

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ
ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ АВТОНОМНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ
УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
«НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ
УНИВЕРСИТЕТ «МИСИС»

На правах рукописи

Черкасов Станислав Олегович

Обоснование состава и режима деформационно-термической обработки
наноструктурных проводниковых сплавов системы Al-Cu-Mn-(Zr), полученных
методом литья в электромагнитный кристаллизатор

2.6.1. – Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель
Профессор, доктор технических наук
Белов Н. А.

Москва - 2024

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	6
ГЛАВА 1. ОБЗОР ЛИТЕРАТУРЫ	12
1.1 Современные тенденции повышения термостойкости проводниковых алюминиевых сплавов.....	12
1.1.1 Сплавы Al-Zr	13
1.1.2 Сплавы Al-PЗМ	17
1.1.3 Сплавы Al-Fe	20
1.2 Термостойкие деформируемые сплавы Al-Cu-Mn-Zr, не требующие гомогенизации и закалки	21
1.3 Метод литья в электромагнитный кристаллизатор как способ повышения физико- механических свойств деформируемых алюминиевых сплавов.....	25
1.4 Метод кручения под высоким давлением как способ повышения физико- механический свойств деформируемых алюминиевых сплавов	31
1.5 Постановка задачи исследования	36
ГЛАВА 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ	39
2.1 Объекты исследования и их обработка	39
2.1.1 Получение сплавов в лабораторных условиях	40
2.1.2 Получение сплавов методом литья в электромагнитный кристаллизатор	40
2.1.3 Деформационно-термическая обработка	40
2.2 Методы исследований и испытаний	45
2.2.1 Методы исследований структуры и фазового состава.....	45
2.2.2 Методы определения физико-механических свойств	46
ГЛАВА 3. ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Cu-Mn-Zr	47
3.1 Расчет фазового состава сплавов системы Al-Cu-Mn-(Zr)	47
3.2 Структура в литом состоянии.....	56

3.2.1 Модельные сплавы системы Al-Cu-Mn-(Zr)	56
3.2.2 Экспериментальный сплав Al-2%Mn-2%Cu (масс. %)	62
3.3 Структура после ДТО.....	63
3.3.1 Модельные сплавы системы Al-Cu-Mn-(Zr)	63
3.3.2 Экспериментальный сплав Al-2%Mn-2%Cu (масс. %)	70
3.4 Влияние химического состава и режима ДТО на физико-механические свойства	71
3.4.1 Модельные сплавы системы Al-Cu-Mn-(Zr)	71
3.4.2 Экспериментальный сплав Al-2%Mn-2%Cu (масс. %)	74
3.4.3 Расчетная модель зависимости УЭП от температуры отжига	76
ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 3.....	79
ГЛАВА 4. ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Al-3Mn-4Cu (масс. %), ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ЛИТЬЯ В ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫЙ КРИСТАЛЛИЗАТОР	81
4.1 Обоснование состава и режима ДТО	82
4.2 Структура и свойства литой заготовки и холоднокатанных полос	83
4.3 Свойства образцов проволоки, полученной волочением и холодной прокаткой	91
ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 4.....	94
ГЛАВА 5. ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Cu-Mn-(Zr), ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЛИТЬЯ В ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫЙ КРИСТАЛЛИЗАТОР.....	95
5.1 Сплав Al-2.5Mn-3.3Cu-0.5Zr	95
5.2 Сплав Al-3Mn-4Cu	98
ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 5.....	108
ЗАКЛЮЧЕНИЕ И ОБЩИЕ ВЫВОДЫ ПО РАБОТЕ	109

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ	111
ПРИЛОЖЕНИЕ А.....	122
ПРИЛОЖЕНИЕ Б	123
ПРИЛОЖЕНИЕ В.....	124
ПРИЛОЖЕНИЕ Г	125
ПРИЛОЖЕНИЕ Д.....	126
ПРИЛОЖЕНИЕ Е.....	133

СПИСОК УСЛОВНЫХ ОБОЗНАЧЕНИЙ

АЛТЭК – деформируемые сплавы на базе системы Al–Cu–Mn, состав и технология получения которых направлены на формирование их структуре максимального количества вторичных выделений (дисперсоидов) фазы $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$

ЭМК – электромагнитный кристаллизатор

IACS - электропроводность согласно международному стандарту

УЭП – удельная электрическая проводимость

УЭС – удельное электрическое сопротивление

Hv – твердость по Виккерсу

$\sigma_{\text{в}}$ - временное сопротивление

$\sigma_{0.2}$ - условный предел текучести

δ - относительное удлинение после разрыва

ДТО – деформационно-термическая обработка

ХП/CR – холодная прокатка

ГП/HR – горячая прокатка

РСП – радиально-сдвиговая прокатка

ТО – термическая обработка

ИПД – интенсивная пластическая деформация

КВД – кручение под высоким давлением

ПЭМ – просвечивающая электронная микроскопия

СЭМ – сканирующая электронная микроскопия

РСА – рентгеноструктурный анализ

АЗТ – атомно-зондовая томография

Al20 – Фаза $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$

Al2 – Фаза Al_2Cu

Al6 – Фаза Al_6Mn

ВВЕДЕНИЕ

Проводниковым алюминиевым сплавам часто отдается предпочтение за их уникальное сочетание свойств высокой электропроводности, малого веса и превосходной коррозионной стойкости. Эти сплавы широко используются в различных отраслях промышленности, в том числе аэрокосмической промышленности и автомобилестроении. Однако использование этих сплавов при высоких температурах ограничено их плохой термостойкостью.

Замена медных сплавов алюминиевыми сплавами является новой тенденцией в различных отраслях промышленности из-за преимуществ, которые алюминиевые сплавы предлагают по сравнению с медными сплавами.

Одним из основных преимуществ алюминиевых сплавов перед медными является их меньший вес. Алюминиевые сплавы примерно на треть легче медных сплавов, что делает их более подходящими для использования в отраслях, где снижение веса имеет решающее значение.

Еще одним преимуществом алюминиевых сплавов перед медными является их лучшая коррозионная стойкость. Алюминиевые сплавы имеют на поверхности естественный оксидный слой, защищающий их от коррозии, тогда как медные сплавы более подвержены коррозии. Это делает алюминиевые сплавы более подходящими для использования в агрессивных средах.

Кроме того, алюминиевые сплавы дешевле, чем медные, что делает их более рентабельными для использования в различных областях.

Одной из основных проблем при использовании алюминиевых проводниковых сплавов в качестве замены медным сплавам является их более низкая прочность по сравнению с медными сплавами. Алюминиевые сплавы имеют более низкую прочность на растяжение, предел текучести и относительное удлинение при разрыве. Это означает, что алюминиевые сплавы более склонны к разрушению при механическом воздействии и требуют более толстых поперечных сечений для достижения той же прочности, что и медные сплавы.

Таким образом, поддержание приемлемого уровня электропроводности при улучшении прочностных характеристик является весьма актуальной задачей при разработке современных электропроводных алюминиевых сплавов.

К моменту постановки цели настоящей работы в научной литературе отсутствовала информация о влиянии ДТО на микроструктуру алюминиевых системы Al-Cu-Mn-Zr, полученными методом ЭМК, которые наряду со сплавами 6XXX серии, Al-Zr и др. могут найти применение в качестве проводниковых материалов в аэрокосмической отрасли, автомобилестроении и т.д. Известно, что интерметаллидные соединения при достижении определённой дисперсности и однородности распределения в матричном материале не только не оказывают достаточно сильного эффекта на электропроводность, но и могут способствовать его упрочнению и повышению термической стабильности. Однако, как и в случае со сплавами 6XXX серии и алюминиевыми сплавами с добавками Zr, проводники из данных материалов, полученные традиционными методами обработки, не обладают высокой прочностью.

Целью работы являлось обоснование состава и режима деформационно-термической обработки (ДТО) наноструктурных проводниковых сплавов системы Al-Cu-Mn-(Zr), полученных методом литья в электромагнитный кристаллизатор (ЭМК) и обладающих повышенной прочностью и термостойкостью.

Задачи, поставленные для достижения цели:

1. Изучить влияние химического состава сплавов системы Al-Cu-Mn-Zr, получаемых традиционными методами литья, и режимов ДТО на структуру, фазовый состав и комплекс физико-механических свойств.
2. Обосновать структуру и фазовый состав проводниковых сплавов системы Al-Cu-Mn-Zr, получаемых традиционными методами литья, для обеспечения наилучшего комплекса механических свойств, термостойкости и электропроводности.
3. С использованием расчетных и экспериментальных методов обосновать состав сплавов системы Al-Cu-Mn-(Zr) применительно к методу ЭМК.
4. Изучить влияние режимов ДТО на структуру, фазовый состав и комплекс физико-механических свойств сплавов системы Al-Cu-Mn-(Zr) применительно к методу ЭМК.
5. Оценить возможность получения проволоки в промышленных условиях из экспериментальных сплавов системы Al-Cu-Mn-(Zr) применительно к методу ЭМК.

6. Изучить влияние режимов ДТО на структуру, фазовый состав и механические свойств заготовок сплавов системы Al-Cu-Mn-(Zr), полученных методом ЭМК с последующей обработкой кручением под высоким давлением (КВД).

Научная новизна

1. С использованием расчетных и экспериментальных методов обоснован состав сплава Al-2%Mn-2%Cu (масс. %) применительно к промышленным условиям литья среднеразмерных слитков. Установлено, что наличие в структуре модельного сплава дисперсоидов $Al_{20}Cu_2Mn_3$ в количестве около 7 об. % и размером менее 100 нм позволяет сохранить в отожженном состоянии (400 °C, 3 ч) нерекристаллизованную структуру, несмотря на значительную степень деформации при холодной прокатке (95 %).
2. Показано, что при скорости охлаждения в процессе кристаллизации, характерной для метода литья в ЭМК (более 1000 К/с), концентрация Mn в алюминиевом твердом растворе может быть повышена до 3 масс. %, что позволяет получить в конечной структуре проволоки наноразмерные дисперсоиды фазы $Al_{20}Cu_2Mn_3$ в количестве более 10 об. %.
3. Обоснован состав сплава Al-3Mn-4Cu (масс. %) и режимы ДТО применительно к получению длинномерных заготовок диаметром 8-10 мм методом литья в ЭМК, позволяющие реализовать высокий комплекс прочности, удельной электропроводности (УЭП) и термостойкости (до 400 °C)
4. Предложены модели зависимостей удельного электросопротивления (УЭС) от температуры отжига для сплавов системы Al-Cu-Mn-Zr, согласно которым наиболее сильное влияние на УЭС оказывает концентрация Mn в (Al). Расчетные и экспериментальные значения хорошо согласуются при температурах отжига выше 350 °C.
5. Показано, что использование обработки КВД к сплавам Al-Cu-Mn-(Zr), полученным методом ЭМК, позволяет существенно повысить прочностные свойства (до 700 МПа), что обусловлено формированием зеренно-субзеренной наноструктуры с высокой плотностью дислокаций.

6. Прочность и термическая стабильность деформированных полуфабрикатов во многом зависят от промежуточной обработки перед КВД. Наилучший комплекс механических свойств достигается при низкотемпературном отжиге (до 350 °С) или его отсутствии, тогда как промежуточный отжиг при 450 °С делает обработку КВД неэффективной.

Практическая значимость

1. Обоснованы режимы ДТО сплавов Al-Cu-Mn-(Zr), предназначенных для традиционной технологии литья, позволяющие изготавливать деформированные полуфабрикаты прессованием, прокаткой и волочением. Проволока диаметром 0,5 мм (обжатие более 99%) демонстрирует следующий комплекс физико-механических свойств после 3-х часового нагрева при 350 °С: σ_b – 290 МПа, $\sigma_{0,2}$ – 260 МПа, δ – 6%, УЭП – 43 IACS.
2. Предложен состав и способ получения термостойкой высокопрочной проволоки из алюминиевого сплава, содержащего 3 марганца и 4 масс. % меди, получаемого методом ЭМК и демонстрирующего следующий комплекс физико-механических свойств после 3-х часового нагрева при 375°С: σ_b - 350 МПа, УЭП- 48 IACS.
3. Предложен способ получения деформированных полуфабрикатов из сплава Al-3Mn-4Cu (масс. %) , полученного методом ЭМК и включающий обработку КВД, позволяющий достигнуть следующего комплекса механических свойств после нагрева при 250°С: σ_b - 550 МПа, $\sigma_{0,2}$ - 450 МПа, δ - 10% (патент РФ 2819677, публ. 22.05.2024, бюл. 15)

Положения, выносимые на защиту:

1. Характер равновесной и неравновесной кристаллизации в сплавах системы Al-Cu-Mn-(Zr), фазовый состав сплавов и морфология образующихся соединений.
2. Эволюция структуры в сплавах системы Al-Cu-Mn-(Zr) в ходе ДТО, включая КВД.
3. Характер распределения элементов между структурными составляющими сплавов системы Al-Cu-Mn-(Zr) и их влияния на уровень физико-механических свойств.

4. Обоснование выбора состава сплавов системы Al-Cu-Mn-(Zr), получаемых методом ЭМК с предельным содержанием марганца (до 3.5 масс. %), обеспечивающего максимальный уровень прочности при сохранении приемлемого уровня электропроводности после полного цикла ДТО.

Апробация работы

Основные материалы работы изложены и обсуждены на следующих конференциях: на научного-техническом семинаре Бернштейновские чтения по термомеханической обработке металлических материалов, Москва, 2022г.; III международной школе-конференции молодых ученых, Белгород, 2021г.; IV международной школе-конференции молодых ученых, Белгород, 2021г.; VI международной научно-практической конференции, Магнитогорск, 2022г.; научно-практической конференции по изучению производительных сил Кузбасса, Кузбасс, 2023г.; II коммуникационной сессии ВУЗов-партнеров Газпромнефть НТЦ, Новосибирск, 2022г.; LXVII Международной конференции «Актуальные проблемы прочности, Екатеринбург, 2024.

Публикации

По теме диссертационной работы опубликовано 11 научных статей в рецензируемых журналах из перечня Scopus, 2 патента, 6 статей в сборниках трудов конференций.

Достоверность научных результатов

Использование нескольких физических методов анализа микроструктуры, наряду с сильной корреляцией между экспериментальными данными по изменению физико-механических свойств материалов и их теоретическими оценками, подчеркивает достоверность результатов, представленных в исследовании. Достоверность результатов дополнительно подтверждается их публикацией в рецензируемых научных журналах, включенных в такие базы данных, как Scopus и WoS, а также их представлением на соответствующих конференциях.

Личный вклад автора

Личный вклад соискателя включает непосредственное участие в обсуждении исследовательских идей и гипотез, проведение обширного обзора литературы и анализа для постановки цели исследования, выполнение экспериментов, используемых для сбора данных. Анализ и интерпретирование результатов

проводились совместно с научным руководителем и соавторами научных статей, опубликованных в рецензируемых журналах.

Структура и объем диссертации

Диссертация состоит из введения, шести глав, общих выводов, а также списка литературы из 134 источников. Работа изложена на 137 страницах, содержит 60 рисунков и 25 таблиц.

Благодарности

Автор выражает особую благодарность научному руководителю, проф., д.т.н. Белову Николаю Александровичу, за постоянную поддержку и обсуждение результатов. Автор признателен соавторам публикаций, а также членам научной школы «Легкие сплавы» (Т.К. Акопяну, Н.В. Летягину, В.В. Дорошенко, Н.А. Наумовой, П.К. Шуркину, И.С. Соловьеву, Н.О. Коротковой) за многолетнюю поддержку, ценные рекомендации, участие в анализе результатов. Также автор признателен коллективу кафедры обработки металлов давлением (А.С. Алещенко, С.П. Галкину, Ю.В. Гамину, А.Н. Кошмину), а также коллегам из «НПЦ Магнитной гидродинамики» (директору В.Н. Тимофееву, М.М. Моткову).

Автор выражает отдельную благодарность своей Семье и своим Учителям за многолетнюю поддержку.

ГЛАВА 1. ОБЗОР ЛИТЕРАТУРЫ

1.1 Современные тенденции повышения термостойкости проводниковых алюминиевых сплавов

Несмотря на то, что термическая стабильность является одним из ключевых факторов при выборе того или иного материала для конкретного применения, на данный момент не существует универсального определения или критерия, по которому можно однозначно отнести тот или иной конструкционный материал к материалам, обладающим термостойкостью [1,2]. Существует спецификация, выпущенная Международной Электротехнической Комиссией (МЭК) (International Electrotechnical Commission (IEC)) IEC 62641:2022, определение термостойкости в которой дается как способность выдерживать требуемую высокую температуру (таблица 1.1) на протяжении не менее 400 часов, с сохранением более 90% изначальной прочности при комнатной температуре [3]. Классификацию по данной спецификации можно применять только ограниченно ввиду того, что она предназначена для обозначения типа проволоки из алюминий-циркониевых сплавов.

Таблица 1.1 Параметры испытаний и требуемый уровень свойств проволоки из термостойкого алюминиевого сплава [3].

Параметр	Тип проволоки			
	AT1	AT2	AT3	AT4
Температура нагрева в течение 1 часа	230		280	400
Допустимое отклонение температуры	+5 -3			+10 -6
Температура нагрева в течение 400 часов	180		240	310
Допустимое отклонение температуры	+10 -6			
УЭС при 20, нОм * м, не более	28,735	31,347	28,735	29,725
Проводимость, в соответствии с IACS, % [2]	60,0	55,0	60,0	58,0
Минимальное временное сопротивление разрыву ¹ , МПа	159-169	225-248	159-176	159-169
Минимальное удлинение ¹ , %	1,5-2,0			

¹ для номинальных диаметров в диапазоне от 2,6 до 4,5 мм

Термическая стабильность сплава характеризуется изменениями микроструктуры сплава, вызванными диффузией легирующих элементов во время нагрева, что ведет к изменению компонентов микроструктуры, а именно размеру зерна, фазового состава, морфологии фаз, насыщенности твердого раствора [4,5]. Для оценки влияния этих изменений на термическую стабильность необходимо рассматривать механизмы их упрочнения [6].

Хотя на практике в сплавах в той или иной степени действуют все механизмы упрочнения, достоверно известно, что наиболее негативное влияние на УЭП оказывает упрочнение твердого раствора атомами примесных элементов, растворенными в алюминиевой матрице [7–9].

Таким образом, для разработки проводниковых алюминиевых сплавов целесообразно использовать такие механизмы упрочнения, как деформационное, дисперсионное и зернограничное (Холла-Петча) упрочнение.

1.1.1 Сплавы Al-Zr

Al-Zr сплавы привлекли повышенное внимание как потенциальные материалы для высокотемпературных применений из-за их улучшенной термической стабильности и электропроводности по сравнению с традиционными алюминиевыми сплавами [10–13]. Sumitomo Electric Industries, Ltd., Nexans, Southwire Company, General Cable – это лишь некоторые из многих компаний, которые используют сплавы Al-Zr для производства кабелей, предназначенных для различных отраслей промышленности [14,15]. Использование сплавов Al-Zr в качестве проводниковых материалов в последние годы становится все более распространенным, что свидетельствует о растущем интересе международного сообщества к изучению этих материалов и их востребованностью среди потребителей в различных областях промышленности [16–21].

Цирконий в алюминиевых сплавах является модификатором, присутствие которого может уменьшить размер зерна [22,23]. Добавление циркония в алюминиевые сплавы может приводить к образованию различных фаз в процессах затвердевания и кристаллизации. Типы образующихся фаз и их распределение зависят от скорости охлаждения, состава и предшествующей термической обработке сплавов.

В работе [24] было показано, что в микролегированных проводниковых сплавах системы Al-Zr целесообразно использовать стратегию наноструктурирования, позволяющую повысить их прочность и электропроводность путем формирования сверхтонких зерен с когерентными частицами фазы L_{12} (Al_3Zr), диспергированными внутри них. Предложенный способ обработки, включающий искусственное старение перед холодным волочением, оказался эффективным для достижения желаемой наноструктуры и улучшения свойств проводников. Формирование когерентных частиц фазы L_{12} (Al_3Zr) увеличивает числовую плотность внутрезеренных частиц и снижает концентрацию Zr в алюминиевом твердом растворе (Al), что положительно влияет на электропроводность.

В работе [23] было показано, что в алюминиевых сплавах, содержащих до 0,6 масс. % Zr электросопротивление в основном зависит от концентрации Zr в твердом растворе алюминия, которая достигает минимума после 3-часовой выдержки при 450 °С. Также было показано, что твердость сплава в первую очередь определяется количеством наночастиц фазы L_{12} (Al_3Zr), сохраняющих деформационное упрочнение. Увеличение количества данных частиц также приводит к повышению температуры рекристаллизации (рисунок 1.1).

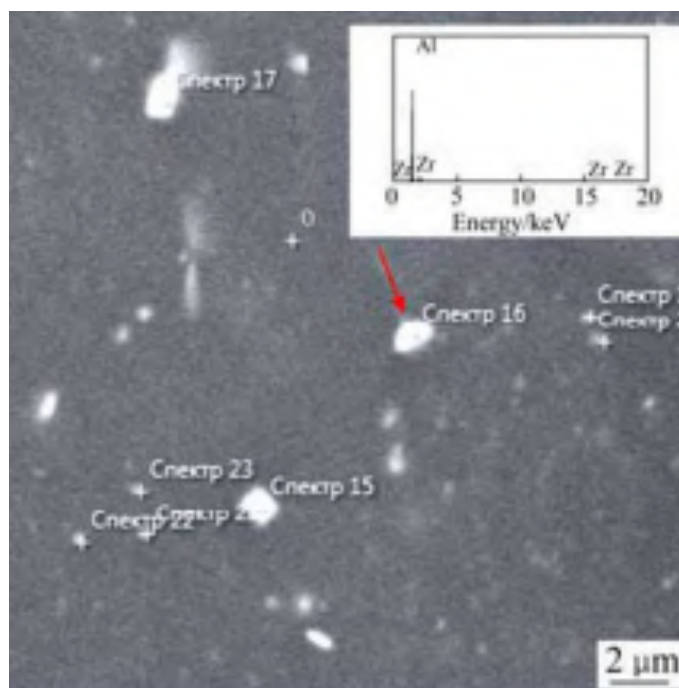


Рисунок 1.1 – Частицы фазы L_{12} (Al_3Zr) в сплаве Al–0.5%Zr после отжига при температуре 650 °С [23]

В работе [25] исследовано влияние добавок Cu и Zr и температуры отжига на электропроводность и твердость сплава Al-1,5 масс. % Mn в виде литых слитков и холоднокатаных листов. Добавление Zr в сплав Al-1,5 масс. % Mn приводит к образованию наночастиц фазы Al_3Zr (L12) при отжиге, что способствует повышению твердости и электропроводности сплава. Присутствие дисперсоидов Al_3Zr в структуре сплава повышает его предельную прочность на растяжение (UTS) и обеспечивает улучшенное сочетание электропроводности, прочности и термостойкости.

Еще большую эффективность добавки циркония приобретают при совместном легировании алюминиевых сплавов с другими элементами. В работе [26] исследовано влияние Yb и Si на дисперсионное твердение и рекристаллизацию сплавов Al-Zr. Результаты показывают, что Yb и Si могут играть роль в сплаве Al-Zr одновременно, однако Yb более эффективно, чем Si, ускоряет кинетику выделения. Отмечено, что выделения Al_3Yb не являются термически стабильными при температуре выше 300 °C, как выделения в сплавах с добавками Zr. Хотя количество выделений в сплаве Al-Yb сравнимо со сплавом Al-Yb-Zr и больше, чем в сплаве Al-Si-Zr, температура его рекристаллизации ниже, чем у сплава Al-Yb-Zr и сплава Al-Si-Zr. Очевидно, это может быть связано с укрупнением Al_3Yb при температуре выше 300 °C.

В работе [27] рассмотрена возможность повышения прочности и электропроводности сплава Al-Sc-Zr с помощью термической обработки и холодного волочения. Показано, что при ступенчатом старении можно добиться большего выделения легирующих элементов в сплаве Al-0,06Sc-0,23Zr. Наилучшие комбинированные свойства предела прочности при растяжении 194 МПа и электропроводности 61% IACS в основном объясняются подходящим взаимодействием между холодной деформацией, поведением при осаждении, рекристаллизацией и восстановлением дефектов в ходе всего цикла ДТО.

В работе [28] было исследовано влияние редкоземельного элемента Y на микроструктуру и механические свойства сплава Al-Zr, полученного методом динамического ECAE. Редкоземельный элемент Y значительно улучшил электрические и механические свойства жаропрочного сплава Al-0,3%Zr. В этом исследовании предел прочности при растяжении и относительное удлинение сплава

Al-0,3%Zr-0,2%Y после обработки старением при 220 °C в течение 14 часов составили около 278,49 МПа и 6,7% соответственно, а электропроводность составила около 59.6 IACS.

Совместное введение Zr и такого РЗМ элемента, как Er, рассматривалось применительно к Al-Mg сплавам в работе [29]. Результаты показывают, что поведение сплава Al-Mg-Er-Zr в отношении рекристаллизации и роста зерен может быть эффективно подавлено микролегированием Er и Zr. По сравнению со сплавами Al-Mg и Al-Mg-Zr, температура начала рекристаллизации, и конечная температура сплава Al-Mg-Er-Zr увеличиваются до 225 °C и 450 °C соответственно, а предел текучести и предел прочности увеличиваются более чем на 30 МПа.

В работе [11], основываясь на предыдущих исследованиях того, что эрбий и цирконий могут улучшить жаростойкость алюминиевого сплава, были разработаны жаропрочные сплавы Al-Er-xZr в соответствии с требованиями к характеристикам сплавов АТЗ [3]. Результаты показывают, что сплавы Al-Er-xZr обладают хорошей электропроводностью и жаростойкостью, а температура для сохранения 90% остаточной прочности на растяжение состаренных сплавов составляет 300 °C. Проводимость сплава Al-0,04Er-0,05Zr после термической обработки составляет более 60% IACS и может поддерживать этот уровень в течение длительного времени при температуре 210 °C, что соответствует требованиям к характеристикам сплава АТЗ.

В работе [30] исследовалось влияние добавок циркония и скандия на свойства алюминиевого сплава. Эти элементы способствуют образованию наночастиц $L1_2$ (Al_3Zr , Al_3Sc и $Al_3(Zr, Sc)$ (рисунок 1.2)), что обеспечивает как необходимое упрочнение, так и термическую стабильность. Было показано, что в закаленном состоянии добавки Zr и Sc значительно увеличивают электросопротивление, которое можно уменьшить путем применения отжига. Параметры отжига необходимо выбирать исходя из предельной концентрации Zr и Sc в твердом растворе алюминия и скорости разложения последнего. Проводимость сплава Al-0.24%Zr-0.1%Sc после долгой выдержки при температуре 300 °C составила $28.3 \cdot 10^{-9} \text{ m.m}$, предел текучести 165 МПа, а предел прочности 186 МПа.

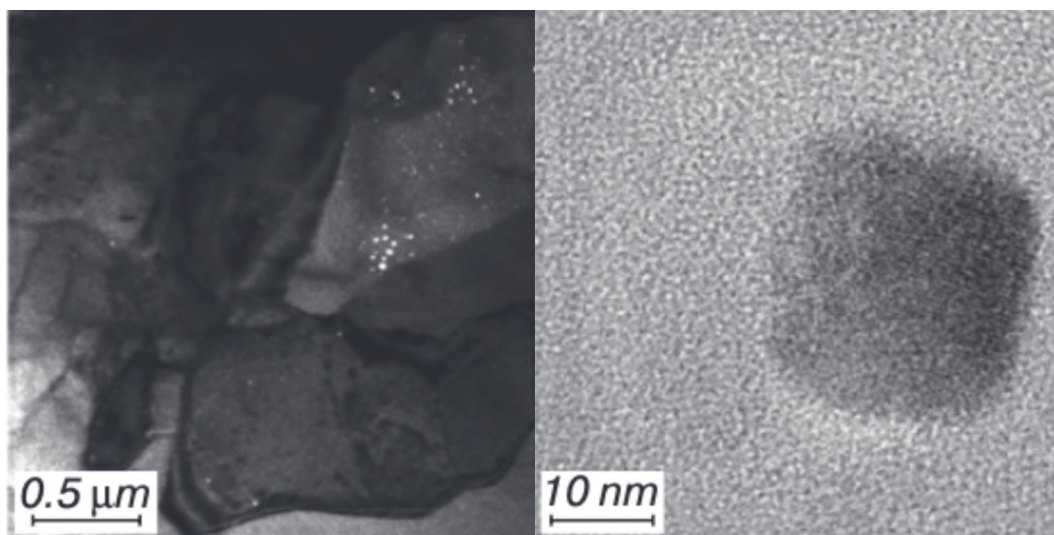


Рисунок 1.2 – Наночастицы $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ в сплаве $\text{Al-0.24\%Zr-0.1\%Sc}$ после отжига $300\text{ }^\circ\text{C}$ продолжительностью 500 часов, ТЕМ

Таким образом, можно с уверенностью сказать, что добавление циркония в алюминиевые сплавы позволяет значительно улучшить их характеристики. Как показано выше, сплавы Al-Zr , являются объектами исследований во многих публикациях и уже нашли широкое коммерческое применение, поэтому дальнейшие работы, направленные на улучшение функциональных свойств этих сплавов, представляются весьма актуальными.

1.1.2 Сплавы Al-PЗМ

Разработка электропроводящих сплавов Al-PЗМ (редкоземельный металл) является постоянной темой исследований в течение многих лет из-за уникального сочетания свойств, которые они предлагают [31–37]. Однако высокая стоимость редкоземельных металлов значительно снижает целесообразность применения сплавов на их основе во многих областях промышленности. Основными областями применения данных сплавов являются авиа- и аэрокосмическая техника. Целью включения редкоземельных элементов в алюминиевые сплавы является улучшение функциональных свойств алюминия, таких как электропроводность, прочность, термическая стабильность, а также низкий удельный вес. Таким образом, высокая стоимость редкоземельных элементов отходит на второй план.

Низкая растворимость редкоземельных металлов (РЗМ) в алюминиевых сплавах является благоприятной характеристикой с точки зрения улучшения электропроводности и прочности сплавов (рисунок 1.3). Ограниченная растворимость РЗМ в твердом растворе алюминия позволяет образовывать

дисперсные интерметаллидные фазы, богатые РЗМ, наличие которых в алюминиевом сплаве, в сравнении с пересыщенным твердым раствором, гораздо меньше влияет на общее электросопротивление материала.

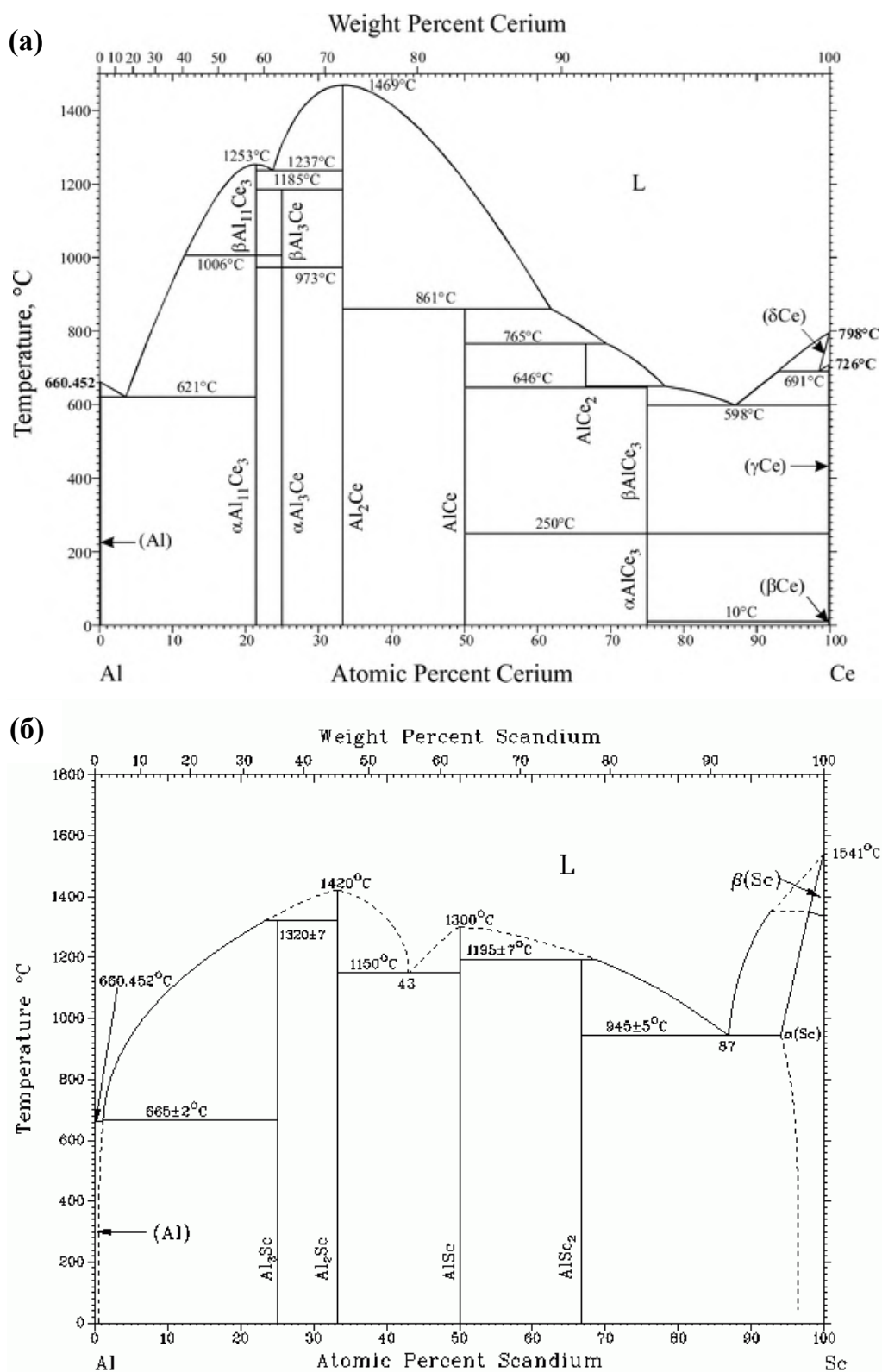


Рисунок 1.3 – Диаграммы состояния систем Al-Ce (a) и Al-Sc (б)

Использование мишметалла в производстве сплавов Al-REM часто мотивируется соображениями стоимости. Мишметалл представляет собой смесь редкоземельных элементов, и его использование в алюминиевых сплавах может снизить стоимость конечного продукта по сравнению с использованием чистых редкоземельных элементов. Кроме того, мишметалл предлагает удобный способ введения нескольких редкоземельных элементов в алюминиевый сплав. Использование мишметалла, смеси нескольких РЗМ, целесообразнее при производстве алюминиевых сплавов, чем использование отдельных лигатур типа Al-Ce, Al-La, Al-Nd и других, так как РЗМ показывают примерно одинаковое поведение при массовых концентрациях менее чем 10% в сплавах.

В работе [38] исследовано влияние добавления Ce на электропроводность сплавов Al и показано, что добавление Ce усиливает образование бинарных, тройных или четверных соединений Ce, Si, Fe и Al и соответственно снижает содержание Fe и Si в растворе Al.

В работе [39] исследовано влияние редкоземельного элемента Ce на механические характеристики и электропроводность алюминиевого стержня электротехнического назначения в условиях промышленного производства, и результаты показали, что добавки церия повышают прочность на растяжение и снижают негативное воздействие примесей кремния, что потенциально позволяет умеренно снизить пределы содержания кремния без ущерба для проводимости.

В работе [40] исследованы микроструктурные особенности сплава Al-Y, полученного с помощью многопроходных процессов холодного волочения и отжига, с целью балансировки прочностно-электропроводных характеристик. Высокая прочность сплава достигается за счет измельчения зерен, высокой плотности дислокаций, интерметаллических фаз β -Al₃Y, дефектов укладки и текстуры волокон, вызванной вытяжкой холодным волочением. Мелкие зерна сохраняются в отожженном состоянии благодаря присутствию интерметаллических фаз β -Al₃Y на границах зерен, которые стимулируют нуклеацию и предотвращают рост зерен. Сплав Al-Re показал превосходную термостойкость по сравнению с коммерческими проволоками Al-Zr.

В работе [41] исследованы термическая стабильность, механические свойства и электросопротивление субмикрокристаллических сплавов Al-0,5%Mg с

различным содержанием скандия. Показано, что сплавы обладают высокой термической стабильностью, рекристаллизация начинается при 375 °С, а также обладают хорошей пластичностью, прочностью, твердостью и электропроводностью при комнатной и повышенной температурах.

1.1.3 Сплавы Al-Fe

Добавление железа (Fe) к алюминиевым (Al) сплавам повышает их термическую стабильность и проводимость [42]. Сплавы Al-Fe, содержащие до 1,7 масс. % Fe, обладают термической стабильностью, сопоставимой с проводящими сплавами Al-Zr и Al-PЗМ. Сплавы данной системы находят широкое применение в качестве материалов для изготовления проводов, применяемых в различных областях.

Последнее время сплавы данной системы становятся объектами исследований благодаря заинтересованности промышленности в применении экономнолегированных систем, в том числе использованию в их производстве вторичного сырья [43–48]. Так в работе [49] были исследованы сплавы из алюминия и чугуна или нержавеющей стали, имитирующие алюминиевые отходы с высоким содержанием железа, и результаты показали, что эти сплавы обладают превосходной термической стабильностью.

В работе [50] исследуются изменения микроструктуры и свойств сплава Al-Fe, полученного различными методами литья с последующей интенсивной пластической деформацией и прокаткой. Сравниваются литой сплав, полученный обычным литьем в графитовую форму и непрерывным литьем в ЭМК, а также эффекты равноканального углового прессования и холодной прокатки. Исследование показало, что сочетание двухэтапной обработки приводит к достижению высоких показателей прочности на растяжение и электропроводности обоих сплавов. Кроме того, дальнейшая холодная прокатка приводит к уменьшению размера зерен и измельчению частиц, что позволяет сохранять высокую прочность после отжига. Авторы предполагают, что эти сплавы Al-Fe могут использоваться в качестве проводниковых материалов в зависимости от соображений стоимости и эффективности в промышленном производстве.

В работе [51] исследуются микроструктура и физико-механические свойства сплавов Al-0.5Fe и Al-1.7Fe, полученных методом непрерывного литья в ЭМК.

Проволока из сплавов Al-Fe с концентрацией железа до 1,7 масс. % продемонстрировала термическую стабильность, сопоставимую с термостабильными проводящими сплавами Al-Zr и Al-PЗМ: предел прочности при растяжении составил 204 МПа и 295 МПа для сплавов Al-0,5Fe и Al-1,7Fe соответственно. Уровни электропроводности проводов составили 58,4% IACS для Al-0,5Fe и 52,0% IACS для сплавов Al-1,7 Fe.

В работе [52] исследуются структура и фазовый состав сплавов Al-Fe, полученных методом сверхбыстрой кристаллизации, изучение поверхности методами микроскопии и анализ фазового состава при отжиге с помощью рентгеновской дифракции и других измерений показали, что сплавы имеют микрокристаллическую структуру с неоднородным содержанием железа, а разложение пересыщенного твердого раствора алюминия (Al) приводит к осаждению метастабильных и стабильных фаз при разных температурах отжига.

1.2 Термостойкие деформируемые сплавы Al-Cu-Mn-Zr, не требующие гомогенизации и закалки

Существенным недостатком деформируемых алюминиевых сплавов является их низкая термостойкость [53–56]. Сплавы системы Al-Cu-Mn, к которым относятся достаточно коммерчески успешные сплавы Д20 и 1201, принято относить к среднепрочным, поскольку их максимальные эксплуатационные температуры не превышают 300 °С (таблица 1.2, 1.3) [57,58].

Таблица 1.2 Механические свойства марочных сплавов системы Al-Cu-Mn при комнатной температуре

Сплав	D, кг/м ³	E, ГПа	Полуфабрикат	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ , %
Д20-T1	2840	70	Листы	372	274	8
			Прессованные профили	353	235	8
1201-T1	2850	69,6	Листы	402	314	6
			Прессованные профили	392	294	6

Так листы сплава 1201 в состоянии T1 теряют до 30% изначальной прочности при нагреве только до 200 °С, а листы сплава 1201 в том же состоянии до 35% (таблица 1.3).

Таблица 1.3 Механические свойства листов из марочных сплавов системы Al-Cu-Mn при повышенных температурах

Сплав	Предел прочности	Значение предела прочности, МПа, при температуре, °С					
		20	100	150	200	250	300
Д20-T1	σ_B	392	353	314	255	176	117
	$\sigma_{0,2}$	294	265	245	176	117	98
1201-T1	σ_B	420	-	340	290	220	-
	$\sigma_{0,2}$	330	-	275	220	170	-

Значительно повысить рабочую температуры позволяет дополнительное легирование данных сплавов переходными металлами с использованием технологии RS/PM (rapid solidification/powder metallurgy), однако это существенно ограничит применение данных сплавов из-за высокой энерго- и ресурсозатратности данной технологии.

В работах [59,60] в качестве альтернативы марочным сплавам группы Al-Cu-Mn и сплаву марки 01417, получаемого по технологии RS/PM, была предложена принципиально новая группа термостойких алюминиевых сплавов, в состав которых в качестве основных легирующих элементов входят медь, марганец и цирконий.

Известно, что даже при небольшом содержании переходных металлов существует вероятность образования первичных интерметаллических фаз в алюминии, что в большинстве случаев считается нежелательным [45,61,62]. Так в марочных сплавах системы Al-Cu-Mn (таких как 1201, Д19 и Д20) с укрупнением первичных кристаллов фазы Al_2Cu механические свойства существенно падают, тогда как образование вторичных выделений фаз $Al_{20}Cu_2Mn_3$ и Al_3Zr способствует повышению термостойкости. Основываясь на этом факте, в работах [59,60] была предложена концепция новых алюминиевых сплавов на основе системы Al-Cu-Mn-Zr (далее АЛТЭК), в соответствии с которой необходимо максимизировать количество вторичных включений фаз $Al_{20}Cu_2Mn_3$ и Al_3Zr и минимизировать первичные интерметаллические включения фазы Al_2Cu .

Количественный анализ с использованием программного обеспечения Thermo-Calc (базы TTA15) марочного сплава 1201 в сравнении с предложенным алюминиевым сплавом АЛТЭК (Al-2%Cu-1,8%Mn-0,4%Zr) в работе [63] определил концентрацию и температурные диапазоны для формирования максимального содержания вторичных включений фазы $Al_{20}Cu_2Mn_3$ и минимального содержания

первичных кристаллов фазы Al_2Cu , что должно обеспечивать наилучшую термостойкость. Кроме того, анализ кривых неравновесной кристаллизации показал, что сплав АЛТЭК в отличие от марочного сплава 1201 не требует операций гомогенизации и закалки ввиду того, что неравновесная кристаллизация характеризуется неполным или даже полностью отсутствующим превращением некоторых фаз (рисунок 1.4), обусловленным затруднением диффузии марганца в алюминии. При данной концентрации легирующих элементов основная их часть должна содержаться в алюминиевом твердом растворе (Al) [64].

