

МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ
ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ
УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
«УФИМСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ НАУКИ И ТЕХНОЛОГИЙ»

На правах рукописи



ЖУКОВА Ольга Олеговна

**МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА, ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТЬ И
ТЕРМОСТОЙКОСТЬ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ
Al-Fe ДЛЯ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ В ЭЛЕКТРОТЕХНИКЕ**

Специальность 2.6.6. Нанотехнологии и наноматериалы

Диссертация на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель:
кандидат технических наук
Мурашкин М.Ю.

Уфа – 2025

ОГЛАВЛЕНИЕ

СПИСОК УСЛОВНЫХ ОБОЗНАЧЕНИЙ	5
ВВЕДЕНИЕ.....	6
ГЛАВА 1 Обзор литературы.....	13
1.1 Основные системы алюминиевых сплавов, применяемые в кабельной промышленности	13
1.1.1 Технически чистый алюминий.....	15
1.1.2 Сплавы системы Al-Mg-Si	17
1.1.3 Сплавы системы Al-Zr.....	23
1.1.4 Сплавы системы Al-PЗМ.....	26
1.1.5 Сплавы системы Al-Fe	28
1.2 Технология производства проволоки из алюминиевых сплавов на основе способа литья в ЭМК.....	33
1.3 Технология интенсивной пластической деформации	37
1.4 Постановка задачи	39
ГЛАВА 2 Материалы и методы исследований	41
2.1 Методы получения исходных заготовок материалов исследования	41
2.2 Методы и режимы деформационно-термической обработки материалов исследования.....	45
2.3 Методы исследования микроструктуры.....	48
2.3.1 Растровая электронная микроскопия.....	49
2.3.2 Просвечивающая электронная микроскопия.....	49
2.3.3 Рентгеноструктурный анализ	50
2.4 Методы определения механических свойств.....	50
2.5 Метод определения электрических свойств	52
ГЛАВА 3 Микроструктура и свойства сплавов системы Al-Fe, полученных традиционными методами литья после ДО, включающей ИПД	53
3.1 Исходная микроструктура и физико-механические свойства литых сплавов системы Al-Fe.....	54
3.2 Микроструктура и физико-механические свойства сплавов системы Al-Fe после РКУП.....	61

3.3 Особенности УМЗ структуры и физико-механические свойства сплавов системы Al-Fe после холодной прокатки.....	67
3.4 Термическая стабильность УМЗ сплавов системы Al-Fe	71
Выводы по ГЛАВЕ 3	75
ГЛАВА 4 Микроструктура и свойства сплавов системы Al-Fe, полученные методом литья в электромагнитный кристаллизатор после ДО, включающей ИПД	77
4.1 Микроструктура и свойства сплавов системы Al-Fe, полученных методом непрерывного литья в ЭМК.....	78
4.2 Микроструктура и физико-механические свойства сплавов системы Al-Fe, полученных литьем в ЭМК, с последующей ДО, включающей ИПД	83
4.2.1 Микроструктура сплавов системы Al-Fe после РКУП и ХП	83
4.2.2 Физико-механические свойства сплавов системы Al-Fe после РКУП и ХП	91
4.2.3 Микроструктура и физико-механические свойства сплавов системы Al-Fe после РКУП и ХВ.....	96
4.3 Термическая стабильность сплавов Al-Fe, полученных литьем в ЭМК, после ДО, включающей ИПД	99
Выводы по ГЛАВЕ 4	105
ГЛАВА 5 Влияние легирования Cu на микроструктуру и свойства сплава Al-0,5Fe, полученного литьем в ЭМК, после ДО, включающей ИПД	107
5.1 Микроструктура сплава Al-0,5Fe-0,3Cu после литья в ЭМК	108
5.2 Микроструктура сплава Al-0,5Fe-0,3Cu после РКУП и холодной деформации методом ХП или ХВ.....	111
5.3 Физико-механические свойства сплава Al-0,5Fe-0,3Cu после РКУП и холодной деформации методом ХП и ХВ	117
5.4 Термическая стабильность сплава Al-0,5Fe-0,3Cu, полученного литьем в ЭМК, после ДО, включающей ИПД.....	120
5.5 Анализ влияния микроструктурных параметров на уровень прочности и электропроводности сплавов Al-Fe с УМЗ структурой	126
5.6 Изменение свойств исследуемых сплавов системы Al-Fe в сопоставлении с коммерчески используемыми сплавами	140
Выводы по ГЛАВЕ 5	142
ЗАКЛЮЧЕНИЕ.....	143

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ.....	143
<i>Приложение 1. Акт использования результатов</i>	<i>167</i>

СПИСОК УСЛОВНЫХ ОБОЗНАЧЕНИЙ

БУГЗ – большеугловые границы зерен

$\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}$ – величина микроискажений

ДО – деформационная обработка

ИПД – интенсивная пластическая деформация

КТ – комнатная температура

ОКР – область когерентного рассеяния

δ – относительное удлинение после разрыва

a – параметр решетки

ρ – плотность дислокаций

σ_b – предел прочности на растяжение

$\sigma_{0.2}$ – условный предел текучести

ПЭМ – просвечивающая электронная микроскопия

РЗМ – редкоземельные металлы

РКУП – равноканальное угловое прессование

РКУП-К – РКУП по схеме Конформ

РСА – рентгеноструктурный анализ

РЭМ – растровая электронная микроскопия

СЛП – совмещенное литье и прокатка

УЭП – удельная электрическая проводимость

УЭС – удельное электрическое сопротивление

УМЗ – ультрамелкозернистый

ХП – холодная прокатка

ХВ – холодное волочение

ЭМК – электромагнитный кристаллизатор

IACS – электропроводность согласно международному стандарту

ЭДС – энергодисперсионная спектроскопия

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность темы исследования

Проводники из алюминия и сплавов на его основе сегодня широко применяются в электротехнике и в транспортных системах различного назначения, постепенно замещая существенно более дорогие аналоги, выполненные из меди [1-3].

Проблема ограниченной прочности, пропускной способности и стабильности физико-механических свойств определяет повышенный интерес исследователей к созданию высокопрочных и термостойких проводниковых сплавов на основе алюминия.

На сегодняшний день достигнуты обнадеживающие результаты в разработке проводников с улучшенными характеристиками на основе низколегированных сплавов систем Al-Zr, Al-Mg-Zr, Al-Mg-Si и сплавов алюминия с редкоземельными металлами (РЗМ) с использованием разнообразных методов интенсивной пластической деформации (ИПД). Такая обработка позволяет формировать в сплавах ультрамелкозернистую (УМЗ) и нано- структуры, содержащие частицы интерметаллидных фаз, регламентированные по химическому составу, размерам и морфологии [4-8].

Сплавы системы Al-Fe очень привлекательны для использования в качестве проводников, так как их основной легирующий элемент – железо, является самым распространенным и дешевым металлом, практически нерастворимым в алюминии, что благоприятно сказывается на уровне его электропроводности [9-11]. Также представляет интерес развитие системы сплавов Al-Fe с малыми добавками меди, которая оказывает положительное влияние на прочность, существенно не влияя на их электропроводность [12, 13]. В России и за рубежом освоено производство проводников на основе системы Al-Fe, например, таких марок как 8030 и 8176, содержание железа в которых не превышает 1 вес.%. Однако, как и чистый алюминий, они демонстрируют низкую механическую прочность и нестабильность свойств при повышенных температурах эксплуатации. Осуществленные ранее попытки улучшить комплекс физико-механических свойств сплавов Al-Fe путем измельчения структурных параметров до нанометрического диапазона размеров, используя ИПД, показали, что сочетание высокой прочности и улучшенной термостойкости можно достичь в наноструктурированных образцах с помощью обработки методом кручения под высоким давлением (КВД), однако этот метод не пригоден для коммерческого производства проводников [14].

В последнее время для получения проводниковых алюминиевых сплавов начали использовать метод непрерывного литья в электромагнитный кристаллизатор (ЭМК). При его реализации, за счет высокой скорости кристаллизации, которая превышает 10^3 К/с, в сплавах системы Al-PЗМ удалось получить высокодисперсную структуру, состоящую из смеси алюминия и эвтектики, в состав которой входит наноразмерная интерметаллидная фаза $Al_{11}(Ce,La)_3$. В образцах сплавов системы Al-PЗМ, полученных методом литья в ЭМК после ИПД методом КВД, формируется УМЗ структура, происходит дополнительное измельчение наночастиц фазы $Al_{11}(Ce,La)_3$ до нанометрических размеров. Это наноструктурированное состояние обеспечивает им уникальное сочетание прочности, электропроводности и термостойкости [8]. Однако, содержание РЗМ в сплаве системы Al-PЗМ может достигать 9 вес.%, а метод их обработки, как отмечалось выше, не пригоден для серийного коммерческого применения и при этом РЗМ очень дорогостоящие металлы.

В связи с этим, в рамках настоящей работы предлагается решение научно-технической задачи создания перспективных алюминиевых сплавов электротехнического назначения, за счет легирования алюминия наиболее распространенным и дешевым материалом – железом, а также за счет использования технологической схемы, включающей метод непрерывного литья в ЭМК и двухэтапную деформационную обработку (ДО) равноканальным угловым прессованием (РКУП) или РКУП по схеме Конформ (РКУП-К) с последующей деформацией холодной прокаткой (ХП) или холодным волочением (ХВ) в целях достижения в проводниках рационального сочетания прочности, электропроводности и термостойкости.

Степень разработанности темы исследования. В разработку и исследование различных подходов, позволяющих повысить прочностные характеристики и термостойкость проводниковых материалов на основе алюминия, при сохранении высокого уровня электрической проводимости существенный вклад внесли: Воронцова Л.А., Белов Н.А., Валиев Р.З., Мурашкин М.Ю., Медведев А.Е., Орлова Т.С., Рогачев С.О., Sauvage X., Horita Z., Cubero-Sesin J.N., Hou J.P. и др. В частности, научно-исследовательские работы российских и зарубежных ученых связаны с изучением влияния различных методов получения и обработки, а также химического состава и особенностей микроструктуры на физико-механические свойства алюминиевых сплавов. В большом количестве исследований показано, что одним из подходов существенного

повышения прочности при сохранении электропроводности сплавов является их наноструктурирование с использованием методов ИПД.

Цели и задачи

Цель работы: повысить физико-механические свойства и термостойкость сплавов системы Al-Fe, предназначенных для применения в качестве проводниковых материалов в электротехнике, за счет использования перспективных методов литья в сочетании с деформационной обработкой, включающей интенсивную пластическую деформацию.

Для достижения поставленной цели решались следующие задачи:

1. Исследовать влияние методов традиционного литья в кокиль, литья совмещенного с прокаткой и перспективного метода непрерывного литья в электромагнитный кристаллизатор на микроструктуру, физико-механические свойства и электропроводность сплавов системы Al-Fe с содержанием железа от 0,5 до 3,4 вес.%.

2. Исследовать влияние методов литья, содержания железа и двухэтапной деформационной обработки, включающей на первом этапе РКУП или РКУП-К, а на втором этапе ХП или ХВ, на микроструктуру, физико-механические свойства и термостойкость сплавов системы Al-Fe.

3. Исследовать влияние малой добавки меди (0,3 вес.%) на микроструктуру, физико-механические свойства и термостойкость сплава Al-0,5Fe, полученного методом литья ЭМК и подвергнутого двухэтапной деформационной обработке.

4. Разработать рекомендации по выбору рационального содержания железа, методов литья и режимов деформационной обработки, обеспечивающих наилучшую комбинацию прочности, электропроводности и термостойкости в сплавах системы Al-Fe и апробировать их на производстве.

Научная новизна:

1. Установлено, что в сплавах системы Al-Fe с содержанием железа от 0,5 до 2,5 вес.%, полученных непрерывным литьем в ЭМК, формируется микроструктура, образованная алюминиевой матрицей и эвтектикой (Al)+Al₂Fe, отличающаяся тем, что в состав эвтектики входят наноразмерные частицы (90±20 нм) метастабильной фазы Al₂Fe.

2. Установлено, что дополнение метода непрерывного литья в ЭМК двухэтапной ДО, включающей ИПД методами РКУП или РКУП-К и ХП или ХВ, обеспечивает формирование в сплавах Al-0,5Fe, Al-0,5Fe-0,3Cu, Al-1,7Fe и Al-2,5Fe, наноструктурированных состояний, характеризующихся УМЗ структурой алюминиевой

матрицы, отличающейся тем, что размер наночастиц фазы Al_2Fe уменьшается до 70 ± 10 нм, что позволяет достичь наиболее благоприятного сочетания «прочность-термостойкость» по сравнению со сплавами, полученными традиционными методами литья.

3. Установлено, что малая добавка меди (0,3 вес.%) в сплаве Al-0,5Fe , полученном литьем в ЭМК и подвергнутом двухэтапной ДО, позволяет сформировать в нем наноструктурированное состояние, обеспечивающее существенное увеличение прочности, отличающиеся тем, что предел прочности увеличивается в 1,5 раза по сравнению с наноструктурированным сплавом без меди, достигая 309 МПа.

4. Установлено, что метод непрерывного литья в ЭМК с последующей двухэтапной ДО для сплавов Al-Fe с содержанием железа 1,0-2,2 вес.% позволяет получить высокопрочные термостойкие электропроводные материалы, отличающиеся тем, что предел прочности таких материалов достигает до 310 МПа, электропроводность – до 58,5% IACS и термостойкость (температура длительной эксплуатации) до 150 °С, что позволяет их использовать в качестве проводниковых материалов в электротехнике.

Теоретическая и практическая значимость работы:

Теоретическая значимость работы заключается в том, что определен тип и обоснованы количественные характеристики наноразмерных элементов микроструктуры, наличие и содержание которых в сплавах системы Al-Fe обеспечивает достижение заданного уровня физико-механических свойств и их термической стабильности для применения в электротехнике.

1. Предложен метод литья и двухэтапной ДО сплавов системы Al-Fe , позволяющий получить в них наноструктурированные состояния, обеспечивающие заданное сочетание прочности в диапазоне от 239 до 310 МПа, электропроводности от 51,3 до 58,5% IACS и термостойкости (температура длительной эксплуатации до 150 °С), который может быть использован при выполнении опытно-технологических работ при производстве электропроводников.

2. Определено рациональное содержание железа (1,0-2,2 вес.%) в сплавах системы Al-Fe , полученных методом непрерывного литья в ЭМК, режимы их ДО, обеспечивающий комплекс прочности, электропроводности и термостойкости, позволяющий рассматривать их в качестве альтернативы используемым традиционным сплавам системы Al-Zr , Al-PЗМ и Al-Mg-Si .

3. Предложен способ получения проводника из сплава системы Al-Fe, включающий непрерывное литье в ЭМК и ДО – холодную деформацию литой заготовки, обеспечивающий получение пластин или проволоки электротехнического назначения из сплава Al-1,7Fe вес.%. Получен патент РФ №2815427.

Результаты диссертационной работы были использованы в производственных условиях компании ООО «Научно-производственный центр магнитной гидродинамики», что подтверждено актом использования результатов от 21.11.2024 г, г. Красноярск).

Методология и методы исследования

Работа выполнена с использованием теоретических и экспериментальных методов исследования. Для исследований использовали образцы сплавов системы Al-Fe, полученных способом литья в кокиль, совмещенного литья и прокатки (СЛП), а также непрерывного литья в ЭМК, образцы литого сплава прошли двухэтапную ДО с применением ИПД, осуществленной методом РКУП или непрерывного РКУП-К и последующей деформации методом ХП или ХВ. В работе для решения поставленных задач использовались современные методы исследования: растровая электронная микроскопия (РЭМ) и просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ), рентгеноструктурный анализ (РСА), а также механические испытания на растяжение, измерение удельного электросопротивления проводников и оценка термической стойкости материала.

Положения, выносимые на защиту:

1. Применение метода литья в ЭМК с последующей двухэтапной ДО, включающей ИПД и ХП или ХВ для сплавов Al-0,5Fe, Al-0,5Fe-0,3Cu, Al-1,7Fe и Al-2,5Fe, позволяющее сформировать наноструктурированные состояния, характеризующееся УМЗ структурой алюминиевой матрицы с наноразмерными частицами фазы Al_2Fe (соответствует п. 1.1 паспорта специальности).

2. Закономерности эволюции микроструктуры и фазового состава сплавов системы Al-Fe, в зависимости от используемых методов литья, последующей обработки, включающей ИПД методом РКУП или РКУП-К и ХП или ХВ, а также после отжига (соответствует п. 1.2 паспорта специальности).

3. Вклад микроструктурных механизмов и наноразмерных частиц фазы Al_2Fe в упрочнение сплавов системы Al-Fe, полученных непрерывным литьем в ЭМК и подвергнутых двухэтапной ДО, включающей ИПД методом РКУП или РКУП-К и ХП или

ХВ, позволяющий достичь высокую прочность материала (соответствует п. 1.5 паспорта специальности).

4. Рациональное содержание железа (1,0-2,2 вес.%) в сплаве Al-Fe с наноразмерными частицами фазы Al_2Fe , обеспечивающее высокий уровень физико-механических свойств и термостойкости (соответствует п. 1.5 паспорта специальности).

Степень достоверности и апробация результатов

Степень достоверности и обоснованности результатов диссертационной работы обеспечивается использованием независимых, взаимодополняющих современных методов исследования, применяемых в современном материаловедении, и большим объемом экспериментальных данных, использованием уникальных установок для осуществления ИПД и промышленного оборудования, а также непротиворечивостью диссертационного исследования с исследованиями других авторов и апробацией основных результатов работы через публикации в отечественных научных ВАК-изданиях, а также международных площадках Web of Science и Scopus, представление результатов научных исследований на всероссийских и международных конференциях и симпозиумах.

Результаты научных исследований представлены и обсуждены на V Международной научно-технической конференции «Мавлютовские чтения» (г. Уфа, 2021 г.); XIX Всероссийской конференции «Актуальные проблемы недропользования (г. Санкт-Петербург, 2021 г.); девятой Международной конференции «Кристаллофизика и деформационное поведение перспективных материалов» (г. Москва, 2021 г.); Всероссийской научной конференции с международным участием «IV Байкальский материаловедческий форум» (г. Улан-Удэ, 2022 г.); XI Международной школы «Физическое материаловедение» (г. Тольятти, 2023 г.); третьей Международной школы-конференции молодых ученых «Кайбышевские чтения» (г. Уфа, 2023 г.); LXVII Международной конференции «Актуальные проблемы прочности» (г. Екатеринбург, 2024 г.); Всероссийской конференции с международным участием «Электронные, спиновые и квантовые процессы в молекулярных и кристаллических системах» (г. Уфа, 2024 г.), Международной конференции «UUST Nanomaterials Days» (г. Уфа, 2024 г.).

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ № 20-79-10133 «Разработка и исследование перспективных проводниковых материалов на основе алюминия для использования в передовых транспортных системах» и в рамках

выполнения государственного задания «Разработка критических технологий создания силовых установок для малой и региональной авиации, а также беспилотных авиационных систем» № FEUE-2023-0007 (2023-2025 г.г). («Уфимский университет науки и технологий»).

Личный вклад автора заключается в поиске и анализе научной литературы по теме работы. Автор совместно с научным руководителем определил цели и задачи исследования, непосредственно участвовал в выполнении экспериментальных исследований, в перепроверке достоверности полученных результатов. Под руководством к.ф.-м.н. Медведева А.Е. в рамках проекта РНФ, в составе научной группы, автором проведена аттестация микроструктуры и свойств экспериментальных образцов проводников из наноструктурированных сплавов системы Al-Fe. Совместно с научным руководителем и другими соавторами научного коллектива, автор принимал участие в интерпретации и обсуждении результатов экспериментов, подготовке, написании и публикаций статей.

Автор выражает признательность научному руководителю М.Ю. Мурашкину за наставничество и консультативную помощь, а также А.Е. Медведеву, Н.А. Еникееву, В.У. Казыханову за содействие в организации и помощь в проведении экспериментальных исследований. Автор также выражает благодарность В.Н. Тимофееву и Н.А. Белову за предоставленные материалы для проведения исследований.

Публикации. По теме диссертации опубликовано 19 научных работ, из них 3 работы в рецензируемых журналах, входящих в перечень ВАК РФ, 4 работы входят в международные базы цитирования Web of Science и/или Scopus, 11 публикаций в сборниках трудов конференций и 1 патент РФ.

Структура и объем диссертации. Диссертация изложена на 168 страницах, включает 62 рисунка и схем, 42 таблицы. Список использованной литературы содержит 226 наименований. Работа состоит из введения, пяти глав, каждая из которых завершается выводами, заключения и списка литературы.

ГЛАВА 1 Обзор литературы

1.1 Основные системы алюминиевых сплавов, применяемые в кабельной промышленности

С 90-х годов прошлого века доля алюминия в кабельной продукции возросла более чем в два раза [15]. Тем не менее, в последние десятилетия динамика роста снизилась, что связано с особенностью свойств алюминия.

Общим правилом является, что при образовании компонентов твердых растворов улучшаются механические свойства материалов, однако растет дефектность структуры образцов алюминиевых сплавов, и электропроводность металла снижается. Двойное противоположно направленное действие легирующих элементов заставляет искать пути оптимального использования примесей [16].

От вида, количества примесей очень сильно зависят физико-механические и технологические свойства алюминия. Можно получать сплавы с заданными свойствами изменяя состав материала путем введения легирующих элементов и примесей. На Рисунке 1.1 показаны зависимости электрической проводимости и прочности алюминия в зависимости от добавленных примесей.

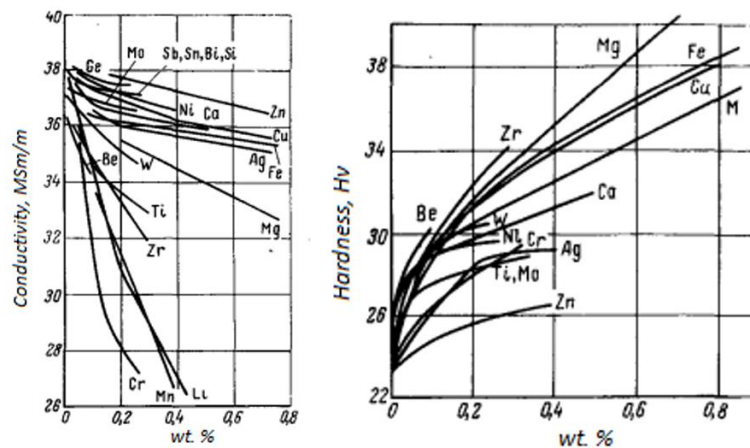


Рисунок 1.1 – Воздействие примесей на электропроводность и микротвердость алюминия [17]

По причине двойственной, противоречивой природы прочности и электропроводности, обычными, традиционными методами производства, сложно

одновременно увеличить как прочность, так и электропроводность электротехнических сплавов.

Для изготовления электропроводников используется технически чистый алюминий и алюминиевые сплавы, основные из которых представлены Таблице 1.1 [15, 18-23].

Таблица 1.1 – Сфера применения и технические характеристики проводников из технически чистого алюминия и алюминиевых сплавов [15, 18-23]

Виды	Сфера применения, технические характеристики проводника
Технически чистый алюминий (А5Е, А7Е, мировые аналоги марки 1350, 1370)	Воздушные линии электропередач переменного тока до 220 кВ; $\sigma_B=180-200$ МПа, $\delta>2$ %, 60,5-62,5% IACS; Температурный режим эксплуатации до 90 °С.
Термически упрочняемые сплавы системы Al-Mg-Si (АВЕ, АД31Е, мировые аналоги марки 6101, 6201)	Распределительные сети воздушных линий электропередач до 35 кВ, кабеля, самонесущие изолированные провода; $\sigma_B=245-330$ МПа, $\delta>3$ %, 53,0-57,0% IACS; Рабочая температура эксплуатации: до 90 °С.
Термостойкие сплавы системы Al-Zr	Магистральные воздушные линии электропередач до 220 кВ; $\sigma_B=150-170$ МПа, $\delta>2$ %, 60,0-60,5% IACS; Эксплуатируется при температуре до 150-240 °С.
Термостойкие сплавы системы Al-РЗМ (01417) Сплав алюминия с 7%РЗМ, включающие лантаноиды (La, Ce и т.п.)	Бортовые электропровода самолетов; $\sigma_B=270-280$ МПа, $\delta>10$ %, 50,0-52,4% IACS; Длительная эксплуатация при температурах до 250 °С.
Сплавы на основе системы Al-Fe (8030, 8176) Сплавы содержат железо от 0,4 до 1,0 вес.%. Сплав 8030 содержит медь до 0,3 вес.%.	Распределительные сети среднего и низкого напряжения зданий, сооружений, промышленных объектов; $\sigma_B=60-150$ МПа, $\delta>12$ %, 60,0-60,5% IACS; Рабочая температура эксплуатации не превышает 240 °С.

1.1.1 Технически чистый алюминий

Для изготовления проводников, прежде всего, используется технический алюминий высокой чистоты (не более 0,5 вес.% примесей). Технический алюминий имеет невысокую прочность, но хорошую пластичность, высокую коррозионную стойкость и удельную электропроводность (62-64 % от электропроводности меди). Решетка алюминия – ГЦК, температура плавления 660 °С [24, 25].

Технический алюминий получают путем электролиза глинозема, проводят рафинирование/чистку и разливают на чушки, плоские слитки, цилиндрические слитки и катанку. Катанка поступает на кабельный завод и является исходным материалом для производства проводов.

Для применения в электротехнической промышленности используют алюминий технической чистоты марок А5Е, А7Е и реже А8. Эквиваленты данных алюминиевых сплавов по международной системе сплавы 1350, 1370. Химический состав алюминиевой катанки представлен в Таблице 1.2 [18]. Механические и электрические свойства катанки (по данным ГОСТ 13843-2019) приведены в Таблице 1.3 [18].

Таблица 1.2 – Химический состав алюминиевой катанки (по ГОСТ 13843-2019) [18]

Марка катанки	Al, не менее	Массовая доля, %, не более								
		Si	Fe	Cu	Mg	Zn	Ga	B	$\Sigma \text{Ti} + \text{V} + \text{Cr} + \text{Mn}$	Прочие примеси (каждая в отдельности)
А8	99,80	0,08	0,12	0,01	0,02	0,03	0,02	0,008	0,010	0,02
А7Е	99,70	0,10	0,20	0,01	0,02	0,04	0,03	0,008	0,010	0,02
А5Е	99,50	0,10	0,35 ¹	0,02	0,03	0,04	0,03	0,008	0,015	0,02

Примечание. ¹Массовая доля Fe должна быть не менее 0,18%.

Таблица 1.3 – Механические и электрические характеристики алюминиевой катанки (по ГОСТ 13843-2019) [18]

Марка катанки	Удельное электрическое сопротивление при 20 °С, 10^{-6} Ом·м, не более	Временное сопротивление, МПа	Относительное удлинение, %, не менее
A8-ПТ	0,02780	70-100	20
A5E-M (A5E-M-O)	0,02780	60-85	30
A7E-M (A5E-M-O)	0,02770		
A5E-ПТ	0,02800	83-105	15
A7E-ПТ	0,02790		
A5E-T1	0,02800	98-125	12
A7E-T1	0,02790		
A5E-T2	0,02810	105-135	10
A7E-T2	0,02800		
A5E-T3	0,02810	110-150	5
A7E-T3	0,0810		

В частности, для изготовления проводов для воздушных линий электропередачи (ЛЭП) используется технически чистый алюминий. ААС-проводник (провод из чистого алюминия) находит применение для передачи электроэнергии на небольшие расстояния. Для ЛЭП, где требуется высокая механическая прочность применяют АААС-проводник (провод из алюминиевого сплава). Проводник АCSR (алюминиевый проводник, армированный сталью) и ААCSR-проводник (провод из алюминиевого сплава, усиленный стальным сердечником) используются для ЛЭП, линий перераспределения и заземления. Лучшие механические характеристики демонстрируют алюминиевые проводники с углеродными и/или композитными сердечниками. Однако, очевидны недостатки конструкции существующих сталеалюминиевых проводов. Так, например, гальваническая коррозия на основе разнородных металлов (сталь – алюминий), большое сечение и соответственно большая масса, что при заданных размерах пролетов, ветровых нагрузках, наледи, снеге и так далее, часто приводит к сокращению срока службы проводника [7, 26, 27].

Благодаря низкому содержанию примесей технически чистый алюминий демонстрирует высокую удельную электропроводность. Повышение прочности чистого алюминия достигается за счет холодной деформации или деформационно-термической обработки [7]. Этими методами достигается прочность 170 МПа [28], 204 МПа [29].

Однако, это неизбежно приводит к изменению микроструктуры, искажается пространственная решетка кристалла, изменяются межатомные связи, а величина электрического сопротивления алюминия является чувствительным параметром к микродефектам [7, 17].

Широкое использование проводов марки А5Е, А7Е ограничивается их низкой прочностью, низкой стойкостью к изгибанию и многократным перегибам, низким уровнем относительного удлинения, низкой термической стабильностью, поскольку они сильно разупрочняются при нагреве свыше 90 °С [7, 17, 30].

Применение традиционных проводов, сделанных из технического алюминия, из-за недостатков, в первую очередь, низкой механической прочности и низкой термостабильности, в ряде случаев затруднительно и часто невозможно.

Увеличение эксплуатационных характеристик алюминиевых проводников, имеющих повышенную удельную прочность при относительно высокой электропроводности, достигается микролегированием.

1.1.2 Сплавы системы Al-Mg-Si

За счет высокой прочности и пластичности, удовлетворительной коррозионной стойкости, хорошей свариваемости, способности подвергаться цветному анодированию и другим способам и видам декоративной поверхностной обработки, промышленные сплавы системы Al-Mg-Si нашли, в основном, применение в авиакосмической промышленности, автомобилестроении, ракетостроении и других областях [5,7].

Сплавы занимают первое место по мировому производству среди всех сплавов. На их долю приходится более 90 % производства алюминиевых изделий [5]. За счет высокой прочности, повышенной пластичности, низкой плотности, высокой коррозионной стойкости, хорошей свариваемости

Группа деформируемых проводниковых алюминиевых сплавов системы Al-Mg-Si, наряду с оптимальными механическими и технологическими свойствами, обладают достаточно высокой электропроводностью.

В кабельной промышленности из сплавов системы Al-Mg-Si изготавливаются провода из сплавов марок АВЕ, АД31Е (по международной системе маркировки 6101 и 6201) [31].

Проводниковые сплавы системы Al-Mg-Si в настоящее время среди коммерческих алюминиевых сплавов демонстрируют лучшее соотношение прочности и электропроводности [33-35].

Катанку для производства алюминиевой проволоки получают методом СЛП, путем экструзии [23, 36].

Для последующего упрочнения сплавы подвергаются деформационно-термической обработке: обработка давлением, закалка, естественное или искусственное старение.

Химический состав и электромеханические характеристики представлены в Таблице 1.4 и в Таблице 1.5.

Таблица 1.4 – Состав сплавов марок АВЕ, 6101 и 6201 согласно ГОСТ 4784-2019 (для производства электротехнической катанки) [15]

Обозначение		Массовая доля элемента, не более, если не указаны пределы, %								
Букв.	Цифр.	Si	Fe	Cu	Mg	Zn	Доп. указания	Проч. элем.		Al
								кажд.	сумма	
ABE	-	0,45-0,60	0,35-0,70	0,05	0,45-0,60	0,05	Ti+V+Mn+Cr: 0,015	0,03	0,10	ост
-	6101	0,30-0,70	0,50	0,10	0,35-0,80	0,10	Ti+V+Ni+Ga+Mn+Cr: 0,10	0,03	0,10	ост
-	6201	0,50-0,90	0,50	0,10	0,60-0,90	0,10	Ti+V+Ni+Ga+Mn+Cr: 0,10	0,03	0,10	ост

Таблица 1.5 – Механические характеристики и удельное электросопротивление катанки из алюминиевых сплавов марок АВЕ, 6101 и 6201 согласно ТУ 16-705.493-2006 [15]

Марка сплава	Временное сопротивление разрыву, МПа, не менее	Относительное удлинение, A(100), %, не менее		Удельное электрическое сопротивление, Ом*мм ² /м, не более
		A ₂₀₀	A ₁₀₀	
КАС АВЕ-Т	132	12		0,0325
КАС АВЕ-Т1	170	12		0,0340
КАС АВЕ-Т4	160	12		0,0335
КАС 6101-Т	130		17	0,0340
КАС 6101-Т1	170	13	17	0,0350
КАС 6101-Т4	150		23	0,0350
КАС 6201-Т	140		17	0,0350
КАС 6201-Т1	205		17	0,0360
КАС 6201-Т4	160		21	0,0360

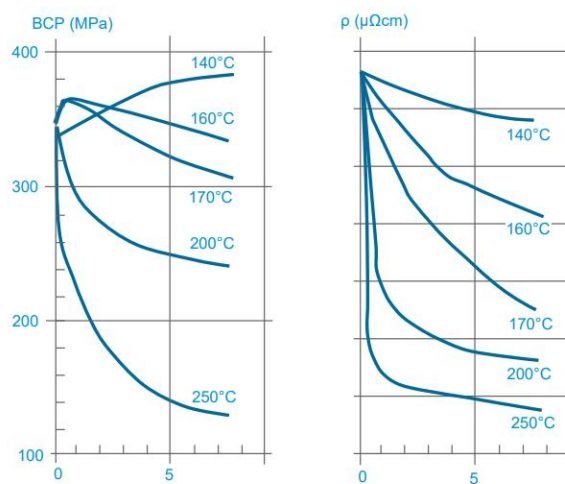
Многочисленные исследования химического состава сплавов системы Al-Mg-Si традиционными методами фазного анализа и современными методами микрорентгеноспектрального анализа показали, что микроструктура негомогенизированной литой заготовки представляет собой низколегированный алюминиевый твердый раствор с включениями равномерно распределенных интерметаллидных фаз [37-40].

В исследованиях [41] проанализирован вклад концентрации магния и кремния на предел прочности и электросопротивление сплавов системы Al-Mg-Si.

Максимальная механическая прочность тройных сплавов системы Al-Mg-Si достигается в результате формирования упрочняющей фазы Mg_2Si , часто кристаллизующуюся в разветвленную (паукообразную) форму, принадлежащую к дальтонидному типу с определенным химическим составом, свойствами и нормальной валентностью [42-44].

При стандартных технологических операциях (гомогенизация, закалка, холодное волочение с последующим искусственным старением) увеличение значений предела прочности катанки гарантируется при температурах в диапазоне от 140 до 190 °C, более высокие температуры приводят к снижению прочности [45].

Электрическая проводимость растет со временем старения вне зависимости от температуры старения (Рисунок 1.2).



9.5 мм катанка после волочения в 3.5 мм проволоку и старения при различных температурах

Рисунок 1.2 – Кривые старения для проволоки 6101 [45]

Эти сплавы, полученные стандартными методами термомеханической обработки, обладают существенным недостатком микроструктуры, так как она содержит преимущественно наноразмерные частицы Mg_2Si фазы только метастабильной модификации. Механизм выделения фаз не зависит от химического состава сплава, а прочность повышается пропорционально количеству фазы Mg_2Si [46]. Такое структурное состояние сплава и классические методы его получения не позволяют добиться в проволоке высокой прочности и электропроводности, близкой к электропроводности технически чистого алюминия. Кроме этого, технология получения длинномерных изделий – проволоки является многоцикловой и включает множество промежуточных технологических операций, что приводит к высокой себестоимости продукции.

Поэтому целесообразно создание новых алюминиевых сплавов системы Al-Mg-Si за счет оптимизации химического состава, в том числе введением новых химических элементов.

Легирование переходными металлами такими как Mn, Sc, Zr алюминиевого сплава Al-Mg, создает возможность дополнительного улучшения его прочностных характеристик. Атомы переходных металлов характеризуются малой диффузионной подвижностью в кристаллической решетке алюминия, даже при сравнительно невысоких скоростях охлаждения. Это позволяет получать при кристаллизации пересыщенные твердые растворы.

В Таблице 1.6. представлены состав и микротвердость интерметаллидных фаз, формирующихся в алюминиевых сплавах с определенными переходными и редкоземельными металлами.

Из таблицы видно, что прочность интерметаллидных фаз, выше прочности основного металла и при некоторых условиях рационального диспергирования, они в состоянии стать эффективными упрочнителями алюминиевых сплавов.

Таблица 1.6 – Наивысшая растворимость металлов в твердом алюминии и микротвердость алюминиевых фаз, возникающих в сплавах [46]

Система	Макс. Растворимость компонентов в твердом алюминии	Интерметаллидная фаза	Микротвердость, HV, кгс/мм ²
Al-Mn	1,8 % Mn	Al ₆ Mn	540-560
Al-Cr	0,9 % Cr	Al ₇ Cr	500-700
Al-Ti	0,26 % Ti	Al ₃ Ti	600-700
Al-Zr	0,28 % Zr	Al ₃ Zr	420-740
Al-Sc	0,40 % Sc	Al ₃ Sc	260
Al-Co	0,02 % Co	Al ₉ Co	650-750
Al-Ni	0,04 % Ni	Al ₃ Ni	700-770
Al-Fe	0,05 % Fe	Al ₃ Fe	800-1100
Al-Fe-Si	0,05 % Fe	α (Al-Fe-Si)	1100
Al-Nd	0,05 % Nd	Al ₁₁ Nd ₃	350
Al-Ce	0,05 % Ce	Al ₄ Ce	-

В зарубежной и отечественной научной литературе [34, 47-49] описано многообразие систем, способов и возможностей изменения химического состава, режимов термомеханической обработки, которые позволяют широко варьировать соотношениями между характеристиками прочности и пластичности этих сплавов.

С другой стороны, переходные металлы приводят к рассеиванию электронов и ухудшению электропроводности [32, 33, 50]. Известно, [32, 33, 51, 52], что содержание ванадия 0,01 вес.% стремительно снижает электропроводность алюминия. Способ рафинирования расплава алюминия за счет добавления бора удаляет переходные металлы из жидкого металла за счет образования боридов, оседающих в ковше или в печи [32, 33], что приводит к значительному улучшению электропроводности.

Перспективным направлением создания инновационных материалов с уникальными характеристиками является использование особенных свойств УМЗ структур – измельчение зерен до субмикронного или нанометрического масштаба, полученных методами ИПД [53]. Методами ИПД, в частности, РКУП и КВД, в отличие от обычной деформации, достигается более высокий уровень давления ($\epsilon \geq 6-8$), без разрушения образцов.

Накопление больших деформаций, под действием ИПД, позволяет формировать равноосную структуру с высокой плотностью различного рода дефектов с

преимущественно высокоугловыми границами зерен. Кардинальные изменения структурно-фазового состава вызывает пересыщение твердого раствора и формирование частиц второй фазы [54], что может привести к изменению свойств материала.

Были проведены исследования [55-57] микроструктуры образцов сплава после обработки ИПД для выяснения природы достижения в материале исследования высоких значений прочности и удовлетворительной электропроводности.

При обработке ИПД исходных крупнозернистых образцов сплава 6201 в два этапа: при температуре окружающей среды и при температурах (180 °C и 230 °C) было получено увеличение условного предела текучести до $\sigma_{0,2} = 325-410$ МПа, по сравнению с традиционными методами обработки, с учетом сохранения высокой (55-52% IACS) электропроводности.

Таким образом, полученные данные свидетельствуют о том, что измельчение зерна в соответствии с зависимостью Холла-Петча, полученная УМЗ структура, в присутствии наноразмерных выделений, упрочняющей фазы Mg_2Si в алюминиевой матрице, обеспечивает повышение прочностных характеристик сплавов.

Повышенная электропроводность УМЗ сплавов системы Al-Mg-Si связана с распадом пересыщенного твердого раствора, который на порядок уменьшает концентрацию легирующих элементов.

Основным недостатком, ограничивающим промышленное применение сплавов при использовании РКУП, является малый размер заготовок [58].

Недостаточная технологичность, повышенная чувствительность к естественному старению, низкие технико-экономические показатели процесса ограничивают применение алюминиевых сплавов в производстве проводниковых материалов.

Давнейшее совершенствование существующих алюминиевых сплавов является технически сложной задачей [34]. Основными эффективными механизмами упрочнения алюминиевых сплавов являются деформационное упрочнение, дисперсное упрочнение, легирование. Одновременно, наличие примесей, дефектами кристаллической структуры (границы зерен, дислокации, вакансии и т. п.) оказывают негативное влияние на электропроводность металла [47, 59]. Как следствие, высокая прочность и электропроводность не могут быть одновременно достигнуты, так как параметры, повышающие прочность, приводят к более высокому электрическому сопротивлению [47, 55-57].

1.1.3 Сплавы системы Al-Zr

Большой потенциал имеют сплавы Al-Zr проводникового назначения в качестве перспективных с точки зрения повышения эксплуатационных характеристик материалов для производства деформированных полуфабрикатов электротехнического назначения.

Алюминиево-циркониевый сплав с содержанием циркония в количестве 0,01-0,4 вес.% демонстрирует улучшенные прочностные свойства и электропроводность и термостабильность свойств в диапазоне температур 150-300 °С [22]. Повышению температуры рекристаллизации способствуют присутствующие в микроструктуре дисперсные наночастицы метастабильной фазы Al_3Zr . За счет обеспечения высокой стабильности свойств при нагреве провод из сплава Al-Zr увеличивает пропускную способность ЛЭП более чем в 1,5 раза и срок эксплуатации до 40 %.

Как правило, катанку для алюминиевой проволоки производят с применением операций литья и совмещенной прокатки-прессования; совмещенного непрерывного литья и прокатки-прессования; горячей сортовой прокатки; волочения и отжига.

Представленное в работе [60] исследование показало, что микроструктура образцов сплава системы Al-Zr в состоянии после ДО, состоит из α -твердого раствора, при этом первичной фазы Al_3Zr обнаружено не было, что говорит о том, что в процессе производства слитка, цирконий полностью растворился в алюминиевом твердом растворе. Структура литого образца представляет собой зерна пересыщенного цирконием α -твердого раствора, ориентированных в направлении прокатки и избыточных фаз, равномерно расположенных по границам дендритных ячеек, которые образуют строчность и имеют сферическую форму, реже пластинчатую. Микрорентгеноспектральный анализ образцов катанки в деформированном состоянии показывает присутствие в структуре исследуемого сплава избыточных фаз, содержащих Al, Fe, Si.

Проволока из термостойкого сплава системы Al-Zr, согласно ГОСТ РМЭК 62004-2014 [21], производится в четырех типах: АТ1 и АТ2 с температурой эксплуатации 150 °С, АТ3 – с температурой 210 °С, и АТ4 – с температурой 230 °С (Таблица 1.7).

Таблица 1.7 – Физико-механические характеристики проволок из термостойких сплавов в соответствии с ГОСТ Р МЭК 62004–2014 [21]

Тип	Номинальный диаметр, мм		Временное сопрот., не менее, МПа	Относит. удлинение, не менее, %	УЭС при 20 °С, Ом·м 10 ⁻⁶ , не более	Непрерывно действ. макс. допуст. темп, °С
	свыше	до, включит.				
АТ1	-	2,60	169	1,5	0,028735	150
	2,60	2,90	166	1,6		
	2,90	3,50	162	1,7		
	3,50	3,80		1,8		
	3,80	4,00	159	1,9		
	4,00	4,50		2,0		
АТ2	-	2,60	248	1,5	0,031347	150
	2,60	2,90	245	1,6		
	2,90	3,50	241	1,7		
	3,50	3,80		1,8		
	3,80	4,00	238	1,9		
	4,00	4,50	225	2,0		
АТ3	-	2,30	176	1,5	0,028735	210
	2,30	2,60	169			
	2,60	2,90	166	1,6		
	2,90	3,50	162	1,7		
	3,50	3,80		1,8		
	3,80	4,00	159	1,9		
	4,00	4,50		2,0		
АТ4	-	2,60	169	1,5	0,029726	230
	2,60	2,90	165	1,6		
	2,90	3,50	162	1,7		
	3,50	3,80		1,8		
	3,80	4,00	159	1,9		
	4,00	4,50		2,0		

Исследования [60-66] влияния особенностей технологии получения литых и деформированных полуфабрикатов показали, что схемы обработки, технологические параметры существенно влияют на прочность и электрофизические свойства проволоки.

Достижение требований стандарта по прочности, электропроводности и термостабильности в сплавах системы Al-Zr возможно за счет различных методов: оптимизации химического состава, формированием УМЗ структуры с использованием ИПД, деформационно-термической обработкой.

В частности, ступенчатый отжиг [60] проволоки из низколегированных алюминиевых сплавов, позволяет повысить прочность, улучшить электропроводность. Значительно повысить термостойкость, в первую очередь, возможно достичь путем

полного отжига при температурах 300-450 °С, который приводит к образованию наноразмерных частиц метастабильной фазы Al_3Zr , которые замедляют процесс рекристаллизации [61].

В настоящее время интенсивно ведутся разработки и исследования сплавов с комплексом высоких эксплуатационных характеристик.

Улучшенный результат алюминиево-циркониевого сплава представлен в изобретении [67]. Химический состав содержит компоненты в следующем соотношении, вес. %: 0,22-0,4 Zr, 0,2-0,4 Si, 0,62-0,8 Fe, алюминий – остальное. В предложенном сплаве оптимальное содержание легирующих элементов обеспечивают повышенную прочность, высокую электропроводность и термостойкость.

Патентом [68] решение задачи улучшения свойств и получения изделий электротехнического назначения из низколегированных сплавов системы Al-Zr сводится в дополнительном легировании железом (0,1-0,6 вес. %) и церием (0,005-0,2 вес. %). Железосодержащие частицы и наночастицы Al_3Zr , равномерно распределенные в алюминиевой матрице, обеспечивают в сплаве прочность до 140 МПа, удельное электросопротивление не выше $29 \cdot 10^{-9}$ Ом·м и высокую термостабильность.

Измельчение зеренной структуры приводит к увеличению прочностных характеристик сплава. Оптимальное сочетание механической прочности и электропроводности, а также необходимый уровень термостойкости, достигается благодаря образованию в сплаве Al-Zr УМЗ структуры [69].

ИПД в сплаве Al-0,4Zr [70] увеличивает микротвердость на ~ 50 %, прочность примерно в 2 раза, существенно (на 40 %) снижая пластичность. Патент [71] на способ получения катанки из термостойкого алюминиевого сплава показывает, что легирование цирконием повышает прочностные характеристики при комнатной температуре, улучшает механические свойства при растяжении, при повышенных температурах и обеспечивает стабильность структуры за счет образования наночастиц Al_3Zr .

Авторами работ [72-77] были предложены альтернативные технологии по созданию Al-Zr сплавов с добавками Mn, Cu, Mg, PЗМ и формированием УМЗ структуры, что позволяет в лабораторных установках, опытно-промышленных опробованиях, получить сплавы, имеющие комплекс высоких эксплуатационных характеристик, а именно повышенные прочностные свойства, высокую электропроводность, улучшенную термостойкость.

Однако, эти сплавы согласно опубликованным данным [78], в значительной степени по прочности уступают медным проводникам и ощутимо сплавам системы Al-Mg-Si, которые в настоящее время применяются в электротехнике и энергетике. Несмотря на хорошее сочетание прочностных и электрофизических характеристик неконтролируемые и трудно устранимые примеси осложняют задачу их повышения. Многокомпонентность, высокие требования, предъявляемые к химическому составу, делают сплавы более трудоемкими в производстве, увеличивается себестоимость провода и снижается экономическая целесообразность их производства.

1.1.4 Сплавы системы Al-PЗМ

В качестве легирующих добавок для улучшения свойств алюминиевых сплавов широко используются РЗМ.

Сегодня без сплавов Al-PЗМ невозможно развитие средств связи и коммуникаций, современных компьютеров, лазерной техники, оптических систем оборонной техники.

Анализ научно-технической литературы [79, 80] показал, что присутствие РЗМ в алюминиевом сплаве улучшает их эксплуатационные характеристики – существенно повышается прочность, показатели жаропрочности и термостойкости, улучшается коррозионная стойкость.

Благодаря низкой растворимости (не превышает 0,2-0,3 %) РЗМ в твердом растворе алюминия, обеспечивается высокая электропроводимость сплавов.

Для изготовления токопроводящих жил в России выпускается проволока из жаропрочного сплава 01417 с содержанием РЗМ до 9,0 вес.% [81].

Проволока из сплава 01417 сохраняет работоспособность при длительной эксплуатации при высоких температурах (250 °С) и, как правило, используется для бортпроводов авиалайнеров [82].

Практическая нерастворимость РЗМ в алюминии при скоростях охлаждения до 10^4 К/с обеспечивает высокую электропроводность сплава системы Al-PЗМ [83]. Присутствующие в структуре сплавов интерметаллидные фазы, дисперсность и однородность распределения в алюминиевой матрице эвтектической фазы обеспечивают повышение прочности, термостойкости и пластичности данного сплава [79, 80, 84].

Токопроводящую проволоку из алюминиевого сплава 01417 получают методом гранульной технологии. Надо отметить, что гранулирование представляет собой единственный метод, позволяющий достигать высоких скоростей охлаждения (до 10^6 К/с) [85].

Механические и электрические характеристики проволоки из сплавов 01417 и АЦр1Е представлены в Таблице 1.8 [23, 86, 87].

Таблица 1.8 – Механические и электрические характеристики проволоки из сплавов 01417 и АЦр1Е [23]

Сплав	Термическая обработка	σ_B , МПа	δ , %	ρ , Ом·м· 10^{-9}
01417	Без термообработки	281	2,3	32,8
	Отжиг при 300 °С	181	7,2	32,0
АЦр1Е	Без термообработки	215	2,5	29,6
	Отжиг при 300 °С	180	>5	29,2

В сплавах системы Al-PЗМ с помощью детализации химического состава, технологий производства, технологических параметров возможно достижение наилучшего сочетания прочностных, физико-технических и эксплуатационных свойств.

Резкое диспергирование структурных составляющих многокомпонентных сплавов алюминия РЗМ достигается методом быстрой и сверхбыстрой кристаллизации.

В исследовании [88] авторы провели сравнительный анализ проволоки из проводникового алюминиевого сплава Al-7%РЗМ, изготовленной по гранульной технологии и полученного литьем в ЭМК.

Полученные материалы демонстрируют, что образцы проволоки из сплава 01417, отлитые в ЭМК и подвергнутые ИПД методом КВД показывают прочность, более чем в 3 раза превышающую прочность исходного материала и почти в 2 раза прочность заготовок порошкового сплава Al-10%РЗМ (La и Ce), полученных методом механического легирования.

Ученые ФГАОУ ВПО «Сибирского федерального университета» исследовали составы алюминиевых сплавов электротехнического назначения с различным содержанием церия и лантана. Исследования показали, что для производства

электрических проводников можно использовать низколегированные сплавы системы Al-PЗМ. При увеличении количества PЗМ в сплаве возрастают прочностные характеристики и падает пластичность, значения удельного сопротивления становится выше. Увеличение концентрации легирующих элементов усиливает неоднородность структуре слитка.

Однако применение алюминиевых сплавов системы Al-PЗМ для массового или серийного производства затруднительно из-за сложностей технологии производства, дороговизной легирующих компонентов, высокими требованиями к исходному материалу и ряда других проблем [88, 89], делающими сплав дорогим и сложным в производстве.

1.1.5 Сплавы системы Al-Fe

Сплавы системы Al-Fe очень привлекательны для практического применения в промышленности. Компоненты сплава содержат исключительно металлы самые дешевые по стоимости. Железо является доминирующей, главной и постоянной примесью алюминиевых сплавов, попадая из руды, при расплаве и разливке, при легировании материалами низкой чистоты, из незащищенных элементов литейных форм, инструмента и так далее [90].

Ответственные изделия, изготавливаемые из алюминиевых сплавов, как правило, имеют строгие ограничения по примесям, прежде всего это относится к железу. Во многих случаях такие ограничения требуют применения алюминия повышенной чистоты, что приводит к заведомо высокой степени себестоимости сплава [91].

Незаменимым инструментом для анализа алюминиевых сплавов является диаграмма состояния Al-Fe. Диаграмма состояния алюминий – железо сложная, с несколькими промежуточными фазами. Алюминий с железом в равновесных условиях образуют твердые растворы, интерметаллические соединения и эвтектику. Железо является переходным металлом, который образует с алюминием эвтектику $L \rightarrow Al + Al_3Fe$, температура эвтектики находится в диапазоне 646-655 °C [92], а вероятный эвтектический состав лежит в интервале 1,7-2,5 вес.% Fe. При этом диаграмма состояния системы Al-Fe, представленное на Рисунке 1.3, демонстрирует, что в твердом алюминии железо практически не растворимо и составляет порядка 0,03 ат.% (0,062 вес.%) при эвтектической температуре [90].

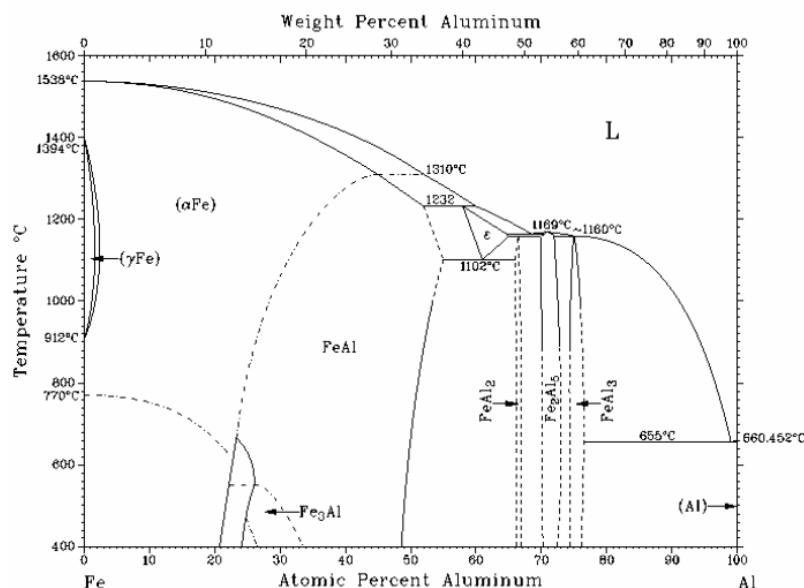


Рисунок 1.3 – Фазовая диаграмма системы Al-Fe [90]

Равновесная с алюминием фаза Al_3Fe (40,7 %Fe) занимает обширную гомогенную область от 37,3 до 40,7 % и образуется непосредственно из расплава при 1147 °C.

