cu–Li / А. А. Ашмарин, М. И. Гордеева, С. Я. Бецофен и др. // Известия высших учебных заведений. Цветная металлургия, 2023. – № 5 (29). – С. 57–68.

20. Status and prospects for aluminium–lithium alloys in aircraft structures / R. J. H. Wanhill // Int. J. Fatigue. – 1994. – Vol. 16 (1). – P. 3–20.

21. Разработка реологической модели горячей деформации на примере алюминий–литиевых сплавов 1424 и В–1461 / Ф. В. Гречников, Я. А. Ерисов, С. В. Сурудин и др. // Известия высших учебных заведений. Цветная металлургия, 2020. – № 6. – С. 44–51.

22. Применение методов математического моделирования при разработке режимов деформации алюминий–литиевых сплавов (обзор) / Н. Д. Щетинина, А. С. Рудченко, А. А. Селиванов // Труды ВИАМ, 2020. – № 8 (90). – С. 20–34.

23. Исследование влияния режимов термической обработки на структуру и свойства листов из алюминий–литиевого сплава В–1469 / К. В. Антипов, Ю. С. Оглодкова, С. В. Курынцев и др. // Труды ВИАМ, 2022. – № 11 (117). – С. 16–26.

24. Thermal and X–Ray microanalysis of alloys B–1461 ingots based on the system Al – Cu – Li / B. V. Ovsyannikov, V. M. Zamyatin, V. S. Mushnikov et al. // Metal Science and Heat Treatment. – 2014. – Vol. 56. – P. 291–296.

25. Исследование влияния режимов прокатки и термообработки на структуру и свойства листов из алюминий–литиевого сплава В–1461 / Я. А. Ерисов, Ф. В. Гречников, А. Ф. Гречникова // Известия Самарского научного центра Российской академии наук, 2019. – № 5 (91). – С. 5–10.

26. Prediction of macroscopic anisotropy in rolled aluminum-lithium sheet / Choia S.–H., Barlat F. // Scripta Mater. – 1999. – 41(9). – P. 981–987.

27. Влияние кристаллографических ориентировок на свойства плит из Al–Li–сплавов В–1461 и 1424 / О. А. Сетюков, Н. И. Колобнев, Л. Б. Хохлатова и др. // Технология легких сплавов, 2010. – № 1. – С. 100–106.

28. ГОСТ 4784 – 2019. Алюминий и сплавы алюминиевые деформируемые. Марки.

29. Никитин В. И. Жаропрочность, пластичность и коррозия авиаля. – Москва: Металлургия, 1978. – 152 с. ил.; 20 см.

30. Справочник по алюминиевым сплавам [Текст] / [Ю. Г. Гольдер, В. М. Гришина, В. Е. Дорохина и др.]; Под ред. В. И. Елагина. – Москва: ВИЛС, 1978. – 132 с.: ил.: 26 см.

31. Фазовые равновесия и структурообразование сплавов на основе алюминия и магния для авиационной промышленности: учеб. пособие [Электронный ресурс]. – Электрон. текстовые и граф. данные (Мб) / Д. Г. Жиляков, О. В. Горожанкина, Е. Н. Федорова, В. А. Юрьева. – Воронеж: ФГБОУ ВО «Воронежский государственный технический университет», 2018.

32. Гуреева, Марина Алексеевна. Влияние микролегирования кальцием на структуру и свойства алюминиевых сплавов системы Al–Mg–Si: монография / М. А. Гуреева, О. Е. Грушко. – Москва: Русайнс, 2017 – 258 с.

33. Структура, свойства и применение сплавов системы Al–Mg–Si–(Cu) / Н. И. Колобнев, Л. Б. Бер, Л. Б. Хохлатова, Д. К. Рябов // Металловедение и термическая обработка, 2011. – №9.

34. Оценка влияния размеров зон Гинье–Престона на упрочнение алюминиевого сплава / Ю. В. Чапкова // Известия ТулГУ. Технические науки, 2014. – Вып.11. Ч.1.

35. The Composition of FineScale precipitates in Al–Mg–Si Alloys / G. A. Edwards, K. Stiller, G. L. Dunlop, and M. J. Couper // Materials Science Forum. – 1996. – P. 713–718.