Таблица 1.4 Фазовый состав сплава АЛТЭК и марочного сплава 1201 [63]

Сплав	Т, °С	Объемная доля фазы, %			
		(Al)	$\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$	Al_2Cu	Al_3Zr
АЛТЭК	350	92,64	9,03	0	0,42
	450	93,31	6,41	0	0,28
1201	350	91,91	1,49	6,49	0,12
	540	97,83	0,81	1,36	0

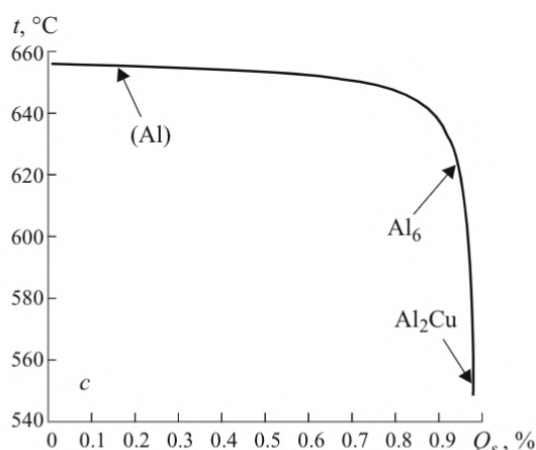


Рисунок 1.4 – Зависимость количества твердой фазы от температуры в процессе неравновесной кристаллизации сплава АЛТЭК [63]

Дальнейшие исследования в области повышения термостойкости сплавов АЛТЭК были направлены на изучение влияния скандия. Так в работе [65] на примере заготовки, подвергнутой деформационно-термической обработке (ДТО), было показано, что сплавы с концентрацией легирующих элементов в диапазоне 1-2% Cu, 1-2% Mn, 0.2% Zr и 0.1% Sc (масс. %) превосходят марочный сплав 1201 по прочностным характеристикам. В частности, холоднокатанный лист сплава АЛТЭК+Sc (Al–1.5%Cu–1.5%Mn–0.2%Zr–0.1%Sc) после нагрева до 300 °С обладает

прочностью 280 МПа, тогда как марочный 1201 только 170 МПа. Это обусловлено высокой долей вторичных дисперсоидов $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ и $\text{Al}_3(\text{Zr}, \text{Sc})$, которые кроме повышения термостойкости позволяют обеспечить высокую прочность листов без применения гомогенизации, закалки и старения (рисунок 1.5).

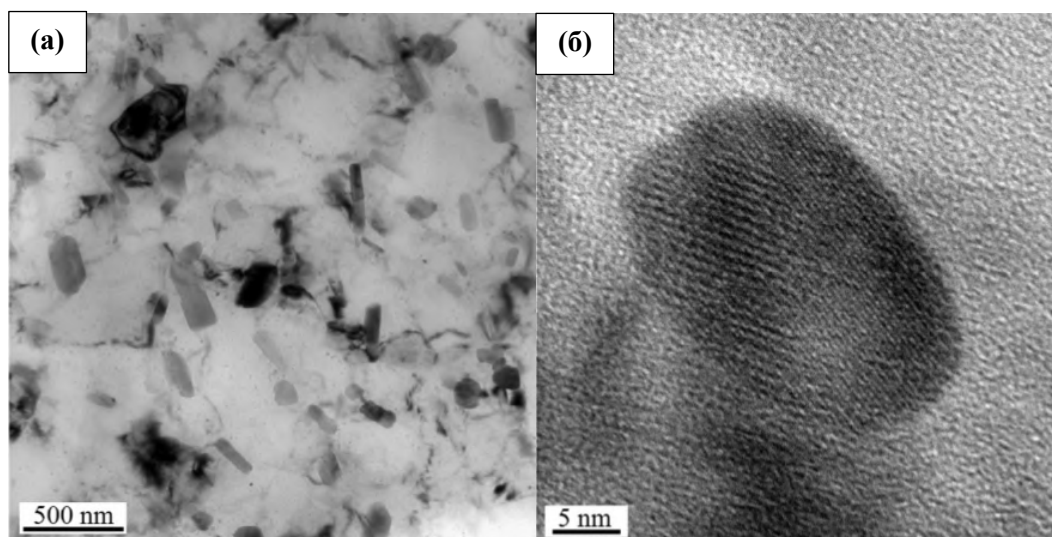


Рисунок 1.5 – Структура холоднокатанных листов сплава АЛТЭК+Sc после отжига при 300 °С, 3 часа: (а) светлое поле, дисперсоиды $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$; (б) HR TEM изображение, крупные частицы фазы L_{12} [65]

Также на холоднокатанных образцах сплава АЛТЭК+Sc и 1201 было показано, что при нагреве до 400 °С в течение 3 часов в первом случае нерекристаллизованная волокнистая структура сохраняется, тогда как во втором сохраняется рекристаллизованная структура, сформировавшаяся при нагреве под закалку при 540 °С. Это обусловлено меньшей долей дисперсоидов $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ и $\text{Al}_3(\text{Zr})$ в фазовом составе марочного сплава (рисунок 1.6) [65].

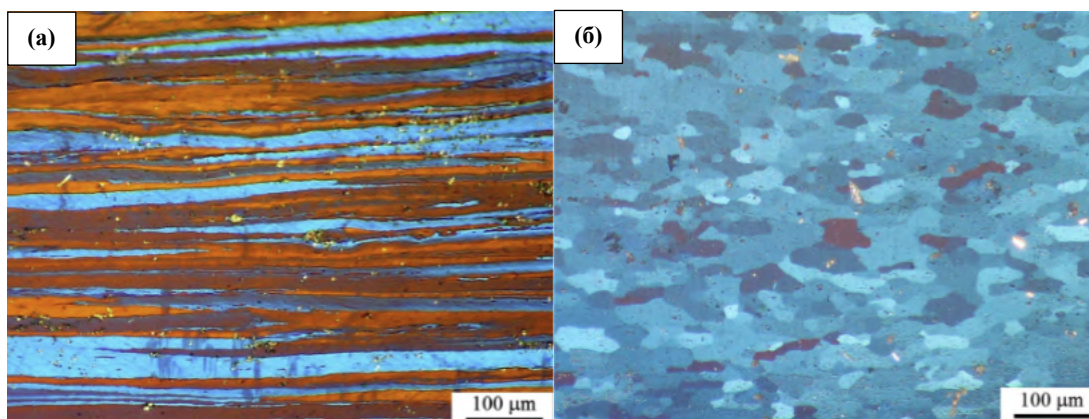


Рисунок 1.6 – Зеренная структура листов сплава АЛТЭК+Sc (а) и 1201 (б) после отжига при 400 °С, 3 часа [65]

В работе [66] была исследована структура сплава Al-1.5%Cu-1.5%Mn-0.35%Zr-(Fe,Si) от модельного слитка до проволоки. В исследовании была продемонстрирована возможность получения проволоки из данного сплава, обладающей высокими прочностными свойствами без операций гомогенизации и закалки за счет благоприятной морфологии фаз, минимального количества эвтектических включений фаз Al_2Cu и $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$, распада твердого раствора (Al) после отжига. Испытания на одноосное растяжение показали, что проволока диаметром 0,5 и 1 мм имеют предел прочности на уровне 430 и 590 МПа соответственно. Последеформационный отжиг показал, что наблюдается снижение прочностных характеристик, но вместе с тем возрастает пластичность и удельная электрическая проводимость, что коррелирует с данными, полученными в ходе анализа EBSD, который показывает большое количество дисперсоидов фаз $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ и $\text{Al}_3(\text{Zr})$ и рекристаллизованную зеренную структуру.

Таким образом, термостойкие деформируемые сплавы системы Al-Cu-Mn-Zr обладают рядом преимуществ по сравнению с марочными сплавами 2xxx серии (в частности Д19 и 1201). Помимо более ресурсоемкой технологии производства из них деформированных полуфабрикатов за счет того, что в данной технологии не требуются операции гомогенизации и закалки, что уже говорит о перспективности ввиду пониженных экономических затрат – они обладают существенно более высокой термической стабильностью при повышенных температурах, а также прочностными характеристиками, превосходящими характеристики марочных сплавов 2xxx серии. Однако на момент начала настоящего исследования, информация об уровне электрической проводимости равно, как и установленных зависимостей ее изменения от ДТО и от структурных изменений в ходе ДТО, была неполной.

1.3 Метод литья в электромагнитный кристаллизатор как способ повышения физико-механических свойств деформируемых алюминиевых сплавов

Модификация сплавов такими переходными металлами, как марганец, железо, цирконий, а также РЗМ позволяет эффективно управлять их структурой и свойствами. Добавки этих металлов, при условии их растворения в твердом растворе

и выделении в виде вторичных интерметаллидных фаз, затрудняют рекристаллизацию и позволяют сохранить мелкозернистую нерекристаллизованную структуру после деформационной обработки и тем самым повышают термическую стабильность изделия. Вместе с этим, дисперсионное упрочнение, протекающее в ходе такой термической обработки, не только позволяет упрочнить сплав, а также характеризуется меньшим влиянием на удельное электрическое сопротивление (УЭС) по сравнению с твердорастворным упрочнением [7,62].

Однако, допустимый уровень добавок легирующих элементов, позволяющий максимизировать объемную долю вторичных интерметаллических включений и минимизировать долю первичных выделений, а следовательно, повысить термическую стабильность сплава, ограничен предельной растворимостью в твердом растворе. Вместе с тем, данные модификаторы имеют малую растворимость в алюминиевом твердом растворе и уже при незначительном превышении концентрации выше предела растворимости образуют первичные кристаллы интерметаллических фаз.

Известно, что предельная растворимость может быть увеличена путем интенсивного охлаждения сплава при его кристаллизации. В таком случае твердый раствор характеризуется пересыщенностью и предельная растворимость может существенно превышать равновесную растворимость [67–69].

Традиционные методы литья, особенно в промышленных условиях и больших объемах, не позволяют достичь той степени переохлаждения при кристаллизации, при которой возможно образование пересыщенного твердого раствора. Отливка в металлическую водоохлаждаемую форму позволяет значительно повысить степень переохлаждения, но вместе с тем данный метод обладает рядом недостатков, один из которых – сложность получения длинномерных заготовок, а также сложность достижения однородности структуры по всей длине заготовки (следовательно, и свойств). Другие методы, основывающиеся на диспергировании расплава, к которым относится газовое распыление, пленочное гранулирование и другие, по определению не пригодны для получения литой заготовки, предназначенной для последующей деформационно-термической обработки (ДТО), ввиду того, что с их использованием возможно получение только гранул диаметром до 5 мм.

Кроме того, особенности производства проводниковых изделий из некоторых сплавов существенно ограничивают сортамент получаемых из них изделий. Так получение изделий в виде проволоки из сплава 01417 (Al-7%РЗМ) диаметром меньше 0.5 мм с использованием традиционно применяемой гранульной технологии является нерешенной задачей. Это обусловлено не только низкими технологической пластичностью и прочностными свойствами данного сплава, но и особенностью гранульной технологии, включающей в себя спекание гранул, прессование и дальнейшую сварку отдельных частей заготовки, что неизбежно ведет к образованию газовых примесей [70].

Одним из удачных направлений решения данной задачи послужило развитие технологии непрерывного литья слитков.

В работах [71–76] было предложено и рассмотрено применение нового совмещенного метода непрерывного литья с использованием ЭМК. Метод заключается в том, что расплав (4) удерживается электромагнитным полем, процесс литья регулируется электромагнитным экраном (7), и с помощью его опор приводится в движение в вертикальном направлении, тем самым изменяя режим литья, затвердевающий столб металла (6), опираясь на металлическую затравку (5) кристаллизуется в слиток с поперечным сечением индуктора, для охлаждения слитка используются пояса охлаждения, представляющие собой несколько форсунок (3), по которым подается охладитель (рисунок 1.7).

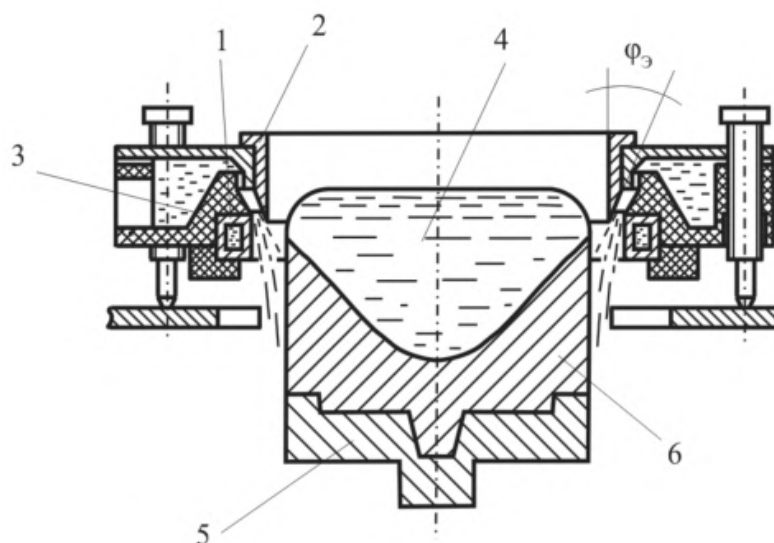


Рисунок 1.7 – Принципиальная схема установки для непрерывного литья в электромагнитный кристаллизатор [72]

Данный метод, помимо реализации высоких скоростей переохлаждения, также позволяет достичь высокой степени однородности по химическому составу за счет того, что при литье в ЭМК существуют как потенциальные силы, воздействующие на расплав, позволяющие вытягивать однородный слиток, так и вихревые силы, наводимые электромагнитным полем, за счет которых происходит непрерывное перемешивание частиц металла в жидкой фазе. Кроме того, турбулентность в зоне жидкой сердцевины увеличивает теплообмен, что также сказывается на скорости охлаждения при кристаллизации. Влияние перемешивания расплава вихревыми силами на формирование структуры сплавов, полученных данным методом, было изучено в работах [77–79].

Установка для литья в ЭМК, предложенная в 70-80-х годах Гецелевым З.Н. [71] и другими на настоящее время претерпела ряд глубоких модернизаций, в частности было предложено несколько схем наведения вихревых токов, образующих электромагнитное поле, удерживающее расплав. Было создано несколько промышленных установок, что говорит о перспективности развития данной технологии [80].

В настоящее время проведен ряд исследований, направленных на изучение влияния литья в ЭМК, как на структуру, комплекс физико-механических и эксплуатационных свойств марочных сплавов, так и на разработку концептуально новых сплавов, предназначенных для получения деформированной заготовки из литой в ЭМК полуфабриката. В том числе, были проведены исследования, направленные на изучение распада пересыщенного твердого раствора, с целью повышения физико-механических свойств сплавов, за счет проведения последующей деформационно-термической обработки для увеличения количества вторичных интерметаллидных включений.

В работе [81] проведен сравнительный анализ проволоки из термостабильного проводящего сплава Al–7%РЗМ, содержащего церий и лантан, полученной методом литья в ЭМК и методом гранулированной технологии (RS/PM). Изучено влияние температуры отжига (до 600 °С) на структуру стержней Al-7%РЗМ, полученных по ЭМК-технологии. Проанализированы механические свойства и удельное электросопротивление термостабильной алюминиевой проволоки. Показано, что

физико-механические свойства проволоки, изготовленной из стержня, отлитого в ЭМК, сопоставимы с проволокой, изготовленной методом RS/PM (таблица 1.5).

Таблица 1.5 Физико-механические свойства проволок из сплава 01417, полученных по технологии ЭМК и RS/PM[81]

Обозначение	Механические свойства		Физические свойства	
	σ_u , МПа	δ , %	ρ , $\mu\text{Om m}$	% IACS
01417 ЭМК	226	1.0	0.033	52
01417 RS/PM	180 - 230	4.6 - 2.5	0.031 - 0.032	56 - 54

В работе [82] показано на примере сплава Al-0.6%Zr-0.4%Fe-0.4%Si (масс. %), что при литье прутка диаметром 8 мм в ЭМК возможно полное растворение 0.6 масс. % циркония в твердом растворе (Al). Испытания проволоки на одноосное растяжение показали, что предел прочности составил 270 МПа для проволоки 0,5 мм и 300 МПа для проволоки 0,26 мм. Отжиг при 400 °С приводит к заметному снижению прочности, которая, однако, остается достаточно высокой для проводящих сплавов (предел прочности выше 200 МПа).

Другое преимущество данной технологии, а именно получение высокодисперсной структуры на этапе литья, было использовано в работе [83], где на примере слитков диаметром 33 мм из сплава Al-8%Zn-3.3%Mg-0.8%Ca-1.1%Fe (масс. %) показано, что в неравновесных условиях кристаллизации образуется доэвтектическая структура с расширенной областью первичной кристаллизации твердого раствора (Al), тогда как при равновесной кристаллизации структура должна быть заэвтектической с образованием фазы Al_3Fe , которая имеет игольчатую морфологию и является нежелательной ввиду снижения ей прочности (рисунок 1.8).

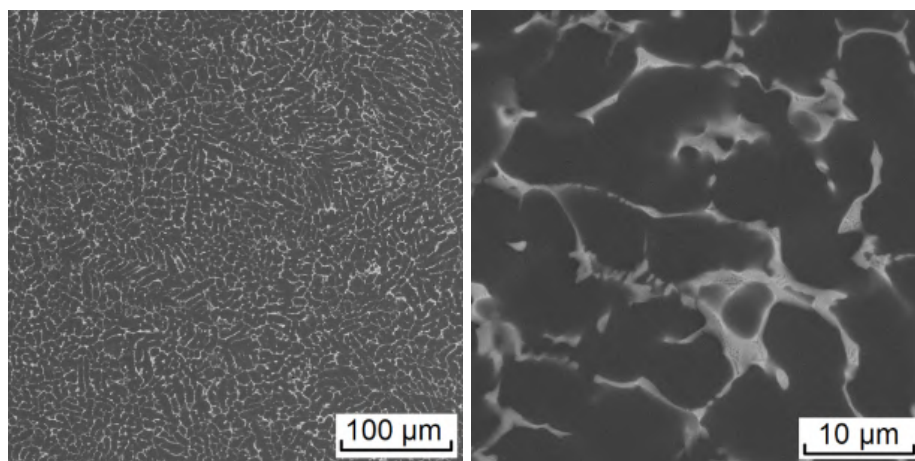


Рисунок 1.8 – Структура сплава Al-8%Zn-3.3%Mg-0.8%Ca-1.1%Fe полученного в ЭМК [83]

Схожее изменение типа структуры наблюдается и в другой работе [84] у сплава Al-7.1%Zn-2.8%Mg-1.4%Ni-1.1%Fe (масс. %), также полученного методом ЭМК. Использование данной технологии, как и в предыдущем случае, позволило избежать образование первичных кристаллов фазы неблагоприятной морфологии Al_3Fe .

Сплавы Al-Fe, получаемые традиционными методами, не обладают высокой механической прочностью и термической стабильностью. В работе [85] показано, что литье сплава Al-0.5%Fe в ЭМК позволяет получить метастабильные соединения Al_2Fe , которые способствуют достижению высокого уровня механических свойств на уровне сплавов 8xxx серии с сопоставимым количеством железа (рисунок 1.8).

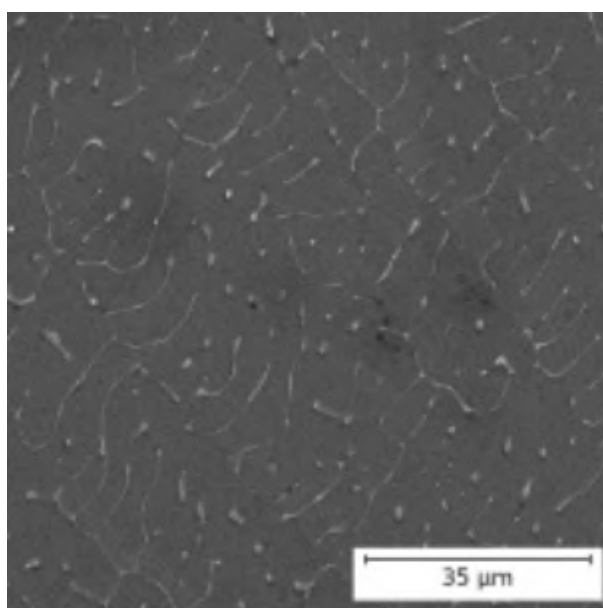


Рисунок 1.8 – Структура сплава Al-0.5%Fe полученного в ЭМК [85]

В последующих работах [86] было показано, что увеличение концентрации железа до 1.7 масс. % при использовании метода ЭМК позволяет избежать выделения большого количества фазы Al_6Fe , а структура содержит преимущественно метастабильные выделения Al_2Fe , тогда как при литье в графитовую изложницу присутствует большое количество ее включений.

Таким образом, использование метода литья в ЭМК является перспективным направлением исследований. Достоинства этого метода позволяют получить пересыщенный твердый раствор с последующим его распадом при отжиге заготовки, что дает как повышение термической стабильности сплавов, за счет увеличения количества дисперсных интерметаллических включений, увеличение прочности, так и сохранение приемлемого уровня электрической проводимости.

1.4 Метод кручения под высоким давлением как способ повышения физико-механических свойств деформируемых алюминиевых сплавов

Механические свойства зависят от множества факторов, в числе которых текстура и ось приложения нагрузки по отношению к ней, размер зерна, предшествующая термическая обработка, температура испытаний [87].

Достоверно известно, как было выражено в уравнении Холла-Петча, что прочностные характеристики материала при температурах, близких к комнатной, а также проявление сверхпластичного поведения во многом зависят от размера зерна [88,89].

Это выражение показывает корреляцию между пределом текучести σ_y и размером зерна d :

$$\sigma_y = \sigma_0 + k_y d^{1/2} \quad (1),$$

где σ_0 напряжение трения решетки металла, а k_y константа текучести.

На основании этого был сделан вывод, что уменьшением размера зерна можно добиться увеличения прочности, и это в последствии было подтверждено на материалах, подвергнутых интенсивной пластической деформации [90].

Материалы, имеющие субмикронный размер зерна (100 нм – 1 мкм), принято относить к ультрамелкозернистым, при размере менее 100 нм – к объемным наноструктурным материалам [91].

Зависимость прочностных характеристик от размера зерна хорошо демонстрируют испытания на одноосное растяжение металлов, подвергнутых интенсивной пластической деформации и их крупнозернистых полуфабрикатов (рисунок 1.9).

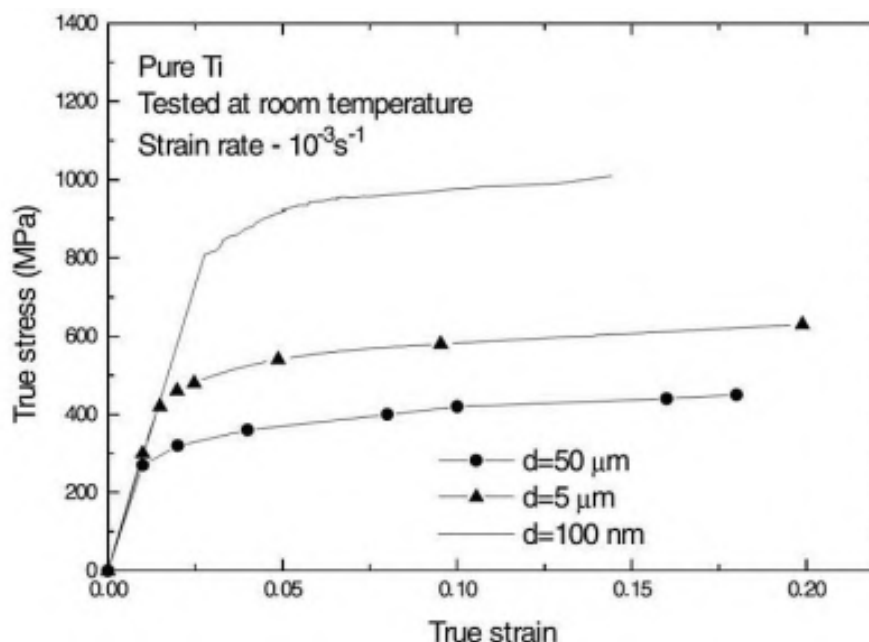
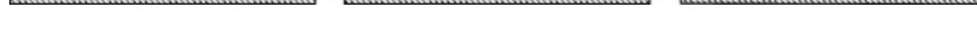


Рисунок 1.9 – Кривые зависимостей напряжения-деформации технически чистого титана, подвергнутого кручению под высоким давлением при комнатной температуре и подвергнутого одноосному растяжению при комнатной температуре [92,93]

Одним из методов интенсивной пластической деформации, позволяющим получать объемные наноструктурные материалы с размером зерна от 100 нм и меньше, является кручение под высоким давлением. Данный метод был впервые предложен Бриджменом в 1935 году [94].

На рисунке 1.10 представлена принципиальная схема процесса КВД. Предварительно подготовленный образец в форме диска помещается между двумя наковальнями, имеющими углубления, КВД выполняется при комнатной или повышенной температурах с применением давления в несколько ГПа [95]. Под воздействием скручивающих и сжимающих сил образец претерпевает пластическую деформацию [96,97]. На практике могут применяться оснастки различных конфигураций – неограниченной, ограниченной и квазиограниченной конфигурации (без углубления, с углублением в нижней наковальне, с углублением как в нижней,



следовательно, улучшить механические свойства, но и повысить термическую стабильность. Так снижение предела прочности и текучести после нагрева до 200 °С в течение 1 часа составило всего 25 и 27% соответственно.

Исследование влияния обработки КВД на марочный сплав АА1050 (Fe: 0.31, Si: 0.06, Mn: 0.04, Mg: 0.01, Ti: 0.02, Zn: 0.04, Cu: 0.02, и Al: остальное (масс. %).) показало [121], что данным методом возможно достижение среднего размера зерна равного как минимум 1 мкм, что соответствует размеру зерна, получаемому методами РКУП [122] и аккумулярующей прокатки [123]. Показано, что размер зерна уменьшается за счет повторнопротекающих процессов удлинения зерна и его последующего дробления.

В вышеприведенных и многих других работах авторами основной упор делался на изучении прочностных свойств сплава, а также изменении микроструктуры, тогда как пластические свойства материалов не приводились. Кроме того, большинство результатов было получено для чистого алюминия или сплавов на основе Al–Mg, Al–Cu и Al–Cu–Mg, обработанных на твердый раствор. Вместе с тем снижение пластичности многих УМЗ материалов вплоть до нулевой является актуальной задачей, что и является основным недостатком данного метода упрочнения.

Одним из способов достижения высоких показателей прочности при сохранении пластичности материала является тщательный выбор химической композиции сплава и режима его деформационной обработки.

В работах [124,125] было показано, что в результате обработки естественных композитов Al-La, -Ce, -Ni методом КВД удается достигнуть многократного увеличения прочностных характеристик и сохранения пластичности материала. Наиболее высокие абсолютные значения прочностных свойств наблюдаются для сплава Al–7%Ni: предел текучести увеличился с 95 до 554 МПа (в 5.8 раза), а предел прочности при растяжении с 152 до 638 МПа (в 4.2 раза) соответственно, вместе с тем относительное удлинение данного сплава практически нулевое. La- и Ce-содержащие сплавы на его фоне выгодно выделяются – их относительное удлинение после всего цикла обработки составила 28 и 22%, несмотря на менее выдающийся, но по-прежнему высокий уровень прочностных свойств. Авторы считают, что несмотря на внешнюю схожесть структуры всех трех сплавов,

критическую роль в падении пластических характеристик Ni-содержащего сплава сыграло то, что эвтектические включения Al_3Ni являются более твердыми, по сравнению с включениями $Al_{11}(La,Ce)_3$ [124] .

В работе [108] с использованием сплава Al-4%Ca-0.8%Mn-0.5%Fe-0.1%Sc-0.1%Zr (масс. %) на основе системы Al-Ca-Mn-Fe удалось достигнуть увеличение предела прочности в 5 раз, а относительного удлинения в 1.5 при помощи КВД с $N=3$. В данном случае примечательно то, что в предыдущих работах [114] было достигнуто такое же увеличение прочностных свойств при $N=5$, однако образец хрупко разрушался при растяжении, что еще раз свидетельствует о необходимости тщательно подходить к выбору как химической композиции, так и режима деформационной обработки материала.

Недавние исследования [126] применения комбинированного маршрута получения, включающего КВД и последующее старение на сплаве AA6201 показали, что возможно получить ультрамелкозернистую или наноструктурированную матрицу с вторичными фазами в виде наночастиц, образующихся в результате динамического старения при КВД. При этом электропроводность материала удалось значительно увеличить при проведении КВД при повышенных температурах, так при 230 °C удалось достигнуть электропроводности равной 59% IACS, тогда как предел прочности на разрыв составил 275 МПа.

Комбинация КВД и последующего старения на сплаве Al-2%Fe [127] позволила достигнуть высоких показателей прочности и электропроводности (600 МПа и 50% IACS) после старения при 200 °C. Авторами работы приводится сравнительный анализ таких показателей, как диаметр, площадь поперечного сечения и удельный вес проводника из сплава на основе системы Al-Fe и эквивалентного медного проводника, который показывает, что несмотря на более низкую электропроводности возможно достижение преимущества в виде сниженной от 39 до 53% удельной массы проводника (таблица 1.6).

Таблица 1.6 Изменение диаметра d , площади S и удельного веса W проводника из сплава Al-2%Fe в сравнении с эквивалентным медным проводником [127]

IACS, %	Δd , %	ΔS , %	ΔW , %
50	+41	+100	-39
55	+35	+82	-44
60	+28	+64	-49
65*	+24	+54	-53

* чистый Al

Вместе с тем повышение плотности дислокаций при проведении обработки КВД может негативно сказываться на термической стабильности сплава по данным некоторых работ [128–132].

В работах [128–130] на примере марочного сплава AA6061 продемонстрировано, что обработка методом КВД приводит к образованию мелкозернистой структуры со слабой термической стабильностью, поскольку дополнительная обработка зерна делает структуру менее стабильной при повышенных температурах.

В работе [131], посвященной сплаву Al-Li 2198-T8, который был обработан методом КВД, а затем подвергнут термообработке при 175 °C, показано, что он обладает низкой термической стабильностью, что приводит к росту зерна и снижению плотности дислокаций и, как следствие, снижению прочностных свойств после нагрева.

Так в работе [132] на примере сплава Al-4%Cu, обработанного методом КВД, показано, что сплав обладает слабой термической стабильностью и размягчается при комнатной температуре в течение нескольких дней или при нагреве до 80 °C градусов в течение нескольких минут. Восстановление дислокаций происходит в течение короткого времени, тогда как рост зерна наступает в ходе продолжительного старения, хотя размер зерна сохраняется в субмикронном диапазоне.

1.5 Постановка задачи исследования

Достижение высоких показателей прочности и термической стабильности при сохранении высокого уровня электрической проводимости алюминиевых сплавов электротехнического назначения является актуальной проблемой, которая традиционно решается при помощи легирования марочных сплавов и подбора режимов деформационно-термической обработки.

Исследования, проведенные за последние 20 лет в массе своей были направлены на оптимизацию химических композиций сплавов, предназначенных для традиционных технологий литейного производства, что накладывает определенные ограничения и сужает верхнюю границу допустимой концентрации легирующих элементов в сплаве, а следовательно, является барьером на пути решения задачи повышения комплекса физико-механических свойств таких сплавов и широкому применению их в производстве проводниковой продукции.

Несмотря на значимый прогресс, который был продемонстрирован в области повышения комплекса физико-механических свойств алюминиевых сплавов электротехнического назначения, термически упрочняемые сплавы Al-Mg-Si, получаемые по традиционной технологии, не демонстрируют высокие показатели термической стабильности, несмотря на высокие прочностные показатели и приемлемый уровень электрической проводимости, а сплавы на двойных системах с переходными металлами (Al-Fe, Al-Zr) напротив имеют недостаток прочности. Вместе с тем, сплавы, легированные редкоземельными металлами, хотя и обладают полным комплексом свойств, но остаются достаточно дорогими. Все вышеуказанные недостатки проводниковых алюминиевых сплавов существенно ограничивают широкий переход на использование их во многих областях применения.

В то же время, судя по анализу литературных источников, перспективной системой для разработки проводниковых алюминиевых сплавов с повышенной прочностью и термической стабильностью является система Al-Cu-Mn-(Zr), а именно группа сплавов АЛТЭК.

В этой связи большой интерес представляет влияние сверхбыстрых скоростей кристаллизации на структуру и свойства алюминиевых сплавов на основе данной системы.

Также в последних исследованиях было показано, что эффективным методом упрочнения может являться ИПД, к одним из методов которой относится КВД. Данные методики позволяют в значительной мере повысить прочностные свойства материала, что может быть недостижимым при применении традиционных методов деформационной обработки. Вместе с тем основной упор в подавляющем большинстве исследований сделан на изучении влияния ИПД на прочностные

характеристики сплавов, а ее влияние на пластичность, электрическую проводимость и термическую стабильность не раскрывалось или было оценено не в полной мере. Таким образом, были сформулированы цель и задачи настоящей работы, изложенные во введении.

ГЛАВА 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

2.1 Объекты исследования и их обработка

В настоящей работе в качестве объектов исследования рассматривались сплавы системы Al-Cu-Mn-(Zr), полученные как традиционными методами литья (в лабораторных условиях), так и методом литья в ЭМК (в производственных условиях НПЦ МГД), а также их деформированные заготовки полученные прокаткой, прессованием, волочением и КВД(таблица 2.1).

Таблица 2.1 Составы экспериментальных сплавов системы Al-Cu-Mn-(Zr)

№ п/п	Обозначение	Содержание компонента в сплаве, масс. %			
		Cu	Mn	Zr	Al
1	1Mn	—	1,0	—	Основа
2	1Mn0.5Cu	0,5	1,0	—	
3	1Mn1Cu	1,0	1,0	—	
4	1Mn1.5Cu	1,0	1,0	—	
5	1Mn2Cu	2,0	1,0	—	
6	1Mn3Cu	3,0	1,0	—	
7	1.5Mn	—	1,5	—	
8	1.5Mn0.5Cu	0,5	1,5	—	
9	1.5Mn1Cu	1,0	1,5	—	
10	1.5Mn1.5Cu	1,5	1,5	—	
11	1.5Mn2Cu	2,0	1,5	—	
12	1.5Mn3Cu	3,0	1,5	—	
13	2Mn	—	2,0	—	
14	2Mn0.5Cu	0,5	2,0	—	
15	2Mn1Cu	1,0	2,0	—	
16	2Mn1.5Cu	1,5	2,0	—	
17	2Mn2Cu	2,0	2,0	—	
18	2Mn3Cu	3,0	2,0	—	
19	3.5Mn4.2Cu	4,2	3,5	—	
20	2Mn2Cu0.2Zr	2,0	2,0	0,2	
21	2Mn2Cu0.4Zr	2,0	2,0	0,4	
22	2Mn3Cu0.2Zr	3,0	2,0	0,2	
23	2Mn3Cu0.4Zr	3,0	2,0	0,4	
24	1Mn4Cu ¹	4,0	1,0	—	
25	1.5Mn4Cu1	4,0	1,5	—	
26	2Mn4Cu ¹	4,0	2,0	—	
27	4Cu3Mn ²	4,0	3,0	—	

¹слитки разрушились в процессе прокатки, поэтому данные сплавы были исключены из дальнейших исследований

²слитки получены методом литья в ЭМК

2.1.1 Получение сплавов в лабораторных условиях

Получение сплавов традиционным методом литья осуществлялось в лабораторных условиях. Приготовление расплава осуществлялось с использованием электрических печей сопротивления Графикарбо (слитки размером 10x40) и ПО-2 (слитки размером 40x180 и 60мм). Литье осуществлялось в графитовые изложницы. Шихтовой материал был подготовлен на основе алюминия технической чистоты А99 (ГОСТ 11069–2001), меди марки М06 (ГОСТ 859–2014), а также лигатур Al-20%Mn и Al-%15Zr (масс. %).

2.1.2 Получение сплавов методом литья в электромагнитный кристаллизатор

Получение сплавов методом литья в ЭМК осуществлялось в производственных условиях НПЦ «Магнитной Гидродинамики» в г. Красноярск. Плавка производилась с использованием алюминия технической чистоты (99,85%), чистой меди (99,9%) и лигатуры Al-10%Mn при температуре 750 °С.

Температура литья сплава Al-3Mn-4Cu (масс. %) составила 730 °С. Скорость литья составила 10 мм/сек. В ходе литья были получены слитки длиной ~20 м диаметром от 8 до 10 мм.

2.1.3 Деформационно-термическая обработка

Образцы экспериментальных сплавов системы Al-Cu-Mn-(Zr), полученные в лабораторных условиях, подвергались ДТО с целью установления закономерностей влияния режима обработки на структуру и физико-механические свойства.

Литые заготовки подвергали холодной прокатке (ХП) с использованием лабораторного прокатного стана LM120, термическую обработку отжигом проводили с использованием печи SNOL 8.2/1100 (таблица 2.2).

Сплав Al-2Cu-2Mn, отобранный в качестве базы для получения из него заготовок традиционными методами литья в виде слитка круглого сечения Ø60 мм, был подвергнут ДТО с целью получения из него Ø0.5 мм волооченной проволоки и установления закономерностей влияния режима обработки на структуру и физико-механические свойства (таблица 2.3, рисунок 2.1).

Таблица 2.2 Режимы деформационно-термической обработки сплавов системы Al-Cu-Mn-(Zr), полученных методом литья в изложницу

№ п/п	Обозначение	Режим
1	F	Образец сплава, отлитый в изложницу (размер 10x40 мм)
2	2CR	Холоднокатанная лента (толщина 2 мм)
3	F250 / 2CR250	Отжиг прутка и лент при 250 °С, 3 ч
4	F300 / 2CR300	F250 / 2CR250 + отжиг при 300 °С, 3 ч
5	F350 / 2CR350	F300 / 2CR300 + отжиг при 350 °С, 3 ч
6	F400 / 2CR400	F350 / 2CR350 + отжиг при 400 °С, 3 ч
7	F450 / 2CR450	F400 / 2CR400 + отжиг при 450 °С, 3 ч
8	F500 / 2CR500	F450 / 2CR450 + отжиг при 500 °С, 3 ч
9	F550 / 2CR550	F500 / 2CR500 + отжиг при 550 °С, 3 ч
10	F600 / 2CR600	F550 / 2CR550 + отжиг при 600 °С, 3 ч

Таблица 2.3 Режим получение образцов Ø0.5 мм проволоки из Ø60 мм слитка сплава Al-2Cu-2Mn, полученного методом литья в изложницу

№ п/п	Обозначение	Режим
1	F60	Образец сплава, отлитый в изложницу (Ø60 мм)
2	P15	Пруток Ø15 мм, полученный из литого прессованием при 300 °С
3	R9	Пруток Ø9 мм, полученный из прутка Ø15 мм методом радиально-сдвиговой прокатки (РСП) при комнатной температуре
4	W2	Проволока с квадратным сечением 2x2 мм, полученная из прутка Ø9 мм холодной прокаткой на вальцах
5	W0.5	Проволока Ø0.5 мм, полученная из катанной проволокой холодным волочением на ручных фильерах
4	W0.5-300	Проволока Ø0.5 мм, отожженная при 300 °С, 3 ч
5	W0.5-350	W0.5-300 + отжиг при 350 °С, 3 ч
6	W0.5-400	W0.5-350 + отжиг при 400 °С, 3 ч
7	W0.5-450	W0.5-400 + отжиг при 450 °С, 3 ч
8	W0.5-500	W0.5-450 + отжиг при 500 °С, 3 ч
9	W0.5-550	W0.5-500 + отжиг при 550 °С, 3 ч
10	W0.5-600	W0.5-550 + отжиг при 600 °С, 3 ч

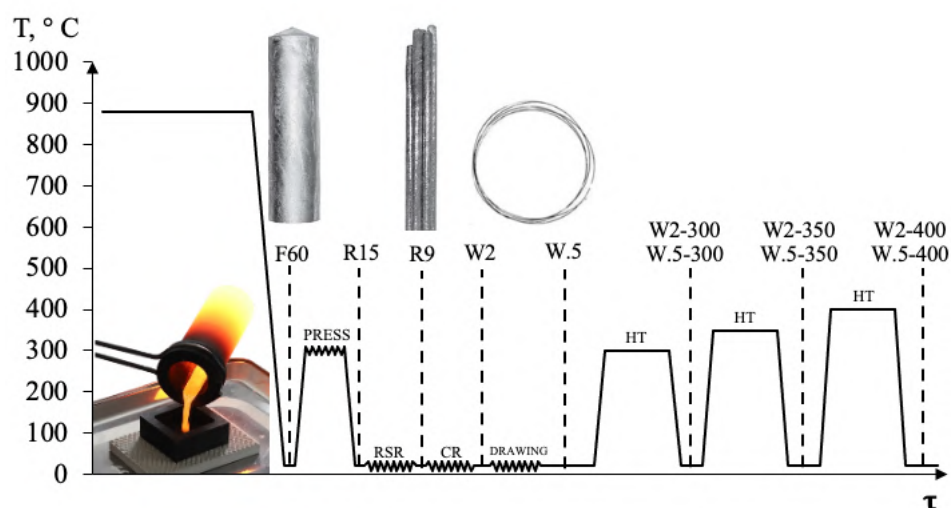


Рисунок 2.1 – Режим получения образцов Ø0.5 мм проволоки из Ø60 мм слитка сплава Al-2Cu-2Mn, полученного методом литья в изложницу

Сплав Al-3Mn-4Cu, полученный методом литья в ЭМК в виде слитка Ø10 мм в промышленных условиях НПЦ «Магнитной гидродинамики», был подвергнут ДТО с целью установления закономерностей влияния режима обработки на структуру и физико-механические свойства (таблица 2.4).

Таблица 2.4 Режимы деформационно-термической обработки сплава Al-3Mn-4Cu, полученного методом литья в ЭМК

№ п/п	Обозначение	Режим
1	F	Образец сплава, отлитый в ЭМК (Ø10 мм)
2	2CR	Холоднокатанная лента (толщина 2 мм)
3	F250 / 2CR250	Отжиг прутка и лент при 250 °C, 3 ч
4	F300 / 2CR300	F250 / 2CR250 + отжиг при 300 °C, 3 ч
5	F350 / 2CR350	F300 / 2CR300 + отжиг при 350 °C, 3 ч
6	F400 / 2CR400	F350 / 2CR350 + отжиг при 400 °C, 3 ч
7	F450 / 2CR450	F400 / 2CR400 + отжиг при 450 °C, 3 ч
8	F500 / 2CR500	F450 / 2CR450 + отжиг при 500 °C, 3 ч
9	F550 / 2CR550	F500 / 2CR500 + отжиг при 550 °C, 3 ч
10	F600 / 2CR600	F550 / 2CR550 + отжиг при 600 °C, 3 ч

Сплав Al-3Mn-4Cu, полученный методом литья в ЭМК в виде слитка Ø10 мм, был подвергнут ДТО с целью получения из него 1x1 мм холоднокатанной проволоки и установления закономерностей влияния режима обработки на структуру и физико-механические свойства (таблица 2.5, рисунок 2.2).