Al_3Fe – одна из самых сложных структур интерметаллических соединений, имеющая моноклинную элементарную ячейку с периодами $a = 15,489 \text{ \AA}$; $b = 8,0834 \text{ \AA}$; $c = 12,476 \text{ \AA}$; $\beta = 107^\circ 43'$ [92]. (пространственная группа $C 2/m$, 100 атомов в элементарной ячейке).

На основе анализа фазовой диаграммы Al-Fe и научных трудов [93-96] в сплаве, при высокой интенсивности охлаждения ($V_c \geq 10 \text{ }^\circ\text{C/c}$) в процессе кристаллизации могут образовываться метастабильные соединения Al_6Fe (25,6 %Fe) и стабильные фазы $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$. Метастабильная фаза Al_6Fe (пространственная группа $c 2cm$, 28 атомов в элементарной ячейке) имеет упорядоченную орторомбическую решетку с параметрами $a = 7,440 \text{ \AA}$; $b = 6,4644 \text{ \AA}$; $c = 8,779 \text{ \AA}$.

Термодинамические расчеты и анализ микроструктур указывает на то, что метастабильная фаза Al_6Fe является доминирующей фазовой конкуренцией со стабильной фазой $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$.

Железо взаимодействует с алюминием, образуя интерметаллические фазы различных типов, претерпевающих разные циклы преобразований в зависимости от технологических режимов обработки [97, 98], в первую очередь от условий и температуры кристаллизации [99-103]. Тем не менее, большинство интерметаллидных фаз являются неустойчивыми и существуют лишь в течение ограниченного времени. С

практической точки зрения, основное внимание сосредоточено на свойствах стабильной фазы $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ и метастабильной фазы Al_6Fe . Параметры кристаллической решетки, особенности строения во многом определяет механические и другие эксплуатационные свойства соединений системы Al-Fe. Параметры кристаллической решетки, особенности строения, воздействие наночастиц на структуру алюминиевой матрицы во многом определяют необходимый уровень физико-механических и других эксплуатационных свойств сплавов Al-Fe [101].

Железо весьма сильно влияет на структуру как литого, так и деформированного металла и неблагоприятно влияет на механические свойства сплавов. Это связано с присутствием железа и образованием фаз кристаллизованного происхождения грубой морфологии, псевдопервичных и крупнопервичных кристаллов. Железо постоянная примесь алюминия и повышение уровня железа приводит к резкому снижению электропроводности, пластичности и химической стойкости алюминия и значительно увеличивает прочность и твердость [90, 93, 94, 104].

Чем меньше скорость охлаждения при кристаллизации отливок, тем сильнее вредное воздействие железа, так как при этом происходит более сильное огрубление железосодержащих фаз [24].

Железо в алюминиевом сплаве может способствовать уменьшению размера зерна – особенно это заметно при рекристаллизации. Это объясняется тем, что дислокации закрепляются у частиц фазы Al_3Fe , что препятствует увеличению размера зерен [92, 93].

В Таблице 1.9 [92] представлены в сравнении механические характеристики сплавов системы Al-Fe с различной концентрацией железа.

Таблица 1.9 – Сравнительные механические характеристики свойств сплавов системы Al-Fe [92]

[illegible]

Низколегированные проводниковые сплавы системы Al-Fe в последние десятилетия вызывают интерес сочетанием их эксплуатационных характеристик и невысокой стоимостью по сравнению с другими сплавами.

Железо – вредная и опасная примесь для большинства алюминиевых сплавов, несмотря на это, в некоторых сплавах оно может выступать как легирующий элемент [90].

В конце 70-х годов прошлого столетия в США и Канаде разработаны алюминиевые сплавы с легирующими добавками железа и других элементов (так называемой 8000-й серии), которые массово применяются для производства проводов и кабелей. Сплавы обладают достаточно высокой прочностью, низкой плотностью, хорошей электропроводностью, повышенной коррозионной стойкостью, хорошей обрабатываемостью.

Отечественная промышленность освоила производство проводов на основе сплавов 8030 и 8176 для применения электропроводке зданий и сооружений.

Согласно ГОСТ Р 58019-2017 [19] проволока электротехнического назначения из алюминиевых сплавов марок 8176 и 8030 изготавливается диаметром 9,5 мм способом СЛП из первичного алюминия марки не ниже А5Е по ГОСТ 11069. Химический состав и физико-механические свойства катанки из алюминиевых сплавов 8176 и 8030 представлены в Таблице 1.10 и 1.11 соответственно.

Таблица 1.10 – Химический состав сплавов 8176 и 8030 по ГОСТ Р 58019-2017 [19]

Марка катанки	Массовая доля, %, не более										
	Al	основных компонентов		примесей						прочих компонентов, не более	
		Fe	Cu	Si	Mg	Cu	Zn	Ga	Σ Ti, V, Cr, Mn	кажд.	всего
8176	осн	0,40-0,50	-	0,07	0,02	0,01	0,04	0,01	0,015	0,03	0,15
8030	осн	0,35-0,45	0,15-0,19	0,07	0,02	-	0,04	0,01	0,015	0,03	0,10

Таблица 1.11 – Физико-механические свойства сплавов 8176 и 8030 по ГОСТ Р 58019-2017 [19]

Марка катанки	Удельное электрическое сопротивление, Ом·мм ² /м, не более	Временное сопротивление (σ_B), МПа	Относительное удлинение после разрыва, %, не менее
8176 – О	0,0286	60-110	32
8176	0,0287	115-140	12
8030 – О	0,0286	60-110	32
8030	0,0287	115-140	12

Авторами в работе [105] приведены результаты исследования микроструктуры и изучения физико-механических характеристик деформированных полуфабрикатов из сплавов 8030 и 8176, полученных различными методами обработки, включая СЛП. В исследовании авторы представляют результаты анализа микроструктуры при комбинированной обработки, включая непрерывное литье, прокатку и прессование. Установлено, что для дальнейшего волочения целесообразно использовать метод комбинированного литья, прокатки и прессования с последующим отжигом, так как это позволяет достичь необходимого уровня механических свойств металла при минимальных затратах на его производство.

В последние десятилетия проводится активная и в большинстве случаев высокоэффективная работа по целому ряду направлений получения качественной продукции кабельной промышленности. Сплавы активно изучаются и исследуются как отечественными, так и зарубежными учеными на предмет методов получения и обработки, методов литья, комбинаций по химическому составу, влияния деформационных и термических обработок. Всесторонне исследуются и разрабатываются технологические и технические решения для получения проволоки из алюминиевых сплавов системы Al-Fe [106, 107].

Существенными недостатками алюминиевых сплавов марок 8030 и 8176 являются их относительно низкая механическая прочность и термическая стабильность. Ранее исследования показали, что ИПД может значительно повысить механическую прочность сплавов Al-Fe при сохранении высокой электропроводности [14].

По данным [108] после деформации дисперсные частицы железа оказываются распределенными более упорядоченно.

В частности, метод ИПД обеспечивает значительное увеличение прочности сплавов системы Al-Fe [98, 109, 110]. В работе [111] продемонстрировано, что формирование в сплавах УМЗ структуры в процессе ИПД приводит к увеличению прочности в 6,5 раз. Однако формирование УМЗ структуры сопровождается снижением электропроводности на ~ 20 %.

Идет поиск сочетаемых легирующих добавок. Представляет интерес система Al-Fe с добавкой меди. Медь образует с алюминием твердый раствор, что позволяет гибко подходить к вопросу термообработки. Медь, как легирующий элемент, положительно влияет на прочностные характеристики сплава системы Al-Fe [112-115]. Сплав 8030 с добавлением меди сохраняет прочностные свойства при высоких температурах эксплуатации [15].

Для получения регламентируемых физико-механических свойств жил кабелей и проводов используются специальные режимы волочения и термообработки, целенаправленное изменение химического состава (легирование), формирование в них наноструктурных состояний методами ИПД [116-118]. Исследования последних десятилетий [119, 120] показали, что наноразмерные интерметаллидные фазы могут образовываться в алюминиевых сплавах при их получении методами непрерывного литья в электромагнитный кристаллизатор.

1.2 Технология производства проволоки из алюминиевых сплавов на основе способа литья в ЭМК

При изготовлении проволочной заготовки из пластичных материалов на сегодняшний день применяют технологическую схему, включающую в себя совмещенное литье и последующую прокатку. Электротехническая катанка может быть получена также прессованием, волочением.

Перспективным направлением использования новых технологических решений изготовления длинномерной продукции для нужд промышленности производителей проволоки и кабелей является применение технологии литья алюминиевых сплавов в ЭМК. Метод ЭМК приобрел большое значение в литейном производстве получения проволоки из различных деформируемых алюминиевых сплавов и успешно опробован

при изготовлении экспериментальных проводниковых алюминиевых сплавов системы Al-Mg, Al-PЗМ [121].

Теоретические исследования, приходящиеся на 70-е годы XX века, и анализ методов физического воздействия на жидкий металл в процессе его приготовления позволили сделать вывод, что среди электромагнитных способов и устройств наиболее эффективным, компактным, высокопроизводительным и удобным является применение электромагнитного кристаллизатора. Советские ученые З.Н. Гецелев, Г.А. Балахонцев, Ф.И. Квасов и др. в 70-е годы 20-го века разработали и внедрили в промышленность метод ЭМК. Крупнейшие зарубежные фирмы приобрели в Советском Союзе лицензии и в больших промышленных масштабах применяют литье в ЭМК [122].

ЭМК – сложное электротехническое устройство. Литье в электромагнитное поле отличается от других разновидностей литья слитков. Технология литья в ЭМК обеспечивает требуемые эксплуатационные характеристики, высокое качество выпускаемой продукции, более высокую производительность, низкую себестоимость. Применение технологии литья проволоки в ЭМК позволяет повысить скорость литья на 10-30 %. Формирование слитка сопровождается электромагнитными, гидродинамическими и тепловыми процессами с фазовыми переходами. Магнитогидродинамическое перемешивание расплава, в совокупности с высокими скоростями охлаждения (10^3 К/с), способствует получению уникальной структуры сплавов, равномерного по химическому составу и кристаллической структуры по сечению и длине непрерывного слитка [23, 120-124].

Электромагнитный кристаллизатор, эскиз которого представлен на Рисунке 1.4, состоит из трех основных элементов: индуктора, электромагнитного экрана и кольцевого охладителя.

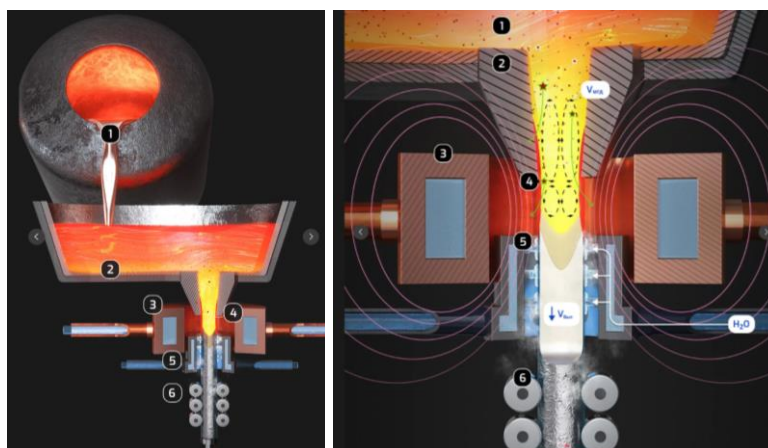


Рисунок 1.4 – Эскиз ЭМК [125]

Принцип действия ЭМК процесса создания проволоки состоит в следующем: с помощью лотка-дозатора 2, жидкий металл 1 подается в индуктор кристаллизатора 3, где под действием высокочастотного магнитного поля, возникают объемные электродинамические силы, удерживающие расплавленный металл в индукторе от растекания. Магнитным полем в столбе жидкого металла создается интенсивная магнитогидродинамическая циркуляция, обеспечивающая в расплаве высокую степень гомогенизации химического состава и термодинамических условий. При этом, неметаллические включения 4 в расплаве полностью отсутствуют, мигрируя из зоны действия электромагнитного поля, тем самым обеспечивается высокая степень чистоты отливки металла. Из кольцевого охладителя 5 охлаждающая жидкость поступает на боковую поверхность слитка, что обеспечивает крайне высокую скорость охлаждения. Жидкий металл, поступающий из охладителя, под действием охлаждающей воды, непрерывно затвердевает и вытягивается намоточным механизмом 6 из кристаллизатора со скоростью 10^3 - 10^4 К/с в виде непрерывного слитка. Получаемая мелкодисперсная структура слитка отличается высокой однородностью и дисперсностью, при этом достигаются высокие прочностные характеристики.

Скорость кристаллизации заготовок при обычных технологических процессах невысокие $V_{кр.} = 10^{-2} \div 10^1$ К/с, переход на новые технологии получение сплавов позволило на порядок увеличить скорость кристаллизации до $V_{кр.} = 10^3 \div 10^6$ К/с. Основной фактор литья, определяющий структуру и свойства литого алюминиевого сплава – скорость охлаждения в период затвердевания. Закономерности характеристик зерновой структуры, определяющей средний линейный размер ячейки дендритной сетки, от скорости охлаждения представлен на Рисунке 1.5. Размер дендритного параметра (d) уменьшается с увеличением скорости охлаждения.

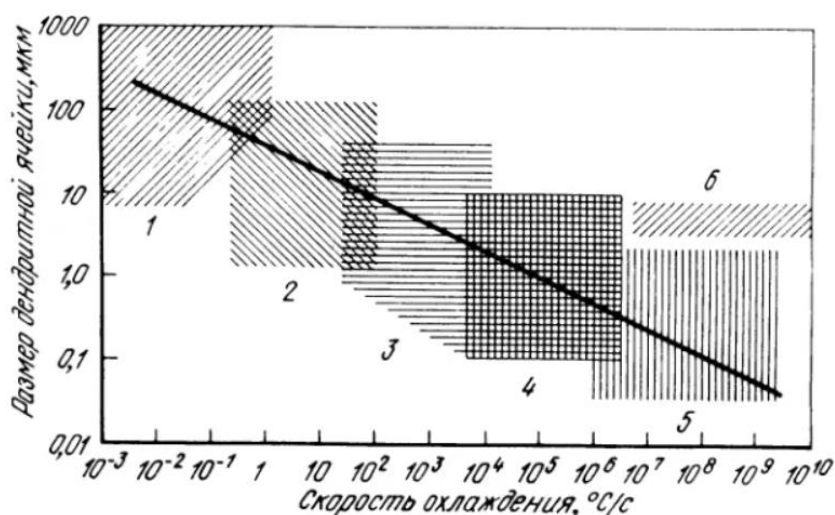


Рисунок 1.5 – Зависимость размера дендритных ячеек от скорости охлаждения при кристаллизации алюминия и его сплавов представлена в [126]: 1 – охлаждение в слитке; 2 – газоструйное распыление расплава; 3 – распыление расплава с водяным охлаждением; 4 – распыление на охлажденную металлическую подложку; 5 – плазменное распыление; 6 – поверхность расплава

Изделия/отливки, полученные методом непрерывного литья в ЭМК, имеют ряд преимуществ: [127-129]:

- интенсивное магнитогидродинамическое воздействие на расплав, высокая скорость кристаллизации свыше 10^3 - 10^4 К/с, что позволяет обеспечить получение проволоки с уникальными свойствами диаметром 5-12 мм;
- бесконтактная технология производства длинномерных слитков небольшого сечения; отсутствие физического, непосредственного контакта между слитком и поверхностью кристаллизатора;
- слиток, полученный по данной технологии, имеет однородную и дисперсную структуру (дендритный параметр в 100 раз меньше, чем в кристаллизаторе скольжения) сопоставимую с гранулами;
- технология позволяет формировать микроструктуру слитка, близкую к более дорогостоящей гранульной технологии;
- в слитках практически отсутствует дендритная ликвация;
- электромагнитное перемешивание расплава в жидкой фазе слитков, как правило, приводит к измельчению структуры, что в свою очередь, позволяет повысить пластичность и получить более высокие прочностные свойства сплавов;

- данная технология обеспечивает чистоту металла по неметаллическим включениям без фильтрации и очистки;
- технология дает возможность получать изделия уже готовые к дальнейшему применению без дополнительной обработки;
- изделия, полученные литьем в ЭМК, позволяют изготавливать проволоку при дальнейшей пластической деформации из специальных алюминиевых сплавов диаметром до 0,10 мм.

1.3 Технология интенсивной пластической деформации

Как следует из современной дислокационной теории реальная прочность металлов – его способность выдерживать приложенную нагрузку без разрушения или пластической деформации, тем выше, чем меньше подвижность дислокаций, то есть чем больше барьеров на ее пути.

Для металлов одним из активно действующих механизмов упрочнения является уменьшение размера зерна структуры. У мелкозернистого металла больше суммарная относительная протяженность границ, больше барьеров на пути скольжения дислокаций, благодаря этому прочность повышается.

Одним из наиболее перспективных и эффективных, уникальных способов, приводящих к изменению физических и механических свойств металлов и сплавов является ИПД. Такой метод многие годы вызывает повышенный интерес у исследователей. Практически ни одна современная конференция, посвященная проблемам физики металлов и металловедения, не оставляет без внимания исследования формирования УМЗ структуры, полученные методами интенсивной пластической деформации. В зарубежной и отечественной научной литературе [109, 130-134] изучаются перспективы применения данных методов, и наглядно показано, как данные методы приводят к улучшению важных свойств сплавов в том числе алюминиевых, таких как прочность, выносливость, термостойкость, тепло- и электропроводность.

Измельчение зерен до субмикронного размера главная задача ИПД. С практической точки зрения, не меньшее значение, чем размер зерна имеет интерес структура получающихся границ, уровень неравновесности межзерновых границ, дислокационная структура в теле зерна, формирование дисперсных частиц вторичных

фаз [61, 135, 136]. Контролировать механизмы упрочнения и получать сбалансированные по прочности и пластичности свойства в большинстве металлов и сплавов можно посредством использования различных схем, режимов и методов ИПД [137-139].

На сегодняшний день, для достижения больших деформаций материала, наиболее перспективными и эффективными являются методы ИПД путем КВД [14, 140] и РКУП [141, 142].

Метод интенсивной пластической деформации РКУП является наиболее перспективным и широко применяемым методом для получения объемных УМЗ материалов, имеющих субмикроструктурную и нанокристаллическую структуру.

Достоинством способа РКУП является возможность получения беспористых наноматериалов значительных размеров с уникальными свойствами. Так твердость увеличивается в 2-6 раз, предел прочности в некоторых материалах по оценкам экспериментов возрастает в 4-10 раз [137].

В последнее время традиционный способ РКУП активно развивается. Одним из главных направлений этого развития – создание длинномерных прутков для промышленного производства [143]. Значительный инновационный потенциал имеет метод РКУП-К.

Схема РКУП-К представлена на Рисунке 1.6.

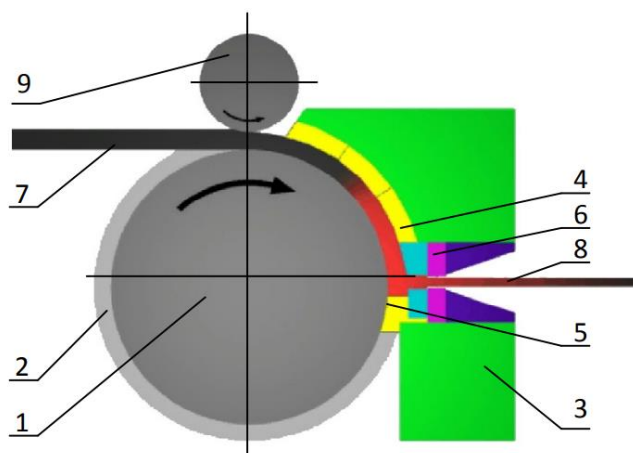


Рисунок 1.6 – Схема, иллюстрирующая процесс непрерывного прессования по технологии Конформ, включает следующие элементы [143]: 1 – рабочее колесо, 2 – кольцевая канавка, 3 – башмак, 4 – кольцевая вставка, 5 – вставка, 6 – матрица, 7 – заготовка, 8 – готовое изделие, 9 – валок

Ряд работ [127, 143, 144], посвященных влиянию РКУП-К на алюминиевые сплавы, показывают, что РКУП-К увеличивает твердость и прочность материала.

Метод РКУП-К позволяет получать заготовки в виде прутков и проволоки с УМЗ структурой. Метод обеспечивает очень большие степени деформации. Из всех процессов ИПД РКУП-К наиболее применим и доведен до промышленного применения.

1.4 Постановка задачи

Согласно анализу зарубежной и отечественной литературы, можно сделать вывод, что в вопросах исследования алюминиевых сплавов, используемых в кабельной промышленности, в основном сохраняется традиционный подход улучшения эксплуатационных характеристик и механических свойств сплавов, в первую очередь, за счет микролегирования и формирования микроструктуры.

Главным сдерживающим фактором широкого применения большинства алюминиевых сплавов – это их высокая себестоимость, связанная с ценой легирующих элементов и способом их производства. Зачастую повышение прочностных характеристик не позволяет сохранить приемлемый уровень электропроводности. Научно-исследовательские центры, промышленность продолжают искать новые сплавы, которые позволят использовать алюминий более эффективно, как с точки зрения физико-механических показателей, так и с финансовых позиций.

В настоящей диссертационной работе, с учетом сказанного, были поставлены следующие цель и задачи исследования:

Цель работы: повысить физико-механические свойства и термостойкость сплавов системы Al-Fe, предназначенных для применения в качестве проводниковых материалов в электротехнике, за счет использования перспективных методов литья в сочетании с деформационной обработкой, включающей интенсивную пластическую деформацию.

Для достижения поставленной цели решались следующие задачи:

1. Исследовать влияние методов традиционного литья в кокиль, литья совмещенного с прокаткой и перспективного метода непрерывного литья в электромагнитный кристаллизатор на микроструктуру, физико-механические свойства и электропроводность сплавов системы Al-Fe с содержанием железа от 0,5 до 3,4 вес.%.

2. Исследовать влияние методов литья, содержания железа и двухэтапной деформационной обработки, включающей на первом этапе РКУП или РКУП-К, а на втором этапе ХП или ХВ, на микроструктуру, физико-механические свойства и термостойкость сплавов системы Al-Fe.

3. Исследовать влияние малой добавки меди (0,3 вес. %) на микроструктуру, физико-механические свойства и термостойкость сплава Al-0,5Fe, полученного методом литья ЭМК и подвергнутого двухэтапной деформационной обработке.

4. Разработать рекомендации по выбору рационального содержания железа, методов литья и режимов деформационной обработки, обеспечивающих наилучшую комбинацию прочности, электропроводности и термостойкости в сплавах системы Al-Fe и апробировать их на производстве.

ГЛАВА 2 Материалы и методы исследований

В качестве материала исследования были выбраны заготовки из алюминиевых низколегированных сплавов системы Al-Fe, изготовленные по традиционным литейным технологиям литьем в кокиль, СЛП, а также впервые изделия были получены с использованием метода непрерывного литья в ЭМК. Исходные литые заготовки подвергались двухэтапной ДО, включающей РКУП или непрерывное РКУП-К для формирования УМЗ структуры содержащей наноразмерные частицы вторых фаз (алюминидов железа) в сплавах, а также ХП или ХВ. Изучались микроструктура образцов и ее изменения в процессе ДО; способы оценки физико-механических свойств и эксплуатационных характеристик исследуемых материалов.

2.1 Методы получения исходных заготовок материалов исследования

Способ совмещенного литья и прокатки (СЛП)

Катанка из сплава 8176 с содержанием железа 0,5 вес.%, произведена на Кандалакшском Алюминиевом заводе ОК «РУСАЛ» (г. Кандалакша, Россия) по серийно применяемой технологии – СЛП, схема которой показана на Рисунке 2.1. Химическая композиция образцов катанки сплава (Таблица 2.1) соответствует требованиям ГОСТ Р 58019-2017 [19]. Диаметр катанки 9,5 мм (Рисунок 2.2).

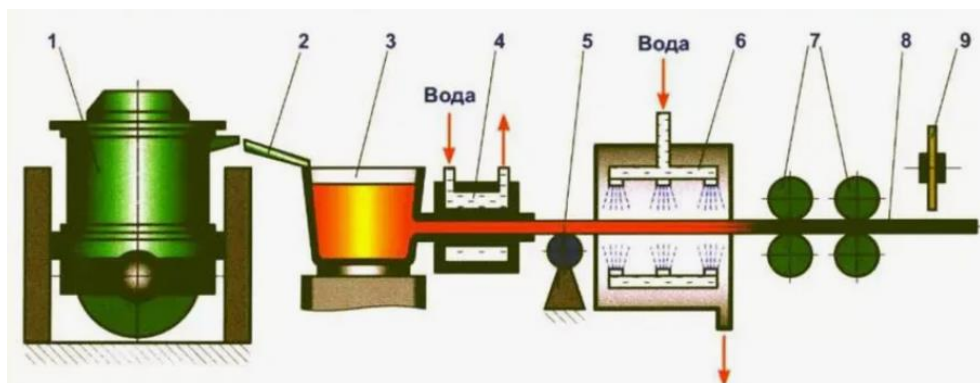


Рисунок 2.1– Схема СЛП: 1 – плавильная печь, 2 – приемный лоток; 3 – печь выдержки; 4 – водоохлаждаемый кристаллизатор, 5 – стойка, 6 – панель охлаждения, 7 – ролики вытяжные, 8 – заготовка; 9 – отрезной круг [145]



Рисунок 2.2 – Внешний вид образца, полученный СЛП

Литье в кокиль (ЛК)

Исходные заготовки выполнены из алюминия марки А99 (ГОСТ 11069-2001) [146] с добавлением соответствующих пропорций лигатуры $\text{Fe}_{80}\text{Al}_{20}$ (ГОСТ Р 53777-2010) [147] (сплавы Al-1,7Fe , Al-3,4Fe (вес.%)) изготовлены методом литья в кокиль с охлаждением при скорости на уровне примерно 20 К/с и представлены в виде прутков диаметром 22 мм и длиной 200 мм. Схема литья в кокиль изображена на Рисунке 2.3.

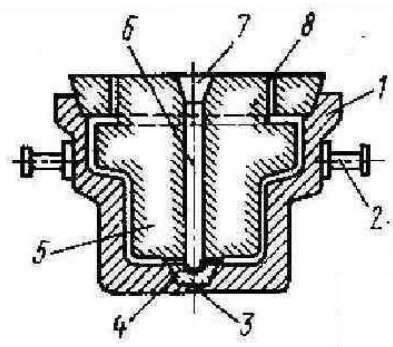
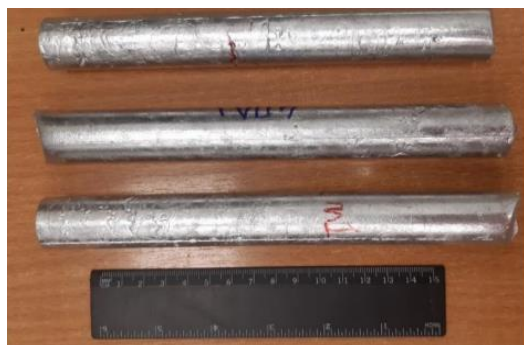


Рисунок 2.3 – Основные элементы кокиля [145]: 1 – корпус кокиля, 2 – цапфы, предназначенные для поворота кокиля при извлечении отливки; 3 – вентиляционные отверстия; 4 – стержневая вставка; 5 – стержень; 6 – стояк; 7 – литниковая воронка; 8 – выпоры

Плавление осуществлялось в электрической печи сопротивления GRAFICARBO GF 1100 (Graficarbo S.R.L., Зорлеско, Италия) в графитовом тигле при температуре 820-850 °С на кафедре обработки металлов давлением Российского национального исследовательского технологического университета «МИСиС» (Москва, Россия). Внешний вид исходных образцов показан на Рисунке 2.4 а. Для получения заготовок

нужного размера отливки подвергали ХВ со скоростью 0,2 м/с на лабораторном сортовом двухвалковом реверсивном стане компании HANKOOK MTECH INDUSTRIES (Южная Корея) (Рисунок 2.5 а, б) до диаметра 10 мм (Рисунок 2.4 б). Химический состав материалов исследований представлен в Таблице 2.1.



а



б

Рисунок 2.4 – Внешний вид исходных литых образцов (а) и образцов, которые были обработаны для достижения требуемых геометрических размеров с помощью прокатки и последующего волочения (б)



а



б

Рисунок 2.5 – 2-х валковый реверсивных стан фирмы HANKOOK M-TECH INDUSTRIES (Южная Корея) (а), валки для сортового проката (б)

Таблица 2.1 – Химический состав материалов исследований, полученных традиционными методами литья (вес.%)

Сплав	Al	Fe	Si	Cu	$\Sigma(\text{Zn, Ti, Ni, V})$
8176 (Al-0,5Fe)	Основа	0,5	0,06	0,01	<0,03
Al-1,7Fe	Основа	1,7	0,12	0,01	<0,04
Al-3,4Fe	Основа	3,4	0,04	0,01	<0,04

Литье в электромагнитный кристаллизатор (ЭМК)

Исходные заготовки из сплавов Al-0,5Fe, Al-1,7Fe, Al-2,5Fe, Al-0,5Fe-0,3Cu (вес.%) (сплав первичного алюминия марки А85 (ГОСТ 11069-2001) [146] с добавлением лигатуры Fe₈₀Al₂₀ (ГОСТ Р 53777-2010) [147] в необходимой пропорции, а также меди марки М1) были получены способом непрерывного литья сплавов в ЭМК по технологии ElmaCast™ в ООО «Научно-производственный центр магнитной гидродинамики» (Красноярск, Россия) в рамках партнерского взаимодействия. Схема процесса литья представлена на Рисунке 2.6. Температура расплава превышала 800 °С. Скорость охлаждения при кристаллизации заготовки была не менее 1000 К/с. Внешний вид образцов-катанки диаметром 11 мм показана на Рисунке 2.7. Химический состав материалов исследований представлен в Таблице 2.2.

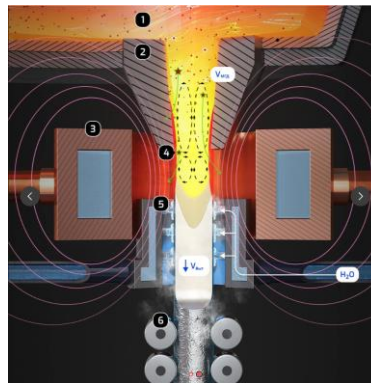


Рисунок 2.6 – Схема литья ЭМК: 1 – жидкий металл, 2 – лоток-дозатор; 3 – индуктор; 4 – миграция неметаллических включений из зоны расплава, 5 –спрей-охладитель, 6 – намоточный механизм [125]



Рисунок 2.7 – Внешний вид образцов катанки после ЭМК

Таблица 2.2 – Химический состав материалов исследований, полученных методом непрерывного литья в электромагнитный кристаллизатор (вес.%)

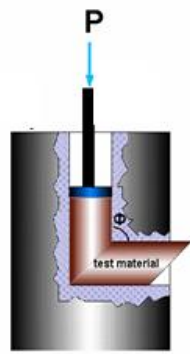
Сплав	Al	Fe	Si	Cu	$\Sigma(\text{Zn, Ti, Ni, V})$
Al-0,5Fe	Основа	0,5	0,04	0,01	<0,03
Al-1,7Fe	Основа	1,7	0,03	0,01	<0,04
Al-2,5Fe	Основа	2,5	0,03	0,01	<0,03
Al-0,5Fe-0,3Cu	Основа	0,5	0,02	0,30	<0,01

Сплавы Al-0,5Fe и Al-0,5Fe-0,3Cu аналогичны по химическому составу серийно выпускаемым на предприятиях кабельной промышленности методом совмещенного литья и прокатки в России и за рубежом проводниковым сплавам марок 8176 и 8030 (ГОСТ Р 58019-2017) [19] соответственно, производимых на предприятиях кабельной промышленности методом СЛП.

2.2 Методы и режимы деформационно-термической обработки материалов исследования

Равноканальное угловое прессование (РКУП)

Одним из распространенных и наиболее эффективных способов ИПД является метод РКУП, используемый для управления нано- или УМЗ микроструктурой. Метод заключается в создании сдвиговой деформации при продавливании материала через наклонные каналы, создавая различные дефекты кристаллов сплава, изменяя при этом микроструктуру материала (Рисунок 2.8 а) [137].



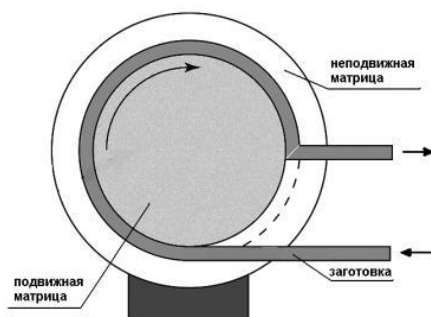
а



б

Рисунок 2.8 – Принципиальная схема РКУП [137] (а) и внешний вид полученных образцов (б)

Исходные образцы сплавов подвергались 4 циклам РКУП при комнатной температуре (КТ) по режиму Вс (с поворотом вокруг оси образца на 90°) в оснастке с углом сопряжения каналов 120° . Сечение каналов оснастки РКУП – квадратное, размером 10×10 мм. Такие условия РКУП обычно используются для формирования УМЗ структуры в низколегированных алюминиевых сплавах [58, 144, 148, 149]. В результате обработки РКУП были получены заготовки, не содержащие каких-либо поверхностных дефектов (Рисунок 2.8 б). Другая часть заготовок была подвергнута обработке по технологии РКУП-К, позволяющей получать длинномерные образцы по идентичному режиму (Рисунок 2.9 а). На Рисунке 2.9 б представлен внешний вид заготовок.



а

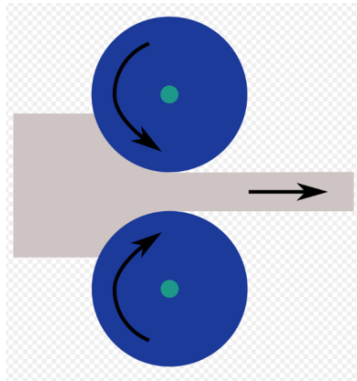


б

Рисунок 2.9 – Принципиальная схема РКУП-К [144] (а) и внешний вид полученных образцов (б)

Холодная прокатка (ХП)

Часть образцов после ИПД на втором этапе, подвергались деформационной обработке методом ХП, на настольных вальцах ЮМО марки ВЭМ-3СМ за шесть технологических переходов. Схема ХП показана на Рисунке 2.10 а. Общая степень деформации прокатки составила 85 %. Были получены тонкие полосы толщиной 1,1 мм (Рисунок 2.10 б).



а



б

Рисунок 2.10 – Принципиальная схема ХП (а) и внешний вид прокатанных образцов (б)

Холодное волочение (ХВ)

ХВ образцов сплавов исходного состояния и после РКУП-К проводилось на специальном цепном волочильном стане до диаметра 3 мм с последовательно уменьшающимся диаметром фильеры, длиной до полутора метров за 8 проходов со скоростью 0,2 м/с с суммарной деформацией (обжатием) 94 % и степенью вытяжки – 16. Принципиальная схема волочения представлена на Рисунке 2.11 а. Волочение проводилось при КТ. Для сопоставления часть образцов сплавов, полученных литьем в ЭМК, подвергалась ХВ без применения ИПД. На Рисунке 2.11 б представлен внешний вид заготовок после ХВ.

Степень деформации – обжатие рассчитывается по формуле [150] (2.1):

$$\varepsilon_{об} = \frac{d_0^2 - d_{п}^2}{d_0^2} \cdot 100\%, \quad (2.1)$$

Показатель вытяжки рассчитывается по формуле [150] (2.2):

$$\lambda_{об} = \frac{d_0^2}{d_{п}^2}, \quad (2.2)$$

где d_0 – диаметр поперечного сечения в начале волочения, мм;

$d_{п}$ – диаметр конечного размера проволоки, мм.

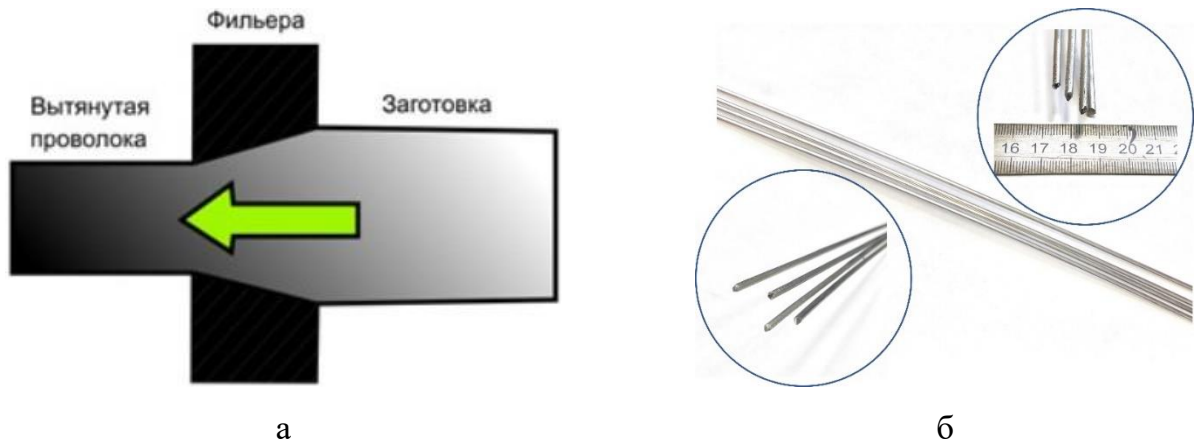


Рисунок 2.11 – Принципиальная схема ХВ (а) и внешний вид заготовок после ХВ (б)

Термическая обработка (термостойкость)

Оценка уровня термостойкости проводилась в соответствии с методикой, изложенной в ГОСТ Р МЭК 62004-2014 и IEC 62641:2023 [21, 22]. Часть образцов после двухэтапной ДО подвергали отжигу в электропечи Nabertherm B180 (Nabertherm, Liliethal, Германия). Температура нагрева 230 °С и 280 °С. Время выдержки в течение 1 часа и охлаждением при КТ. Это имитирует допустимую температуру 180 °С и 240 °С при эксплуатации в течение 400 часов или 40-летнюю эксплуатацию при непрерывно действующей температуре 150 °С и 210 °С соответственно. Если величина предела прочности (σ_B) проводников при комнатной температуре снижается не более чем на 10 % по сравнению с изначально измеренными значениями перед отжигом, образцы признаются термически стойкими.

2.3 Методы исследования микроструктуры

Исследование и анализ параметров микроструктуры (средний размер зерна, средний размер частиц, интервал между частицами, характеристики и тип кристаллической решетки, морфология частиц, плотность и распределение дефектов,

структура границ зерен, а также ориентация отдельных зерен, проводили методами РЭМ и ПЭМ. Для оценки фазового состава сплава использовали метод РСА.

2.3.1 Растровая электронная микроскопия

Исследование микроструктуры проводили с помощью РЭМ на микроскопе JEOL JSM-6490LV (JEOL, Токио, Япония) [151].

Изображение формировалось сканированием поверхности образца генерированием вторичных электронов и других сигналов, регистрируемые детекторами. Анализ структуры и химического состава выполнялся методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (ЭДС) энергодисперсионным детектором рентгеновского излучения INCA X-Act. Для обработки изображений и количественных измерений применялось программное обеспечение ImageJ (версия 0.4.0.).

Подготовку поверхности для исследования осуществляли на шлифовально-полировальном станке фирмы Struers. Для шлифовки использовали абразивную бумагу разной зернистости с постепенным переходом от более грубого абразива (P1200) к более мелкому (P2500). Полирование проводили алмазной пастой, на основе порошков синтетических алмазов, 10, 7, 5, 3, 1 мкм.

Для финальной полировки поверхности образцов использовали тканевые полировальные круги и коллоидную кремниевую суспензию OP-S с дисперсностью оксидных частиц 0,01 мкм с временем обработки не более 30 сек.

2.3.2 Просвечивающая электронная микроскопия

Микроструктуру изучали методом ПЭМ на микроскопе JEOL JEM 2100 (JEOL, Токио, Япония) при ускоряющем напряжении 200 кВ [151, 152] на специально подготовленных образцах (фольгах) толщиной 100-120 мкм.

Подготовка образцов фольги включала следующие этапы: вырезка исходной заготовки; механическое уменьшение толщины заготовки до 250 мкм; вырезка фольговых заготовок диаметром 3 мм; дальнейшее механическое уменьшение толщины до 100-120 мкм; электрохимическое полирование для создания отверстия с краями, прозрачными для электронов.

Фольги для изучения микроструктуры подвергали электрополировке методом двухструйной полировки на оборудовании Struers Tenupol-5 (Struers, Копенгаген, Дания) с применением раствора, состоящего из 20 % азотной кислоты и 80 % метанола. Полирование осуществлялось при температуре раствора -20 °С и напряжении 20 кВ. Для получения статистически достоверных результатов исследовали не менее трех фольг на одно состояние.

Автоматизированный статистический анализ определения среднего размера зерен структурных компонентов осуществлялось с помощью программы «GrainSize», при этом для усреднения использовалось не менее ста значений.

2.3.3 Рентгеноструктурный анализ

РСА, основанный на дифракции рентгеновских лучей, выполнен на дифрактометре Bruker D2 Phaser (Bruker, Биллерика, Массачусетс, США). (Излучение с длиной волны $\lambda=1,5406 \text{ \AA}$). Атомная структура – параметры решетки (a), области когерентного рассеяния (ОКР) и уровень упругих микроискажений кристаллической решетки ($\langle \epsilon^2 \rangle^{1/2}$) вычислялись методом уточнения Ритвельда с использованием программы MAUD (версия 2.992) [153]. Для определения плотности дислокаций (ρ) применялось уравнение [154] (2.3).

$$\rho = \frac{2\sqrt{3}(\epsilon^2)^{1/2}}{D \cdot b}, \quad (2.3)$$

где $(\epsilon^2)^{1/2}$ – уровень упругих микроискажений, %;

D – размер когерентной области, нм;

b – значение вектора Бюргерса, \AA .

2.4 Методы определения механических свойств

Механические испытания плоских образцов на растяжение проводились в соответствии с рекомендациями ГОСТ 1497-84 [155] (Рисунок 2.12) с использованием электромеханической испытательной машины Instron 5982 (Instron, Норвуд, Массачусетс, США) со скоростью деформации 10^{-3} с^{-1} при КТ. Образцы изготавливались методом искровой резки) с размерами рабочей части ($2,0 \times 1,0 \times 6,0 \text{ мм}$) и подвергались

механической полировке с использованием сверхтонкой (1/0) алмазной пасты. Внешний вид заготовок представлен на Рисунке 2.13 а, б.

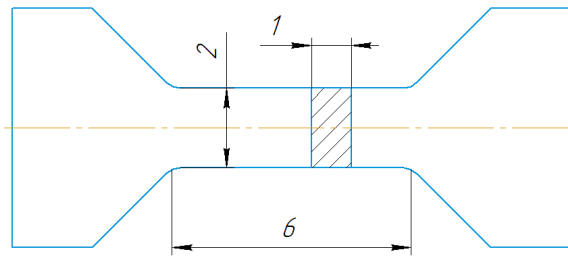
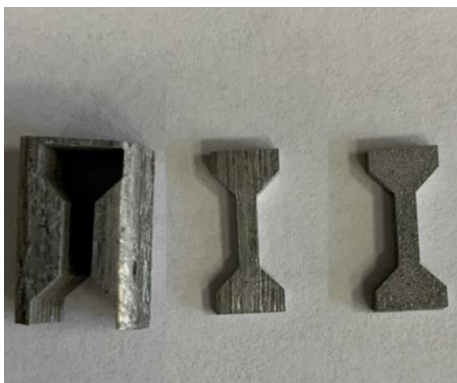
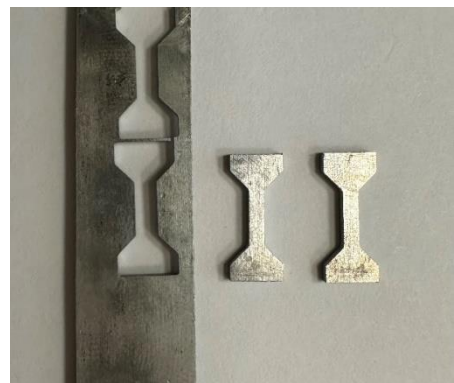


Рисунок 2.12 – Чертеж образца для механических испытаний



а



б

Рисунок 2.13 – Внешний вид заготовок после РКУП (а) и после ХП (б)

Механические испытания на растяжение для оценки предела прочности (σ_B), предела текучести ($\sigma_{0,2}$), и относительного удлинения (δ) образцов проволоки проводились в соответствии с ГОСТ 10446-80 [156]. Диаметр образца 3 мм, длина рабочей части 200 мм. Образец подвергался воздействию постоянной нагрузки со скоростью деформации 100 мм/мин. Для обеспечения надежности результатов в каждом эксперименте использовалось не менее трех образцов.

По результатам испытаний, получена диаграмма - график зависимости удлинения образца от приложенной нагрузки, дающая возможность определить характеристики прочности, предел текучести и относительное удлинение по формулам (2.4) и (2.5) [156]:

$$\sigma = \frac{F}{A_0}, \quad (2.4)$$

где σ – условные нормальные напряжения, МПа;

F – нагрузка, растягивающая образец, Н;

A_0 – площадь сечения образца, мм².

$$\varepsilon = \frac{\Delta l}{l} \cdot 100\%, \quad (2.5)$$

где ε – относительное удлинение, %;

l – изначальная длина, мм;

Δl – относительное удлинение образца, мм.

2.5 Метод определения электрических свойств

Величины удельной электрической проводимости (УЭП) исходных заготовок экспериментальных образцов алюминиевых сплавов были определены вихретоковым методом по ГОСТ 27333-87 [157] (ВЭ-27НЦ Вихретоковый измеритель), а удельное электрическое сопротивление (УЭС) было измерено на образцах длиной 1 м. стандартным четырехточечным / четырехзондовым методом по ГОСТ 7229-76 [158] (БСЗ-010-3 Микрометр).

Измеряемая электропроводность образцов из алюминиевых сплавов от электропроводности меди (по Международному стандарту отожженной меди, International Annealed Copper Standard – IACS), определяется по формуле [157] (2.6):

$$IACS = \frac{\omega_{Al}}{\omega_{Cu}} \cdot 100\%, \quad (2.6)$$

где ω_{Al} – измеренная электропроводность алюминиевого сплава, МСм/м;

ω_{Cu} – проводимость отожженной химически чистой меди (58 МСм/м).

ГЛАВА 3 Микроструктура и свойства сплавов системы Al-Fe, полученных традиционными методами литья после ДО, включающей ИПД

Сегодня активное использование алюминиевых сплавов становится все более разнообразным. Продолжается увеличение доли их потребления в энергетическом секторе в качестве токопроводящего материала.

В настоящее время производство катанки из электротехнических алюминиевых сплавов в основном осуществляют методом СЛП на литейно-прокатных агрегатах. Также в незначительных объемах катанку получают методом прессования слитков на горизонтальных гидравлических прессах [159]. Серийные производственные процессы дают возможность получать достаточно хорошее сочетание механических и электрофизических свойств, размера и качества поверхности, установленных стандартом, в том числе из сплавов системы Al-Fe [105, 159, 160]. Однако использование технологической связки, например, метода СЛП и последующего волочения, не имеет резервов для улучшения комплекса свойств производимой проводниковой продукции.

Одним из эффективных подходов повышения комплекса свойств сплавов электротехнического назначения, является использование при их обработке различных методов ИПД [8, 161]. В большом количестве исследований представлено, что ИПД обеспечивает получение материалов с более высоким уровнем свойств, за счет измельчения зерен, формирования УМЗ структуры и рационального фазового состава. Наиболее перспективными для коммерциализации в настоящее время является метод РКУП и его модификация, позволяющая деформировать длинномерные заготовки – процесс РКУП-К [58, 144, 162]. РКУП-К дает возможность получать катанку с геометрическими размерами, востребованными промышленностью, из которой затем изготавливают кабельную продукцию.

В третьей главе приведены результаты исследований микроструктуры и оценка физико-механических свойств сплавов системы Al-Fe с содержанием железа от 0,5 вес.% (коммерческий электротехнический сплав марки 8176) до 3,4 вес.%, полученных традиционными методами литья, такими как литье в кокиль и СЛП, после двухэтапной ДО, включающей РКУП.

3.1 Исходная микроструктура и физико-механические свойства литых сплавов системы Al-Fe

Микроструктура образцов сплава системы Al-Fe (содержание железа от 0,5 до 3,4 вес.%), полученных СЛП представлены на Рисунках 3.1-3.3. Микроструктурные параметры, такие как объемная доля интерметаллидных частиц или эвтектики ($V_{\text{ч}}$, %), размер дендритной ячейки ($d_{\text{яч}}$, мкм), ширина частиц ($h_{\text{ч}}$, нм) и их длина ($L_{\text{ч}}$, нм), представлены в Таблице 3.1. Во всех сплавах микроструктура представляет собой алюминиевую матрицу, содержащую частицы вторых фаз кристаллизационного происхождения.

На Рисунке 3.1 представлены результаты исследований микроструктуры образцов сплава 8176 (Al-0,5Fe) в продольном сечении, полученных методом СЛП. Совмещение литья и прокатки в одном технологическом процессе СЛП обеспечивает на всех этапах непрерывного метода (нагрев металла, заливка металла, кристаллизация металла, деформация/прокатка металла в валках, перемещение заготовки) структурные явления, развивающиеся одновременно и последовательно при горячей деформации [163]. В следствии чего в результате СЛП формируется микроструктура, состоящая из вытянутых в направлении деформации субзерен шириной $1,5 \pm 0,3$ мкм и длиной до 4 мкм (Рисунок 3.1 а). О том, что структура образована в основном сеткой границ, имеющих малоугловую разориентацию, свидетельствует тот факт, что все структурные элементы на полученных ПЭМ изображения, находятся в отражающем положении. В процессе прокатки формируются скопления интерметаллидных частиц алюминидов железа в виде «строчек», которые имеют форму стержней. Поперечный размер этих частиц составляет 310 ± 45 нм длиной до 2 мкм (Рисунок 3.1 б). Объемная доля интерметаллидных фаз ($V_{\text{ч}}$) невелика и составляет $2,9 \pm 0,5\%$.

Вид микроструктуры, наблюдаемой в исходных образцах катанки сплава 8176, полученных методом СЛП, характерен для горячепрессованных и горячекатанных полуфабрикатов из алюминиевых сплавов [164]. Такое сходство микроструктуры представляется логичным, так как в процессе СЛП, на финальной стадии процесса, горячие, только закристаллизовавшиеся заготовки сплава подвергали сортовой прокатке на прокатных клетях, в условиях, соответствующих горячей прокатке [165].

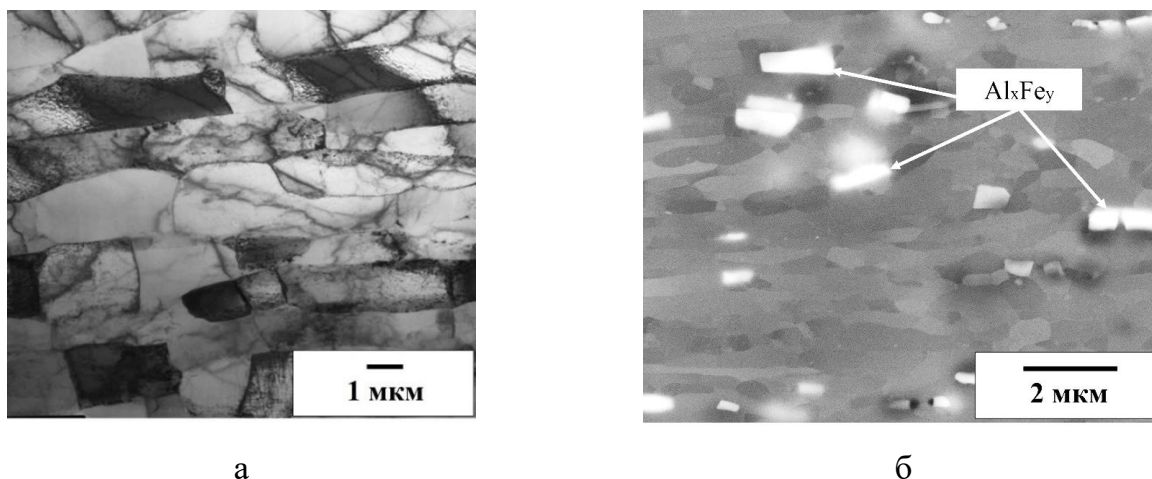


Рисунок 3.1 – Исходная микроструктура образцов сплава 8176, полученной методом СЛП: а – ПЭМ, б – РЭМ (на (б) стрелками указаны частицы алюминидов железа)

Микроструктура образцов сплава Al-1,7Fe, отлитых в кокиль, образована смесью алюминия (Al) и эвтектической фазы ((Al)+Al_xFe_y), в состав которой входят дисперсные частицы алюминида железа (Рисунок 3.2). Ячейки алюминиевой фазы имеют форму эллипса, ограничены стенками, которые образованы алюминиево-интерметаллидными конгломератами – эвтектикой. Объемная доля интерметаллидной фазы ($V_{\text{ч}}$), входящей в состав эвтектики составляет $6,1 \pm 1,0$ %. Фазы имеют форму стержней/тонких пластин длиной до 10 мкм, имеющих толщину 300 ± 100 нм. Средний размер $d_{\text{яч}}$ составляет 13 ± 5 мкм. Для ряда алюминиевых сплавов, авторы опубликованной работы [126] экспериментально установили зависимость между средней скоростью кристаллизации/охлаждения и средним размером зерна $d_{\text{яч}}$ (см. Глава 1, Раздел 1.2, Рисунок 1.5). Исходя из оценки размера $d_{\text{яч}}$, скорость кристаллизации сплава, полученного литьем в кокиль, составила 10-20 К/с, что согласуется с выводами работы [126]. Анализ изображений микроструктуры центральной зоны слитка (Рисунок 3.2 а) и его периферии (Рисунок 3.2 б) показывает, что микроструктура однородна. Это означает, что в слитке диаметром 22 мм при литье в кокиль (графитовую изложницу) разница в скорости кристаллизации по зонам незначительна. На Рисунке 3.2 б, также видно несколько интерметаллических частиц (размером до 2 мкм), заметно более крупных, чем основная часть частиц в объеме образца. Однако, их количество незначительно и наличие столь крупных интерметаллидных частиц в сплавах Al-Fe даже в больших количествах не оказывает существенного влияния на конечные свойства образцов, обработанных ИПД

[166]. Поэтому, эти частицы в дальнейшем исключили из рассмотрения при оценке средних размеров частиц, а также их вклада в уровень свойств.