36. Stability of metastable phases and microstructures in the ageing process of Al–Mg–Si ternary alloys / M. Takeda, F. Ohkubo, T. Shirai, and K. Fukui // Journal of materials science. – 1998. – Vol. 33. – P. 2385–2390.

37. The crystal structure of the β" phase in Al–Mg–Si alloys / S. J. Andersen, H. W. Zandbergen, J. Jansen, C. Træholt, U. Tundal, and O. Reiso // Acta Materialia. – 1998. – Vol.6. – P. 3283–3298.

38. Pre–Precipitate Clusters and Precipitation Process in Al–Mg–Si Alloys / M. Murayama and K. Hono // Acta Materiala. – 1999. – Vol. 47. – P.1537–1548.

39. Atomic model for GP zones in a 6082 Al–Mg–Si system / C. D. Marioara, S. J. Andersen, J. Jansen, and H. W. Zandbergen // Acta Materialia. – 2001. – Vol. 49 (2). – P. 321–328.

40. Crystal structure of the orthorhombic U2–Al4Mg4Si4 precipitate in the Al–Mg–Si alloy system and its relation to the β' and β" phases / A. S. J. Andersen, C. D. Marioara, A. Frøseth, R. Vissers, and H. W. Zandbergen // Materials Science and Engineering. – 2005. – Vol. 390. – P. 127–138.

41. Post– β” phases and their influence on microstructure and hardness in 6xxx Al–Mg–Si alloys / C. D. Marioara, H. Nordmark, S. J. Andersen, and R. Holmestad // Journal of materials science. – 2006. – Vol. 41. – P. 471–478.

42. The crystal structure of the β' phase in Al–Mg–Si alloys / R. Vissers, J. Jansen, M. A. van Huis, H. W. Zandbergen, C. D. Marioara, and S. J. Andersen // ActaMaterialia. – 2007. – Vol. 55. – P. 3815–3823.

43. Composition of β" precipitates in Al–Mg–Si alloys by atom probe tomography and first principles calculations / Hasting et al. // Journal of Applied Physics. – 2009. – Vol. 106 (12). – P. 123527–123527–9.

44. Особенности деформации алюминиевого сплава при действии импульсного тока / В. В. Столяров, И. Г. Бродова // Машиностроение и инженерное образование, 2013. – № 2. – С. 39–43.

45. Исследование режима старения прессованных профилей из сплава АД33 / Е. В. Первухин // Материаловедение и металлофизика легких сплавов: международная научная школа для молодежи. – Екатеринбург, 2010. – С. 112–113.

46. Effect of Fe Content on the Microstructure and Properties of Hot-extruded 6061 Aluminum Alloy / Yanda Wu et al // Journal of Physics Conference Series. 2021. – Vol. 1986 (1). – 012011.

47. Влияние химического состава на структуру и свойства сплава системы Al–Mg–Si / А. О. Кузнецов, М. С. Оглодков, А. А. Климкина // Труды ВИАМ, 2018. – № 7.

48. Алюминиевые сплавы (Состав, свойства, технология, применение). Справочник / В. М. Белецкий, Г. А. Кривов // под общей редакцией академика РАН И. Н. Фридляндера – К.: «Коминтех», 2005 – 365 с.

49. Шеметев, Г. Ф. Алюминиевые сплавы: Составы, свойства, применение. Учебное пособие по курсу «Производство отливок из сплавов цветных металлов» Часть I (электронный ресурс), Санкт–Петербург, 2012.

50. Диаграммы состояния тройных систем : учебное пособие / В. В. Березовская, Е. А. Ишина, Н. Н. Озерец; [научный редактор В. Р. Бараз]. – 3–е изд., перераб. и доп. – Екатеринбург: Издательство Уральского университета, 2016. – 120 с.

51. Колачев, Б. А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов [Текст]: учеб. пособие / Б.А. Колачев. – М.: Металлургия, 1981.

52. Материаловедение. Версия 1.0 [Электронный ресурс]: электрон. учеб. пособие / В. С. Биронт, Т. А. Орелкина, Т. Н. Дроздова и др. – Электрон. дан. (9 Мб). – Красноярск: ИПК СФУ, 2008.

53. Фазовый состав деформируемых алюминиевых сплавов Д16 и В95 с количественной оценкой пережога разных стадий развития / Р. А. Воробьев, С. А. Сорокина, В. В. Евстифеева // Известия вузов. Цветная металлургия, 2020. – № 1. – С. 68–78.