Таблица 2.5 Режим получения образцов 1x1 мм холоднокатанной проволоки из Ø10 мм слитка сплава Al-3Mn-4Cu, полученного методом литья в ЭМК

№ п/п	Обозначение	Режим
1	ЭМК10	Образец сплава, отлитый в ЭМК (Ø10 мм)
2	ЭМК10-375,1	ЭМК10 + отжиг при 375 °С, 1 ч
3	W6	ЭМК375,1 + волочение до Ø6 мм
4	W6-375,1	W6 + отжиг при 375 °С, 1 ч
5	W3	W6-375,1 + волочение до Ø3 мм
6	W3-375,1	W3+ отжиг при 375 °С, 1 ч
7	W1x1	W3-375,1 + холодная прокатка до 1x1 мм

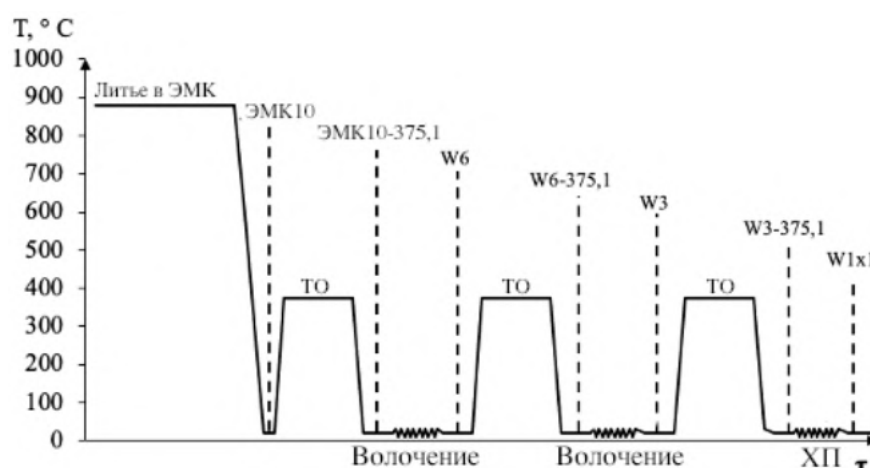


Рисунок 2.2 – Режим получения образцов 1x1 мм холоднокатанной проволоки из Ø10 мм слитка сплава Al-3Mn-4Cu, полученного методом литья в ЭМК

Сплав Al-2.5Mn-3.3Cu-0.5Zr, полученный методом литья в ЭМК, был подвергнут ИПД методом КВД с целью установления закономерностей влияния режима КВД на структуру и физико-механические свойства (таблица 2.6).

Таблица 2.6 Режимы получения образцов подвергнутых КВД из сплава Al-2.5Mn-3.3Cu-0.5Zr, полученного методом литья в ЭМК

№ п/п	Обозначение	Режим
1	F10	Исходный литой в ЭМК Ø10 мм образец (высота 10 мм)
2	P2	Прессование до 2 мм
3	HPT1	Образец, подвергнутый КВД при N=1 (N – кол-во оборотов, высота 1 мм)
4	HPT5	КВД N=5
5	HPT10	КВД N=10

Сплав Al-3Mn-4Cu, полученный методом литья в ЭМК, был подвергнут ДТО, включающей прессование и отжижки для получения заготовок (таблица 2.7), которые

впоследствии были подвергнуты ИПД методом КВД при N=5 с целью установления закономерностей влияния режима КВД на структуру и физико-механические свойства (таблица 2.8).

Таблица 2.7 Режимы промежуточной деформационно-термической обработки прессованием перед кручением под высоким давлением сплава Al-3Mn-4Cu

Обозначение	Режим
D1	Прессование
D2	Отжиг при 350 °С, 3 ч + прессование
D3	Отжиг при 400 °С, 3 ч + прессование
D4	Отжиг при 450 °С, 3 ч + прессование
D5	Прессование + отжиг при 350 °С, 3 ч
D6	Прессование + отжиг при 400 °С, 3 ч
D7	Прессование + отжиг при 450 °С, 3 ч

Таблица 2.8 Режимы деформационно-термической обработки кручением под высоким давлением сплава Al-3Mn-4Cu

Обозначение	Режим	Обозначение	Режим
T1	D1+НРТ	T1-250	T1+ отжиг при 250 °С, 5 ч
T2	D2+НРТ	T2-250	T2+ отжиг при 250 °С, 5 ч
T3	D3+НРТ	T3-250	T3+ отжиг при 250 °С, 5 ч
T4	D4+НРТ	T4-250	T4+ отжиг при 250 °С, 5 ч
T5	D5+НРТ	T5-250	T5+ отжиг при 250 °С, 5 ч
T6	D6+НРТ	T6-250	T6+ отжиг при 250 °С, 5 ч
T7	D7+НРТ	T7-250	T7+ отжиг при 250 °С, 5 ч

2.2 Методы исследований и испытаний

2.2.1 Методы исследований структуры и фазового состава

Расчетное изучение фазового состава и характера кристаллизации

Количественный анализ фазового состава и состава алюминиевого твердого раствора, осуществленный с помощью программного обеспечения Thermo-Calc, был произведен с использованием термодинамических баз данных разработанных Thermotech Ltd (TTAL5). Расчетный анализ характера равновесной и неравновесной кристаллизации экспериментальных сплавов осуществлялся по модели Scheil-Gulliver.

Контроль химического состава экспериментальных сплавов

Получение фактического состава литых заготовок экспериментальных сплавов было проведено методом эмиссионного спектрального анализа с использованием оптико-эмиссионного спектрометра ARL-4460. Подготовку образцов, проведение измерений и обработку результатов испытания проводили в соответствии с ГОСТ 7727–81.

Термический анализ

Экспериментальное определение температур фазовых переходов было проведено методами прямого и дифференциального термического анализа с использованием термоизмерителя АКТАКОМ АТТ-2006, оборудованного термопарой ХА (тип К), и дифференциального калориметр Setaram Labsys DSC 1600, оборудованного платино-платино-родиевой термопарой. Прямое измерение было проведено путем регистрации температуры при охлаждении расплава массой 20 гр. со скоростью 3-5 К/с. Регистрация температуры велась каждые 0.1 сек. Дифференциальное измерение было проведено при нагреве и охлаждении расплава массой ~85 мг. со скоростью 10 К/с. Калибровка производилась на образцах технически чистого алюминия А99 и марочном сплаве АК12, точность измерений составила 0.5 °С.

Электронная микроскопия

Анализ структуры, химического состава отдельных фаз и твердого раствора был проведен методами сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) с использованием сканирующего электронного микроскопа Tescan Vega 3 и

дополнительного оборудования в виде приставки-микроанализатора INCA Energy 15013 с детектором X-Act Add.

Просвечивающая электронная микроскопия

Анализ тонкой структуры образцов экспериментальных сплавов был проведен с использованием просвечивающего электронного микроскопа JEM2100. Образцы тонких фольг для исследований были подготовлены методом ионной полировки с использованием установки JEOL Ion Slicer IS 9100.

Рентгеноспектральный микроанализ

Количественный анализ структуры и определение параметров решетки фаз был проведен с методами рентгеноспектральной микроскопии с использованием дифрактометра ДРОН-4.

2.2.2 Методы определения физико-механических свойств

Измерение твердости

Определение твердости на образцах экспериментальных сплавов в исходном состоянии и после ДТО было проведено методом Виккерса с использованием микротвердомера Metkon. Подготовку образцов, проведение измерений и обработку результатов испытания проводили в соответствии с ГОСТ 2999–75. Испытания проводились при нагрузке 5кгс (49 Н), время выдержки составляло 15 с.

Определение механических свойств на растяжение

Определение механических свойств деформированных полуфабрикатов в исходном состоянии и после ДТО было проведено методом одноосного растяжения с использованием универсальной испытательной машины Zwick Z250. Подготовку образцов, проведение измерений и обработку результатов проводили в соответствии с ГОСТ 1497–84, ГОСТ 11701–84 и ГОСТ 10446–80.

Определение удельного электрического сопротивления

Определение УЭП на образцах экспериментальных сплавов, представленных в виде литых заготовок и катанных лент, было проведено методом электромагнитного контроля (вихревых токов) с использованием структуроскопа ВЭ-26НП. Подготовку образцов, проведение измерений и обработку результатов проводили в соответствии с ГОСТ 27333–87. Калибровка прибора дополнительно осуществлялась на алюминии технической чистоты А99.

ГЛАВА 3. ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Cu-Mn-Zr

Анализ литературных данных показал целесообразность дальнейшей оптимизации химического состава сплавов Al-Cu-Mn-Zr композиции АЛТЭК, предложенных на замену сплавам 2xxx серии, таким как Д19, 1201 и другим с целью получения на их основе сплавов, предназначенных для электротехнического применения, что позволит изготавливать из них продукцию в виде проволоки, контактных групп, обладающую достаточным уровнем технологических и эксплуатационных свойств.

На этапе прогнозирования фазового состава сплава с целью получения требуемых характеристик конечного изделия необходимо проведение расчетного моделирования основных качественных и количественных характеристик, с целью анализа совместного влияния компонентов, входящих в его состав, на фазовый состав и структуру сплава. Моделирование осуществлялось по методике, описанной в разделе 2.2.1 главы 2 настоящей работы, и включало построение политермических и изотермических сечений диаграмм изучаемой системы, расчет фазового состава и состава алюминиевого твердого раствора (Al) в диапазоне температур, а также последующий анализ корреляции полученных данных с экспериментальными.

Количественный и качественный анализ, проведенный для системы Al-Cu-Mn-(Zr) в исследованном диапазоне, отражен в следующем подразделе настоящей работы.

3.1 Расчет фазового состава сплавов системы Al-Cu-Mn-(Zr)

На основе анализа литературных данных, приведенного в настоящей работе, было установлено, что основной упрочняющей фазой в марочных сплавах данной системы является фаза Al_2Cu , которая, в соответствии с концепцией сплавов АЛТЭК, является нежелательной ввиду того, что с нагревом происходит ее укрупнение и падение прочностных характеристик уже при 300 °С. Предложенное взамен нее упрочнение вторичными выделениями фазы $Al_{20}Cu_2Mn_3$, а также Al_3Zr существенно повышают термическую стабильность сплава.

Приведенный в предыдущих работах анализ системы определил концентрационные диапазоны для достижения максимальной объемной доли

упрочняющих вторичных выделений. Вместе с тем, по всей видимости, концентрационный диапазон может быть расширен как для сплавов, предназначенных для получения заготовок традиционными методами литья, так и применительно к литью в электромагнитный кристаллизатор (ЭМК). Данный вывод был сделан на основании научного задела настоящей работы, полученного в результате ряда экспериментов, направленных на анализ структуры сплавов с повышенным содержанием Cu и Mn.

Принимая во внимание вышесказанное и высокую степень зависимости формирования структуры от скорости кристаллизации за счет изменения фазового состава по причине сдвига первичных полей кристаллизации фазовых компонентов сплава, были проведены термодинамические расчеты, результатом которых стало построение изотермических и политермических сечений диаграмм состояния системы Al-Cu-Mn-(Zr) в исследуемом диапазоне концентраций, которые представлены на рисунке 3.1.

Как видно на построенных политермических сечениях (рисунок 3.1а-в), на всем изучаемом диапазоне концентраций в системе присутствуют области, в рамках которых фаза Al_2Cu существует в равновесии по отношению к остальным фазовым компонентам сплавов (это обусловлено тем, что в отличие от Mn, Cu не может полностью раствориться в (Al)). Кроме нее в равновесии с твердым раствором алюминия (Al) существуют интерметаллические фазы Al_6Mn и $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$. По мере увеличения содержания Cu снижается ликвидус. Добавки Zr, напротив, повышают их, что может привести к необходимости увеличения температур плавки и литья.

Анализ кривых зависимости растворения Cu в (Al) показал: по мере увеличения концентрации Cu в сплаве растет и ее содержание в (Al) на всем интервале исследуемых температур (рисунок 3.2а-в). Данная тенденция сохраняется вплоть до 2 масс. % Cu – дальнейшее увеличение приводит к изменению характера зависимости после 400-450 °C, что может говорить о приближении к пределу растворимости Cu в (Al) в данной системе. Также стоит отметить, что увеличение количества Mn в (Al) отрицательно влияет на растворимость Cu в сплавах, содержащих от 3% Cu.

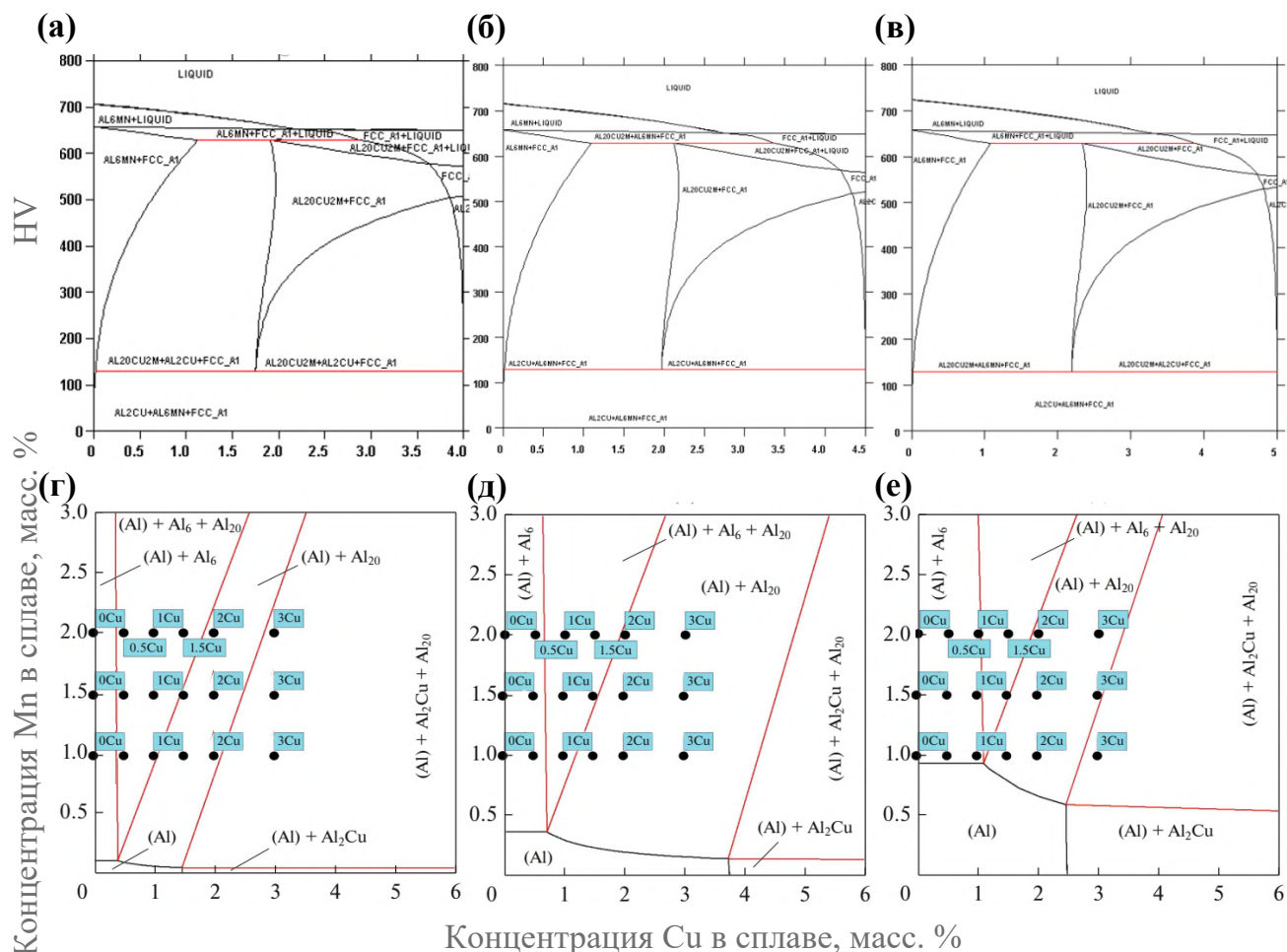


Рисунок 3.1 – Политермические (а-в) и изотермические (г-е) сечения системы Al-Cu-Mn:

а) при 1 масс. % Mn; б) при 1.5 % Mn; в) при 2 % Mn.
г) 400 °C; д) 500 °C; е) 600 °C

Добавки Zr сплавах, содержащих 2% Mn, 2-3% Cu и 0.2-0.4% Zr, также снижают растворимость Cu (рисунок 3.2г). Наложение кривых зависимости одинаковых по содержанию Cu и Mn сплавов с отличным содержанием Zr говорит о том, что превышен предел растворимости Zr в (Al) и дальнейшее увеличение содержания Zr в сплаве должно привести к образованию фазы Al₃Zr кристаллизационного происхождения, что подтверждается расчетами, представленными на рисунке 3.3.

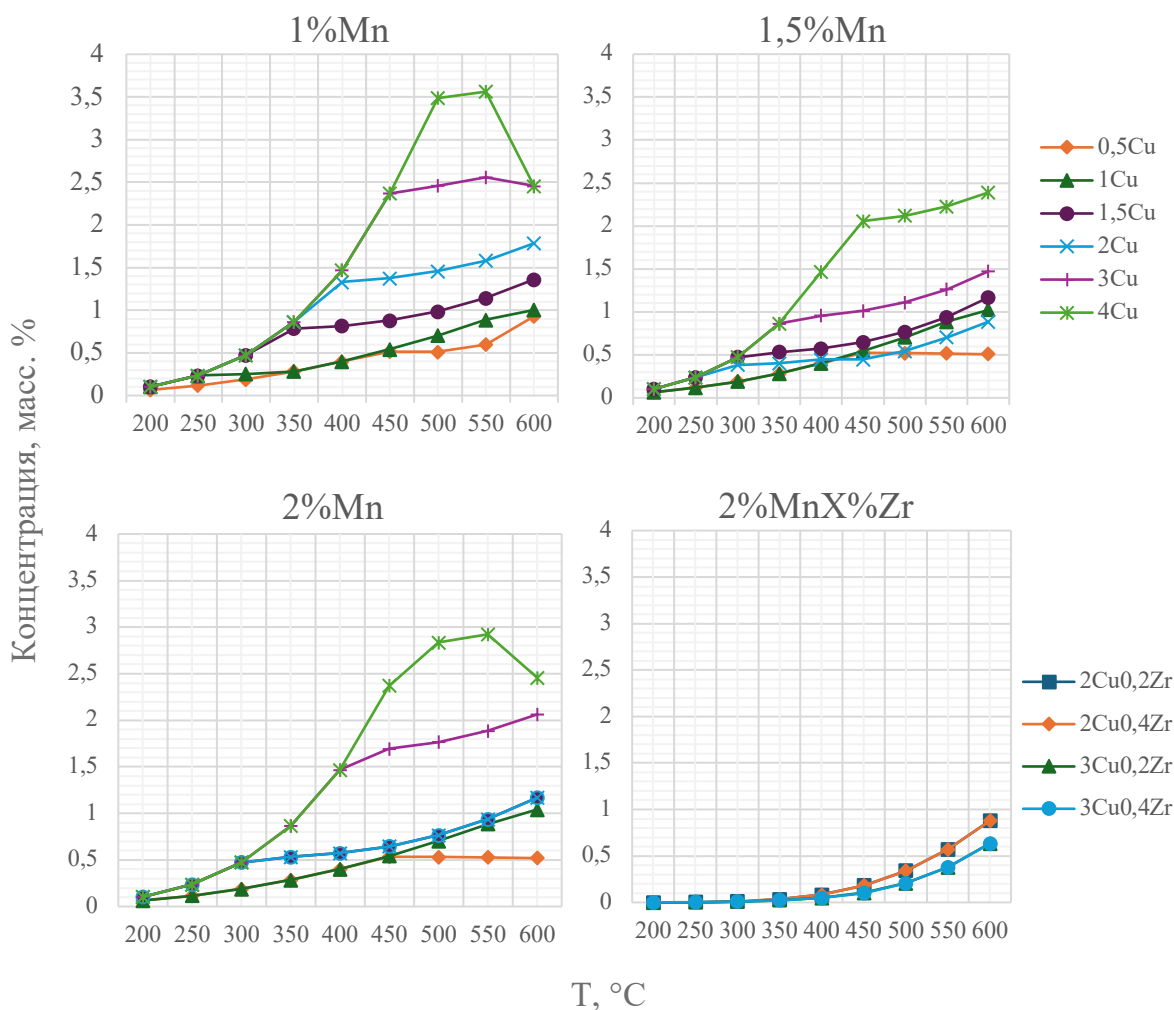


Рисунок 3.2 – Расчетные значения растворимости меди в твердом растворе алюминия в диапазоне температур от 200 до 600 °C

Расчет растворимости Mn в (Al) показал очень низкую растворимость при температурах до 300 °C, что должно положительно сказаться на уровне электросопротивления сплавов (рисунок 3.3а-в). Также можно отметить, что увеличение концентрации Mn вплоть до 2% не сказывается на его растворимости. Увеличение концентрации Cu снижает растворимости Mn в (Al), что также должно положительно сказаться на проводимости сплавов. Как и в случае с Cu – добавки Zr выше 0.2% не влияют на растворимость Mn (рисунок 3.3г), хотя в целом значительно повышают ее на всем интервале исследуемых температур.

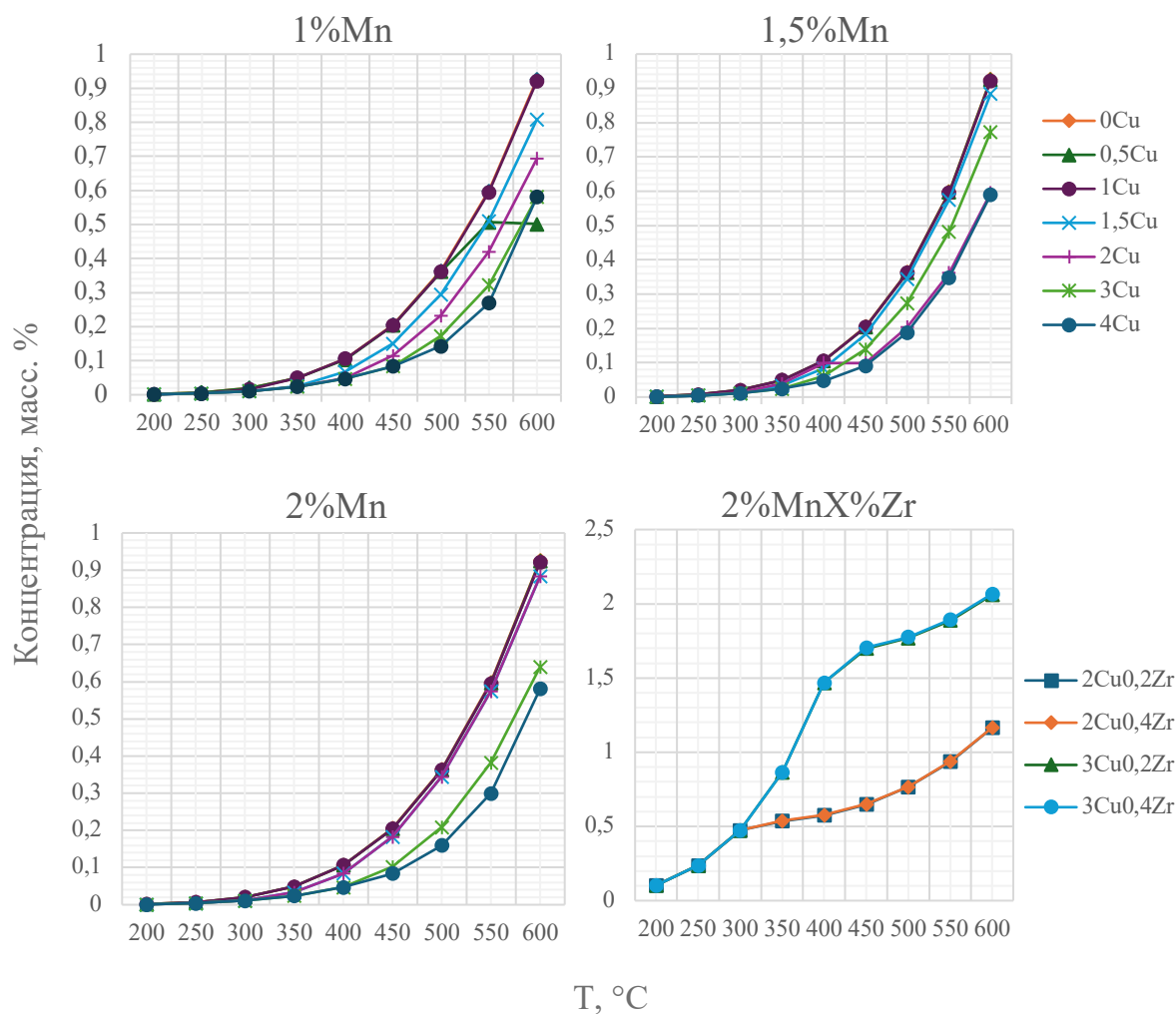


Рисунок 3.3 – Расчетные значения растворимости марганца в твердом растворе алюминия в диапазоне температур от 200 до 600 °C

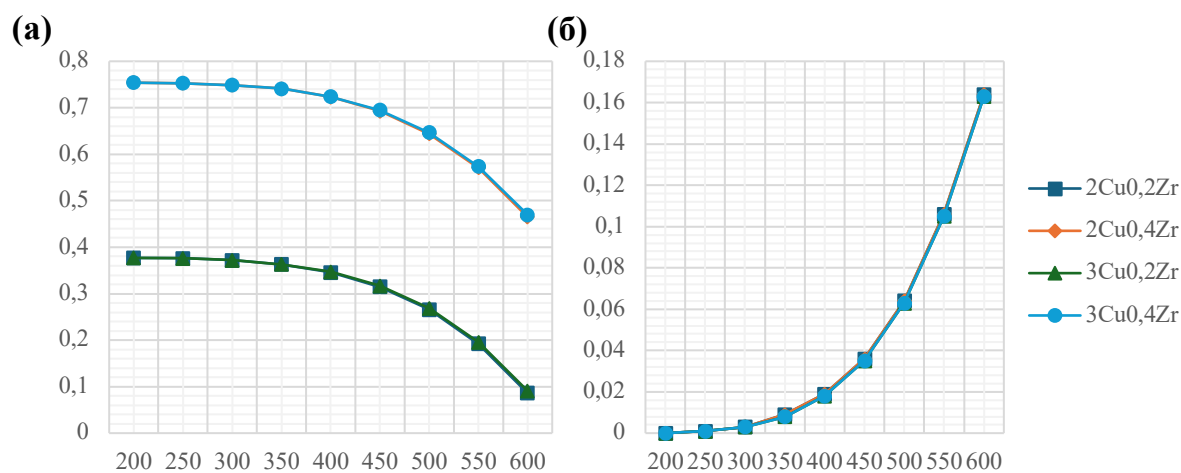


Рисунок 3.4 – Расчетные значения доли Al_3Zr (а) и растворимости циркония в твердом растворе алюминия (б) в диапазоне температур от 200 до 600 °C

Резкое снижение доли (Al) при 600 °С в сплаве 1%Mn4%Cu и 2%Mn4%Cu, показанное на рисунках 3.5а,в, обусловлено сдвигом точки солидуса, вследствие чего в данной области присутствует жидкая фаза.

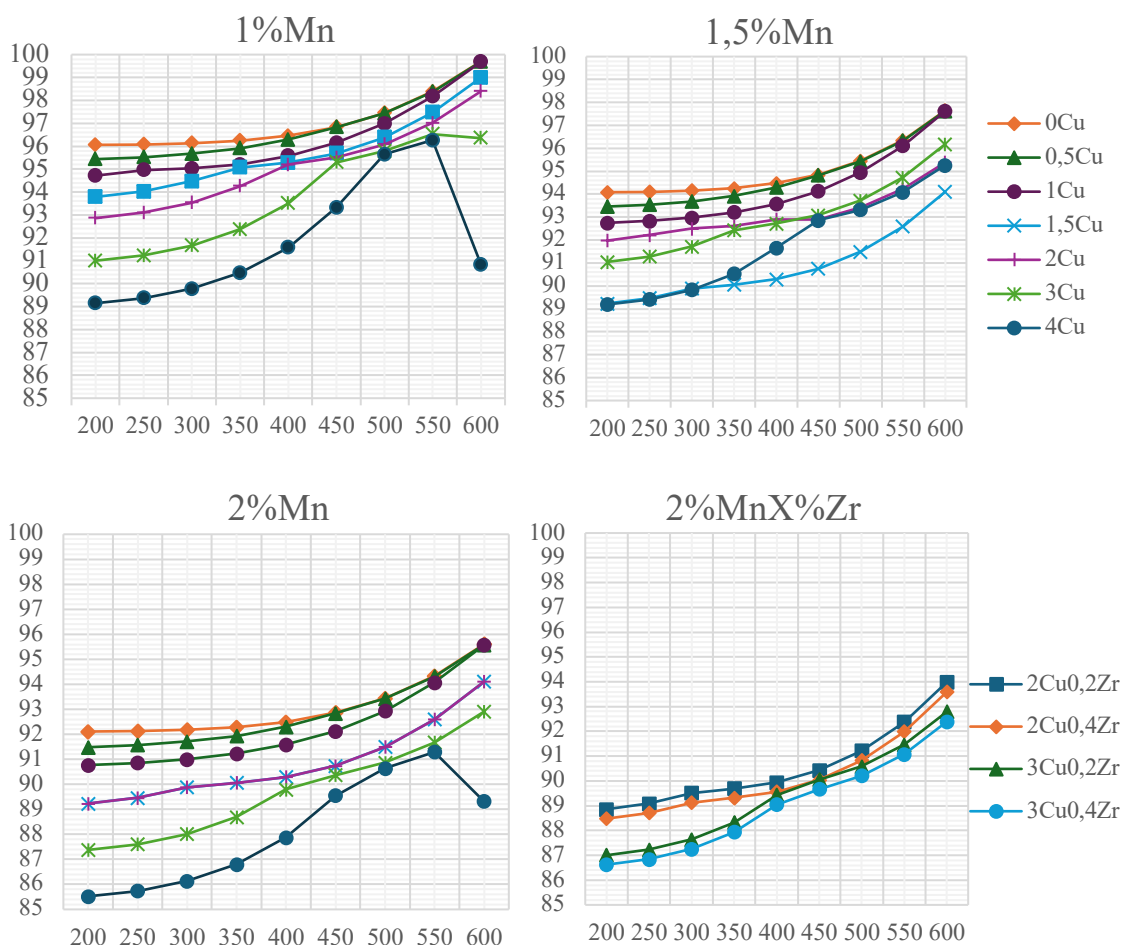


Рисунок 3.5 – Расчетные значения доли твердого раствора алюминия в диапазоне температур от 200 до 600 °С

Анализ доли фазы Al_6Mn показал, что по мере увеличения доли Cu в сплаве количество данной фазы, находящейся в равновесии с другими фазовыми компонентами, уменьшается (рисунок 3.6). При этом в сплавах, содержащих от 1.5% Cu, данная фаза фактически отсутствует в изученном интервале температур, тогда как в сплавах, содержащих 1% Cu и менее, наблюдается рост доли фазы Al_6Mn .

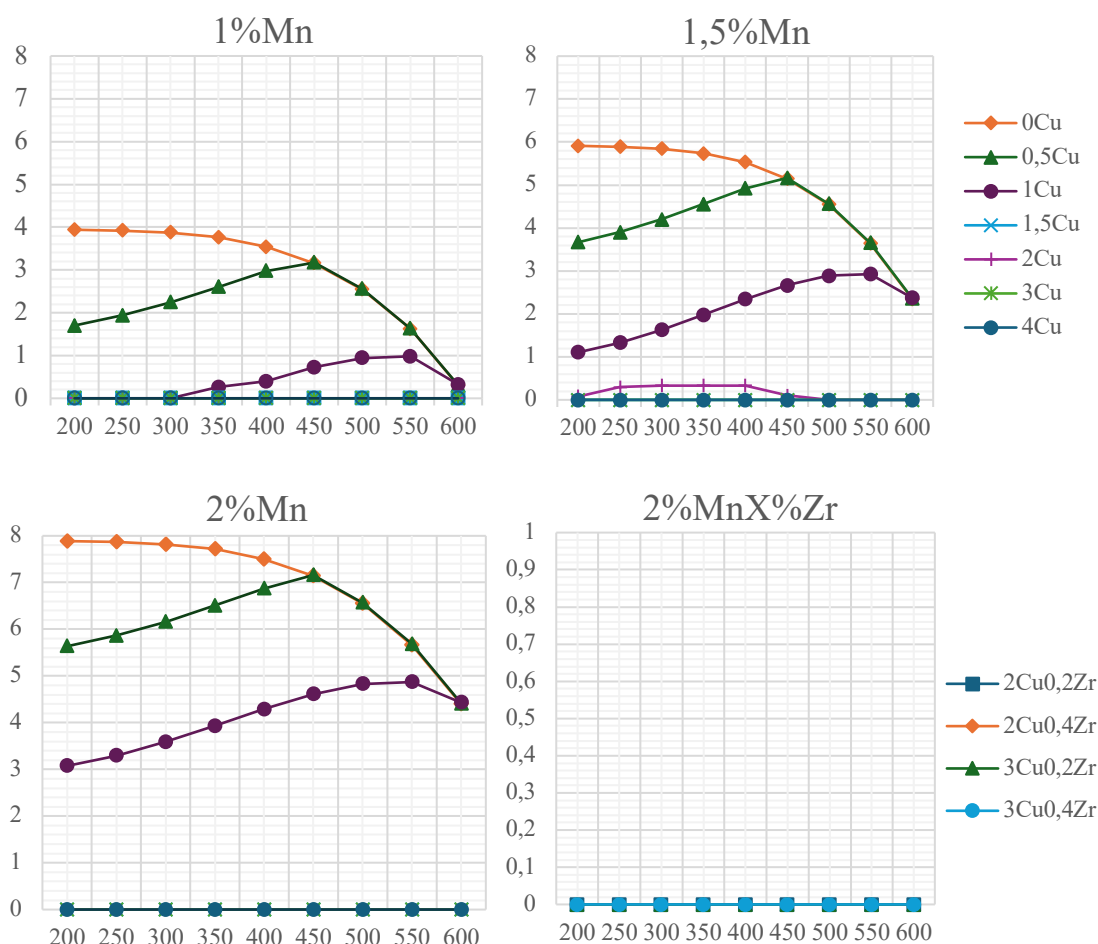


Рисунок 3.6 – Расчетные значения доли Al_6Mn в диапазоне температур от 200 до 600 °C

Наибольшее количество фазы Al_2Cu , находящейся в равновесии по отношению к остальным фазовым компонентам, наблюдается в сплавах, содержащих 1% Mn (рисунок 3.7a). Так же, как и в случае с Mn и Al_6Mn , увеличение доли Cu в сплаве приводит к росту доли Al_2Cu . При этом добавки до 1% Cu, за исключением сплава, содержащего 1% Mn, не приводят к образованию данной фазы. Добавки Zr в сплав не меняют количество Al_6Mn на всем диапазоне температур, поскольку этот элемент не участвует в образовании фазы.

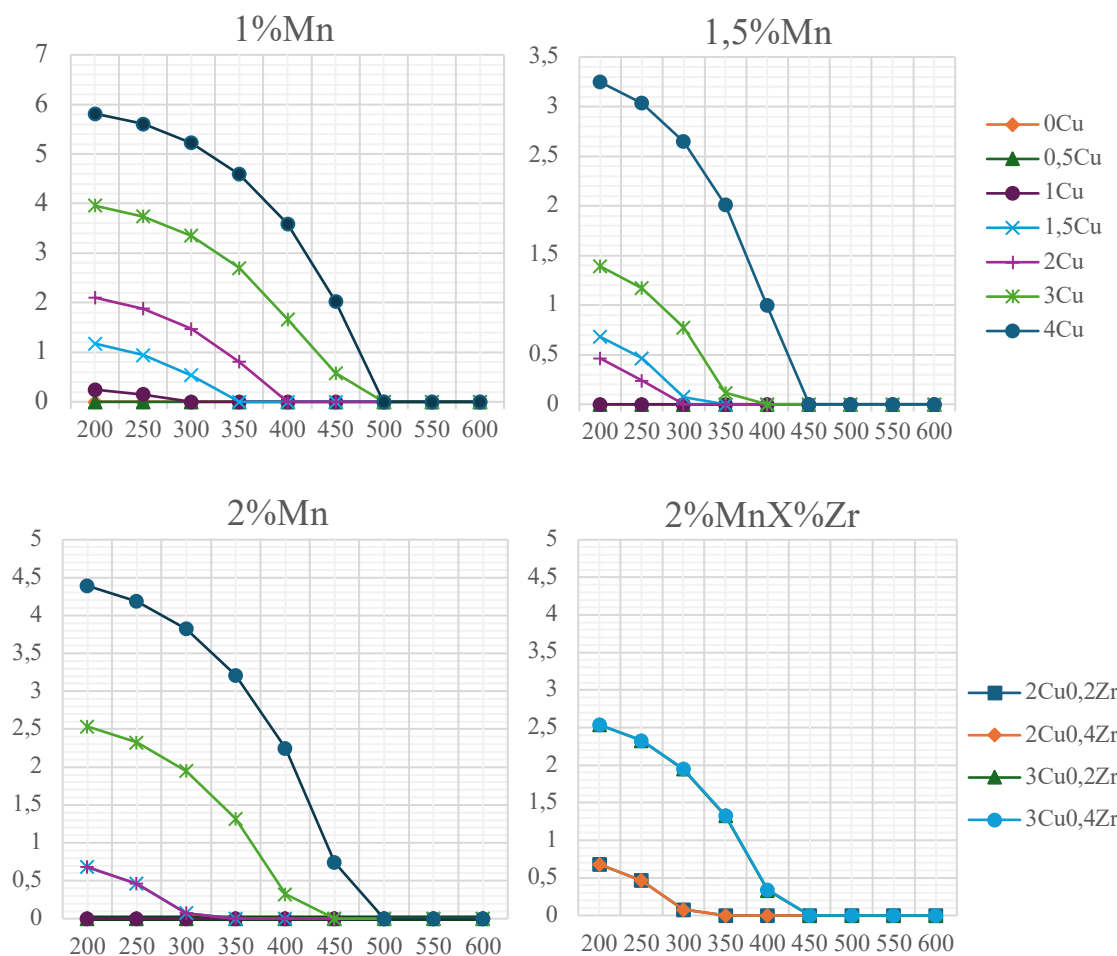


Рисунок 3.7 – Расчетные значения доли Al_2Cu в диапазоне температур от 200 до 600 °C

Анализ доли единственного тройного соединения в данной системе $Al_{20}Cu_2Mn_3$, приведенный на рисунке 3.8, показал ее рост по мере увеличения количества Mn и Cu в сплаве. При этом максимальное ее количество наблюдается в сплавах, содержащих как минимум по 1.5% Mn и Cu. Так же, как и в предыдущих случаях, добавки Zr не изменяют характер зависимости доли $Al_{20}Cu_2Mn_3$ на всем интервале исследуемых температур.

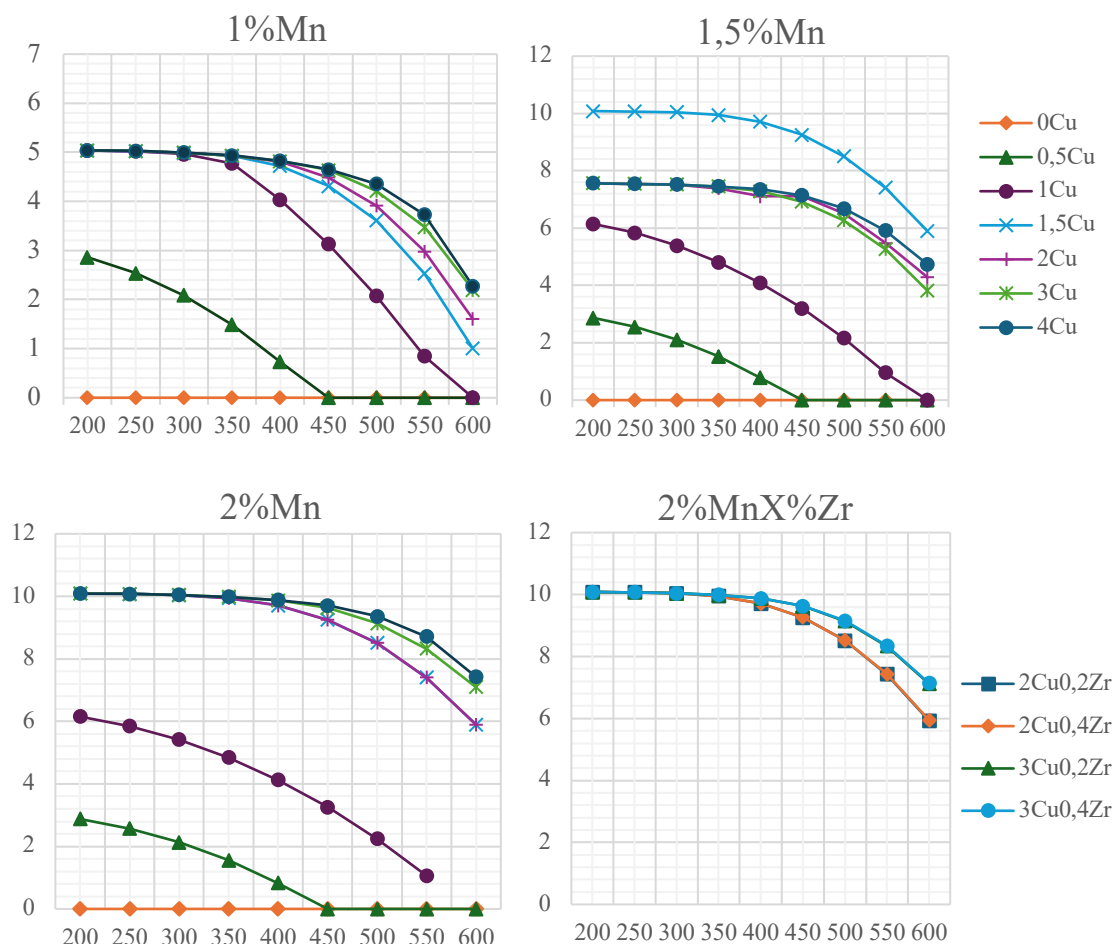


Рисунок 3.8 – Расчетные значения доли $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ в диапазоне температур от 200 до 600 °C

Основываясь на результатах качественного и количественного анализа, а также данных анализа литературных источников, можно сформулировать следующие промежуточные выводы:

- в сплавах, содержащих до 2% Mn, возможно образование до 10 масс. % вторичных выделений фазы $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$, при условии полного растворения Mn в (Al);
- большая доля Cu также может быть растворена в (Al), незначительная нерастворенная часть неизбежно приведет к образованию фазы Al_2Cu кристаллизационного происхождения;
- до 0.2% Zr может быть растворено в (Al) и в последствии в процессе отжига задействовано в образовании до 0.37 масс. % вторичных выделений фазы Al_3Zr (L1_2), при превышении количества Zr в сплаве выше

этого значения оставшаяся часть пойдет на образование фазы Al_3Zr (D0_{23}) кристаллизационного происхождения;

- максимальное количество фазы $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ можно получить при легировании сплава Mn и Cu как минимум в количестве 1.5% для каждого.

Полученные расчетные данные согласуются с данными литературного обзора, но тем не менее требуют экспериментального подтверждения.

3.2 Структура в литом состоянии

Согласно расчетам, приведенным в разделе 3.1 в системы легирования Al-Cu-Mn-(Zr) в изученном диапазоне концентраций легирующих элементов в сплавах могут обнаружены следующие фазовые составляющие:

- (Al);
- Al_6Mn ;
- Al_2Cu ;
- $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$;
- Al_3Zr .