Следует отметить, что исходная микроструктура литого сплава Al-1,7Fe подобна микроструктуре характерной для сплавов системы Al-Fe, полученных по серийным традиционным технологиям литья с близкой концентрацией железа [110, 167, 168].

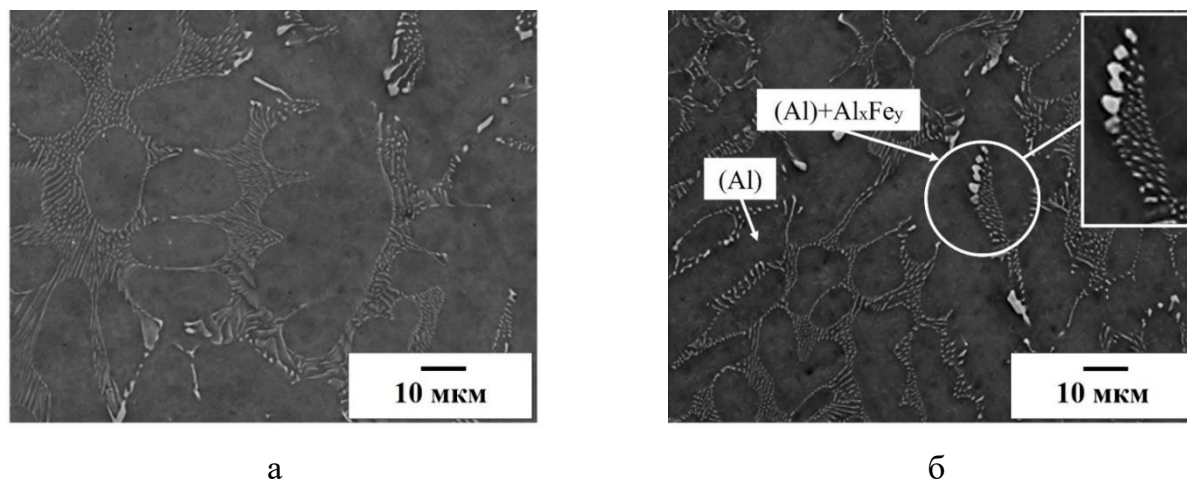


Рисунок 3.2 – Исходная микроструктура литых образцов сплава Al-1,7Fe (РЭМ):
а – центр, б – периферия [169]

Микроструктура отливок сплава Al-3,4Fe (Рисунок 3.3), как и литого сплава Al-1,7Fe, характеризуется равномерно распределенными крупными интерметаллидными частицами алюминидов железа как в центральной части слитка (Рисунок 3.3 а) так и на его периферии (Рисунок 3.3 б), что свидетельствует о незначительной разнице скоростей кристаллизации в разных зонах слитка [169-171]. Что кристаллизация проходила при близких скоростях, говорит и близость среднего размера ячеек сплавов (см. Таблица 3.1). Микроструктура литого сплава состоит из матрицы Al с крупными первичными кристаллами фазы, имеющих форму стержней толщиной до 2 мкм и длиной 12 мкм, хаотично ориентированных в алюминиевой матрице. В структуре также наблюдаются ячейки, размером от 10 до 30 мкм, стенки которых образованы мелкими алюминидами железа, входящими в состав эвтектики, толщиной менее 1 мкм, длиной от 2 до 4 мкм. Объемная доля интерметаллических частиц ($V_{\text{ч}}$) в сплаве Al-3,4Fe составляет $11,0 \pm 2,1\%$. В центральной зоне слитка видно незначительное количество отдельных более грубых включений частиц интерметаллидной фазы полиэдрической формы, размеры которых составляют от 5 до 15 мкм (Рисунок 3.3 а). Однако, эти частицы не отмечаются на

периферии слитка (Рисунок 3.3 б). Так как их мало, то они не могут оказать заметного влияния на уровень свойств материала исследования.

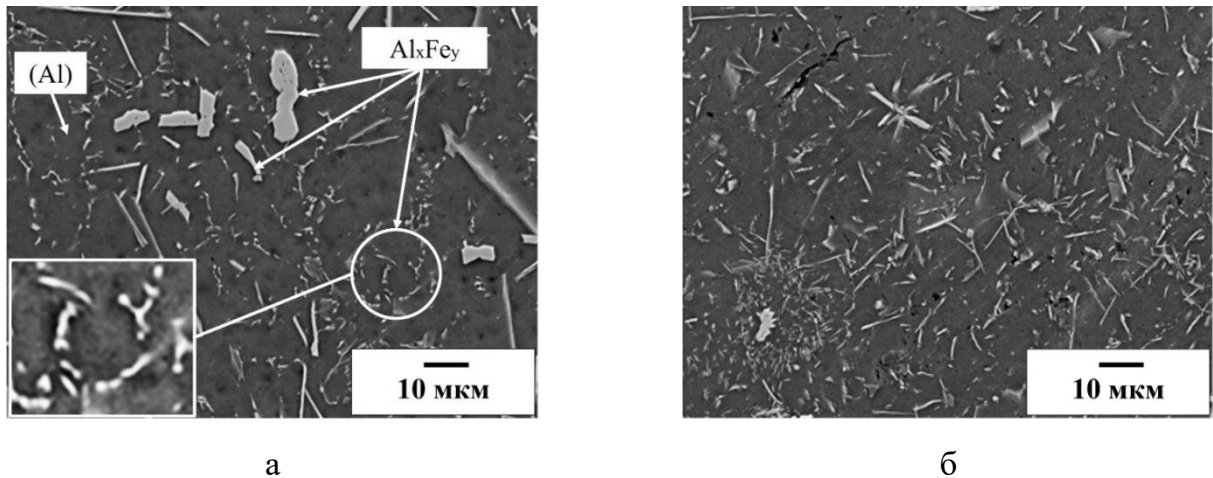


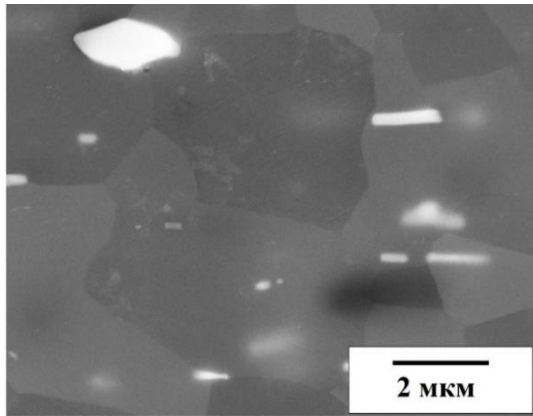
Рисунок 3.3 – Микроструктура литого сплава Al-3,4Fe (РЭМ): а – центр, б – периферия [169, 171]

Таблица 3.1 – Параметры микроструктуры для сплавов Al-Fe в исходном состоянии

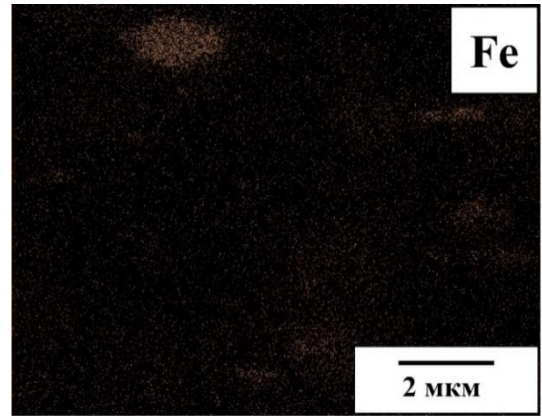
Сплав	$V_{\text{ч}}, \%$	$d_{\text{яч}}, \text{мкм}$	$h_{\text{ч}}, \text{нм}$	$L_{\text{ч}}, \text{мкм}$
Al-0,5Fe (8176)	$2,9 \pm 0,5$	-	310 ± 45	≤ 2
Al-1,7Fe	$6,1 \pm 1,0$	13 ± 5	300 ± 100	≤ 10
Al-3,4Fe	$11,0 \pm 2,1$	20 ± 12	2000 ± 500	≤ 12

Подобная микроструктура наблюдалась в сплавах системы Al-Fe с содержанием железа более 2 вес.%, исследованных авторами работ [166, 172]. Образование крупный первичных алюминидов железа в сплавах Al-Fe с содержанием железа 2 вес.% и более, вероятно обусловлено тем, что перед разливкой температура расплава (алюминия) была недостаточной, чтобы все железо введенное в виде лигатурного прутка, как в нашем случае $\text{Fe}_{80}\text{Al}_{20}$, растворилось в алюминии. Поэтому часть нерастворенных интерметаллидных соединений из лигатуры, осталось в закристаллизовавшейся матрице. Именно из-за низкой скорости охлаждения при литье в кокиль, в алюминии наряду с эвтектической фазой, $((\text{Al}) + \text{Al}_x\text{Fe}_y)$, образовались грубые первичные интерметаллидные частицы Al_xFe_y . Подобного типа микроструктуры отмечаются в заготовках эвтектических и заэвтектических силуминов, отлитых традиционными методами литья, которые не обеспечивают высокой скорости кристаллизации [104].

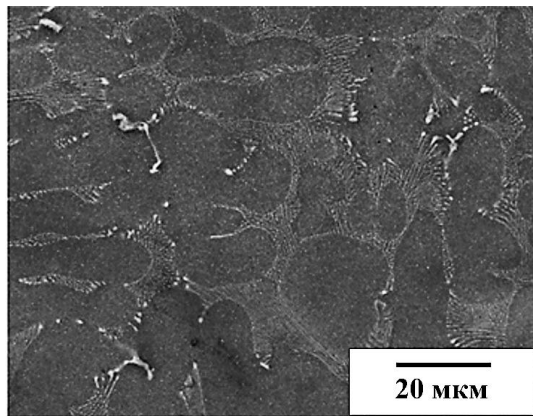
ЭДС позволила установить, что во всех исследуемых материалах в состав интерметаллидных частиц входят железо и алюминий (Рисунок 3.4 а-е). Присутствие железа в алюминиевой матрице при применении данной методики и средств исследования, обнаружено не было.



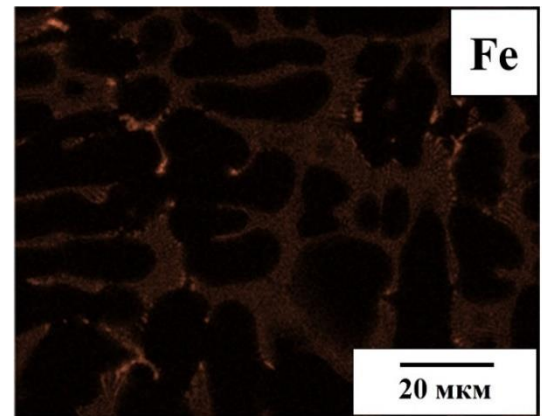
а



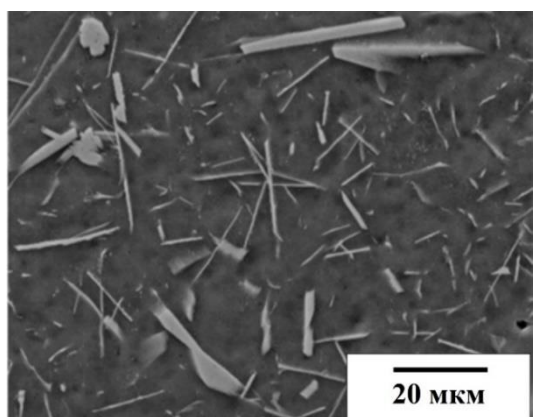
б



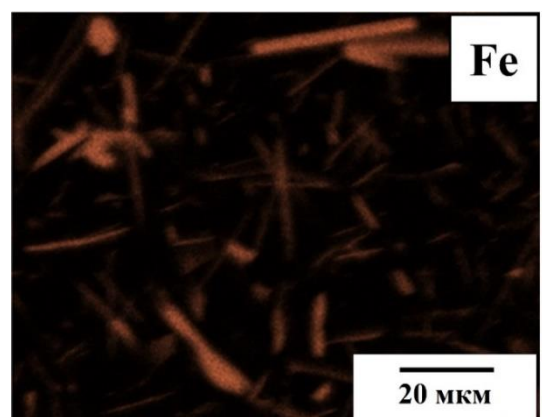
в



г



д



е

Рисунок 3.4 – Микроструктура материалов исследования при элементном картировании в исходном состоянии (РЭМ, ЭДС) [171]:

а, б – сплав 8176, в, г – сплав Al-1,7Fe, д, е – сплав Al-3,4Fe

Результаты работ [14, 92, 166], а также анализ фазовой диаграммы Al-Fe (см. Глава 1) свидетельствует о том, что в исследуемых сплавах, в процессе кристаллизации при невысокой скорости охлаждения может образовываться метастабильная фаза Al_6Fe . По данным ЭДС (Рисунок 3.4) и РСА, результаты которого представлены на Рисунке 3.5, было установлено, в образцах сплавов, полученных литьем в кокиль (скорость охлаждения составляет от 10 до 20 К/с), а также методом СЛП, в процессе кристаллизации расплава образуются преимущественно интерметаллидные частицы метастабильной фазы Al_6Fe (со содержанием железа 25,6 вес.%). По данным [92], эта фаза имеет орторомбическую решетку и относится к пространственной группе $Cmcm$). Также РСА показал, что период кристаллической решетки сплавов 8176 ($4,0502 \pm 0,0001 \text{ \AA}$) и Al-1,7Fe ($4,0495 \pm 0,0001 \text{ \AA}$) практически совпадает с периодом решетки характерным для чистого алюминия, что свидетельствует об отсутствии признаков формирования твердого раствора железа в алюминии.

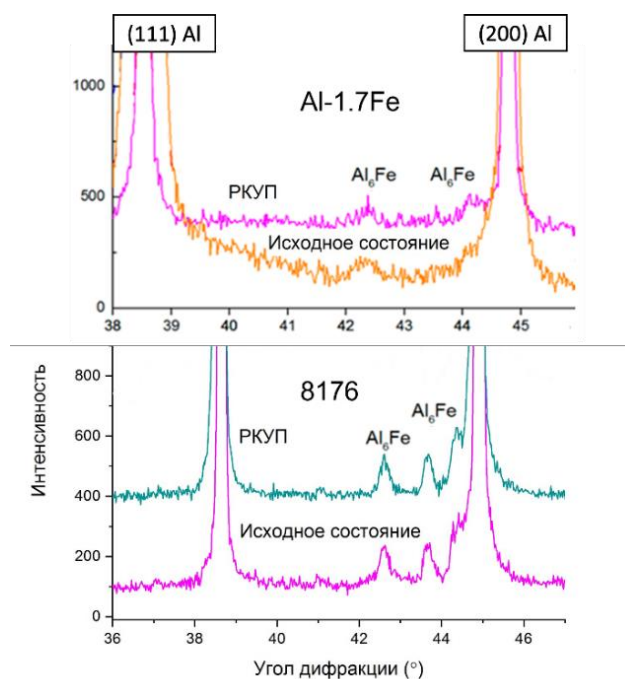


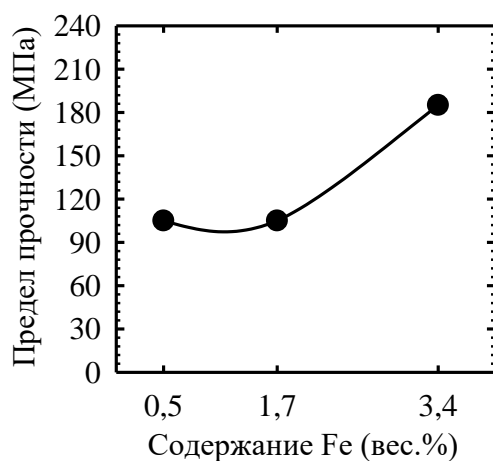
Рисунок 3.5 – Профиль рентгеновской линии образцов сплавов системы Al-Fe в исходном состоянии [171]

Физико-механические свойства исходных сплавов системы Al-Fe приведены в Таблице 3.2. Научные публикации и проведенные исследования свидетельствуют о том, что повышение концентрации железа в алюминиевом сплаве приводит в литом состоянии к повышению предела прочности и условного предела текучести (Рисунок 3.6 а), но также

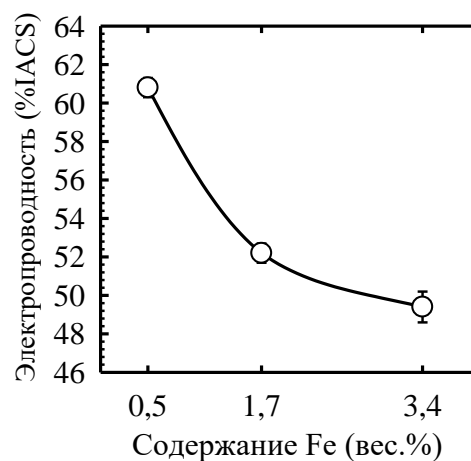
и повышению электросопротивления материала (Рисунок 3.6 б). Наилучшие показатели электропроводности демонстрируют минимально низколегированные образцы сплава 8176 (Al-0,5Fe). С повышением концентрации/содержания Fe в структуре сплава образуются интерметаллидные частицы фазы Al_6Fe , оказывающие влияние на повышение прочности и при этом снижая электропроводность. Эти выводы согласуются с данными анализа результатов исследования, представленных в научных работах [17, 170]. Прирост прочности обуславливается увеличением межфазных границ Al / Al_6Fe (Рисунок 3.6 б), при этом увеличение объемной доли ($V_{ч}$) частиц приводит к снижению электропроводности (Рисунок 3.6 а).

Таблица 3.2 – Физико-механические свойства литых сплавов системы Al-Fe в исходном состоянии [171]

Сплав	Электрические свойства		Механические свойства		
	УЭП, МСм/м	IACS, %	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
Al-0,5Fe (8176)	35,30±0,25	60,8±0,5	81±2	105±5	32,7±3,0
Al-1,7Fe	30,36±0,26	52,2±0,5	40±7	105±4	18,3±0,5
Al-3,4Fe	28,65±0,48	49,4±0,8	146±6	185±4	6,9±0,5



а



б

Рисунок 3.6 – Зависимость изменения свойств сплавов системы Al-Fe в исходном состоянии от содержания железа:

а – предел прочности на растяжение, б – электропроводность

3.2 Микроструктура и физико-механические свойства сплавов системы Al-Fe после РКУП

В исходных образцах материала исследования в результате ДО методом РКУП при температуре окружающей среды сформировалась УМЗ структура, изображение которой, на примере сплава 8176 и Al-1,7Fe, представлены на Рисунках 3.7 и 3.8. Основные микроструктурные параметры: средний размер зерна (D_z), размер интерметаллидных частиц – их ширина ($d_{\text{ч}}$) и длина ($L_{\text{ч}}$), приведены в Таблице 3.3.

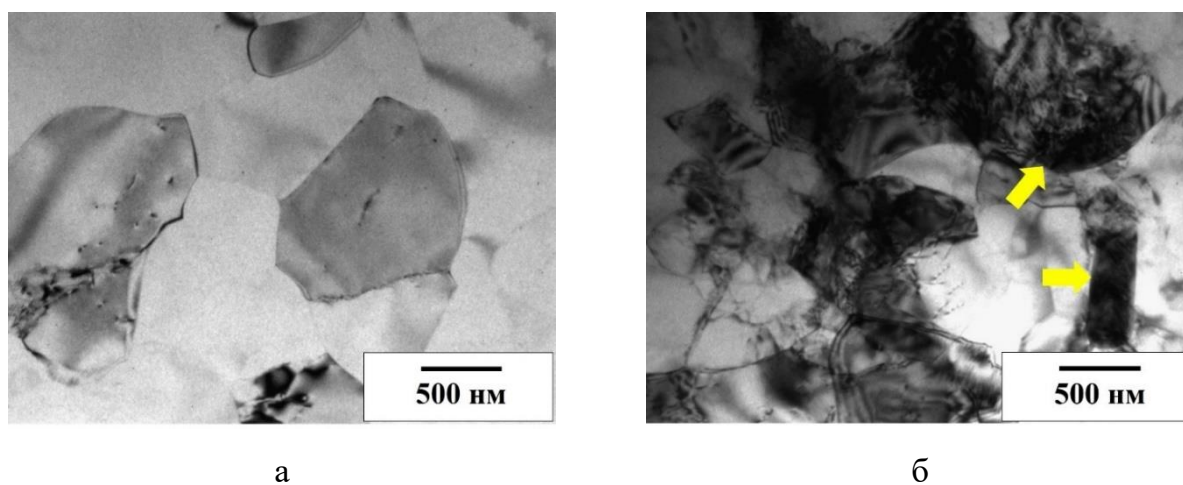


Рисунок 3.7 – Микроструктура сплава 8176 после РКУП, продольное сечение (стрелками отмечены интерметаллидные частицы Al_6Fe) (ПЭМ)

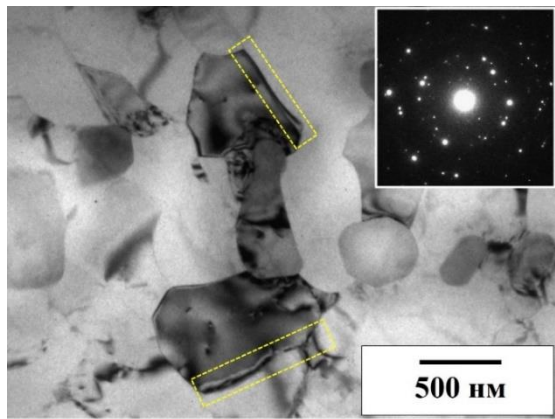
УМЗ структура сплава 8176 после РКУП состоит из достаточно равноосных зерен со средним размером 920 ± 140 нм (Рисунок 3.7 а). Внутри некоторых ультрамелких зерен отмечаются скопления решеточных дислокаций (Рисунок 3.7 б). Интерметаллидные частицы, представленные фазой Al_6Fe (отмечены стрелками на Рисунке 3.7 б.), в результате РКУП не претерпели заметных изменений ни в морфологии, ни в размере (см. Таблицу 3.1), в основном сохранили форму стержней, ширина которых составляет 240 ± 20 нм, а длина ~ 1800 нм. В результате РКУП объемная доля частиц ($V_{\text{ч}}$) не претерпела существенных изменений.

Результаты исследований, приведенные в работах [144, 174] продемонстрировали, что в технически чистом алюминии (99,5 вес.%), близком по составу сплаву 8176, в результате ДО методами РКУП или РКУП-К, выполненной по режимам, как в настоящем

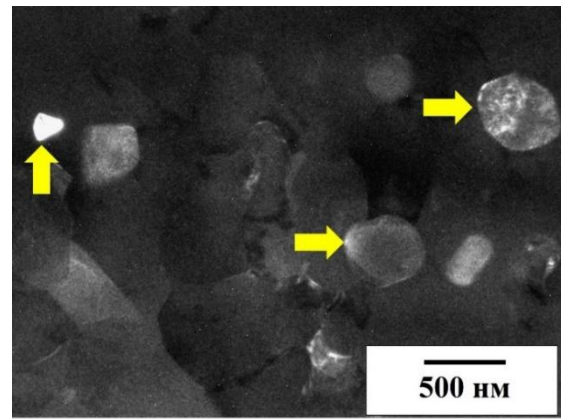
исследовании, формируется схожая по виду УМЗ структура образованная близкими по форме и размеру ультрамелкими зернами.

В данной работе микроструктура сплава Al-1,7Fe после РКУП анализировалась в двух перпендикулярных плоскостях (Рисунок 3.8). В результате ДО в заготовках сформировалась УМЗ структура преимущественно с большеугловыми границами зерен (БУГЗ). О наличии БУГЗ свидетельствует наличие на картине электронной дифракции четко выраженных точечных рефлексов, расположенных по окружностям и полосчатого контраста на границах зерен (Рисунок 3.8 а) [175]. Подобный вид дифракционной картины и микроструктурные особенности, является характерными для металлов и сплавов с УМЗ структурой [130, 172, 176]. В поперечном сечении (Рисунок 3.8 а) отчетливо видны зерна, при этом их форма близка к равноосной, средний размер которых составляет 695 ± 160 нм. Коэффициент формы $K_f \sim 1,2$. В контрастном темнопольном изображении ПЭМ (Рисунок 3.8 б) можно увидеть, что в поперечном сечении образца, обработанного методом РКУП, интерметаллидные частицы имеют сферическую форму. В продольном сечении (Рисунок 3.8 в) зерна также характеризуются формой близкой к равноосной. Коэффициент формы $K_f \sim 1,4$. В отличие от сплава 8176, в сплаве с содержанием железа 1,7 вес.% в результате ИПД отмечается фрагментация интерметаллидных частиц имеющих форму тонких ламелей входящих в состав эвтектики, толщина которых составила 335 ± 65 нм, длина в пределах 2500 нм (Рисунок 3.8 г). То есть длина интерметаллидных частиц после ДО уменьшилась в 4 раза, при этом их толщина осталась неизменной [177].

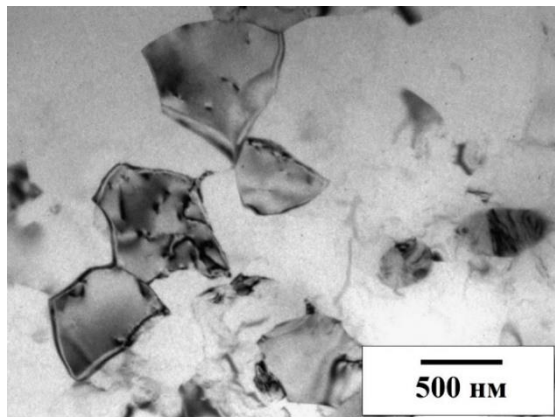
Распределение зерен в образцах УМЗ сплава 8176 после обработки РКУП по размерам однородное. В образцах сплава Al-1,7Fe, подвергнутых РКУП, отмечается наличие отдельных областей с большим размером зерна, сопоставимым с ультрамелкими зернами, сформировавшимися в сплаве 8176. Зерна более крупного размера наблюдаются в участках, в которых отсутствуют скопление частиц фазы Al_6Fe , входящих в состав эвтектики (Рисунок 3.8 д). Наличие в участках материала исследования частиц этих алюминидов железа, приводит к формированию в процессе РКУП более мелких зерен. Измельчение и распределение частиц в процессе РКУП способствовало накоплению большего количества дислокаций и более высокой устойчивости сформированных межзеренных границ. Данное заключение согласуется с исследованиями, представленными в работе [178].



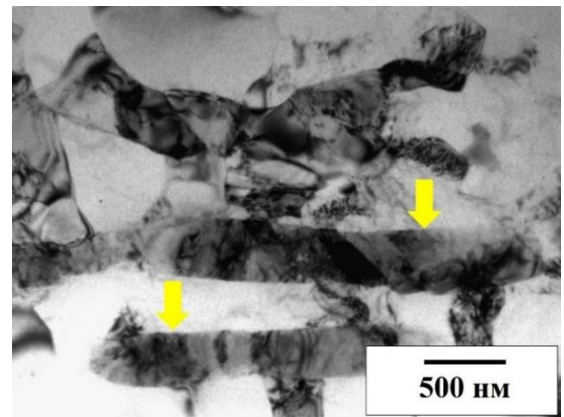
а



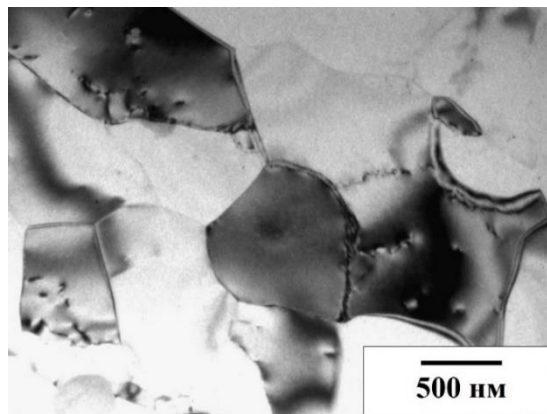
б



в



г



д

Рисунок 3.8 – Микроструктура сплава Al-1,7Fe после РКУП (ПЭМ): а – поперечное сечение, светлопольное изображение, б – поперечное сечение, темнопольное изображение, в, г, д – продольное сечение, светлопольное изображение (стрелками отмечены интерметаллидные частицы Al_6Fe) [177]

Таблица 3.3 – Параметры микроструктуры, полученные с помощью ПЭМ для сплавов 8176 и Al-1,7Fe после РКУП

Сплав	D_3 , нм	$d_{ч.}$, нм	$L_{ч.}$, нм
Al-0,5Fe (8176)	920±140	240±20	≤ 1800
Al-1,7Fe	695±160	335±65	≤ 2500

Результаты количественного анализа параметров микроструктуры УМЗ образцов методом PCA, проведенные на примере образцов сплавов 8176 и Al-1,7Fe, представлены в Таблице 3.4.

Таблица 3.4 – Результаты PCA образцов сплавов системы Al-Fe до и после РКУП [177]

Сплав	Состояние	a , Å	ОКР, нм	$\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}$, %	$\rho \times 10^{13}$, м ⁻²
Al-0,5Fe (8176)	Исходное	4,0502±0,0001	-	-	-
	РКУП	4,0508±0,0001	590±15	0,0028±0,00008	0,3
Al-1,7Fe	Исходное	4,0493±0,0001	-	-	-
	РКУП	4,0500±0,0001	330±9	0,0035±0,00006	1,3

Анализ полученных результатов показал, что сплав Al-1,7Fe с УМЗ структурой характеризуется меньшим размером ОКР, более высоким уровнем микроискажений кристаллической решетки и большей плотностью дислокаций: 330 нм, 0,0035 % и $1,3 \times 10^{13}$ м⁻² по сравнению с аналогичными параметрами УМЗ сплава 8176 (590 нм, 0,0028 % и $0,3 \times 10^{13}$ м⁻²), что свидетельствует о более высокой плотности внесенных ДО дефектов в сплав Al-1,7Fe. Кроме того, в обоих сплавах после ДО, период кристаллической решетки не изменяется, что свидетельствует об отсутствии признаков образования твердого раствора в процессе РКУП [92]. Известно, что образование твердого раствора сопровождается формированием УМЗ структуры в сплавах Al-Fe подвергаемых ДО методом КВД [110, 167, 168, 179]. После обработки методом РКУП изменение периода кристаллической решетки и формирования УМЗ структуры отмечалось лишь в исследовании [172]. Однако для обработки сплава Al-0,5Fe авторами использовалась разновидность РКУП с противодавлением. Вероятно, использование противодавления и привело к образованию твердого раствора железа в алюминии.

В Таблице 3.5 представлены физико-механические свойства сплавов после РКУП. Формирование УМЗ структуры, которое произошло в результате обработки методом РКУП, не приводит к существенному влиянию на уровень электропроводности исследуемых материалов. Однако РКУП приводит к заметному увеличению, более чем в 1,5 раза прочностных свойств сплавов. Для данных сплавов относительное удлинение до разрыва составляет 8-13%. В целом такие изменения свойств, вследствие РКУП обусловлены формированием УМЗ структуры, образованной сеткой преимущественно БУГЗ. По данным РСА обработка РКУП не изменяет период кристаллической решетки алюминия, что говорит о том, что твердый раствор железа в алюминии не образовался, а значит его влиянием на свойства можно пренебречь [92, 93]. Также ДО методом РКУП не приводит к заметному увеличению прочностных свойств, ни повышения их устойчивости к температурному воздействию при увеличении содержания железа с 1,7 до 3,4 вес.%. Это также связано с тем, что в процессе кристаллизации в нем образовались более крупные частицы, не обеспечивающие эффективного измельчения зерна в алюминиевой матрице. В связи с тем, что образование твердого раствора в результате РКУП в материалах исследования отмечено не было, минимальная электропроводность сплава Al-3,4Fe обусловлена тем, что микроструктура содержит максимальное количество частиц фазы Al_6Fe . В связи с этим дальнейшее исследование данного сплава было признано нецелесообразно.

Таблица 3.5 – Физико-механические свойства литых сплавов после РКУП [177]

Сплав	Состояние	Электрические свойства		Механические свойства		
		УЭП, МСм/м	IACS, %	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
Al-0,5Fe (8176)	Исходное	35,30±0,25	60,8±0,5	81±2	105±5	32,7±3,0
	РКУП	34,90±0,30	60,2±0,5	154±7	158±6	13,3±1,0
Al-1,7Fe	Исходное	30,36±0,26	52,2±0,5	40±7	105±4	18,3±0,5
	РКУП	30,27±0,34	52,2±0,6	179±8	201±4	9,6±0,2
Al-3,4Fe	Исходное	28,65±0,48	49,4±0,8	146±6	185±4	13,0±1,2
	РКУП	29,16±0,32	50,3±0,5	160±5	205±4	6,9±0,5

В работах [144, 174] исследован технически чистый алюминий (99,5 вес.%) близкий по составу сплаву 8176. В них было показано, что формирование УМЗ структуры в

образцах технически чистого алюминия, подвергнутого РКУП по схожему с нашим режимом, обеспечивает заметное повышение прочностных характеристик. Однако, в сравнении со сплавом 8176 (Al-0,5Fe) свойства УМЗ технически чистого алюминия несколько ниже. Необходимо отметить, что плотность дислокаций сплава 8176, определенная методом РСА выше плотности дислокаций технически чистого алюминия [174]. Основная причина, что плотность дислокаций в сплавах Al-Fe выше, заключается в том, что помимо границ зерен, в сплавах присутствуют частицы фазы Al_6Fe , образующие с алюминиевой матрицей дополнительные межфазные границы. Частицы Al_6Fe непроницаемы для образующихся и движущихся в процессе ДО решеточных дислокаций. Таким образом, на межфазных границах образуются дислокационные скопления, которые и дают прирост в плотности дислокаций. При этом, чем выше объемная доля частиц, тем больше протяженность межфазных границ, и следовательно, тем более высокая плотность решеточных дислокаций, образовавшихся в результате ДО.

Как уже отмечалось выше, одними из основных причин, влияющими на изменение проводимости металлических материалов, выступают легирующие элементы и их количество в твердом растворе и наличие примесей [17, 59]. Проведенные исследования показывают, что в сплавах системы Al-Fe в результате РКУП не наблюдается изменений концентрации железа в алюминиевой матрице.

ДО методом РКУП приводит к значительному уменьшению размера зерен, повышению плотности дислокации, а также диспергирует частицы вторых фаз кристаллического происхождения до нанометрического размера, равномерно распределенных в матрице. Это приводит к улучшению прочностных характеристик (свойств) сплавов, легированных химическими элементами нерастворимыми в алюминиевой матрице. Все эти микроструктурные особенности характерны и для сплавов Al-Fe, обработанных методом РКУП [9, 168, 181, 182]. В работе, далее, приводятся расчеты вкладов микроструктурных параметров на уровень прочности и электропроводности материалов.

3.3 Особенности УМЗ структуры и физико-механические свойства сплавов системы Al-Fe после холодной прокатки

На Рисунках 3.9 и 3.10 представлены изображения, полученные методом ПЭМ сплавов 8176 и Al-1,7Fe после РКУП и последующей ХП со степенью обжатия 85%. Основные параметры микроструктуры: ширина зерна (H , нм), длина зерна (L , нм), ширина интерметаллидных частиц ($h_{\text{ч}}$) и длина частиц ($L_{\text{ч}}$) представлены в Таблице 3.6. Микроструктура обоих сплавов образована зернами в виде тонких ламелей, ориентированных в направлении ХП. Судя по результатам количественного анализа, ширина зерен заметно меньше в УМЗ сплав с содержанием железа 1,7 вес.% (среднее значение $H = 445 \pm 120$ нм и $H = 260 \pm 100$ нм для сплавов 8176 и Al-1,7Fe соответственно). В УМЗ структуре также наблюдаются интерметаллидные частицы фазы Al_6Fe (Рисунок 3.9 б и 3.10 б), с размерами близкими к размеру зерен алюминиевой матрицы. Частицы, также как и ультрамелкие зерна ориентированы в направлении ХП. Необходимо отметить, что ХП не привела к заметному изменению ширины интерметаллидных частиц (среднее значение $h_{\text{ч}} = 280 \pm 70$ нм и 265 ± 40 нм для сплавов 8176 и Al-1,7Fe соответственно). Интерметаллидные частицы после ХП сохраняют геометрию, близкую к частицам, которые наблюдались после РКУП (Рисунок 3.7 б и 3.8 г). Отмечается лишь некоторое уменьшение длины частиц ($L_{\text{ч}}$), что свидетельствует об их дальнейшей фрагментации под воздействием ДО методом ХП.

РСА позволил выявить структурные различия в сплаве 8176 после РКУП и данным же сплавом после РКУП с последующей ХП. Сплав 8176 с УМЗ структурой после РКУП характеризуется размером ОКР 590 ± 15 нм (Таблица 3.4), в то время как последующая ХП приводит к снижению размера ОКР до 300 ± 15 нм. В результате дополнительной ХП также отмечается повышение плотности дислокаций с $0,3 \times 10^{13} \text{ м}^{-2}$ до $0,5 \times 10^{13} \text{ м}^{-2}$.

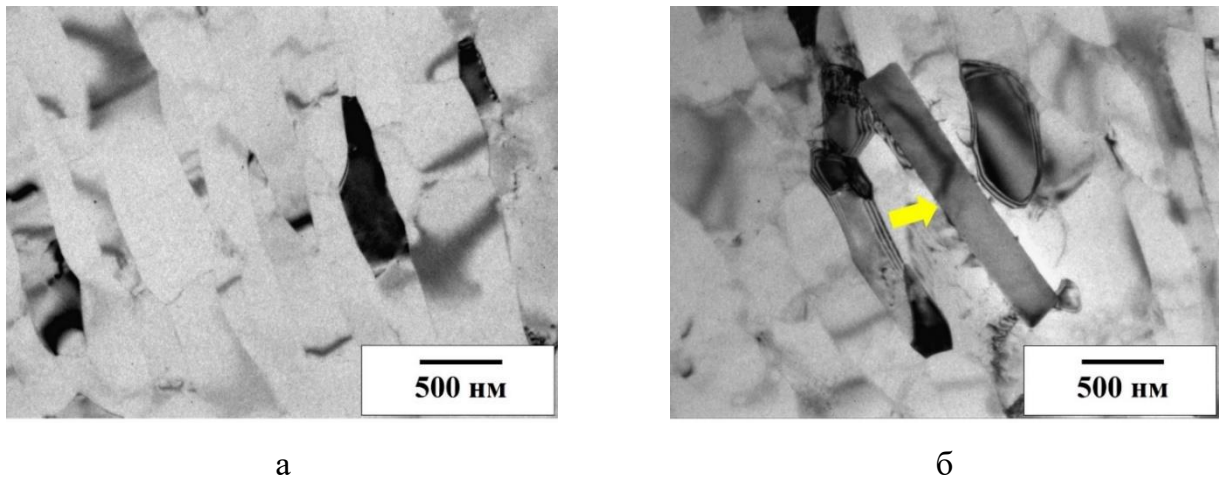


Рисунок 3.9 – Микроструктура сплава 8176 после РКУП и последующей ХП в продольном сечении (частицы фазы Al_6Fe отмечены стрелками) (ПЭМ)

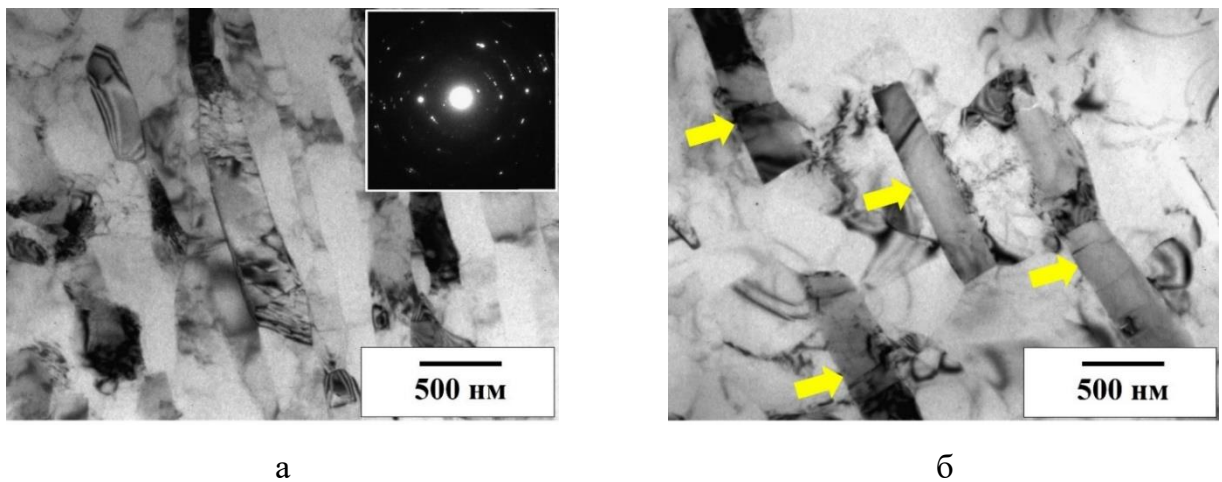


Рисунок 3.10 – Микроструктура сплава Al-1,7Fe после РКУП и последующей ХП в продольном сечении (частицы фазы Al_6Fe отмечены стрелками) (ПЭМ) [177]

Таблица 3.6 – Параметры микроструктуры сплавов 8176 и Al-1,7Fe после двухэтапной ДО включающей РКУП и ХП

Сплав	H, нм	L, нм	h_q , нм	L_q , нм
Al-0,5Fe (8176)	445 ± 120	≥ 1500	280 ± 70	≤ 1800
Al-1,7Fe	260 ± 100	≥ 1500	265 ± 40	≤ 1000

В Таблице 3.7 приведены результаты оценки физико-механических свойств исследуемых сплавов в исходном состоянии, после РКУП и последующей ХП. В виде графиков зависимостей (Рисунок 3.11), представлены полученные экспериментальные

значения изменения предела прочности на растяжение (Рисунок 3.11 а) и электропроводности (Рисунок 3.11 б) материалов исследования после РКУП и последующей ХП.

Таблица 3.7 – Параметры физико-механических свойств литых сплавов после РКУП и ХП [177]

Сплав	Состояние	Электрические свойства		Механические свойства		
		УЭП, МСм/м	IACS, %	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
Al-0,5Fe (8176)	Исходное	35,30±0,25	60,8±0,5	81±2	105±5	32,7±3,0
	РКУП	34,90±0,30	60,2±0,5	154±7	158±6	13,3±1,0
	РКУП+ХП	35,40±0,30	61,1±0,5	166±3	174±8	13,1±1,0
Al-1,7Fe	Исходное	30,36±0,26	52,2±0,5	40±7	105±4	18,3±0,5
	РКУП	30,27±0,34	52,2±0,6	179±8	201±4	9,6±0,2
	РКУП+ХП	30,96±0,19	53,3±0,4	220±4	257±1	15,9±1,3
Al-3,4Fe	Исходное	28,65±0,48	49,4±0,8	146±6	185±4	13,0±1,2
	РКУП	29,16±0,32	50,3±0,5	160±5	205±4	6,9±0,5
AA8176 [19]	СЛП+ХВ	-	60,0		115-140	
AT1 [22]	СЛП+ХВ	-	60,0	-	155-169	-
AT2 [22]	СЛП+ХВ	-	55,0	-	225-248	-

Формирование УМЗ структуры РКУП привело к упрочнению сплава с содержанием железа 0,5 вес.% на 53 МПа, 1,7 вес.% на 96 МПа, а 3,4 вес.% на 20 МПа. Относительное удлинение образцов снизилось с 32 до ~ 13 %. При этом их электропроводность незначительно увеличилась. Реализация двухэтапной ДО методом РКУП и последующей ХП обеспечило дополнительное упрочнение: на 16 МПа для сплава 8176 и на 56 МПа для сплава Al-1,7Fe, а их относительное удлинение осталось на уровне не ниже 10 %. Электропроводность сплавов незначительно увеличилась на 1% IACS. Опираясь на результаты работы [180] отмеченное в исследовании увеличение электропроводности можно объяснить следующим образом. ГЗ является препятствием, рассеивающим электроны проводимости. После ХП равноосные зерна удлиняются в направлении деформации. Уменьшение плотности границ зерен способствует увеличению электропроводности сплава [29, 181, 182]. Таким образом

ламеллярная/волокнистая форма ультрамелких зерен также может уменьшить рассеяние электронов и тем самым повысить электропроводность, из-за меньшего количества поперечных границ зерен, как было отмечено в работах [183-186].

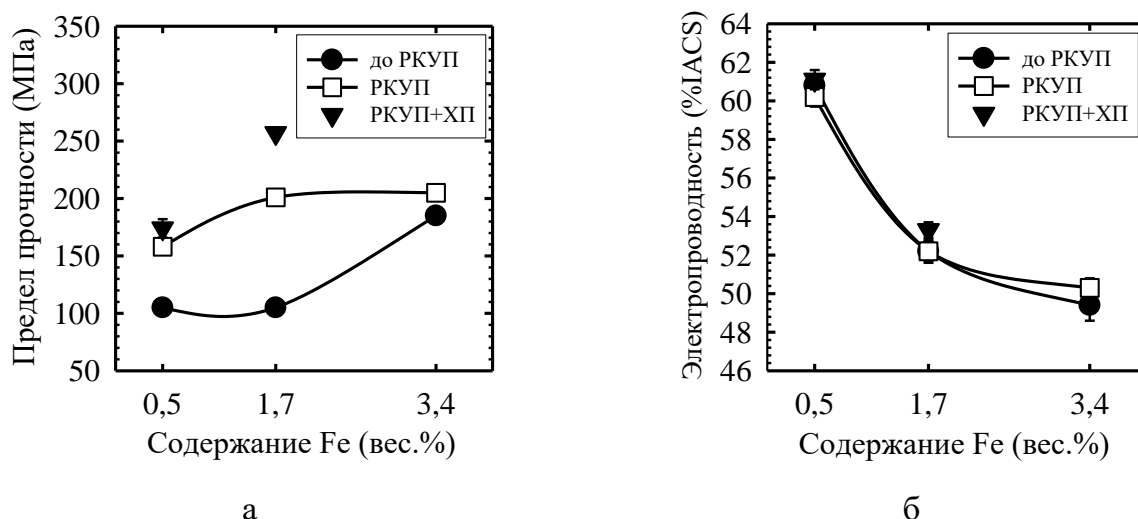


Рисунок 3.11 – Изменение свойств сплавов системы Al-Fe после ДО включающей РКУП и ХП: а – предел прочности на растяжение, б – электропроводность

Проведенные исследования [23, 166, 187-189] показывают, что в сплавах системы Al-PЗМ, Al-Fe изменение электропроводности связано в основном от наличия и дисперсности в алюминии интерметаллидных фаз. С увеличением содержания железа в сплавах системы Al-Fe повышается их прочность, это закономерно, и обусловлено уменьшением размера зерна, увеличением плотности дислокаций и раздробленностью интерметаллидных фаз [161, 168]. Различия в изменении предела прочности сплавов в исходном состоянии и после РКУП можно объяснить следующими причинами. В исходном состоянии мы исследовали сплав Al-0,5Fe (8176) полученный коммерческим способом СЛП, в результате реализации которого, в сплаве, наряду с частицами алюминидов железа, была сформирована субструктура в результате горячей прокатки, реализуемой на заключительном этапе СЛП. Микроструктура сплавов Al-1,7Fe и Al-3,4Fe, полученных литьем в кокиль, характеризуется смесью алюминия и эвтектической фазы, содержащей алюминий и алюминиды железа (для случая Al-1,7Fe). В случае сплава 8176 наличие субструктуры, привело к его дополнительному упрочнению, которое практически не сказалось на уровне электропроводности. При последующей ДО методом РКУП, во всех материалах исследования была сформирована УМЗ структура. При этом

характер влияния содержания железа на прочность сплавов не изменился, так как тип УМЗ-структуры в образцах приблизительно одинаков. Основной вклад в упрочнение вносит размер зерна (зернограничное упрочнение), а также плотность дислокаций. Частицы алюминидов железа Al_6Fe имели большей частью размеры, не оказывающие заметного влияния на упрочнение по Орованаовскому механизму.

В сплаве Al-0,5Fe (аналог сплава 8176), полученная однородная УМЗ структура, позволила повысить его прочность на 25% в сравнении с проводниками, изготовленными с применением промышленных технологий [19]. С созданной УМЗ структурой после двухэтапной ДО образцы проволоки из сплава Al-1,7Fe показывают электрофизические и прочностные характеристики на уровне электропроводников, изготовленных из серийно производимого термостойкого сплава системы Al-Zr типа AT2 [22]. Проволока, выполненная из такого сплава, демонстрирует предел прочности до 250 МПа, а электропроводность 55% IACS (Таблица 3.7).

3.4 Термическая стабильность УМЗ сплавов системы Al-Fe

Ключевым фактором расширения областей применения алюминиевых проводников – это увеличение термической стабильности материала. Алюминиевые сплавы предрасположены к значительному разупрочнению при температурных воздействиях из-за низкой стабильности их микроструктуры. Низкая термическая стабильность может привести к разрушению изделия при нагреве и целью испытаний на термическую стабильность является определение температуры возможной непрерывной эксплуатации, при которой снижение механической прочности будет приемлемым – разупрочнение после отжига не должно превышать 10 %. Оценка термической стабильности свойств УМЗ образцов сплавов проведена в соответствии с требованиями стандартов [21, 22].

Электропроводимость и механические свойства образцов отливок сплавов системы Al-Fe после двухэтапной ДО методами РКУП, ХП и отжигов при температурах 230 и 280 °С, в течение 1 часа приведены в Таблице 3.8. Изменение предела прочности на растяжение и электропроводности в зависимости от концентрации железа и методов обработки продемонстрировано на диаграммах (Рисунок 3.12 а и Рисунок 3.12 б соответственно). Оценка термостабильности показала, что сплавы 8176 и Al-1,7Fe с УМЗ

структурой после ДО методом РКУП и ХП претерпевают существенное разупрочнение только после отжига при температуре 280 °С. Снижение прочности составляет более 40 % при этом отмечается заметное увеличение пластичности и прирост электропроводности в диапазоне 1-4% IACS. При этом максимальный уровень прочности (147 МПа) при отжиге 280 °С наблюдается у сплава Al-1,7Fe с УМЗ структурой после РКУП и ХП, а электропроводность составляет 57,3% IACS. Сплавы с УМЗ структурой 8176 и после РКУП, последующей ХП и отжига при 230 °С демонстрируют стабильность своих качеств (Таблица 3.8). Данные сплавы могут работать в течение 40 лет при температуре 150 °С без потери эксплуатационных свойств [21, 22].

Таблица 3.8 – Параметры физико-механических свойств сплавов после РКУП и ХП и отжига при температурах 230 и 280 °С [177]

Сплав	Состояние	Электрические свойства		Механические свойства		
		УЭП, МСм/м	IACS, %	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
8176	РКУП+ХП	35,40±0,30	61,1±0,5	166±3	174±8	13,1±1,0
	+230 °С	36,20±0,10	62,4±0,1	154±1	159±4	14,6±1,0
	+280 °С	36,70±0,20	63,2±0,3	92±2	104±4	28,2±2,0
Al-1,7Fe	РКУП+ХП	30,96±0,19	53,3±0,4	220±4	257±1	15,9±1,3
	+230 °С	31,88±0,29	54,9±0,6	190±3	254±1	9,3±0,2
	+280 °С	33,24±0,21	57,3±0,4	126±3	147±1	31,5±2,2
Al-PЗМ [23]	-	-	54,0	-	180-215	-
AT1 [22]	-	-	60,0	-	155-169	-
AT2 [22]	-	-	55,0	-	225-248	-

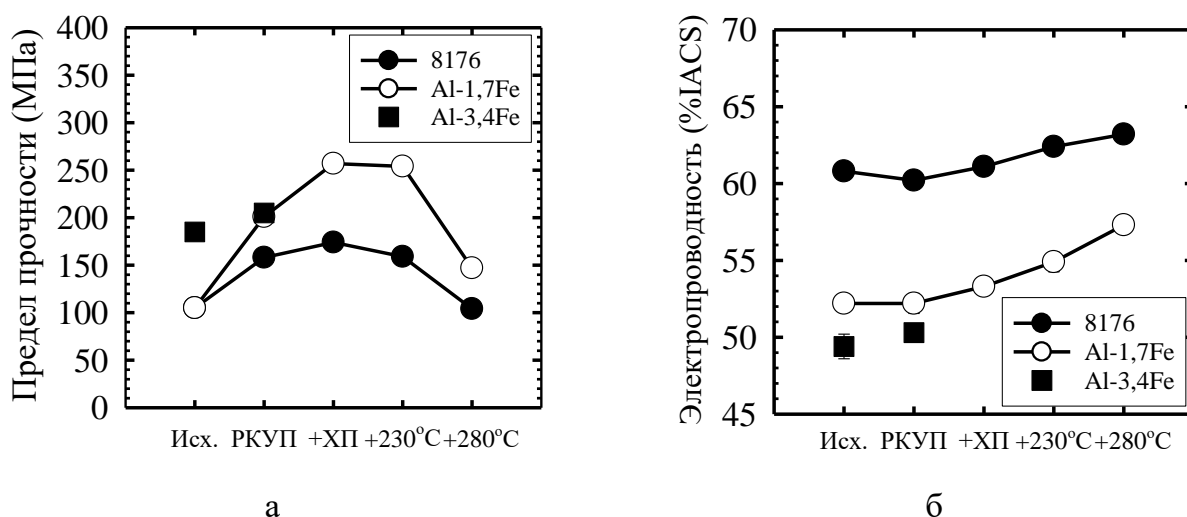


Рисунок 3.12 – Изменение свойств сплавов Al-Fe:

а – предел прочности на растяжение, б – электропроводность

Существенных изменений прочностных характеристик при температуре отжига 230 °С отмечено не было, а при температуре отжига 280 °С произошли более значительные изменения прочности. Поэтому дальнейший анализ микроструктуры сплавов проводился после температуры отжига 280 °С.