54. Колобнев, Н. И. Начальные стадии пережога в полуфабрикатах из сплава Д16. Технологии легких сплавов, 1996. – № 6. – С. 3–40.

55. Comparison of mechanical behaviour of microstructures of 2024 aluminium alloy containing precipitates of different morphologies / A. Staszczyk, J. Sawicki // IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. – 2020. – Vol. 743 (1): 012052.

56. Технология прессования профилей из легких сплавов: метод. указания / сост.: В. Р. Каргин, Б. В. Каргин, Е. В. Арышенский. – Самара: Изд–во СГАУ, 2012. – 54 с.

57. Прессование с активным действием сил трения / В. Л. Бережной, В. Н. Щерба, А. И. Батурин. – М.: Металлургия, 1988. – 296 с.

58. Прессование алюминиевых сплавов / Г. Я. Гун, В. Н. Яковлев, Б. А. Прудковский. – М.: Металлургия, 1974. – 362 с.

59. Непрерывное прессование со сваркой алюминиевых сплавов / В. Н. Корнилов. – Красноярск, 1993. – 216 с.

60. Прессование алюминиевых сплавов / В. А. Кузьменко. – М.: Металлургия, 1986.– 108 с.

61. Райтбарг, Л. Х. Производство прессованных профилей [Текст] / Л. Х. Райтбарг. – М.: Металлургия, 1984. – 264 с.

62. Теория прессования металлов / И. Л. Перлин, Л. Х. Райтбарг. – М.: Металлургия, 1975. – 448 с.

63. Технологическое оборудование для прессования металла / И. А. Щур. – М.: Металлургия, 1994. – 96 с.

64. Прессование: учеб. пособие / А. П. Быков, В. Р. Каргин, Б. В. Каргин. – Самара: Изд-во Международного института рынка, 2010. — 147 с.: ил.

65. Бережной В. Л., Щерба В. Н., Батурин А. И. Прессование с активным действием сил трения. М.: Металлургия, 1988. – 296 с.

66. Грабарник Л. М., Нагайцев А. А. Прессование цветных металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1983. – 240 с.

67. Ерманок М. З., Фейгин В. И. Производство профилей из алюминиевых сплавов. – М.: Металлургия, 1972. – 272 с.

68. Кузьменко В. А. Прессование алюминиевых сплавов. – М.: Металлургия, 1986. – 108 с.

69. Производство полуфабрикатов из алюминиевых сплавов: Справочник. – М.: Металлургия, 1985. – 350 с.

70. ГОСТ 8617–81. Профили, прессованные из алюминия и алюминиевых сплавов. Технические условия. М.: Изд-во стандартов, 1984. – 25 с.

71. Профили прессованные из алюминиевых и магниевых сплавов. Кн. 1. Справочник-каталог /Б. И. Бондарев, Г. В. Лытнева, Ф. В. Николаев и др. – М.: Металлургия, 1989. – 560 с.

72. Райтбарг Л. Х. Прессование легких сплавов. – М.: Металлургия, 1988. – 160 с.

73. Технология обработки давлением цветных металлов и сплавов / А. В. Зиновьев, А. И. Колпашников, П. И. Полухин и др. – М.: Металлургия. 1992. – 512 с.

74. Щерба В. Н. Прессование алюминиевых сплавов. – М.: Интермет Инжиринг, 2001. – 768 с.

75. On the possibility of reducing the depth of a shrinkage cavity in single–channel pressing of AV (1340) alumi–num alloy rods by means of press–washers of new design // A. V. Razinkin // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. – 2025. – Iss. 1. – P. 23–35.

76. A study on material flow in isothermal extrusion by FEM simulation / Z. Peng and T. Sheppard // Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering. – 2004. – Vol. 12(5). – P.745–763.

77. Бережной, В. Л. Анализ и формализация представлений о неравномерности деформации для технологического развития прессования. Технология легких сплавов, 2013. – Т.1. – С. 40–57.

78. Through thickness variations of deformation texture in round profile extrusions of 6063–type aluminium alloy: Experiments, FEM and crystal plasticity modelling / K. Zhang, K. Marthinsen, B. Holmedal, T. Aukrust, A. Segatori // Materials Science and Engineering. – 2018. – 722. – P. 20 – 29.