Ввиду того, что в промышленных условиях по данным литературных источников кристаллизация протекает неравновесно, что может привести к образованию метастабильных соединений и сдвигу первичных полей кристаллизации, был проведен анализ реальных микроструктур модельных сплавов, полученных в соответствии с методикой, описанной в разделе 2.1.1 главы 2, с использованием сканирующего электронного микроскопа Tescan Vega III по методике, описанной в разделе 2.2.1 этой же главы.

Далее будут приведены микроструктуры модельных сплавов системы Al-Cu-Mn-(Zr) и одного экспериментального сплава состава Al-2Mn-2Cu масс. %, с целью установления закономерностей формирования фазового состава в зависимости от концентрации легирующих элементов и условий кристаллизации.

3.2.1 Модельные сплавы системы Al-Cu-Mn-(Zr)

Используя методику, описанную в пункте 2.2.1 главе 2, был проведен анализ фактического химического состава экспериментальных сплавов системы Al-Cu-Mn

и Al-Cu-Mn-Zr, полученных в лабораторных условиях, приведенный в таблицах 3.1 и 3.2.

Микроструктура исследуемых сплавов в исходном литом состоянии представлена на рисунках 3.1, 3.2 и 3.3. Анализ микроструктуры экспериментальных сплавов без добавки Cu и Zr выявил, что в сплавах 1-2 масс. % Mn реализуется однофазная структура, включающая твердый раствор (Al) и незначительное количество интерметаллидов фазы Al₆Mn. Данные EDS анализа показывают, что во всех случаях практически всё количество марганца растворяется в твердом растворе (Al), данные составов (Al) для всех сплавов приведены в таблицах 3.3-4. Сплавы, содержащие до 1.5 масс. % Cu, характеризуются наличием небольшого количества глобулярных включений фазы Al₂Cu.

Таблица 3.1 Фактические составы экспериментальных сплавов системы Al-Cu-Mn-(Zr), полученных в лабораторных условиях

№ п/п	Обозначение	Содержание элемента в сплаве, масс. %				
		Cu	Mn	Si	Fe	Al
1	1Mn	0,02 ± 0,02	0,91± 0,03	0,01 ± 0,03	0,01 ± 0,03	Основа
2	1Mn0.5Cu	0,55± 0,03	0,91± 0,03	0,01 ± 0,03	0,01 ± 0,03	
3	1Mn1Cu	1,0± 0,03	0,96± 0,03	0,04 ± 0,03	0,01 ± 0,03	
4	1Mn1.5Cu	1,66± 0,03	0,10± 0,04	0,04 ± 0,03	0,00 ± 0,02	
5	1Mn2Cu	1,98± 0,04	1,21± 0,04	0,04 ± 0,03	0,00 ± 0,02	
6	1Mn3Cu	2,66± 0,04	0,85± 0,04	0,01 ± 0,03	0,01 ± 0,03	
7	1.5Mn	0,0± 0,15	1,55± 0,03	0,01 ± 0,03	0,00 ± 0,02	
8	1.5Mn0.5Cu	0,65± 0,04	1,75± 0,03	0,04 ± 0,03	0,00 ± 0,03	
9	1.5Mn1Cu	1,1± 0,04	1,84± 0,03	0,04 ± 0,03	0,01 ± 0,03	
10	1.5Mn1.5Cu	1,44± 0,03	1,75± 0,03	0,04 ± 0,03	0,01 ± 0,03	
11	1.5Mn2Cu	2,12± 0,03	1,55± 0,04	0,04 ± 0,03	0,00 ± 0,03	
12	1.5Mn3Cu	2,76± 0,03	1,44± 0,04	0,01 ± 0,03	0,01 ± 0,03	
13	2Mn	0,03 ± 0,04	1,72 ± 0,04	0,01 ± 0,03	0,01 ± 0,03	
14	2Mn0.5Cu	0,61 ± 0,04	1,73 ± 0,04	0,04 ± 0,03	0,01 ± 0,03	
15	2Mn1Cu	1,15 ± 0,04	1,84 ± 0,04	0,04 ± 0,03	0,01 ± 0,03	
16	2Mn1.5Cu	1,66 ± 0,04	1,79 ± 0,03	0,04 ± 0,03	0,00 ± 0,02	
17	2Mn2Cu	1,97 ± 0,04	1,75 ± 0,03	0,01 ± 0,03	0,00 ± 0,02	
18	2Mn3Cu	2,82 ± 0,04	1,73 ± 0,03	0,01 ± 0,03	0,00 ± 0,02	
19	2Mn4Cu	3,91 ± 0,04	1,81 ± 0,04	0,04 ± 0,03	0,01 ± 0,02	

Таблица 3.2 Фактические составы экспериментальных сплавов системы Al-Cu-Mn-Zr, полученных в лабораторных условиях

№ п/п	Обозначение	Содержание элемента в сплаве, масс. %					
		Cu	Mn	Zr	Si	Fe	Al
1	2Mn2Cu0.2Zr	1,89 ± 0,03	1,82 ± 0,03	0,2 ± 0,04	0,01 ± 0,03	0,01 ± 0,03	Основа
2	2Mn2Cu0.4Zr	1,82 ± 0,03	1,79 ± 0,04	0,5 ± 0,05	0,01 ± 0,03	0,00 ± 0,02	
3	2Mn3Cu0.2Zr	2,91 ± 0,03	1,75 ± 0,04	0,19 ± 0,05	0,01 ± 0,03	0,00 ± 0,02	
4	2Mn3Cu0.4Zr	2,87 ± 0,03	1,74 ± 0,03	0,36 ± 0,04	0,01 ± 0,03	0,00 ± 0,02	

В сплавах с количеством 2 масс. % Cu наблюдаются прожилки фазы Al_2Cu и эвтектические колонии (Al) + Al_2Cu . С увеличением количества Cu до 3 масс. % доля эвтектических колоний возрастает.

Сплав Al-3%Mn-4%Cu (масс. %) характеризуется двойной эвтектикой (Al) + Al_2Cu . С повышением концентрации Cu в сплавах также растет ее растворимость в твердом растворе (Al), однако уже при достижении 3-4 масс. % наблюдается тенденция к уменьшению растворимости, что говорит о приближении к максимуму при используемых параметрах литья.

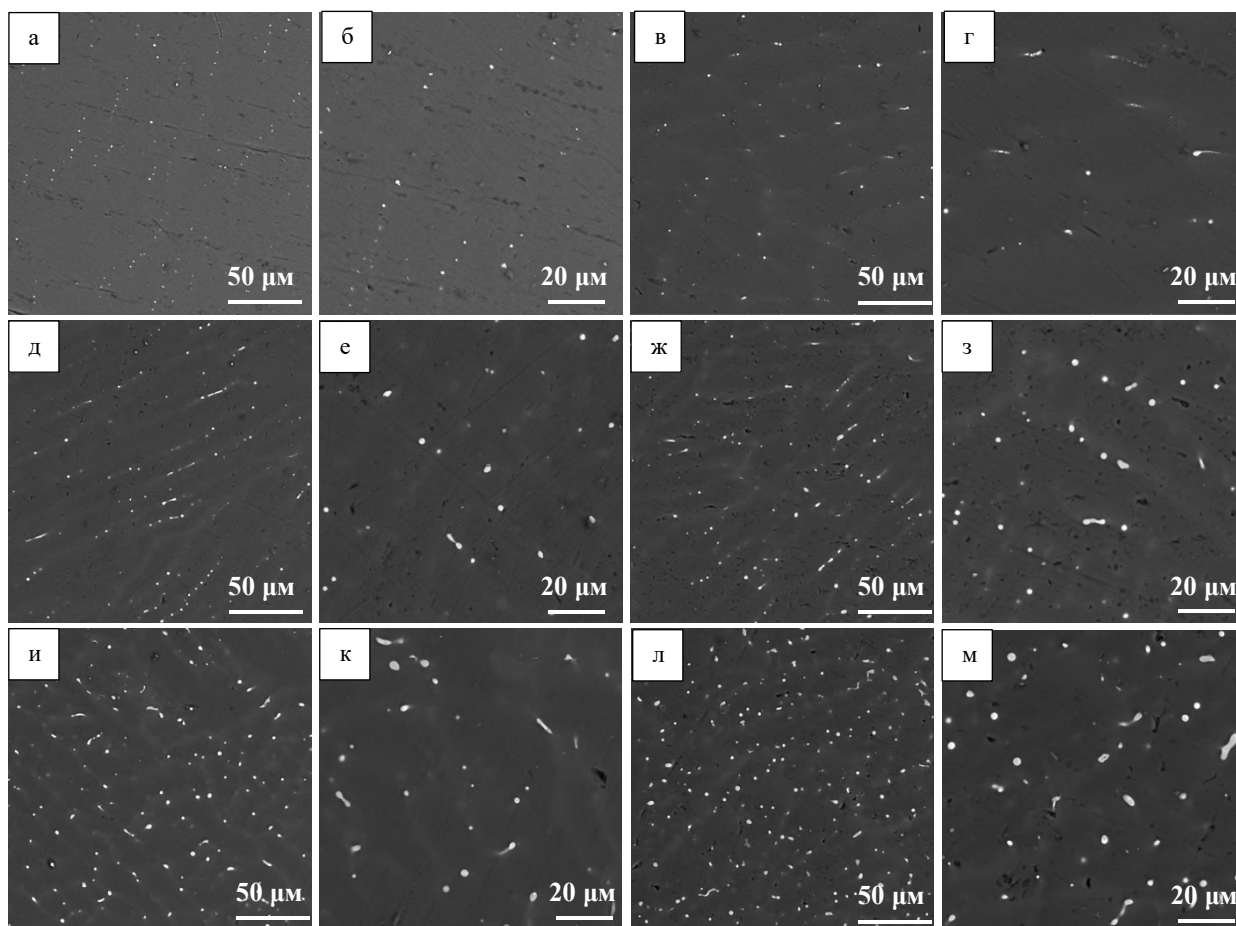


Рисунок 3.1 – Структура сплавов группы Al-1%Mn-X%Cu (масс. %) в литом состоянии:

а,б) 0%Cu; в,г) 0,5%Cu; д,е) 1%Cu; ж,з) 1,5%Cu; и,к) 2%Cu; л,м) 3%Cu.

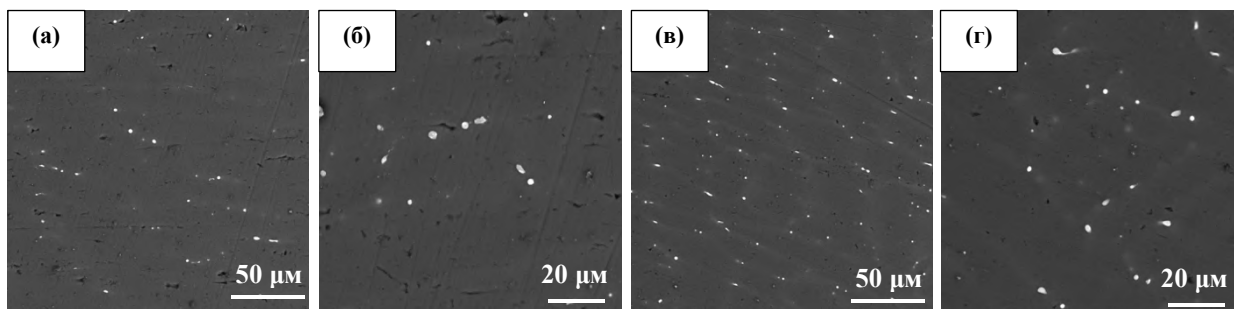


Рисунок 3.2 – Структура сплавов группы Al-1,5%Mn-X%Cu (масс. %) в литом состоянии:
а,б) 0,5%Cu; в,г) 1%Cu.

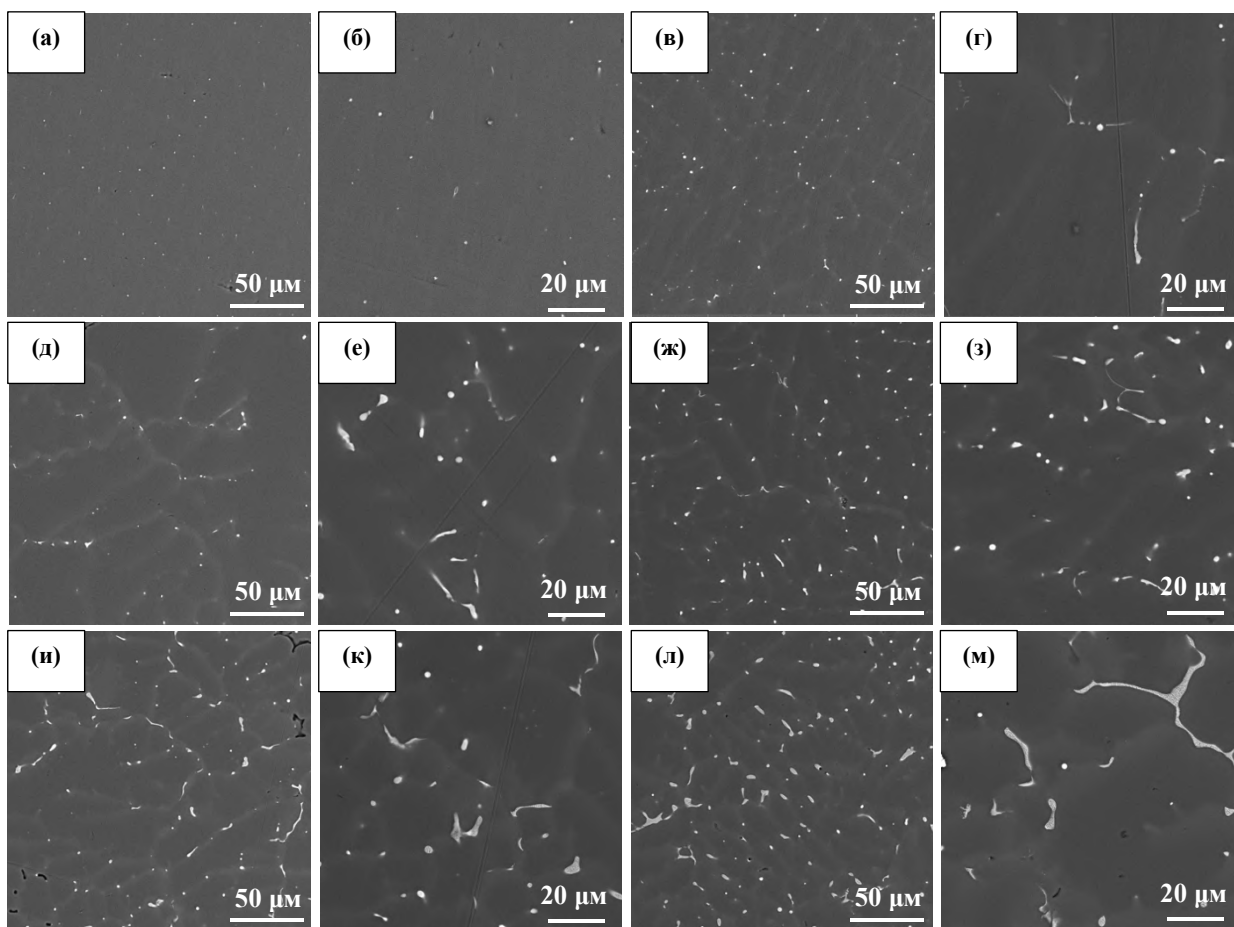


Рисунок 3.3 – Структура сплавов группы Al-2%Mn-X%Cu (масс. %) в литом состоянии:
а,б) 0%Cu; в,г) 0,5%Cu; д,е) 1%Cu; ж,з) 1,5%Cu; и,к) 2%Cu; л,м) 3%Cu.

Микроструктура сплавов, содержащих 2% Mn, 2-3% Cu с добавками Zr в количестве 0.2-0.4%, существенно не отличается от таковых без его добавки (рисунки 3.3 и 3.4). Хотя по данным предварительного расчета и анализа состава (Al) установлено, что во всех сплавах с Zr предельная концентрация его не превышает 0.20%, а всё остальное количество должно идти на образование фазы Al_3Zr

кристаллизационного происхождения, ее присутствие в структуре не велико, а их размер не превышает 5 мкм (рисунок 3.4г).

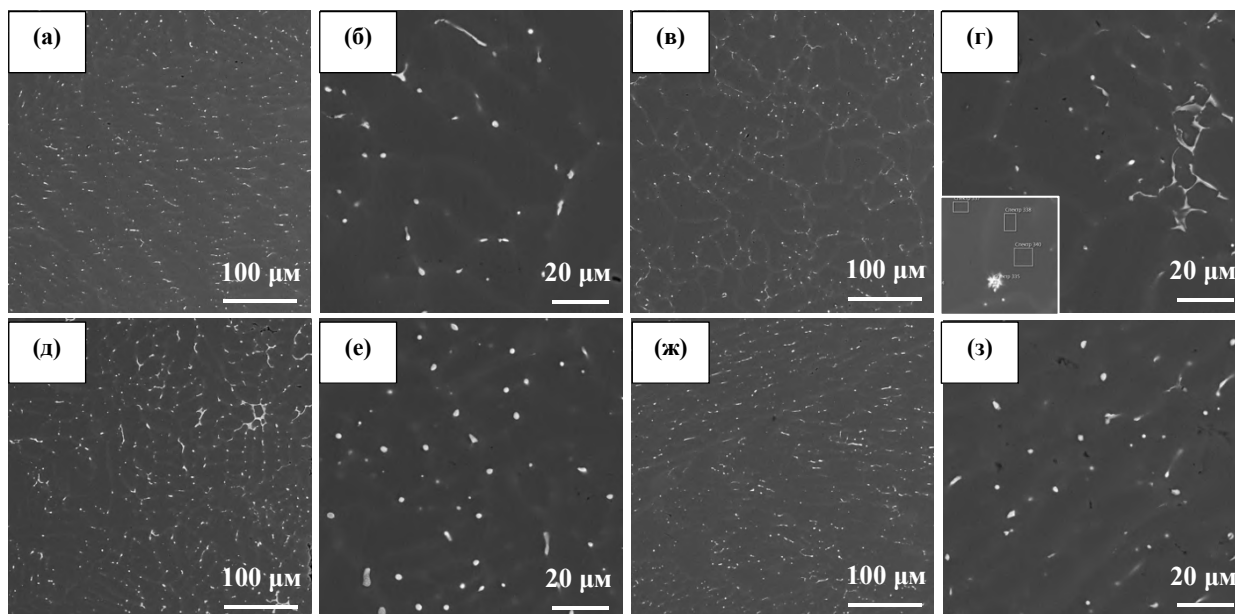


Рисунок 3.4 – Структура сплавов группы Al-2%Mn-X%Cu-Y%Zr(масс. %) в литом состоянии:

а,б) 2%Cu, 0,2%Zr; в,г) 2%Cu, 0,4%Zr; д,е) 3%Cu, 0,2%Zr; ж,з) 3%Cu, 0,4%Zr.

Таблица 3.3 Фактический состав твердого раствора (Al) в литых слитках экспериментальных сплавов системы Al-Cu-Mn

№ п/п	Обозначение	Концентрация, масс. %	
		Cu	Mn
1	1Mn	$<0,01 \pm 0,14$	$0,87 \pm 0,12$
2	1Mn0.5Cu	$0,21 \pm 0,19$	$0,90 \pm 0,12$
3	1Mn1Cu	$0,47 \pm 0,14$	$0,85 \pm 0,13$
4	1Mn1.5Cu	$0,58 \pm 0,14$	$0,77 \pm 0,12$
5	1Mn2Cu	$0,84 \pm 0,14$	$0,9 \pm 0,13$
6	1Mn3Cu	$1,80 \pm 0,14$	$0,88 \pm 0,12$
7	1.5Mn	$<0,01$	$1,52 \pm 0,12$
8	1.5Mn0.5Cu	$0,24 \pm 0,14$	$1,19 \pm 0,12$
9	1.5Mn1Cu	$0,37 \pm 0,15$	$1,26 \pm 0,12$
10	1.5Mn1.5Cu	$1,30 \pm 0,15$	$1,39 \pm 0,13$
11	1.5Mn2Cu	$1,82 \pm 0,15$	$1,17 \pm 0,13$
12	1.5Mn3Cu	$2,44 \pm 0,15$	$1,31 \pm 0,13$
13	2Mn	$<0,01$	$1,62 \pm 0,12$
14	2Mn0.5Cu	$0,45 \pm 0,14$	$1,59 \pm 0,12$
15	2Mn1Cu	$0,42 \pm 0,14$	$1,83 \pm 0,12$
16	2Mn1.5Cu	$1,09 \pm 0,14$	$1,75 \pm 0,13$
17	2Mn2Cu	$1,23 \pm 0,19$	$1,69 \pm 0,13$
18	2Mn3Cu	$1,38 \pm 0,15$	$1,77 \pm 0,12$
19	2Mn4Cu	$1,55 \pm 0,15$	$1,81 \pm 0,12$

Данные анализа состава (Al) сплавов с добавкой Zr показывают, что предельная растворимость составляет около 0.18 %Zr во всем диапазоне изученных концентраций (рисунок 3.5в). Это согласуется с результатами предварительного расчета, представленными в предыдущем разделе.

Таблица 3.4 Фактический состав твердого раствора (Al) в литых слитках экспериментальных сплавов системы Al-Cu-Mn-Zr

№ п/п	Обозначение	Концентрация, масс. %		
		Cu	Mn	Zr
1	2Mn2Cu0.2Zr	$<0,01 \pm 0,14$	$0,87 \pm 0,12$	$0,18 \pm 0,15$
2	2Mn2Cu0.4Zr	$0,21 \pm 0,19$	$0,90 \pm 0,12$	$0,19 \pm 0,12$
3	2Mn3Cu0.2Zr	$0,47 \pm 0,14$	$0,85 \pm 0,13$	$0,17 \pm 0,13$
4	2Mn3Cu0.4Zr	$0,58 \pm 0,14$	$0,77 \pm 0,12$	$0,2 \pm 0,13$

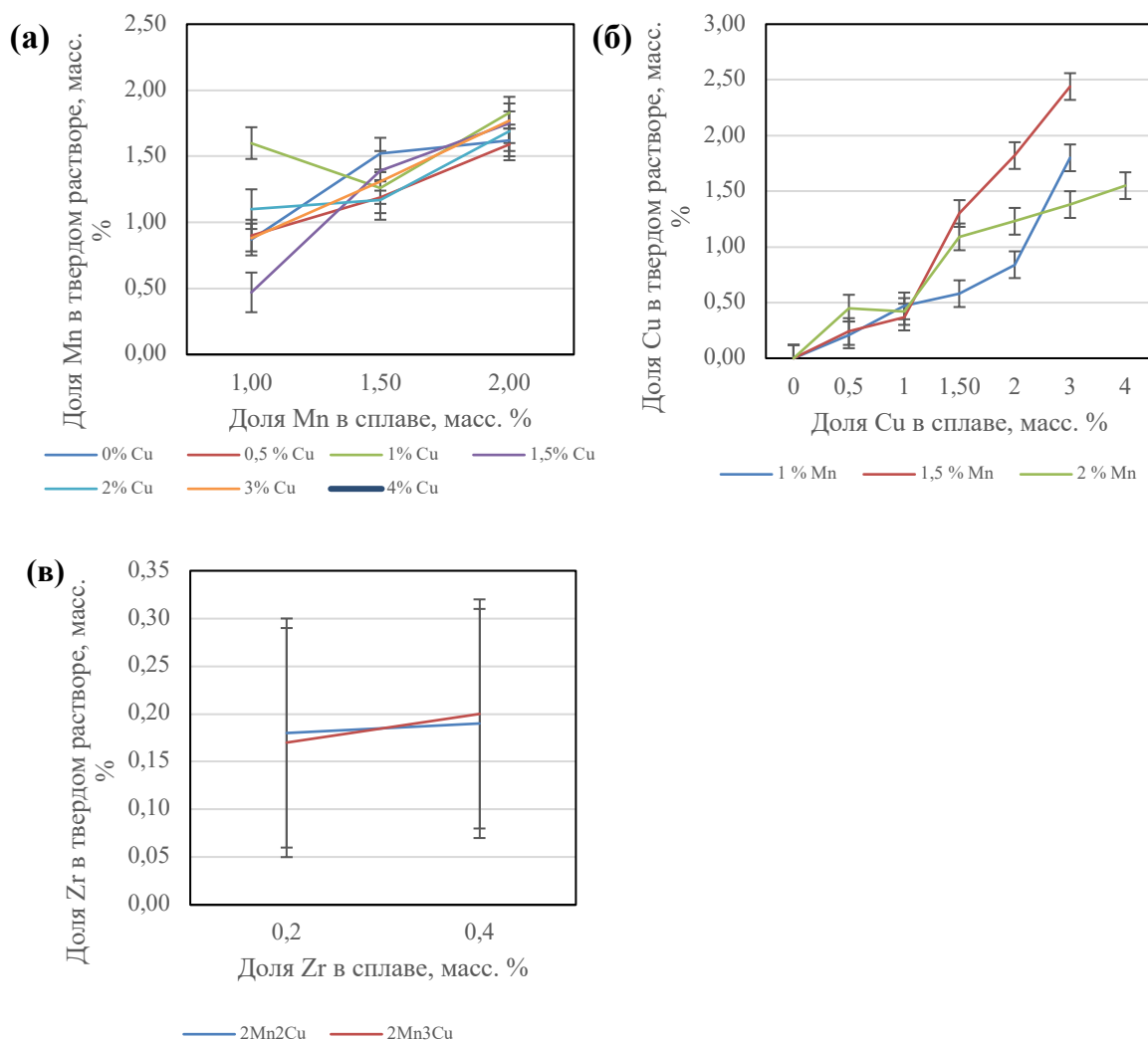


Рисунок 3.5 – Зависимость изменения растворимости Mn (а), Cu (б) и Zr (в) в твердом растворе (Al) от их количества в сплаве

3.2.2 Экспериментальный сплав Al-2%Mn-2%Cu (масс. %)

Ввиду того, что сплавы с 2 масс. % Cu при литье модельных слитков показывают наименьшее количество эвтектических включений фазы Al_2Cu , был

проведен дополнительный анализ микроструктуры на образцах, отлитых в цилиндрическую изложницу диаметром 60 мм. Расчетный и фактический состав сплава отражен в таблице 3.5.

Таблица 3.5 Химический состав экспериментального сплава Al-2Mn-2Cu

Показатель	Концентрация, масс. %		
	Cu	Mn	Al
Расчетное	2	2	Основа
Фактическое	$2,16 \pm 0,15$	$1,90 \pm 0,11$	

Анализ литой структуры показал, что при данных параметрах литья для сплава характерно присутствие небольшого количества эвтектических включений фаз Al_2Cu и $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$ (ввиду небольшого количества Fe и Si в шихтовом материале). Это может говорить о достаточной технологичности при последующей деформационно-термической обработке.

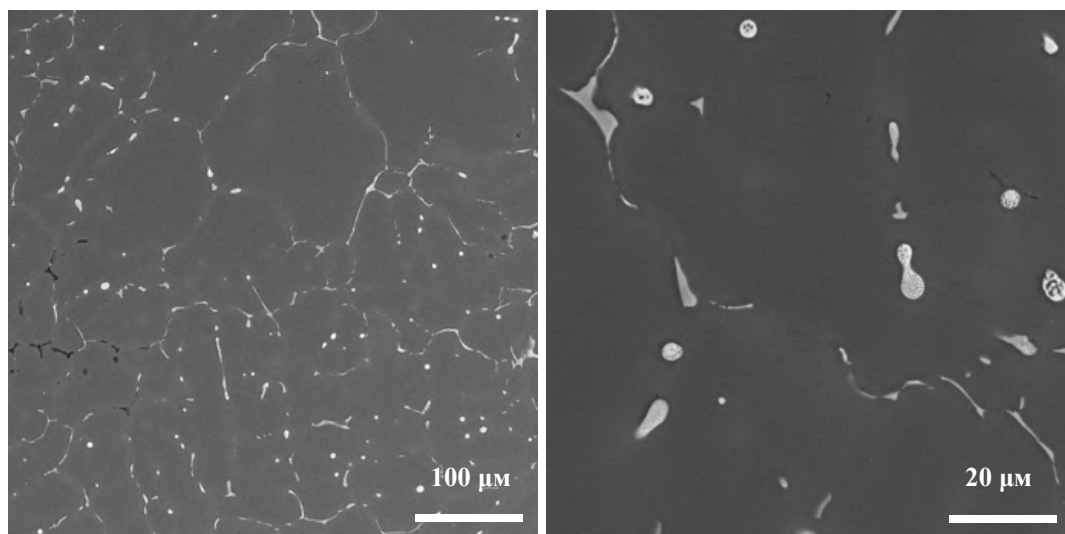


Рисунок 3.6 – Микроструктура слитка 60 мм сплава Al-2Mn-2Cu

3.3 Структура после ДТО

3.3.1 Модельные сплавы системы Al-Cu-Mn-(Zr)

Оценку деформационной способности модельных сплавов проводили по схеме холодной прокатки на вальцах со степенью обжатия 80 %, что давало на выходе лист толщиной 2 мм. Все сплавы, кроме 2Mn4Cu, продемонстрировали высокую деформационную пластичность. Поскольку для проведения деформации сплава 2Mn4Cu требуется предварительная термическая обработка с целью

растворения эвтектических частиц Al_2Cu , в дальнейшем он был исключен из исследования.

Также ввиду того, что во все экспериментальные сплавы показали высокую степень растворимости Mn в твердом растворе (Al) для дальнейших исследований были выбраны сплавы содержащие 2 масс. % Mn.

Анализ микроструктуры сплавов после деформационной обработки (режимы отражены в разделе 2.1.3 главы 2) демонстрирует дробление эвтектических включений. При этом в сплавах Al-2%Mn-3%Cu (масс. %) частицы обладают большим размером и менее равномерным распределением, по сравнению со сплавом Al-2%Mn-2%Cu (рисунок 3.7лм).

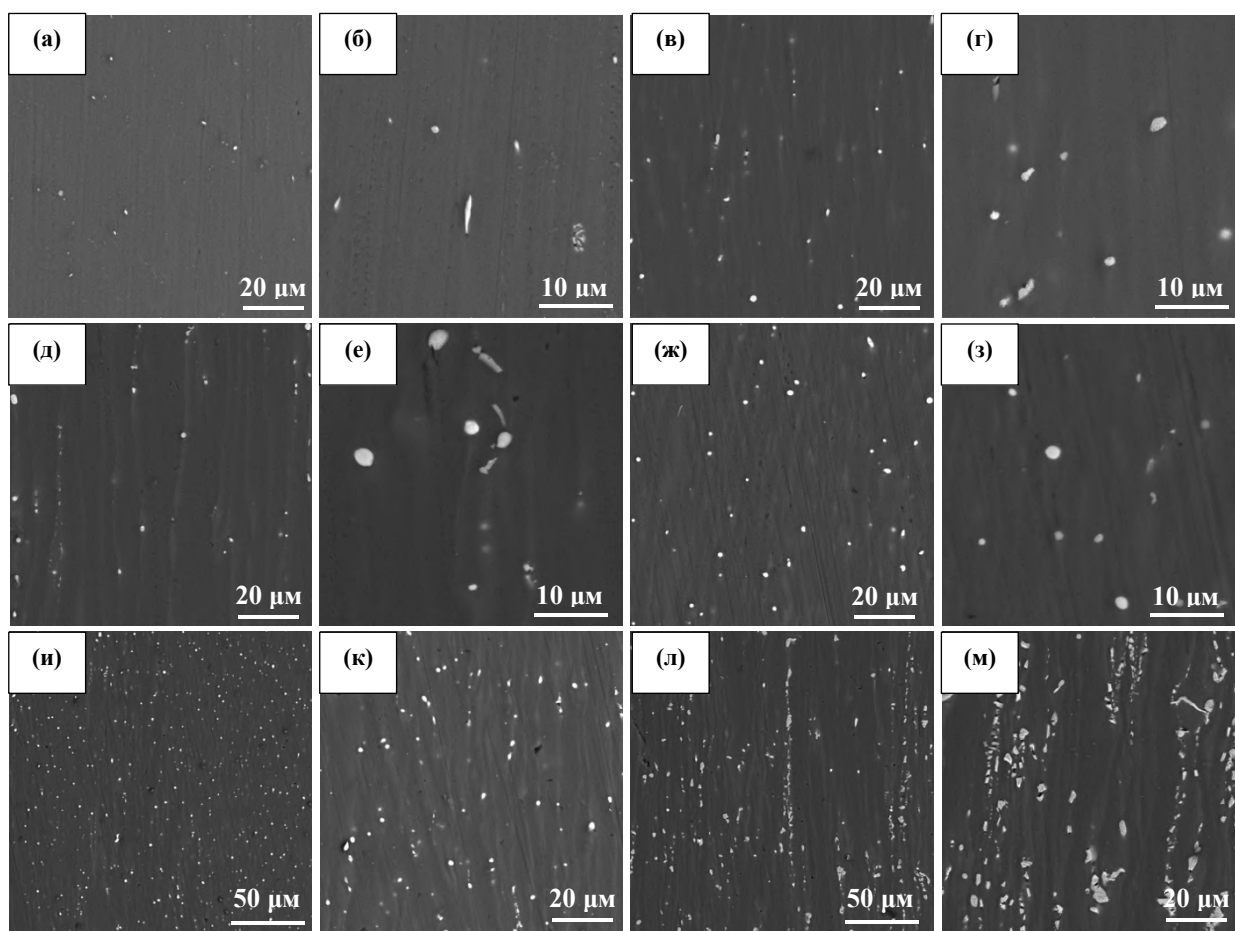


Рисунок 3.7 – Структура сплавов группы Al-2%Mn-X%Cu (масс. %) после холодной прокатки до 2 мм:

а,б) 0%Cu; в,г) 0,5%Cu; д,е) 1%Cu; ж,з) 1,5%Cu; и,к) 2%Cu; л,м) 3%Cu.

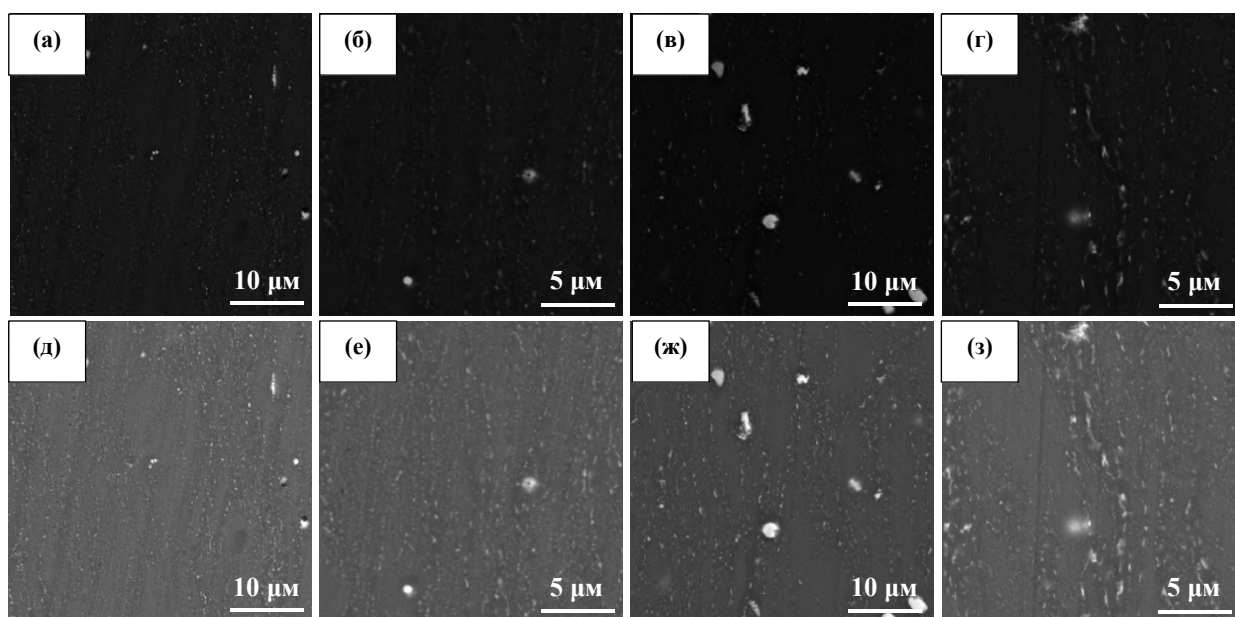


Рисунок 3.8 – Структура сплавов группы Al-2%Mn-X%Cu-Y%Zr (масс. %) после холодной прокатки до 2 мм:
а,б) 2%Cu, 0,2%Zr; в,г) 2%Cu, 0,4%Zr; д,е) 3%Cu, 0,2%Zr; ж,з) 3%Cu, 0,4%Zr.

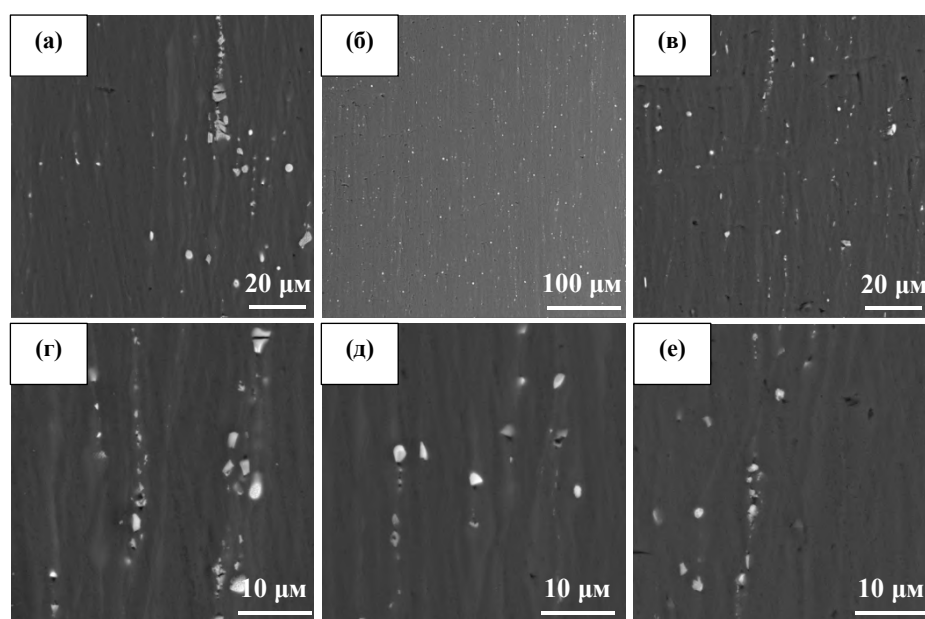


Рисунок 3.9 – Структура сплавов группы Al-2%Mn-X%Cu-Y%Zr (масс. %) после холодной прокатки до 0,5 мм:
а,г) 2%Cu, 0%Zr; б,д) 2%Cu, 0,4%Zr; в,е) 3%Cu, 0,4%Zr.

Поскольку сплавы с добавками Zr продемонстрировали наибольшую термическую стабильность и имели заметно более высокий уровень НВ и УЭП, что будет показано далее, было принято решение подвергнуть сплавы, содержащие 0.4% Zr и сплав состава 2%Mn-2%Cu, который будет отобран далее для опробывания его в условиях, близких к промышленным, еще большей степени

деформации с целью установления их уровня технологичности. Анализ структуры образцов данных сплавов, представленный на рисунке 3.9, показал, что при холодной прокатке до 0.5 мм существенной фрагментации, по сравнению с деформацией до 2 мм, Cu-содержащих включений не наступает, а структуру можно охарактеризовать еще большим вытягиванием зерен.

Для дальнейших структурных исследований деформированных образцов сплавов, подвергнутых отжигу, были выбраны сплавы, содержащие 2% Mn и от 2% Cu, ввиду наибольшего ожидаемого количества вторичных выделений фазы $Al_{20}Cu_2Mn_3$ по данным количественного анализа, проведенного в разделе 3.1 настоящей главы.

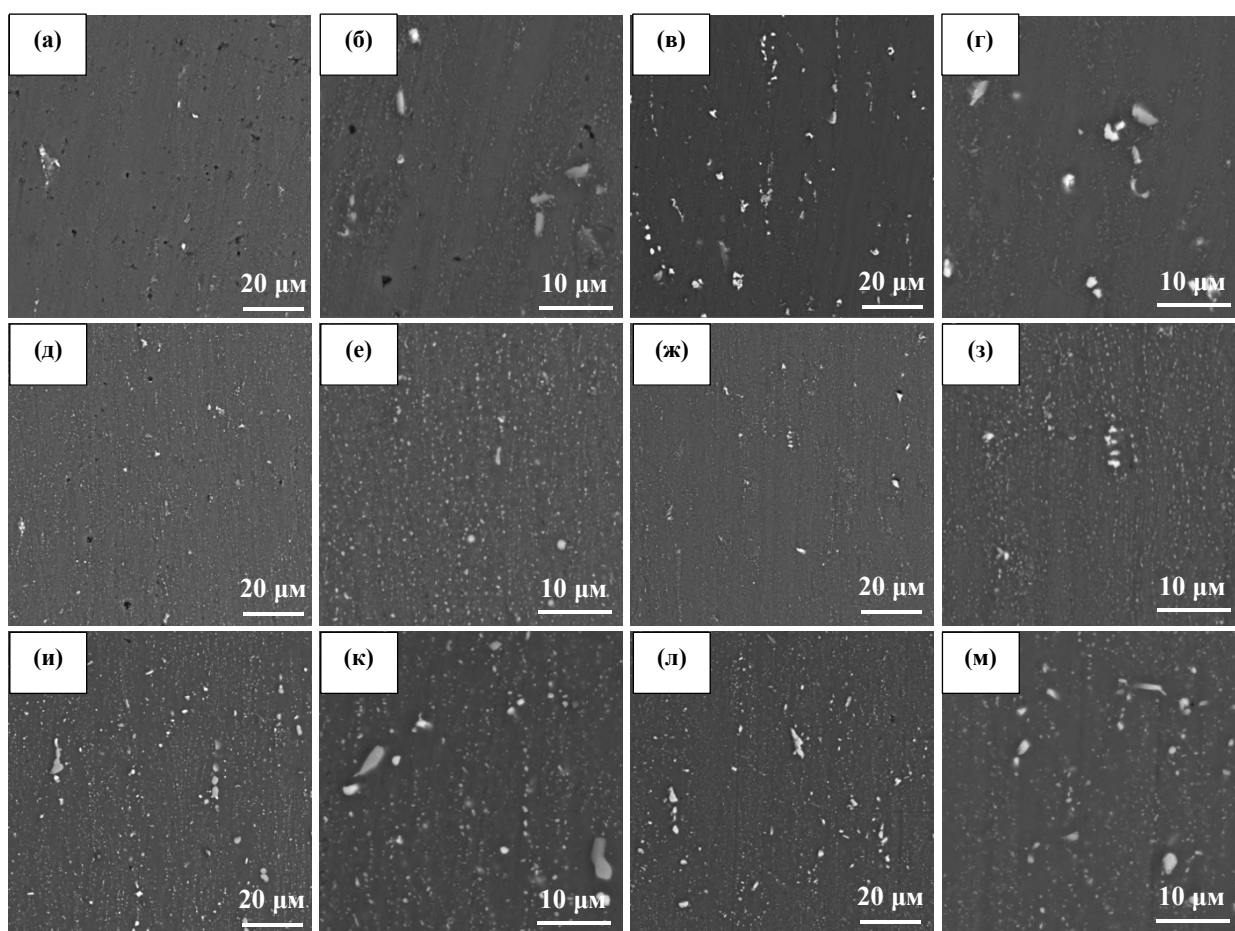


Рисунок 3.10 – Структура 2 мм ХП лент сплавов группы Al-2%Mn-X%Cu (масс. %) после термической обработки:
а,б,д,е,и,к) 2%Cu; в,г,ж,з,л,м) 3%Cu; а-г) T400, 3 ч.; д-з) T500, 3 ч.; и-м) T600, 3 ч.