На Рисунках 3.13 и 3.14, полученных методом ПЭМ, продемонстрированы снимки в продольном сечении образцов сплавов 8176 и Al-1,7Fe соответственно, после РКУП, последующей ХП со степенью обжатия 85 % и отжига при температуре 280 °С в течение 1 часа. Параметры микроструктуры сплавов Al-Fe после РКУП, ХП и отжига 280 °С представлены в Таблице 3.9. В обоих УМЗ сплавах зерна сохраняют свою форму, образовавшуюся в следствие ХП. Типичные изображения микроструктуры представлены на Рисунках 3.13 а и 3.14 а, с включениями интерметаллидных частиц (Рисунок 3.13 б и 3.14 б), которые на снимках отмечены стрелками. После отжига в сплавах наблюдается увеличение ширины зерна (в сплаве 8176 до 950 ± 170 нм, в сплаве Al-1,7Fe до 685 ± 260 нм) при сохранении общего удлинения зерна в направлении прокатки. В структуре наблюдаются частицы фазы Al_6Fe , размер которых после отжига сохраняется, изменяясь в пределах погрешности измерения.

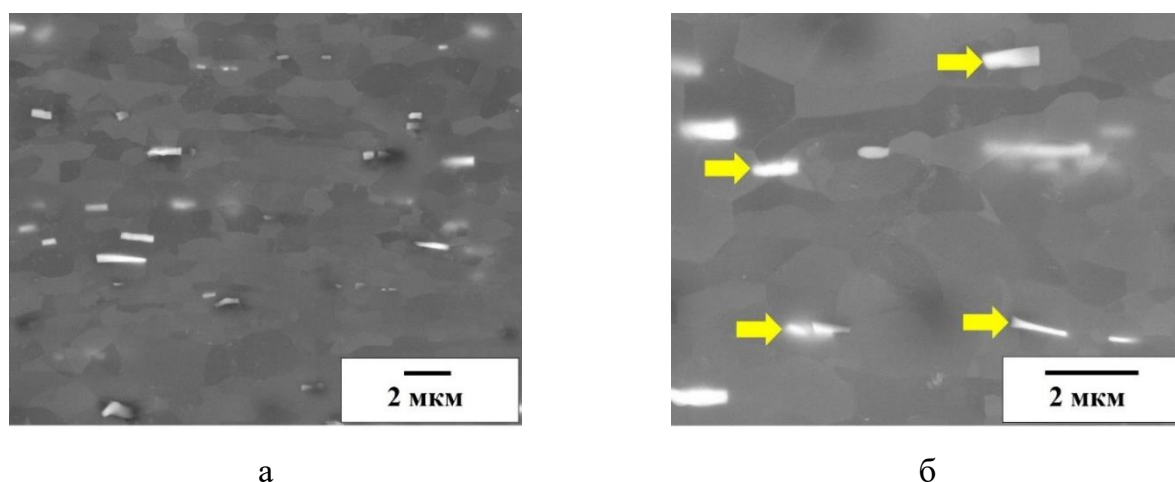


Рисунок 3.13 – Микроструктура сплава 8176 после РКУП, ХП и отжига 280 °С, 1 ч. в продольном сечении (РЭМ)
(интерметаллидные частицы Al_6Fe отмечены стрелками)

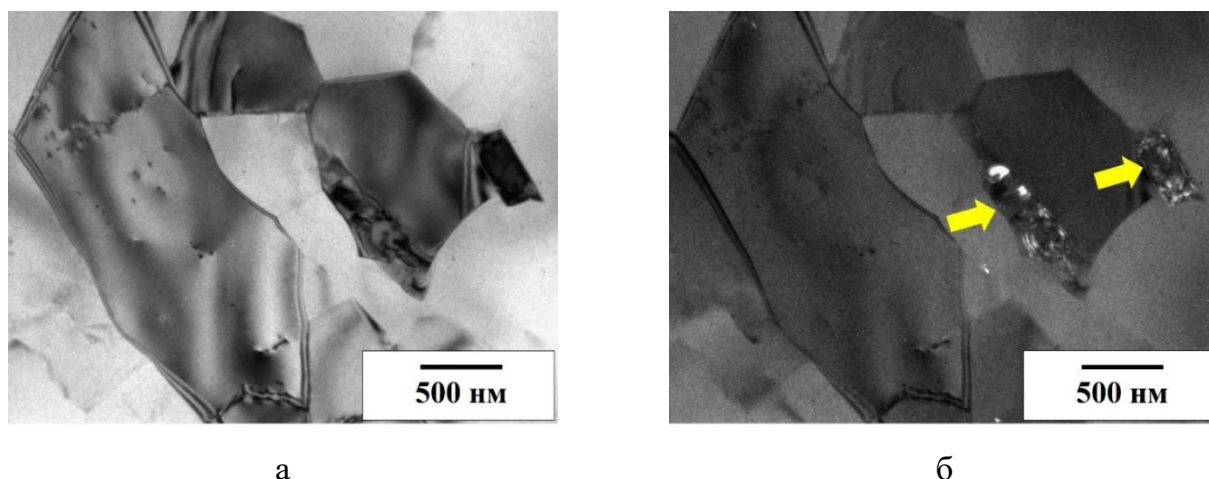


Рисунок 3.14 – Микроструктура сплавов Al-1,7Fe после РКУП, ХП и отжига 280 °С, 1 ч. в продольном сечении (ПЭМ): а – светлопольное изображение, б – темнопольное изображение (интерметаллидные частицы Al_6Fe отмечены стрелками) [177]

Таблица 3.9 – Параметры микроструктуры, полученные с помощью ПЭМ для сплавов 8176 и Al-1,7Fe после РКУП, ХП и последующего отжига при 280 °С в течение 1 часа

Сплав	H, нм	L, нм	$h_{ч.}$, нм	$L_{ч.}$, нм
8176	950 ± 170	≥ 1500	275 ± 50	≤ 1800
Al-1,7Fe	685 ± 260	≥ 1500	280 ± 50	≤ 1000

Влияние частиц вторых фаз на термическую стабильность микроструктуры алюминиевых сплавов исследована в работах [108, 124, 190]. Один из подходов

улучшения термической стабильности алюминиевых сплавов – легирование различными элементами, которые образуют частицы второй фазы, оказывающих локальный закрепляющий эффект, замедляющее миграцию границ зерен и кинетику укрупнения зерен [108, 191, 192]. Следовательно, чтобы затормозить рост зерен, необходимо создать барьеры на пути движения границ и тем самым повысить энергию активации роста зерна, когда движущаяся граница зерна сталкивается с препятствиями в виде дисперсных частиц второй фазы (закрепление Зинера) [193]. Известно, что стабилизирующий эффект тем больше, чем меньше размер закрепляющих частиц и больше их объёмная доля [195]. Авторы в работе [195] показали, что распределение дисперсных частиц второй фазы в матрице алюминиевых сплавов является определяющим фактором роста зерен при отжиге и ключевым является отношение объемной доли (V_v) частиц к их диаметру (d_v). В работе [195], в качестве примера, описаны сплавы Al-Mg-Zr и AA8014, где при высоких температурах отжига наблюдался интенсивный рост зерна, а нормальный рост зерна происходил при отжиге при температуре до до ~ 300 °С. Исследуемые сплавы 8176 и Al-1.7Fe демонстрируют стабильность своих свойств при температуре 230 °С. В УМЗ сплаве 8176 соотношение ($V_v/d_v \approx 0,1$ мкм⁻¹), а в УМЗ сплаве Al-1,7Fe ($V_v/d_v \approx 0,2$ мкм⁻¹, что вполне согласуется с выводами статьи [195].

Таким образом, сплавы с содержанием железа 0,5 и 1,7 вес.% полученные традиционными методами литья после деформационной обработки, включающей РКУП сопоставимы по уровню физико-механических и эксплуатационных свойств с производимыми промышленностью сплавами системы Al-Zr, Al-РЗМ. Но при этом прочностные характеристики проводников из исследуемых сплавов не достигают уровня свойств проводников из коммерческих сплавов Al-Mg-Si.

Выводы по ГЛАВЕ 3

1. В результате проведенных исследований установлено, что с повышением концентрации железа с 0,5 до 3,4 вес.% в алюминиевых сплавах системы Al-Fe, полученных традиционным способом литья, увеличивается объемная доля частиц интерметаллидной фазы Al₆Fe кристаллизационного происхождения с 2,9 до 11 %, что приводит к повышению предела прочности сплавов от 105 до 185 МПа, но это сопровождается снижением электропроводности с 60,8 до 49,2% IACS.

2. При ДО методом РКУП в материале сплавов формируется УМЗ структура, размер зерен достигает диапазона от 920 до 695 нм, в тоже время не происходит заметного измельчения частиц фазы Al_6Fe .

3. Формирование УМЗ структуры позволяет достичь сочетания предела прочности и электропроводности 158 МПа и 60,2% IACS, 201 МПа и 52,2% IACS, 205 МПа и 50,3% IACS для сплавов с содержанием железа 0,5, 1,7 и 3,4 вес.% соответственно.

4. Установлено, что ХП приводит к дополнительному измельчению УМЗ структуры (в поперечном сечении размер зерен достигает 445 нм в сплаве 8176 и 260 нм в сплаве Al-1,7Fe), которое сопровождается трансформацией равноосных зерен в вытянутые, ориентированные в направлении деформации.

5. Показано, что наибольшее измельчение в результате ДО включающей РКУП и последующую ХП, претерпевают частицы фазы Al_6Fe имеющие форму тонких ламелей, входящей в состав эвтектики.

6. Двухэтапная ДО, включающая РКУП и ХП в сплаве 8176 (Al-0,5Fe), позволила повысить его прочность на 25 % по сравнению с проводниками, полученными по серийной технологии, а сплав Al-1,7Fe демонстрирует прочность и электропроводность на уровне проволоки полученной из наиболее прочного коммерческого термостойкого сплава системы Al-Zr типа AT2.

7. Установлено, что легирование алюминиевых сплавов железом выше 1,7 вес.% нецелесообразно, так как ДО методом РКУП не приводит к повышению их прочностных характеристик, вызывая при этом существенное снижение электропроводности. Это обусловлено, в первую очередь, увеличением объемной доли частиц фазы Al_6Fe .

ГЛАВА 4 Микроструктура и свойства сплавов системы Al-Fe, полученные методом литья в электромагнитный кристаллизатор после ДО, включающей ИПД

В связи с возросшими требованиями, кабельно-проводниковая продукция должна сочетать достаточную прочность, сохраняющуюся после нагрева вплоть до 250-300 °С и низкое электросопротивление [6]. Поэтому в последние годы развиваются направления совершенствования технологий, методов получения и обработки алюминиевых сплавов, применяемых для изготовления проводов и кабелей.

Активное развитие получили технологии, направленные на создание наноструктурированных материалов. Одним из таких способов является метод непрерывного литья в ЭМК, использование которого позволяет получить из ряда алюминиевых сплавов тонкие прутки диаметром до 12 мм с оригинальной литой микроструктурой, содержащей эвтектику, в состав которой входят интерметаллидные фазы, имеющие близкие к нанометрическим размеры хотя бы в одном из направлений [4, 23, 120, 196]. В исследованиях [188, 189] было показано, что литье в ЭМК в сочетании с ДО, включающей ИПД методом КВД по сравнению с обычно используемыми технологиями, позволяет получать объемные наноструктурированные алюминиевые сплавы с уникальным набором физико-механических свойств. Однако метод КВД не имеет перспектив для использования в ближайшее время в промышленных масштабах. В этой связи наиболее перспективными для коммерческого использования является метод РКУП и его непрерывная модификация РКУП-К, позволяющая получать длинномерные изделия. Использование прогрессивного метода литья в ЭМК с последующей ДО, включающей РКУП или РКУП-К должно позволить выпускать проводники в виде проволоки с уровнем свойств, заметно превышающим аналоги, произведенные традиционными методами, а также и другие электротехнические материалы на основе алюминия, используемые в энергетике, электротехнике, светотехнике.

В четвертой главе представлены результаты экспериментальных исследований микроструктуры и физико-механических свойств сплавов системы Al-Fe с различной концентрацией железа от 0,5 до 2,5 вес.%, впервые полученных методом литья в ЭМК, подвергнутые последующей двухэтапной ДО, осуществленной методами РКУП или РКУП-К. На втором этапе ДО использовались традиционные методы деформации, такие как ХП или ХВ.

4.1 Микроструктура и свойства сплавов системы Al-Fe, полученных методом непрерывного литья в ЭМК

На Рисунке 4.1 представлена микроструктура отливок после ЭМК сплавов Al-0,5Fe, Al-1,7Fe и Al-2,5Fe (вес.%). Характеристики параметров микроструктуры сплавов: объемная доля интерметаллидных фаз, входящих в состав эвтектики ($V_{\text{ч}}$, %), ширина частиц ($h_{\text{ч}}$, нм) и их длина ($L_{\text{ч}}$, нм) размер дендритной ячейки ($d_{\text{яч}}$, мкм), представлены в Таблице 4.1. Во всех исследуемых сплавах интерметаллидные фазы алюминидов железа входят в состав эвтектики (Al)+Al_xFe_y, образовавшейся в результате быстрого охлаждения расплава. Эвтектика формирует стенки ячеек, внутри которых алюминий (Рисунок 4.1). Параметры микроструктуры отливок, полученных литьем в ЭМК, существенно отличаются от характеристик образцов, полученных по технологии СЛП или литьем в кокиль (см. Глава 3).

Литой в ЭМК сплав Al-0,5Fe, аналогичный по химическому составу сплаву 8176, который получен методом СЛП, имеет структуру на базе дисперсной алюминиевой матрицы с равномерно распределенными в эвтектике ((Al)+Al_xFe_y), в виде тонких пластин, интерметаллидными частицами Al_xFe_y (Рисунок 4.1 а, б).

Повышение концентрации железа в сплавах сопровождается увеличением количества эвтектики и соответственно интерметаллидной фазы. В сплавах Al-1,7Fe и Al-2,5Fe эвтектика образует сплошную сетку (Рисунок 4.1 в-е), в отличие от сплава Al-0,5Fe, в котором она носит дискретный характер. Количественный анализ позволил установить, что средний размер дендритной ячейки в сплавах составляет в Al-0,5Fe – $5,8 \pm 0,6$ мкм, в Al-1,7Fe – $4,6 \pm 1,5$ мкм, в Al-2,5Fe – $1,7 \pm 0,1$ мкм (Таблица 4.1). Судя по размерам ячеек, скорость кристаллизации при литье методом ЭМК составляет не менее 10^3 К/с. Это полностью согласуется с оценкой размера дендритной ячейки [92] и выводами работы [126], анализ которой приведен в Главе 1. Толщина алюминидов железа имеющих форму тонких ламелей, входящих в состав эвтектики: в сплаве Al-0,5Fe составляет 150 ± 40 нм, в Al-1,7Fe – 90 ± 20 нм, в Al-2,5Fe 150 ± 40 нм. Длина частиц достигает 1,5 мкм. Объемная доля частиц алюминидов железа, входящей в состав эвтектики в сплаве Al-0,5Fe составляет $2,9 \pm 1,5\%$, в сплаве Al-1,7Fe – $4,9 \pm 1,0\%$, в сплаве Al-2,5Fe – $16,3 \pm 4,2\%$ (Таблица 4.1).

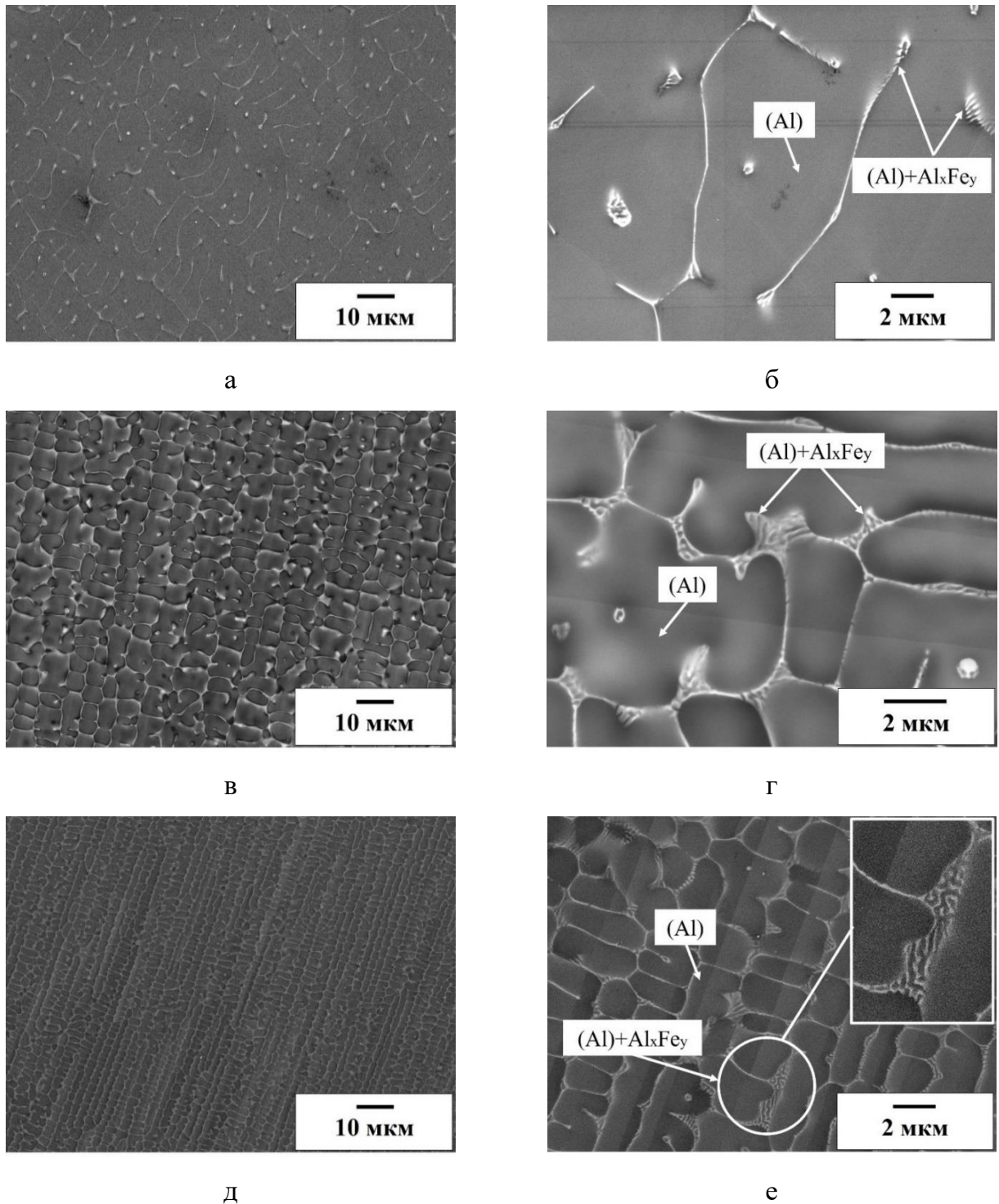


Рисунок 4.1 – Микроструктура сплавов системы Al-Fe, полученных литьем в ЭМК (РЭМ): а, б – Al-0,5Fe, в, г – Al-1,7Fe, д, е – Al-2,5Fe (стрелками указана эвтектическая фаза ((Al)+Al_xFe_γ)) [177, 197]

Следует отметить, что микроструктуры отливок сплавов системы Al-Fe и Al-РЗМ (РЗМ = La, Ce), полученных литьем в ЭМК, качественно подобны [23, 88, 188, 189].

Также схожи микроструктуры сплавов Al-1,7Fe, литого в ЭМК и полученного методом литья в кокиль. Объемная доля интерметаллидных фазы, входящих в состав эвтектики в исходных образцах сплавов Al-1,7Fe, полученных разными методами литья, практически одинакова (Таблица 3.1 и 4.1). Однако, сплав, после литья в ЭМК, характеризуется заметно меньшим средним размером дендритной ячейки (см. Таблицы 3.1 и 4.1), более мелкими и плотно расположенными частицами интерметаллидов, входящих в состав эвтектики, чем сплав, полученный литьем в кокиль (Рисунок 4.1, Рисунок 3.1). Данные отличия являются прямым следствием высокой скорости охлаждения сплава ЭМК при кристаллизации, что обеспечивает увеличение числа зародышей кристаллизации. Средняя толщина частиц, имеющих форму тонких ламелей, входящих в состав эвтектики, в сплаве Al-1,7Fe, полученного литьем в ЭМК, близка к нанометрическому диапазону 90 ± 20 нм. При литье в кокиль ширина частиц аналогичной морфологии составляет 200 ± 100 нм. При литье в ЭМК, помимо ширины, частицы алюминидов железа имеют заметно меньшую длину. Она составляет около 1,5 мкм, в то время как в отлитых в кокиль образцах длина частиц достигает 10 мкм.

Таблица 4.1 – Параметры микроструктуры сплавов системы Al-Fe полученных литьем в ЭМК

Сплав	$V_{\text{ч}}, \%$	$d_{\text{яч}}, \text{мкм}$	$h_{\text{ч}}, \text{нм}$	$L_{\text{ч}}, \text{мкм}$
Al-0,5Fe	$2,9 \pm 1,5$	$5,8 \pm 0,6$	150 ± 40	$\leq 1,5$
Al-1,7Fe	$4,9 \pm 1,0$	$4,6 \pm 1,5$	90 ± 20	$\leq 1,5$
Al-2,5Fe	$16,3 \pm 4,2$	$1,7 \pm 0,1$	150 ± 40	$\leq 1,5$

ЭДС, выполненная на образцах сплавов Al-Fe (Рисунок 4.2 а-е), полученных литьем в ЭМК показала, что во всех исследуемых сплавах железо находится только в интерметаллидных частицах и не обнаруживается в алюминиевой матрице. Это ожидаемо, поскольку растворимость железа в алюминии при комнатной температуре пренебрежительно мала [91]. Таким образом увеличение скорости кристаллизации даже на 2 порядка, по сравнению с традиционным литьем (см. Глава 3) не приводит к образованию пересыщенного железом алюминиевого твердого раствора.

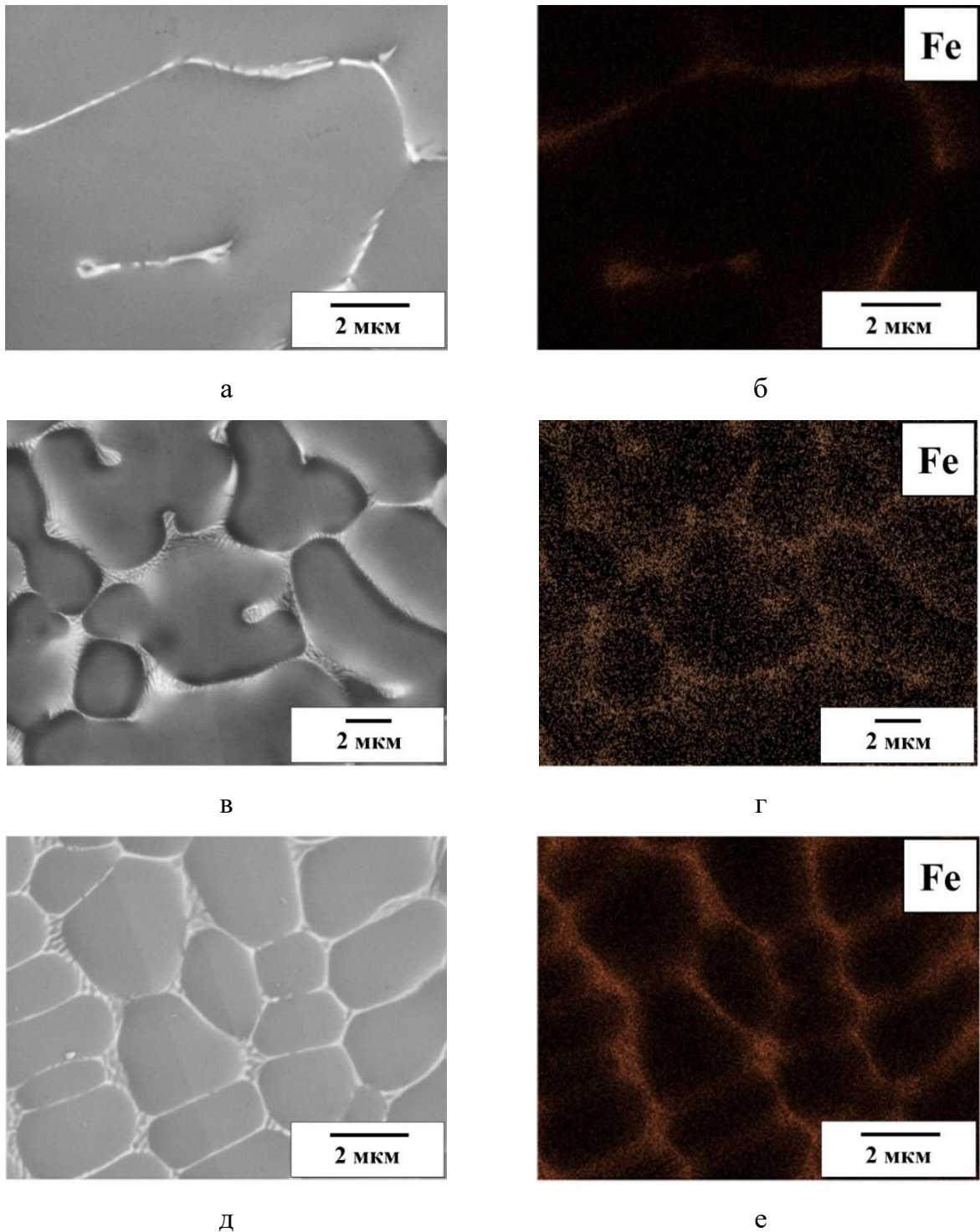


Рисунок 4.2 – Элементное картирование микроструктуры материалов исследования (РЭМ, ЭДС): а, б – сплав Al-0,5Fe, в, г – сплав Al-1,7Fe, д, е – сплав Al-2,5Fe [177, 197]

РСА (Рисунок 4.3) выявил образование метастабильной триклинной интерметаллидной фазы типа Al_2Fe во всех исследуемых сплавах, полученных литьем в ЭМК, в процессе которого реализуется высокая скорость охлаждения расплава, в отличие

от сплавов, полученных СЛП и литьем в кокиль (см. Глава 3). Фаза Al_2Fe в содержащих железо алюминиевых сплавах наблюдается весьма редко и образуется в основном в сплавах с неравновесными условиями кристаллизации [177, 197], которые удалось реализовать в случае литья в ЭМК. Период решетки сплавов Al-0,5Fe ($4,0507 \pm 0,0001 \text{ \AA}$), Al-1,7Fe ($4,0495 \pm 0,0001 \text{ \AA}$), Al-2,5Fe ($4,0515 \pm 0,0001 \text{ \AA}$), что максимально приближенно к периоду кристаллической решетки чистого алюминия, что подтверждается анализом ЭДС. Из этого следует, что признаки образования твердого раствора железа в алюминии отсутствуют.

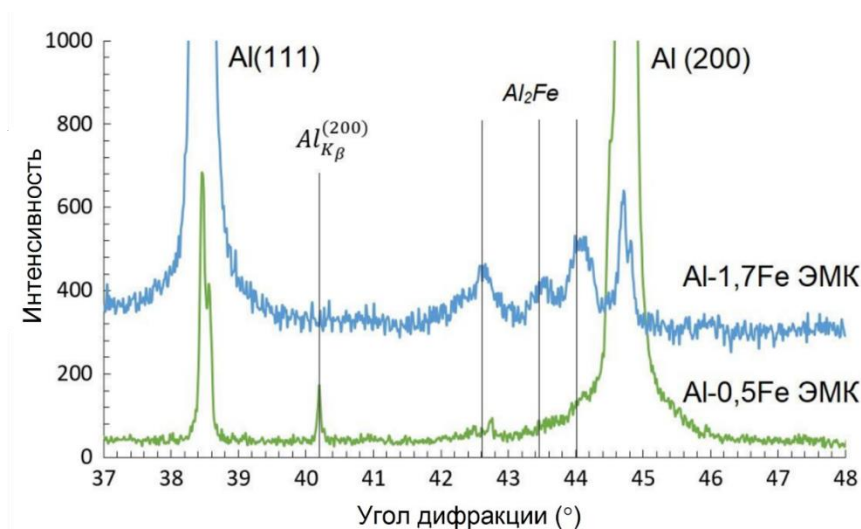
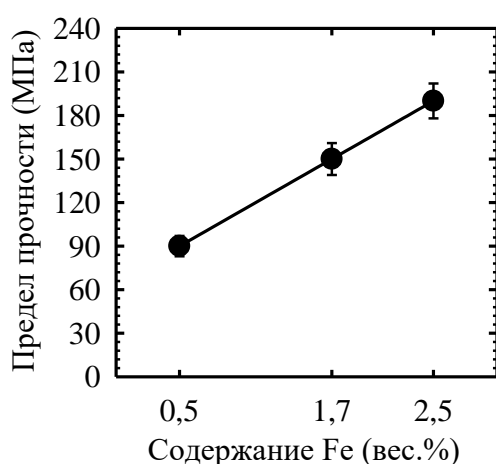


Рисунок 4.3 – Типичные рентгенограммы исследуемых сплавов системы Al-Fe, полученных литьем в ЭМК [177]

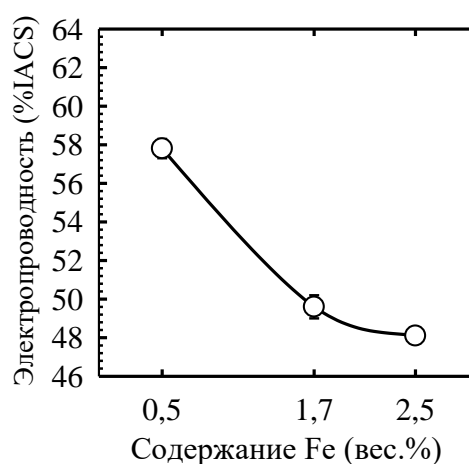
Отлитые в ЭМК сплавы системы Al-Fe, в исходном состоянии характеризуются невысокой прочностью (Таблица 4.2), при этом с увеличением содержания железа в сплаве с 0,5 до 2,5 вес.% прочность возрастает с 90 до 190 МПа (Рисунок 4.4 б). В исходном состоянии содержание железа не существенно влияет на пластичность. Одновременно снижается электропроводность с 57,8 до 48,1% IACS при тех же значениях увеличения содержания железа (Рисунок 4.4 а). В первую очередь, это обусловлено ростом доли частиц интерметаллидной фазы в матрице и соответственно эвтектической фазы, имеющей заметно меньшую электропроводность, в сравнении с алюминиевой матрицей, что снижает электропроводность материалов в целом [110, 168, 198, 199]. Как уже было отмечено выше, система Al-Fe термодинамически несмешиваемая, поэтому влияние твердого раствора на свойства в литом состоянии отсутствует [92].

Таблица 4.2 – Параметры физико-механических свойств сплавов системы Al-Fe, полученных литьем в ЭМК [177, 197]

Сплав	Электрические свойства		Механические свойства		
	УЭП, МСм/м	IACS, %	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
Al-0,5Fe	33,52±0,22	57,8±0,5	35±3	90±7	32,5±3,4
Al-1,7Fe	28,77±0,21	49,6±0,6	60±6	150±11	28,8±2,1
Al-2,5Fe	27,89±0,24	48,1±0,4	95±7	190±12	28,7±1,9



а



б

Рисунок 4.4 – Графики зависимости изменения свойств сплавов системы Al-Fe, полученных литьем в ЭМК от содержания железа:

а – предел прочности, б – электропроводность

4.2 Микроструктура и физико-механические свойства сплавов системы Al-Fe, полученных литьем в ЭМК, с последующей ДО, включающей ИПД

4.2.1 Микроструктура сплавов системы Al-Fe после РКУП и ХП

На Рисунках 4.5 и 4.6 представлены снимки микроструктуры образцов, полученных литьем в ЭМК, сплавов системы Al-Fe, подвергнутых РКУП при КТ. Характеристики параметров микроструктуры: средний размер зерна (D_z , нм), средний размер интерметаллидных частиц ($d_{ч}$, нм) приведены в Таблице 4.3. На Рисунке 4.5 а-е представлена микроструктура алюминиевых сплавов с содержанием железа от 0,5 до 2,5 вес.% после 4-х проходов РКУП в продольном и поперечном сечениях, полученная РЭМ.

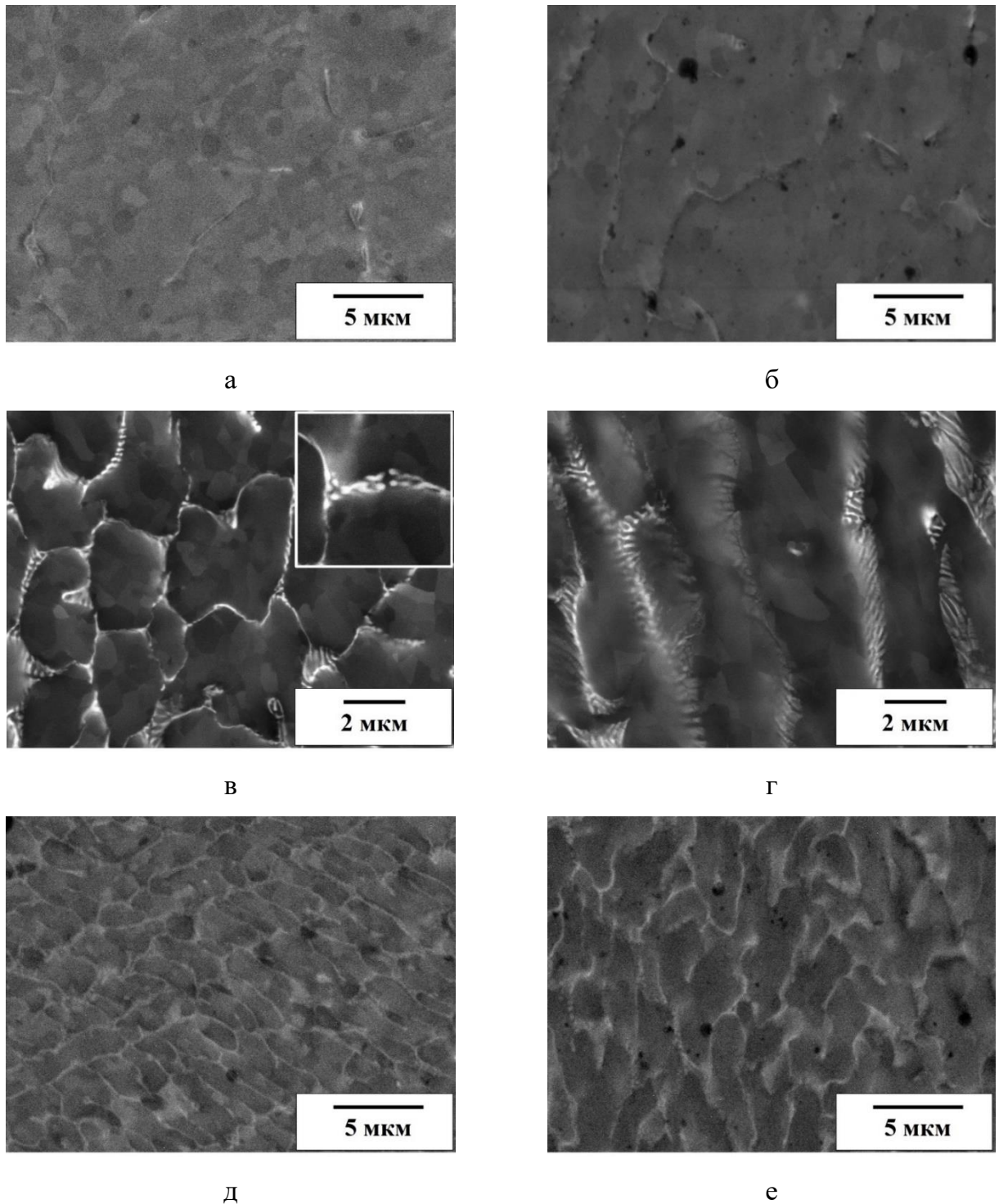


Рисунок 4.5 – Микроструктура сплавов системы Al-Fe после РКУП (РЭМ):

а, б – Al-0,5Fe, в, г – Al-1,7Fe, д, е – Al-2,5Fe; а, в, д – поперечное сечение,

б, г, е – продольное сечение [177, 197, 200, 201]

В продольном сечении исходные ячейки вытягиваются в направлении сдвиговой деформации, реализуемой в процессе РКУП. В поперечном сечении ячейки сохраняют форму близкую к равноосной. На примере сплава Al-1,7Fe Рисунке 4.5 в, г отчетливо

наблюдается фрагментация ламелей интерметаллидной фазы Al_2Fe , входящей в состав эвтектики (Рисунок 4.5 в). Судя по локальным изменениям контраста, которые отчетливо видны в алюминиевой матрице, можно сделать заключение, что метод РКУП способствует формированию УМЗ структуры в алюминиевой матрице.

На снимках, полученных методом ПЭМ (Рисунок 4.6), видно, что в исследуемых сплавах в результате ДО сформировалась УМЗ структура, вид которой типичен для микроструктур, формируемых в чистом алюминии и низколегированных алюминиевых сплавах, в результате ДО, методом РКУП [130, 144, 172, 174, 176]. В основном УМЗ структура образована сеткой БУГЗ. Об этом свидетельствует наличие на картинах электронной дифракции четко выраженных точечных рефлексов, расположенных по окружностям (Рисунок 4.6 а, в, д) и полосчатого контраста на границах зерен (Рисунок 4.6 а) [175]. Подобный вид дифракционной картины и микроструктурные особенности, является характерными для металлов и сплавов с УМЗ структурой [130, 171, 176].

После 4-х проходов РКУП при КТ в УМЗ структуре сплава Al-0,5Fe в продольном и поперечном сечении зерна большей частью равноосные (коэффициент формы $K_f \sim 1,4$) со средним размером 890 ± 40 нм (Рисунок 4.6 а). В результате ДО происходит дробление/фрагментация интерметаллидных частиц Al_2Fe , входящих в состав эвтектики (отмечены стрелками на Рисунке 4.6 б) до нанометрического диапазона 65 ± 10 нм. Отдельные области характеризуются более мелкими зернами, где фрагментированные частицы создают локальные плотные скопления (Рисунок 4.6 б). Поскольку концентрация железа в этом сплаве достаточно мала, имеются большие площади, свободные от частиц, где размер зерен больше. В результате РКУП объемная доля частиц (V_c) не претерпела изменений.

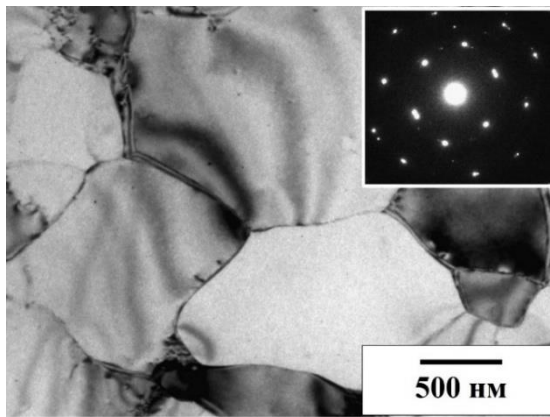
Микроструктура сплава Al-1,7Fe после РКУП была также проанализирована в поперечном и в долевым сечении (Рисунок 4.6 в, г). Размер зерна в поперечном сечении (Рисунок 4.6 в) составляет в среднем 620 ± 20 нм. Форма зерен близка к равноосной ($K_f \sim 1,2$). В продольном сечении (Рисунок 4.6 г) зерна также характеризуются формой близкой к равноосной, средний размер – 690 ± 40 нм. Коэффициент формы $K_f \sim 1,3$. Внутри зерен наблюдаются отдельные дислокации. Как и в сплаве Al-0,5Fe , в сплаве Al-1,7Fe в результате ДО, методом РКУП отмечается фрагментация интерметаллидных частиц. Средний размер частиц составил 85 ± 25 нм (Рисунок 4.6 г). Распределение частиц в алюминиевой матрице после ДО сохраняется неравномерным – скопления

фрагментированных частиц располагаются преимущественно в областях, где в исходном состоянии располагалась эвтектика. Отдельные частицы и массивы фрагментированных частиц действуют как барьеры для миграции границ соседних зерен.

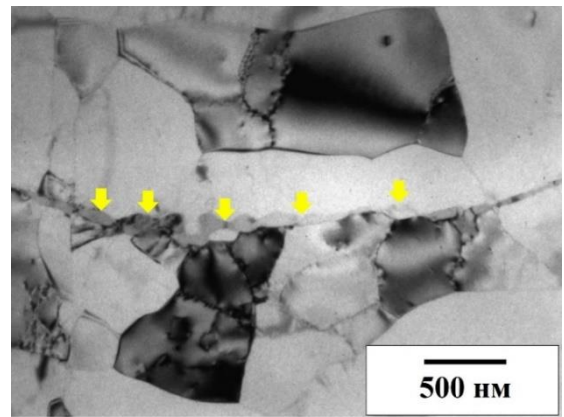
На Рисунке 4.6 д, е представлена микроструктура сплава Al-2,5Fe после 4-х проходов РКУП в продольном и поперечном сечении. Вид УМЗ структуры качественно подобен той, что была сформирована в сплавах с более низким содержанием железа. Измельчению зерна в сплаве Al-2,5Fe способствует повышенное количество интерметаллидной фазы – в поперечном сечении размер зерна в среднем составляет 560 ± 20 нм. Средний размер зерна в продольном сечении составляет 890 ± 40 нм (Рисунок 4.6 д). Коэффициент формы $K_f \sim 1,5$. При этом, интерметаллидные частицы фрагментируются, образуя скопления, ориентированные вдоль направления деформации. Скопления этих частиц определяет форму зерен после РКУП в долевом сечении образцов. Интерметаллидные частицы имеют сферическую форму, средний размер которых 50 ± 15 нм. Как и в сплавах Al-0,5Fe и Al-1,7Fe области с более высокой плотностью интерметаллидных частиц характеризуются меньшим средним размером зерна, что согласно результатам работы [178], обусловлено более высокой плотностью дислокаций.

В результате ДО исходная длина интерметаллидных частиц, входящих в состав эвтектики в исходном состоянии, представляющих собой тонкие ламели во всех исследуемых сплавах, уменьшилась приблизительно в 20 раз. Толщина интерметаллидных части в сплавах после РКУП остается неизменной [177].

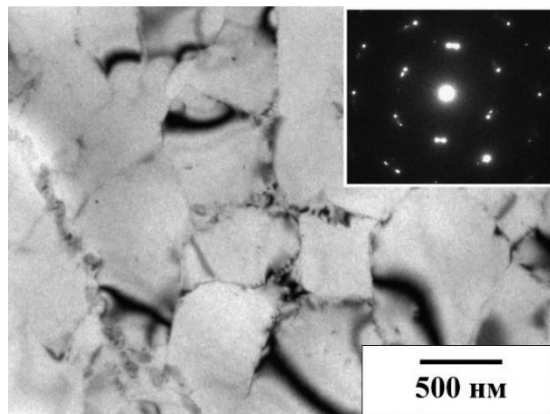
В сравнении со сплавами 8176 (Al-0,5Fe) и Al-1,7Fe, полученными СЛП или литьем в кокиль, сплавы, полученные литьем в ЭМК, после РКУП, имеют меньший размер зерна алюминиевой матрицы (см. Глава 3). Это объясняется тем, что частицы интерметаллидной фазы Al_2Fe , входящей в состав эвтектики, значительно мельче, и, следовательно, их количество больше, а межчастичное расстояние меньше. Такое изменение размеров и распределения частиц должно способствовать накоплению в процессе ИПД большего количества дислокаций, формированию микроструктуры с меньшим размером зерна, а также более высокой устойчивости сформированных межзеренных границ. Данные выводы согласуются с исследованиями, рассмотренными в работе [178, 199].



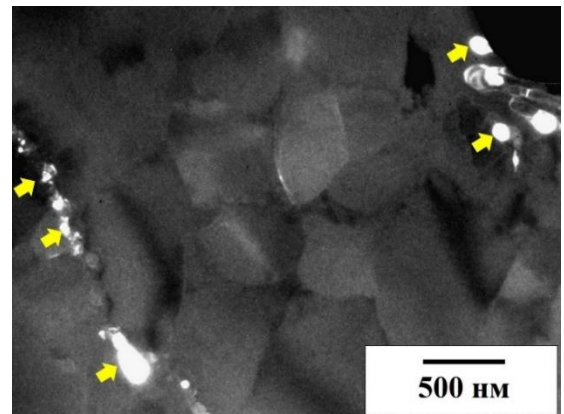
а



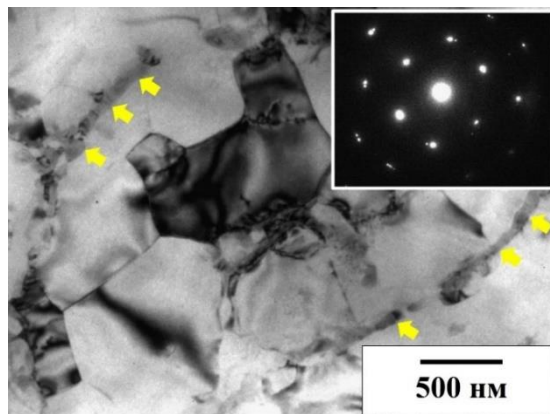
б



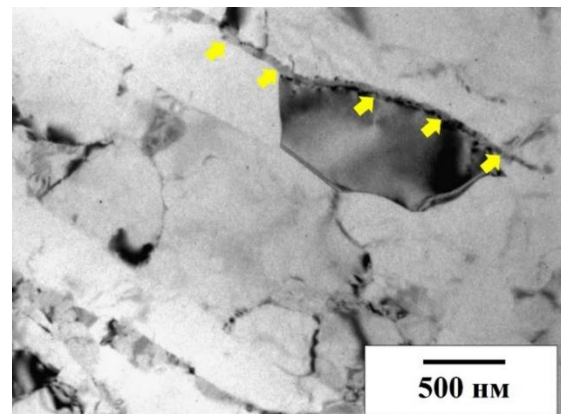
в



г



д



е

Рисунок 4.6 – Микроструктура сплавов Al-Fe после РКУП (ПЭМ):

а, б – Al-0,5Fe, в, г – Al-1,7Fe, д, е – Al-2,5Fe; а, в, д – светлопольное изображение, поперечное сечение, б, г, д – продольное сечение (частицы второй фазы Al_2Fe указаны стрелками) [177, 197, 200, 201]

Таблица 4.3 – Параметры УМЗ структуры сплавов Al-Fe после ДО методом РКУП, определенные с использованием метода ПЭМ

Сплав	D, нм	d _с , нм
Al-0,5Fe	890±40	65±10
Al-1,7Fe	620±20	85±25
Al-2,5Fe	560±20	50±15

Результаты количественного анализа параметров УМЗ структуры образцов сплавов с содержанием железа от 0,5 до 2,5 вес.% методом PCA представлены в Таблице 4.4. Анализ полученных результатов показал, что у сплава Al-2,5Fe с УМЗ структурой ОКР приблизительно в 2 раза меньше – 230 нм, более высокий уровень среднеквадратичных микроискажений кристаллической решетки – 0,0052 % и плотности дислокаций – $2,7 \times 10^{13} \text{ м}^{-2}$, в сравнении с аналогичными параметрами УМЗ сплава Al-0,5Fe – 421 нм, 0,0037 % и $1,1 \times 10^{13} \text{ м}^{-2}$, что свидетельствует о более высокой плотности внесенных дефектов в сплав Al-2,5Fe в результате его ДО. Характеристики УМЗ сплава Al-1,7Fe (200 нм, 0,0043 % и $2,6 \times 10^{13} \text{ м}^{-2}$) близки сплаву Al-2,5Fe (Таблица 4.4).

Следует отметить, что отсутствуют признаки образования твердого раствора, так как и для аналогичных по составу сплавов 8176 и Al-1,7Fe, полученных методами СЛП или литьем в кокиль, так и в сплавах, полученных литьем в ЭМК после РКУП параметр решетки (a) не меняется [91]. При этом у данных сплавов плотность дислокаций повысилась в два раза, ОКР уменьшилась (см. Глава 3, Таблица 3.4). Как упоминалось ранее, частицы при литье в ЭМК и последующем РКУП раздробились до нанометрического размера (≤ 90 нм), это привело к присутствию в УМЗ структуре их большего количества, что уменьшило межчастичное расстояние, увеличило протяженность межфазных границ, создающих в процессе деформации препятствия на пути скольжения дислокаций, что привело к повышению их плотности из-за ограничения подвижности. Таким образом, достигнутые в результате ДО методом РКУП различия в параметрах УМЗ структуры в сплавах, полученных литьем методом ЭМК и традиционными методами литья, являются закономерными и хорошо согласуются с выводами работ [166, 178, 188, 189].

Таблица 4.4 – Результаты рентгеноструктурного анализа сплавов Al-Fe [177, 197]

Сплав	Состояние	a , Å	ОКР, нм	$\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}$, %	$\rho \times 10^{13}$, м ⁻²
Al-0,5Fe	ЭМК	4,0507±0,0001	-	-	-
	РКУП	4,0503±0,0001	421±10	0,0037±0,0005	1,1
Al-1,7Fe	ЭМК	4,0499±0,0001	-	-	-
	РКУП	4,0498±0,0001	200±5	0,0043±0,0010	2,6
Al-2,5Fe	ЭМК	4,0515±0,0001	-	-	-
	РКУП	4,0511±0,0001	230±4	0,0052±0,0007	2,7

На Рисунке 4.7 представлены снимки микроструктуры сплавов системы Al-Fe, полученных литьем в ЭМК, после двухэтапной ДО методом РКУП и последующей ХП со степенью обжатия 85 % в продольном сечении. Основные параметры микроструктуры: ширина зерна (H , нм), длина зерна (L , нм), средний размер интерметаллидных частиц (d_c) представлены в Таблице 4.5. Микроструктура, которая сформировалась в сплаве Al-Fe после РКУП и последующей ХП характеризуется наличием вытянутых вдоль направления прокатки ультрамелких зерен и образованием сетки преимущественно БУГЗ, о чем свидетельствует приведенная дифракционная картина (Рисунок 4.7 а, в, д). ХП приводит к удлинению зерен в направлении деформации, их длина увеличивается до нескольких микрон, а ширина уменьшается до 335 ± 15 нм в сплаве Al-0,5Fe, до 290 ± 20 нм в сплаве Al-1,7Fe, до 195 ± 10 нм в сплаве Al-2,5Fe. Природа возникновения разницы в размерах зерен после ХП, в сплавах системы Al-Fe та же, что и после выполненной на первом этапе ДО методом РКУП. Она обусловлена разной объемной долей эвтектики и соответственно наноразмерных частиц интерметаллидной фазы, входящей в ее состав. В процессе ХП частицы фазы Al_2Fe , предварительно измельченные в результате РКУП, претерпели дополнительную фрагментацию, перераспределились вдоль направления прокатки, что способствовало изменению морфологии и дальнейшему измельчению ультрамелких зерен. Эффект измельчения УМЗ структуры усиливается с ростом содержания железа в алюминии. Подобная эволюция УМЗ структуры в результате холодной прокатки ранее была отмечена в работах [174, 202]. Средний размер интерметаллидных частиц после РКУП и ХП в исследуемых сплавах сопоставим и составляет в сплаве Al-0,5Fe – 70 ± 10 нм, в Al-1,7Fe – 60 ± 30 нм, в Al-2,5Fe – 65 ± 15 нм.

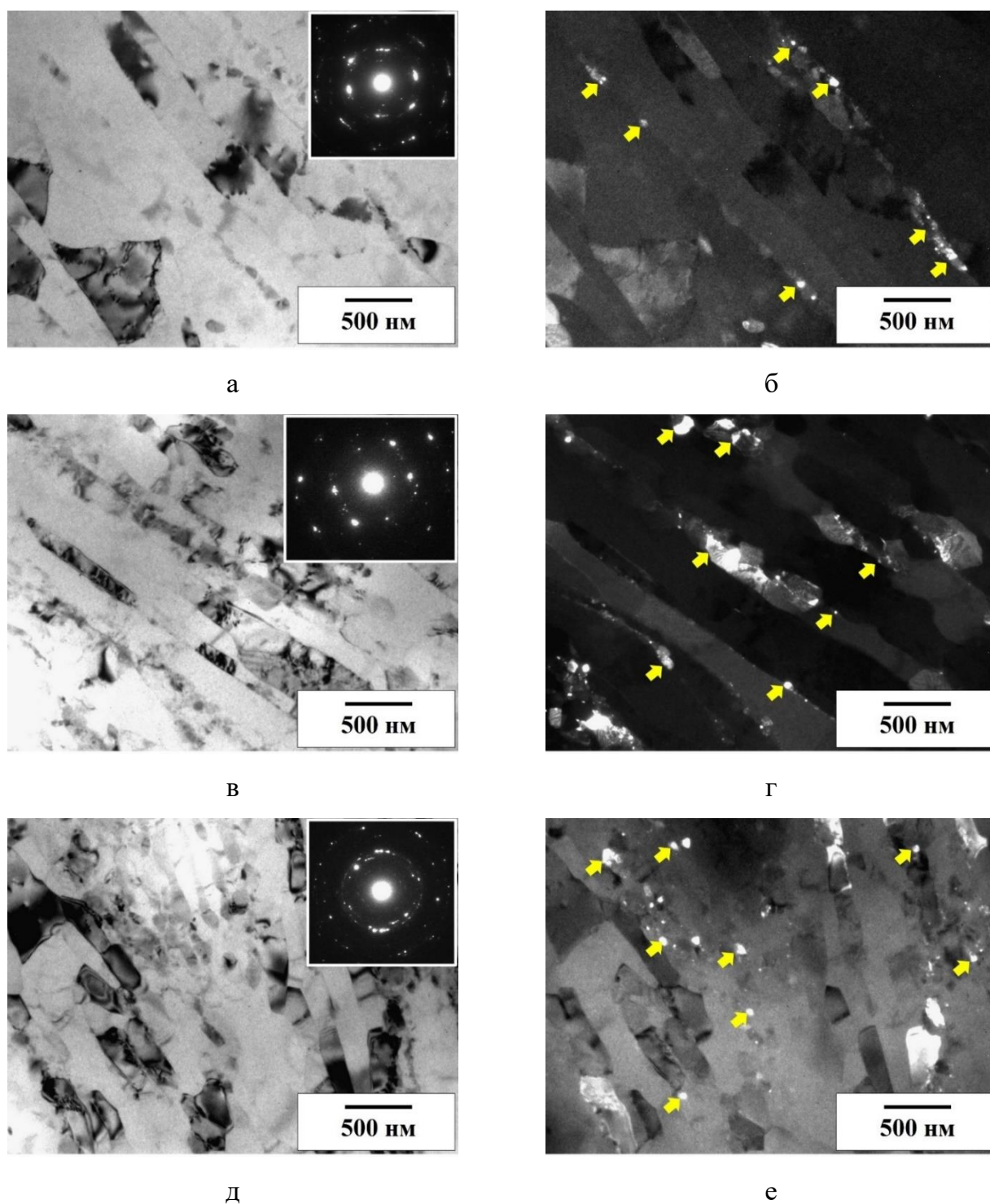


Рисунок 4.7 – Микроструктура сплавов Al-Fe после РКУП и последующей ХП при обжати 85 %, в продольном сечении (ПЭМ): а, б – Al-0,5Fe, в, г – Al-1,7Fe, д, е – Al-2,5Fe; а, в, д – светлопольное изображение, б, г, е – темнопольное изображение, с указанием интерметаллидных частиц Al_2Fe стрелками [177, 197]

Причина такой небольшой разницы в размерах частиц после холодной деформации заключается в том, что средние размеры частиц в сплавах Al-Fe в литом состоянии

близки. Большее количество частиц одного и того же размера после ХП означает более высокую плотность этих частиц и меньшее расстояние между частицами/группами частиц. Меньшее расстояние приводит к более короткой длине свободного пробега дислокаций, что обеспечивает более высокую прочность образца. Таким образом, интерметаллические частицы действительно способствуют упрочнению материала не только в следствии размера частиц, но и через их плотность. Аналогичный эффект описанный в работе [189] наблюдался на сплаве $Al_{11}(Ce,La)_3$, подвергнутом ИПД. Подобного типа микроструктура формируется вследствие дополнительной деформации прокаткой УМЗ сплавов, в том числе и алюминиевых [174].