79. Simulation of dynamic recrystallization in an Al–Mg–Si alloy during inhomogeneous hot deformation / Li J., Wu X., Liao B., Cao L. // Materials Today Communications. – 2021. – 29:102810.

80. Numerical modeling of the extrusion process of aluminum alloy 6xxx series section / A. Kawałek, T. Bajor, M. Kwapisz, S. Sawicki, J. Borowski // Journal of Chemical Technology and Metallurgy. – 2021. – 56 (2). – P. 375–381.

81. Деформации в нестационарной стадии прессования прутка из алюминиевого сплава с малым коэффициентом вытяжки / Ю. Н. Логинов, Г. В. Шимов, Н. И. Бушуева // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2022. – Т. 24, № 2. – С. 39–49.

82. Структурное состояние и деформации заготовки из алюминиевого сплава в начальной стадии прессования / Ю. Н. Логинов, А. В. Разинкин, Г. В. Шимов, Т. В. Мальцева, Н. И. Бушуева, Е. Г. Дымшакова, Н. А. Калинина // Известия вузов. Цветная металлургия, 2023. – № 29(2). – С. 29–37.

83. Макаров, Г. С. Развитие производства вторичного алюминия в России / Г. С. Макаров // Цветные металлы, 2004. – № 1. – С. 62–66.

84. Макаров, Г. С. Мировые тенденции в области переработки и применения вторичных алюминиевых сплавов / Г. С. Макаров // Технология литейных сплавов, 2004. – № 1. – С. 25–30.

85. Millbank, P. Aluminum recycling vital to global supply chain / P. Millbank // Alum. Int. Today. – 2004. – № 5. – P. 44–49.

86. Гогин, В. Б. Современные направления развития технологии рециклинга алюминия (по материалам 3–й конференции «Рециклинг алюминия», Москва 29–31 марта 2006 г.) / В. Б. Гогин, Д. А. Шадаев // Технология легких сплавов, 2006. – № 4. – С. 101–118.

87. Сайт Алюминиевой Ассоциации. https://www.aluminas.ru/.

88. Recent advances in the remelting process for recycling aluminium alloy chips: a critical review. / Chen, X., Saada, M.B., Lavisse, B. et al. // International Journal of Material Forming. – 2025. – 18:42.

89. Aluminium recycling: A critical review of iron–bearing intermetallics in aluminium alloys / H.R. Kotadia et al. // Materials Today Sustainability. – 2025. – 30 (6095): 101119.

90. A review of the upcycling of aluminum scrap and dross using molten salt electrolysis / M. Wang et al. // Resources, Conservation and Recycling. – 2025. – 220 (2): 108352.

91. Экологические проблемы получения вторичного алюминия / К. А. Шакина, Е. М. Проскурина // Сборник трудов МГТУ «Станкин», 2022. – Вып. 23: ПРОТЭК'22. – С. 140–144.

92. Наследственное модифицирование вторичных алюминиевых сплавов / Р. А. Фролов, А. А. Митяев и др. // Строительство, материаловедение, машиностроение, 2017. – Вып. 95. – С. 142–148.

93. Рециклинг: модный тренд или закономерное развитие металлургической отрасли / С.О. Сафонова, И.С. Пелымская // Весенние дни науки: сборник докладов Международной конференции студентов и молодых ученых. – Екатеринбург: УрФУ, 2022. – С. 407–410.

94. Secondary aluminium production and processing / Е. Н. Воронина (науч. рук. О. И. Сергиенко) // Сборник тезисов докладов конгресса молодых ученых. Электронное издание. – СПб: Университет ИТМО, 2024.

95. The impact of recycling on the mechanical properties of 6xxx series aluminum alloys / Wagstaff S.R. // Journal of Siberian Federal University. Engineering & Technologies. – 2018. – 11(4). – P. 409–418.

96. Теория термической обработки металлов: Учебник для вузов. 4–е изд., перераб. и доп.: И. И. Новиков: Металлургия, 1986. – 480 с.

97. Алюминиевые деформируемые конструкционные сплавы. И. Н. Фридляндер. М., «Металлургия», 1979. – 208 с.

98. Мондольфо, Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов / Л.Ф. Мондольфо. – М.: Металлургия, 1979. – 640 с.