Анализ микроструктуры деформированных образцов, подвергнутых отжигу, показал, что в сплаве Al-2%Mn-2%Cu при температуре 400 °C структура

характеризуется включениями $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ фазы, тогда как в сплаве $\text{Al-2\%Mn-3\%Cu}$ (масс. %) присутствуют не растворившиеся частицы Al_2Cu (рисунок 3.10а-г). Отжиг при температуре $500\text{ }^\circ\text{C}$ характеризуется началом роста частиц (рисунок 3.10д-з), и при температуре $600\text{ }^\circ\text{C}$ наблюдается их коагуляция (рисунок 3.10и-м).

Дополнительно был проведен структурный анализ 0.5 мм ХП лент сплава, содержащего $2\%\text{ Mn}$ и $2\%\text{ Cu}$ в исходном и отожженном состоянии с использованием методики ПЭМ, описанной в разделе 2.2.1 главы 2 (рисунок 3.11). В исходном состоянии структура характеризуется высокой плотностью дислокаций и отсутствием дисперсоидов $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ фазы, как видно на рисунке 3.11а-в. После отжига при $400\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 3 часов можно наблюдать равномерно распределенные в алюминиевой матрице дисперсоиды (рисунок 3.11г-е). При этом размер данных частиц не превышает 100 нм . Часть дисперсоидов можно обнаружить по границам субзерен (рисунок 3.11д).

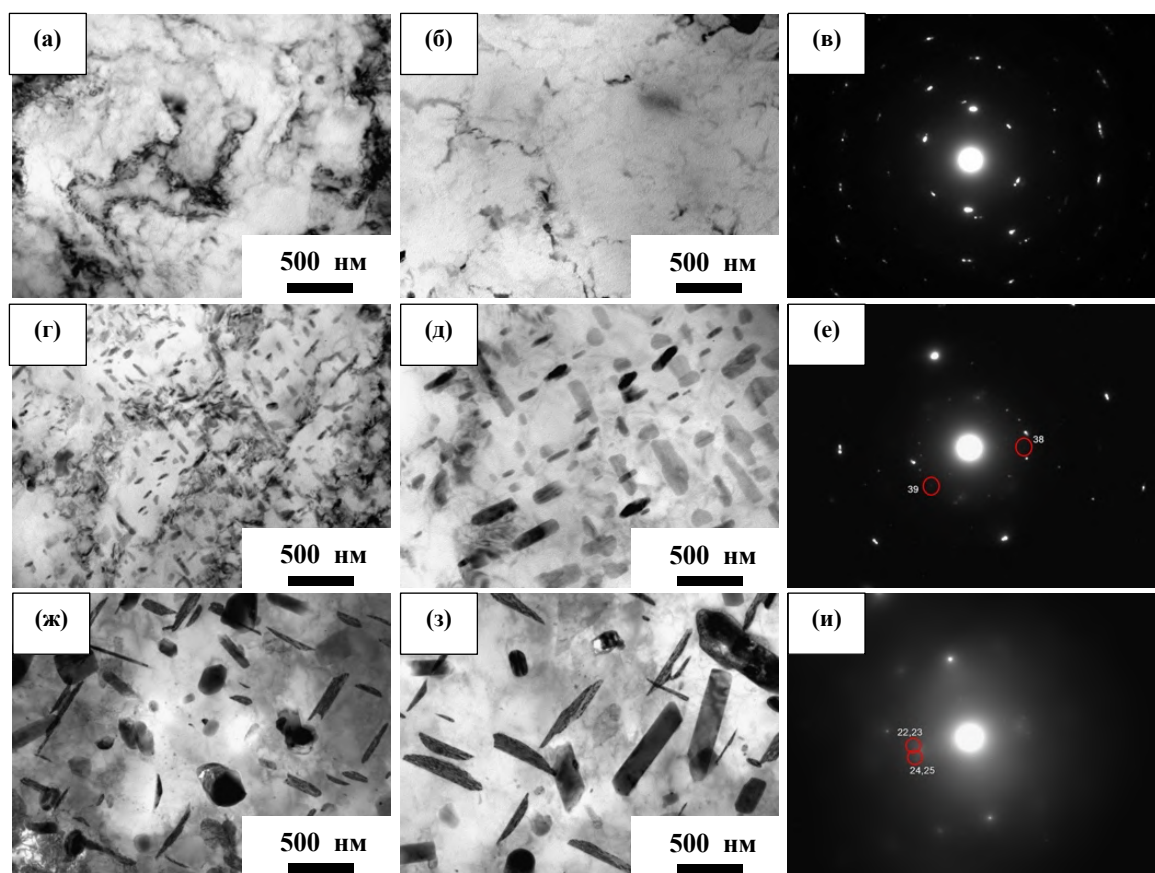


Рисунок 3.11 – Структура 0.5 мм ХП лент сплава $\text{Al-2\%Mn-2\%Cu}$ (масс. %) и $2201: 2\text{Cu}_2\text{Mn}$ в исходном состоянии; г-е) $2\text{Cu}_2\text{Mn}$ после T400, 3 ч. ; ж-и) 2201 после T6 T400, 3ч. ;

а-б, г-д, ж-з) ПЭМ; в,е,з) ТЕМ

Для сравнения, структура сплава 2219 после аналогичного отжига характеризуется наличием крупных выделений фазы Al_2Cu , размер которых превышает 1 мкм (рисунок 3.11ж-з). Наличие в модельном сплаве большого количества дисперсоидов $Al_{20}Cu_2Mn_3$ фазы помогает сохранить нерекристаллизованную структуру после отжига при 400 °С, тогда как сплав 2219 имеет полностью рекристаллизованную структуру (рисунок 3.12).

Фрактографический анализ 0.5 мм ХП лент сплавов, содержащих 2% Mn, 2% Cu с опциональной добавкой 0.4% Zr в исходном и отожженном состоянии с использованием методики СЭМ, описанной в разделе 2.2.1 главы 2 (рисунок 3.13в,е,и,м), показал ямочную структуру как в исходном, так и в отожженном состоянии. На образцах в исходном состоянии наблюдаются глобулярные частицы фазы Al_2Cu , в отожженных образцах данные частицы не наблюдаются, а ямки более глубокие, что указывает на достаточную пластичность при разрушении.

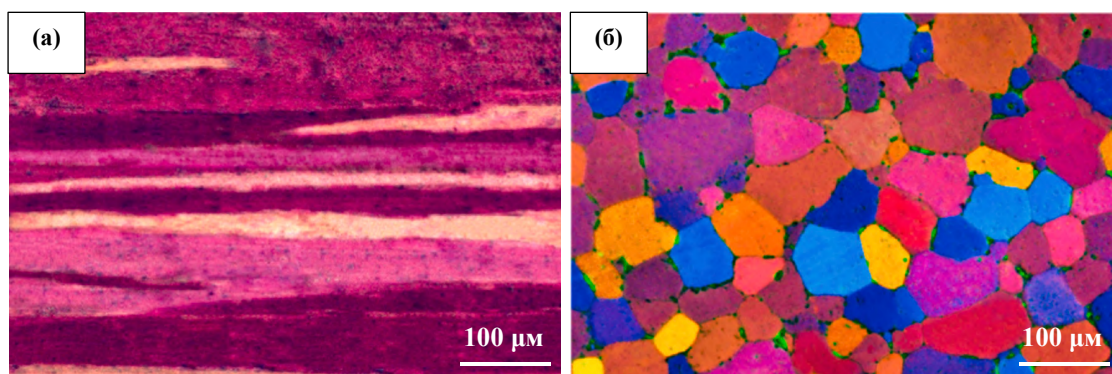


Рисунок 3.12 – Зеренная структура сплавов 2Cu2Mn (а) и 2219 (б), полученных в виде 0.5 мм ХП лент после отжига при 400 °С в течение 3 часов, ОМ (поляризованный свет)

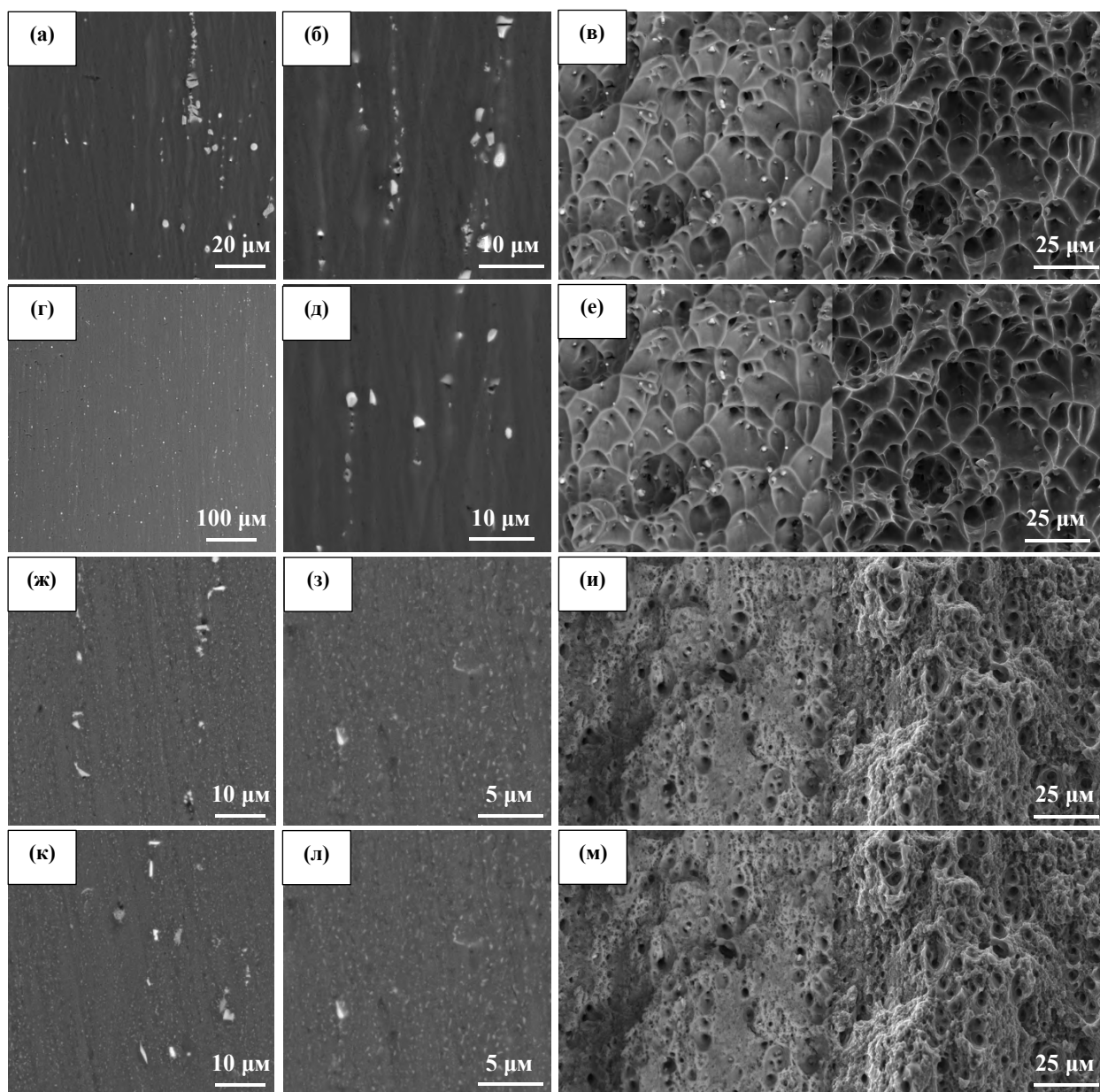


Рисунок 3.13 – Структура и фрактография 0.5 ХП лент сплава
 $\text{Al-2\%Mn-2\%Cu-(0,4\%Zr)}$:
 а-в, ж-и) 0% Zr; г-е, к-м) 0.4% Zr;
 а-в, г-е) исходное состояние; ж-и, к-м) T400, 3 ч.

3.3.2 Экспериментальный сплав Al-2%Mn-2%Cu (масс. %)

Успешное прессование со степенью обжатия 94% слитка диаметром 60 мм из экспериментального сплава Al-2Cu-2Mn подтвердило высокий уровень деформационной пластичности. Анализ микроструктуры после деформационной обработки (режимы отображены в таблице 2.3) демонстрирует дробление эвтектических включений (рисунок 3.14). Вместе с тем температура горячего прессования оказалась достаточно низкой для растворения эвтектических частиц фазы Al_2Cu . Основным структурным изменением стало приобретение волокнистой структуры после деформации (рисунок 3.15).

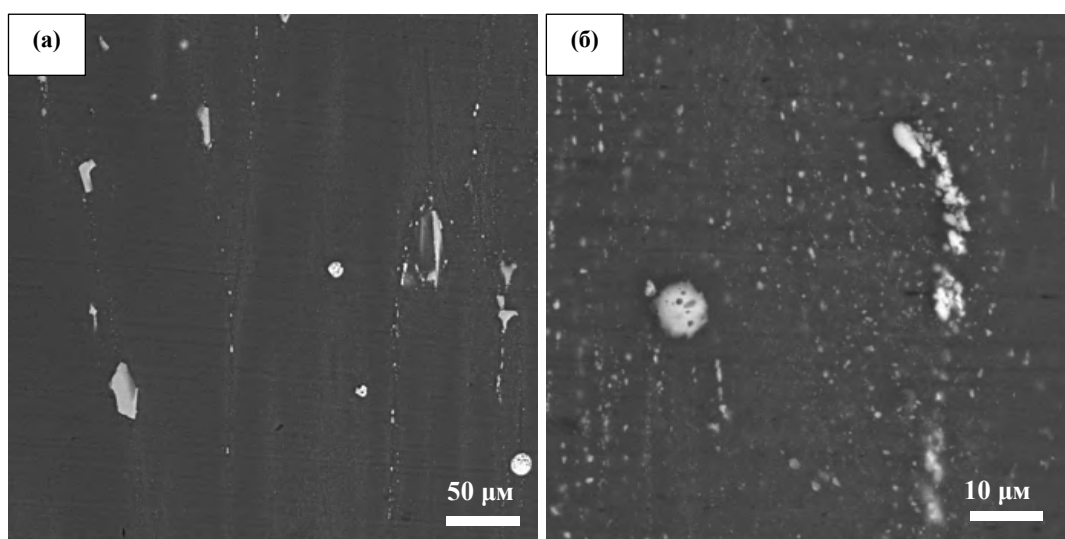


Рисунок 3.14 – Микроструктура прутка 15 мм после горячего прессования при температуре 300 °С из 60 мм слитка сплава Al-2Mn-2Cu

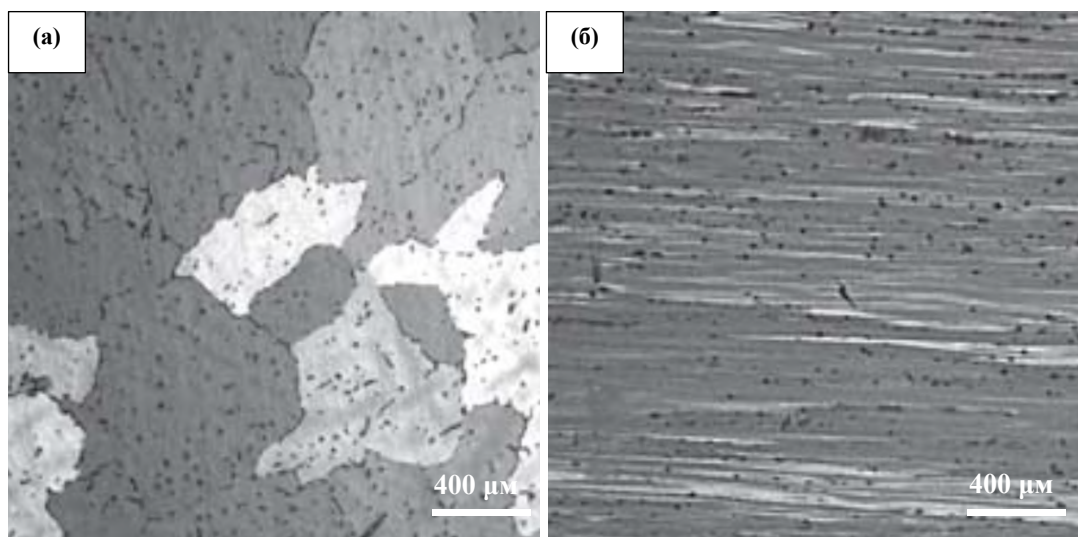


Рисунок 3.15 – Зеренная структура слитка 60 мм (а) и прессованного прутка 15 мм (б) из него сплава Al-2Mn-2Cu

Дальнейшая прокатка и волочение проводились при комнатной температуре, в связи с чем фазовый состав практически не должен изменяться. С увеличением обжата ожидается продолжение измельчения эвтектических частиц, что должно положительно повлиять на увеличение деформационной пластичности и механических свойств.

3.4 Влияние химического состава и режима ДТО на физико-механические свойства

Анализ литой и деформированной структуры модельных сплавов показал наличие как первичных кристаллов Cu-содержащей фазы Al_2Cu , так и Zr-содержащей фазы Al_3Zr в сплавах с содержанием Zr выше 0.2%, вместе с тем целесообразно будет оценить влияния химического состава и режима ДТО на комплекс физико-механических свойств.

Оценка влияния химического состава и режима ДТО на физико-механические свойства модельных и экспериментального сплава проводилась на литых слитках и деформированных полуфабрикатах, подготовленных по режимам, отраженным в разделах 2.1.1 и 2.1.3 главы 2 настоящей работы.

Как было показано в предыдущих разделах главы при помощи расчетных и экспериментальных методик, температура отжига может существенно влиять на фазовый состав, а вместе с ним и на свойства сплава, поскольку данные характеристики неразделимы.

3.4.1 Модельные сплавы системы Al-Cu-Mn-(Zr)

Твердость сплава была выбрана в качестве параметра для оценки прочностных характеристик сплава, поскольку это созависимые параметры.

Полученные экспериментальные данные исследования зависимости твердости и УЭП от температуры отжига для модельных сплавов системы Al-Cu-Mn-(Zr) представлены в Приложении Е.

Анализ зависимости изменения твердости и УЭП от концентраций легирующих элементов в сплаве и в составе (Al) для образцов модельных сплавов, полученных по режимам ДТО, отраженным в разделе 2.1.3 главы 2, показал достаточно сложный характер их изменения на всем интервале изученных температур.

Модельные сплавы в литом состоянии в процессе отжига демонстрируют изменение твердости от 5 до 20% в зависимости от количества легирующих элементов входящих в их состав, что связано с отсутствием предварительной деформации. Рост, начинающийся при 300 °С, и последующее падение твердости в данном случае обусловлен распадом пересыщенного (Al), образованием вторичных выделений в процессе отжига и последующим ростом растворимости элементов при температурах выше 500 °С, как показано на рисунке 3.15а-в. Формирование дисперсоидов, судя по графику изменения твердости в литых образцах, происходит при температурах как минимум 300 °С, при более низких температурах диффузия Mn в (Al) слишком мала, что хорошо согласуется с данными литературного обзора.

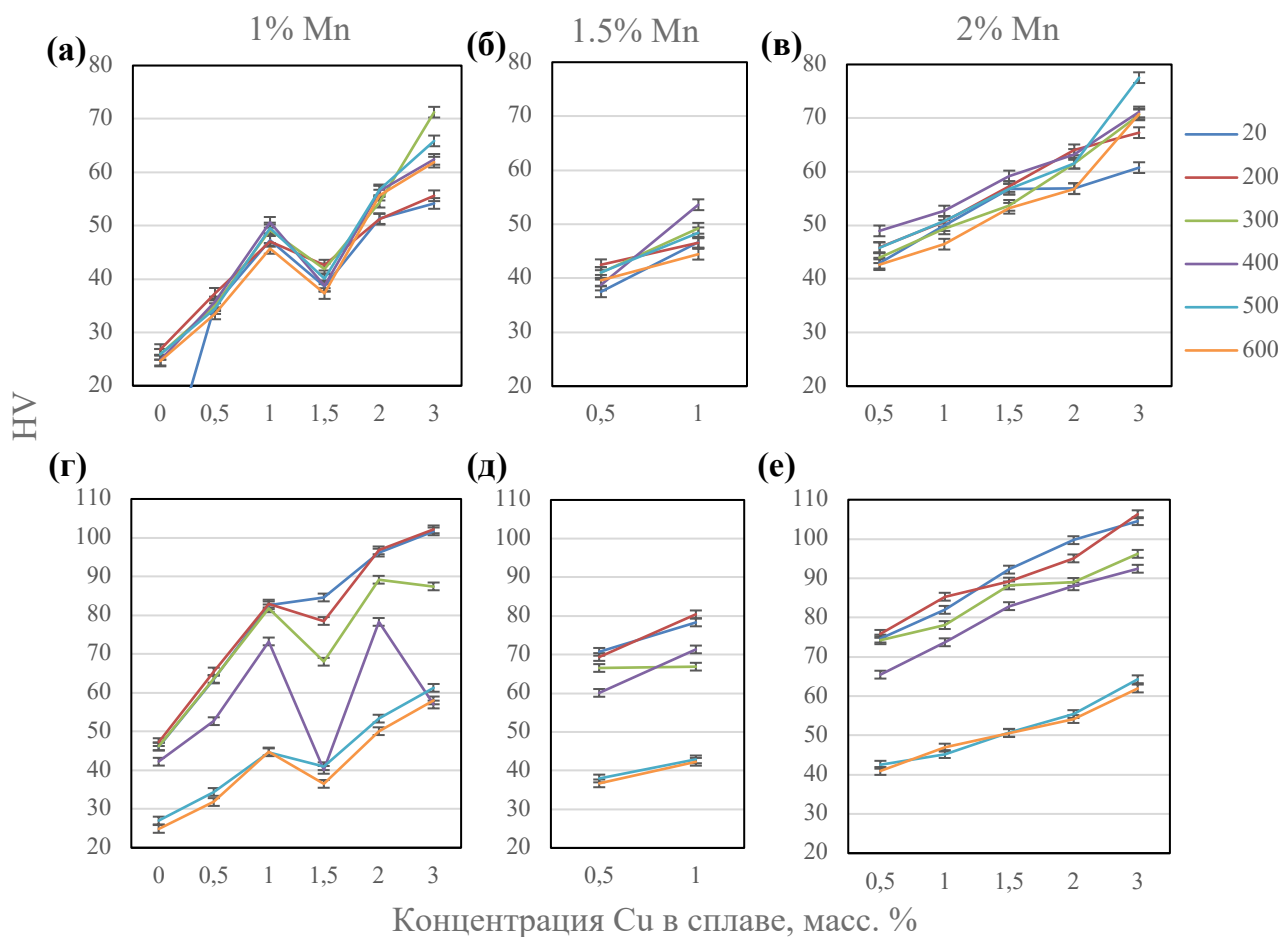


Рисунок 3.16 – Влияние концентрации Cu и Mn на изменение твердости в зависимости от температуры отжига:
а,г) Al-1%Mn-X%Cu; б, д) и Al-1,5%Mn-X%Cu; в, е) и Al-1,5%Mn-X%Cu;
а-в) литой; г-е) ХП 2 мм

Подвергнутые деформации литые образцы показывают рост твердости от 30 до 60% в исходном состоянии в зависимости от количества легирующих элементов входящих в его состав и, как следствие, степени пересыщенности (Al) (рисунок 3.16а-в и г-е). Нагрев до 250-300 °С существенно не изменяет твердость во всех сплавах, в которых присутствует и Mn и Cu. Образовавшиеся в ходе нагрева дисперсоиды обеспечивают сохранение уровня твердости при температурах вплоть до 350-400 °С, что согласуется как с данными литературного обзора, так и с расчетными данными, полученными в ходе анализа фазового состава, проведенного в разделе 3.1 настоящей главы. Дальнейший нагрев до температуры 450 °С и выше окончательно снижает уровень твердости всех образцов модельных сплавов.

Анализ изменения УЭП от количества легирующих элементов в сплаве (как следствие пересыщенности (Al)) и ДТО показал, что деформация литых образцов снижает ее уровень незначительно, ввиду того что степень пересыщенности (Al) и фазовый состав не изменяются, что согласуется с предварительными расчетами и данными анализа структуры модельных сплавов. В данном случае изменяется только количество дефектов кристаллической решетки, которые несколько снижают УЭП. В ходе дальнейшего нагрева как литых, так и деформированных образцов, происходит распад (Al) и тем самым УЭП повышается. Разница в температуре, после которой наступает повышение УЭП в литом и деформированном состоянии (в литых повышение происходит при 400 °С, в деформированных образцах уже после 300 °С), может быть объяснена тем, что повышенная плотность дефектов способствует распаду (Al).

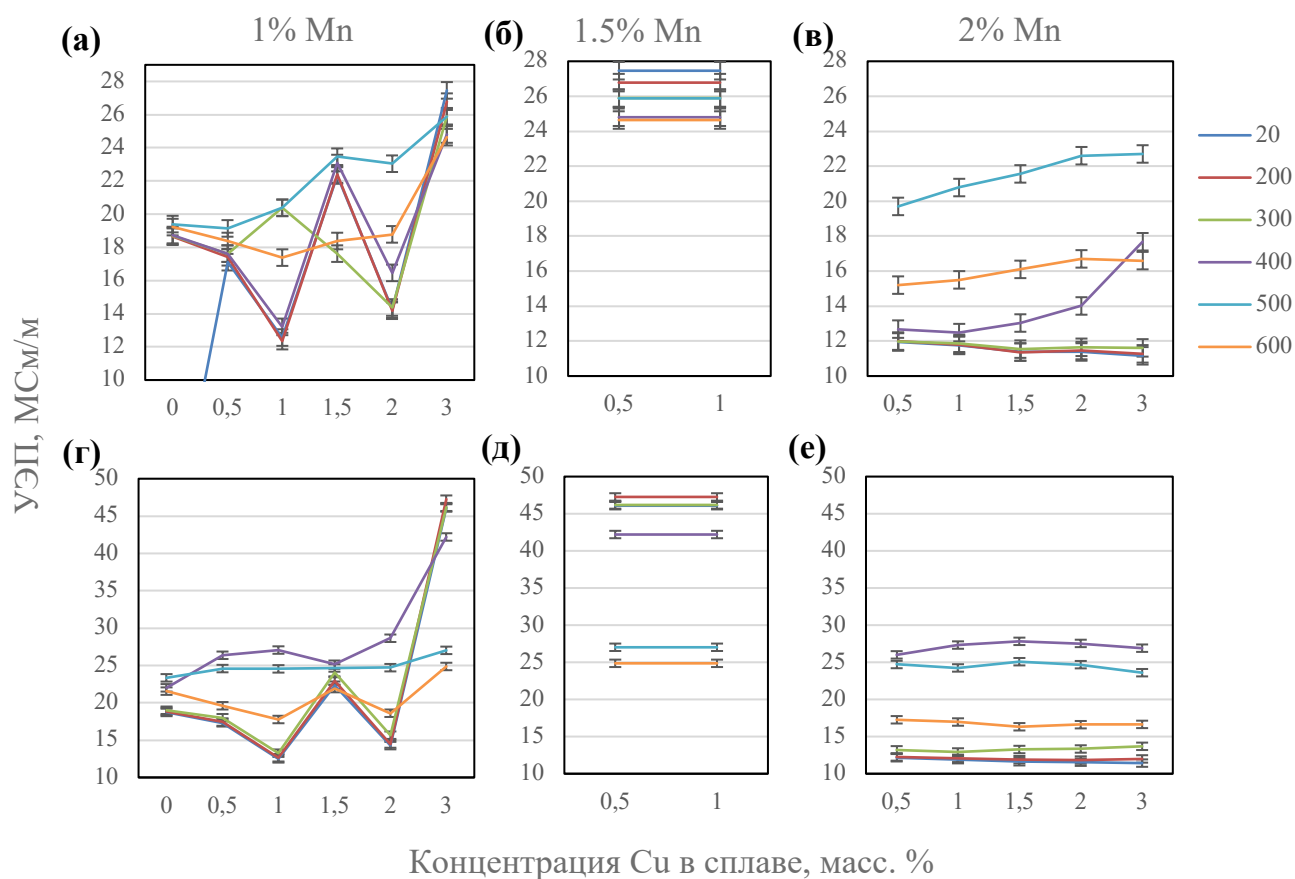


Рисунок 3.17 – Влияние концентрации Cu и Mn на изменение УЭП в зависимости от температуры отжига:

а,г) Al-1%Mn-X%Cu; б, д) и Al-1,5%Mn-X%Cu; в, е) и Al-1,5%Mn-X%Cu;
а-в) литой; г-е) ХП 2 мм

3.4.2 Экспериментальный сплав Al-2%Mn-2%Cu (масс. %)

Анализ результатов испытаний на одноосное растяжение проволоки, подвергнутой прокатке и волочению из экспериментального сплава Al-2%Mn-2%Cu, представлен в таблице 3.6. Как видно, в исходном состоянии (W2 и W0.5) временное сопротивление проволоки превышает 400 МПа при низкой пластичности. Отжиг при температуре 300 °C снижает прочность, но пластичность при этом остается практически на прежнем уровне. Наиболее сбалансированный комплекс свойств достигается после отжига при 350 °C (состояния W2-350 и W0.5-350). Повышение температуры до 400 °C заметно снижает прочностные свойства, не увеличивая пластичность. Следует отметить, что свойства катаной и волоченой проволоки, в частности предела текучести (рисунок 3.25), примерно одинаковы.

Таблица 3.6 Результаты испытаний проволоки сплава Al-2%Mn-2%Cu на растяжение

Режим	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
W2	446	376	1,8
W0.5	416	383	0,5
W2-300	315	272	1,7
W0.5-300	305	262	1,4
W2-350	275	215	4,7
W0.5-350	292	229	5,8
W2-400	262	188	5,9
W0.5-400	258	173	4,6

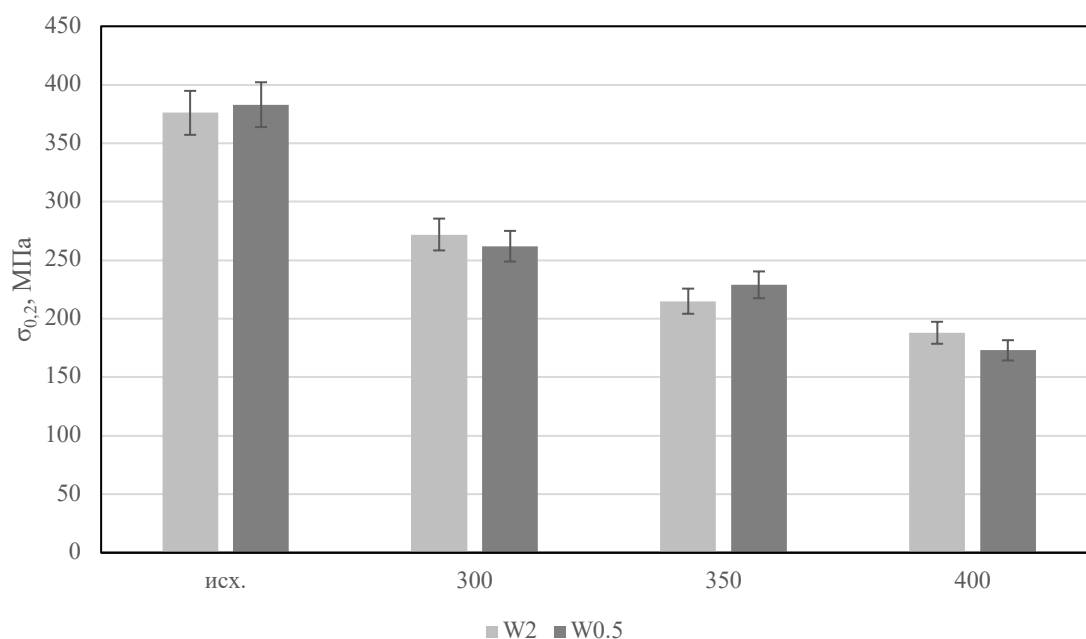


Рисунок 3.25 – Зависимость предела текучести проволоки сплава Al-2%Mn-2%Cu от температуры отжига

Некоторое повышение электропроводности после горячего прессования с 11,3 до 12,7 МСм·м может говорить о частичном распаде (Al), вследствие которого концентрация Mn в нем должна была снизиться (рисунок 3.26)

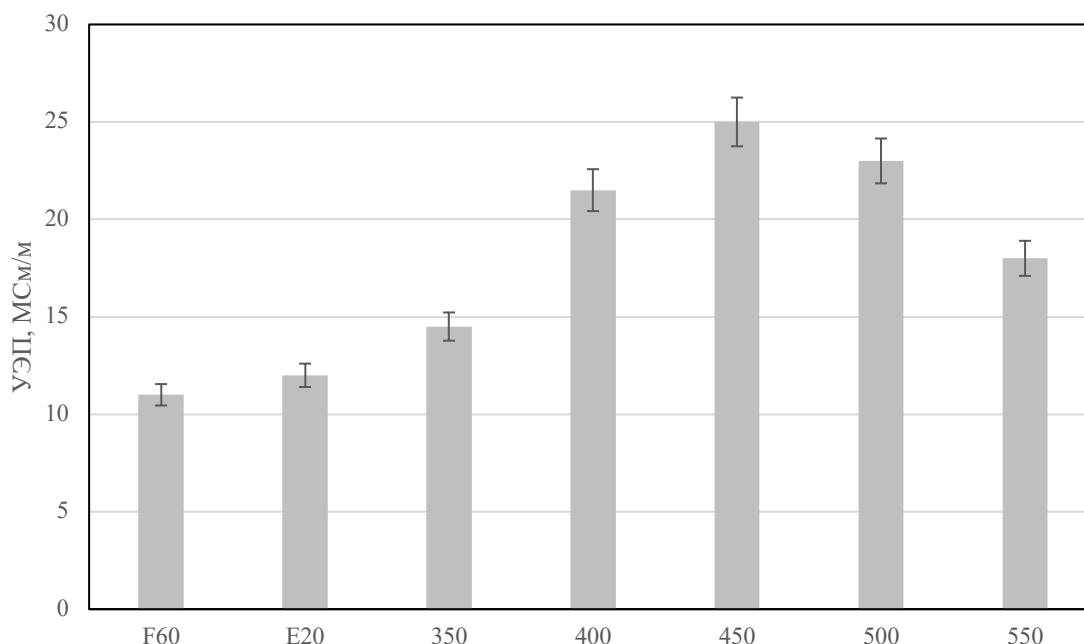


Рисунок 3.26 – Зависимость УЭП прессованного прутка сплава Al-2%Mn-2%Cu от температуры отжига

Отжиг при повышенных температурах показал, что при температуре 450 °C достигается максимальный уровень УЭП в 25 МСм·м, что согласуется с данными, полученными на листах, которые были детально разобраны в предыдущем разделе настоящей главы.

3.4.3 Расчетная модель зависимости УЭП от температуры отжига

Любое легирование чистых металлов приводит к снижению УЭП, и наибольшее влияние на его уровень оказывают примесные элементы входящие в матрицу. В связи с этим для оценки вклада отдельных компонентов исследуемых модельных сплавов была предложена следующая модель:

$$EC = Q(Al) \cdot EC_0 - K_{Mn} \cdot C_{Mn} - K_{Cu} \cdot C_{Cu} - K_{Zr} \cdot C_{Zr} \cdot 10^3,$$

где EC и EC_0 – УЭП сплава и чистого алюминия марки А99, МСм/м; $Q(Al)$ – доля (Al) в сплаве; C – концентрация элемента в (Al); K – коэффициенты снижения УЭП чистого алюминия на 1 % (масс.) концентрации элемента в (Al), K_0 – эмпирическая константа.

Оценка величины K_{Mn} проводилась на двойных сплавах без добавки других легирующих элементов и составила 16.5. Для определения величины K_{Cu} были дополнительно приготовлены сплавы, содержащие до 1.5%Cu без добавок меди: K_{Cu} составил 0,8. Величина K_{Zr} составила 12.6 в соответствии с [23]. эмпирическая

константа K_0 , полученная по результатам обработки расчетных и экспериментальных данных составила 0.84.

Таким образом анализ показал, что влияние Mn на УЭП в 20 раз выше, чем у Cu, и на 30% выше, чем у Zr.

С учетом вышесказанного, уравнение может быть представлено в следующем виде:

$$EC = Q(Al) - 37.7 - 16.5 C(Mn) - 0.8 C(Cu) - 12.6 C(Zr) \cdot 0.84, \quad (2)$$

Расчетные данные по составу (Al) приведены ранее в разделе 3.1 настоящей главы и в Приложении Д. На рисунке 3.26 представлено сравнение экспериментальных и расчетных (по уравнению 2) значений УЭП от температуры для некоторых экспериментальных сплавов.

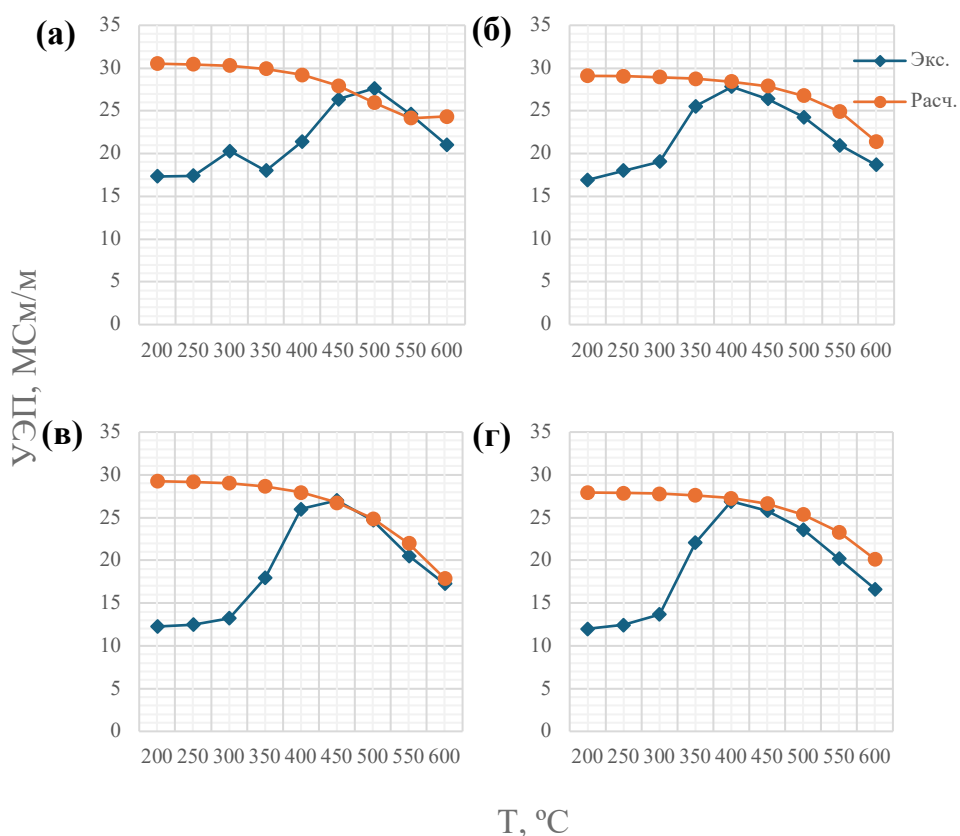


Рисунок 3.27 – Зависимость экспериментальных и расчетных (по уравнению 2) значений УЭП от температуры для некоторых модельных сплавов: 1Mn0.5Cu (а), 1Mn3Cu (б), 2Mn0.5Cu (в), 2Mn3Cu (г)

Как видно, имеется достаточно сильное расхождение экспериментальных данных со значениями УЭП, полученными расчетным путем при температурах ниже 400 °C, а после этой температуры зависимость имеет достаточно высокий уровень

сходимости. При этом практически во всех случаях экспериментальные значения ниже расчетных.

Можно сделать предположение, что диффузия Mn в (Al) при низких температурах достаточно медленная и в случае подвергания модельных сплавов более продолжительным отжигам при температурах ниже 450 °C эта разница нивелируется. Однако более продолжительные отжики приведут к еще большему разупрочнению, по сравнению с отжигами в течение 3 часов.

ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 3

1. С использованием экспериментальных и расчетных методов проведен сравнительный анализ влияния ДТО на структуру, фазовый состав и механические свойства алюминиевых сплавов системы Al-Cu-Mn-(Zr).
2. Показано, что, в отличие от марочного сплава 1201, технологический цикл получения холоднокатаных листов модельных сплава намного короче, поскольку слитки не требуют гомогенизации, а листы — упрочняющей ТО, в том числе закалки.
3. Установлено, что наличие в структуре модельных сплавов дисперсоидов $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ размером менее 100 нм позволяет сохранить в отожженном состоянии ($400\text{ }^{\circ}\text{C}$, 3 ч) волокнистую (нерекристаллизованную) структуру, несмотря на значительную степень деформации при холодной прокатке (95 %).
4. После отжига при $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ модельный сплав обладает существенно более высокими прочностными свойствами по сравнению с марочным сплавом (временное сопротивление — более чем на 20 %, а предел текучести — более чем в 2 раза), что свидетельствует о его повышенной стойкости к разупрочнению.
5. По совокупности полученных результатов сделан вывод о перспективности тройного модельного сплава в качестве основы для разработки высокотехнологичных термостойких алюминиевых сплавов как альтернативы существующим сплавам серии 2xxx.
6. Изучена технологичность цилиндрических слитков (диаметром 60 мм) экспериментального сплава Al-2%Mn-2%Cu в процессе прессования и последующей деформационной обработки. Показано, что литая структура, содержащая небольшое количество ($<2\text{ } \%$ (об.)) эвтектических частиц фаз Al_2Cu и $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$, обеспечивает достаточную деформационную пластичность при относительно низкой температуре ($300\text{ }^{\circ}\text{C}$), что позволяет получать прессованные прутки диаметром 15 мм со степенью обжатия 94 %.
7. Прессованные прутки продемонстрировали высокую технологичность при холодной обработке давлением (в частности, при прессовании и волочении), что позволило получить проволоку (диаметром 0,5 мм) с суммарным обжатием более 99 %.

8. Показано, что в процессе прессования происходит частичное формирование Mn-содержащих дисперсоидов, препятствующих разупрочнению при отжиге проволоки.
9. Определены механические свойства катаной и волоченой проволоки. Показано, что наилучшее сочетание прочности и пластичности достигается после отжига при 350 °С, что характеризует достаточно высокую термостойкость.
10. Экспериментальный сплав можно рассматривать как перспективную основу для разработки деформируемых алюминиевых сплавов, предназначенных для получения в промышленных условиях цилиндрических слитков диаметром не менее 200 мм. Слитки не требуют гомогенизации и могут быть использованы для получения различных деформированных полуфабрикатов (в частности, прутков и проволоки), позволяющих реализовать сбалансированный комплекс механических свойств и термостойкости.
11. Экспериментальный сплав можно рассматривать в качестве основы для разработки термостойких проводниковых сплавов, предназначенных для литья в электромагнитный кристаллизатор ввиду того, что при исследованных концентрациях все количество марганца и циркония растворяется в твердом растворе (Al), а также растворяется большая часть меди, незначительная доля которой образует эвтектические включения, имеющие тонкое строение.