Таблица 4.5 – Параметры микроструктуры, полученные с помощью ПЭМ для сплавов Al-Fe после РКУП и ХП

Сплав	H, нм	L, нм	$d_{\text{с.}}$, нм
Al-0,5Fe	335 ± 15	≥ 1500	70 ± 10
Al-1,7Fe	290 ± 20	≥ 1500	60 ± 30
Al-2,5Fe	195 ± 10	≥ 1500	65 ± 15

Кроме того, РСА позволил определить структурные различия в сплавах Al-0,5Fe и Al-2,5Fe, полученных литьем в ЭМК, после РКУП с последующей ХП. Последующая ХП, проведенная после РКУП, изменяет в сплавах концентрацию дефектов кристаллической решетки. Размер ОКР снижается до 246 ± 3 нм, плотность дислокаций несколько повышается, у сплава Al-0,5Fe до $1,2 \times 10^{13} \text{ м}^{-2}$ и у сплава Al-2,5Fe до $4,2 \times 10^{13} \text{ м}^{-2}$. При этом параметр кристаллической решетки не изменяется и для сплава Al-0,5Fe составляет $4,0508 \pm 0,0001 \text{ \AA}$, для сплава Al-2,5Fe $4,0517 \pm 0,0001 \text{ \AA}$. Это говорит об отсутствии признаков образования твердого раствора [91].

4.2.2 Физико-механические свойства сплавов системы Al-Fe после РКУП и ХП

В Таблице 4.6 отображены параметры измерения электропроводности и механических свойств исследуемых сплавов до и после ДО. На Рисунке 4.8 а в графическом виде, представлена зависимость предела прочности от концентрации железа

и методов обработки. График изменения электропроводности от содержания железа и методов обработки представлен на Рисунке 4.8 б.

Таблица 4.6 – Параметры физико-механических свойств сплавов системы Al-Fe, полученных литьем в ЭМК после РКУП и ХП [177, 197]

Сплав	Состояние	Электрические свойства		Механические свойства		
		УЭП, МСм/м	IACS, %	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
Al-0,5Fe	ЭМК	33,52±0,22	57,8±0,5	35±3	90±7	32,5±3,4
	4 ц. РКУП	33,15±0,14	57,2±0,3	121±4	156±6	19,8±0,1
	+ХП	33,96±0,24	58,5±0,5	185±11	200±11	17,2±0,8
Al-1,7Fe	ЭМК	28,77±0,21	49,6±0,6	60±6	150±11	28,8±2,1
	4 ц. РКУП	28,10±0,40	48,5±0,2	251±8	268±17	11,7±1,6
	+ХП	29,77±0,19	51,3±0,1	276±11	298±13	17,1±1,6
Al-2,5Fe	ЭМК	27,89±0,24	48,1±0,4	95±7	190±12	28,7±1,9
	4 ц. РКУП	26,38±0,27	45,5±0,6	200±12	258±11	15,9±0,1
	+ХП	27,76±0,21	47,9±0,4	290±15	340±16	16,7±1,1
Сплавы, полученные традиционными методами литья (см. Глава 3)						
8176	до РКУП	35,3±0,25	60,8±0,5	81±2	105±5	32,7±3,0
	4 ц. РКУП	34,9±0,30	60,2±0,5	154±7	158±6	13,3±1,0
	+ХП	35,40±0,30	61,1±0,5	166±3	174±8	13,1±1,0
Al-1,7Fe	до РКУП	30,36±0,26	52,2±0,5	40±7	105±4	18,3±0,5
	4 ц. РКУП	30,27±0,34	52,2±0,6	179±8	201±4	9,6±0,2
	+ХП	30,96±0,19	53,3±0,4	220±4	257±1	15,9±1,3

Стоит отметить, что ДО методом РКУП повышает прочностные свойства сплавов более чем в 1,5 раза (до 156 МПа в сплаве Al-0,5Fe, до 268 МПа в сплаве Al-1,7Fe, до 258 МПа в сплаве Al-2,5Fe). Электропроводность сплавов не претерпевает заметных изменений. После РКУП относительное удлинение до разрушения УМЗ сплавов составляет от 11,7 до 19,8 %. В целом такие изменения свойств вследствие РКУП обусловлены измельчением интерметаллидных частиц до нанометрического диапазона и формирования УМЗ структуры, образованной сеткой преимущественно БУГЗ, а также высокой плотностью решеточных дислокаций. По данным РСА, РКУП не приводит к

образованию твердого раствора (период решетки алюминия не изменяется), а значит, его влиянием на свойства можно пренебречь. Поэтому формирование УМЗ структуры не привело к заметному снижению электрической проводимости.

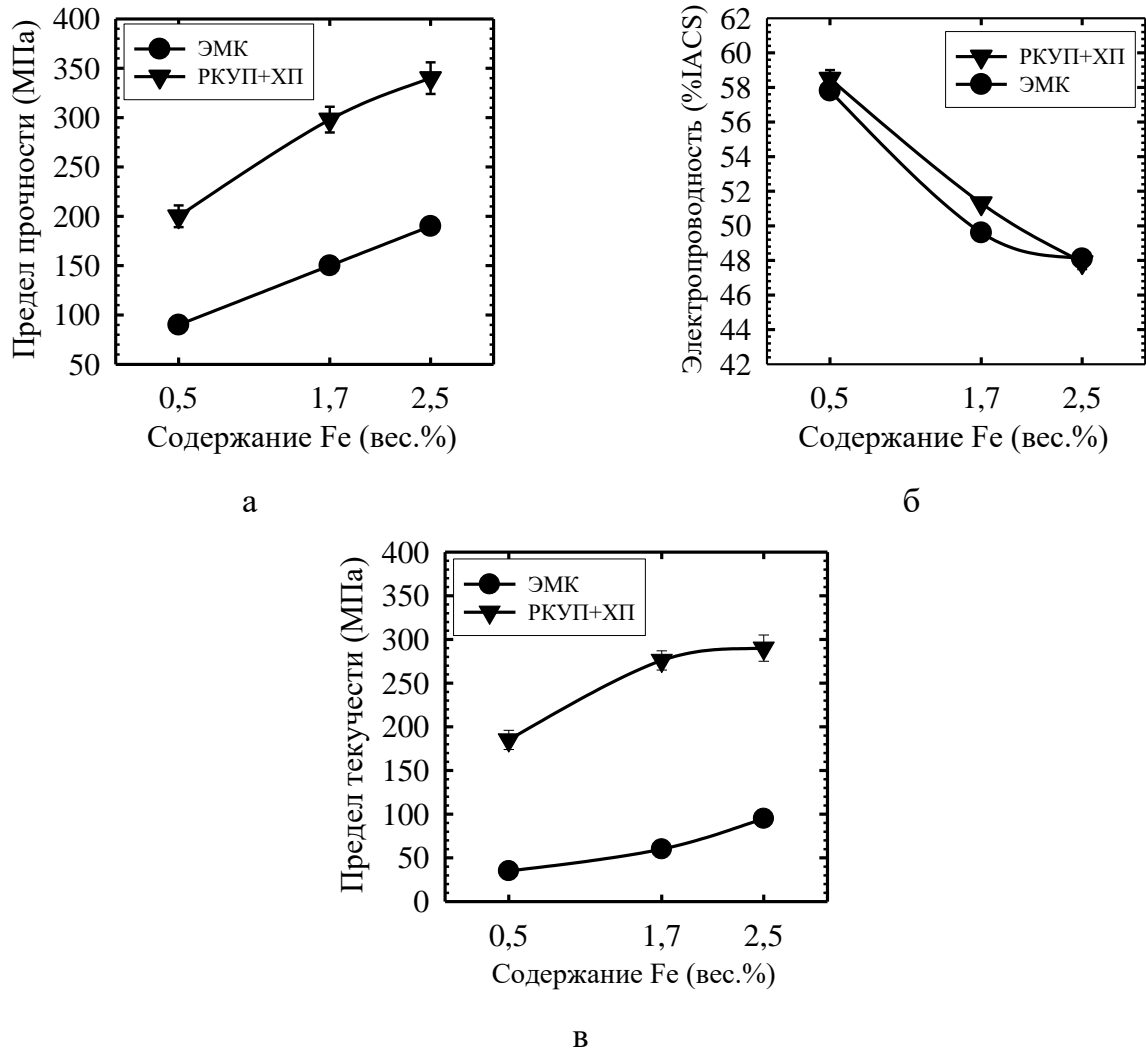


Рисунок 4.8 – Изменение свойств сплавов Al-Fe: а – предел прочности на растяжение, б – электропроводность, в – предел текучести

Последующая ХП после РКУП влияет на свойства материала, увеличивая прочность при растяжении. Удельная прочность сплава Al-0,5Fe увеличивается с 156 до 200 МПа, сплава Al-1,7Fe с 268 до 298 МПа, а сплава Al-2,5Fe с 258 до 340 МПа. Повышение прочностных характеристик не сопровождается заметным снижением пластичности материалов исследования. В случае сплавов Al-1,7Fe и Al-2,5Fe после дополнительной ХП пластичность даже несколько повысилась. При этом электропроводность исследуемых сплавов также увеличилась приблизительно на 2%

IACS. Этому способствует вытянутая волокнистая/ламеллярная структура, полученная при ИПД и последующей ХП, приводящая к уменьшению расстояний между границами зерен в продольном направлении [29, 181, 182]. Еще одной возможной причиной увеличения проводимости может быть фрагментация и пространственное перераспределение фаз (в нашем случае фазы Al_2Fe) вдоль направления деформации, где средняя длина свободного пробега электронов проводимости увеличивается [183-186]. Из Рисунка 4.8 в видно, что предел текучести алюминиевого сплава зависит от нескольких факторов. Увеличение содержания железа приводит к повышению предела прочности и условного предела текучести. Также на значение предела текучести влияют процессы получения и обработки сплавов. Прочность сплавов увеличивается по мере уменьшения зерна, увеличения объемной доли и дисперсности частиц, а также плотности дислокаций и других факторов.

Наиболее интересен факт повышения величины относительного удлинения до разрушения в УМЗ образцах сплавов Al-1,7Fe и Al-2,5Fe, после двухэтапной ДО, по сравнению с УМЗ образцами полученных только с использованием РКУП (Таблица 4.6). Судя по виду инженерных кривых, полученных в результате испытаний на растяжение образцов сплава Al-1,7Fe (Рисунок 4.9) в исходном литом состоянии кривая растяжения имеет характерный вид для пластичных материалов, не подвергавшихся деформационной упрочняющей обработке. Формирование УМЗ структуры в сплаве методом РКУП повлияло на физико-механические свойства материала – стадия равномерной деформации практически отсутствует, а соотношение условного предела текучести и предела прочности близко к единице. Это можно объяснить наступлением условий пластичной неустойчивости, характерно для УМЗ материалов [203].

После дополнительной ХП наблюдается более выраженная стадия стационарного течения (равномерной деформации), когда напряжение течения остается постоянным. Как отмечено выше, после РКУП такая стадия практически отсутствует. Подобный характер деформационного поведения при растяжении был ранее отмечен в чистой меди УМЗ структура, в которой была сформирована с использованием аналогичной двухстадийной ДО, включающей РКУП и ХП [204].

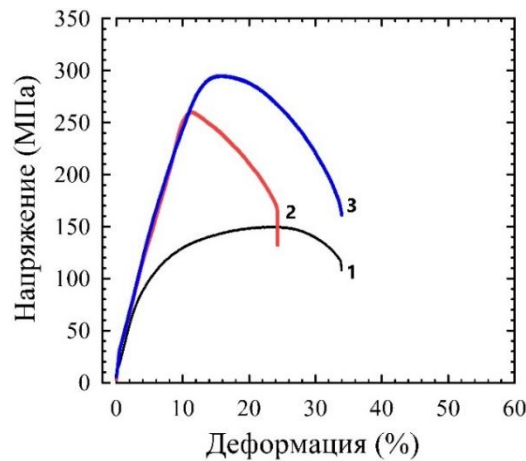


Рисунок 4.9 – Инженерные кривые «деформация-напряжение» для сплава Al-1,7Fe:

1 – ЭМК, 2 – РКУП, 3 – РКУП+ХП

Такой деформационной характер поведения объяснимы: медь и алюминиевые сплавы – материалы с ГЦК структурой. Также в сплавах Al-Fe в алюминиевой матрице отсутствуют какие-либо атомы легирующих элементов. Таким образом матрица, это чистый алюминий с УМЗ структурой. Как правило установившееся течение предполагает достижение некоего баланса между зарождением и аннигиляцией дефектов, генерирующихся в процессе пластической деформации растяжением, что приводит к постоянному напряжению течения. Поскольку напряженное состояние при испытании на одноосное растяжение относительно близко к состоянию при прокате, вероятно, что в материалах исследования протекает процесс динамического возврата, который и приводит к устойчивому течению в УМЗ образцах после РКУП и ХП.

После РКУП процесс возврата может быть менее выраженным, поскольку условия деформации при прессовании и растяжении существенно различаются.

Таким образом, возникновение процесса динамического возврата подобного тому, что реализуется во время прокатки, вполне может привести к устойчивому течению и более высокой пластичности УМЗ образцов после РКУП и ХП.

Для сравнения в Таблице 4.6 представлены результаты из Главы 3 измерений физико-механических свойств, аналогичных по химической композиции сплавам Al-0,5Fe и Al-1,7Fe, полученных традиционными методами литья. Образцы сплава Al-0,5Fe и Al-1,7Fe с УМЗ структурой, после литья в ЭМК и ДО по прочности и пластичности заметно превосходят УМЗ образцы из сплавов 8176 (Al-0,5Fe) и Al-1,7Fe, произведённых традиционными методами литья. Однако недостатком сплавов, полученных литьем в

ЭМК и последующей ДО является их низкая электропроводность. Разница в физико-механических характеристиках особенно выражена в сплаве Al-1,7Fe как в отливках, так и в образцах после РКУП с УМЗ структурой. Как было указано выше, объемные доли эвтектики данных сплавов схожи. Следовательно, увеличение прочности и УЭС связано с различиями в структуре эвтектической фазы. Так в случае литья в ЭМК она образована более дисперсными (наноразмерными) чередующимися прослойками алюминия и интерметаллидных фаз. Известно, что любые микронеоднородности и несовершенства кристаллического строения уменьшают длину свободного пробега электронов проводимости и, как следствие, снижается электропроводимость материала. Поэтому логично полагать, что в сплавах, полученных методом ЭМК как в исходном состоянии, так и в состоянии после ДО, наличие наноразмерных частиц и большей протяженности межфазной границ оказывает негативное влияние на электропроводность. Однако, измельчение до наноразмерного уровня частиц привело к заметному увеличению прочностных свойств.

Необходимо подчеркнуть, что формирование УМЗ структуры в сплавах Al-Fe в результате ДО методом КВД [166] или РКУП с противодавлением [171], как было отмечено в Главе 1, сопровождается образованием твердого раствора, в результате чего изменяется период кристаллической решетки. В данном исследовании ни увеличение скорости кристаллизации на 2-3 порядка, ни использование ДО методом РКУП не привело к подобным изменениям в материалах исследований (период кристаллической решетки не изменился, Таблица 4.4). Логично предположить, что и последующая ДО методом ХВ также не должны привести к изменениям в содержании железа в алюминии.

4.2.3 Микроструктура и физико-механические свойства сплавов системы Al-Fe после РКУП и ХВ

Помимо широко используемых токопроводящих шин разной геометрии, получаемых с помощью ХП, для проводов ЛЭП используются токопроводящие элементы в виде проволоки, для производства которой применяется метод ХВ. Алюминиевые провода более распространены, нежели шины, так что вопрос производства данных полуфабрикатов из исследуемых материалов является актуальным. В данном разделе приведены результаты исследований проволоки с УМЗ структурой, полученной из

сплавов с содержанием железа 0,5 и 1,7 вес.%, подвергнутых двухэтапной ДО методом РКУП-К с последующим ХВ. Обработку методом РКУП-К исходных образцов литых заготовок осуществляли в оснастке с геометрией рабочей части аналогичной ранее использованной оснастке для РКУП. Режим обработки литых заготовок методом РКУП-К также был идентичным. Таким образом, после РКУП-К в образцах сплавов Al-0,5Fe и Al-1,7Fe ожидалось формирование УМЗ структуры близкой по своим параметрам УМЗ структуре, полученной с использованием метода РКУП.

На примере сплава Al-1,7Fe на Рисунках 4.10 и 4.11 изображена в двух перпендикулярных плоскостях микроструктура после двухэтапной ДО методом РКУП-К и ХВ. В поперечном сечении в материале отображаются равноосные зерна со средним размером 320 ± 30 нм (Рисунок 4.11 а). Ультрамелкие зерна, образовавшиеся после ДО методом РКУП-К после ХВ, как и в случае ХП, преобразуются/трансформируются в волокна, вытянутые вдоль оси проволоки (Рисунок 4.11 б). Длина зерен, как в поперечном, так и продольном сечениях, доходит до нескольких микрон, при этом их средняя ширина совпадает с величиной среднего размера зерна в поперечном сечении проволоки (320 ± 30 нм). Наноразмерные частицы фазы Al_2Fe , распределенные вдоль оси волочения по границам зерен, сформировавшихся в процессе ИПД и после ХВ не претерпевают каких-либо существенных изменений в форме и в размерах. Это видно (указаны стрелками) на темнопольном изображении (Рисунок 4.11 в). Размер наночастиц в среднем составляет 60 ± 20 нм. Микроструктура (Рисунок 4.11 а), сформированная с наночастицами упрочняющей фазы, относится к зерновой структуре, образованной сеткой преимущественно высокоугловых границ.

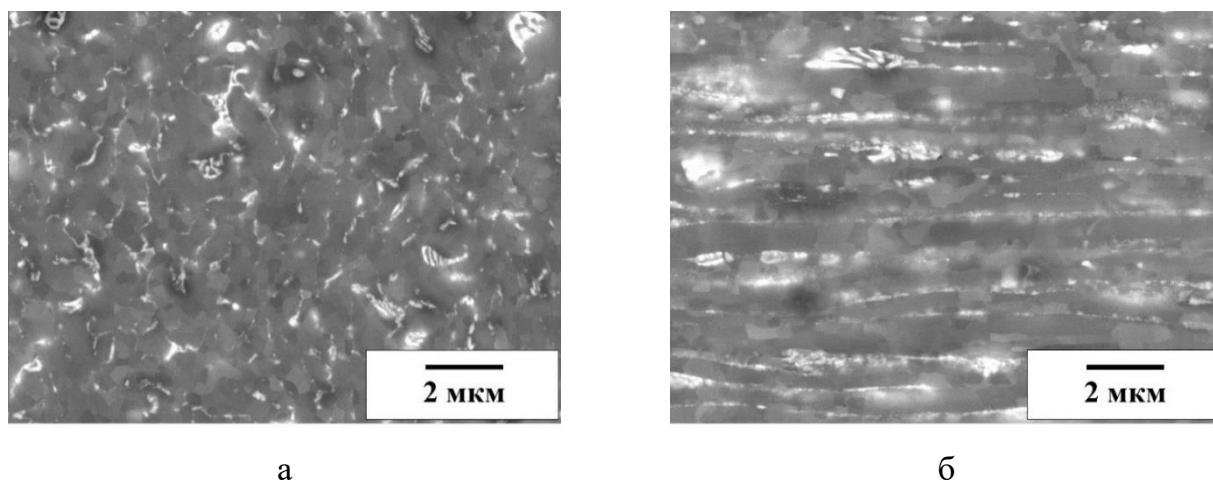
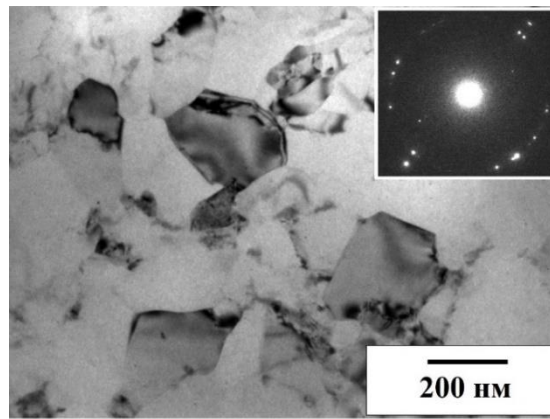
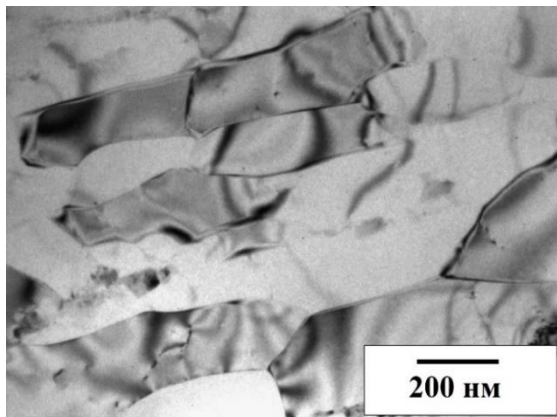


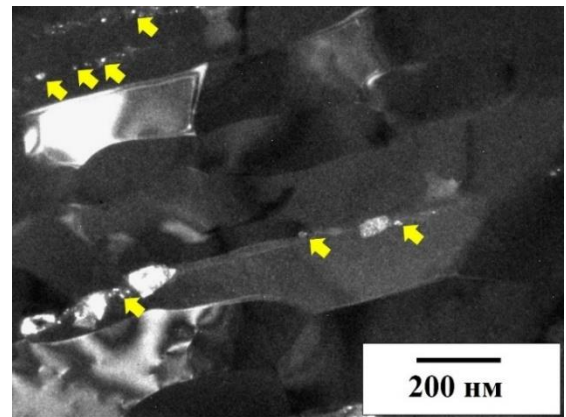
Рисунок 4.10 – Микроструктура сплава Al-1,7Fe, после двухэтапной обработки РКУП-К и ХВ (РЭМ): а – поперечное сечение, б – продольное сечение [177]



а



б



в

Рисунок 4.11 – Микроструктура сплава Al-1,7Fe, после двухэтапной обработки РКУП-К и ХВ (ПЭМ): а – поперечное сечение, б – светлопольное изображение, продольное сечение, в – темнопольное изображение, продольное сечение [201]

Следует отметить, что ХВ образцов сплавов Al-0,5Fe и Al-1,7Fe, предварительно подвергнутых обработке методом РКУП-К, позволила повысить прочностные характеристики до 239 и 310 МПа соответственно. При этом сплавы характеризуются пластичностью 3-5%, что является хорошим показателем для электропроводников из алюминиевых сплавов. Также ХВ несколько увеличивает электропроводность сплавов Al-0,5Fe и Al-1,7Fe до 57,7% IACS и до 50,7% IACS соответственно и более выражено в сплаве Al-1,7Fe. Это обусловлено удлинением заготовки в направлении деформации (Рисунок 4.11 б), разрушением скоплений интерметаллидов и увеличению расстояния между частицами.

Для сопоставления достигнутого эффекта от двухэтапной ДО на физико-механические свойства характеристики УМЗ проволоки в Таблице 4.7 представлены результаты исследований образцов катанки из сплава Al-0,5Fe с использованием только

традиционного метода деформации ХВ [205]. Формирование УМЗ структуры с наноразмерными частицами после двухэтапной ДО позволила увеличить предел прочности в 1,2 раза. Достигнутая в проволоке высокопрочное состояние (239 МПа) сопоставимо с прочностными характеристиками достигнутого в тонких пластинах с УМЗ структурой после ХП (200 МПа). Уровень электропроводности сохраняет высокое значение (57,7% IACS).

Таблица 4.7 – Физико-механические свойства сплавов Al-Fe после ДО методом РКУП-К и ХВ [206]

Сплав	Обработка	Электрические свойства		Механические свойства		
		УЭС, нОм*м	IACS, %	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
Al-0,5Fe	РКУП+ХВ	29,88±0,01	57,7±0,3	201±1	239±9	2,7±0,8
	ХВ	29,54±0,01	58,4±0,1	170±12	204±14	5,3±0,2
Al-1,7Fe	РКУП+ХВ	34,01±0,01	50,7±0,2	224±23	310±1	5,3±0,1

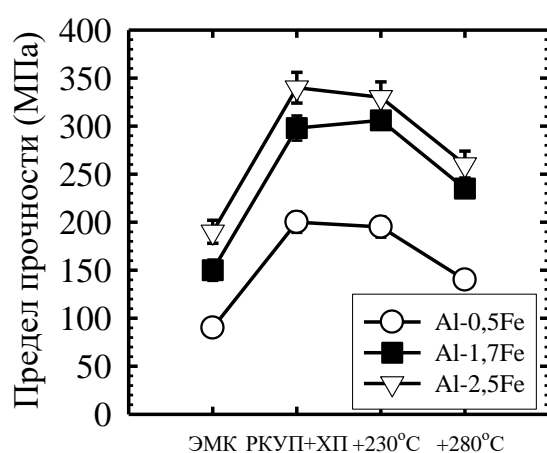
4.3 Термическая стабильность сплавов Al-Fe, полученных литьем в ЭМК, после ДО, включающей ИПД

Данный раздел освещает результаты исследований термостабильности образцов, выполненных по алгоритму, представленному Главе 3.

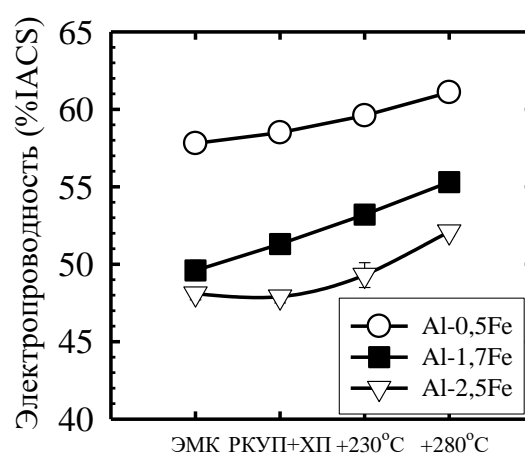
В Таблице 4.8 представлены физико-механические свойства исследуемых сплавов после РКУП, ХП и последующих отжигов при температуре 230 и 280 °С в течение 1 часа. На Рисунке 4.12 графически представлено изменение предела прочности на растяжение (Рисунок 4.12 а) и электропроводности (Рисунок 4.12 б) сплавов Al-Fe после РКУП, ХП и последующих отжигов при температуре 230 и 280 °С в течение 1 часа. Динамика изменения прочностных свойств после РКУП и ХП и последующего отжига при 230 °С (Таблица 4.8) соответствует динамике изменения прочностных свойств после РКУП и ХВ и отжига 230 °С (Таблица 4.9).

Таблица 4.8 – Физико-механические свойства сплавов Al-Fe после РКУП, ХП, отжигов 230 и 280 °С, 1 ч. [177, 197]

Сплав	Обработка	Электрические свойства		Механические свойства		
		УЭП, МСм/м	IACS, %	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
Al-0,5Fe	РКУП+ХП	33,96±0,24	58,5±0,5	185±11	200±11	17,2±0,8
	+230 °С, 1ч.	34,60±0,10	59,6±0,2	175±10	195±11	16,5±0,9
	+280 °С, 1ч.	35,44±0,15	61,1±0,3	130±12	140±9	25,2±1,1
Al-1,7Fe	РКУП+ХП	29,77±0,19	51,3±0,1	276±11	298±13	17,1±1,6
	+230 °С, 1ч.	30,86±0,20	53,2±0,1	284±8	306±7	14,4±1,4
	+280 °С, 1ч.	32,10±0,14	55,3±0,1	228±2	235±3	17,9±0,6
Al-2,5Fe	РКУП+ХП	27,76±0,21	47,9±0,4	290±15	340±16	16,7±1,1
	+230 °С, 1ч.	28,58±0,42	49,3±0,8	275±14	330±16	13,6±0,6
	+280 °С, 1ч.	30,20±0,17	52,1±0,3	235±13	260±14	13,9±0,7



а



б

Рисунок 4.12 – Изменение свойств сплавов Al-Fe в зависимости от режимов обработки: а – предел прочности на растяжение, б – электропроводность

Разупрочнение после отжига при 230 °С не превышает 10 %, то есть не приводит к существенным изменениям прочности исследованных наноструктурированных сплавов (Таблица 4.8 и 4.9). Это говорит о том, что наличие наноразмерных частиц фазы Al_2Fe обеспечивает стабильность структуры сплава. Они подавляют миграцию границ зерен и затрудняют перераспределение дислокаций. В связи с этим микроструктура сплавов Al-

Fe была проанализирована после отжига 280 °С, 1 ч. так как изменения при данной температуре были более значительнее.

В Таблице 4.9 представлены параметры измерения механических свойств и электропроводности сплавов Al-0,5Fe и Al-1,7Fe после двухэтапной ДО методом РКУП и ХВ и отжига при температуре 230 °С в течение 1 часа. На Рисунках 4.13 а, б представлены графики изменения прочности и электропроводности в зависимости от методов ДО на примере сплава Al-0,5Fe. Отжиг при температуре 230 °С в течение 1 часа заметно не изменяет прочностные свойства проволоки из сплавов Al-0,5Fe и Al-1,7Fe, при этом электропроводность увеличивается на 1,0-2,0% IACS. Это может быть объяснено термическими воздействиями, которые приводят к перераспределению и снижению плотности дефектов в структуре материала. Пластичность алюминиевых сплавов после двухэтапной ДО методом РКУП и ХВ, последующего отжига остается на уровне 3-5 %, что соответствует требованиям, предъявляемым к алюминиевым проволокам электротехнического назначения [158]. Результаты отжига свидетельствуют о том, что проволока из сплава Al-0,5Fe и Al-1,7Fe, полученная способом непрерывного литья в ЭМК пригодна для применения с допустимой рабочей длительно действующей температурой 150 °С [21, 22].

Таблица 4.9 – Физико-механические свойства сплавов Al-Fe после ДО и отжига [201]

Сплав	Обработка	Электрические свойства		Механические свойства		
		УЭС, нОм*м	IACS, %	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
Al-0,5Fe	РКУП-К+ХВ	29,88±0,01	57,7±0,3	201±1	239±9	2,7±0,8
	РКУП-К+ХВ +230 °С	29,88±0,01	57,7±0,3	177±3	225±7	2,0±0,1
	ХВ	29,54±0,01	58,4±0,1	170±12	204±14	5,3±0,2
	ХВ+230 °С	29,15±0,01	59,2±0,1	175±11	200±16	4,6±0,4
Al-1,7Fe	РКУП-К+ХВ	34,01±0,01	50,7±0,2	224±23	310±1	5,3±0,1
	РКУП-К+ХВ +230 °С	32,39±0,01	53,2±0,1	192±5	316±6	3,2±0,1

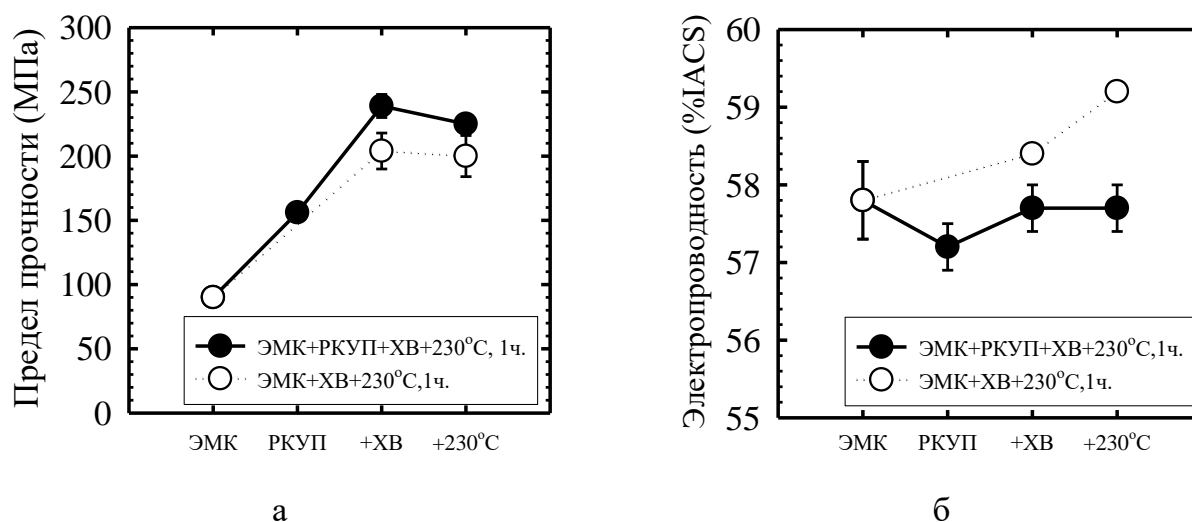
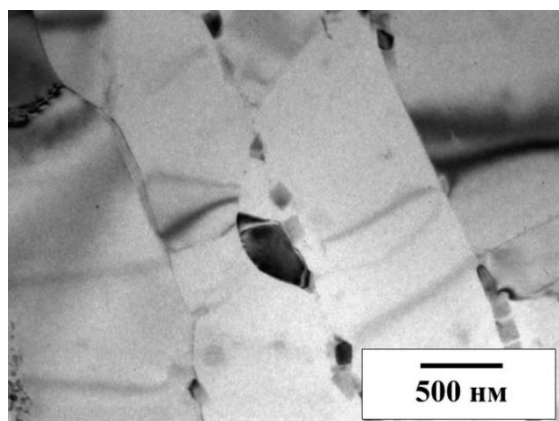
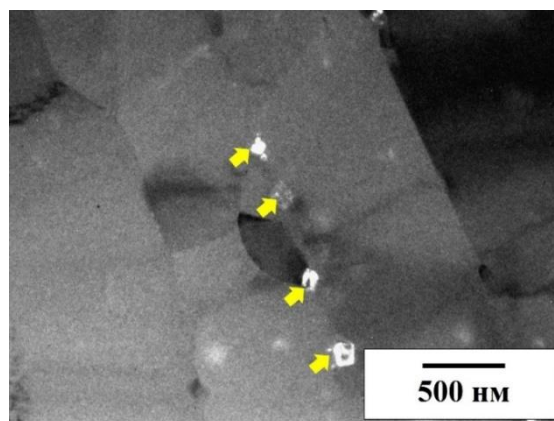


Рисунок 4.13 – Изменение свойств на примере сплава Al-0,5Fe в зависимости от режимов обработки: а – предел прочности на растяжение, б – электропроводность

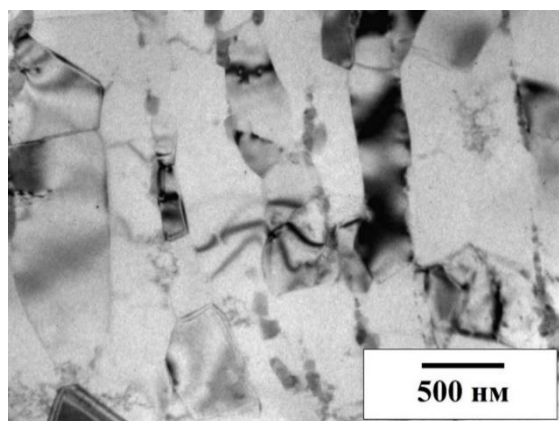
ПЭМ образцов сплава Al-Fe после РКУП, ХП и последующего отжига при 280 °С в течение 1 часа представлены на Рисунке 4.14. Основные параметры микроструктуры представлены в Таблице 4.10. Видно, что зерна остаются вытянутыми в сторону направления прокатки, длиной в несколько микрон, однако отжиг при 280 °С приводит к увеличению средней ширины зерна до 595 ± 25 нм в сплаве Al-0,5Fe, до 575 ± 25 нм в сплаве Al-1,7Fe и до 410 ± 20 нм в сплаве Al-2,5Fe. В результате отжига не происходит изменение интерметаллидных частиц, средний размер которых составляет в сплавах: Al-0,5Fe – 60 ± 10 нм, Al-1,7Fe – 50 ± 20 нм, Al-2,5Fe – 60 ± 15 нм.



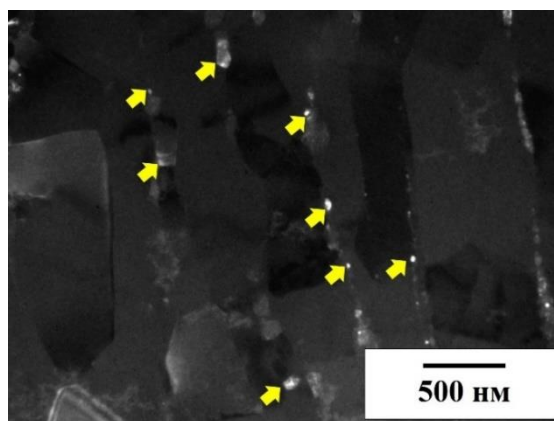
а



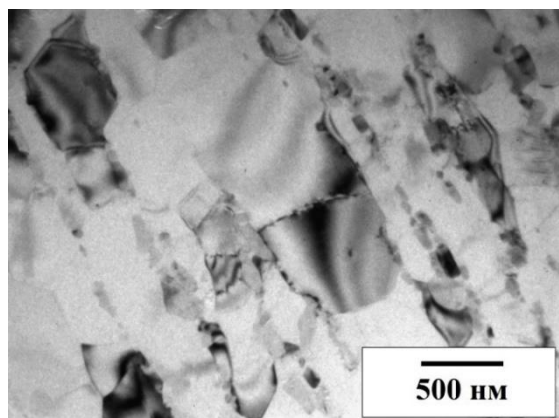
б



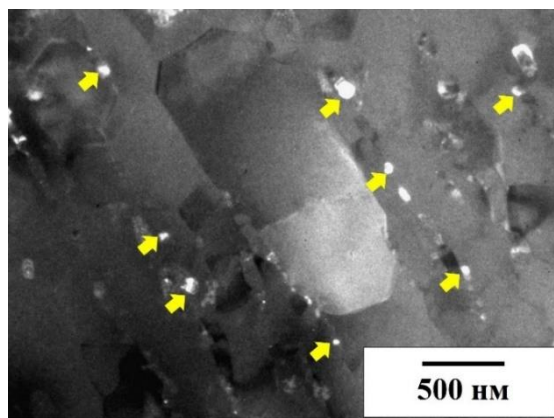
в



г



д



е

Рисунок 4.14 – Микроструктура сплавов Al-Fe после РКУП, ХП и отжига 280 °С, 1 ч.,
 продольное сечение (ПЭМ): а, б – Al-0,5Fe, в, г – Al-1,7Fe, д, е – Al-2,5Fe;
 а, в, д – светлопольное изображение, б, г, е – темнопольное изображение, с указанием
 интерметаллидных частиц Al_2Fe стрелками [177, 197, 206]

Таблица 4.10 – Параметры микроструктуры, полученные с помощью ПЭМ для сплавов Al-Fe после РКУП, ХП и последующего отжига при 280 °С, в течение 1 часа

Сплав	H, нм	L, нм	d _{ч.} , нм
Al-0,5Fe	595±25	≥ 1500	50±20
Al-1,7Fe	575±25	≥ 1500	60±10
Al-2,5Fe	410±20	≥ 1500	60±15

Анализ результатов исследований по оценке влияния частиц вторых фаз на термическую стабильность и свойства алюминиевых сплавов представлен в обзоре литературы и в Главе 3 [108, 127, 190]. Можно предположить, что наличие частиц фазы Al₂Fe, распределенных по границам зерен, оказывает локальное закрепляющее действие, замедляя миграцию ГЗ, тем самым тормозя рост ультрамелких зерен, создавая стабилизирующий эффект, который тем больше, чем меньше размер частиц и больше их объемная доля [108, 191-193]. В сплавах после ДО методом РКУП и последующей ХП интерметаллидные частицы, сформировавшиеся в процессе кристаллизации фрагментируются, образуя массивы по границам зерен и сохраняются там при режиме отжига с температурой 280 °С и продолжительностью 1 час. РСА показал, что в этой системе не образуется твердый раствор, поэтому частицы не растворяются и не выделяются в процессе ДО. Отношение объемной доли частиц ($V_{\text{ч}}$) к диаметру частиц ($d_{\text{ч}}$) показывает, что высокая термостабильность наноструктурированных и мелкозернистых состояний обеспечивается высокой плотностью равномерно распределенных наночастиц. Тем самым, повышенная термостабильность пластинчатых структур достигается влиянием наночастиц, создающих более плотные группы. В сплаве Al-0,5Fe отношение $V_{\text{ч}}/d_{\text{ч}} \approx 0,4 \text{ мкм}^{-1}$, в сплаве Al-1,7Fe $V_{\text{ч}}/d_{\text{ч}} \approx 0,8 \text{ мкм}^{-1}$, в сплаве Al-2,5Fe $V_{\text{ч}}/d_{\text{ч}} \approx 2,0 \text{ мкм}^{-1}$. Эти данные вполне согласуются с выводами статьи [195]. При этом, соотношение ($V_{\text{ч}}/d_{\text{ч}}$) для сплавов, полученных традиционными методами литья и подвергнутых ДО (см. Глава 3) в 4 раза меньше. По уровню термостойкости сплавы с УМЗ структурой, полученные методом непрерывного литья в ЭМК сопоставимы с проводниковыми сплавами системы Al-Zr и Al-PЗМ. При этом тонкие шины и проволока, изготовленные из сплавов Al-0,5Fe и Al-1,7Fe с УМЗ структурой, полученные литьем в ЭМК, демонстрируют более высокие прочностные характеристики как до, так и после

отжига, что свидетельствует о том, что наноразмерные частицы обеспечивают заметно большую стабильность физико-механических свойств при повышенных температурах.

Микроструктуры, сформированные в ЭМК сплаве Al-0,5Fe после РКУП и ХП, а также РКУП-К и ХВ повысили механическую прочность до уровня, превышающего прочность алюминиевых сплавов серии 8000 и термостойких сплавов системы Al-Zr типа AT1 [21, 22]. В сплаве с содержанием Fe 1,7 вес.% такая же обработка увеличила прочность проволоки до значений, сопоставимых с показателями, характерными для дисперсионно-твердеющих сплавов Al-Mg-Si, таких марок как 6101, 6201 или ABE [20]. Шины и проволока из сплава Al-1,7Fe с УМЗ структурой по показателям соотношения «прочность-электропроводность» превосходят проводники из сплавов Al-Mg-Si, а по термостойкости более чем в 1,5 раза, показывая ее на уровне сплавов системы типа AT1 и AT2 [21, 22].

Выводы по ГЛАВЕ 4

1. В результате проведенных исследований установлено, что сплавы с концентрацией железа с 0,5 до 2,5 вес. %, полученных методом литья в ЭМК характеризуются микроструктурой, образованной частицами метастабильной интерметаллидной фазы Al_2Fe в форме дисперсных ламелей шириной не более 150 нм, которая кристаллизуется в составе эвтектики, образующей стенки ячеистой структуры, а внутри ячеек содержится чистый алюминий. Эти структуры значительно отличаются от тех, которые наблюдаются в сплавах, полученных с использованием традиционных методов литья.

2. Двухэтапная обработка РКУП и последующая ДО методами ХП или ХВ в сплавах с содержанием железа от 0,5 до 2,5 вес.% привела к формированию УМЗ структуры сплавов, образованной вытянутыми зернами шириной 195-335 нм и фрагментацией частиц интерметаллидной фазы Al_2Fe до размеров 60-70 нм. Частицы фазы Al_2Fe сохраняют стабильность размера и химического состава при последующем отжиге до 280 °C.

3. Формирование наноструктурированных состояний, характеризующихся УМЗ структурой алюминиевой матрицы, содержащей наноразмерные частицы фазы Al_2Fe после двухэтапной ДО позволяет достичь в образцах проволоки из сплавов Al-0,5Fe и Al-1,7Fe предел прочности 239-310 МПа и электропроводности 57,7-50,7% IACS и

пластинах/шинах из сплавов Al-0,5Fe, Al-1,7Fe, Al-2,5Fe предела прочности 200-340 МПа и электропроводности 58,5-47,9% IACS.

4. Все три наноструктурированных сплава сохранили механическую прочность и электропроводность после отжига до 230 °С, что является выдающимся для сплавов алюминия этого типа. Впервые показано, что наноструктурированная проволока из сплавов системы Al-Fe, полученных литьем в ЭМК, демонстрирует термическую стабильность свойств, сопоставимую с коммерчески используемыми сплавами AT1 и AT2 системы Al-Zr.

5. В экспериментальных образцах сплава Al-0,5Fe, полученных литьем в ЭМК, после двухэтапной ДО, включающей РКУП или РКУП-К и последующей ХП или ХВ, сформированное наноструктурированное состояние позволило повысить прочность до уровня, превосходящую прочность алюминиевых сплавов серии 8000 (аналог по химической структуре сплава 8176). Наноструктурированные образцы в виде проволоки или тонких шин (полос) из сплава Al-Fe с содержанием Fe до 1,7 вес. %, полученного методом литья в ЭМК, можно рассматривать в качестве дешевого инновационного материала для замены проводников из высокопрочных сплавов системы Al-Mg-Si, обладающую при этом улучшенной термической стабильностью.

ГЛАВА 5 Влияние легирования Cu на микроструктуру и свойства сплава Al-0,5Fe, полученного литьем в ЭМК, после ДО, включающей ИПД

Активные работы в области легирования металлов [112-115] свидетельствуют о том, что введение в небольших количествах легирующих элементов, улучшают механические, физические и эксплуатационные свойства металла. Микролегирование – один из эффективных методов, широко применяется для сплавов на основе алюминия, которые используются в энергетике и электротехнике [4-6]. Одним из примеров может служить дополнительное легирования медью, используемое в сплаве 8030, относящемся к системе Al-Fe, широко применяемого как в России, так и за рубежом [19]. В этом сплаве содержание меди не превышает 0,3 вес.%, что обеспечивает некоторое увеличение прочностных характеристик проводников в сравнении с аналогами, не содержащими медь. Ограничение по содержанию меди обусловлено тем, что при ее концентрации в твердом растворе более чем 0,3 вес.%, алюминиевый сплав становится чувствительным к коррозии, что нежелательно для проводников, эксплуатирующихся зачастую в неблагоприятных климатических условиях, а также с нарушенной или не сплошной изоляцией. На сегодняшний день при получении проводников из сплавов системы Al-Fe, относящихся к 8000 серии, используют традиционный метод СЛП и последующее ХВ. Несмотря на то, что малая добавка Cu в сплав 8030 осуществляется с целью повышения его прочностных характеристик, сочетание традиционных методов литья и ДО не позволяют достичь в нем высоких механических свойств. В этой связи разработка новых подходов, направленных на повышение комплекса свойств данного электротехнического сплава весьма актуальна.

В настоящей главе представлены результаты исследований сплава Al-0,5Fe-0,3Cu (вес.%) (аналог по химическому составу электротехнического сплава 8030), полученного методом непрерывного литья ЭМК, подвергнутого двухэтапной ДО, включающей РКУП или РКУП-К и на втором этапе ХП или ХВ. А также приведены данные по влиянию легирования 0,3 вес.%Cu на микроструктуру, свойства и термостабильность сплава. Сплав Al-0,5Fe-0,3Cu (вес.%) сравнивается по физико-механическим характеристикам с проволокой из алюминиевых сплавов, изготавливаемых по серийным технологиям, а также сплавами системы Al-Fe, не содержащими медь, полученных методом литья в ЭМК после двухэтапной ДО.

5.1 Микроструктура сплава Al-0,5Fe-0,3Cu после литья в ЭМК

Микроструктура образцов сплава Al-0,5Fe-0,3Cu, полученных методом непрерывного литья в ЭМК приведена на Рисунке 5.1. Она представляет собой ячейки, границы которых сформированы сеткой интерметаллидов. Темно-серая фаза – алюминиевая матрица, светлая фаза – интерметаллические частицы. Основные параметры микроструктуры, проанализированные для сплава в литом состоянии: объемная доля интерметаллидных фаз (входящих в состав эвтектики) ($V_{\text{ч}}$), ширина частиц ($h_{\text{ч}}$) и их длина ($L_{\text{ч}}$) размер дендритной ячейки ($d_{\text{яч}}$). Данные количественного анализа литой структуры представлены в Таблице 5.1.

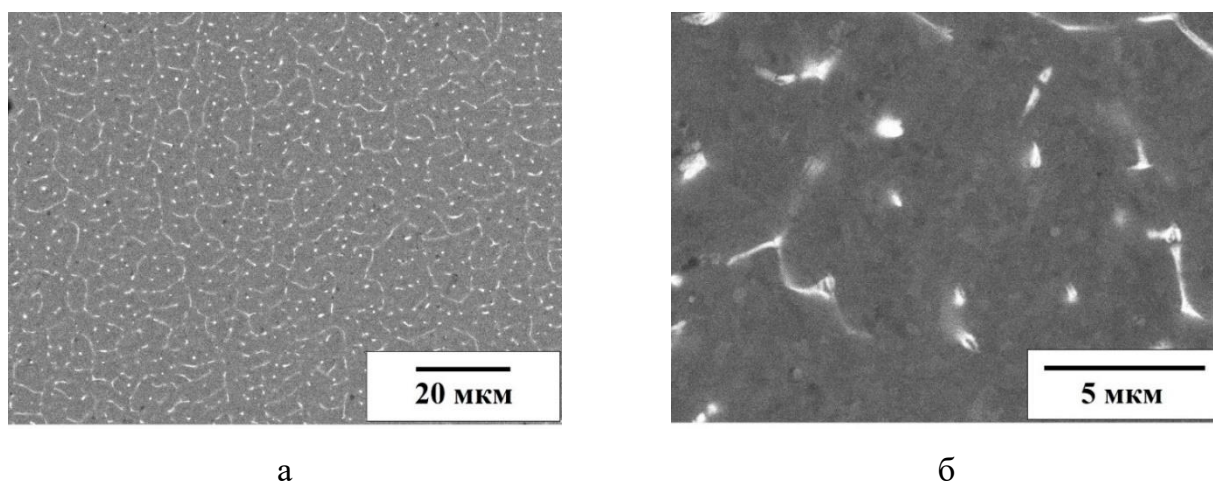


Рисунок 5.1 – Микроструктура сплава Al-0,5Fe-0,3Cu в исходном состоянии после литья в ЭМК (РЭМ) [208-212]

Микроструктура отливок сплава Al-0,5Fe-0,3Cu, полученных литьем в ЭМК качественно подобна микроструктурам литых в ЭМК образцов сплавов системы Al-Fe (см. Глава 3, Рисунок 3.1 и Глава 4, Рисунок 4.1). Средний размер дендритных ячеек $5,7 \pm 0,9$ мкм (Рисунок 5.1 а), что сопоставимо с размером ячеек, сформировавшимся в сплаве Al-0,5Fe ($d_{\text{яч}} = 5,8 \pm 0,5$ мкм) (см. Глава 4). Оценивая их размер, можно сказать, что скорость кристаллизации сплава, полученного ЭМК, составила не менее 10^3 К/с [92, 93], как и для всех ранее изученных сплавов Al-Fe. Образующиеся интерметаллидные фазы, в форме стержней/ламелей (Рисунок 5.1 б), имеют размеры: ширина ($h_{\text{ч}}$) составляет 120 ± 30 нм, длина частиц ($L_{\text{ч}}$) изменяется в диапазоне от 500 нм до нескольких микрон. Объемная доля интерметаллидных фаз ($V_{\text{ч}}$) $3,3 \pm 1,5\%$. Сопоставление размеров

интерметаллидных фаз сплава Al-0,5Fe-0,3Cu с размерами фазы, образовавшейся в литой микроструктуре сплава Al-0,5Fe, полученного аналогичным методом литья (см. Глава 4) [197], показывает, что дополнительное легирование 0,3 вес.% меди приводит к образованию частиц меньшей длины \sim в 1,5 раза, в то время как средней шириной они практически не отличаются.

Таблица 5.1 – Параметры микроструктуры сплава Al-0,5Fe-0,3Cu, полученного литьем в ЭМК

$V_{\text{ч.}}, \%$	$d_{\text{яч.}}, \text{мкм}$	$h_{\text{ч.}}, \text{нм}$	$L_{\text{ч.}}, \text{мкм}$
$3,3 \pm 1,5$	$5,7 \pm 0,9$	120 ± 30	$\leq 1,0$

Исследования, результаты которых изложены в Главе 4, показали, что в сплавах системы Al-Fe полученных литьем в ЭМК образуется метастабильная фаза типа Al_2Fe [177, 197]. Однако в исследуемом сплаве содержится медь, которая, как известно, может образовывать твердый раствор с максимальной равновесной концентрацией при комнатной температуре около 0,3 вес.%, а также частицы интерметаллидной фазы содержащих медь. Наиболее распространенной является фаза $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ [197-199].

Анализ данных элементного картирования показал, что железо сосредоточено в частицах интерметаллидной фазы (Рисунок 5.2), что ожидаемо, учитывая его низкую растворимость в алюминии [91]. Из-за высокой скорости кристаллизации сплава часть Cu находится в твердом растворе алюминия, а часть входит в состав интерметаллических частиц (Рисунке 5.2). Даже при растворении всей Cu в алюминиевой матрице, ее концентрация в твердом растворе не превысит 0,3 вес. %, что находится на границе чувствительности метода ЭДС.