99. Термическая обработка деформируемых алюминиевых сплавов = Heat treatment of wrought aluminium alloys / Н. И. Колобнев, Л. Б. Бер, С. Л. Цукров; под научной редакцией Е. Н. Каблова. – Москва: АПРАЛ, 2020. – 552 с.

100. Добаткин, В. И. Строение слитков деформируемых алюминиевых сплавов и его влияние на свойства изделий: дис. ... д–ра техн. наук / В. И. Добаткин. – В-Салда, 1955. – 289 с.

101. Evolution in texture and its through–thickness variations in Al–Mg–Si–extrusions: experiments and modelling / Zhang K., Marthinsen K., Holmedal B., Aukrust T., Segatori A. // ICAA16: Proceedings of the 16th International Aluminum Alloys Conference. – Canadian Institute of Mining, Metallurgy and Petroleum, 2018.

102. Структурная наследственность алюминиевого сплава, полученного аддитивным методом и модифицированного в условиях интенсивного термомеханического воздействия, на конечную структуру и свойства / Т. А. Калашникова,

А. В. Чумаевский, В. Е. Рубцов и др. // Известия вузов. Физика. – 2019. – Т. 62, № 9. – С. 26–33.

103. Microstructural and mechanical characterization after thermomechanical treatments in 6063 aluminum alloy / Monteiro W. A., Espósito I. M., Ferrari R. B., Buso S. J. // Materials Sciences and Applications. – 2011. – № 2. – P.1529–1541.

104. Fracture diagrams of semifinished products of alloy D16 with recrystallized and unrecrystallized structures // Metal Science and Heat Treatment. – 2004. – Т. 16, № 5.

105. Обоснование концентрации меди в термостойких деформируемых алюминиевых сплавах, содержащих 2 мас. % Mn / Н. А. Белов, Н. О. Короткова, П. К. Шуркин, А. А Аксенов // Физика металлов и металловедение. – 2020. – Т. 121, № 12. – С. 1315–1323.

106. Textures in Industrial Processes and Products / J. Hirsch // Materials Science Forum Vols. 702–703. P. 18–25.

107. Гетерогенность структуры при прокатке и отжиге алюминиевых сплавов / С. Я. Бецофен, О. Е. Осинцев, Ц. Фэн, С. А. Масюков // Металловедение и Термическая Обработка Металлов. – 2004. – № 9. – С. 14–19.

108. Effect of compression by a high omnidirectional pressure on the structure and some properties of P/M D16 alloy / A. Ya. Shinyaev, A. I. Kosarev, V. P. Modenov, G. P. Glazkova // Soviet Powder Metallurgy and Metal Ceramics. – 2004. – Т. 20, № 7. – С. 446–449.

109. Русаков А.А. Рентгенография металлов. – М. : Атомиздат, 1977. – 480 с.

110. Миркин Л.И. Рентгеноструктурный контроль машиностроительных материалов. – М. : Машиностроение, 1979. – 134 с.

111. ГОСТ 5639 – 82. Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна.

112. ГОСТ 21073.1 – 75. Металлы цветные. Определение величины зерна методом сравнения со шкалой микроструктур.

113. ISO 14577 – 1:2002. Metallic materials. Instrumented indentation test for hardness and materials parameters. Test method. – Part 1. – 2002.

114. ISO 14577 – 2:2015. Metallic materials. Instrumented indentation test for hardness and mate–rials parameters. Verification and calibration of testing machines. – Part 2. – 2015.

115. ГОСТ 1497 – 2023. Металлы. Методы испытаний на растяжение.

116. ГОСТ 9651 – 84. Металлы. Методы испытаний на растяжение при повышенных температурах.

117. Effects of Er/Sr/Cu additions on the microstructure and mechanical properties of Al–Mg alloy during hot extrusion / H. Che, X. Jiang, N. Qiao, X. Liu // Journal of Alloys and Compounds. – 2017. – 708:662 – 670.

118. Application of microindentation to the evaluation of strain distribution over the section of extruded aluminum alloy bars / V. P. Shveikin, I. S. Kamantsev, N. B. Pugacheva, S. M. Zadvorkin, E. I. Senaeva, A. V. Razinkin, T. V. Maltseva, N. A. Kalinina, T. M. Bykova, P. A. Skorynina, and E. A. Putilova // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. – 2023. – Iss. 6. – P. 45–64.