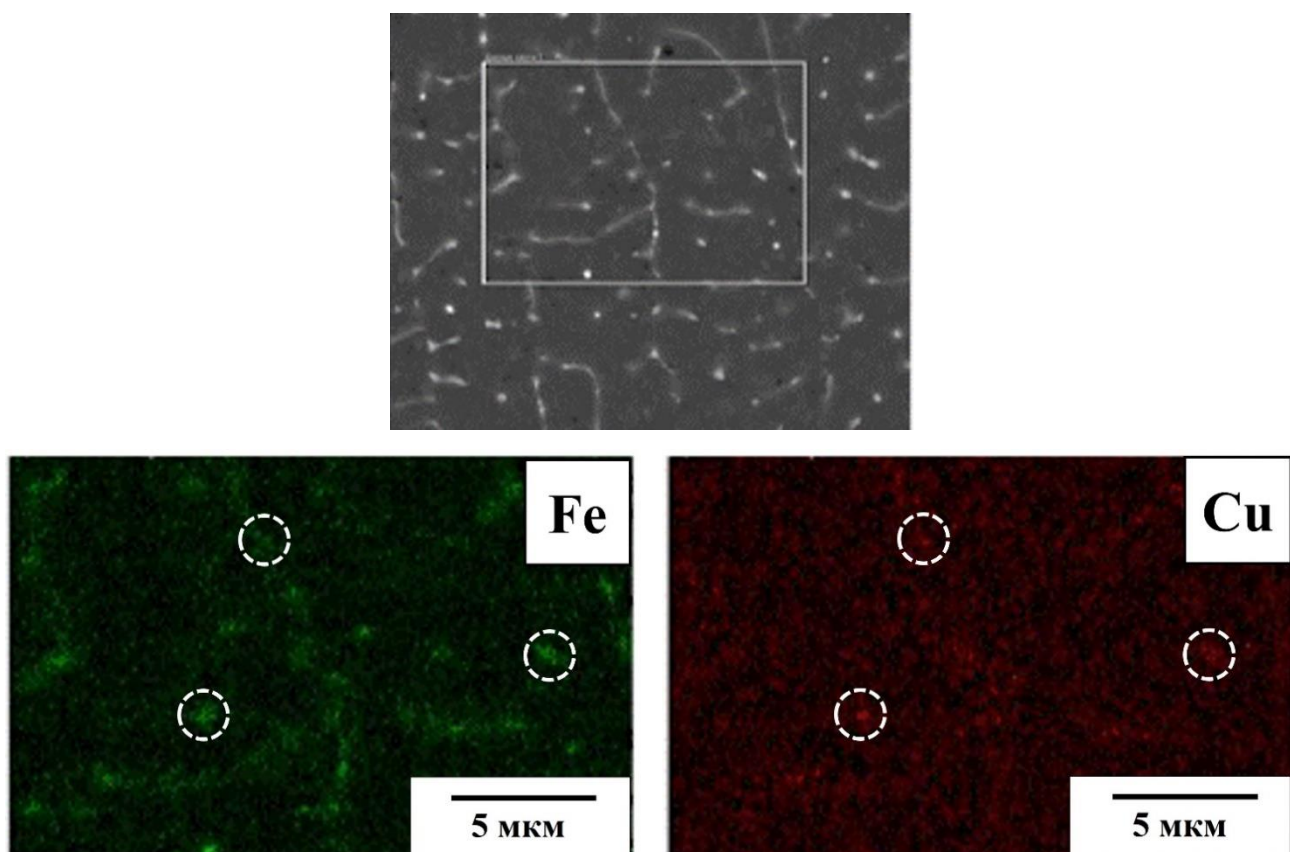


Рисунок 5.2 – Данные элементного картирования микроструктуры сплава Al-0,5Fe-0,3Cu в исходном состоянии (РЭМ, ЭДС) [207]

Результаты РСА отливок сплава Al-0,5Fe-0,3Cu представлены на Рисунке 5.3 и в Таблице 5.1. На рентгенограмме образцов сплава в литом состоянии установлено наличие пиков, принадлежащих метастабильной интерметаллидной фазе Al_2Fe , ранее обнаруженной в отливках ЭМК сплавов системы Al-Fe (см. Глава 4) [177, 197].

РСА не выявил присутствия в сплаве тройные фазы $\text{Al}_x\text{Fe}_y\text{Cu}$. Вместе с тем судя по данным элементного картирования небольшое количество таких фаз отмечается в микроструктуре сплава, однако их малая доля не позволяет рентгеновской дифракции однозначно подтвердить их наличие.

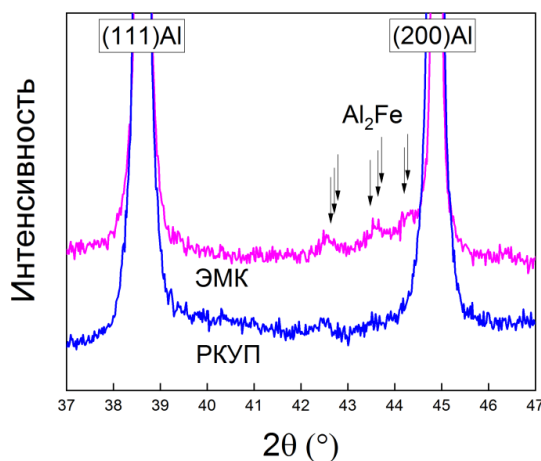


Рисунок 5.3 – Фрагменты рентгенограмм, полученных с образцов сплава Al-0,5Fe-0,3Cu в исходном ЭМК состоянии и после РКУП [207]

5.2 Микроструктура сплава Al-0,5Fe-0,3Cu после РКУП и холодной деформации методом ХП или ХВ

Микроструктура сплава Al-0,5Fe-0,3Cu после ДО, методами РКУП или РКУП-К (по одинаковым режимам) и последующей холодной деформацией методами ХП или ХВ представлена на Рисунках 5.4-5.8. Основные параметры микроструктуры: ширина зерна (Н), длина зерна (L), средний размер интерметаллидных частиц (d_n) представлены в Таблице 5.3.

На Рисунке 5.4 представлена микроструктура образца сплава Al-0,5Fe-0,3Cu после обработки методом РКУП. Сетка, образованная интерметаллидными фазами имеющих форму тонких стержней/ламелей, в результате ИПД искривляется и теряет сплошность в результате фрагментации. Наблюдаемая на снимках (Рисунок 5.5 а), полученных методом ПЭМ в плоскости поперечного сечения, УМЗ структура равноосная со средним размером зерна 650 ± 70 нм и в основном образована сеткой БУГЗ. Об этом свидетельствует наличие на картинах электронной дифракции полосчатого контраста на границах зерен и четко выраженных точечных рефлексов, расположенных по окружностям (Рисунок 5.5 а) [175]. Подобный вид дифракционной картины и микроструктурные особенности являются характерными для металлов и сплавов с УМЗ структурой [130, 171, 176]. На Рисунке 5.5 б наблюдаем, что в исследуемом сплаве, зерна после РКУП имеют вытянутую форму в продольном сечении. В длину размер зерен/структурных составляющих в среднем равен 1350 ± 70 нм и в ширину 700 ± 40 нм (коэффициент формы $K_f \sim 2$). Схожая УМЗ структура

образца наблюдалась в технически чистом алюминии и меди, а также сплавах Al-Fe, сформированном в процессе обработки РКУП (см. Глава 4).

В результате ДО происходит фрагментация ламелей частиц фазы Al_2Fe (Рисунок 5.5 в), средний размер которых составляет – 70 ± 10 нм. Длина ламелей частиц фазы Al_2Fe в результате фрагментации уменьшается приблизительно в 15 раз. Несмотря на то, что РКУП относится к методам ИПД, его использование обычно не приводит к фазовым превращениям в алюминиевых сплавах этой системы или подобных систем легирования [175], что позволяет сделать вывод об отсутствии фазовых превращений и в данном случае.

По результатам РСА сплав Al-0,5Fe-0,3Cu и сплав Al-0,5Fe (см. Глава 4), полученные методом литья в ЭМК и подвергнутые ДО методом РКУП различаются размером ультрамелких зерен алюминиевой матрицы. Наличие атомов меди, по всей видимости, способствуют измельчению зерен.

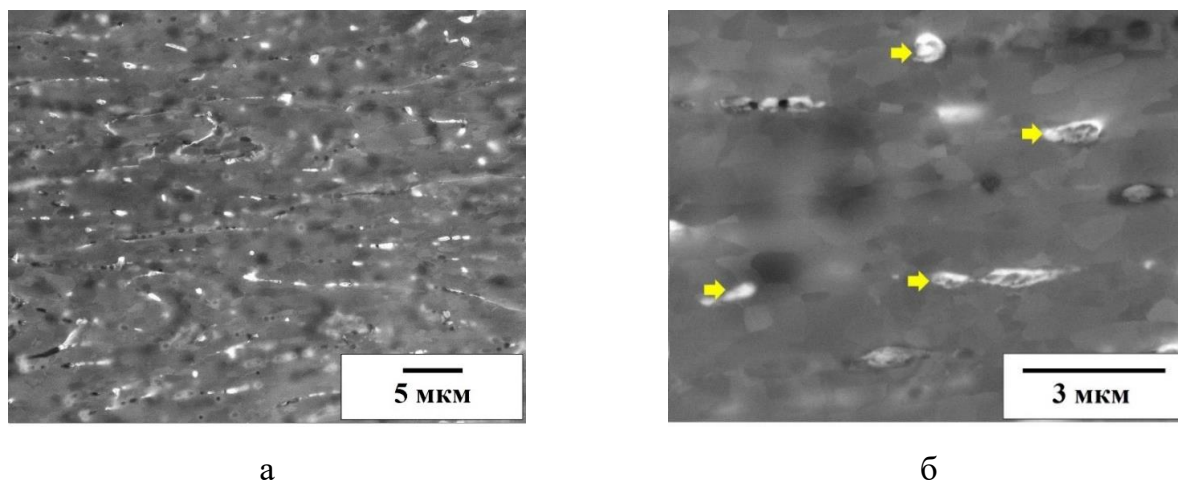


Рисунок 5.4 – Микроструктура сплава Al-0,5Fe-0,3Cu в состоянии после РКУП, продольное сечение (РЭМ) [208]

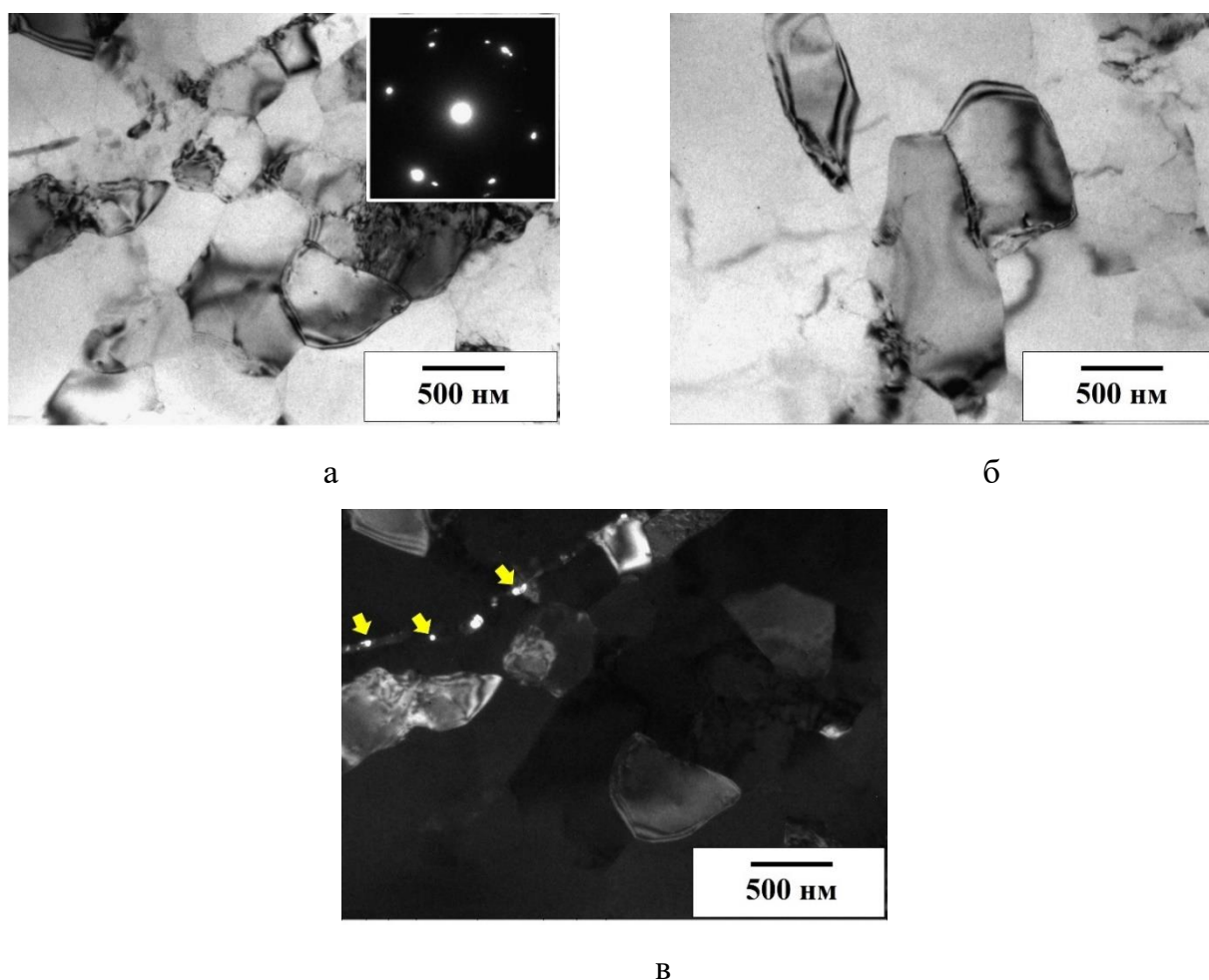


Рисунок 5.5 – Микроструктура сплава Al-0,5Fe-0,3Cu в состоянии после РКУП (ПЭМ):

а – поперечное сечение, светлопольное изображение, б – продольное сечение, в – поперечное сечение, темнопольное изображение [208]

Цифровая обработка экспериментальных данных РСА сплава после РКУП сведены в Таблицу 5.2. Там же для сравнения приведены параметры микроструктуры сплава в исходном, до деформации, литом состоянии.

Таблица 5.2 – Результаты рентгеноструктурного анализа сплава Al-0,5Fe-0,3Cu [208]

Состояние	a , Å	ОКР, нм	$\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}$, %	$\rho \times 10^{13}$, м ⁻² ,
ЭМК	4,0522±0,0001	-	-	-
РКУП	4,0498±0,0001	234±4	0,0036±0,0009	1,9

Сопоставление полученных данных позволило установить, что параметр кристаллической решетки (a) сплава Al-0,5Fe-0,3Cu в результате РКУП уменьшился по сравнению с исходным литым состоянием с 4,0522±0,0001 Å до 4,0498±0,0001 Å, что

свидетельствуют о том, что концентрация меди в алюминии претерпела изменения после ДО, выполненной методом РКУП. Растворяясь в алюминии медь, как известно, уменьшает параметры ее кристаллической решетки [157]. Следовательно, наблюдаемые изменения этих значений показывают на то, что РКУП влияет на переход части меди в твердый раствор. По данным работы [92], при температуре 20 °С составляет около 0,3 вес.%, поэтому теоретически вся медь могла раствориться в алюминии. О том, что именно медь контролирует изменения периода кристаллической решетки в сплаве Al-0,5Fe-0,3Cu, свидетельствует тот факт, что после ДО методом РКУП в сплаве Al-0,5Fe полученным литьем в ЭМК, изменения данного параметра отсутствуют (см. Глава 4, Таблица 4.4).

На Рисунке 5.6 представлены результаты исследований методом ПЭМ микроструктуры в продольном сечении образцов сплава Al-0,5Fe-0,3Cu после двухэтапной ДО, включающей РКУП и ХП. В результате двухэтапной ДО формируется УМЗ структура, состоящая из вытянутых зерен (длиной до 1,5 мкм и средней шириной 220 ± 30 нм) вдоль направления прокатки и формированием сетки преимущественно БУГЗ, о чем свидетельствует приведенная дифракционная картина (Рисунок 5.6 а). ХП также приводит к дальнейшей фрагментации и измельчению интерметаллидных частиц фазы Al_2Fe , начало которой было инициировано РКУП. Фрагментированные частицы образуют четко выраженные скопления, ориентированные в направлении ХП. Они приобретают округлую/сферическую форму и имеют нанометрические размеры, что отчетливо видно в режиме темного поля (Рисунок 5.6 б). Средний размер частиц составляет 65 ± 20 нм. Следует отметить, что в сплаве Al-0,5Fe без меди, обработанному по аналогичному режиму, средняя ширина зерна составляет 335 ± 15 нм (см. Глава 4) [175]. Разница в размерах (ширине) ультрамелких зерен обусловлена наличием в алюминии атомов меди, что далее было подтверждено результатами РСА.

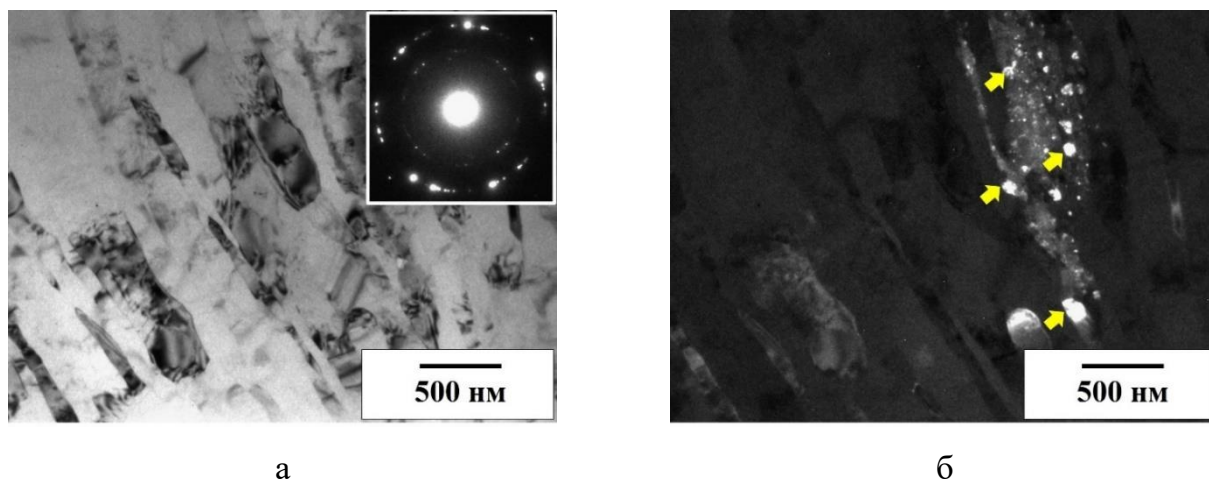
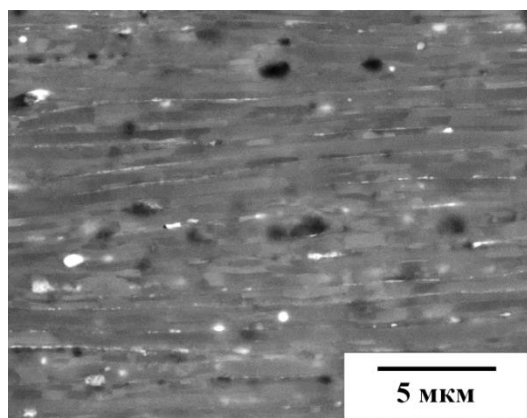
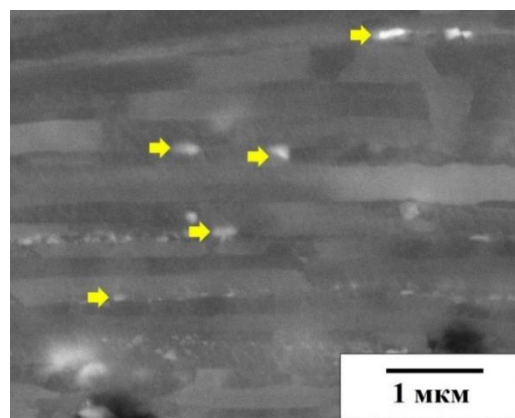


Рисунок 5.6 – Микроструктура сплава Al-0,5Fe-0,3Cu после РКУП и последующей ХП со степенью обжатия 85%, продольное сечение (ПЭМ):
а – светлопольное изображение, б – темнопольное изображение [209]

После РКУП-К образцы сплава Al-0,5Fe-0,3Cu подвергали ХВ для получения проволоки. Микроструктура проволоки представлены на Рисунках 5.7 и 5.8. В структуре исследуемого сплава с УМЗ структурой, образовавшейся при РКУП-К, в результате ХВ зерна изменили свою форму на ламеллярную и претерпевают дальнейшее измельчение, средний размер зерен по ширине составил 200 ± 50 нм, а их средняя длина увеличилась до 2 мкм, как и в случае ХП УМЗ сплава (Рисунок 5.8 а). Интерметаллидные частицы (указаны стрелками) после ХВ дополнительно фрагментируются, их средний размер составил 60 ± 10 нм, они располагаются вдоль оси волочения преимущественно у границ зерен, сформировавшимся в процессе ИПД, что наблюдаем на снимках, полученных методом РЭМ (Рисунок 5.7 б) и это отчетливо видно в режиме темного поля, полученного ПЭМ (Рисунок 5.8 б). В поперечном сечении, зерна равноосные с размером ~ 200 нм (Рисунок 5.8 в). По картине электронной дифракции видно, что микроструктура сплава с наноразмерными частицами Al_2Fe относится к структуре зеренного типа с сеткой БУГЗ (Рисунок 5.8 в).

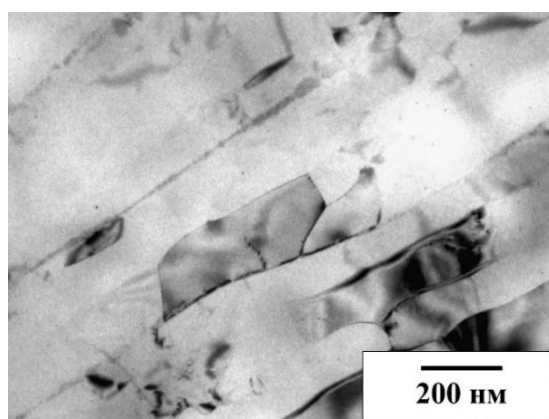


а

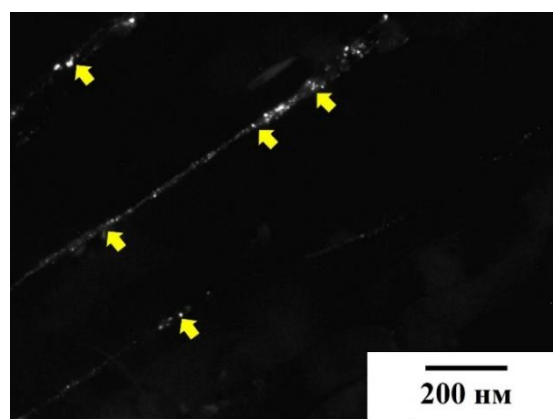


б

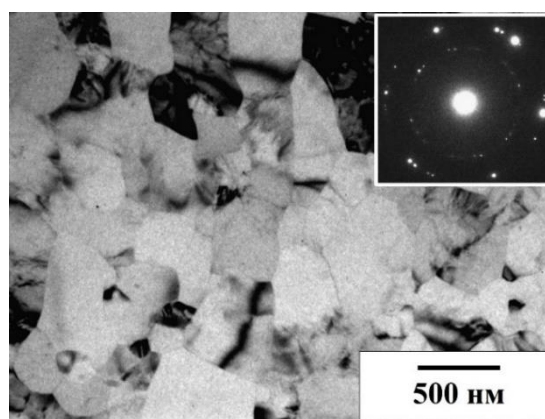
Рисунок 5.7 – Микроструктура сплава Al-0,5Fe-0,3Cu после РКУП и ХВ (РЭМ) [207]



а



б



в

Рисунок 5.8 – Микроструктура сплава Al-0,5Fe-0,3Cu после РКУП и ХВ (ПЭМ):
а – светлопольное изображение, продольное сечение б – темнопольное изображение,
продольное сечение, в – поперечное сечение [213]

Таблица 5.3 – Параметры микроструктуры сплава Al-0,5Fe-0,3Cu после ДО РКУП или РКУП-К и последующей ХП или ХВ

Состояние	H, нм	L, нм	d _{с.} , нм
РКУП	700±40	1350±70	70±10
РКУП+ХП	220±30	≤ 1500	65±20
РКУП-К+ХВ	200±50	≤ 2000	60±10

5.3 Физико-механические свойства сплава Al-0,5Fe-0,3Cu после РКУП и холодной деформации методом ХП и ХВ

Из Рисунка 5.9 видно, что формирование УМЗ структуры в сплаве после ДО методом РКУП существенно влияет на поведение образцов. Образцы в литом состоянии имеют ярко выраженный пластичный характер деформации и разрушения. ИПД (РКУП) позволила значительно изменить физико-механические свойства сплава – стадия равномерной деформации заметно уменьшилась. Образцы сплава с УМЗ структурой продемонстрировали прочность в 2 раза превышающую значение прочностных характеристик материала в литом состоянии. Относительное удлинение уменьшилось до значения 13,7 %. Это, в-первую очередь, можно объяснить условиями нестабильности УМЗ состояния материалов [55], а также наличием в алюминии атомов меди, которые повлияли на размеры / ширину ультрамелких зерен. Для сплава Al-0,5Fe-0,3Cu двухэтапная ДО, осуществленная методами РКУП и ХП, приводит к увеличению предела прочности проволоки до 309 МПа. Условия пластичной нестабильности еще более выражены, при этом пластичность составляет 13,8 %.

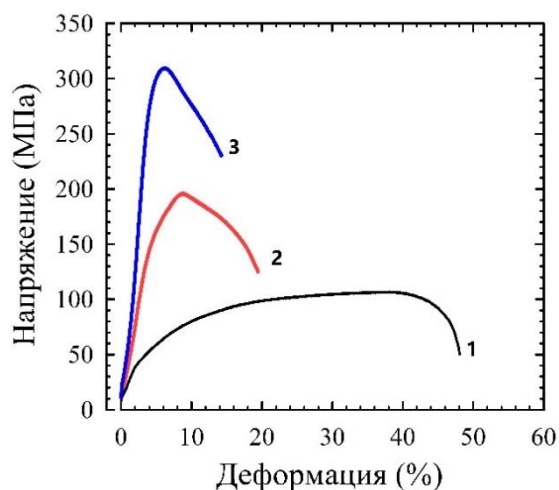


Рисунок 5.9 – Кривые растяжения образцов сплава Al-0,5Fe-0,3Cu:

1 – ЭМК, 2 – РКУП, 3 – РКУП+ХП

Данные результатов исследований физико-механических свойств образцов сплава Al-0,5Fe-0,3Cu в исходном состоянии и после ДО представлены в Таблице 5.4 и на Рисунке 5.10. Сплав в исходном состоянии характеризуется механической прочностью (106 МПа), удовлетворительной электропроводностью (56,1% IACS), высоким относительным удлинением (33,7 %). Формирование наноструктурированных состояний на первом этапе ДО, приводит к повышению прочности почти в 2 раза, уменьшению относительного удлинения до 13,7 % и незначительному снижению электропроводности до 54,8% IACS.

В сопоставлении со сплавом Al-0,5Fe, не содержащим медь (см. Глава 4, Таблица 4.2), сплав Al-0,5Fe-0,3Cu, в исходном литом состоянии, демонстрирует более высокую прочность и меньшую электропроводность, что говорит о том, что часть меди образует твердый раствор в алюминии, улучшая прочностные характеристики и снижая электрические свойства.

Последующая ХП повышает предел прочности сплава до 309 МПа, что превышает этот показатель исходного образца почти в 3 раза и не оказывает существенного влияния на относительное удлинение образцов, при этом электропроводность восстанавливается до уровня исходных образцов. Таким образом, дополнительное, относительно небольшое, легирование медью (до 0,3 вес.%), в совокупности с формированием УМЗ структуры при ИПД, вызывает значительно большее упрочнение, снижение относительного удлинения до разрушения, повышение электросопротивления по сравнению с наноструктурированным сплавом Al-0,5Fe после аналогичной обработки. При этом

электропроводность в сплаве Al-0,5Fe-0,3Cu после РКУП почти не изменяется, а рост временного сопротивления разрыву и снижение пластичности не так ярко выражены.

Таблица 5.4 – Физико-механические свойства сплава Al-0,5Fe-0,3Cu после РКУП и последующей деформации ХП или ХВ [210, 213]

Сплав	Состояние	Электрические свойства		Механические свойства		
		УЭП, МСм/м	IACS, %	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
Al-0,5Fe-0,3Cu	ЭМК	32,54±0,20	56,1±0,3	72±8	106±4	33,7±6,5
	РКУП	31,80±0,60	54,8±1,0	181±12	214±15	13,7±2,8
	РКУП+ХП	32,47±0,40	55,9±0,7	267±6	309±4	13,8±0,9
	РКУП+ХВ	32,18±0,01	55,5±0,3	234±19	342±6	2,7±0,5
	ХВ	30,90±0,01	55,8±0,4	230±7	260±5	2,5±0,2
Al-0,5Fe [Гл. 4]	ЭМК	33,52±0,22	57,8±0,4	35±3	90±7	32,5±3,4
	РКУП	33,15±0,14	57,2±0,3	121±4	156±6	19,8±0,1
	РКУП+ХП	33,96±0,24	58,5±0,5	185±11	200±11	17,2±0,8
	РКУП+ХВ	33,47±0,01	57,7±0,3	201±1	239±9	2,7±0,8
	ХВ	29,54±0,01	58,4±0,1	170±12	204±14	5,3±0,2
6101[20]			49,2		150-190	3,5
6201[20]			47,8		160-205	3,6

Физико-механические свойства проволоки из сплава Al-0,5Fe-0,3Cu, полученной литьем в ЭМК и последующей двухэтапной ДО включающей РКУП-К и ХВ, демонстрируют более высокие прочностные свойства в сравнении со сплавом 8030, полученным по обычным промышленным технологиям, и сплава Al-0,5Fe без меди, полученного по предлагаемой технологии. Прочность исследуемого сплава достигает 342 МПа, в то время как в сплаве Al-0,5Fe прочность достигала после РКУП+ХВ – 239 МПа (см. Глава 4), а в катанке 8030 прочность 115-140 МПа [213]. Проволока из сплава проявляет относительно высокий уровень электропроводности 55,5% IACS. Достигнутый в проволоке из сплава Al-0,5Fe-0,3Cu с УМЗ структурой уровень физико-механических свойств сопоставим и даже превосходит свойства проволоки, полученной из электротехнических сплавов 6000 серии [20].

Для сопоставления достигнутого эффекта от двухэтапной ДО на физико-механические свойства характеристики УМЗ проволоки в Таблице 5.4 представлены результаты оценки механических свойств и электропроводности образцов проволоки, полученной из сплава Al-0,5Fe-0,3Cu с использованием только традиционного метода деформации ХВ. Можно отметить, что формирование УМЗ структуры приводит к заметно большему упрочнению в 1,3 раза. При этом физико-механические свойства УМЗ сплава после ХП практически соразмерны со свойствами УМЗ сплава, подвергнутого ХВ.

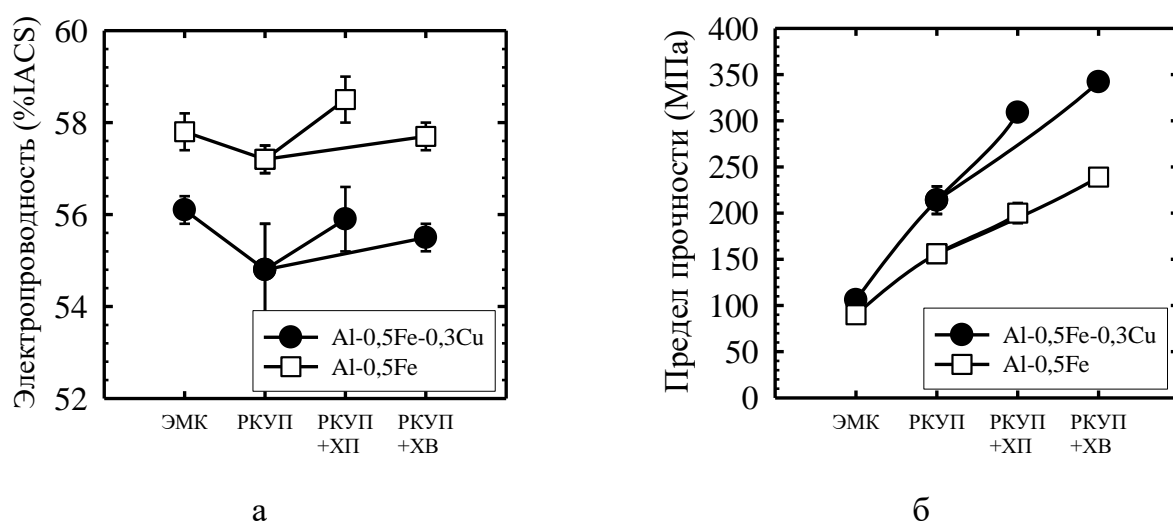


Рисунок 5.10 – Изменение свойств сплавов Al-0,5Fe и Al-0,5Fe-0,3Cu на разных этапах их обработки: а – электропроводность, б – предел прочности на растяжение [213]

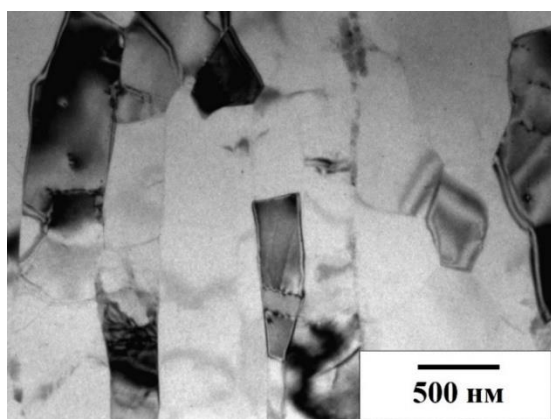
5.4 Термическая стабильность сплава Al-0,5Fe-0,3Cu, полученного литьем в ЭМК, после ДО, включающей ИПД

К сплавам электротехнического назначения предъявляются требования по термической стабильности. Отдельного внимания заслуживает вопрос изменения некоторых параметров микроструктуры и физических свойств материала исследования после отжига. Тест термостабильности [21, 22] проводится путем отжига при 230 °C в течение 1 часа, что моделирует работу изделия при 150 °C в течение 40 лет в реальных условиях.

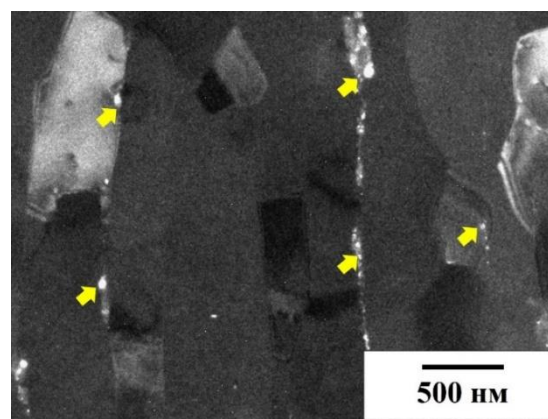
В данном разделе показаны результаты исследования термической стабильности по алгоритму, использованному в Главе 3 и Главе 4.

На Рисунке 5.11 продемонстрированы снимки в продольном сечении микроструктуры сплава Al-0,5Fe-0,3Cu после двухэтапной ДО методами РКУП и ХП, подвергнутых отжигу при температурах 230 °С (Рисунок 5.11 а, б) и 280 °С в течение 1 часа (Рисунок 5.11 в, г). В Таблице 5.6 представлены параметры микроструктуры исследуемого сплава после РКУП, ХП и отжига.

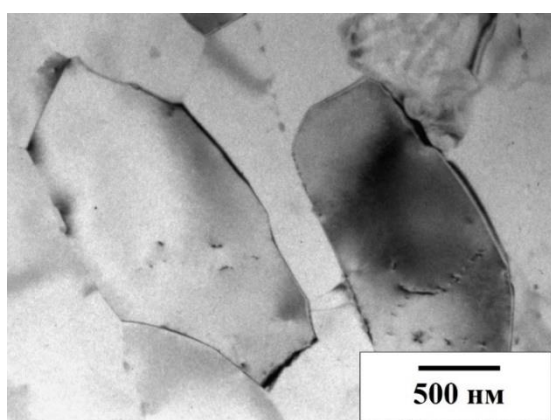
В результате отжига при 230 °С отмечается заметное укрупнение зерен – их средняя ширина увеличивается с 220 ± 30 нм до 700 ± 35 нм. Интерметаллидные частицы фазы Al_2Fe выступают в роли барьеров, сдерживающих миграцию границ зерен, формируя зернограничные прослойки (Рисунок 5.11 б). Средний размер интерметаллидных частиц – 80 ± 40 нм. Отжиг при температуре 280 °С приводит к еще более интенсивному росту зерен – их средняя ширина достигает 900 нм (Рисунок 5.11 в). Размеры и положение интерметаллидных частиц не претерпели изменений в результате отжигов (Рисунок 5.11 г). В Главе 4 было показано, что в наноструктурированном сплаве Al-0,5Fe без меди после РКУП отжиг при температуре 280 °С не ведет к существенному изменению зерна [175]. В частности, при температуре отжига 280 °С в течение 1 часа, средняя ширина зерна в нем после РКУП и ХП увеличивается с 335 ± 15 нм до 595 ± 25 нм. Таким образом, можно сделать заключение – легирование медью приводит к снижению термической стабильности ультрамелких зерен при температурах отжига в диапазоне 230-280 °С. В качестве одной из причин более низкой термической стабильности УМЗ структуры можно указать наличие в сплаве Al-0,5Fe-0,3Cu растворенных в алюминии атомов меди, вызвавших формирование повышенной плотности решеточных дислокаций (Таблица 5.2), т.е. более неравновесного состояния. Также причиной более выраженной чувствительности УМЗ структуры к термическим воздействиям может быть наличие, наряду с частицами фазы Al_2Fe , в сплаве Al-0,5Fe-0,3Cu тройных фаз типа Al_xCu_yFe (например, Al_7Cu_2Fe), менее устойчивых при данных значениях температуры отжига [175].



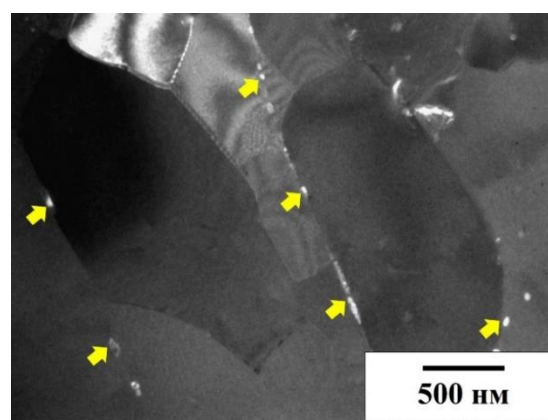
а



б



в



г

Рисунок 5.11 – Микроструктура сплава Al-0,5Fe-0,3Cu после РКУП, ХП и отжига, продольное сечение (ПЭМ):

а, б – при 230 °С в течение 1 ч., в, г – при 280 °С в течение 1 ч. [209]

Таблица 5.6 – Параметры микроструктуры, полученные с помощью ПЭМ сплава Al-0,5Fe-0,3Cu после РКУП, ХП и последующего отжига при 230 и 280 °С, в течение 1 часа

Состояние	H, нм	L, нм	L _{ч.} , нм
РКУП+ХП+230 °С	700±35	≤ 1500	80±40
РКУП+ХП+280 °С	900±10	≤ 1500	80±30

Анализ эволюции УМЗ структуры после отжига в сплаве Al-0,5Fe-0,3Cu (Таблица 5.7) показывает ее связь с ростом относительного удлинения (до 14,7 %) и электропроводности (до 59,3% IACS). Отжиг при температуре 230 °С приводит к разупрочнению УМЗ образцов исследуемого материала до уровня прочности

достигнутой ими в результате обработки РКУП. Так как снижение временного сопротивления составляет более 10 % от величины временного сопротивления УМЗ сплава до отжига, то его термическую стабильность можно охарактеризовать как невысокую. Тем не менее, после отжига при температуре 230 °С физико-механические свойства УМЗ сплава Al-0,5Fe-0,3Cu с УМЗ структурой превышают аналогичные свойства промышленного сплава 8030, а также УМЗ сплава Al-0,5Fe не содержащего Cu.

Таблица 5.7 – Физико-механические свойства УМЗ сплавов Al-0,5Fe-0,3Cu и Al-0,5Fe после РКУП, ХП и оценки термостойкости [209]

Сплав	Состояние	Электрические свойства		Механические свойства		
		УЭП, МСм/м	IACS, %	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
Al-0,5Fe-0,3Cu	РКУП+ХП	32,47±0,40	55,9±0,7	267±6	309±4	13,8±0,9
	+230°С, 1 ч.	34,41±0,80	59,3±1,4	197±3	218±6	14,7±2,1
	+280°С, 1 ч.	34,86±0,40	60,1±0,7	167±17	193±18	23,3±1,5
Al-0,5Fe	РКУП+ХП	33,96±0,24	58,5±0,4	185±11	200±11	17,2±0,8
	+230°С, 1 ч.	34,60±0,10	59,6±0,2	175±10	195±11	16,5±0,9
	+280°С, 1 ч.	35,44±0,15	61,1±0,3	130±12	140±9	25,2±1,1
Сплавы серии 8000 [19]	-	-	60,0	-	115-140	-
Сплавы серии 6000 [20]	-	-	57,4-52,5	-	245-342	-

Повышение температуры отжига до 280 °С приводит к дальнейшему, но незначительному снижению временного сопротивления, по сравнению с отжигом при 230 °С (до 193 МПа) при росте относительного удлинения до разрушения до 23 % и электропроводности до 60,1% IACS.

На Рисунке 5.12 представлены изменения удельной электропроводности и временного сопротивления сплавов Al-0,5Fe-0,3Cu и Al-0,5Fe (см. Глава 4) после литья в ЭМК и последующей ИПД, включающую РКУП с последующей ХП и проведенных отжигов при температурах 230 и 280 °С в течение 1 ч. Легирование медью даже до 0,3

вес.%, делает микроструктуру и свойства сплава Al-0,5Fe гораздо более чувствительными как к пластической деформации, так и к последующей термической обработке. Часть меди, находящейся в твердом растворе, при температуре в диапазоне 230-280 °С может образовать фазу Al_2Cu . В этой связи из-за снижения концентрации меди в алюминии в сплаве Al-0,5Fe-0,3Cu с УМЗ структурой наблюдается резкое повышение проводимости, которое в сплаве Al-0,5Fe не отмечается. Повышение температуры отжига (с 230 до 280 °С) приводит к более значительному увеличению размера зерна, что уменьшает площадь границ, что препятствует движению дислокаций. Это закономерно влияет на свойства материала – уменьшается прочность и увеличивается проводимость.

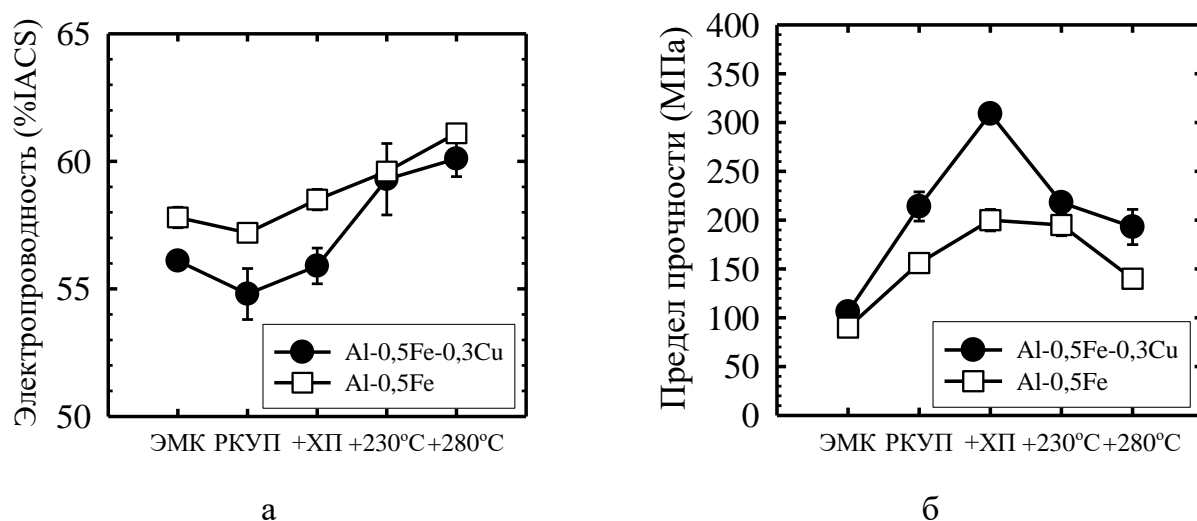


Рисунок 5.12 – Эволюция свойств сплавов Al-0,5Fe-0,3Cu и Al-0,5Fe после двухэтапной ДО, включающей РКУП, ХП, а также отжигов при 230 и 280 °С: а – электропроводность, б – временного сопротивления при растяжении [209]

В Таблице 5.8 представлены механические свойства, параметры электропроводности и термостойкости УМЗ сплава Al-0,5Fe-0,3Cu после двухэтапной ДО РКУП-К и ХВ и последующего отжига при 230 °С в течение 1 часа. Так как прочностные характеристики УМЗ образца сплава Al-0,5Fe-0,3Cu, полученного в результате ДО, включающей РКУП и ХП, не продемонстрировали необходимого уровня термостойкости после отжига 280 °С, для отжига УМЗ образцов сплава после ДО РКУП-К и ХВ, была выбрана только одна температура (230 °С). Установили, что отжиг при 230 °С, приводит к такому же разупрочнению УМЗ сплава, как и после РКУП и ХП [208]. Снижение предела прочности в сплаве после волочения составило 23 %, в сплаве после

комбинированной обработки – 52 %. Ни одно из этих состояний нельзя считать термически стабильным, так как падение предела прочности составило более 10 %. По абсолютным значениям сплав после двухэтапной ДО разупрочнился значительно больше, чем после традиционной ДО методом ХВ (Рисунок 5.13). При этом наблюдалось увеличение относительного удлинения до разрушения и электропроводности. Электропроводность в обоих состояниях сопоставима и составляет 58,0-58,5% IACS, что превышает электропроводность исходного материала.

Таблица 5.8 – Физико-механические свойства УМЗ сплавов Al-0,5Fe-0,3Cu и Al-0,5Fe после РКУП, ХВ и испытаний на термостабильность [208]

Сплав	Состояние	Электрические свойства		Механические свойства		
		УЭС, нОм·м	IACS, %	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
Al-0,5Fe-0,3Cu	РКУП+ХВ	32,18±0,01	55,5±0,3	234±19	342±6	2,7±0,5
	РКУП+ХВ+230°C	33,93±0,01	58,5±0,3	146±16	163±15	7,2±3,7
	ХВ	30,90±0,01	55,8±0,4	230±7	260±5	2,5±0,2
	ХВ+230°C	29,73±0,01	58,0±0,1	174±3	200±3	3,2±0,3
Al-0,5Fe [Гл. 4]	ХВ	29,54±0,01	58,4±0,1	170±12	204±14	5,3±0,2
	ХВ+230°C	29,15±0,01	59,2±0,1	175±11	200±16	4,6±0,4
Сплавы серии 8000 [19]	-	-	60,0	-	115-140	-
Сплавы серии 6000 [20]	-	-	57,4-52,5	-	245-342	-

В Таблице 5.8 для сравнения приведены также показатели прочности и электропроводности некоторых электротехнических сплавов, в настоящее время широко используемых в электротехнике и энергетике. Так, проволока из сплава Al-0,5Fe-0,3Cu после комбинированной обработки РКУП+ХВ по сочетанию «прочности-электропроводность» находится на уровне жаропрочной проволоки из сплава 6101, что делает ее доступной альтернативой сплавам системы Al-Mg-Si (серии 6000). Провода,

выпускаемые серийно из сплавов 6000 и 8000, а также провода из электромагнитно-литого сплава Al-0,5Fe, обладая несколько более высоким уровнем электропроводности, демонстрируют заметно (примерно в 1,5 раза) более низкую механическую прочность по сравнению с проводами, изготовленными из электромагнитно-литого сплава Al-0,5Fe-0,3Cu с применением РКУП+ХВ.

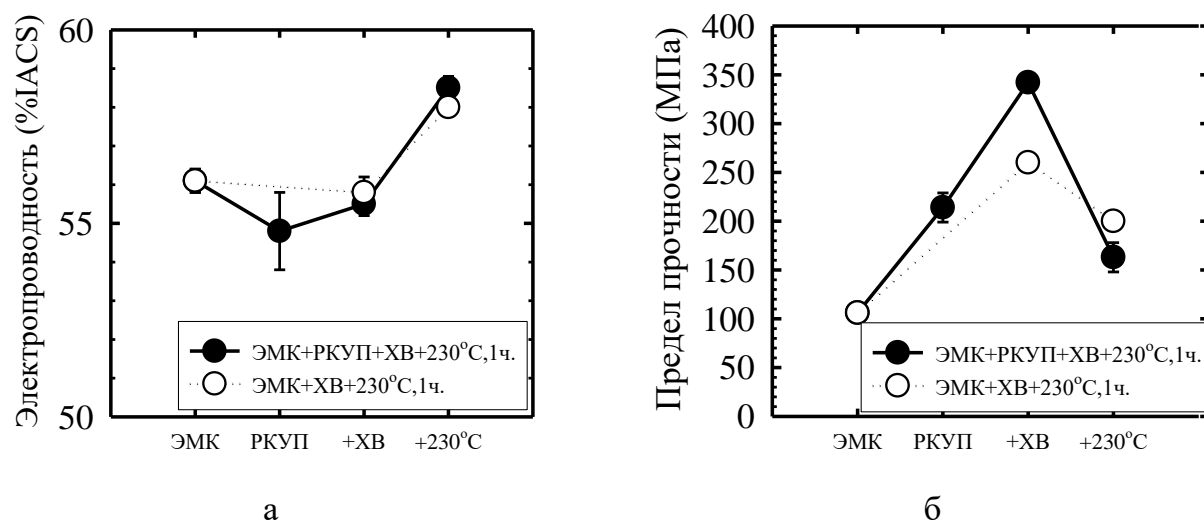


Рисунок 5.13 – Эволюция свойств сплава Al-0,5Fe-0,3Cu:

а – электропроводность, б – временного сопротивления при растяжении.

Полученная проволока (или проволока с УМЗ структурой) из сплава Al-0,5Fe-0,3Cu по прочности и электропроводности не уступает токопроводящим жилам, выпускаемым промышленностью из сплавов серии 6000, и существенно превосходит по механическим характеристикам проволоку из промышленных сплавов серии 8000, а также электрический проводник из сплава Al-0,5Fe, полученных методом ЭМК и деформационной обработкой, включающую ИПД.

5.5 Анализ влияния микроструктурных параметров на уровень прочности и электропроводности сплавов Al-Fe с УМЗ структурой

Прочность и электропроводность в алюминиевых сплавах имеет конкурентный характер [55], что заставляет искать баланс между ними. В частности, повышение степени холодной деформации приводит к изменению формы, уменьшению размера зерна и увеличению количества структурных дефектов [68, 69]. Термическая обработка,

напротив, инициирует процессы восстановления в холоднодеформированных материалах, в результате чего происходит их разупрочнение, которое сопровождается повышением электропроводности. Наличие твердого раствора значительно снижает электропроводность сплавов, оказывая также влияние на механическую прочность. На свойства сплавов также влияет наличие интерметаллидных частиц, их морфология, размер и распределение. Считается, что интерметаллидные частицы оказывают незначительное влияние на электропроводность, но большое – на механическую прочность и ее термическую стабильность [70, 71]. Разнообразие структурных особенностей, влияющих на механическую прочность и электропроводность, позволяет более точно спроектировать полученную комбинацию этих двух свойств.

Вклады микроструктурных механизмов на физико-механические свойства исследуемых сплавов оценивались согласно аддитивной модели [56, 214, 215], где предел текучести сплава и его электросопротивление складываются из отдельного влияния каждого структурного механизма.

Общее упрочнение складывается из дислокационного упрочнения, зернограничного упрочнения и упрочнения дисперсными частицами:

$$\sigma_{0,2} = \sigma_0 + \sigma_{гз} + \sigma_{тв} + \sigma_{ор} + \sigma_d, \quad (4.1)$$

где σ_0 – напряжение сдвига (Пайерлса-Набарро) (для алюминия $\sigma_0=10$ МПа по данным [59]);

$\sigma_{гз}$ – упрочнение за счет границ зерен;

$\sigma_{тв}$ – упрочнение за счет твердого раствора;

$\sigma_{ор}$ – упрочнение за счет присутствия вторичных фаз (Орована);

σ_d – упрочнение за счет дислокаций.

Упрочнение за счет границ зерен рассчитывается соотношением Холла-Петча [216]:

$$\sigma_{гз} = Kd^{-1/2}, \quad (4.2)$$

где K – константная Холла-Петча (где для алюминия и низколегированных сплавов $= 0,04$ МПа·м^{1/2}) [217];

d – усредненное значение размера зерна.

Упрочнение за счет твердого раствора исключаем из расчета, так как твердый раствор в данной системе не образовывался.

Упрочнение за счет образовавшихся частиц вторых фаз рассчитывается согласно соотношению Орована [218]:

$$\sigma_{op} = \frac{0,4MGb}{\pi L \sqrt{1-\nu}} \ln \left(\frac{D}{b} \right) = \frac{\sqrt{2}}{2} \frac{0,4MGa}{\pi L \sqrt{1-\nu}} \ln \left(\frac{2D}{a\sqrt{2}} \right), \quad (4.3)$$

где М – фактор Тейлора [217];

G – модуль сдвига;

b – вектор Бюргерса, $b = \frac{a\sqrt{2}}{2}$,

a – параметр элементарной ячейки (решетки);

L – величина усредненного расстояния между частицами;

D – средний диаметр частиц;

ν – коэффициент Пуассона ($\nu = 0,33$).

Вклад упрочнения от дислокаций рассчитывается по формуле Тейлора [217]:

$$\sigma_d = \alpha M G b \sqrt{\rho} = \frac{\sqrt{2}p}{2} \alpha M G a, \quad (4.4)$$

где α – константа ($\alpha = 0,33$);

G – модуль сдвига (для алюминиевых сплавов взято $G = 26$ ГПа);

b – вектор Бюргерса дислокаций;

M – фактор Тейлора ($M = 3,06$);

ρ – плотность дислокаций.

Согласно [220]:

$$\rho = 2\sqrt{3} \frac{\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}}{D_{окр} b} = 2\sqrt{3} \frac{\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}}{D_{окр} a \frac{\sqrt{2}}{2}} = 4 \frac{\sqrt{3}}{\sqrt{2}} \frac{\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}}{D_{окр} a}, \quad (4.5)$$

где $D_{окр}$ – размер зерна, определенный в дифрактометре (ОКР);

$\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}$ – уровень микроискажений.

Полное электросопротивление проводника рассчитывается по формуле:

Правило Маттиссена [221]:

$$\rho = \rho_{Al} + \rho_{вак} + \rho_d + \rho_{гз} + \rho_{ч} + \rho_{тв}, \quad (4.6)$$

где ρ^{Al} – удельное сопротивление чистого алюминия, ($\rho^{Al} = 2,7 \times 10^{-8}$ нОм · м [222]).

Вклад от вакансий:

$$\rho_{вак} = N_B \Delta \rho^B, \quad (4.7)$$

где N_v – концентрация вакансий. Вклад от вакансий не учитывается при расчетах, так как его вклад пренебрежимо мал [223].

$\Delta\rho^v$ – постоянная, учитывающая вклад в электросопротивление от вакансий.

Вклад от дислокаций в электросопротивление:

$$\rho_d = L_d \Delta\rho^d, \quad (4.8)$$

где L_d – плотность дислокаций;

$\Delta\rho^d$ – постоянная, учитывающая вклад в электросопротивление от дислокаций, значение для чистого алюминия $\Delta\rho^d = 2,7 \cdot 10^{-25} \text{ Ом} \cdot \text{м}^3$ [224].

Вклад в электросопротивление от границ зерен:

$$\rho_{гз} = S_{гз} \Delta\rho^{гз}, \quad (4.9)$$

где $S_{гз}$ – площадь ГЗ в единице объема, $S_{гз} = 6/d$ при равноосных зернах, d – средний размер зерна;

$\Delta\rho^{гз}$ – постоянная, учитывающая вклад в электросопротивление от границ зерен, для чистого алюминия $\Delta\rho^{гз} = 2,6 \cdot 10^{-16} \text{ Ом} \cdot \text{м}^2$ [222]).

Вклад, обусловленный наличием частиц вторичной фазы, рассчитывается исходя из соотношения объемной доли частиц, входящих в состав эвтектики (Таблица 3.1 и 4.1) и электрического сопротивления технически чистого алюминия, составляющий 26,55 нОм·м.

$\rho^ч$ – вклад в электросопротивление от частиц вторичной фазы.

Вклад в электросопротивление от твердого раствора:

$$\rho_{тв} = \sum_i C_i^{тв} \Delta\rho_i^{тв}, \quad (4.10)$$

где $C_i^{тв}$ – содержание i -той примеси в твердом растворе. Поскольку в данной системе не происходит образование твердого раствора, расчет этого параметра не осуществляется.

$\Delta\rho_i^{тв}$ – постоянная, учитывающая вклад в электросопротивление от i -той примеси в твердом растворе.

С помощью программного обеспечения ImageJ и Grain Size были измерены средний радиус, расстояние между интерметаллидными наноразмерными частицами и их объемная доля.

Результаты исследований демонстрируют, что образцы из сплавов, полученных традиционными методами литья и литьем в ЭМК после РКУП имеют заметные различия

в уровне прочности и электропроводности. Так как прочность и электропроводность структурно-чувствительны, то расчет вкладов произвели на примере сплава Al-0,5Fe, Al-1,7Fe, Al-0,5Fe-0,3Cu.

Поскольку химический состав сплавов идентичен, причина различия свойств вследствие одинаковой деформационной обработки связана с разным способом получения литейных материалов. Параметры технологии литья привели к значительным различиям химического состава частиц алюминидов железа, а также различиям в их размерах и морфологии. Согласно РСА, интерметаллидная фаза в сплавах Al-0,5Fe, Al-1,7Fe и Al-0,5Fe-0,3Cu, полученными литьем в кокиль и ЭМК состоит из принципиально разных фаз типа Al_xFe_y – преимущественно Al_2Fe в сплаве ЭМК и фазы Al_6Fe в сплаве полученным традиционными методами литья. Анализ РЭМ-изображений показал, что интерметаллидная фаза в сплавах Al-Fe, полученных литьем в ЭМК расположена значительно плотнее, чем в сплаве полученным традиционными методами литья, несмотря на аналогичную объемную долю интерметаллидной фазы. Это является прямым следствием высокой скорости охлаждения сплава ЭМК при кристаллизации, что обеспечивает увеличение числа зародышей кристаллизации. Последующие деформационные обработки не приводят к изменению типа ранее существовавшей фазы Al_xFe_y и в основном могут привести к фрагментации интерметаллидных частиц. Чтобы определить, является ли морфология или тип интерметаллидной фазы определяющим фактором в изменении физико-механических свойств сплавов в результате холодной деформации, необходимо оценить вклад различных структурных механизмов.

Сплав 8176 (Al-0,5Fe), полученный методом СЛП после РКУП

Согласно формуле 4.2, вклад зернограницного упрочнения рассчитывается:

$$\sigma_{гз} = 0,04 \times (920 \times 10^{-9})^{-1/2} = 43 \text{ МПа},$$

Вклад дисперсионного упрочнения рассчитан по формуле 4.3:

$$\sigma_{ор} = \frac{\sqrt{2}}{2} \times \frac{0,4 \times 3,06 \times 26 \times 10^9 \times 0,405 \times 10^{-9}}{3,14 \times 1000 \times 10^{-9} \times \sqrt{1 - 0,34}} \ln \left(\frac{2 \times 1800 \times 10^{-9}}{0,405 \times 10^{-9} \times \sqrt{2}} \right) = 20 \text{ МПа},$$

По формуле 4.4, вклад дислокационного упрочнения рассчитывается:

$$\sigma_d = \frac{\sqrt{2 \times 0,3 \times 10^{13}}}{2} \times 0,405 \times 10^{-9} \times 2,86 \times 26 \times 10^9 \times 0,33 = 19 \text{ МПа},$$

Общее упрочнение рассчитывается по формуле 4.1:

$$\sigma_{0,2} = 10 + 43 + 20 + 19 = 92 \text{ МПа},$$

Согласно формуле 4.8 дислокационный вклад рассчитывается:

$$\rho_d = 0,3 \times 10^{13} \times 2,7 \times 10^{-25} = 0,00081 \text{ нОм} \cdot \text{м},$$

По формуле 4.9, вклад от границ зерен рассчитывается:

$$\rho_{\text{гз}} = \frac{6}{920 \times 10^{-9}} \times 2,6 \times 10^{-16} = 1,69 \text{ нОм} \cdot \text{м},$$

Полное электросопротивление проводника рассчитывается по формуле 4.6:

$$\rho = 26,55 + 0,00081 + 1,69 + 0,80 = 28,64 \text{ нОм} \cdot \text{м}.$$

Сплав Al-0,5Fe, полученный методом литья в ЭМК после РКУП

Согласно формуле 4.2, вклад зернограничного упрочнения рассчитывается:

$$\sigma_{\text{гз}} = 0,04 \times (890 \times 10^{-9})^{-1/2} = 62 \text{ МПа},$$

Вклад дисперсионного упрочнения рассчитан по формуле 4.3:

$$\sigma_{\text{ор}} = \frac{\sqrt{2}}{2} \times \frac{0,4 \times 3,06 \times 26 \times 10^9 \times 0,405 \times 10^{-9}}{3,14 \times 480 \times 10^{-9} \times \sqrt{1 - 0,34}} \ln \left(\frac{2 \times 65 \times 10^{-9}}{0,405 \times 10^{-9} \times \sqrt{2}} \right) = 25 \text{ МПа},$$

По формуле 4.4, вклад дислокационного упрочнения рассчитывается:

$$\sigma_d = \frac{\sqrt{2 \times 1,1 \times 10^{13}}}{2} \times 0,405 \times 10^{-9} \times 3,06 \times 26 \times 10^9 \times 0,33 = 24 \text{ МПа},$$

Общее упрочнение рассчитывается по формуле 4.1:

$$\sigma_{0,2} = 10 + 62 + 25 + 24 = 121 \text{ МПа},$$

Согласно формуле 4.8 дислокационный вклад рассчитывается:

$$\rho_d = 1,1 \times 10^{13} \times 2,7 \times 10^{-25} = 0,00297 \text{ нОм} \cdot \text{м},$$

По формуле 4.9, вклад от границ зерен рассчитывается:

$$\rho_{\text{гз}} = \frac{6}{890 \times 10^{-9}} \times 2,6 \times 10^{-16} = 1,75 \text{ нОм} \cdot \text{м},$$

Полное электросопротивление проводника рассчитывается по формуле 4.6:

$$\rho = 26,55 + 0,00297 + 1,75 + 1,1 = 29,41 \text{ нОм} \cdot \text{м}.$$

Сплав Al-1,7Fe, полученный традиционным методом литья после РКУП

Согласно формуле 4.2, вклад зернограничного упрочнения рассчитывается:

$$\sigma_{\text{гз}} = 0,04 \times (695 \times 10^{-9})^{-1/2} = 48 \text{ МПа},$$

Вклад дисперсионного упрочнения рассчитан по формуле 4.3:

$$\sigma_{\text{ор}} = \frac{\sqrt{2}}{2} \times \frac{0,4 \times 3,06 \times 26 \times 10^9 \times 0,405 \times 10^{-9}}{3,14 \times 350 \times 10^{-9} \times \sqrt{1 - 0,34}} \ln \left(\frac{2 \times 335 \times 10^{-9}}{0,405 \times 10^{-9} \times \sqrt{2}} \right) = 72 \text{ МПа},$$

По формуле 4.4, вклад дислокационного упрочнения рассчитывается:

$$\sigma_d = \frac{\sqrt{2 \times 1,3 \times 10^{13}}}{2} \times 0,405 \times 10^{-9} \times 2,86 \times 26 \times 10^9 \times 0,33 = 27 \text{ МПа},$$

Общее упрочнение рассчитывается по формуле 4.1:

$$\sigma_{0,2} = 10 + 48 + 72 + 27 = 157 \text{ МПа},$$

Согласно формуле 4.8 дислокационный вклад рассчитывается:

$$\rho_d = 2,6 \times 10^{13} \times 2,7 \times 10^{-25} = 0,00702 \text{ нОм} \cdot \text{м},$$

По формуле 4.9, вклад от границ зерен рассчитывается:

$$\rho_{гз} = \frac{6}{695 \times 10^{-9}} \times 2,6 \times 10^{-16} = 2,25 \text{ нОм} \cdot \text{м},$$

Полное электросопротивление проводника рассчитывается по формуле 4.6:

$$\rho = 26,55 + 0,00702 + 2,25 + 1,50 = 30,61 \text{ нОм} \cdot \text{м}.$$

Сплав Al-1,7Fe, полученный методом литья в ЭМК после РКУП

Согласно формуле 4.2, вклад зернограничного упрочнения рассчитывается:

$$\sigma_{гз} = 0,04 \times (620 \times 10^{-9})^{-1/2} = 51 \text{ МПа},$$

Вклад дисперсионного упрочнения рассчитан по формуле 4.3:

$$\sigma_{ор} = \frac{\sqrt{2}}{2} \times \frac{0,4 \times 3,06 \times 26 \times 10^9 \times 0,405 \times 10^{-9}}{3,14 \times 220 \times 10^{-9} \times \sqrt{1 - 0,34}} \ln \left(\frac{2 \times 85 \times 10^{-9}}{0,405 \times 10^{-9} \times \sqrt{2}} \right) = 94 \text{ МПа},$$

По формуле 4.4, вклад дислокационного упрочнения рассчитывается:

$$\sigma_d = \frac{\sqrt{2 \times 2,6 \times 10^{13}}}{2} \times 0,405 \times 10^{-9} \times 3,06 \times 26 \times 10^9 \times 0,33 = 38 \text{ МПа},$$

Общее упрочнение рассчитывается по формуле 4.1:

$$\sigma_{0,2} = 10 + 51 + 94 + 38 = 193 \text{ МПа},$$

Согласно формуле 4.8 дислокационный вклад рассчитывается:

$$\rho_d = 1,3 \times 10^{13} \times 2,7 \times 10^{-25} = 0,00351 \text{ нОм} \cdot \text{м},$$

По формуле 4.9, вклад от границ зерен рассчитывается:

$$\rho_{гз} = \frac{6}{620 \times 10^{-9}} \times 2,6 \times 10^{-16} = 2,51 \text{ нОм} \cdot \text{м},$$

Полное электросопротивление проводника рассчитывается по формуле 4.6:

$$\rho = 26,55 + 0,00351 + 2,51 + 1,6 = 30,69 \text{ нОм} \cdot \text{м}.$$

Сплав Al-2,5Fe, полученный методом литья в ЭМК после РКУП

Согласно формуле 4.2, вклад зернограничного упрочнения рассчитывается:

$$\sigma_{гз} = 0,04 \times (560 \times 10^{-9})^{-1/2} = 83 \text{ МПа},$$

Вклад дисперсионного упрочнения рассчитан по формуле 4.3:

$$\sigma_{op} = \frac{\sqrt{2}}{2} \times \frac{0,4 \times 3,06 \times 26 \times 10^9 \times 0,405 \times 10^{-9}}{3,14 \times 190 \times 10^{-9} \times \sqrt{1-0,34}} \ln \left(\frac{2 \times 50 \times 10^{-9}}{0,405 \times 10^{-9} \times \sqrt{2}} \right) = 68 \text{ МПа},$$

По формуле 4.4, вклад дислокационного упрочнения рассчитывается:

$$\sigma_d = \frac{\sqrt{2 \times 2,7 \times 10^{13}}}{2} \times 0,405 \times 10^{-9} \times 3,06 \times 26 \times 10^9 \times 0,33 = 39 \text{ МПа},$$

Общее упрочнение рассчитывается по формуле 4.1:

$$\sigma_{0,2} = 10 + 83 + 68 + 39 = 200 \text{ МПа},$$

Согласно формуле 4.8 дислокационный вклад рассчитывается:

$$\rho_d = 2,7 \times 10^{13} \times 2,7 \times 10^{-25} = 0,00729 \text{ нОм} \cdot \text{м},$$

По формуле 4.9, вклад от границ зерен рассчитывается:

$$\rho_{гз} = \frac{6}{560 \times 10^{-9}} \times 2,6 \times 10^{-16} = 2,78 \text{ нОм} \cdot \text{м},$$

Полное электросопротивление проводника рассчитывается по формуле 4.6:

$$\rho = 26,55 + 0,00729 + 2,78 + 2,2 = 31,06 \text{ нОм} \cdot \text{м}.$$

Сплав Al-0,5Fe-0,3Cu, полученный методом литья в ЭМК после РКУП

Согласно формуле 4.2, вклад зернограничного упрочнения рассчитывается:

$$\sigma_{гз} = 0,04 \times (700 \times 10^{-9})^{-1/2} = 47 \text{ МПа},$$

Вклад дисперсионного упрочнения рассчитан по формуле 4.3:

$$\sigma_{op} = \frac{\sqrt{2}}{2} \times \frac{0,4 \times 3,06 \times 26 \times 10^9 \times 0,405 \times 10^{-9}}{3,14 \times 450 \times 10^{-9} \times \sqrt{1-0,34}} \ln \left(\frac{2 \times 70 \times 10^{-9}}{0,405 \times 10^{-9} \times \sqrt{2}} \right) = 32 \text{ МПа},$$

По формуле 4.4, вклад дислокационного упрочнения рассчитывается:

$$\sigma_d = \frac{\sqrt{2 \times 1,9 \times 10^{13}}}{2} \times 0,405 \times 10^{-9} \times 3,06 \times 26 \times 10^9 \times 0,33 = 33 \text{ МПа},$$

Общее упрочнение рассчитывается по формуле 4.1:

$$\sigma_{0,2} = 10 + 47 + 32 + 33 = 122 \text{ МПа},$$

Согласно формуле 4.8 дислокационный вклад рассчитывается:

$$\rho_d = 1,9 \times 10^{13} \times 2,7 \times 10^{-25} = 0,00513 \text{ нОм} \cdot \text{м},$$

По формуле 4.9, вклад от границ зерен рассчитывается:

$$\rho_{гз} = \frac{6}{700 \times 10^{-9}} \times 2,6 \times 10^{-16} = 2,23 \text{ нОм} \cdot \text{м},$$

Полное электросопротивление проводника рассчитывается по формуле 4.6:

$$\rho = 26,55 + 0,00513 + 2,23 + 0,9 = 29,68 \text{ нОм} \cdot \text{м}.$$

Сплав 8176 (Al-0,5Fe), полученный методом СЛП после РКУП и последующей ХП

Согласно формуле 4.2, вклад зернограничного упрочнения рассчитывается:

$$\sigma_{\text{гз}} = 0,04 \times (445 \times 10^{-9})^{-1/2} = 60 \text{ МПа},$$

Вклад дисперсионного упрочнения рассчитан по формуле 4.3:

$$\sigma_{\text{ор}} = \frac{\sqrt{2}}{2} \times \frac{0,4 \times 3,06 \times 26 \times 10^9 \times 0,405 \times 10^{-9}}{3,14 \times 850 \times 10^{-9} \times \sqrt{1 - 0,34}} \ln \left(\frac{2 \times 1800 \times 10^{-9}}{0,405 \times 10^{-9} \times \sqrt{2}} \right) = 56 \text{ МПа},$$

По формуле 4.4, вклад дислокационного упрочнения рассчитывается:

$$\sigma_{\text{д}} = \frac{\sqrt{2 \times 0,4 \times 10^{13}}}{2} \times 0,405 \times 10^{-9} \times 2,86 \times 26 \times 10^9 \times 0,33 = 17 \text{ МПа},$$

Общее упрочнение рассчитывается по формуле 4.1:

$$\sigma_{0,2} = 10 + 56 + 69 + 17 = 144 \text{ МПа},$$

Согласно формуле 4.8 дислокационный вклад рассчитывается:

$$\rho_{\text{д}} = 0,4 \times 10^{13} \times 2,7 \times 10^{-25} = 0,00135 \text{ нОм} \cdot \text{м},$$

По формуле 4.9, вклад от границ зерен рассчитывается:

$$\rho_{\text{гз}} = \frac{6}{445 \times 10^{-9}} \times 2,6 \times 10^{-16} = 2,50 \text{ нОм} \cdot \text{м},$$

Полное электросопротивление проводника рассчитывается по формуле 4.6:

$$\rho = 26,55 + 0,00135 + 2,50 + 0,80 = 28,12 \text{ нОм} \cdot \text{м}.$$

Сплав Al-0,5Fe, полученный методом литья в ЭМК после РКУП и последующей ХП

Согласно формуле 4.2, вклад зернограничного упрочнения рассчитывается:

$$\sigma_{\text{гз}} = 0,04 \times (335 \times 10^{-9})^{-1/2} = 81 \text{ МПа},$$

Вклад дисперсионного упрочнения рассчитан по формуле 4.3:

$$\sigma_{\text{ор}} = \frac{\sqrt{2}}{2} \times \frac{0,4 \times 3,06 \times 26 \times 10^9 \times 0,405 \times 10^{-9}}{3,14 \times 250 \times 10^{-9} \times \sqrt{1 - 0,34}} \ln \left(\frac{2 \times 70 \times 10^{-9}}{0,405 \times 10^{-9} \times \sqrt{2}} \right) = 68 \text{ МПа},$$

По формуле 4.4, вклад дислокационного упрочнения рассчитывается:

$$\sigma_{\text{д}} = \frac{\sqrt{2 \times 1,2 \times 10^{13}}}{2} \times 0,405 \times 10^{-9} \times 3,06 \times 26 \times 10^9 \times 0,33 = 26 \text{ МПа},$$

Общее упрочнение рассчитывается по формуле 4.1:

$$\sigma_{0,2} = 10 + 81 + 68 + 26 = 185 \text{ МПа},$$

Согласно формуле 4.8 дислокационный вклад рассчитывается:

$$\rho_{\text{д}} = 1,2 \times 10^{13} \times 2,7 \times 10^{-25} = 0,00324 \text{ нОм} \cdot \text{м},$$

По формуле 4.9, вклад от границ зерен рассчитывается:

$$\rho_{\text{гз}} = \frac{6}{335 \times 10^{-9}} \times 2,6 \times 10^{-16} = 3,60 \text{ нОм} \cdot \text{м},$$

Полное электросопротивление проводника рассчитывается по формуле 4.6:

$$\rho = 26,55 + 0,00324 + 3,60 + 1,1 = 29,30 \text{ нОм} \cdot \text{м}.$$

Сплав Al-2,5Fe, полученный методом литья в ЭМК после РКУП и последующей ХП

Согласно формуле 4.2, вклад зернограницного упрочнения рассчитывается:

$$\sigma_{\text{гз}} = 0,04 \times (195 \times 10^{-9})^{-1/2} = 120 \text{ МПа},$$

Вклад дисперсионного упрочнения рассчитан по формуле 4.3:

$$\sigma_{\text{ор}} = \frac{\sqrt{2}}{2} \times \frac{0,4 \times 3,06 \times 26 \times 10^9 \times 0,405 \times 10^{-9}}{3,14 \times 200 \times 10^{-9} \times \sqrt{1 - 0,34}} \ln \left(\frac{2 \times 65 \times 10^{-9}}{0,405 \times 10^{-9} \times \sqrt{2}} \right) = 111 \text{ МПа},$$

По формуле 4.4, вклад дислокационного упрочнения рассчитывается:

$$\sigma_{\text{д}} = \frac{\sqrt{2 \times 4,2 \times 10^{13}}}{2} \times 0,405 \times 10^{-9} \times 3,06 \times 26 \times 10^9 \times 0,33 = 49 \text{ МПа},$$

Общее упрочнение рассчитывается по формуле 4.1:

$$\sigma_{0,2} = 10 + 120 + 111 + 49 = 290 \text{ МПа},$$

Согласно формуле 4.8 дислокационный вклад рассчитывается:

$$\rho_{\text{д}} = 4,2 \times 10^{13} \times 2,7 \times 10^{-25} = 0,01134 \text{ нОм} \cdot \text{м},$$

По формуле 4.9, вклад от границ зерен рассчитывается:

$$\rho_{\text{гз}} = \frac{6}{195 \times 10^{-9}} \times 2,6 \times 10^{-16} = 8,0 \text{ нОм} \cdot \text{м},$$

Полное электросопротивление проводника рассчитывается по формуле 4.6:

$$\rho = 26,55 + 0,01134 + 8,0 + 2,2 = 35,56 \text{ нОм} \cdot \text{м}.$$

Результаты расчетов приведены в Таблице 5.9 и 5.10 и показывают влияние вкладов различных механизмов на механические и электрические свойства сплавов системы Al-Fe, полученных разными методами литья после РКУП и РКУП+ХП. Эти расчеты основаны на итоговых данных РСА и результатах статистического анализа данных ПЭМ – среднего размера зерна и среднего размера частиц.

Следует отметить, что данная модель расчета имеет свои ограничения. Расчет ведется для равноосных зерен и частиц, близких по форме к сферической и равномерно распределенных в объеме материала [65]. Не учитывается вклад твердого раствора. При температуре 20 °С растворимость железа в алюминии менее 0,005 вес.% [21] – это

практически равно нулю. А также, не прогнозируется, что на растворимость железа в алюминии влияет скорость охлаждения. Как известно, ИПД может вызвать растворение железа в алюминии в системе Al-Fe [66], которое, как было показано, сопровождается заметным изменением параметра решетки сплава. По данным РСА, существенных изменений параметра решетки как после литья, так и после ИПД не происходит, что свидетельствует об отсутствии твердого раствора в сплавах в изученных структурных состояниях.

Разница в расчетных и экспериментальных значениях прочности и электропроводности ($\Delta_{\text{эксп-расч.}}$) зависит от размера и формы частиц, плотности их распределения, а также типа самих частиц.

Таблица 5.9 – Вклад структурных механизмов в прочность сплавов Al-Fe, полученных разными методами литья и после ДО [177, 197]

Предел текучести, МПа								
Сплав	Состояние	σ_0	$\sigma_{\text{ГЗ}}$	$\sigma_{\text{ор}}$	$\sigma_{\text{д}}$	$\sigma_{0,2 \text{ расч.}}$	$\sigma_{0,2 \text{ эксп.}}$	$\Delta_{\text{эксп.-расч.}}$
Al-0,5Fe (СЛП)	РКУП	10	43	20	19	92	154	62
Al-0,5Fe (ЭМК)			62	25	24	121	121	0
Al-1,7Fe (кокиль)			48	72	27	157	179	22
Al-1,7Fe (ЭМК)			51	94	38	193	251	58
Al-2,5Fe (ЭМК)			83	68	39	200	200	0
Al-0,5Fe-0,3Cu (ЭМК)			47	32	33	122	181	59
Al-0,5Fe (СЛП)	РКУП +ХП	10	60	56	17	144	166	22
Al-0,5Fe (ЭМК)			81	68	26	185	185	0
Al-2,5Fe (ЭМК)			120	111	49	290	290	0

Из расчетов видно (Таблица 5.9), что наибольший вклад в суммарную прочность вносит зернограничный механизм (Холла-Петча), как для сплавов, полученных традиционной технологией, так и методом литья в ЭМК с последующей ДО. Вклад упрочняющего механизма Орована из-за присутствия частиц нанометрического размера (менее 100 нм) для сплавов Al-0,5Fe, Al-1,7Fe, Al-0,5Fe-0,3Cu составил 25, 35 и 27 % соответственно. Так на примере ЭМК сплава Al-1,7Fe после РКУП присутствие равномерно распределенных частиц в матрице повышает прочность на 22 МПа.

Дислокационный механизм вносит в упрочнение наименьший вклад, который не превышает 15 % для всех вкладов.

В сплаве Al-2,5Fe, полученным литьем в ЭМК, после РКУП зернограницный механизм (Холла-Петча) вносит вклад упрочнение в размере 41 %, вклад нанометрических частиц по упрочняющему механизму Орована составляет 34 %. Наименьший вклад вносит в упрочнение дислокационный механизм ~ 19 %.

Как отмечалось, ХП УМЗ алюминиевого сплава приводит к дальнейшему измельчению зерен, повышению плотности дислокаций. Расчетные значения вкладов микроструктурных механизмов на упрочнение сплавов Al-0,5Fe и Al-2,5Fe после ХП представлены в Таблице 5.9.

ХП, изменяя структуру сплава, существенно изменяет механизм вкладов. Почти в 1,5 раза возрастает вклад границ зерен в упрочнение как в сплаве Al-0,5Fe, полученным СЛП после РКУП, так и литьем в ЭМК после РКУП. Вклад в упрочнение за счет присутствия вторичных фаз (Орована) так же увеличивается после ХП с 37 МПа до 69 МПа и с 24 МПа до 68 МПа у сплавов Al-0,5Fe (СЛП) после РКУП и сплава Al-0,5Fe (ЭМК) после РКУП соответственно, и с 68 МПа до 111 МПа для сплава Al-2,5Fe (ЭМК) после РКУП и последующей ХП. Вклад от плотности дислокаций в упрочнение после ХП для данных сплавов изменяется не существенно.

На Рисунке 5.14 изображены диаграммы распределения вкладов на примере сплава Al-0,5Fe.

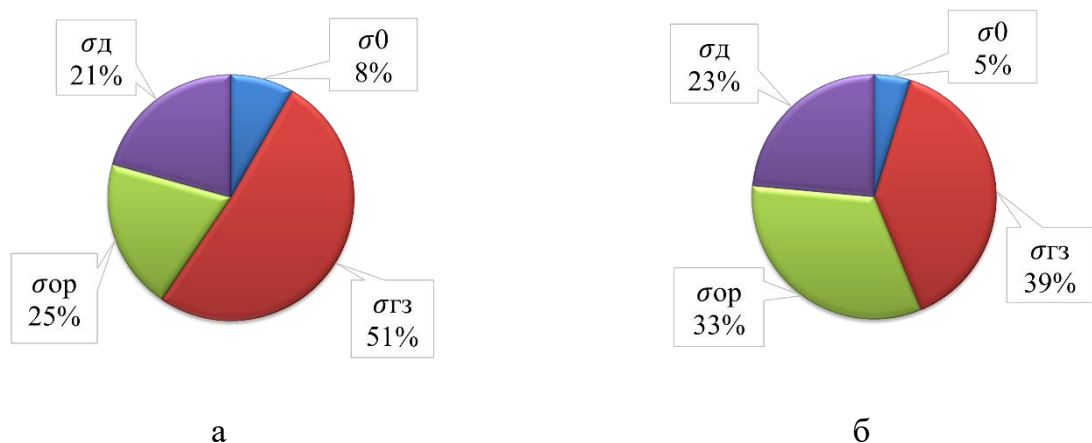


Рисунок 5.14 – Диаграммы распределения вкладов микроструктурных механизмов в прочность наноструктурированного сплава Al-0,5Fe, полученных литьем в ЭМК после ДО: а – РКУП, б – РКУП+ХП

Анализ возможных микроструктурных механизмов вкладов в упрочнение сплавов Al-Fe, наноструктурированных в результате двухэтапной ДО методом РКУП и ХП на примере сплавов Al-0,5Fe и Al-2,5Fe показал, что вклад ГЗ в упрочнение составляет 39 и 41 %, а на втором месте по значимости в упрочнение – вклад от наноразмерных частиц, который составляет 33 и 38 % соответственно.

На электропроводность алюминиевых сплавов, особенно с УМЗ структурой, влияют дефекты кристаллической структуры, таких как ГЗ, плотность дислокаций, ряд других механизмов, а также объемная доля частиц вторичной фазы Al_xFe_y , в нашем случае – преимущественно Al_2Fe в сплавах ЭМК и фазы Al_6Fe в сплавах, полученным традиционными методами литья. В работе [45] непрерывная сеть фазы $Al_{13}Fe_4$, имеющая удельное сопротивление на порядок выше, чем у технически чистого алюминия, оказывает наиболее значительное влияние как препятствие для потока электронов. После ДО алюминиевого сплава по схеме КВД совмещенное с экструзией фаза $Al_{13}Fe_4$, как отмечается в текущем исследовании, измельчается, дробится до микро-нанометрического размера, тем самым повышая электропроводность. Полученная в сплавах при литье в ЭМК фаза Al_2Fe после ИПД методом РКУП фрагментируется до нанометрического размера (менее 100 нм). Однако, это не приводит к существенному изменению электропроводности сплава, так как вклад фазы Al_2Fe в удельное сопротивление составляет 1,1 и 1,6 нОм×м для сплавов с содержанием железа 0,5 и 1,7 вес.% соответственно и оценивается как незначительное, что не приводит к существенному изменению электропроводности сплава.

В образцах, полученных литьем в ЭМК и подвергнутых РКУП в сравнение с образцами, отлитыми по традиционной технологии (Таблица 5.10), отмечается небольшое уменьшение проводимости на 7,1 %. Наблюдается вполне хорошая согласованность теоретической оценки с экспериментальными данными. При этом экспериментальные значения больше теоретических. Оценка вкладов возможных механизмов на изменение электрического сопротивления сплавов показывает, что главным образом границы зерен определяют изменения удельного сопротивления. В сплавах, полученных разными методами литья вклад границ зерен составляет 6-7 %. Дислокационный механизм оказывает наименьшее влияние на электросопротивление, при этом от общей величины его максимальное значение не превышает 0,02 %. Наличие

частиц вторичной фазы и их влияние на электросопротивление не превышает 4 % от вкладов других механизмов в изменение проводимости.

Таблица 5.10 – Вклад структурных механизмов в электропроводность сплавов Al-Fe, полученных разными методами литья и после ДО [177, 197]

Электрическое сопротивление, нОм·м								
Сплав	Состояние	ρ_{Al}	$\rho_{ГЗ}$	$\rho_{ч}$	$\rho_{д}$	$\rho_{расч.}$	$\rho_{эксп.}$	$\Delta_{эксп.-расч.}$
Al-0,5Fe (СЛП)	РКУП	26,55	1,69	0,8	0,0008	28,64	28,65	0,01
Al-0,5Fe (ЭМК)			1,75	1,1	0,0029	29,41	30,16	0,70
Al-1,7Fe (кокиль)			2,25	1,5	0,0070	30,61	33,04	2,70
Al-1,7Fe (ЭМК)			2,51	1,6	0,0035	30,69	35,59	4,90
Al-2,5Fe (ЭМК)			2,78	2,2	0,0073	31,06	37,91	1,22
Al-0,5Fe-0,3Cu (ЭМК)			2,23	0,9	0,0051	29,68	31,45	1,80
Al-0,5Fe (СЛП)	РКУП +ХП	26,55	2,50	0,8	0,0013	28,12	28,24	0,12
Al-0,5Fe (ЭМК)			3,60	1,1	0,0032	29,30	29,45	0,15
Al-2,5Fe (ЭМК)			8,00	2,2	0,0113	35,56	36,02	0,46

В отсутствие влияния твердого раствора в сплавах системы Al-Fe на удельное электрическое сопротивление, основной вклад на его величину оказывает объемная доля интерметаллидных частиц, а также, в меньшей степени размеры и морфология ультрамелких зерен и частиц. Изменение геометрических размеров образцов УМЗ сплавов в результате ХП или ХВ приводит к перераспределению частиц, их перестройке и изменению межчастичных расстояний. Следует отметить, что вклад ГЗ в электросопротивление для сплавов Al-0,5Fe и Al-2,5Fe с УМЗ структурой составил около 18 и 31 % соответственно. При этом вклад от присутствия наноразмерных частиц фазы Al_2Fe в электросопротивление для данных сплавов менее выражен и достигает 3 и 8 % соответственно.

Анализ микроструктурных процессов, количественная оценка их вкладов на свойства и физические характеристики материала показали, что присутствие в УМЗ структуре сплавов системы Al-Fe, полученных по технологии литья в ЭМК и подвергнутых двухэтапной ДО, наноразмерных частиц фазы Al_2Fe , существенно увеличивает прочность, без потери электропроводности и повышает термостойкость.

5.6 Изменение свойств исследуемых сплавов системы Al-Fe в сопоставлении с коммерчески используемыми сплавами

На Рисунке 5.15 обобщены экспериментальные данные, полученные в ходе выполнения диссертационной работы [225, 226]. Для сплавов системы Al-Fe, полученных литьем в ЭМК, после двухэтапной ДО, включающей либо РКУП и ХП, либо РКУП-К и ХВ, а также последующий отжиг при 230 °С, построена сравнительная диаграмма, выполненная в координатах «предел прочности – электропроводность».

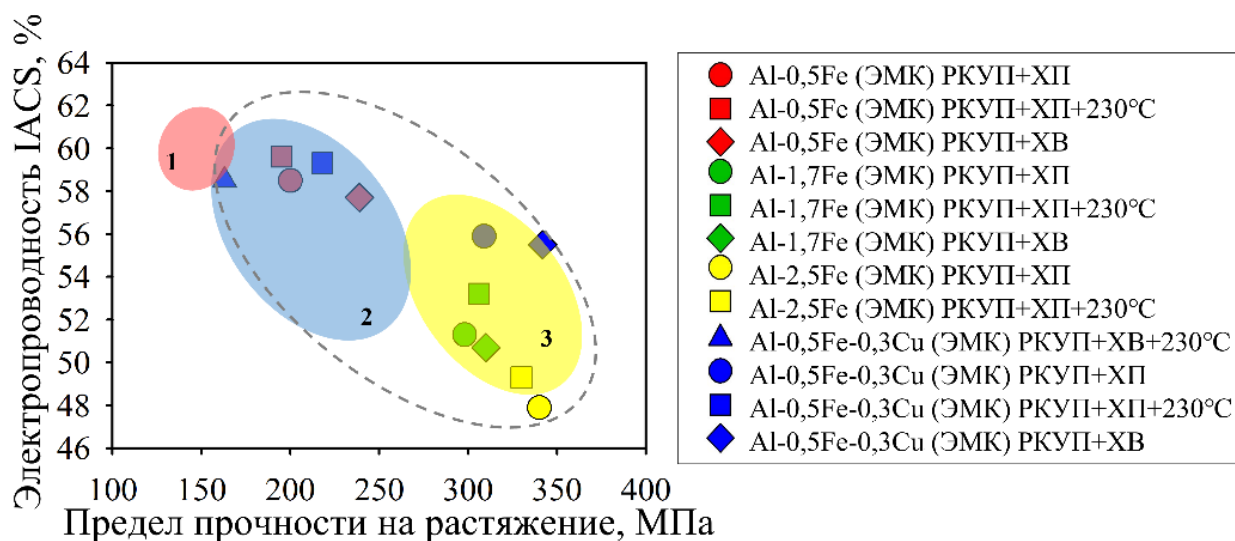


Рисунок 5.15 – Изменение свойств исследуемых сплавов системы Al-Fe в сопоставлении с коммерчески используемыми сплавами: С.Р. Al (1000 серия) [18], Al-Fe (8000 серия) [19]; 2 – Al-Zr (AT1-AT4) [21, 22]; 3 – Al-Mg-Si (6000 серия) [20]

На диаграмме для наглядности отображены области и взаимосвязи между группами электропроводников из термостойких сплавов системы Al-Zr, высокопрочных сплавов серии 6000 системы Al-Mg-Si и сплавов серии 8000 системы Al-Fe, полученных унифицированными/традиционными литейными и деформационными методами, применяемыми в кабельном производстве.

Сплав Al-0,5Fe, полученный по технологии непрерывного литья в ЭМК, (аналог сплава 8176), с последующей двухэтапной ДО, включающей ИПД методом РКУП и ХВ или ХП превосходит по уровню прочности сплавы серии 8000 и сплавы системы Al-Zr (типа AT1 и AT2) [21, 22].

Наноструктурированный сплав Al-1,7Fe, полученный по такой же технологии, по комплексу физико-механических характеристик и эксплуатационных свойств, может быть рассмотрен в качестве недорогого и инновационного/технологичного материала в качестве замены проводников таких марок как 6101, 6201 и ABE из термически упрочняемых сплавов системы Al-Mg-Si [20]. Изготовленные из сплава Al-1,7Fe, подвергнутого ДО методом РКУП, проводники в виде проволоки и шин не уступают серийным сплавам системы Al-Mg-Si в соотношении «прочность – электропроводность», превосходя их по степени термостойкости более чем в 1,5 раза, показывая ее на уровне термостойкости сплавов системы Al-Zr типа AT1 и AT2 [21, 22].

Двухэтапная ДО сплава Al-0,5Fe-0,3Cu (аналог по химическому составу сплава 8030) с применением ИПД, полученного методом литья в ЭМК, позволяет достичь в проволоке механических свойств, более чем в два раза, превышающего предел прочности проводников из сплава 8030. Электропроводники из сплава Al-0,5Fe-0,3Cu, полученного по представленной технологии по сочетанию показателей прочности и электропроводности превосходят проводники из термостойких сплавов серии 6000 системы Al-Mg-Si [20].

При этом преимуществом от внедрения сплавов системы Al-Fe, полученных литьем в ЭМК, по сравнению со сплавами системы Al-Mg-Si является упрощение технологии, – отсутствие стадий термообработки закалки до ДО и искусственного старения после ДО. Стабильные дисперсные частицы Al_2Fe , образующиеся при литье в ЭМК, в процессе последующей ДО, размельченные до нанометрических величин, обеспечили ощутимо более высокую стабильность прочностных свойств проводников, в сравнении с аналогами из сплавов системы Al-Mg-Si.

Выигрышным для сплавов Al-Fe, по сравнению со сплавами системы Al-Zr, является отсутствие стадии длительной термической обработки (обеспечивающей образование наноразмерных частиц Al_3Zr) перед ДО. Наноразмерные частицы фазы Al_2Fe позволяют сплавам Al-Fe демонстрировать уровень термостойкости сопоставимый со сплавами системы Al-Zr типа AT1и AT2 [21, 22], превосходя их по прочности.

Результаты, полученные в ходе исследования и их анализ, позволяют рассчитывать на дальнейшее развитие тематики по разработке проводниковых сплавов на основе алюминия, полученных с использованием метода литья в ЭМК и различных методов деформационных обработок, включающих, в том числе ИПД.

Выводы по ГЛАВЕ 5

1. Установлено, что введение в состав сплава Al-0,5 вес.% Fe меди в количестве 0,3 вес.% приводит к уменьшению среднего размера интерметаллидных частиц, образующихся при кристаллизации, реализуемой в процессе литья в ЭМК, в сравнении со сплавами Al-Fe не содержащими медь. Показано, что наряду с образованием интерметаллидных частиц фазы Al_2Fe , характерной для сплавов системы Al-Fe, полученных литьем в ЭМК, в материале исследования образуются частицы типа Al_xCu_yFe , и часть атомов меди переходит в твердый раствор алюминия.

2. Двухэтапная ДО, включающая РКУП или РКУП-К с последующей ХП или ХВ приводит к формированию микроструктуры, образованной ультрамелкими зернами, вытянутыми в направлении деформации, содержащей интерметаллидные частицы, измельченные до наноразмерного диапазона размеров (до 70 ± 20 нм). Показано, что легирование Cu приводит к большему измельчению ультрамелких зерен и интерметаллидных частиц в сплаве Al-0,5Fe-0,3Cu по сравнению с аналогом без Cu.

3. Формирование УМЗ структуры с наноразмерными частицами фазы Al_2Fe после двухэтапной ДО позволяет достичь в сплаве Al-0,5Fe-0,3Cu привлекательного сочетания эксплуатационных свойств. Применение ХП после ИПД, позволяет добиться прочности 309 МПа, пластичности 13,8 % и электропроводности $\sim 56\%$ IACS. При применении холодного волочения предел прочности достигает 324 МПа, удлинение до разрыва – 3 %, электропроводность $\sim 56\%$ IACS.

4. Сплав Al-0,5Fe-0,3Cu с УМЗ-структурой, по сочетанию прочности и электропроводности, превосходит термоупрочняемые коммерческие электротехнические сплавы системы Al-Mg-Si.

5. Сплав Al-0,5Fe-0,3Cu с УМЗ-структурой после отжига при температуре 230 °С по уровню физико-механических свойств, превышает эксплуатационные характеристики проводников, полученных из коммерчески выпускаемого аналога (сплава 8030), а также УМЗ сплава Al-0,5Fe, не содержащего Cu.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

На основе результатов проведенных исследований установлено влияние методов литья, содержания железа и деформационной обработки, включая интенсивную пластическую деформацию, на улучшение физико-механических свойств и термическую стабильность сплавов системы Al-Fe, предназначенных для использования в качестве проводниковых материалов в электротехнике.

1. Установлено, что при использовании традиционных методов литья в кокиль и литья, совмещенного с прокаткой, в сплавах Al-Fe образуются преимущественно интерметаллидные частицы стабильной фазы Al_6Fe . При непрерывном литье в ЭМК в сплавах впервые установлено образование частиц метастабильной фазы Al_2Fe , имеющие близкие к нанометрическому диапазону размеры (90 ± 20 нм), входящей в состав эвтектики (Al)+ Al_2Fe .

2. Установлено, что ИПД, реализуемая методами РКУП или непрерывного РКУП-К при комнатной температуре позволяет сформировать в сплавах Al-0,5Fe, Al-0,5Fe-0,3Cu, Al-1,7Fe и Al-2,5Fe, полученных литьем в ЭМК, наноструктурированные состояния, характеризующиеся ультрамелким размером зерна алюминиевой матрицы и частицами фазы Al_2Fe нанометрических размеров (70 ± 10 нм).

3. Установлено, что наноструктурирование сплавов Al-0,5Fe, Al-0,5Fe-0,3Cu и Al-1,7Fe, полученных двухэтапной обработкой, включающей РКУП или РКУП-К с последующей ХП или ХВ – позволяет повысить предел прочности от 239 до 310 МПа, сохраняя высокую электропроводность от 51,3 до 58,5% IACS соответственно, а также термостойкость эквивалентную длительной эксплуатации в течение теоретически неограниченного времени при температуре 150 °С. Показано, что вклад наноразмерных частиц (70 ± 10 нм) фазы Al_2Fe в упрочнение сплавов Al-0,5Fe, Al-0,5Fe-0,3Cu и Al-1,7Fe является определяющим, составляя 25, 27 и 35 % соответственно.

4. Экспериментально установлено рациональное содержание железа (от 1,0 до 2,2 вес.%) в сплавах системы Al-Fe с наноразмерными частицами (70 ± 10 нм) фазы Al_2Fe , полученных методом литья в ЭМК и режимы их деформационной обработки, обеспечивающие сочетание «прочность-электропроводность» на уровне высокопрочных проводниковых сплавов Al-Mg-Si при термостойкости, аналогичной проводникам, выполненным из сплавов систем Al-Zr и Al-PЗМ.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Polmear, I. Light alloys: metallurgy of the light metals / I. Polmear, D. St John, J.F. Nie, M. Qian. – Oxford: Butterworth-Heinemann, 2017. – 517 p.
2. Jawalkar, C.S. A review on use of aluminium alloys in aircraft components / C.S. Jawalkar, S. Kant // I-manager`s Journal on Material Science. – 2015. – Vol. 3. – № 3. – P. 33-38.
3. Belov, N.A. Phase composition and mechanical properties of Al–1.5%Cu–1.5%Mn–0.35%Zr (Fe,Si) wire alloy / N.A. Belov, N.O. Korotkova, T.K. Akopyan, A.M. Pesin // Journal of alloys and compounds. – 2019. – Vol. 782. – P. 735-746.
4. Belov, N. Structure and properties of Al-0.6 Wt.% Zr wire alloy manufactured by direct drawing of electromagnetically cast wire rod / N. Belov, M. Murashkin, N. Korotkova [et al.] // Metals. – 2020. – Vol. 10. – № 6. – P. 769.
5. Khangholi, S.N. Review on recent progress in Al–Mg–Si 6xxx conductor alloys / S.N. Khangholi, M. Javidani, A. Maltais, X.G. Chen // Journal of materials research. – 2022. – Vol. 37. – № 3. – P. 670-691.
6. Белов, Н.А. Проводниковые алюминиевые сплавы с повышенной прочностью и термостойкостью / Н. А. Белов // Перспективные материалы и технологии: материалы международного симпозиума, Витебск, 22-26 мая 2017 г.: в 2 ч. / УО "ВГТУ", ГНУ "Институт технической акустики НАН Беларуси". – Витебск, 2017. – Ч. 1. – С. 9-11.
7. Wang, Y. Conductive Al alloys: the contradiction between strength and electrical conductivity / Y. Wang, L. Zhu, G. Niu, J. Mao // Advanced engineering materials. – 2021. – Vol. 23. – № 5. – P. 2001249.
8. Murashkin, M.Y. Mechanical and electrical properties of an ultrafine grained Al–8.5 wt.% RE (RE=5.4 wt.% Ce, 3.1 wt.% La) alloy processed by severe plastic deformation / M.Y. Murashkin, I. Sabirov, A.E. Medvedev [et al.] // Materials & Design. – 2016. – Vol. 90. – P. 433-442.
9. Gueydan, A. Study of the intermetallic growth in copper-clad aluminum wires after thermal aging / A. Gueydan, B. Domengès, E. Hug // Intermetallics. – 2014. – Vol. 50. – P. 34-42.
10. Jiang, H. The influence of rare earth element lanthanum on the microstructures and properties of as-cast 8176 (Al-0,5Fe) aluminum alloy / Li S, Zhang L, He J, Zheng Q, Song Y,

Li Y, Zhao J. // *Alloys Compd.* – 2021. – Vol. 62. – № 8. – P. 859-867.

11. Fadeeva, V.I. Metastable phases in mechanically alloyed Al-Fe system / V.I. Fadeeva, A.V. Leonov, L.N. Khodina // *Materials Science Forum*. Trans Tech Publications Ltd. – 1995. – Vol. 179. – P. 397-402.

12. Chen, P. Creep behavior and microstructural evolution of 8030 aluminum alloys compressed at intermediate temperature / P. Chen, X. Fan, Q. Yang [et al.] // *Journal of materials research and technology-jmr&t.* – 2021. – Vol. 12. – P. 1755-1761.

13. Jiang X. Low-temperature creep behavior and microstructural evolution of 8030 aluminum cables / X. Jiang, Y. Zhang, D. Yi [et al.] // *Materials Characterization.* – 2017. – Vol. 130. – P. 181-187.

14. Cubero-Sesin, J. M. High-pressure torsion for fabrication of high-strength and high-electrical conductivity Al micro-wires / J.M. Cubero-Sesin, H. In, M. Arita, H. Iwaoka, Z. Horita // *Journal of Materials Science.* – 2014. – Vol. 49. – №. 19. – P. 6550-6557.

15. Лопарев, В.В. Алюминий и его сплавы для отечественной кабельной промышленности / В.В. Лопарев // *Кабели и провода.* – 2022. – № 6. – С. 12-25.

16. Фомин, Н.Е. Влияние примесей на электросопротивление меди и алюминия / Н.Е. Фомин, В.И. Ивлев, В.А. Юдин // *Инженерные технологии и системы.* – 2014. – № 1-2. – С. 50-57.

17. Воронцова, Л.А. Алюминий и алюминиевые сплавы электротехнической промышленности / Л.А. Воронцова. – Москва, СССР: Энергия, 1971. – 224 с.

18. ГОСТ Р 13843-2019. Катанка из алюминия. Технические условия. – М.: ФГУП «Стандартинформ», 2019. – 12 с.

19. ГОСТ Р 58019-2017. Катанка из алюминиевых сплавов. Технические условия – М.: ФГУП «Стандартинформ», 2018. – 12 с.

20. EN IEC 62641:2022. Conductors for overhead lines - Aluminium and aluminium alloy wires for concentric lay stranded conductors., 2022. – 34 p.

21. ГОСТ Р МЭК 62004–2014. Проволока из термостойкого алюминиевого сплава для провода воздушной линии электропередачи. – М.: ФГУП «Стандартинформ», 2016. – 15 с.

22. IEC 62641:2023. Conductors for overhead lines – Aluminium and aluminium alloy wires for concentric lay stranded conductors., 2023. – 34 p.

23. Korotkova, N.O. Influence of heat treatment on the structure and properties of an

Al-7% REM conductive aluminum alloy casted in an electromagnetic crystallizer / Korotkova N.O. Belov N.A., Timofeev V.N. [et al.] // *Physics of Metals and Metallography*. – 2020. – Vol. 121. – P. 173-179.

24. Шеметев, Г.Ф. Алюминиевые сплавы: составы, свойства, применение. Учебное пособие по курсу «Производство отливок из сплавов цветных металлов» / Г.Ф. Шеметев. – Санкт-Петербург, 2012. – 155 с.

25. Щербаков, С.В. Цветные металлы и сплавы: учеб.-метод. пособие / С.В. Щербаков, А.А. Рогачев, М.А. Ярмоленко; М-во образования Респ. Беларусь, Белорус. гос. ун-т трансп. – Гомель: БелГУТ, 2009. – 86 с.

26. Патент на полезную модель № 202971 U1 Российская Федерация, МПК H01B 5/10. Сталеалюминиевый провод / С.В. Кулеш, А.А. Герасимова.: заявитель Публичное акционерное общество «Северсталь» – № 2020142464; заявл. 22.12.2020; опубл. 17.03.2021.

27. Лихачев, А.И. Влияние срока эксплуатации на микроструктурные и упруго-пластические свойства сталеалюминиевого провода AC120/19 воздушных линий электропередачи / А.И. Лихачев, М.В. Нарыкова, А.А. Левин [и др.] // *Глобальная энергия*. – 2023. – Т. 29. – № 1. – С. 139-156.

28. Koprowski, P. The effect of low content additives on strength, resistivity and microstructural changes in wire drawing of 1xxx series aluminium alloys for electrical purposes / P. Koprowski, M. Lech-Grega, t. Wodzinski [et al.] // *Materials Today Communications*. – 2020. – Vol. 24. – P. 101039.

29. Hou, J.P. Breaking the trade-off relation of strength and electrical conductivity in pure Al wire by controlling texture and grain boundary / J.P. Hou, R. Li, Q. Wang // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2018. – Vol. 769. – P. 96-109.

30. Ганиев, И.Н. Влияние лантана на анодное поведение алюминиевого проводникового сплава AlTi0.1, в среде электролита NaCl / И.Н. Ганиев, Ф.Ш. Зокиров, А.Д. Амиров // *Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Химическая технология и биотехнология*. – 2023. – № 3. – С. 66-79.

31. ГОСТ 4784-2019. Алюминий и сплавы алюминиевые и деформируемые. Марки. – М.: ФГУП «Стандартинформ», 2019. – 35 с.

32. Karabay, S. Influence of AlB₂ compound on elimination of incoherent precipitation in artificial aging of wires drawn from redraw rod extruded from billets cast of

alloy AA-6101 by vertical direct chill casting / S. Karabay // *Materials & Design*. – 2008. – Vol. 29. – № 7. – P. 1364-1375.

33. Karabay, S. Modification of AA-6201 alloy for manufacturing of high conductivity and extra high conductivity wires with property of high tensile stress after artificial aging heat treatment for all-aluminium alloy conductors / S. Karabay // *Materials & design*. – 2006. – Vol. 27. – № 10. – P. 821-832.

34. Flores, F.U. Development of high-strength and high-electrical-conductivity aluminum alloys for power transmission conductors / F.U. Flores, D.N. Seidman, D.C. Dunand, N.Q. Vo // *Light Metals 2018*. – Springer International Publishing. – 2018. – P. 247-251.

35. Smyrak, B. A study of the influence of strain hardening and precipitation hardening sequence on mechanical properties of AlMgSi conductor alloys / B. Smyrak, T. Knych, A. Mamala [et al.] // *ICAA13 Pittsburgh: Proceedings of the 13th International Conference on Aluminum Alloys*. – Springer International Publishing. – 2016. – P. 1791-1796.

36. Ji, X. Microstructures and properties of Al–Mg–Si alloy overhead conductor by horizontal continuous casting and continuous extrusion forming process / X. Ji, H. Zhang, S. Luo [et al.] // *Materials Science and Engineering: A*. – 2016. – Vol. 649. – P. 128-134.