119. Свойства элементов. Ч. 1. Физические свойства. Справочник. Под ред. Г.В. Самсонова. М.: Металлургия, 1976. – 600 с.

120. Мальцев В.М. Металлография промышленных цветных металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1970. – 364 с.

121. On the significance of the H/E Ratio in wear control: a nanocom–posite coating approach to optimized tribological behavior / Leyland A., Matthews A. // Wear. – 2000. – Vol. 246. – P. 1–11.

122. Бородкина М. М., Спектор Э. Н. Рентгенографический анализ текстуры металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1981. – 272 с.

123. ГОСТ 21488 – 2025. Прутки прессованные из алюминия и алюминиевых сплавов. Технические условия.

124. Применение термомеханической обработки для повышения прочности прессованных прутков из алюминиевого сплава Д16 / Н. Б. Пугачева, А. В. Разинкин, И. С. Каманцев, Т. В. Мальцева, Н. А. Калинина // Металловедение и термическая обработка металлов, 2025. – № 1 (835). – С. 64–73.

125. Исследование влияния термической обработки на структуру, фазовый состав и механические свойства выходного конца прессованной заготовки из сплава АД33 / Н. А. Калинина, В. П. Швейкин, Н. Б. Пугачева // Технология легких сплавов, 2026. – №1. – С. 50 – 59.

126. Изменение микроструктуры и твердости сплава Д16 в температурном интервале 50–500 °С / Калинина Н.А., Швейкин В.П., Пугачева Н.Б. // Технология легких сплавов, 2026. – №2. – С. 15 – 25.

127. Елагин В. И., Ливанов В. А. Алюминиевые сплавы. Структура и свойства полуфабрикатов из алюминиевых сплавов. Справочник. М.: Металлургия, 1974. – 432 с.

128. Колачев Б. А., Елагин В. И., Ливанов В. А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. М.: МИМИМ. 2005. – 432 с.

129. Особенности структуры алюминиевого сплава Д16, интенсивно деформированного при температуре жидкого азота / Е. В. Автократова, С. В. Крымский, М. В. Маркушев, О. М. Мейдиков // Письма о материалах, 2011. – Т.1. № 2. – С. 92 – 95.

130. Edge interfaces of the Ω plates in a peak–aged Al–Cu–Mg–Ag alloy / M. R. Gazizov, A. O. Boev, C. D. Marioara, R. Holmestad, M. Yu. Gazizova, R. O. Kaibyshev // Materials Characterization. – 2022. – Vol. 185:111747.

131. Банных О. А., Будберг П. Б., Алисова С. П. и др. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа. М.: Металлургия, 1986. – 439 с.

132. Decomposition of supersaturated solid solutions in Al–Cu–Mg–Si alloys / D. G. Eskin // Journal of Materials Science. – 2003. – V. 38, № 2. – P. 279 – 290.

133. О стадиях старения алюминиевых сплавов / Л. Б. Бер // Технология легких сплавов, 2013. – №4. – С. 66–76.

134. Hardening of an Al–Cu–Mg alloy containing Typs I and II phase precipitates / T. S. Parel, S. C. Wang, M. J. Starink // Materials & Design. – 2010. – Vol. 31, №1. – P. S2 – S5.

135. Effect of heat treatment on the structure and phase composition of aluminum matrix composites containing silicon carbide / N. B. Pugacheva, I. Yu. Malygina, N. S. Michurov et al. // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. – 2017. – № 6. – P. 28 – 36.

136. Fabrication and properties of Al – Cu – Mg – Zn series alloys with low hot cracking tendency for liquid forging / Y. G. Sun, Y. N. Su, Z. M. Du et al. // IOP Conference Series Materials Science and Engineering. – 2017. – V. 230, № 1. – P. 12036.

137. Dynamic microstructural evolution of an Al – Zn – Mg – Cu alloy (7075) during continuous heating and the influence on the viscoelastic response / J. I. Rojas, D. Crespo // Materials Characterization. – 2017. – V. 134. – P. 319 – 328.

138. Investigation of fine scale precipitates in Al–Zn–Mg alloys after various heat treatments / Engdahl T., Hansen V., Warren P. J., Stiller K. // Materials Science and Engineering A. – 2002. – V. 327. – P. 59 – 64.