37. Кузнецов, А.О. Влияние химического состава на структуру и свойства сплава системы Al–Mg–Si / Кузнецов А.О., Оглодков М.С., Климкина А.А. // *Труды ВИАМ*. – 2018. – № 7 (67). – С. 3-9.

38. Edwards, G.A. The precipitation sequence in Al–Mg–Si alloys / G.A. Edwards, K. Stiller, G.L. Dunlop, M.J. Couper // *Acta materialia*. – 1998. – Vol. 46. – № 11. – P. 3893-3904.

39. Buha, J. Secondary precipitation in an Al–Mg–Si–Cu alloy / J. Buha, R.N. Lumley, A.G. Crosky, K. Hono // *Acta Materialia*. – 2007. – Vol. 55. – № 9. – P. 3015-3024.

40. Andersen, S.J. The crystal structure of the β "phase in Al–Mg–Si alloys / S.J. Andersen, H.W. Zandbergen, J. Jansen [et al.] // *Acta Materialia*. – 1998. – Vol. 46. – № 9. – P. 3283-3298.

41. Xu, X. Effects of various Mg/Si ratios on microstructure and performance property of Al–Mg–Si alloy cables / X. Xu, Z. Yang, Y. Ye [et al.] // *Materials Characterization*. – 2016. – Vol. 119. – P. 114-119.

42. Yassar, R.S. The effect of predeformation on the β "and β' precipitates and the role of Q' phase in an Al–Mg–Si alloy; AA6022 / R.S. Yassar, D.P. Field, H. Weiland // *Scripta Materialia*. – 2005. – Vol. 53. – № 3. – P. 299-303.

43. Nemour, H. The effect of heavy cold plastic deformation on the non-isothermal kinetics and the precipitation sequence of metastable phases in an Al–Mg–Si alloy / H. Nemour, D. Mourad Ibrahim, A. Triki // *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*. – 2016. – Vol. 123. – P. 19-26.
44. Косолапов, Д.В. Исследование структуры и свойств дисперсноупрочненного МКМ на основе алюминиевого сплава системы Al-Mg-Si / Д.В. Косолапов, А.А. Шавнев, Е.И. Курбаткина [и др.] // *Труды ВИАМ*. – 2020. – № 1 (85). – С. 58-67.
45. Hou, J.P. Microstructure evolution and strengthening mechanisms of cold-drawn commercially pure aluminum wire / J.P. Hou, Q. Wang, H.J. Yang [et al.] // *Materials Science and Engineering: A*. – 2015. – Vol. 639. – P. 103-106.
46. Gupta, A.K. Precipitation hardening in Al–Mg–Si alloys with and without excess Si / A.K. Gupta, D.J. Lloyd, S.A. Court // *Materials Science and Engineering: A*. – 2001. – Vol. 316. – № 1-2. – P. 11-17.
47. Zhao, Q. Influences of Fe, Si and homogenization on electrical conductivity and mechanical properties of dilute Al–Mg–Si alloy / Q. Zhao, Z. Qian, X. Cui [et al.] // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2016. – Vol. 666. – P. 50-57.
48. Mulazimoglu, M.H. The effect of strontium on the Mg₂Si precipitation process in 6201 aluminum alloy / M.H. Mulazimoglu, A. Zaluska, F. Paray, J.E. Gruzleski // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 1997. – Vol. 28. – P. 1289-1295.
49. Yuan, W. Effect of Zr addition on properties of Al–Mg–Si aluminum alloy used for all aluminum alloy conductor / W. Yuan, Z. Liang // *Materials & Design*. – 2011. – Vol. 32. – № 8-9. – P. 4195-4200.
50. Cui, X. Study on the improvement of electrical conductivity and mechanical properties of low alloying electrical aluminum alloys / X. Cui, Y. Wu, G. Zhang [et al.] // *Composites Part B: Engineering*. – 2017. – Vol. 110. – P. 381-387.
51. Kalombo, R. B. Comparative fatigue resistance of overhead conductors made of aluminium and aluminium alloy: tests and analysis / R.B. Kalombo, J.M.G. Martínez, J.L.A. Ferreira [et al.] // *Procedia Engineering*. – 2015. – Vol. 133. – P. 223-232.
52. Cervantes, E. Influence of natural aging and cold deformation on the mechanical and electrical properties of 6201-T81 aluminum alloy wires / E. Cervantes, M. Guerrero, J.A. Ramos, S.A. Montes // *MRS Online Proceedings Library (OPL)*. – 2010. – Vol. 1275. – P. S3-09.

53. Sabirov, I. Bulk nanostructured materials with multifunctional properties / I. Sabirov, N.A. Enikeev, M.Y. Murashkin, R.Z. Valiev // Springer International Publishing. – 2015. – Vol. 10. – P. 978-983.
54. Паитова, О. В. Влияние интенсивной пластической деформации на структуру и свойства алюминиевого сплава системы Al-Cu-Mg / О.В. Паитова, Е.В. Бобрук, С.А. Шашерина, М.А. Скотникова // Известия высших учебных заведений. Приборостроение. – 2020. – Т. 63. – № 6. – С. 569-576.
55. Valiev, R.Z. A nanostructural design to produce high-strength Al alloys with enhanced electrical conductivity / R.Z. Valiev, M.Y. Murashkin, I. Sabirov // Scripta Materialia. – 2014. – Vol. 76. – P. 13-16.
56. Мавлютов, А.М. Влияние микроструктуры на физико-механические свойства алюминиевого сплава системы Al-Mg-Si, наноструктурированного интенсивной пластической деформацией / А.М. Мавлютов, И.А. Касаткин, М.Ю. Мурашкин [и др.] // Физика твердого тела. – 2015. – Т. 57. – № 10. – С. 1998-2004.
57. Бобрук, Е.В. Особенности структуры и механические свойства ультрамелкозернистых алюминиевых сплавов системы Al-Mg-Si, обработанных методами интенсивной пластической деформации: дис. кандидата наук / Е. В. Бобрук. – Уфа, 2011. – 146 с.
58. Murashkin, M. Enhanced mechanical properties and electrical conductivity in ultrafine-grained Al 6101 alloy processed via ECAP-conform / M. Murashkin, A. Medvedev, V. Kazykhanov [et al.] // Metals. – 2015. – Vol. 5. – № 4. – P. 2148-2164.
59. Totten, G.E. Handbook of Aluminum / G.E. Totten, D.S. MacKenzie // Physical Metallurgy and Processes. – CRC press, 2003. – Vol. 1. – 1296 p.
60. Бернгардт, В.А. Разработка режимов отжига катанки из сплавов системы Al-Zr для достижения заданного комплекса свойств / В.А. Бернгардт, Т.Н. Дроздова, Т.А. Орелкина [и др.] // Журнал Сибирского федерального университета. Техника и технологии. – 2014. – Т. 7. – № 5. – С. 587-595.
61. Орлова, Т.С. Особенности упрочнения структурированного интенсивной пластической деформацией сплава Al-Cu-Zr / Т.С. Орлова, Д.И. Садыков, М.Ю. Мурашкин [и др.] // Физика твердого тела. – 2021. – Т. 63. – № 10. – С. 1572-1584.
62. Матвеева, И.А. Исследование и разработка технологии производства алюминиевой катанки с добавкой циркония способом непрерывного литья и прокатки с

целью получения из нее термостойких проводов ЛЭП: дис. кандидата наук / И.А. Матвеева. – Москва, 2014. – 149 с.

63. Сидельников, С.Б. Сравнительная оценка прочностных характеристик деформированных полуфабрикатов из сплавов системы Al–Zr, полученных по разным схемам совмещенной обработки / С.Б. Сидельников, Н.Н. Загиров, Э.А. Рудницкий [и др.] // Цветные металлы. – 2013. – № 1. – С. 86-90.

64. Деев, В.Б. Модифицирование литейных алюминиевых сплавов системы Al–Mg–Si обработкой жидкой фазы наносекундными электромагнитными импульсами / В.Б. Деев, Э.Х. Ри, Е.С. Прусов [и др.] // Известия вузов. Цветная металлургия. – 2021. – № 4. – С. 32-41.

65. Беспалов, В.М. Исследование совмещенных процессов обработки сплавов системы Al-Zr для получения длинномерных деформированных полуфабрикатов электротехнического назначения: дис. кандидата наук / В.М. Беспалов. – Сибирский федеральный университет, 2014. – 180 с.

66. Рудницкий, Э.А. Исследование механических свойств деформированных полуфабрикатов из алюминиевых сплавов, полученных в условиях действующего производства / Э.А. Рудницкий, В.М. Беспалов, А.Л. Трифоненков // VII Всероссийская конференция «Молодежь и наука». – 2011. – С. 1-5.

67. Патент № 2696797 С2 Российская Федерация, МПК С22С 21/00. Алюминиево-циркониевый сплав / И. Морозова, А. А. Могучева, Д. В. Тагиров, Р. О. Кайбышев: заявитель федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования "Белгородский государственный национальный исследовательский университет" – № 2017134719; заявл. 04.10.2017; опубл. 06.08.2019.

68. Патент № 2441090 С2 Российская Федерация, МПК С22С 21/00. Проводниковый термостойкий сплав на основе алюминия / Н. А. Белов, А. Н. Алабин, А. Ю. Прохоров: заявитель Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего профессионального образования "Национальный исследовательский технологический университет "МИСиС", Открытое акционерное общество "Кирскабель" – № 2010107317/02; заявл. 01.03.2010; опубл. 27.01.2012.

69. Патент № 2667271 С1 Российская Федерация, МПК С22С 21/00. Термостойкий проводниковый ультрамелкозернистый алюминиевый сплав и способ его получения / М. Ю. Мурашкин, И. В. Смирнов, Р. З. Валиев: заявитель Федеральное

государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования "Санкт-Петербургский государственный университет" – № 2017140824; заявл. 23.11.2017; опубл. 18.09.2018.

70. Латынина, Т.А. Изучение функциональных свойств сплава Al-0,4Zr после интенсивной пластической деформации / Т.А. Латынина, А.М. Мавлютов, Т.С. Орлова [и др.] // Альманах научных работ молодых ученых Университета ИТМО. – 2017. – С. 143-147.

71. Патент № 2696794 С1 Российская Федерация, МПК С22F 1/04, С22С 21/00. Способ получения катанки из термостойкого алюминиевого сплава / А. А. Могучева, Ю. И. Борисова, А. А. Калининко [и др.]: заявитель федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования "Белгородский государственный национальный исследовательский университет" (НИУ "БелГУ") – № 2018140159; заявл. 14.11.2018; опубл. 06.08.2019.

72. Бернгардт, В.А. Исследование влияния циркония и РЗМ на структуру и свойства алюминиевой катанки / В.А. Бернгардт, О.В. Федорова // III международная научная школа для молодежи «Материаловедение и металлофизика легких сплавов». – 2014. – С. 6.

73. Патент № 2534170 С1 Российская Федерация, МПК С22С 21/12, С22F 1/057, С22С 1/02. Термостойкий сплав на основе алюминия и способ получения из него деформированных полуфабрикатов / Н. А. Белов, А. Н. Алабин: заявитель Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего профессионального образования "Национальный исследовательский технологический университет "МИСиС" – № 2013102128/02; заявл. 06.12.2012; опубл. 27.11.2014.

74. Патент № 2570684 С1 Российская Федерация, МПК С22С 21/00. Алюминиевый сплав / С. Б. Сидельников, Н. Н. Довженко, Е. С. Лопатина [и др.]: заявитель Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего профессионального образования "Сибирский федеральный университет" – № 2014127399/02; заявл. 04.07.2014; опубл. 10.12.2015.

75. Патент № 2636548 С1 Российская Федерация, МПК С22С 21/00. Термокоррозионностойкий алюминиевый сплав / В. К. Барсуков, Е. В. Барсуков, Д. А. Курашов, В. Г. Савченко: заявитель Общество с ограниченной ответственностью "СЕВАН", Общество с ограниченной ответственностью "Опытно-конструкторское

предприятие "ЭЛКА-Кабель" – № 2016120393; заявл. 25.05.2016; опубл. 23.11.2017.

76. Orlova, T.S. Influence of severe plastic deformation on microstructure, strength and electrical conductivity of aged Al–0.4 Zr (wt.%) alloy / T.S. Orlova, A.M. Mavlyutov, T.A. Latynina [et al.] // *Reviews on Advanced Materials Science*. – 2018. – Vol. 55. – № 1. – P. 92-101.

77. Мавлютов, А.М. Влияние интенсивной пластической деформации на микроструктуру и физико-механические свойства сплава Al-0,4Zr / А.М. Мавлютов, Т.А. Латынина, М.Ю. Мурашкин [и др.] // *Материаловедение*. – 2018. – № 3. – С. 7-14.

78. Прохоров, А. Ю. Исследование и разработка технологии плавки и литья термостойкого алюминиевого сплава с добавкой циркония с целью получения слитков для электротехнического применения: дис. кандидата наук / А.Ю. Прохоров. – М.: МИСиС, 2011. – 120 с.

79. Горбунов, Ю. А. Основные характеристики и перспективы развития сплавов алюминия с высокой дисперсностью фаз легирующих элементов / Ю.А. Горбунов // *Техника и технологии*. – 2014. – Т. 7(5). – С. 570-578.

80. Сидельников, С.Б. Исследование структуры металла и оценка свойств опытных образцов из сплава системы Al-PЗМ, полученных совмещенными методами литья и обработки давлением / С.Б. Сидельников, Н.Н. Довженко, Д.С. Ворошилов [и др.] // *Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. ГИ Носова*. – 2011. – №. 2. – С. 23-28.

81. Мотков, М.М. Разработка технологических режимов непрерывного прессования и волочения в электромагнитном кристаллизаторе заготовки из сплава 01417 для производства проволоки с заданными физико-механическими свойствами: дис. кандидата наук / М.М. Мотков. – Красноярск, 2021. – 126 с.

82. Sidelnikov, S.B. Development and research of technology for producing electrotechnical wire from alloys of the Al–REM system, obtained with the application of combined machining methods / S.B. Sidelnikov, D.S. Voroshilov, M.V. Pervukhin [et al.] // *Tsvetnye metally*. – 2019. – Vol. 9. – P. 63-68.

83. Горбунов, Ю.А. Роль и перспективы редкоземельных металлов в развитии физико-механических характеристик и областей применения деформируемых алюминиевых сплавов / Ю.А. Горбунов // *Журнал Сибирского федерального университета. Техника и технологии*. – 2015. – Т. 8. – № 5. – С. 636-645.

84. Медведев, А.Е. Особенности микроструктуры и свойств алюминиевого сплава 01417, подвергнутого интенсивной пластической деформации / А.Е. Медведев // XIII Международная научно-техническая Уральская школа-семинар молодых ученых—металловедов. II Международная научная школа для молодежи «Материаловедение и металлофизика легких сплавов». – 2012. – С. 3.

85. Первов, М.Л. Производство изделий из гранулируемых алюминиевых сплавов. Учебное пособие / М.Л. Первов, А.В. Васильева РГАТУ им. П. А. Соловьева. – Рыбинск, 2015. – 48 с.

86. Dobatkin, V.I. Bystrozakristallizovannye alyuminievye splavy (Rapidly Solidified Aluminum Alloys) / V.I. Dobatkin, V.I Elagin, V.M. Fedorov // VILS: Moscow, Russia. – 1995. – Р. 43-59.

87. Дорошенко, В.В. Оценка технологичности при литье новых сплавов на основе алюминиево-кальциевой эвтектики / В.В. Дорошенко, Н.А. Белов, Е.А. Наумова // Инновационные технологии в литейном производстве. – 2019. – С. 47-51.

88. Короткова, Н.О. Влияние режима термической обработки на структуру и свойства проводникового алюминиевого сплава Al-7%РЗМ, полученного литьем в электромагнитном кристаллизаторе / Н.О. Короткова, Н.А. Белов, В.Н. Тимофеев [и др.] // Физика металлов и материаловедение. – 2020. – Т. 121. – №. 2. – С. 200-206.

89. Патент № 2767091 С1 Российская Федерация, МПК С22С 1/02, С22С 21/00, В21С 37/04. Способ получения термостойкой проволоки из алюминиево-кальциевого сплава / Н. А. Белов, Н. О. Короткова, Т. К. Акопян [и др.]: заявитель Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования "Национальный исследовательский технологический университет "МИСиС" – № 2021122281; заявл. 27.07.2021; опубл. 16.03.2022.

90. Belov, N.A. Iron in Aluminium Alloys: Impurity and Alloying Element / N.A. Belov, A.A. Aksenov, Dmitry G. Eskin. – CRC Press, 2002. – 360 с.

91. Белов, Н.А. Оптимизации состава высокопрочных алюминиевых сплавов, содержащих более 0,5 масс.% Fe / Н.А. Белов, А. Н. Алабин // Новости материаловедения. Наука и техника. – 2014. – № 6. – С. 1-11.

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

93. Золоторевский, В.С. Металловедение литейных алюминиевых сплавов / В.С.

Золоторевский, Н.А. Белов. – М.: МИСиС, 2005. – 375 с.

94. Беляев, А.И. *Металловедение алюминия и его сплавов: справочник* / А. И. Беляев, О. В. Бочвар, Н. Н. Буйнов; ред. И. Н. Фридляндер. – 2-е изд., перераб. и доп. – Москва: Металлургия, 1983. – 280 с.

95. Matveeva, I. Development and research of new aluminium alloys with transition and rare-earth metals and equipment for production of wire for electrotechnical applications by methods of combined processing / I. Matveeva, N. Dovzhenko, S. Sidelnikov, [et al.] // *Light Metals 2012 - TMS 2013 Annual Meeting and Exhibition*, March 3, 2013. – P. 443-447.

96. Karnesky, R.A. Effects of substituting rare-earth elements for scandium in a precipitation-strengthened Al–0.08at. %Sc alloy / R.A. Karnesky, M.E. van Dalen, D.C. Dunand, D.N. Seidman // *Scripta Materialia*. – 2006. – Vol. 55. – P. 437- 440.

97. Шабашов, В.А. Мёссбауэровское исследование растворения алюминидов железа при сильной холодной деформации / В.А. Шабашов, И.Г. Бродова, А.Г. Мукошеев [и др.] // *Известия РАН, серия физическая*. – 2005. – Ч. 10. – С. 1459-1464.

98. Шабашов, В.А. Структурные превращения в системе Al-Fe при интенсивной пластической деформации / В.А. Шабашов, И.Г. Бродова, А.Г. Мукошеев [и др.] // *Физика металлов и металловедение*. – 2005. – Ч. 4. – С. 66-67.

99. Cantor, B. Precipitation of equilibrium phases in vapour-quenched Al-Ni. Al-Cu and Al-Fe alloys / B. Cantor, R.W. Cahn // *Journal of Materials Science*. – 1976. – Vol. 11. – P. 1066-1076.

100. Horikoshi, T. Development of aluminium alloy conductor with high electrical conductivity and controlled tensile strength and elongation / T. Horikoshi, H. Koruda, M. Shimizu, S. Aoyama // *Hitachi Cable Review*. – 2006. – Vol. 25. – P. 18-21.

101. Nayak, S.S. Nanocomposites and an extremely hard nanocrystalline intermetallic of Al-Fe alloys prepared by mechanical alloying / S.S. Nayak, M. Wollgarten, J. Banhart [et al.] // *Materials Science and Engineering A*. – 2010. – Vol. 527. – P. 2370-2378.

102. Sasaki, T.T. Microstructure and mechanical properties of bulk nanocrystalline AlFe alloy processed by mechanical alloying and spark plasma sintering / T.T. Sasaki, T. Ohkubo, K. Hono // *Acta Materialia*. – 2009. – Vol. 57. – P. 3529-3538.

103. Saller, B.D. A comparative analysis of solubility, segregation, and phase formation in atomized and cryomilled AlFe alloy powders / B.D. Saller, T. Hu, K. Ma [et al.] // *Journal of Materials Science*. – 2015. – Vol. 50. – P. 4683-4697.

104. Белов, Н.А. Фазовый состав промышленных и перспективных алюминиевых сплавов / Н. А. Белов. – М.: МИСиС, 2010. – 510 с.
105. Сидельников, С.Б. Сравнительный анализ свойств длинномерных деформированных полуфабрикатов из алюминиевых сплавов 8176 и 8030, полученных совмещенными способами обработки / С.Б. Сидельников, Н.Н. Довженко, Е.С. Лопатина // Производство проката. – 2017. – № 7. – С. 37-40.
106. Wang, X. Mechanistic understanding on the evolution of nanosized Al₃Fe phase in Al–Fe alloy during heat treatment and its effect on mechanical properties / X. Wang, R.G. Guan, Y. Wang [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2019. – Vol. 751. – P. 23-34.
107. Masuda, T. Continuous high-pressure torsion of pure Al and Al-2 wt% Fe alloy using multi-wires / T. Masuda, S. Hirose, Z. Horita // Journal of Materials Science. – 2021. – Vol. 56. – P. 8679-8688.
108. Duchaussoy, A. Structure and mechanical behavior of ultrafine-grained aluminum-iron alloy stabilized by nanoscaled intermetallic particles / A. Duchaussoy, X. Sauvage, K. Edalati [et al.] // Acta Materialia. – 2019. – Vol. 167. – P. 89-102.
109. Valiev, R.Z. Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement / R.Z. Valiev, T.G. Langdon // Progress in materials science. – 2006. – Vol. 51. – № 7. – P. 881-981.
110. Cubero-Sesin, J. M. Age hardening in ultrafine-grained Al-2 pct Fe alloy processed by high-pressure torsion / J.M. Cubero-Sesin, Z. Horita // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2015. – Vol. 46. – P. 2614-2624.
111. Медведев, А.Е. Монультрамелкозернистого алюминиевого сплава Al-2Fe, подвергнутого отжигу и деформации / А.Е. Медведев, М.Ю. Мурашкин, Н.А. Еникеев [и др.] // Materials Physics & Mechanics. – 2015. – Т. 24. – № 3. – С. 297-307.
112. Rakhmonov, J.U. Cavitation-resistant intergranular precipitates enhance creep performance of θ' -strengthened Al-Cu based alloys / J.U. Rakhmonov, S. Bah, A. Shyam, D.C. Dunand // Acta Mater. – 2022. – Vol. 228. – P. 117788.
113. Белов, Н.А. Влияние меди на формирование литой микроструктуры алюминиевых сплавов, содержащих 1% (мас.) Mn / Н.А. Белов, А.Н. Алабин, А.А. Яковлев // Цветные металлы. – 2014. – № 7. – С. 66-72.
114. Li, Z.Q. θ''' precipitate phase, GP zone clusters and their origin in Al-Cu alloys / Z.Q. Li, W.R. Ren, H.W. Chen, J.F. Nie // Journal of Alloys and Compounds. – 2023. – Vol.

930. – P. 167396.

115. Shuai, L.F. Characterization of Cu Distribution in an Al-0.3% Cu Alloy Cold Rolled to 98% / L.F. Shuai, T.L. Huang, G.L. Wu [et al.] // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – IOP Publishing. – 2017. – Vol. 219. – № 1. – P. 012038.

116. Ciemiorek, M. Forming Ability of Ultrafine-Grained Aluminum Plates Processed by Incremental Equal Channel Angular Pressing / M. Ciemiorek, P. Bartkowski, W. Chromiński [et al.] // Advanced Engineering Materials. – 2019. – Vol. 21. – № 10. – P. 1900473.

117. Vysotskii, I. et al. Deformation behavior of friction-stir welded Al-Mg-Mn alloy with ultrafine-grained structure / I. Vysotskii, S. Malopheyev, S. Mironov, R. Kaibyshev // Materials Characterization. – 2022. – Vol. 185. – P. 111758.

118. Sauvage, X. Grain boundaries in ultrafine grained materials processed by severe plastic deformation and related phenomena / X. Sauvage, G. Wilde, S.V. Divinski [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2012. – Vol. 540. – P. 1-12.

119. Fuyue, W. Microstructure and tensile properties of 5A90 Al-Mg-Li alloy containing minor Sc cast by low-frequency electromagnetic casting / W. Fuyue, R. Yi, W. Shuang [et al.] // Journal of Materials Research and Technology. – 2023. – Vol. 24. – P. 5782-5791.

120. Belov, N. Structure and properties of Ca and Zr containing heat resistant wire aluminum alloy manufactured by electromagnetic casting / N. Belov, T. Akopyan, N. Korotkova [et al.] // Metals. – 2021. – Vol. 11. – № 2. – P. 236.

121. Конкевич, В.Ю. Структурообразование при аддитивной наплавке WAAM и L-DED с использованием проволоки, полученной из слитков AlMg-сплавов с переходными металлами методом электромагнитной кристаллизации / В.Ю. Конкевич, В.Н. Тимофеев, Г.П. Усынина, В.В. Белоцерковец // Журнал Цветные металлы. Материаловедение. – 2023. – № 7 (967). – С. 47-55

122. Гецелев, З.Н. Непрерывное литье в электромагнитный кристаллизатор / З.Н. Гецелев, Г.А. Балахонцев, Ф.И. Квасов [и др.]. – М.: Metallurgy, 1983. – 152 с.

123. Базаров, А.А. Конструкция электромагнитного кристаллизатора алюминия периодического действия / А.А. Базаров, А.А. Навасардян, Н.В. Бондарева // Вестник Самарского государственного технического университета. – 2021. – Т. 29. – № 2. – С. 100-115.

124. Shuai, L. Segregation and precipitation stabilizing an ultrafine lamellar-structured

Al-0.3% Cu alloy / L. Shuai, T. Huang, T. Yu [et al.] // *Acta Materialia*. – 2021. – Vol. 206. – P. 116595.

125. Научно-производственный центр магнитной гидродинамики [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <https://npsmgd.com/>. Дата обращения: 22.01.2025 г.

126. Хэтч Д. Е. и др. Алюминий: свойства и физическое металловедение Справочник. – Металлургия, 1989.

127. Авдулов, А. А. Разработка технологии производства проволоки из специальных алюминиевых сплавов на основе способа литья в электромагнитный кристаллизатор и непрерывного прессования способом Конформ / А.А. Авдулов, Н.В. Сергеев, И.С. Гудков [и др.] // *Журнал Сибирского федерального университета. Техника и технологии*. – 2017. – Т. 10. – №. 1. – С. 85-94.

128. Якубович, Е.А. Влияние инструментальной оснастки на деформацию донной части плоского слитка при непрерывном литье в ЭМК / Е.А. Якубович // *Journal of advanced research*. – 2022– № 29. – С. 9-13.

129. Li, Y. A review of electromagnetic stirring on solidification characteristics of molten metal in continuous casting / Y. Li, Z. Wang, X. Zhou [et al.] // *Metallurgical Research & Technology*. – 2024. – Vol. 121. – № 3. – P. 312.

130. Valiev, R.Z. Bulk nanostructured materials: Fundamentals and applications / R.Z. Valiev, A. P. Zhilyaev, T. G. Langdon. – John Wiley & Sons, 2013. – 436 с.

131. Avtokratova, E. Extraordinary high-strain rate superplasticity of severely deformed Al–Mg–Sc–Zr alloy / E. Avtokratova, O. Sitdikov, M. Markushev, R. Mulyukov // *Materials Science and Engineering: A*. – 2012. – Vol. 538. – P. 386-390.

132. Автократова, Е.В. Сверхпластичность Al-Mg-Sc (Zr) сплавов, подвергнутых интенсивной пластической деформации / Е.В. Автократова, О.Ш. Ситдилов, М.В. Маркушев // *Физика и механика материалов*. – 2017. – Т. 33. – №. 1. – С. 19-28.

133. Komura, S. An evaluation of the flow behavior during high strain rate superplasticity in an Al-Mg-Sc alloy / S. Komura, Z. Horita, M. Furukawa [et al.] // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2001. – Vol. 32. – P. 707-716.

134. Liu, F.C. Achieving exceptionally high superplasticity at high strain rates in a micrograined Al–Mg–Sc alloy produced by friction stir processing / F.C. Liu, Z.Y. Ma // *Scripta Materialia*. – 2008. – Vol. 59. – № 8. – P. 882-885.

135. Valiev, R.Z. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation / R.Z.

Valiev, R.K. Islamgaliev, I.V. Alexandrov // Progress in Materials Science. –2000. – P. 103-189.

136. Zhilyaev, A.P. Using high-pressure torsion for metal processing: Fundamentals and applications / A.P. Zhilyaev, T.G. Langdon // Progress in Materials science. – 2008. – Vol. 53. – № 6. – P. 893-979.

137. Валиев, Р.З. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура, свойства / Р.З. Валиев, И.В. Александров – М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. – 398 с.

138. Ma, E. Eight routes to improve the tensile ductility of bulk nanostructured materials and alloys / E. Ma // Jom. – 2006. – Vol. 58. – P. 49-53.

139. Koch, C.C. Optimization of strength and ductility in nanocrystalline and ultrafine grained metals / C.C. Koch // Scripta Mater. – 2003. – Vol. 49. – P. 657-662.

140. Ivanisenko, Y. High pressure torsion extrusion as a new severe plastic deformation process / Y. Ivanisenko, R. Kulagin, V. Fedorov [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2016. – Vol. 664. – P. 247-256.

141. Gunderov, D.V. Evolution of microstructure, macrotexture and mechanical properties of commercially pure Ti during ECAP-conform processing and drawing / D.V. Gunderov, A.V. Polyakov, I.P. Semenova [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2013. – Vol. 562. – P. 128-136.

142. Xu, C. Principles of ECAP-Conform as a continuous process for achieving grain refinement: Application to an aluminum alloy / C. Xu, S. Schroeder, P.B. Berbon, T.G. Langdon // Acta Materialia. – 2010. – Vol. 58. – № 4. – P. 1379-1386.

143. Рааб, Г.И. Равноканальное угловое прессование по схеме «Конформ» длинномерных наноструктурных полуфабрикатов из титана / Г.И. Рааб, Р.З. Валиев // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка металлов давлением. – 2008. – №1. – С. 21.

144. Raab, G.J. Continuous processing of ultrafine grained Al by ECAP-Conform / G.J. Raab, R.Z. Valiev, T.C. Lowe, Y.T. Zhu // Materials Science and Engineering: A. – 2004. – Vol. 382. – № 1-2. – P. 30-34.

145. Беляев, С.В. Совмещенные и комбинированные технологии в литейном производстве / С.В. Беляев, В.Н. Баранов, Е.М. Лесив [и др.]. – Сибирский федеральный университет, Институт цветных металлов и материаловедения, 2022. – 140 с.

146. ГОСТ 11069-2001. Алюминий первичный. Марки. – М.: ИПК Издательство стандартов, 2001. – 8 с.
147. ГОСТ Р 53777-2010. Лигатуры алюминиевые. Технические условия. – М.: ФГУП «Стандартинформ», 2010. – 18 с.
148. Zhao, Y.H. Microstructures and mechanical properties of ultrafine grained 7075 Al alloy processed by ECAP and their evolutions during annealing / Y.H. Zhao, X.Z. Liao, Z. Jin [et al.] // *Acta Materialia*. – 2004. – Vol. 52. – № 15. – P. 4589-4599.
149. Брандон, Д. Микроструктура материалов. Методы исследования и контроля / Д. Брандон, У. Каплан. – Москва: Техносфера, 2004. – 377 с.
150. Перлин, И.Л. Теория волочения / И.Л. Перлин, М.З. Ерманок – М.: Металлургия, 1971. – 447 с.
151. Хейденрайх, Р. Основы просвечивающей электронной микроскопии / Пер. с англ. [и предисл.] В.М. Кардонского, А.Г. Хачатуряна. – Москва: Мир, 1966. – 471 с.
152. Seth, R.S. The effect of grammage on sheet properties / R.S. Seth, J.T. Jantunen, C.S. Moss // *Appita*. – 1989. – Vol. 42. – № 1. – P. 42-48.
153. Lutterotti, L. Combined texture and structure analysis of deformed limestone from time-of-flight neutron diffraction spectra / L. Lutterotti, S. Matthies, H.R. Wenk [et al.] // *J. Appl. Phys.* – 1997. – Vol. 81. – P. 594-600.
154. Smallman, R. Dislocation densities in some annealed and coldworked metals from measurements on the X-ray Debye-Scherrer spectrum / R. Smallman, G. Williamson // *Philos. Mag. A*. – 1956. – P. 34-46.
155. ГОСТ 1497-84 Металлы. Методы испытаний на растяжение. – М.: ФГУП «Стандартинформ», 2008. – 20 с.
156. ГОСТ 10446-80 Проволока. Метод испытания на растяжение. – М.: Издательство стандартов, 1987. – 5 с.
157. ГОСТ 27333-87 Контроль неразрушающий. Измерение удельной электрической проводимости цветных металлов вихретоковым методом. – М.: Издательство стандартов, 1987. – 6 с.
158. ГОСТ 7229-76 Кабели, провода и шнуры. Метод определения электрического сопротивления токопроводящих жил и проводников. – М.: ФГУП «Стандартинформ», 1976. – 6 с.
159. Белый, Д. И. Алюминиевые сплавы для токопроводящих жил кабельных

изделий / Д.И. Белый // Кабели и провода. – 2012. – №. 1. – С. 8-15.

160. ASTM B800-05 (2021). Standard Specification for 8000 Series Aluminum Alloy Wire for Electrical Purposes – Annealed and Intermediate Tempers, 2021. – 5 p.

161. Murashkin, M.Y. Potency of severe plastic deformation processes for optimizing combinations of strength and electrical conductivity of lightweight Al-based conductor alloys / M.Yu. Murashkin, N.A. Enikeev and X. Sauvage // Materials Transactions. – 2023. – Vol. 64. – №. 8. – P. 1833-1843.

162. Murashkin, M. Y. Effect of Mg content on mechanical properties and electrical conductivity of ultrafine-grained Al–Mg–Zr wires produced by ECAP-Conform and drawing / M.Y. Murashkin, D.I. Sadykov, A.M. Mavlyutov [et al.] // Journal of Materials Science. – 2024. – Vol. 59. – №. 14. – P. 5923-5943.

163. Сидельников, С.Б. Комбинированные и совмещенные методы обработки цветных металлов и сплавов: монография / С.Б. Сидельников, Н.Н. Довженко, Н.Н. Загиров. – М.: МАКС Пресс, 2005. – 344 с.

164. Арчакова, З.Н. Структура и свойства полуфабрикатов из алюминиевых сплавов / З.Н. Арчакова, Г.А. Балахонцев, И.Г. Басова. – Справочник. М.: «Металлургия», 1984. – 408 с.

165. Колпашников, А.И. Прокатка листов из легких сплавов / А.И. Колпашников. – М.: Metallurgy, 1979. – 264 с.

166. Medvedev, A. Influence of morphology of intermetallic particles on the microstructure and properties evolution in severely deformed Al-Fe alloys / A. Medvedev, M. Murashkin, N. Enikeev [et al.] // Metals. – 2021. – Vol. 11. – № 5. – P. 815.

167. Cubero-Sesin, J. M. Strengthening of Al through addition of Fe and by processing with high-pressure torsion / J. M. Cubero-Sesin, Z. Horita // Journal of Materials Science. – 2013. – Vol. 48. – №. 13. – P. 4713-4722.

168. Medvedev, A. E. Optimization of Strength-Electrical Conductivity Properties in Al–2Fe Alloy by Severe Plastic Deformation and Heat Treatment / A.E. Medvedev, M.Y. Murashkin, N.A. Enikeev [et al.] // Advanced Engineering Materials. – 2018. – Vol. 20. – №. 3. – P. 1700867.

169. Байкеева, О.О. Влияние содержания железа на прочность и электропроводность сплавов системы Al-Fe, подвергнутых ИПД / О.О. Байкеева, А.Е. Медведев, Е.Б. Медведев, М.Ю. Мурашкин // Вестник УГАТУ. – 2021. – Т. 25. – №. 2 (92).

– С. 3-9.

170. Байкеева, О.О. Влияние содержания железа на свойства сплавов Al-Fe, обработанных методом РКУП / О.О. Байкеева, А.Е. Медведев, Е.Б. Медведев // Актуальные проблемы недропользования: Тезисы докладов XIX Всероссийской конференции-конкурса студентов и аспирантов. Том 5. – Санкт-Петербург: Санкт-Петербургский горный университет. – 2021. – С. 108-111.

171. Medvedev, A.E. Influence of iron content on properties of Al-Fe system alloys after ECAP / A.E. Medvedev, O.O. Baykeeva, E.V. Medvedev, M.Yu. Murashkin // AIP Conference Proceedings – AIP Publishing, 2021. – Vol. 2402. – №. 1.

172. Stolyarov, V.V. Ultrafine-grained Al-5 wt.% Fe alloy processed by ECAP with backpressure / V.V. Stolyarov, R. Lapovok, I.G. Brodova, P.F. Thomson // Materials Science and Engineering: A. – 2003. – Vol. 357. – №. 1-2. – P. 159-167.

173. Jabłoński, M. Effect of iron addition to aluminium on the structure and properties of wires used for electrical purposes / M. Jabłoński, T. Knych, B. Smyrak // Materials Science Forum. – Trans Tech Publications Ltd. – 2011. – Vol. 690. – P. 459-462.

174. Sadykov, D.I. Influence of ultrafine-grained structure parameters on the annealing-induced hardening and deformation-induced softening effects in pure Al / D.I. Sadykov, A.E. Medvedev, M.Y. Murashkin [et al.] // International Journal of Lightweight Materials and Manufacture. – 2024. – Vol. 7. – №. 2. – P. 221-232.

175. Valiev, R.Z. Structure and properties of ultrafine-grained materials produced by severe plastic deformation / R.Z. Valiev, A. V. Korznikov, R. R. Mulyukov // Materials Science and Engineering: A. – 1993. – Vol. 168. – №. 2. – P. 141-148.

176. Valiev, R.Z. Nanostructuring of metals by severe plastic deformation for advanced properties / R.Z. Valiev // Nature materials. – 2004. – Vol. 3. – №. 8. – P. 511-516.

177. Medvedev, A. The effect of casting technique and severe straining on the microstructure, electrical conductivity, mechanical properties and thermal stability of the Al-1,7 wt.% Fe alloy / A. Medvedev, O. Zhukova, N. Enikeev [et al.] // Materials. – 2023. – Vol. 16. – №. 8. – P. 3067.

178. Cepeda-Jiménez, C.M. Influence of the supersaturated silicon solid solution concentration on the effectiveness of severe plastic deformation processing in Al-7 wt.% Si casting alloy / C.M. Cepeda-Jiménez, J.M. García-Infanta, A.P. Zhilyaev // Materials Science and Engineering: A. – 2011. – Vol. 528. – №. 27. – P. 7938-7947.

179. Валиев, Р.З. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией / Р.З. Валиев, И.В. Александров – М.: Логос, 2000. – 272 с.
180. Liao, W. Effect of cold rolling reduction rate on mechanical properties and electrical conductivity of Cu–Ni–Si alloy prepared by temperature controlled mold continuous casting / W. Liao, X. Liu, Y. Yang [et al.] // *Materials Science and Engineering: A*. – 2019. – Vol. 763. – P. 138068.
181. Andrews, P.V. The effect of grain boundaries on the electrical resistivity of polycrystalline copper and aluminium / P.V. Andrews, M.B. West, C.R. Robeson // *Phil. Mag.* – 1969. – Vol. 19 (161). – P. 887-898.
182. Huang, J. Microstructure and properties of a novel Cu–Ni–Co–Si–Mg alloy with super-high strength and conductivity / J. Huang, Z. Xiao, J. Dai [et al.] // *Materials Science and Engineering: A*. – 2019. – Vol. 744. – P. 754-763.
183. Wang, M. Processing of an as-cast Al-7.5 wt% Y eutectic alloy by rolling and annealing to improve the tradeoff between strength and electrical conductivity / M. Wang, J. Wu, S. Yang [et al.] // *Materials Science and Engineering: A*. – 2024. – Vol. 890. – P. 145950.
184. Wang, M. High strength high electrical conductivity ultrafine-grained Al–Y alloy processed via cold drawing / M. Wang, H. Lv, C. Zhang [et al.] // *Materials Science and Engineering: A*. – 2020. – Vol. 77. – P. 138824.
185. Chang, S.Y. Electrical resistivity of metal matrix composites / S.Y. Chang, C.F. Chen, S.J. Lin, T.Z. Kattamis // *Acta materialia*. – 2003. – Vol. 51. – № 20. – P. 6291-6302.
186. Weber, L. On the electrical conductivity of metal matrix composites containing high volume fractions of non-conducting inclusions / L. Weber, J. Dorn, A. Mortensen // *Acta Materialia*. – 2003. – Vol. 51. – № 11. – P. 3199-3211.
187. Jabłoński, M. New aluminium alloys for electrical wires of fine diameter for automotive industry / M. Jabłoński, T. Knych, B. Smyrak // *Archives of Metallurgy and Materials*. – 2009. – Vol. 54. – № 3. – P. 672-676.
188. Medvedev, A.E. Enhancement of mechanical and electrical properties of Al-RE alloy by optimizing rare-earth concentration and thermo-mechanical treatment / A.E. Medvedev, M.Y. Murashkin, N.A. Enikeev [et al.] // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2018. – P. 696-704.
189. Medvedev, A.E. Effect of the eutectic Al-(Ce,La) phase morphology on microstructure, mechanical properties, electrical conductivity and heat resistance of Al-4.5 (Ce,

La) alloy after SPD and subsequent annealing / A.E. Medvedev, M.Y. Murashkin, N.A. Enikeev // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2019. – P. 321-330.

190. Shuai, L. Uncovering the role of nanoscale Si particles on the thermal stability of a lamellar-nanostructured Al–1% Si alloy / L. Shuai, T. Huang, T. Yu [et al.] // *Materials Research Letters*. – 2024. – Vol. 12. – № 3. – P. 208-216.

191. Koju, R.K. Zener pinning of grain boundaries and structural stability of immiscible alloys / R.K. Koju, K.A. Darling, L.J. Kecskes, Y. Mishin // *Jom*. – 2016. – Vol. 68. – P. 1596-1604.

192. Amram, D. Interplay between thermodynamic and kinetic stabilization mechanisms in nanocrystalline Fe-Mg alloys / D. Amram, C.A. Schuh // *Acta Materialia*. – 2018. – Vol. 144. – P. 447-458.

193. Huang, K. Reference Module / K. Huang, R.E. Loge. Zener pinning // *Materials Science and Materials Engineering*. – 2016. – P. 1-8.

194. Дорофеев, Г.А. О термостабильности наноструктуры за счет микролегирования элементами внедрения: нанокристаллическая система Fe-Cr-N / Г. А. Дорофеев, А. Л. Ульянов, В. Е. Порсев // *Физика твердого тела*. – 2023. – Т. 65. – №. 11. – С. 1857-1863.

195. Humphreys, F. J. Developing stable fine-grain microstructures by large strain deformation / F.J. Humphreys, P.B. Prangnell, J.R. Bowen [et al.] // *Philosophical Transactions of the Royal Society of London. Series A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*. – 1999. – Vol. 357. – №. 1756. – P. 1663-1681.

196. ГОСТ Р 55416-2013/ISO/TS 80004-1:2010. Нанотехнологии. Часть 1. Основные термины и определения. – М.: ФГУП «Стандартинформ», 2014. – 11 с.

197. Medvedev, A.E. On the effect of ECAP and subsequent cold rolling on the microstructure and properties of electromagnetically cast Al–Fe alloys / A.E. Medvedev, O.O. Zhukova, V.U. Kazykhanov [et al.] // *International Journal of Lightweight Materials and Manufacture*. – 2022. – Vol. 5. – № 4. – P. 484-495.

198. Ke, B. Enhanced strength and electrical conductivities of an Al-Zn-Mg aluminum alloy through a new aging process / B. Ke, L. Ye, Y. Zhang [et al.] // *Materials Letters*. – 2021. – Vol. 304. – P. 130586.

199. Cai, S.L. Dual gradient microstructure to simultaneously improve strength and electrical conductivity of aluminum wire / S.L. Cai, J.C. Wan, Y.J. Hao, C.C. Koch // *Materials*

Science and Engineering: A. – 2020. – Vol. 783. – P. 139308.

200. Жукова, О.О. Влияние деформационно-термической обработки, включающей ИПД на микроструктуру и физико-механические свойства сплавов Al-Fe, полученных литьем в электромагнитный кристаллизатор / О.О. Жукова, А.Е. Медведев, В.У. Казыханов, [и др.] // Сборник тезисов девятой международной конференции «Кристаллофизика и деформационное поведение перспективных материалов». НИТУ «МИСиС». Москва. – 2021. – С. 70.

201. Медведев, А.Е. Влияние деформации и отжига на фазовый состав сплавов системы Al-Fe, полученных методом литья в электромагнитный кристаллизатор / А.Е. Медведев, О.О. Жукова, А.Ф. Шайхулова, [и др.] // Материалы всероссийской научной конференции с международным участием «IV Байкальский Материаловедческий Форум». Улан-Удэ, оз. Байкал. – 2022. – С. 538-539.

202. Stepanov, N.D. Microstructure and mechanical properties of copper after ECAP and cold rolling / N.D. Stepanov, A.V. Kuznetsov, G.A. Salishchev [et al.] // The third International Symposium BNM: book of abstracts. – 2011. – P. 235-236.

203. Kim, H.W. Elongation increase in ultra-fine grained Al-Fe-Si alloy sheets / H.W. Kim, S B. Kang, N. Tsuji, Y. Minamino // Acta Mater. – 2005. Vol. 53(6). P. 1737-1749.

204. Stepanov, N. D. Effect of cold rolling on microstructure and mechanical properties of copper subjected to ECAP with various numbers of passes / N.D. Stepanov, A.V. Kuznetsov, G.A. Salishchev [et al.] // Materials Science and Engineering: A. – 2012. – Vol. 554. – P. 105-115.

205. Медведев, А.Е. Механические свойства, электропроводность и термостабильность проволоки из сплавов системы Al-Fe, полученных литьем в электромагнитный кристаллизатор / А.Е. Медведев, О.О. Жукова, Д.Д. Федотова, М.Ю. Мурашкин // Frontier Materials & Technologies. – 2022. – № 3-1. – С. 96-105.

206. Медведев, А.Е. Влияние деформации и отжига на фазовый состав сплавов системы Al-Fe, полученных методом литья в электромагнитный кристаллизатор / А.Е. Медведев, О.О. Жукова, А.Ф. Шайхулова [и др.] // Материалы всероссийской научной конференции с международным участием «IV Байкальский Материаловедческий Форум». Улан-Удэ, оз. Байкал. – 2022. – С. 538-539.

207. Medvedev, A. Unique properties of the Al-0,5Fe-0,3Cu alloy, obtained by casting into an electromagnetic crystallizer, after equal-channel angular pressing and cold drawing / A.

Medvedev, O. Zhukova, V. Kazykhanov, [et al.] // Materials Physics and Mechanics. – 2024. – № 52(3). – P. 58–72.

208. Medvedev, A.E. The influence of Cu additions on the microstructure and properties of Al–Fe system alloys produced by casting into electromagnetic crystallizer / A.E. Medvedev, O.O. Zhukova, A.F. Shaikhulova, M.Yu. Murashkin // Frontier Materials & Technologies. – 2024. – № 2. – P. 77–85.

209. Medvedev, A. Influence of Cu alloying on the microstructure and properties of the Al-Fe alloy, produced by electromagnetic casting and subjected to equal-channel angular pressing / A. Medvedev, O. Zhukova, V. Kazykhanov, [et al.] // Physics of Metals and Metallography. – 2024. – P. 1-9.

210. Медведев, А.Е. Влияние Cu на микроструктуру и свойства сплавов системы Al-Fe, полученных методом литья в электромагнитный кристаллизатор / А.Е. Медведев, О.О. Жукова, А.Ф. Шайхулова, М.Ю. Мурашкин // Сборник материалов XI Международной школы «Физическое материаловедение». Тольятти. Изд-во ТГУ. – 2023. – С. 231.

211. Medvedev, A.E. Effect of Small Copper Additions to the Al-Fe Wires, Produced by Electromagnetic Casting / A.E. Medvedev, O.O. Zhukova, A.F. Shaikhulova, [et al.] // AIP Conference Proceedings. – 2024. – Vol. 3102. – № 1. – P. 020019.

212. Медведев, А.Е. Влияние деформационной обработки на микроструктуру и свойства сплава Al-0,5Fe-0,3Cu, полученного литьем в электромагнитный кристаллизатор / А.Е. Медведев, О.О. Жукова, М.Ю. Мурашкин // Сборник тезисов LXVII Международной конференции «Актуальные проблемы прочности». Екатеринбург. – 2024. – С. 341.

213. Medvedev, A. Unique properties of the Al-0,5Fe-0,3Cu alloy, obtained by casting into an electromagnetic crystallizer, after equal-channel angular pressing and cold drawing / A. Medvedev, O. Zhukova, V. Kazykhanov, [et al.] // Materials Physics and Mechanics. – 2024. – № 52(3). – P. 58–72.

214. Asgharzadeh, H. Microstructural features, texture and strengthening mechanisms of nanostructured AA6063 alloy processed by powder metallurgy / H. Asgharzadeh, A. Simchi, H.S. Kim // Materials Science and Engineering: A. – 2011. – Vol. 528. – № 12. – P. 3981-3989.

215. Topping, T.D. Influence of process parameters on the mechanical behavior of an ultrafine-grained Al alloy / T.D. Topping, B. Ahn, Y. Li [et al.] // Metallurgical and Materials

Transactions A. – 2012. – Vol. 43. – P. 505-519.

216. Petch, N J. The cleavage strength of polycrystals / N J. Petch. // I. Iron Steel Inst. – 1953. – Vol. 174. – P. 25-28.

217. Shanmugasundaram, T. On the Hall–Petch relationship in a nanostructured Al–Cu alloy / T. Shanmugasundaram, M. Heilmaier, B.S. Murty, V.S. Sarma // Materials Science and Engineering: A. – 2010. – Vol. 527. – №. 29-30. – P. 7821-7825.

218. Brown, L.M. Strengthening Methods in Crystals / L.M. Brown, R.K. Ham, A. Kelly, R.B. Nicholson // Applied Science. – 1971. – P. 9.

219. Hansen, N. Microstructure and flow stress of polycrystals and single crystals / N. Hansen, X. Huang // Acta Mater. – 1998. – Vol. 46. – P. 1827-1836.

220. Smallman, R.E. Stacking faults in face-centred cubic metals and alloys / R.E. Smallman, K.H. Westmacott // Phil. Mag. – 1957. – Vol. 2. – P. 669-683.

221. Rossiter, P.L. The Electrical Resistivity of Metals and Alloys / P.L. Rossiter. – Cambridge University Press, Cambridge, 2003. – 452 p.

222. ASM Handbook Volume 2: Properties and Selection Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials. – ASM International, 1990. – 3470 p.

223. Miyajima, Y. Change in electrical resistivity of commercial purity aluminium severely plastic deformed / Y. Miyajima, S.Y. Komatsu, M. Mitsuhashi [et al.] // Philosophical Magazine. – 2010. – Vol. 90. – №. 34. – P. 4475-4488.

224. Karolik, A. S. Calculation of electrical resistivity produced by dislocations and grain boundaries in metals / A.S. Karolik, A.A. Luhvich // Journal of Physics: Condensed Matter. – 1994. – Vol. 6. – №. 4. – P. 873.

225. Медведев, А.Е. Получение термостойкой проволоки из сплавов системы Al–Fe с использованием двухэтапной деформационной обработки / А.Е. Медведев, О.О. Жукова, М.Ю. Мурашкин // Международная конференция «UUST Nanomaterials Days». Уфа. – 2024. – С. 40-41.

226. Патент № 2815427 С1 Российская Федерация, МПК В22D 21/04, С22F 1/04, Н01В 1/02. Способ получения проводника из сплава системы Al–Fe / М.Ю. Мурашкин, А.Е. Медведев, О.О. Жукова, И.В. Смирнов: заявитель Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования "Санкт-Петербургский государственный университет – № 2022132494; заявл. 12.12.2022; опубл. 14.03.2024.

Приложение 1. Акт использования результатов



Общество с ограниченной ответственностью
«Научно-производственный центр магнитной гидродинамики»
ОГРН 1022402126636, ИНН 2463000026, КПП 246301001
Телефон: +7 (391) 218 14 08, эл. почта: chiefofficer@nppcmgd.com

Юридический, фактический
и почтовый адрес:

660074, Красноярский край, г. Красноярск,
ул. Академика Киренского, 9 А, пом. 225,
ООО «НПЦ Магнитной гидродинамики»

В ФГБОУ ВО Уфимский университет
науки и технологий



УТВЕРЖДАЮ

Директор

ООО «НПЦ Магнитной гидродинамики»

Тимофеев В. Н.

«21» ноября 2024 г.

АКТ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ РЕЗУЛЬТАТОВ

диссертационной работы Жуковой Ольги Олеговны
на соискание ученой степени кандидата технических наук

Настоящий акт составлен комиссией в составе:

- Хоменков Петр Алексеевич, технический директор;
- Хацаюк Максим Юрьевич, директор по науке;
- Мотков Михаил Михайлович, начальник отдела технологий и новых продуктов ЭМК.

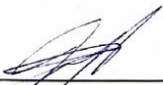


Комиссия рассмотрела результаты, полученные Жуковой О.О. в рамках диссертационной работы по теме «Механические свойства, электропроводность и термостойкость наноструктурированных сплавов системы Al-Fe для использования в электротехнике» и опробованные в производственных условиях компании ООО «Научно-производственный центр магнитной гидродинамики» в рамках научно-технического взаимодействия, и констатирует следующее:

1. «НПЦ Магнитной гидродинамики» производит продукцию электротехнического назначения из алюминиевых сплавов, используя метод непрерывного литья в электромагнитный кристаллизатор (технология ElmaCast) и последующую деформационную обработку.
2. Комплексное опробование полученных результатов диссертационной работы Жуковой О.О. «Механические свойства, электропроводность и термостойкость наноструктурированных сплавов системы Al-Fe для использования в электротехнике» показало, что они актуальны и представляют большой практический интерес для создания новых, простых в производстве, высокопрочных и термостойких проводниковых материалов, перспективных для использования в электротехнике в качестве альтернативы коммерческим

термически упрочняемым сплавам системы Al-Mg-Si, а также термостойким сплавам систем Al-Zr и Al-PЗМ.

3. Технологические рекомендации, разработанные в рамках диссертационной работы в отношении содержания железа, методов литья и деформационных режимов получения наноструктурированных сплавов Al-Fe для применения в электротехнике, используются в производственном процессе «НПЦ Магнитной гидродинамики»

Члены комиссии:

	Хоменков П.А.
	Хацаюк М.Ю.
	Мотков М.М.