139. Effect of content of Mg, Cu and Zn on mechanical properties of Al–alloy under liquid state forging / T. S. Li, H. Xu, H. Zhang // Hot Working Technol. – 2009. – V. 1. – P. 145 – 147.

140. Исследование кратковременной высокотемпературной ползучести алюмоматричного композита Al–6Zn–2.5Mg–1Cu/10SiCp / Н. Б. Пугачева, Д. И. Крючков, А. В. Нестеренко и др. // ФММ, 2021. – Т. 122, №8. – С. 838 – 844.

141. Параметры отжига рулонов из алюминиевых сплавов / С. Л. Цукров // Технология легких сплавов, 2016. – № 1. – 68 – 73.

142. Современные алюминиевые и алюминиево–литиевые сплавы / В. В. Антипов, Ю. Ю. Клочкова, В. А. Романенко // Авиационные материалы и технологии, 2017. – С. 195 – 211.

ПРИЛОЖЕНИЕ А

КУМЗ

ВЫСОКИЕ ТЕХНОЛОГИИ
ЛЕГКИХ СПЛАВОВ

АКТ ВНЕДРЕНИЯ

результатов диссертационной работы Калининой Натальи Александровны на тему: «Влияние термической обработки на структуру и механические свойства алюминиевых деформируемых сплавов систем Al-Mg-Si и Al-Cu-Mg», представленной на соискание ученой степени кандидата технических наук

Настоящий акт подтверждает, что аспирант Института Машиноведения Уральского отделения Российской Академии Наук **Калинина Наталья Александровна** в рамках выполнения диссертационной работы занималась научно-исследовательской деятельностью, направленной на снижение потерь основного металла в процессе прессования прутков из алюминиевых сплавов на предприятии АО «Каменск-Уральский металлургический завод».

В 2022-2023 гг. проведены исследования структуры и свойств слитков и крупногабаритных прутков по длине и поперечному сечению сплавов системы Al-Mg-Si и Al-Cu-Mg. Результаты испытаний послужили предпосылкой для разработки технологии вовлечения выходных концов прессованных прутков, ранее являющихся технологическими отходами, в последующее производство, путем устранения технологической наследственности, вызванной предыдущим переделом деформирования, исключая металлургический передел.

В 2024-2025 гг. на базе ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН в лабораторных условиях проведено опытное повторное прессование выходных концов прессованных прутков, отработаны режимы термической обработки изучаемых сплавов. Комплексная оценка полученных результатов, показала возможность выбора единого температурно-временного диапазона 370-400 °С термической обработки выходных концов, использующихся в качестве исходных заготовок при повторном прессовании, для различных марок алюминиевых сплавов систем Al-Mg-Si и Al-Cu-Mg, что позволяет оптимизировать процессы термообработки за счет одновременного отжига в одной садке различных марок исследованных систем легирования, и как следствие снизить энергоемкость процесса

В ходе проведения опытных работ в условиях промышленного производства в прессовом цехе отработаны режимы предварительной термической обработки и повторного прессования выходных концов крупногабаритных прутков сплавов систем Al-Mg-Si и Al-Cu-Mg. Полученные прутки соответствуют требованиям действующей нормативной документации. Тем самым была подтверждена возможность вовлечения выходных концов прессованных прутков в производство товарной продукции.

Вышеперечисленные результаты работы:

– являются основой исследования возможностей оптимизации существующих технологических процессов прессования;

– нашли отражение в технологических инструкциях завода, регламентирующих процесс производства прессованных прутков, и внедрены в серийное производство;

– привели к повышению выхода годного при производстве прутков, за счет снижения технологических отходов металла;

– позволили снизить энергоемкость технологического процесса за счет оптимизации температурно-временных параметров термической обработки.

Результаты диссертационной работы **Калининой Н.А.** представляют высокую научно-техническую и практическую значимость для повышения эффективности прессового производства АО «Каменск-Уральский металлургический завод» и рассматриваются как основа для проведения дальнейших исследований.

Директор по технологии,
кандидат технических наук_____Разинкин Александр Викторович
15 сентября 2026 г.

М.П.

E-mail: razinkinav@kumz.ru
Тел.: +7 (3439)39-51-54