Следовательно, целесообразно повышать концентрацию легирующих элементов в сплаве, принимая во внимание тот факт, что при литье в ЭМК пересыщенность твердого раствора (Al) должна возрасти еще больше, что сделает возможным увеличение объемной доли наноразмерных дисперсоидов вторичных фаз после отжига, а следовательно, повысит уровень прочностных свойств и термическую стабильность.

ГЛАВА 4. ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Al-3Mn-4Cu (масс. %), ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ЛИТЬЯ В ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫЙ КРИСТАЛЛИЗАТОР

В работах [133,134], было рассмотрено влияние состава и режима ДТО на структуру и свойства сплава Al-2.5Mn-3.3Cu-0.5Zr масс. %, полученного методом литья в ЭМК. С одной стороны, было показано, что при таких концентрациях Mn и Zr практически все их количество растворяется в (Al), что позволяло получить достаточно компактную гомогенную структуру, состоящую из дендритов (Al) и эвтектических колоний (Al) + Al₂Cu (доля составила 2 об. %), но, с другой стороны, диффузия Zr в (Al) при температурах ниже 450 °С очень медленная и по расчетным данным достижение равновесной концентрации Zr в (Al) при пониженных температурах может занимать сотни часов [133].

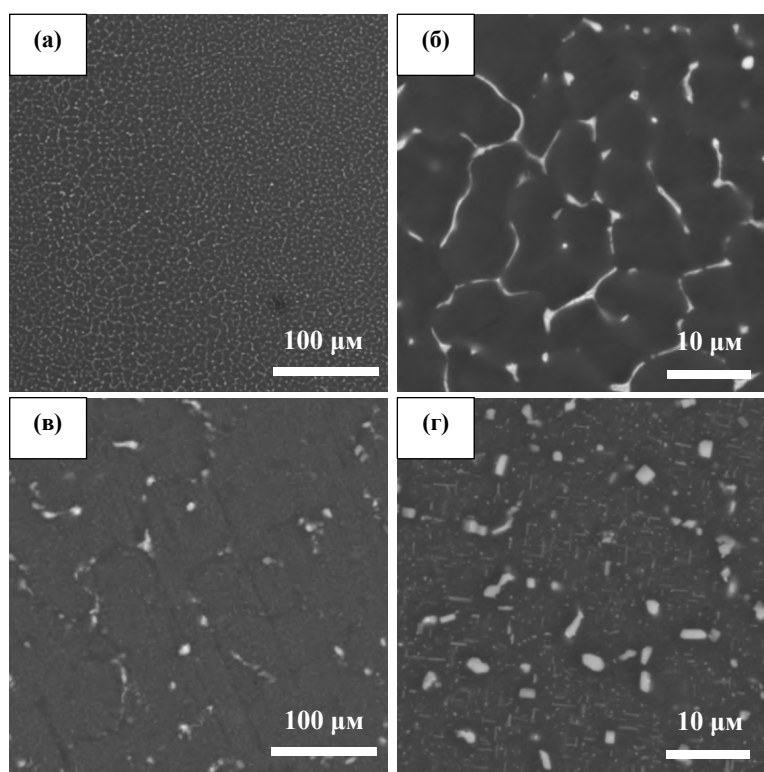


Рисунок 4.1 – Микроструктура сплава Al-2.5Mn-3.3Cu-0.5Zr (пруток 8 мм) отлитого в ЭМК в литом состоянии (а, б) и после отжига при 500 °С (в) и 600 °С (г) [133]

Основываясь на экспериментальных данных работ [133,134], литературном анализе и данных, полученных на модельных и экспериментальном сплаве, описанных в главе 3 настоящей работы, было принято решение об исключении Zr из

состава экспериментального сплава, предназначенного для получения литьем методом ЭМК и увеличении концентрации Mn, а сплав Al-2.5Mn-3.3Cu-0.5Zr взять в качестве объекта сравнения.

4.1 Обоснование состава и режима ДТО

Концентрация Mn (3%) была выбрана с целью получения в конечной структуре катаной полосы повышенного (по сравнению со сплавом с 2.5%Mn в работах [133,134]) количества дисперсоидов исходя из того, что все количество данного элемента в процессе быстрой кристаллизации войдет в состав (Al). Концентрацию Cu выбирали по изотермическим сечениям фазовой диаграммы Al-Cu-Mn, рассчитанным при 350 °C (рисунок 4.2а) и 425 °C (рисунок 4.2б) таким образом, чтобы сплав находился в фазовой области (Al)+ Al₂₀Cu₂Mn₃+Al₂Cu вблизи границы с областью (Al)+ Al₂₀Cu₂Mn₃. Такое положение сплава должно обеспечить максимальное количество дисперсоидов Al₂₀Cu₂Mn₃ при минимальном содержании Mn в (Al). Первое необходимо для достижения высокой прочности и термостойкости, а второе – для минимально возможного значения УЭП. Это вытекает из того, что Mn, растворенный в (Al), сильно повышает УЭС, вследствие чего в алюминии электротехнического назначения концентрацию этого элемента строго ограничивают. Фактический состав экспериментального сплава отражен в таблице 4.1.

Таблица 4.1 Расчетные значения состава твердого раствора (Al), массовой Q_m и объемной Q_v доли фаз при различных температурах для сплава Al-3%Mn-4%Cu

T, °C	Концентрация, масс. %		Q _m , %			Q _v , %		
	Cu	Mn	(Al)	Al ₂ Cu	Al ₂₀ Cu ₂ Mn ₃	(Al)	Al ₂ Cu	Al ₂₀ Cu ₂ Mn ₃
300	0,47	0,01	82,49	2,42	15,09	87,13	1,14	11,38
350	0,86	0,02	83,13	1,83	15,04	87,48	0,89	11,38
375	1,13	0,03	83,59	1,42	14,99	87,73	0,56	11,38
400	1,47	0,05	84,16	0,90	14,93	88,00	0,16	11,38
425	1,87	0,06	84,88	0,26	14,86	88,46	0,00	11,37
450	2,05	0,09	85,26	0,00	14,74	88,68	0,00	11,31
500	2,11	0,19	85,08	0,00	14,32	88,98	0,00	11,02
550	2,22	0,35	86,38	0,00	13,62	89,46	0,00	10,54
600	2,38	0,59	87,47	0,00	12,53	90,22	0,00	9,78

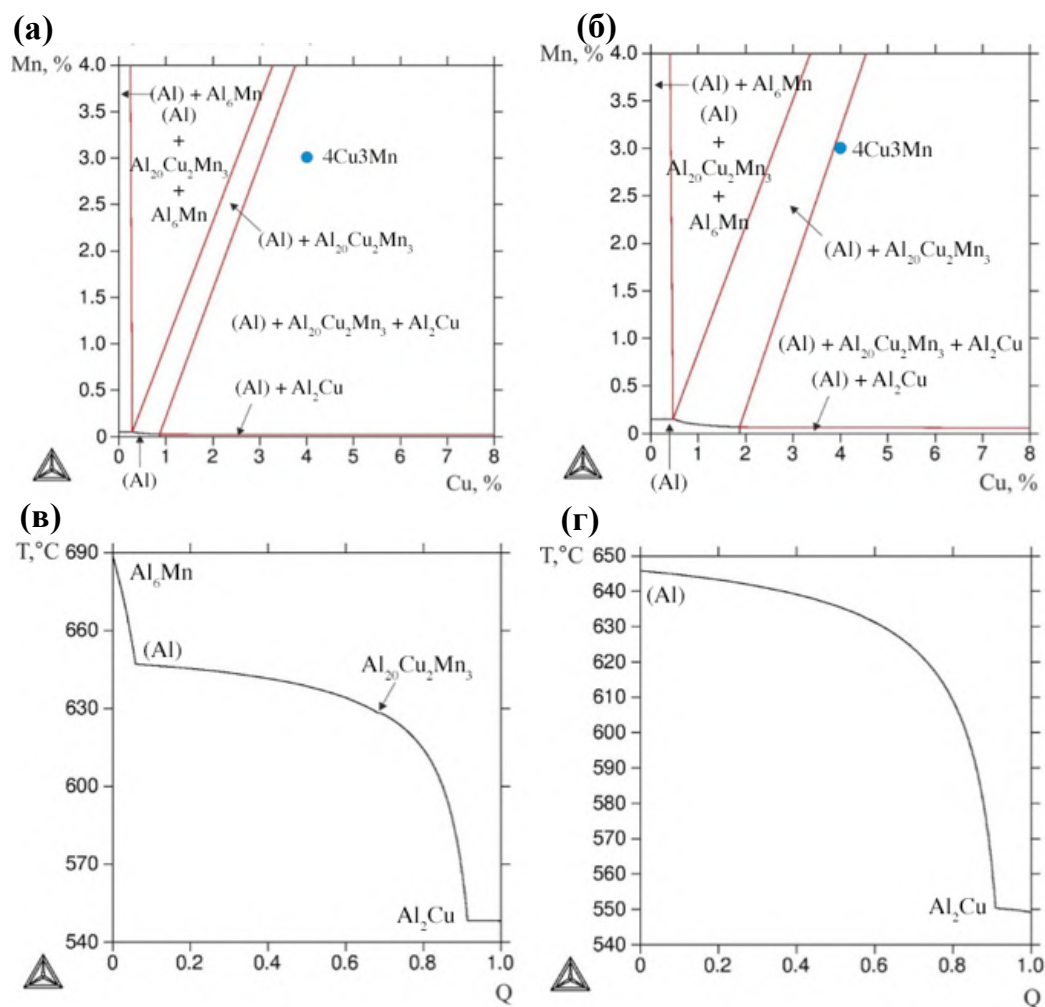


Рисунок 4.2 – Расчетные изотермические сечения системы Al–Cu–Mn при 350 °C (а) и 425 °C (б) и кривые неравновесной кристаллизации по модели Sheil-Gulliver (зависимость суммарной доли твердых фаз Q от температуры) (в- все фазы включены в расчет, г- Mn-содержащие фазы исключены).

4.2 Структура и свойства литой заготовки и холоднокатанных полос

Анализ структуры литого ЭМК прутка и данные МРСА показали полное растворение Mn в (Al), в то время как концентрация Cu составила 1.9% (т.е. половину от ее содержания в сплаве). Остальная часть Cu вошла в состав эвтектических включений фазы Al_2Cu , которые образовались в результате неравновесной кристаллизации в виде прожилок по границам дендритных ячеек (Al). Исходя из размера последних (около 5 мкм) скорость охлаждения при кристаллизации соответствует примерно 10000 К/с. Формирование литой структуры, приведенной на рисунках 4.3а,б, можно объяснить кривыми зависимости суммарной доли твердых фаз от температуры, рассчитанными по модели Sheil-Gulliver. При медленном охлаждении кристаллизация сплава Al-3%Mn-4%Cu

должна начаться с появления фазы Al_6Mn при $629\text{ }^{\circ}\text{C}$, что отражает зависимость, приведенная на рисунок 4.2в. Однако в условиях сверхбыстрого охлаждения, реализуемого в методе ЭМК, образование Mn-содержащих фаз подавляется, а Mn полностью растворяется в (Al). Такой кристаллизации отвечает зависимость, приведенная на рисунок 5.1г. При этом даже сверхбыстрая кристаллизация не позволяет полностью растворить Cu в (Al) и избежать формирования эвтектических включений фазы Al_2Cu (см. рисунок 4.3б), количество которых в литой структуре составляет около 2.5 об. % (против 2 об. % в сплаве $Al-2.5Mn-3.3Cu-0.5Zr$ [133]).

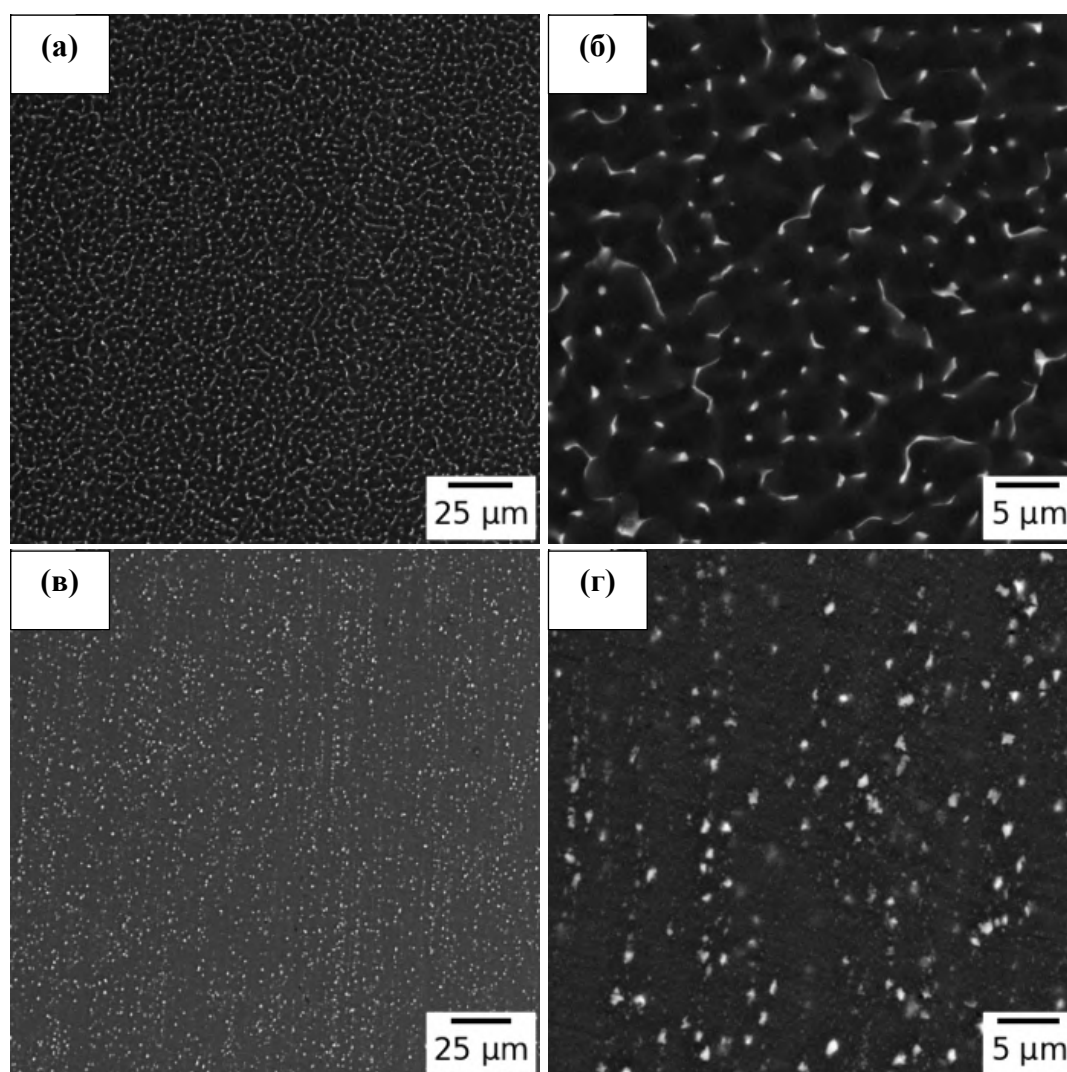


Рисунок 4.3 – Структура литой заготовки (а, б) и холоднокатаной ленты (в, г), полученной из литой ЭМК заготовки по режиму 425S.

Таблица 4.2 Фактический состав экспериментального сплава Al-3Mn-4Cu, полученного методом литья в электромагнитный кристаллизатор

Содержание элемента в сплаве, масс. %						
Cu	Mn	Si	Zr	Fe	Др.	Al
4.05	2.87	<0.01	<0.01	0.07	<0.01	Основа

Наличие в микроструктуре хрупких включений фазы Al_2Cu послужило, вероятно, основной причиной недостаточной деформационной пластичности исходного ЭМК прутка при холодной прокатке, в процессе которой произошло разрушение. Поэтому были использованы режимы с промежуточными отжигами, что позволило получить годные ленты. Выбор температур отжига был обусловлен результатами предыдущих работ, полученными на сплавах системы Al-Cu-Mn. Из них следует, что распад (Al), который сопровождается сильным снижением УЭС, наиболее интенсивно протекает в интервале 350-450 °С. При этом при 450 °С происходит заметное разупрочнение. Поэтому в данной работе верхнюю границу для температуры промежуточного отжига снизили до 425 °С.

В процессе деформационно-термической обработки часть эвтектических включений фазы Al_2Cu растворилась в (Al), а оставшиеся включения раздробились и приобрели глобулярную форму (рисунок 4.3в-г). Кроме того, произошло формирование дисперсоидов $Al_{20}Cu_2Mn_3$, что согласуется с изотермическими разрезами, приведенными на рисунок 4.2а-б.

Анализ структуры ЭМК прутка и лент после отжига показал, что наиболее сильные изменения происходят при температурах выше 400 °С. При этом в лентах процессы протекают значительно быстрее. В частности, в литой заготовке после отжига при 450 °С остается некоторое количество эвтектических включений (рисунок 4.4а), а при 550 °С выявляются только частицы тройного соединения, некоторые из которых достигают 1 мкм (рисунок 4.4в,е). В лентах структуры после аналогичного отжига качественно одинаковы: структура представляет собой матрицу с равномерно распределенными дисперсоидами $Al_{20}Cu_2Mn_3$ (рисунок 4.4б-в, д-е).

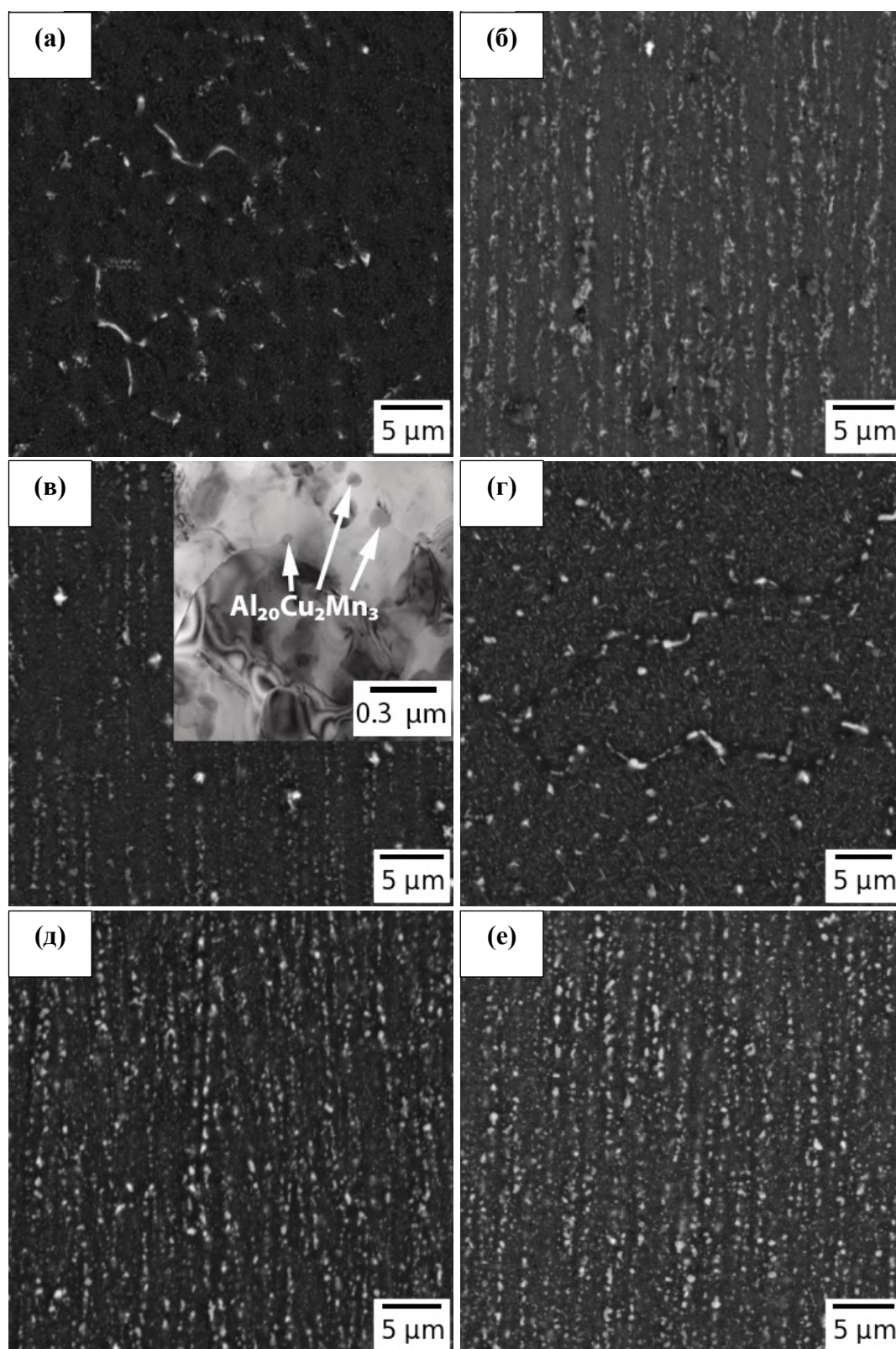


Рисунок 4.4 – Структура литой заготовки (а, г), холоднокатанных полос 350S (б, д) и 425S (в, е) после отжига при 450 °C (а-в) и 550 °C (г-е)

Таблица 4.3 Расчетные параметры фазового состава сплава Al–3%Mn–4%Cu

Т °С	Доли фаз, масс. % (об. %)		состав (Al), масс. %	
	Al ₂₀ Cu ₂ Mn ₃	Al ₂ Cu	Mn	Cu
350	15,28 (11.54)	1.83 (1.14)	0.02	0.86
425	14,86 (11.37)	0.26 (0.16)	0.04	1.87
Температура ликвидуса – 689 °С, температура солидуса – 601 °С				

Формирование дисперсоидов Al₂₀Cu₂Mn₃ в процессе отжига сопровождается снижением концентрации Mn в (Al) и, как следствие, снижением электросопротивления. В исходном состоянии, когда все количество марганца находится в (Al), значение УЭС очень велико: 131.3 мкОм·мм (т.е. почти в 5 раз больше, чем у чистого алюминия!). Соответствующие значения у лент в исходном состоянии существенно ниже (56.1 и 39.8 мкОм·мм соответственно), поскольку в процессе их получения они были подвергнуты промежуточным отжигам (см. раздел 2.1.3 главы 2). Повышение УЭП под влиянием отжига в литой заготовке проявляется значительно сильнее, чем у лент (рисунок 4.5а). Это обусловлено большей пересыщенностью (Al). Однако, начиная с 450 °С, значения УЭП у всех заготовок практически выравниваются. Это можно объяснить тем, что при таких температурах достигается состояние, близкое к равновесному. Поэтому концентрация Mn в (Al) становится одинаковой независимо от исходного состояния. В пользу этого свидетельствует снижение УЭП с ростом температуры с 450 до 550 °С (рисунок 4.5а), что согласуется с ростом равновесной концентрации Mn в (Al) (согласно расчету с 0.10 до 0.39 %).

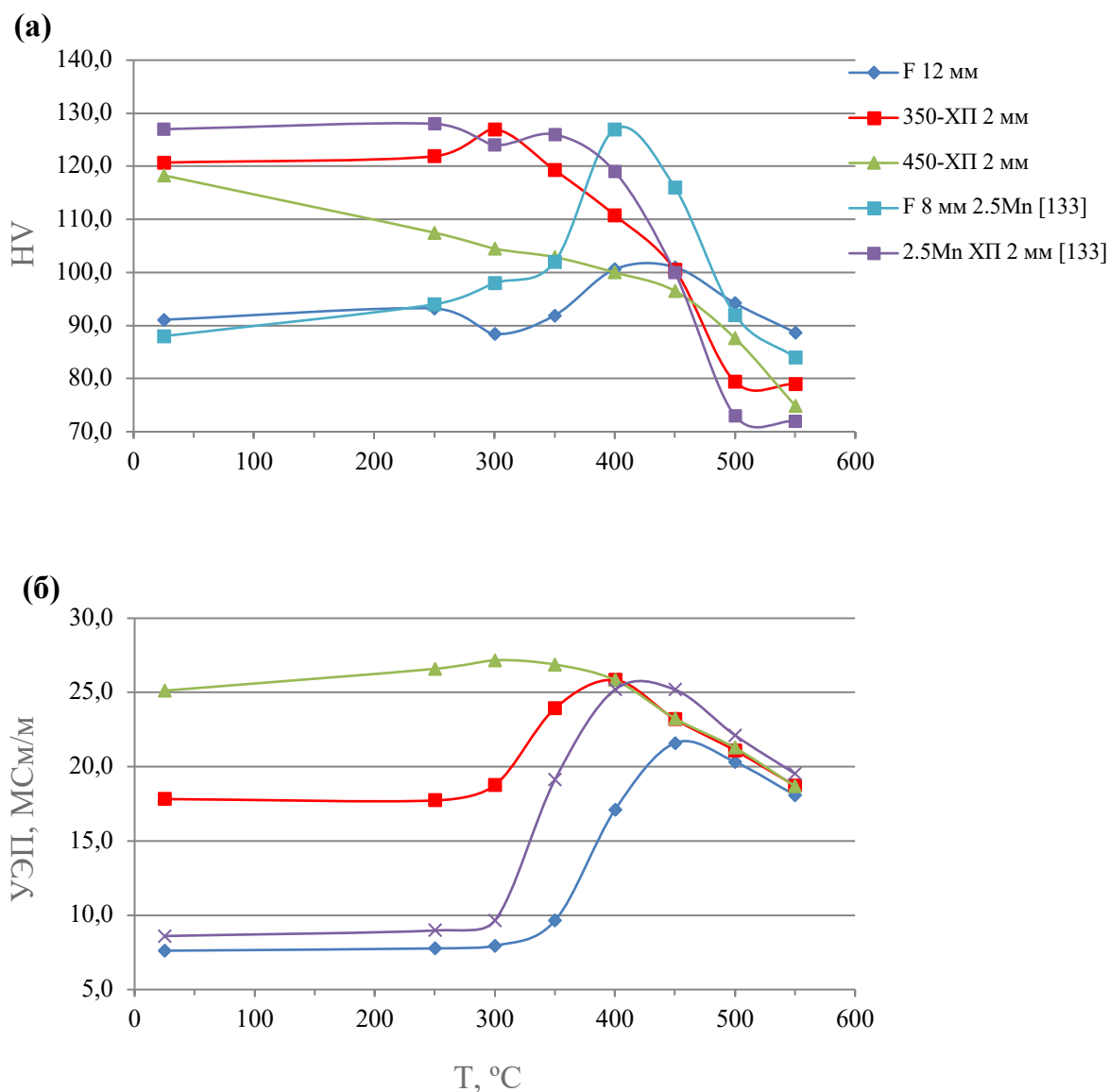


Рисунок 4.5 – Влияние температуры отжига на HV (а) и УЭП (б) литой заготовки и холоднокатаных полос

Температурные зависимости твердости выглядят менее однозначными, поскольку на это свойство влияют несколько факторов: концентрации Cu и Mn (Al), количество и размер дисперсоидов, а также степень нагартовки в исходном состоянии. Твердость лент одинакова и находится выше примерно на 30+-2 HV, чем у литой заготовки (120 против 90 HV), т.е. степень нагартовки лент можно считать одинаковой (рисунок 4.5б). Однако влияние температуры на твердость различается: лента, подвергнутая промежуточным отжигам при 425 °C (состояние 425S), разупрочняется быстрее, чем лента, подвергнутая отжигам при 350 °C (состояние 350S). Вероятно, это можно объяснить тем, что при более высокой температуре

образуются более крупные дисперсоиды $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$, вследствие чего их антирекристаллизационный эффект снижается.

Расчетные и экспериментальные зависимости УЭС имеют хорошее совпадение начиная с $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ (рисунок 4.6). При более низких температурах экспериментальные значения выше расчетных, особенно у ленты, полученной по режиму 350S. Это можно объяснить тем, что при таких температурах 3-часовая выдержка недостаточна для достижения равновесия. С другой стороны, отжиг при $350\text{ }^{\circ}\text{C}$ предполагает достижение меньших значений УЭС, чем отжиг при $425\text{ }^{\circ}\text{C}$, из-за меньших равновесных растворимостей Mn и Cu в (Al) (таблица 4.1).

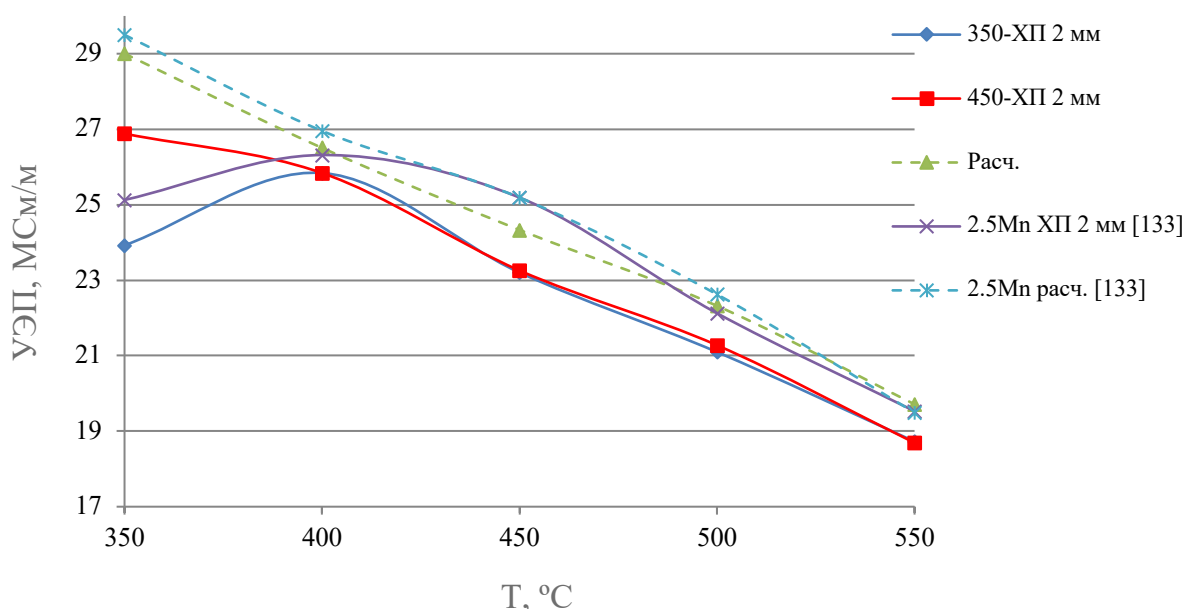


Рисунок 4.6 – Сравнение расчетной и экспериментальных зависимостей УЭП холоднокатаных полос от температуры отжига для сплавов $\text{Al-3\%Mn-4\%Cu}$ и $\text{Al-2.5\%Mn-3.3\%Cu-0.5Zr}$ [11]

Для подтверждения этого предположения была построена зависимость величины УЭП для ленты, полученной по режиму 350S, от времени отжига при $350\text{ }^{\circ}\text{C}$. Уже после 6-часовой выдержки значение повышается до 26.3 МСм/м (т.е. на 1.9 МСм/м больше, чем после 3-часовой выдержки) (рисунок 4.7). При этом твердость снижается незначительно, оставаясь на уровне $\sim 110\text{ HV}$. Для сравнения, у сплава $\text{Al-2.5\%Mn-3.3\%Cu-0.5\%Zr}$ [133] даже после 48-часового отжига при $350\text{ }^{\circ}\text{C}$, когда твердость находится на таком же уровне, значение УЭП заметно ниже

(около 25 МСм/м). Из этого следует, что оптимизацией параметров деформационно-термической обработки сплава системы Al-Cu-Mn, содержащего около 3%Mn, можно добиться наилучшего комплекса свойств, которые требуются для проводниковых материалов, работающих при повышенных температурах.

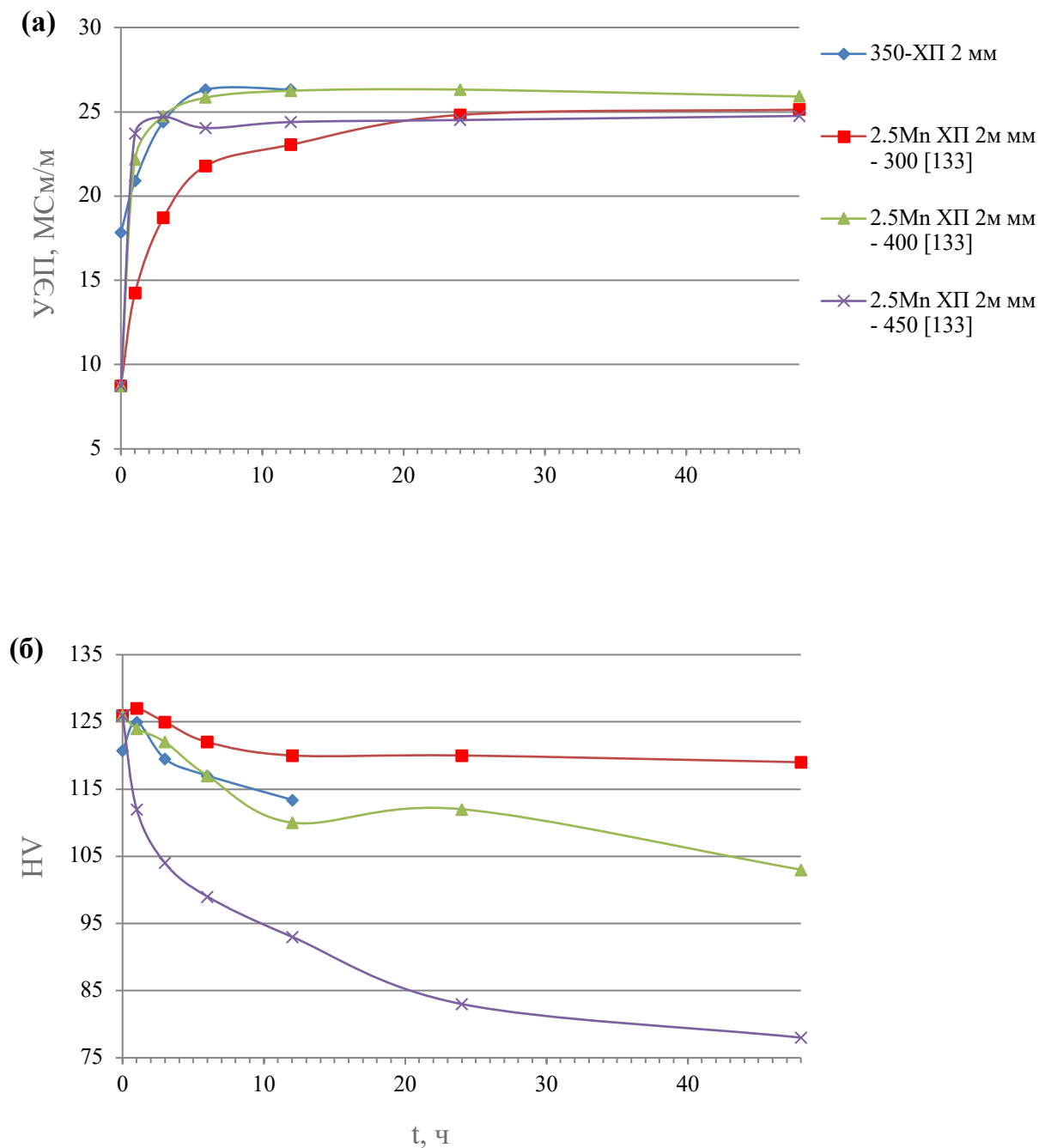


Рисунок 4.7 – Влияние продолжительности отжига при 350 °С на УЭП (а) и HV (б) холоднокатаной полосы

4.3 Свойства образцов проволоки, полученной волочением и холодной прокаткой

Сплав Al-3Mn-4Cu показал высокую технологичность при изготовлении из него проволоки путем холодного волочения. Режим получения проволоки отражен в разделе 2.1.3 главы 2. Результаты проведения испытаний на одноосное растяжение образцов холоднокатанной и волоченной проволоки представлены в таблице 4.4.

Большая деформация при волочении привела к росту прочности (рисунок 4.8). При этом, волоченная проволока, подвергнутая дополнительному промежуточному отжигу при 375 °C, имела несколько более низкие прочностные показатели, но вместе с тем уровень УЭП оказался практически в полтора раза больше, что свидетельствует о более интенсивном протекании процесса распада (Al). В связи с этим волоченная проволока, подготовленная по данному режиму, была выбрана для получения катанной проволоки 1x1 мм.

После отжига 3 мм волоченной проволоки при 375 °C и последующей прокатке наблюдается некоторое снижение прочностных и пластических свойств. Отжиг холоднокатанной проволоки снижает прочностные свойства, но вместе с тем пластические немного поднимаются.

Таблица 4.4 Механические свойства проволоки из сплава Al-3Mn-4Cu и Al-2.5Mn-3.3Cu-0.5Zr [134]

Состояние	UTS, МПа	YS, МПа	El, %	ER, nΩm	IACS, %
W3-375	500 ± 5	429 ± 4	5.2 ± 0.2	43.2± 0.2	40
W3-350	534 ± 2	435± 4	4.7± 0.3	63.4± 0.2	27.2
W1	412± 2	357 ± 5	1.3± 0.3	38.31± 0.2	45
W1-375	363 ± 5	318± 2	1.5± 0.3	36.29± 0.2	48
W1 [129]	514 ± 5	490 ± 4	0.9 ± 0.2	118.6 ± 0.2	14.5
W1-400 [129]	330 ± 2	248 ± 4	6.9 ± 0.3	40.6 ± 0.2	42.5
W0.5 [129]	479 ± 7	409 ± 14	1.9 ± 0.3	-	-
W0.5-400 [129]	348 ± 5	258 ± 5	6.4 ± 0.6	-	-

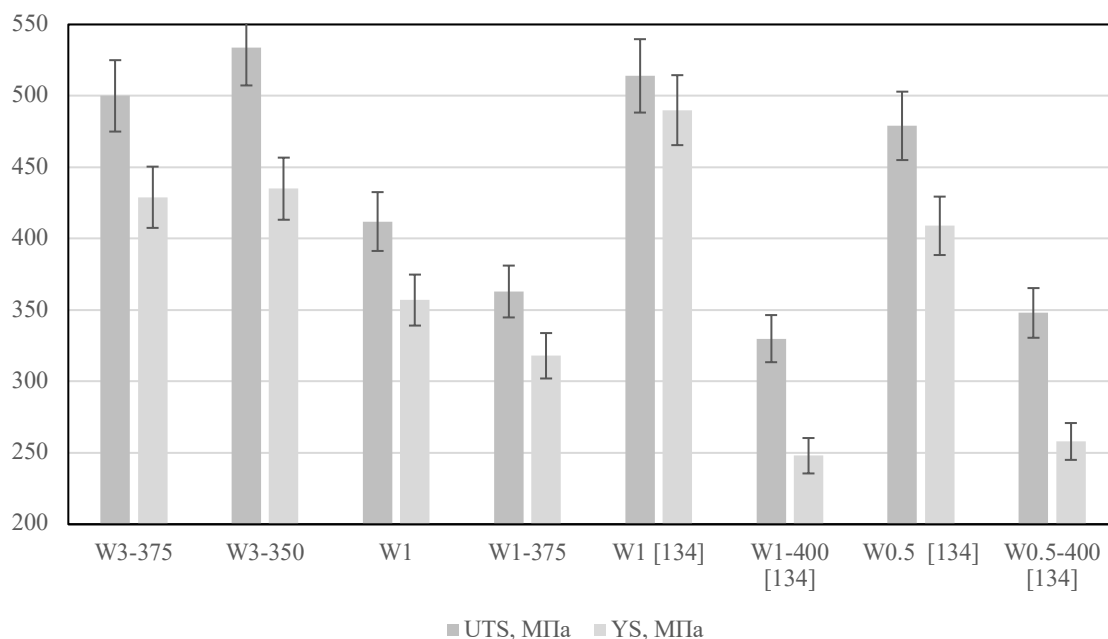


Рисунок 4.8 – Прочностные свойства проволоки из сплавов Al-3Mn-4Cu и Al-2.5Mn-3.3Cu-0.5Zr [134] в различных состояниях

Показания УЭП изменяются вместе с HV, поскольку отжиги проводятся в наиболее динамичном интервале температур распада (Al). Дополнительный промежуточный отжиг при температуре 375 °C в процессе получения волооченной проволоки способствует повышению УЭП сплава (разница с маршрутом без дополнительного отжига и при более жестких условиях волоочения в 1.5 раза). Отжиг и прокатка волооченной 3 мм проволоки до 1x1 мм повысили УЭП на 18% (до 45 IACS), а последующий ее отжиг при 375 °C до 48% IACS.

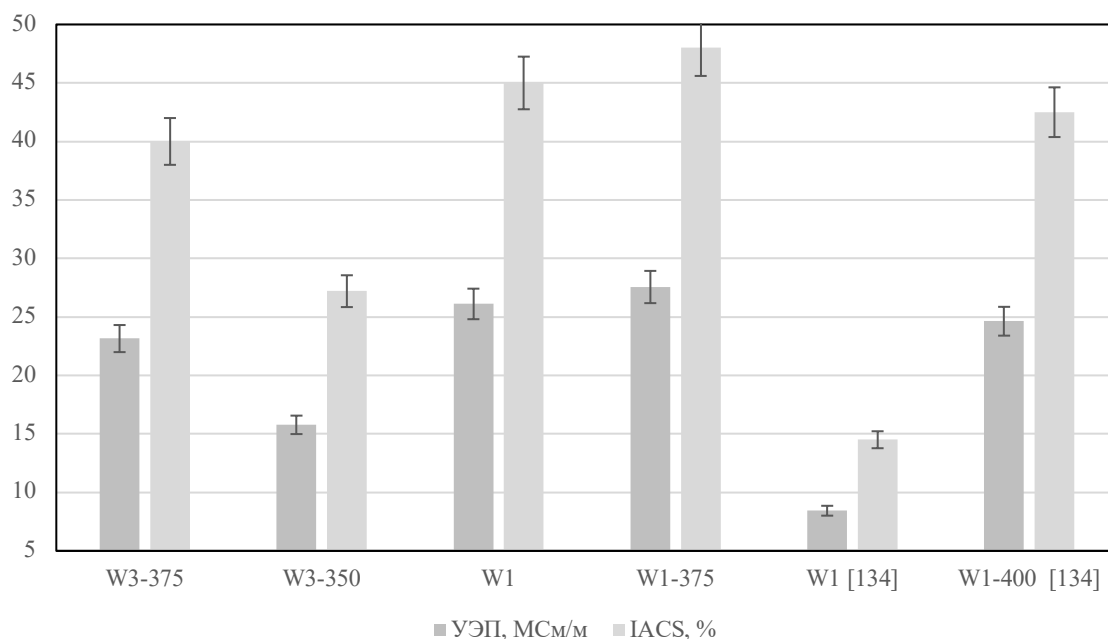


Рисунок 4.9 – Характеристики проводимости проволоки из сплавов Al-3Mn-4Cu и Al-2.5Mn-3.3Cu-0.5Zr [134] в различных состояниях

Для сравнения, холоднокатанная проволока из сплава Al-2.5Mn-3.3Cu-0.5Zr в исходном состоянии показала более высокие прочностные характеристики, однако уровень УЭП практически на 70% ниже (14% IACS против 45% у сплава Al-3Mn-4Cu). При последующем отжиге при 400 °C сплав Al-2.5Mn-3.3Cu-0.5Zr показывает рост УЭП до 42% IACS (что по-прежнему меньше, чем у экспериментального сплава), однако разупрочнение гораздо более сильное.

ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 4

1. С использованием экспериментальных и расчетных методов изучено влияние деформационно-термической обработки на структуру, электросопротивление и твердость сплава Al-3%Mn-4%Cu, полученного в виде прутка диаметром 10 мм методом литья в электромагнитных кристаллизатор.
2. Установлено, что благодаря высокой скорости охлаждения при кристаллизации (более 1000 К/с) все количество марганца и половина общего содержания меди растворяются в алюминиевом твердом растворе, что позволяет при последующей ДТО сформировать структуру с максимально возможным количеством дисперсоидов $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$.
3. Установлено, что промежуточные отжиги при получении из исходного прутка холоднокатаной ленты, толщиной 2 мм, положительно влияют на деформационную пластичность и электросопротивление, что обусловлено снижением концентраций Cu и Mn в (Al), растворением эвтектических включений Al_2Cu и формированием дисперсоидов $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ размером менее 100 нм.
4. Благодаря повышенному содержанию Mn в экспериментальном сплаве наблюдается заметное увеличение количества дисперсоидов $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ по сравнению со сплавами 2xxx серии, получаемыми по традиционной технологии. Объемная доля этих дисперсоидов составила до ~11 об. %.

ГЛАВА 5. ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Cu-Mn-(Zr), ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЛИТЬЯ В ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫЙ КРИСТАЛЛИЗАТОР

Оценка влияния ИПД методом КВД на структуру и свойства сплавов, полученных методом литья в ЭМК, проводилась на экспериментальном сплаве Al-3Mn-4Cu и сплаве Al-2.5Mn-3.3Cu-0.5Zr, композиция которого была предложена в работах [133,134].

Анализ литературных данных показал высокую перспективность применения метода КВД[95–98,100,103,111,114–118,120,121,124,135–138], позволяющего достичь высоких прочностных характеристик конечного изделия, а применение данного метода к образцам, полученным методом литья в ЭМК, в перспективе может усилить эффект упрочнения, но вместе с тем имеет место быть риск снижения термической стабильности сплава, что также подтверждается предыдущими работами [128–132].

5.1 Сплав Al-2.5Mn-3.3Cu-0.5Zr

Анализ структуры образцов экспериментального сплава Al-2.5Mn-3.3Cu-0.5Zr, подвергнутого КВД, показал (рисунок 5.1) заметное улучшение морфологии составляющих Al_2Cu . Они были фрагментированы до частиц субмикромасштаба, и их распределение стало гораздо более однородным (рисунок 5.1б).

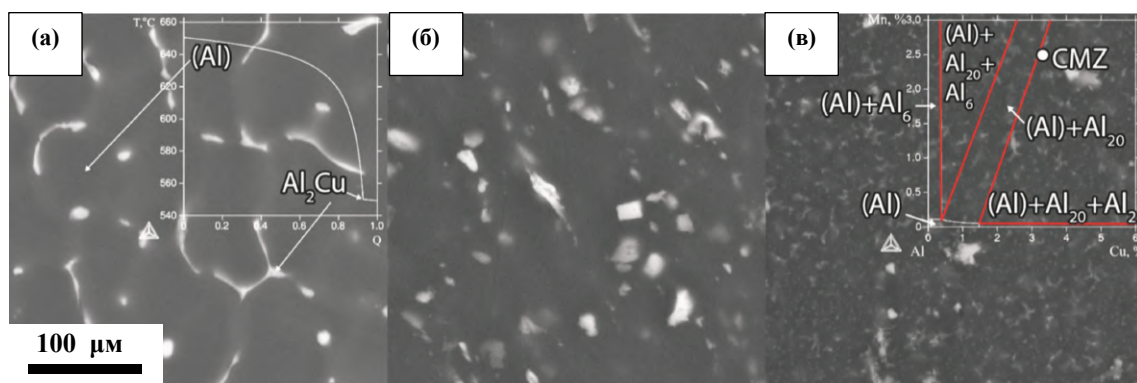


Рисунок 5.1 – Структура сплава Al-2.5Mn-3.3Cu-0.5Zr в литом состоянии (а) и после КВД без отжига (б), отожженный при 400 °С, 1ч (в) и соответствующие фазовые диаграммы:

- а) модель Шейля-Гулливера;
- в) изотермический разрез системы Al–Cu–Mn при 400 °С.

Кроме того, обработка КВД способствовала заметному увеличению твердости, что обусловлено деформационным упрочнением. Следует отметить, что упрочнение после КВД значительно выше по сравнению с холоднокатаными полосами (~220 против ~120 HV) (рисунок 5.2а). Морфология межзеренной эвтектической фазы сильно влияет на общие механические свойства и технологичность сплава.

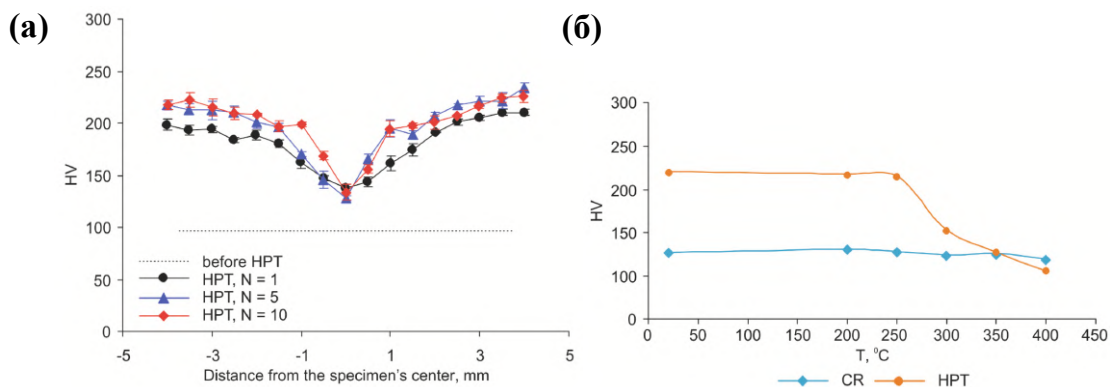


Рисунок 5.2 – Распределение микротвердости по площади образца, подвергнутого КВД (а), и влияние температуры отжига на микротвердость образца, подвергнутого КВД и ХП ленты 2 мм из сплава Al-3.3Cu-2.5Mn-0.5Zr

Обработка КВД приводит к образованию нано- и субкристаллической структуре с относительно высокой плотностью дислокаций. Преобладающий диапазон размеров кристаллитов составлял 80–250 нм. Структура характеризуется наличием сильноугловых разориентировок в большом количестве.

Неоднородность распределения микротвердости характерна для метода КВД, что не стало исключением при обработке данным методом исследуемого сплава, как видно на рисунке 5.2а. Значения микротвердости в центре образца составили 130-140 HV, тогда как на его периферии 200–210 HV. Увеличение числа оборотов N до 5 и 10 привели к увеличению микротвердости на периферии образца (до 220-230 HV) с постоянной (по сравнению с 1-м витком) микротвердостью в центре образца.

Наклеп сохраняется при температурах до 250 °C, что подтверждается графиком зависимости изменения твердости от температуры нагрева, представленным на рисунке 5.2б. С повышением температуры твердость сильно снижается, достигая уровень литого стержня после отжига при 400 °C. По данным,

полученным на предыдущих этапах исследования, это связано с тем, что при более высоких температурах достигается состояние, близкое к равновесному. Это означает, что марганец должен практически полностью входить в состав дисперсоидов $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$, а цирконий – Al_3Zr .

При температурах ниже $\sim 350^\circ\text{C}$ диффузия Mn и Zr в (Al) происходит медленно, поэтому достижение равновесия требует значительного времени (в частности, при 300°C — 25 000 ч.). По данным РФА, при температурах до 300°C выявляется фаза Al_6Mn , а фаза Al_3Zr не обнаруживается. Это означает, что фазовый состав после такой температуры отжига сильно отличается от равновесного.

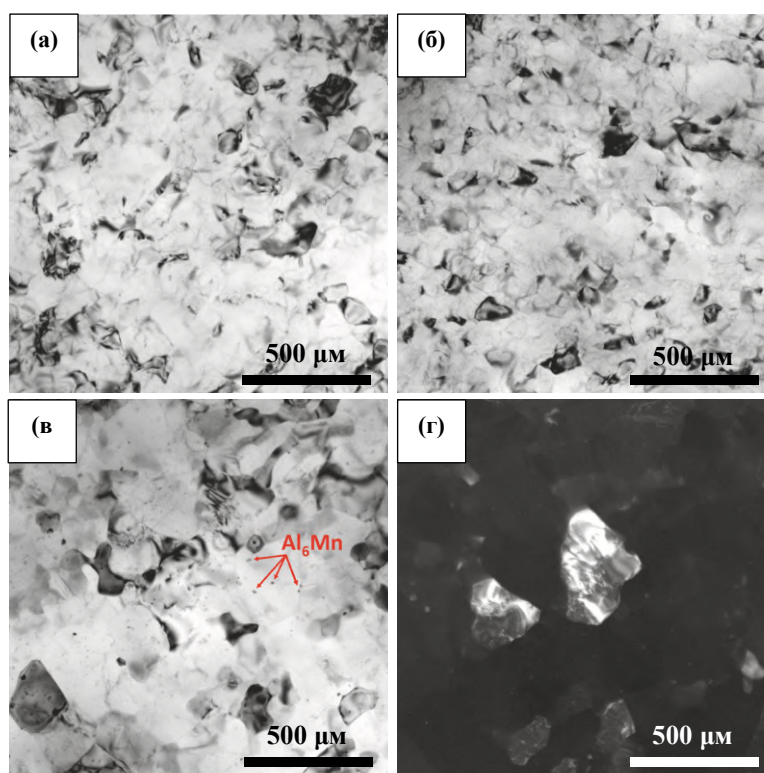


Рисунок 5.3 – Влияние температуры отжига на структуру образца сплава $\text{Al-3.3Cu-2.5Mn-0.5Zr}$, подвергнутого КВД:
а) N5; б) N5-250; в,г) N5-300; а-в) светлое поле; г) темное поле

5.2 Сплав Al-3Mn-4Cu

Микроструктура прессованного образца (состояние D1, режимы отражены в разделе 2.1.3 главы 2, таблицы 2.11–12) представлена на рисунке 5.4. Видно, что в отличие от литой микроструктуры частицы Al_2Cu выровнялись из-за деформации, но их количество, очевидно, не изменилось, поскольку прессование происходило при комнатной температуре. Последующий отжиг прессованного диска привел к идентичным изменениям, которые наблюдались в литом прутке ЭМК. В частности, после отжига при 450 °C (состояние D7) включения Al_2Cu практически полностью исчезли (рисунок 5.4б).

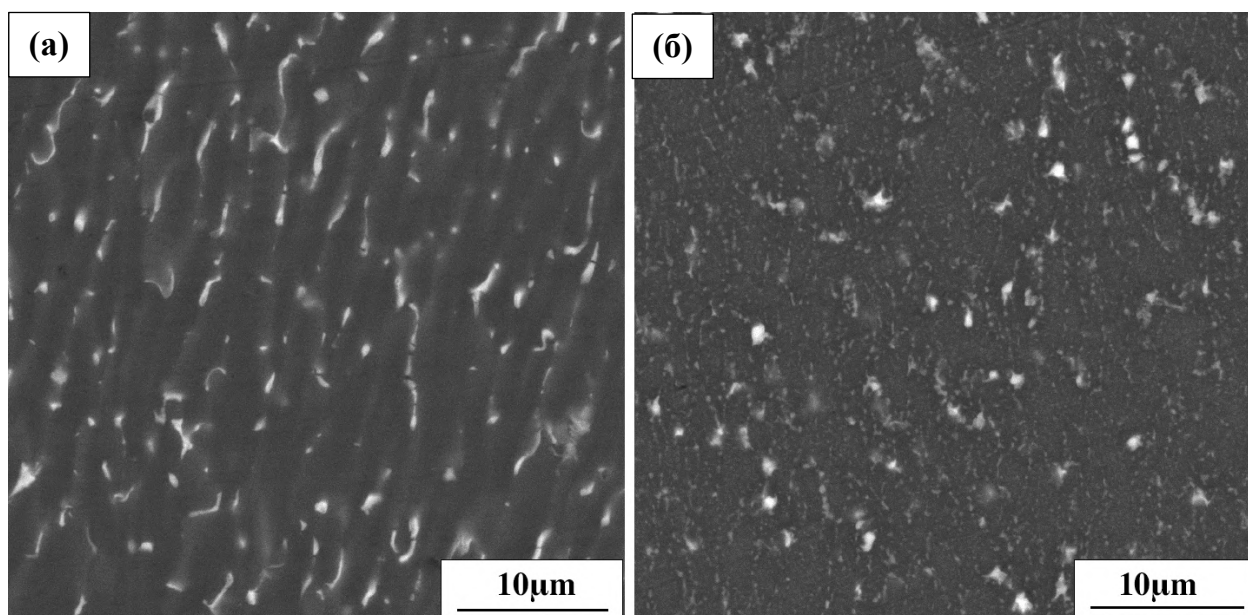


Рисунок 5.4 – Структура сплава Al-3Mn-4Cu, подвергнутого прессованию, СЭМ:
а) в исходном состоянии, б) после отжига при 450 °C, 3 ч.

Структуры после КВД показаны рисунке 5.5. В состоянии T1 имеется примерно такое же количество включений Al_2Cu (рисунок 5.5а), как и в исходном образце до сжатия (рисунок 5.4а). Подобная микроструктура наблюдается в состояниях T2 и T5 (рисунок 5.5б), поскольку нагрев прутка ЭМК при 350 °C мало влияет на литую структуру. Однако микроструктуры образцов T4 и T7, которые включают отжиг при 450 °C (режимы отражены в разделе 2.1.3 главы 2, таблицы 2.11–12), демонстрируют образование композитоподобной структуры, состоящей из множества субмикронных глобулярных частиц $Al_{20}Cu_2Mn_3$, равномерно распределенных в матрице (Al) (рисунок 5.6в-г).

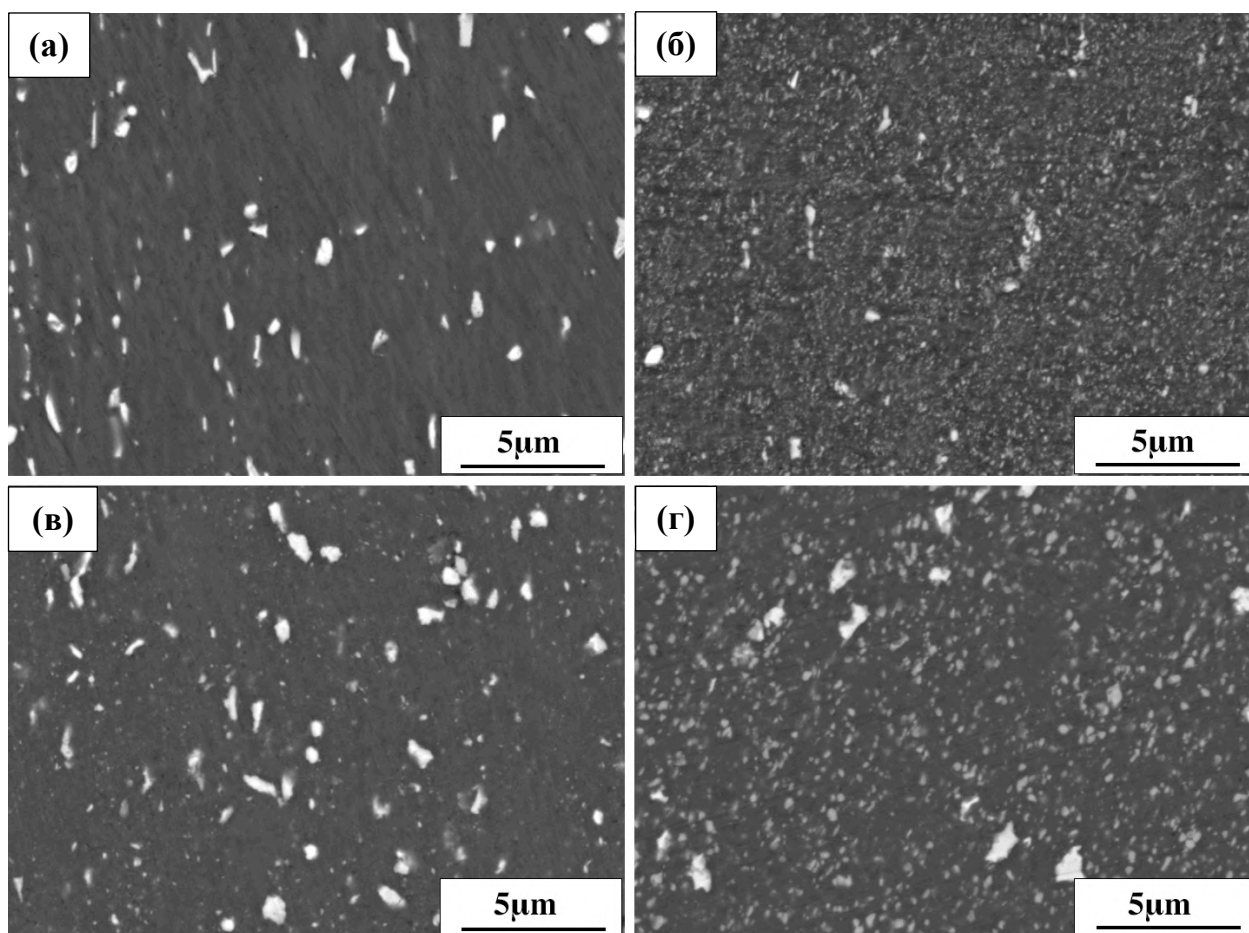


Рисунок 5.5 – Структура сплава Al-3Mn-4Cu, подвергнутого КВД из прессованного прутка в различных состояниях, СЭМ:

а) прессование, б) прессование + отжиг при 350 °С, 3 ч., в) отжиг при 400 °С, 3 ч. + прессование, г) отжиг при 450 °С, 3 ч. + прессование

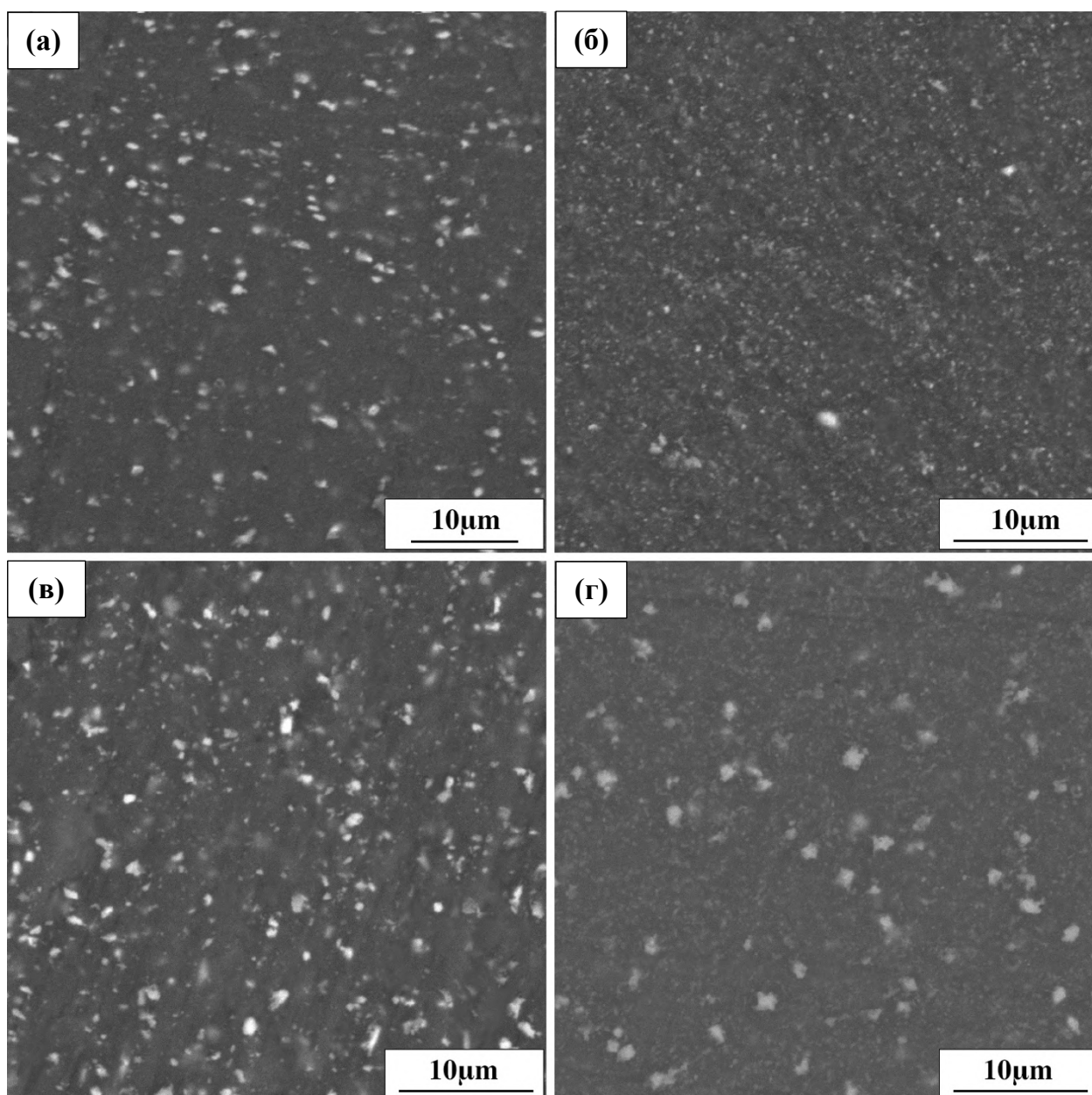


Рисунок 5.6 – Структура сплава Al-3Mn-4Cu, подвергнутого КВД и последующему отжигу при 250 °С из прессованного прутка в различных состояниях, СЭМ:
а) прессование, б) прессование + отжиг при 450 °С, 3 ч., в) отжиг при 400 °С, 3 ч. + прессование, г) отжиг при 450 °С, 3 ч. + прессование

Микротвердость литого прутка ЭМК составляет 91 HV и значительно увеличивается до 150 HV после холодного прессования (состояние D1). Предварительный отжиг стержня оказывает незначительное влияние на эту величину, которая изменяется только от 142 до 155 HV. С другой стороны, отжиг сжатых образцов значительно снижает микротвердость, которая в состоянии D7 составляет всего 104 HV. Обработка КВД приводит к существенному увеличению микротвердости, причем прирост варьируется от 48 HV (состояние T4) до 89 HV (состояние T1) для различных исходных состояний. Температурная зависимость

твердости, представленная на рисунке 5.7а, показывает, что начало разупрочнения во многом зависит от исходного состояния предыдущего сжатого образца. Состояние T1 демонстрирует наибольшую термическую стабильность, характеризующуюся отсутствием нагрева по сравнению с другими состояниями. После отжига образца КВД при 250 °С в течение 1 часа снижение HV составляет менее 6%. Самая низкая термостабильность наблюдается для состояния T7. Даже после отжига при 150 °С твердость падает ниже 140 HV. Стоит отметить, что нагрев при 300 °С значительно снижает твердость всех образцов, а при 400 °С разница между значениями HV практически устраняется (рисунок 5.7а). На основании этих результатов для построения кинетических кривых твердости была выбрана температура 250 °С. Как показано на рисунке 5.7б, снижение твердости наблюдается для всех образцов, хотя и в разной степени. После 5-часовой выдержки образцы, обработанные в условиях T1, T2, T3 и T5, демонстрируют самые высокие значения HV, а состояние T7 — самые низкие.

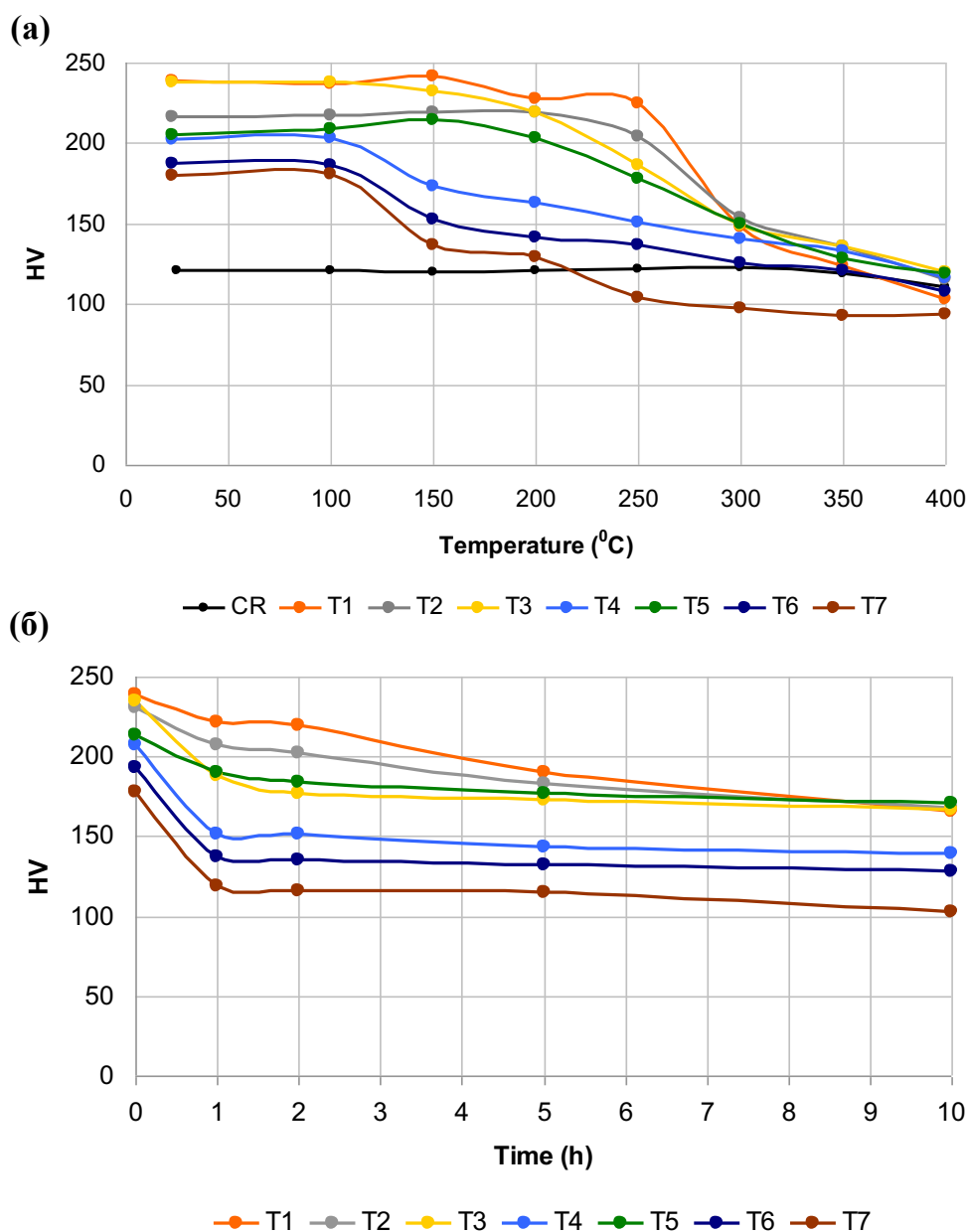


Рисунок 5.7 – Влияние температуры (а) и времени отжига (б) на HV образцов сплава Al-3Mn-4Cu, подвергнутых КВД:
а) в течение 1 часа, б) при 250 °C

Характерные поверхности разрушения показаны на рисунке 5.8. Можно заметить, что в условиях T2-250 и T5-250 излом выглядит ямчатым (рисунок 5.8а, б), что типично для вязкого разрушения. Частицы Al_2Cu размером 1 мкм можно увидеть внутри ямок, которые кажутся достаточно глубокими. Для условий T4-250 и T7-250 признаков пластической деформации меньше: очевидны обширные области с небольшими, неглубокими ямками (рисунок 5.8в, г). В целом анализ поверхностей разрушения хорошо коррелирует со значениями удлинения (таблица 5.2).

Свойства при растяжении определялись в двух характерных состояниях: сразу после обработки КВД и после отжига при 250 °С в течение 5 часов. Как показано в таблице 4.1, в зависимости от состояния, предшествующего КВД, прочностные свойства и пластичность существенно различаются. Наилучшее сочетание механических свойств сразу после КВД достигается в состоянии Т1 (с UTS выше 700 МПа и удлинением 6%), тогда как наихудший случай наблюдается в состоянии Т7. В отожженном состоянии, которое описывает термическую стабильность, наилучшие значения прочности и пластичности достигаются в состояниях Т2-250 и Т5-250, которые характеризуются промежуточным отжигом сжатых образцов при 350 °С перед КВД.

Таблица 4.1 Механические свойства образцов сплава Al-3Mn-4Cu, подвергнутых КВД и отжигу при 250 °С

Режим	UTS, МПа	YS, МПа	El, %	Режим	UTS, МПа	YS, МПа	El, %
T1	725	603	6.0	T1-250	574	444	2.0
T2	729	629	1.0	T2-250	611	561	10.0
T3	755	562	3.0	T3-250	535	522	0
T4	688	499	1.0	T4-250	500	492	0
T5	713	548	2.0	T5-250	575	493	11.0
T6	622	454	2.0	T6-250	434	411	0
T7	575	427	1.0	T7-250	340	337	0

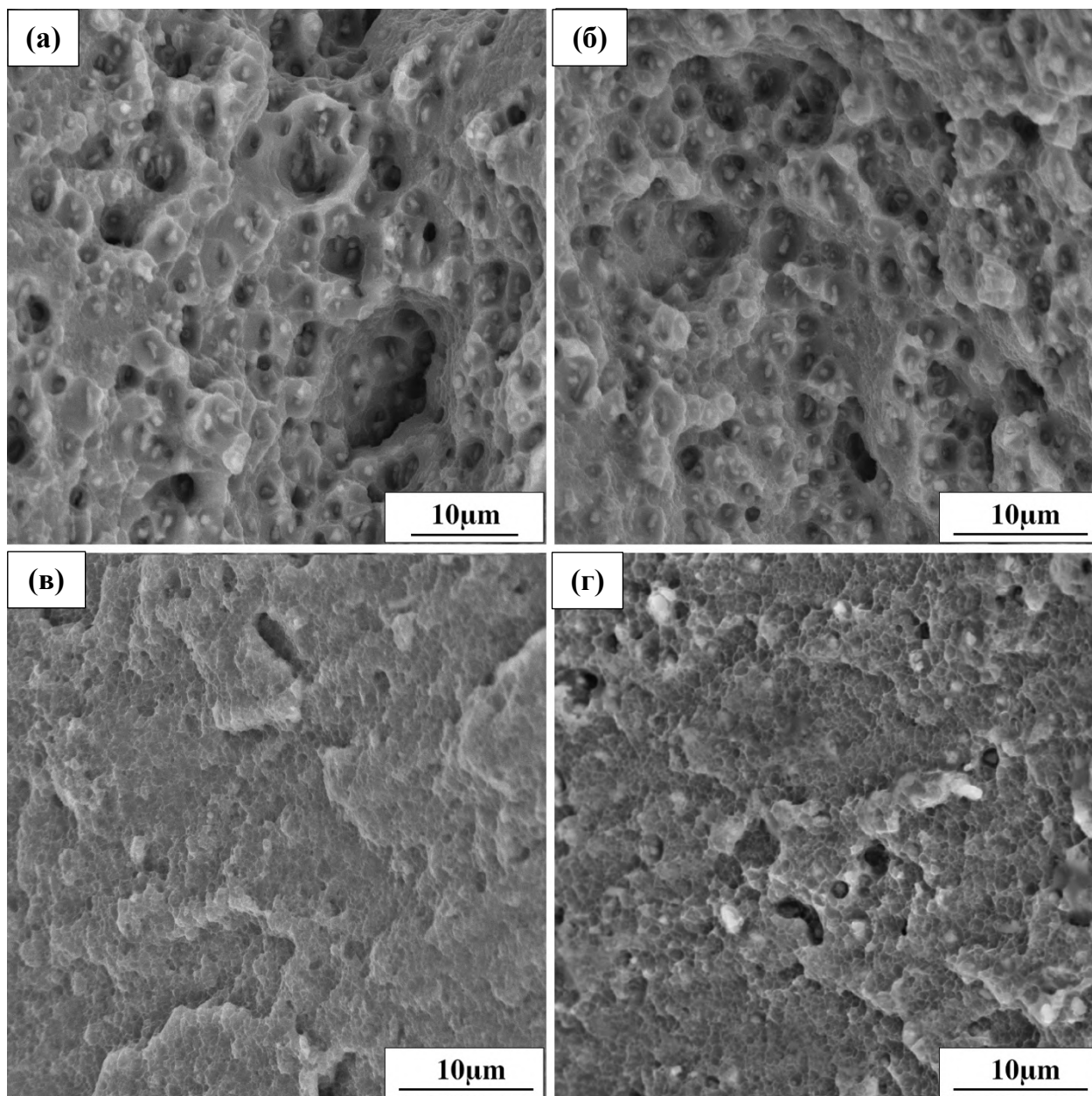


Рисунок 5.8 – Поверхности разрушения образцов сплава Al-3Mn-4Cu, подвергнутых КВД и отжигу при 250 °С:
а) T2-250, б) T5-250, в) T4-250 , г) T7-250

Для выявления причин разницы в механических свойствах образцов были проведены структурные исследования с использованием ПЭМ. Наиболее характерные структуры показаны на рисунках 5.9-10, а соответствующее описание приведено ниже.

В образце T1 в результате ИПДК образовалась ультрамелкозернистая зеренная/субзеренная структура с бимодальным распределением кристаллитов по размеру: более мелкие кристаллиты имеют размер 50–100 нм, а более крупные — 250-500 нм (рисунок 5.9а). Границы многих кристаллитов искажены, что указывает

на высокий уровень внутренних напряжений, тогда как внутренняя часть остальных кристаллитов в основном свободна от дислокаций. Наличие ультрамелкозернистой зеренной/субзеренной структуры в образце подтверждается картинками электронной дифракции, которые выглядят как кольца, образованные как точечными, так и вытянутыми рефlekсами. Все кольца на электронограмме соответствуют Al, а отдельные рефlekсы, расположенные между кольцами, указывают на очень небольшое количество вторичных фаз в структуре данного образца (рисунок 5.9б).

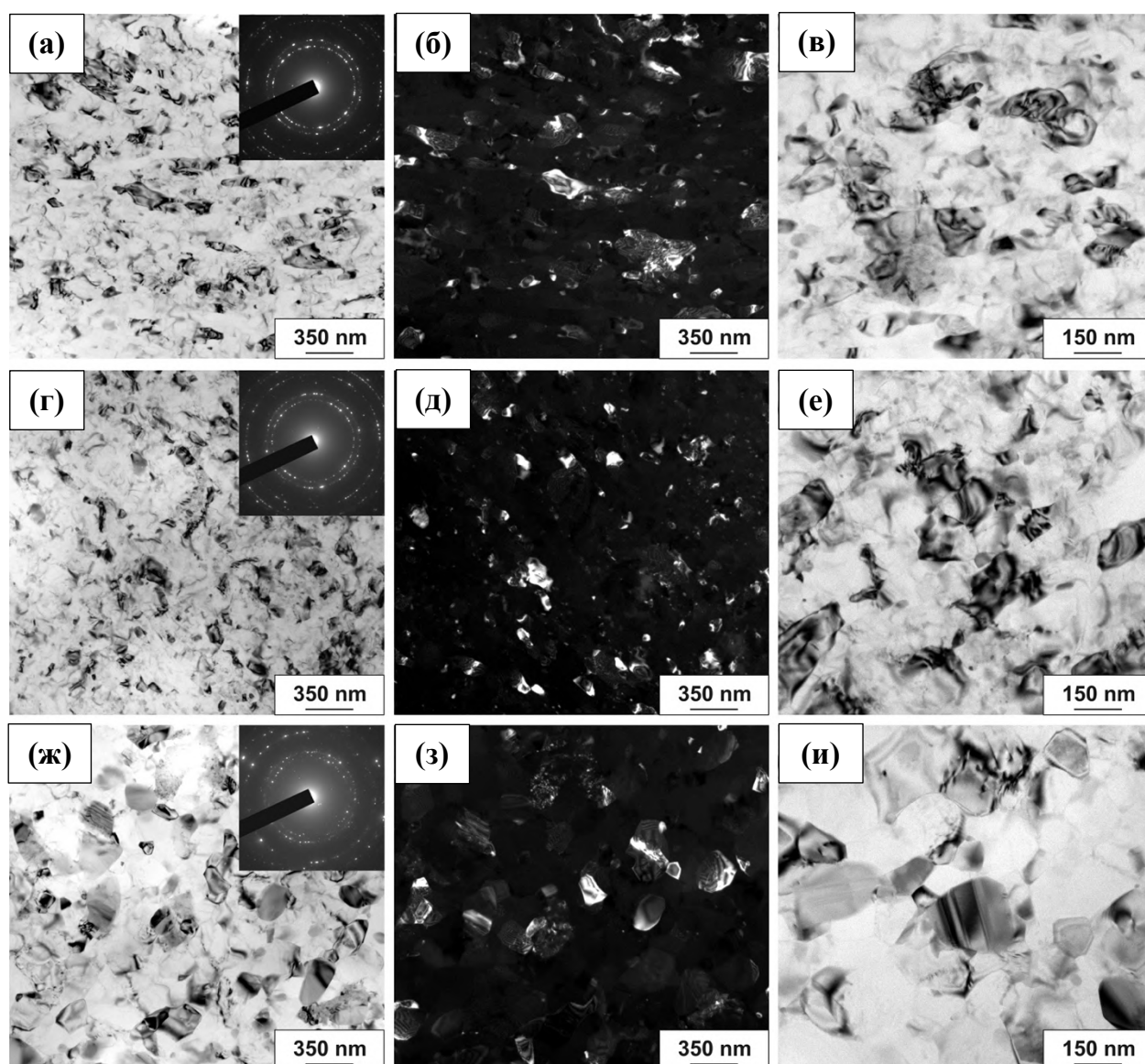


Рисунок 5.9 – Структура образцов сплава Al-3Mn-4Cu, подвергнутых КВД: а, б, в) T1; г, д, е) T2; ж, з, и) T7; а, в, г, е, ж, т) светлое поле; б, д, з) темное поле.

Структура содержит несколько частиц размером 1–3 мкм, которые фрагментированы за счет деформации частиц Al_2Cu , сохранившихся от исходного состояния. При отжиге (состояние T1-250) размер кристаллитов несколько

увеличивается (до 100–700 нм) (рисунок 5.10а), но их бимодальное распределение по размерам сохраняется. Большинство кристаллитов приобретает равноосную форму, что свидетельствует об уменьшении внутренних напряжений и переходе структуры в более равновесное состояние. На электронограмме появляются дополнительные рефлексы (рисунок 5.10б), что свидетельствует об образовании новых фаз в процессе отжига. Эти рефлексы в основном соответствуют частицам типа Al_6Mn , диаметр которых варьируется от 10 до 30 нм. По-видимому, эти частицы выпали из твердого раствора. Они были обнаружены внутри многих кристаллитов и на их границах.

После обработки T2 размер кристаллитов меньше, а границы зерен/субзерен более искажены, чем после T1 (рисунок 5.9в, г), что указывает на еще более высокий уровень внутренних напряжений. При отжиге (состояние T2-250) размер кристаллитов немного увеличивается, а некоторые кристаллиты приобретают равноосную форму (рисунок 5.10в, г), что указывает на снижение внутренних напряжений и переход структуры в более равновесное состояние. Внутри кристаллитов и на границах наблюдается распад твердого раствора, сопровождающийся выделением большого количества наноразмерных частиц.

Микроструктура образца T7 преимущественно описывается равноосными ультрамелкими зернами размером от 200 до 400 нм и относительно низкой плотностью дислокаций (рисунок 5.9д). Кольца на электронограмме в основном образованы точечными рефлексами (рисунок 5.9е), что указывает на зеренную структуру. В структуре наблюдаются многочисленные крупные частицы фазы $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ размером 100-400 нм, очевидно, выделившиеся в процессе отжига перед КВД. Рефлексы от этих частиц видны на электронограмме. После отжига (состояние T7-250) размер зерен увеличивается в несколько раз (до 500-1000 нм) (рисунок 5.9д, е). Размер частиц фазы $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ остается постоянным, и все эти частицы, предположительно, остаются в микроструктуре.

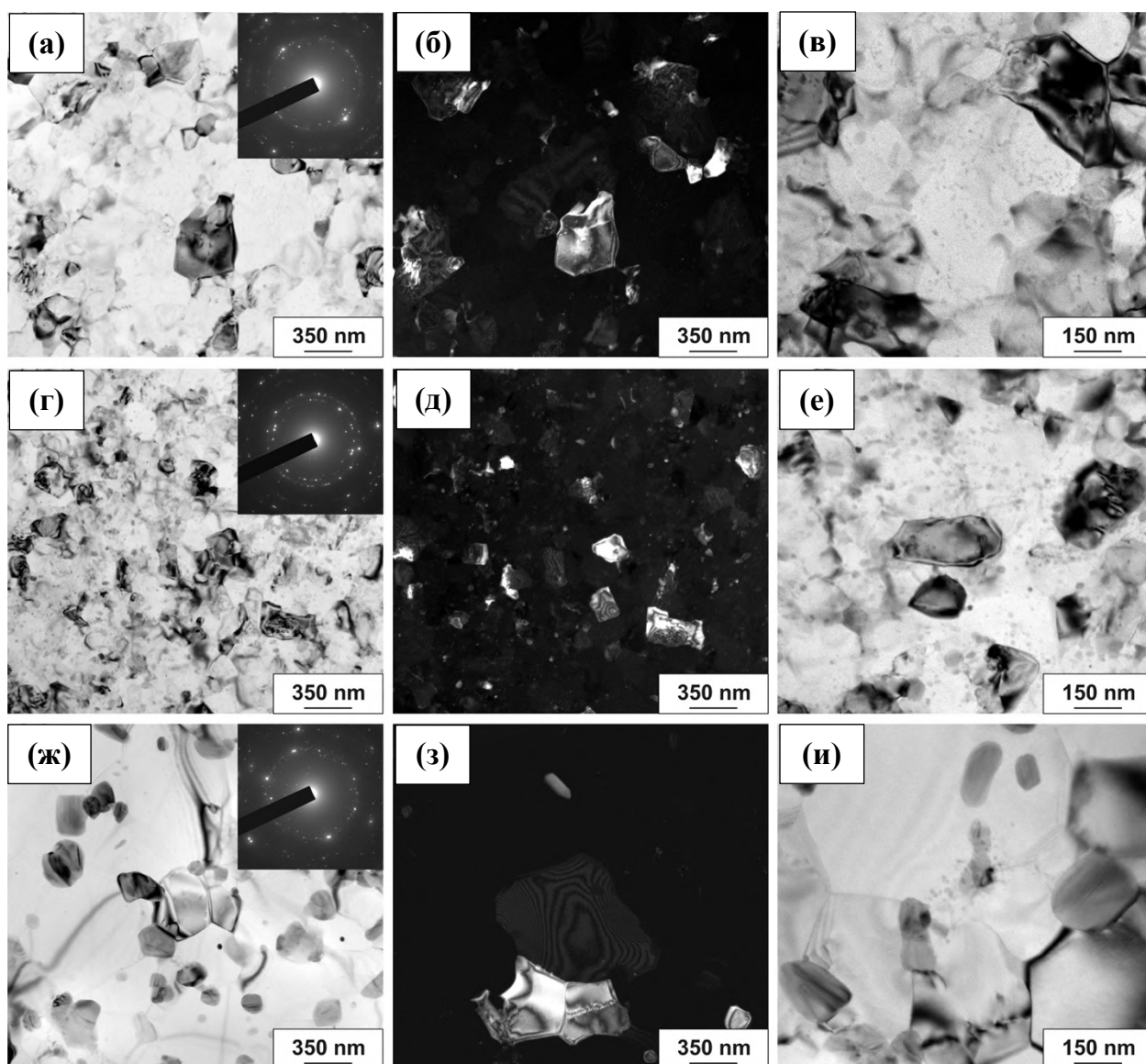


Рисунок 5.10 – Структура образцов сплава Al-3Mn-4Cu, подвергнутых КВД и отжигу при 250 °С:
а, б, в) T1; г, д, е) T2; ж, з, и) T7; а, в, г, е, ж, т) светлое поле; б, д, з) темное поле.

ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 5

1. Сплавы Al-2.5Mn-3.3Cu-0.5Zr и Al-3Mn-4Cu, полученные литьем в электромагнитный кристаллизатор в виде прутков диаметром 8 и 12 мм, были исследованы после обработки КВД.
2. Кручение под давлением (5 оборотов) позволяет достичь нано- и субмикронную структуру с увеличенной плотностью дислокаций. Средний размер дендритов равен 80-250 нм в обоих сплавах.
3. Изменение структуры сплавов в результате КВД приводит к сильному увеличению их микротвердости. Для сплава Al-2.5Mn-3.3Cu-0.5Zr, который не был подвергнут предварительному отжигу, микротвердость возросла в 2 раза, по сравнению с холоднокатаной полосой (220 против 120 HV). Сплав Al-3Mn-4Cu, подвергнутый ДТО по различным режимам показал, что наибольший прирост микротвердости характерен для режима без предварительной ТО или при низкотемпературном отжиге, а с увеличением температуры ТО значения микротвердости снижаются с 240 до 175 HV (исходное значение микротвердости для холоднокатанной полосы составило 125 HV), что делает обработку КВД неэффективной.
4. Показано, что повышение твердости при КВД обусловлено формированием зерно/субзеренной ультрамелкозернистой структуры с повышенной плотностью дислокаций, а также фрагментацией эвтектических частиц Al_2Cu , образованием Mn-содержащих дисперсоидов (преимущественно Al_6Mn).
5. Наилучшее сочетание прочности и пластичности сплава Al-3Mn-4Cu ($UTS=610$ МПа, $YS=560$ МПа, $El=10\%$) достигается при обработке по режиму, включающему отжиг литого ЭМК прутка при $350\text{ }^{\circ}\text{C}$ (3 ч) и 5-часовой отжиг образца КВД при $250\text{ }^{\circ}\text{C}$. Нагрев образца до КВД при более высокой температуре приводит к значительному размягчению, главным образом за счет увеличения размера кристаллитов и уменьшения плотности дислокаций.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ И ОБЩИЕ ВЫВОДЫ ПО РАБОТЕ

1. С использованием расчетных и экспериментальных методов обоснован состав сплава Al-2%Mn-2%Cu (масс. %) применительно к промышленным условиям литья среднеразмерных слитков. Установлено, что наличие в структуре модельного сплава дисперсоидов $Al_{20}Cu_2Mn_3$ в количестве около 7 об. % и размером менее 100 нм позволяет сохранить в отожженном состоянии (400 °C, 3 ч) нерекристаллизованную структуру, несмотря на значительную степень деформации при холодной прокатке (до 95 %).
2. Обоснованы режимы деформационно-термической обработки сплавов Al-Cu-Mn-(Zr), предназначенных для традиционной технологии литья, позволяющие изготавливать деформированные полуфабрикаты прессованием, прокаткой и волочением. Проволока диаметром 0,5 мм (обжатие более 99%) демонстрирует следующий комплекс физико-механических свойств после 3-х часового нагрева при 350 °C: временное сопротивление – 290 МПа, предел текучести – 260 МПа, относительное удлинение – 6%, удельная электропроводность – 43 IACS.
3. Показано, что при скорости охлаждения в процессе кристаллизации, характерной для метода литья в электромагнитный кристаллизатор (более 1000 K/c), концентрация марганца в алюминиевом твердом растворе может быть повышена до 3 масс. %, что позволяет получить в конечной структуре проволоки наноразмерные дисперсоиды фазы $Al_{20}Cu_2Mn_3$ в количестве более 10 об. %.
4. Обоснован состав сплава Al-3Mn-4Cu и режим деформационно-термической обработки применительно к получению длинномерных заготовок диаметром 8-10 мм методом литья в электромагнитный кристаллизатор, позволяющие реализовать высокий комплекс прочности, удельной электропроводности и термостойкости (до 400 °C)
5. Предложены модели зависимостей удельной электропроводности от температуры отжига для сплавов системы Al-Cu-Mn-Zr, согласно которым наиболее сильное влияние на удельную электропроводность оказывает концентрация марганца в (Al). Расчетные и экспериментальные значения хорошо согласуются при температурах отжига выше 350 °C.

6. Показано, что использование обработки кручением под высоким давлением к сплавам Al-Cu-Mn-(Zr), полученным методом литья в электромагнитный кристаллизатор, позволяет существенно повысить прочностные свойства (до 700 МПа), что обусловлено формированием зеренно-субзеренной наноструктуры с высокой плотностью дислокаций.
7. Прочность и термическая стабильность деформированных полуфабрикатов во многом зависят от промежуточной обработки перед кручением под высоким давлением. На сплаве Al-3Mn-4Cu показано, что наилучший комплекс механических свойств достигается при низкотемпературном отжиге (до 350 °C) или его отсутствии, тогда как промежуточный отжиг при 450 °C делает обработку кручением под высоким давлением неэффективной.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Белый Д.И. Алюминиевые сплавы для токопроводящих жил кабельных изделий // Кабели и Провода. 2012. Vol. 1. P. 8–15.
2. Горбунов Ю.А. Развитие производства проката и кабельно-проводниковой продукции из алюминиевых сплавов на заводах РФ // Цветные металлы. 2013. P. 573–577.
3. ГОСТ Р МЭК 62004-2014. Проволока из термостойкого алюминиевого сплава для провода воздушной линии электропередачи. Москва: Стандартинформ, 2015.
4. Moors E.H.M. Technology strategies for sustainable metals production systems: a case study of primary aluminium production in The Netherlands and Norway // J Clean Prod. 2006. Vol. 14, № 12–13. P. 1121–1138.
5. Miyajima Y. et al. Microstructural change due to isochronal annealing in severely plastic-deformed commercial purity aluminium // Philosophical Magazine. 2015. Vol. 95, № 11. P. 1139–1149.
6. Miyajima Y. et al. Change in electrical resistivity of commercial purity aluminium severely plastic deformed // Philosophical Magazine. 2010. Vol. 90, № 34. P. 4475–4488.
7. Polmear I.J. Light Alloys: From Traditional Alloys to Nanocrystals. Fourth Edition. Australia, Melbourne: Monash University.: Butterworth-Heinemann, 2006.
8. Moors E.H.M. Technology strategies for sustainable metals production systems: a case study of primary aluminium production in The Netherlands and Norway // J Clean Prod. 2006. Vol. 14, № 12-13 SPEC. ISS. P. 1121–1138.
9. Mito M. et al. Contactless electrical conductivity measurement of metallic submicron-grain material: Application to the study of aluminum with severe plastic deformation // Review of Scientific Instruments. 2016. Vol. 87, № 5.
10. Wen S.P. et al. Synergetic effect of Er and Zr on the precipitation hardening of Al–Er–Zr alloy // Scr Mater. 2011. Vol. 65, № 7. P. 592–595.
11. Vo N.Q., Dunand D.C., Seidman D.N. Improving aging and creep resistance in a dilute Al–Sc alloy by microalloying with Si, Zr and Er // Acta Mater. 2014. Vol. 63. P. 73–85.

12. ZHANG Y. et al. Effects of Y addition on microstructure and properties of Al-Zr alloys // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. 2014. Vol. 24, № 7. P. 2239–2243.
13. Zhang Y. et al. Precipitation evolution of Al–Zr–Yb alloys during isochronal aging // Scr Mater. 2013. Vol. 69, № 6. P. 477–480.
14. MOORS E.H.M., VERGRAGT P.J. TECHNOLOGY CHOICES FOR SUSTAINABLE INDUSTRIAL PRODUCTION: TRANSITIONS IN METAL MAKING // International Journal of Innovation Management. 2002. Vol. 06, № 03. P. 277–299.
15. Федоров М. Алюминий и алюминиевые полуфабрикаты на внутреннем рынке // Металлоснабжение и сбыт. 2002. P. 86–91.
16. <https://www.trimet.eu/> [Electronic resource].
17. <https://lamifil.be/> [Electronic resource].
18. <https://www.americanelements.com/> [Electronic resource].
19. <https://zhaoxincable.en.made-in-china.com> [Electronic resource].
20. <https://www.rt-kabel.ru/> [Electronic resource].
21. <https://emcable.ru/> [Electronic resource].
22. Н.А. Белов et al. Влияние отжига на структуру и механические свойства холоднокатаных листов Al-Zr сплавов // Известия вузов, Цветная металлургия. 2006.
23. BELOV N.A. et al. Effect of Zr additions and annealing temperature on electrical conductivity and hardness of hot rolled Al sheets // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. 2015. Vol. 25, № 9. P. 2817–2826.
24. Jiang S.Y., Wang R.H. Manipulating nanostructure to simultaneously improve the electrical conductivity and strength in microalloyed Al-Zr conductors // Sci Rep. 2018. Vol. 8, № 1. P. 6202.
25. Belov N. et al. Simultaneous Increase of Electrical Conductivity and Hardness of Al–1.5 wt.% Mn Alloy by Addition of 1.5 wt.% Cu and 0.5 wt.% Zr // Metals (Basel). 2019. Vol. 9, № 12. P. 1246.
26. Wen S.P. et al. Role of Yb and Si on the precipitation hardening and recrystallization of dilute Al–Zr alloys // J Alloys Compd. 2014. Vol. 599. P. 65–70.

27. Liu L. et al. Enhancement of strength and electrical conductivity for a dilute Al-Sc-Zr alloy via heat treatments and cold drawing // *J Mater Sci Technol.* 2019. Vol. 35, № 6. P. 962–971.
28. Zhou T., Xie H., Jiang Z. Mechanical and Electrical Properties of Y-containing Al-Zr Heat-resistant Alloy Produced by Dynamic ECAE Process // *Journal of Wuhan University of Technology-Mater. Sci. Ed.* 2022. Vol. 37, № 1. P. 123–129.
29. Jung J.-G. et al. Mechanism of ultrasound-induced microstructure modification in Al-Zr alloys // *Acta Mater.* 2020. Vol. 199. P. 73–84.
30. Alabin A.N. et al. Heat resistant alloys of Al – Zr – Sc system for electrical applications: analysis and optimization of phase composition // *Non-ferrous Metals.* 2015. P. 36–40.
31. Yin F. et al. A thermodynamic assessment of the La–Al system // *J Alloys Compd.* 2000. Vol. 302, № 1–2. P. 169–172.
32. Xingwen Y., Chunan C., Zhiming Y. Application of rare earth metal salts in sealing anodized aluminum alloy // *J Mater Sci Lett.* 2000. Vol. 19, № 21. P. 1907–1908.
33. Volkov A.I. et al. Analysis of the use of rare earth metals in ferrous metallurgy of Russia and world // *Izvestiya. Ferrous Metallurgy.* 2020. Vol. 63, № 6. P. 405–418.
34. Zhao Q. et al. Effects of rare earth elements addition on mechanical properties and corrosion behavior of GCr15 bearing steel under different heat treatment conditions // *Corrosion Communications.* 2023. Vol. 9. P. 65–76.
35. Artini C. et al. Stability field and structural properties of intra-rare earth perovskites // *J Alloys Compd.* 2010. Vol. 494, № 1–2. P. 336–339.
36. Severyanina E.N., Dudnik E.M., Paderno Yu.B. Electrical and thermal conductivities of the tetraborides of some rare earth metals // *Soviet Powder Metallurgy and Metal Ceramics.* 1974. Vol. 13, № 10. P. 843–845.
37. Eliezer D., John G., Froes F.H. Mössbauer study of rapidly solidified Al-rare-earth alloys // *J Mater Sci Lett.* 1986. Vol. 5, № 8. P. 781–782.
38. Liao H. et al. Mechanisms for Ce-induced remarkable improvement of conductivity in Al alloys // *J Mater Res.* 2017. Vol. 32, № 3. P. 566–574.
39. Pengfei L. et al. Effect of Cerium on Mechanical Performance and Electrical Conductivity of Aluminum Rod for Electrical Purpose // *Journal of Rare Earths.* 2006. Vol. 24, № 1. P. 355–357.

40. Wang M. et al. Microstructure design to achieve optimal strength, thermal stability, and electrical conductivity of Al-7.5wt.%Y alloy // *Materials Science and Engineering: A*. 2022. Vol. 852. P. 143700.
41. Chuvil'deev V.N. et al. Thermal Stability of the Structure and Mechanical Properties of Submicrocrystalline Al-0.5% Mg-Sc Aluminum Alloys // *Russian Metallurgy (Metally)*. 2021. Vol. 2021, № 1. P. 7–24.
42. Jabłoński M., Knych T., Smyrak B. Effect of Iron Addition to Aluminium on the Structure and Properties of Wires Used for Electrical Purposes // *Materials Science Forum*. 2011. Vol. 690. P. 459–462.
43. Sasaki T.T., Ohkubo T., Hono K. Microstructure and mechanical properties of bulk nanocrystalline Al-Fe alloy processed by mechanical alloying and spark plasma sintering // *Acta Mater*. 2009. Vol. 57, № 12. P. 3529–3538.
44. Mukai T. et al. Nanostructured Al-Fe alloys produced by e-beam deposition: static and dynamic tensile properties // *Acta Mater*. 2003. Vol. 51, № 14. P. 4197–4208.
45. Nayak S.S. et al. Nanocomposites and an extremely hard nanocrystalline intermetallic of Al-Fe alloys prepared by mechanical alloying // *Materials Science and Engineering: A*. 2010. Vol. 527, № 9. P. 2370–2378.
46. Kim D.H., Cantor B. Structure and decomposition behaviour of rapidly solidified Al-Fe alloys // *J Mater Sci*. 1994. Vol. 29, № 11. P. 2884–2892.
47. Nasu S., Gonser U., Preston R.S. DEFECTS AND PHASES OF IRON IN ALUMINIUM // *Le Journal de Physique Colloques*. 1980. Vol. 41, № C1. P. C1-385-C1-386.
48. Flores F.U. et al. Development of High-Strength and High-Electrical-Conductivity Aluminum Alloys for Power Transmission Conductors. 2018. P. 247–251.
49. Kříž J., Novák P. Thermally Stable Al-Fe Based Alloys Produced from Secondary Materials // *Manufacturing Technology*. 2015. Vol. 15, № 2. P. 155–161.
50. Medvedev A. et al. 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 // *Materials*. 2023. Vol. 16, № 8. P. 3067.
51. Medvedev A.E. et al. The mechanical properties, electrical conductivity, and thermal stability of a wire made of Al-Fe alloys produced by casting into an electromagnetic crystallizer // *Frontier materials & technologies*. 2022. № 3. P. 96–105.

52. Tashlykova-Bushkevich I.I. et al. Structural and phase analysis of rapidly solidified Al-Fe alloys // *Journal of Surface Investigation. X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques*. 2008. Vol. 2, № 2. P. 310–316.
53. Kumar N., Mishra R.S. Thermal stability of friction stir processed ultrafine grained AlMgSc alloy // *Mater Charact*. 2012. Vol. 74. P. 1–10.
54. EMBURY J.D., LLOYD D.J., RAMACHANDRAN T.R. Strengthening Mechanisms in Aluminum Alloys. 1989. P. 579–601.
55. Czerwinski F. Current Trends in Automotive Lightweighting Strategies and Materials // *Materials*. 2021. Vol. 14, № 21. P. 6631.
56. Czerwinski F. Thermal Stability of Aluminum Alloys // *Materials*. 2020. Vol. 13, № 15. P. 3441.
57. Структура и свойства полуфабрикатов и алюминиевых сплавов: справочник. Москва: Металлургия, 1984. 408 р.
58. ГОСТ 4784–97. АЛЮМИНИЙ И СПЛАВЫ АЛЮМИНИЕВЫЕ ДЕФОРМИРУЕМЫЕ.
59. Belov N.A., Alabin A.N. An aluminum-base material, RF Patent No. 2287600, C22C21/12, Byull. Izobr. Polezn. Modeli. 2006.
60. Belov N.A., Alabin A.N. Promising aluminum alloys with additives of zirconium and scandium // *Tsvetn. Met*. 2007. Vol. 2. P. 99–106.
61. Hansen M., Anderko K., Salzberg H.W. Constitution of Binary Alloys // *J Electrochem Soc*. 1958. Vol. 105, № 12. P. 260C.
62. Mondolfo L.F. Aluminum Alloys. London: Butterworths and Co., Ltd., 1976.
63. Toleuova A.R. et al. Quantitative analysis of the Al – Cu – Mn – Zr phase diagram as a base for deformable refractory aluminum alloys // *Metal Science and Heat Treatment*. 2012. Vol. 54, № 7–8. P. 402–406.
64. Bokshstein S. Diffusion in Metals [in Russian]. Moscow: Metallurgiya, 1978. 248 p.
65. Belov N.A., Alabin A.N., Matveeva I.A. Optimization of phase composition of Al–Cu–Mn–Zr–Sc alloys for rolled products without requirement for solution treatment and quenching // *J Alloys Compd*. 2014. Vol. 583. P. 206–213.
66. Belov N.A. et al. Phase composition and mechanical properties of Al–1.5%Cu–1.5%Mn–0.35%Zr(Fe,Si) wire alloy // *J Alloys Compd*. 2019. Vol. 782. P. 735–746.

67. Bondarev A.B. DOBATKIN VLADIMIR IVANOVICH. FROM THE HISTORY OF METALLURGY EASY ALLOYS // Nauka v sovremennom mire. 2019. Vol. 6, № 12. P. 13–20.
68. Sally I. Crystallization at Superhigh Cooling Rates. Kiev: Naukova Dumka, 1972.
69. С.Б. Сидельников, Е.С. Лопатина, Н.Н. Довженко. Особенности структурообразования и свойства металла при высокоскоростной кристаллизации–деформации и модифицировании алюминиевых сплавов. Красноярск: СибФУ, 2015.
70. Шмаков Ю.В. Исследование закономерностей и разработка научных основ технологии производства полуфабрикатов из гранулируемых алюминиевых сплавов для изделий ответственного назначения: дис. ... докт. тех. наук: 05.16.06. Москва, 1997. 477 p.
71. Гецелев З. Н, Балахонцев Г.А., Черепок Г.В. Развитие и усовершенствование установок и технологии для отливки слитков алюминиевых сплавов в ЭМК // Цветные металлы. 1980. Vol. 2. P. 59–63.
72. Гецелев З. Н. Непрерывное литье в электромагнитный кристаллизатор. Москва: Металлургия, 1983. 152 p.
73. Ливанов В.А., Шипилов В.С. Некоторые особенности процесса затвердевания слитков, отливаемых непрерывным методом в ЭМК // Цветные металлы. 1980. Vol. 2. P. 78–79.
74. Климеш Я. Литье слитков из алюминиевых деформируемых сплавов в ЭМК // Цветные металлы. 1980. Vol. 2. P. 78–79.
75. Гецелев З.Н., Мартынов Г.И. Расчет электромагнитных полей в системах «индуктор - экран - слиток» // Магнитная гидродинамика. 1977. P. 89–96.
76. Гецелев З.Н., Крейндель Д.А., Капtilкин А.А. Экспериментальное исследование циркуляции жидкого металла в электромагнитном поле // Магнитная гидродинамика. 1975. Vol. 2. P. 144–146.
77. Вольдек А.И. Индукционные магнитогидродинамические машины с жидкометаллическим рабочим телом // Энергия. Ленинград, 1970. P. 272.
78. С.А. Бояков, Е.А. Головенко, Т.А. Боякова. Математическое и физическое моделирование линейных индукционных машин для цветной металлургии //

- Электромеханические и электромагнитные преобразователи энергии и управляемые электромеханические системы. Сборник статей. 2003. Р. 11.
79. М.В. Первухин et al. Быстрая кристаллизация высоколегированных алюминиевых сплавов в электромагнитном поле // Известия ВУЗов. 2011. Vol. 2. Р. 47–51.
80. Information from <https://elmacast.com/> [Electronic resource]. 2024.
81. Korotkova N.O. et al. Influence of Heat Treatment on the Structure and Properties of an Al–7% REM Conductive Aluminum Alloy Casted in an Electromagnetic Crystallizer // Physics of Metals and Metallography. 2020. Vol. 121, № 2. Р. 173–179.
82. Belov N.A. et al. Structure and Properties of Al-0.6%Zr-0.4%Fe-0.4%Si (wt.%) Wire Alloy Manufactured by Electromagnetic Casting // JOM. 2020. Vol. 72, № 4. Р. 1561–1570.
83. Gamin Y. V. et al. Effect of Radial-Shear Rolling on the Structure and Hardening of an Al–8%Zn–3.3%Mg–0.8%Ca–1.1%Fe Alloy Manufactured by Electromagnetic Casting // Materials. 2023. Vol. 16, № 2. Р. 677.
84. Belov N.A. et al. The Effect of Thermodeformation Treatment on the Structure and Strengthening of the Al–7.1% Zn–2.8% Mg–1.4% Ni–1.1% Fe Alloy Produced via Casting in an Electromagnetic Crystallizer // Physics of Metals and Metallography. 2023. Vol. 124, № 4. Р. 414–421.
85. Medvedev A.E. et al. On the effect of ECAP and subsequent cold rolling on the microstructure and properties of electromagnetically cast Al–Fe alloys // International Journal of Lightweight Materials and Manufacture. 2022. Vol. 5, № 4. Р. 484–495.
86. Medvedev A. et al. 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 // Materials. 2023. Vol. 16, № 8. Р. 3067.
87. Callister Jr W. D., Rethwisch D. G. Materials science and engineering: an introduction. John wiley & sons, 2020.
88. Petch N. J. The cleavage strength of polycrystals // Iron Steel Inst. 1953. Р. 174.
89. Hall E.O. The Deformation and Ageing of Mild Steel: III Discussion of Results // Proceedings of the Physical Society. Section B. 1951. Vol. 64, № 9. Р. 747–753.

90. Valiev R.Z. Structure and mechanical properties of ultrafine-grained metals // *Materials Science and Engineering: A*. 1997. Vol. 234–236. P. 59–66.
91. Valiev R.Z. et al. Producing bulk ultrafine-grained materials by severe plastic deformation // *JOM*. 2006. Vol. 58, № 4. P. 33–39.
92. V. A. Moskalenko, A. R. Smirnov. Temperature effect on formation of reorientation bands in α -Ti, // *Materials Science and Engineering: A*. 1998. Vol. 246, № 1–2. P. 282–288.
93. Sergueeva A.V. et al. Advanced mechanical properties of pure titanium with ultrafine grained structure // *Scr Mater*. 2001. Vol. 45, № 7. P. 747–752.
94. Bridgman P.W. Effects of High Shearing Stress Combined with High Hydrostatic Pressure // *Physical Review*. 1935. Vol. 48, № 10. P. 825–847.
95. Sakai G., Horita Z., Langdon T.G. Grain refinement and superplasticity in an aluminum alloy processed by high-pressure torsion // *Materials Science and Engineering: A*. 2005. Vol. 393, № 1–2. P. 344–351.
96. Xu C., Horita Z., Langdon T.G. The evolution of homogeneity in an aluminum alloy processed using high-pressure torsion // *Acta Mater*. 2008. Vol. 56, № 18. P. 5168–5176.
97. Zhilyaev A.P., Langdon T.G. Using high-pressure torsion for metal processing: Fundamentals and applications // *Prog Mater Sci*. 2008. Vol. 53, № 6. P. 893–979.
98. Zhilyaev A.P., McNelley T.R., Langdon T.G. Evolution of microstructure and microtexture in fcc metals during high-pressure torsion // *J Mater Sci*. 2007. Vol. 42, № 5. P. 1517–1528.
99. Valiev R.Z. et al. Structure and deformation behaviour of Armco iron subjected to severe plastic deformation // *Acta Mater*. 1996. Vol. 44, № 12. P. 4705–4712.
100. Edalati K., Horita Z. Correlations between hardness and atomic bond parameters of pure metals and semi-metals after processing by high-pressure torsion // *Scr Mater*. 2011. Vol. 64, № 2. P. 161–164.
101. Orlov D. et al. Plastic flow, structure and mechanical properties in pure Al deformed by twist extrusion // *Materials Science and Engineering: A*. 2009. Vol. 519, № 1–2. P. 105–111.
102. Raab G.J. et al. Continuous processing of ultrafine grained Al by ECAP–Conform // *Materials Science and Engineering: A*. 2004. Vol. 382, № 1–2. P. 30–34.

103. Xu C., Horita Z., Langdon T.G. Microstructural Evolution in Pure Aluminum in the Early Stages of Processing by High-Pressure Torsion // *Mater Trans.* 2010. Vol. 51, № 1. P. 2–7.
104. Shaeri M.H. et al. Effect of ECAP temperature on microstructure and mechanical properties of Al–Zn–Mg–Cu alloy // *Progress in Natural Science: Materials International.* 2016. Vol. 26, № 2. P. 182–191.
105. Estrin Y., Murashkin M., Valiev R. Ultrafine-grained aluminium alloys: processes, structural features and properties // *Fundamentals of Aluminium Metallurgy.* Elsevier, 2011. P. 468–503.
106. Horita Z. et al. Equal-channel angular pressing of commercial aluminum alloys: Grain refinement, thermal stability and tensile properties // *Metallurgical and Materials Transactions A.* 2000. Vol. 31, № 3. P. 691–701.
107. Yang Y. et al. Improving the combination of electrical conductivity and tensile strength of Al 1070 by rotary swaging deformation // *Results Phys.* 2019. Vol. 13. P. 102236.
108. Rogachev S.O. et al. Improvement of strength–ductility balance of Al–Ca–Mn–Fe alloy by severe plastic deformation // *Mater Lett.* 2023. Vol. 349. P. 134797.
109. Rogachev S.O. et al. Effect of number of ECAP passes on structure and mechanical properties of Al–Ca–Mn–Fe alloy // *Mater Today Commun.* 2024. Vol. 38. P. 107762.
110. Han J.-K. et al. Size Effect on Microstructural Evolution and Micromechanical Responses of Mechanically Bonded Aluminum and Magnesium by High-Pressure Torsion // *Adv Eng Mater.* 2020. Vol. 22, № 10.
111. Lee H.-J. et al. Significance of grain refinement on microstructure and mechanical properties of an Al-3% Mg alloy processed by high-pressure torsion // *J Alloys Compd.* 2016. Vol. 686. P. 998–1007.
112. Ghosh K.S., Gao N., Starink M.J. Characterisation of high pressure torsion processed 7150 Al–Zn–Mg–Cu alloy // *Materials Science and Engineering: A.* 2012. Vol. 552. P. 164–171.
113. Loucif A. et al. Microstructural evolution in an Al-6061 alloy processed by high-pressure torsion // *Materials Science and Engineering: A.* 2010. Vol. 527, № 18–19. P. 4864–4869.

114. Rogachev S.O., Naumova E.A. Effect of iron content on the structure and properties of Al₄Ca_{0.8}Mn_(0.5, 1.3)Fe (wt%) alloy after high-pressure torsion // Mater Charact. 2024. Vol. 213. P. 114019.
115. Oh J. et al. Mechanical Properties and Microstructural Evolutions of High-Pressure Torsion-Processed Al7068 Alloy // Korean Journal of Metals and Materials. 2023. Vol. 61, № 1. P. 1–8.
116. Kim H. et al. Outstanding mechanical properties of ultrafine-grained Al7075 alloys by high-pressure torsion // Materials Science and Engineering: A. 2021. Vol. 810. P. 141020.
117. Pereira P.H.R., Huang Y., Langdon T.G. Examining the Thermal Stability of an Al-Mg-Sc Alloy Processed by High-Pressure Torsion // Materials Research. 2017. Vol. 20, № suppl 1. P. 39–45.
118. Zhang X. et al. Achieve high plasticity and strength in 6016 alloy by high-pressure torsion combined with post-aging treatments // Journal of Materials Research and Technology. 2023. Vol. 22. P. 2967–2982.
119. Lee H.-J. et al. Significance of grain refinement on microstructure and mechanical properties of an Al-3% Mg alloy processed by high-pressure torsion // J Alloys Compd. 2016. Vol. 686. P. 998–1007.
120. Aziz A.M. et al. Mechanical properties and thermal stability of AA5052 processed by high-pressure torsion // Mater Today Proc. 2022. Vol. 66. P. 2685–2688.
121. Ni H. et al. The Evolutions of Microstructure, Texture and Hardness of A1050 Deformed by HPT at the Transition Area // Materials. 2023. Vol. 16, № 13. P. 4686.
122. Su L. et al. Effect of cryogenic temperature equal channel angular pressing on microstructure, bulk texture and tensile properties of AA1050 // Materials Science and Engineering: A. 2020. Vol. 780. P. 139190.
123. Su L. et al. Investigation of ultrafine grained AA1050 fabricated by accumulative roll bonding // Materials Science and Engineering: A. 2014. Vol. 614. P. 148–155.
124. Rogachev S.O. et al. High Strength Al–La, Al–Ce, and Al–Ni Eutectic Aluminum Alloys Obtained by High-Pressure Torsion // Materials. 2021. Vol. 14, № 21. P. 6404.
125. Rogachev S.O. et al. Al–Ca, Al–Ce, and Al–La Eutectic Aluminum Alloys Processed by High-Pressure Torsion // Adv Eng Mater. 2022. Vol. 24, № 2.

126. Valiev R.Z., Murashkin M.Yu., Sabirov I. A nanostructural design to produce high-strength Al alloys with enhanced electrical conductivity // *Scr Mater.* 2014. Vol. 76. P. 13–16.
127. Cubero-Sesin J.M., Arita M., Horita Z. High Strength and Electrical Conductivity of Al-Fe Alloys Produced by Synergistic Combination of High-Pressure Torsion and Aging // *Adv Eng Mater.* 2015. Vol. 17, № 12. P. 1792–1803.
128. Mohamed I.F. et al. Aging Behavior of Al 6061 Alloy Processed by High-Pressure Torsion and Subsequent Aging // *Metallurgical and Materials Transactions A.* 2015. Vol. 46, № 6. P. 2664–2673.
129. Intan Fadhlin M., Lee S.W., Horita Z. Strengthening of Al 6061 Alloy by High-Pressure Torsion through Grain Refinement and Aging // *Materials Science Forum.* 2013. Vol. 765. P. 408–412.
130. Loucif A. et al. Microstructural Evolution in an Al-6061 Alloy Processed by High-Pressure Torsion and Rapid Annealing // *Materials Science Forum.* 2010. Vol. 667–669. P. 223–228.
131. Han J. et al. Microstructural evolution, mechanical property and thermal stability of Al–Li 2198-T8 alloy processed by high pressure torsion // *Materials Science and Engineering: A.* 2016. Vol. 651. P. 435–441.
132. Mohamed I.F. et al. Age hardening and thermal stability of Al–Cu alloy processed by high-pressure torsion // *Materials Science and Engineering: A.* 2015. Vol. 627. P. 111–118.
133. Belov N.A. et al. Effect of cold rolling and annealing temperature on structure, hardness and electrical conductivity of rapidly solidified alloy of Al–Cu–Mn–Zr system // *Mater Lett.* 2021. Vol. 300. P. 130199.
134. Belov N.A. et al. Structure and heat resistance of high strength Al–3.3%Cu–2.5%Mn–0.5%Zr (wt%) conductive wire alloy manufactured by electromagnetic casting // *J Alloys Compd.* 2022. Vol. 891. P. 161948.

ПРИЛОЖЕНИЕ А



Общество с ограниченной ответственностью
«Научно-производственный центр магнитной гидродинамики»
ОГРН 1022402126636, ИНН 2463000026, КПП 246301001
Телефон: +7 (391) 218 14 08, эл. почта: info@mhd.center
www.mhd.center

АКТ

об опытно-промышленном опробовании сплавов системы Al-Cu-Mn-(Zr) в
электромагнитном кристаллизаторе

На предприятии ООО «НПЦ Магнитной гидродинамики» с использованием плавильно-литейного комплекса с электромагнитным кристаллизатором (ЭМК) проведено опробование сплавов Al-4%Cu-3%Mn и Al-3,3%Cu-2,5%Mn-0,5%Zr при получения литых длинномерных заготовок диаметром 8–12 мм. Данные алюминиевые сплавы и режимы их деформационно-термической обработки разработаны в НИТУ МИСИС в рамках выполнения диссертации Черкасова Станислава Олеговича на соискание ученой степени кандидата технических наук на тему «Обоснование состава и режима деформационно-термической обработки наноструктурных проводниковых сплавов системы Al-Cu-Mn-(Zr), полученных методом литья в электромагнитный кристаллизатор».

Опробованные сплавы демонстрируют достаточный уровень технологичности в процессе литья. Сплавы системы Al-Cu-Mn-(Zr), полученные методом ЭМК и последующего волочения, перспективны для получения проволоки, поскольку они позволяют реализовать уникальный комплекс механических свойств, термостойкости и электропроводности.

Д.т.н., профессор, директор

ООО «НПЦ Магнитной гидродинамики»



В.Н.Тимофеев

ПРИЛОЖЕНИЕ Б



УТВЕРЖДАЮ

Проректор по науке и инновациям

М.Р.Филонов

2024г.

АКТ

о внедрении (использовании) результатов диссертационного исследования в учебный процесс

Результаты диссертационного исследования Черкасова Станислава Олеговича по теме «Обоснование состава и режима деформационно-термической обработки наноструктурных проводниковых сплавов системы Al-Cu-Mn-(Zr), полученных методом литья в электромагнитный кристаллизатор», выполненного на кафедре обработки металлов давлением (ОМД) Федерального государственного автономного образовательного учреждения высшего образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС» (НИТУ МИСИС) под руководством д.т.н., профессора Белова Николая Александровича, внедрены в учебный процесс на кафедре обработки металлов давлением при подготовке магистров по дисциплине «Материаловедение легких сплавов» на основании решения кафедры протокол №9 от 28.06.2023г.

Заведующий кафедрой ОМД

Профессор, доктор технических наук

Алещенко А.С.

Белов Н.А.

ПРИЛОЖЕНИЕ В

РОССИЙСКАЯ ФЕДЕРАЦИЯ



ПАТЕНТ

НА ИЗОБРЕТЕНИЕ

№ 2819677

**Способ получения деформированных полуфабрикатов
из алюминиевого сплава**

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

Авторы: *Белов Николай Александрович (RU), Рогачев
Станислав Олегович (RU), Черкасов Станислав Олегович
(RU)*

Заявка № 2024104106

Приоритет изобретения 19 февраля 2024 г.

Дата государственной регистрации
в Государственном реестре изобретений
Российской Федерации 22 мая 2024 г.

Срок действия исключительного права
на изобретение истекает 19 февраля 2044 г.

Руководитель Федеральной службы
по интеллектуальной собственности

Ю.С. Зубов





ПРИЛОЖЕНИЕ Д

Расчетные значения состава твердого раствора (Al) и массовой доли Q_m фаз при различных температурах для сплавов системы Al-1Mn-Cu

Сплав	Состояние	Концентрация, масс. %			Q _m , %			
		Al	Cu	Mn	(Al)	Al ₆ Mn	Al ₂ Cu	Al ₂₀ Cu ₂ Mn ₃
1Mn	200	99,998	-	0,002	96,060	3,940	-	-
	250	99,993	-	0,007	96,079	3,921	-	-
	300	99,980	-	0,020	96,129	3,871	-	-
	350	99,951	-	0,049	96,241	3,759	-	-
	400	99,894	-	0,106	96,459	3,541	-	-
	450	99,794	-	0,206	96,840	3,160	-	-
	500	99,636	-	0,364	97,454	2,546	-	-
	550	99,401	-	0,599	98,378	1,622	-	-
	600	99,073	-	0,927	99,700	0,300	-	-
1Mn0.5Cu	200	99,932	0,066	0,002	95,436	1,701	-	2,862
	250	99,876	0,117	0,007	95,525	1,936	-	2,540
	300	99,791	0,190	0,020	95,672	2,242	-	2,085
	350	99,667	0,284	0,049	95,912	2,602	-	1,486
	400	99,493	0,401	0,104	96,291	2,975	-	0,734
	450	99,281	0,515	0,204	96,828	3,172	-	-
	500	99,126	0,512	0,362	97,441	2,559	-	-
	550	98,896	0,597	0,507	98,366	1,634	-	-
	600	98,574	0,928	0,501	99,691	0,309	-	-
1Mn1Cu	200	99,896	0,103	0,001	94,715	-	0,246	5,039
	250	99,760	0,236	0,004	94,960	-	0,147	5,025
	300	99,730	0,253	0,016	95,033	-	-	4,967
	350	99,667	0,284	0,050	95,198	0,263	-	4,776
	400	99,493	0,401	0,106	95,574	0,394	-	4,032
	450	99,254	0,542	0,204	96,145	0,723	-	3,131
	500	98,934	0,704	0,362	96,983	0,945	-	2,072
	550	98,519	0,886	0,595	98,170	0,982	-	0,847
	600	98,075	1,003	0,922	99,683	0,319	-	-
1Mn1.5Cu	200	99,896	0,103	0,001	93,787	-	1,174	5,039
	250	99,760	0,236	0,004	94,029	-	0,940	5,025
	300	99,515	0,474	0,011	94,470	-	0,537	4,993
	350	99,190	0,786	0,026	95,077	-	-	4,923
	400	99,115	0,817	0,068	95,279	-	-	4,721
	450	98,970	0,878	0,151	95,686	-	-	4,313
	500	98,721	0,984	0,295	96,389	-	-	3,611
	550	98,346	1,142	0,511	97,470	-	-	2,530
	600	97,831	1,360	0,809	98,997	-	-	1,003
1Mn2Cu	200	99,896	0,103	0,001	92,859	-	2,102	5,039
	250	99,760	0,236	0,004	93,097	-	1,88	5,025
	300	99,515	0,474	0,011	93,532	-	1,474	4,994
	350	99,111	0,865	0,024	94,265	-	0,804	4,931
	400	98,620	1,330	0,050	95,195	-	-	4,805
	450	98,509	1,376	0,115	95,510	-	-	4,490
	500	98,308	1,459	0,233	96,085	-	-	3,915
	550	97,987	1,582	0,421	97,017	-	-	2,983
	600	97,523	1,784	0,694	98,398	-	-	1,602

1Mn3Cu	200	99,896	0,103	0,001	91,003	-	3,956	5,039
	250	99,760	0,236	0,004	91,234	-	3,740	5,026
	300	99,515	0,474	0,011	91,656	-	3,349	4,995
	350	99,111	0,865	0,024	92,368	-	2,699	4,933
	400	98,485	1,468	0,047	93,510	-	1,666	4,822
	450	97,545	2,371	0,084	95,301	-	0,580	4,641
	500	97,367	2,460	0,173	95,789	-	-	4,211
	550	97,120	2,558	0,322	96,525	-	-	3,475
	600 ¹	96,963	2,456	0,581	96,360	-	-	2,198
1Mn4Cu	200	99,896	0,103	0,001	89,147	-	5,813	5,039
	250	99,760	0,236	0,004	89,371	-	5,603	5,026
	300	99,515	0,474	0,011	89,781	-	5,223	4,996
	350	99,111	0,865	0,024	90,472	-	4,593	4,935
	400	98,485	1,468	0,047	91,581	-	3,592	4,827
	450	97,545	2,371	0,084	93,323	-	2,027	4,649
	500	96,371	3,486	0,143	95,644	-	-	4,356
	550	96,168	3,562	0,270	96,266	-	-	3,734
	600 ²	96,963	2,456	0,581	90,831	-	-	2,276

¹Q_{mL} = 1,442 %,

²Q_{mL} = 6,894 %

Расчетные значения состава твердого раствора (Al) и массовой доли Q_m фаз при различных температурах для сплавов системы Al-1.5Mn-Cu

Сплав	Состояние	Концентрация, масс. %			Q _m , %			
		Al	Cu	Mn	(Al)	Al ₆ Mn	Al ₂ Cu	Al ₂₀ Cu ₂ Mn ₃
1,5Mn	200	99,998	-	0,002	94,087	5,913	-	-
	250	99,993	-	0,007	94,105	5,895	-	-
	300	99,980	-	0,020	94,154	5,846	-	-
	350	99,951	-	0,049	94,263	5,737	-	-
	400	99,894	-	0,106	94,477	5,533	-	-
	450	99,794	-	0,206	94,850	5,150	-	-
	500	99,636	-	0,364	95,452	4,548	-	-
	550	99,401	-	0,599	96,356	3,644	-	-
	600	99,073	-	0,927	97,652	2,348	-	-
1,5Mn0,5Cu	200	99,933	0,065	0,002	93,461	3,669	-	2,87
	250	99,877	0,117	0,007	93,547	3,9	-	2,553
	300	99,791	0,189	0,02	93,691	4,202	-	2,107
	350	99,667	0,284	0,049	93,926	4,556	-	1,519
	400	99,493	0,401	0,106	94,296	4,923	-	0,781
	450	99,271	0,524	0,204	94,835	5,165	-	-
	500	99,117	0,521	0,362	95,435	4,565	-	-
	550	98,887	0,517	0,597	96,341	3,659	-	-
	600	98,564	0,511	0,925	97,639	2,361	-	-
1,5Mn1Cu	200	99,933	0,065	0,002	92,748	1,106	-	6,146
	250	99,877	0,117	0,007	92,834	1,334	-	5,832
	300	99,791	0,189	0,020	92,978	1,632	-	5,391
	350	99,667	0,284	0,049	93,211	1,980	-	4,809
	400	99,493	0,401	0,106	93,579	2,343	-	4,079
	400	99,254	0,542	0,204	94,138	2,667	-	3,195
	450	98,935	0,704	0,362	94,958	2,886	-	2,156

	500	98,519	0,886	0,595	96,119	2,926	-	0,955
	550	98,056	1,022	0,922	97,624	2,376	-	-
1,5Mn1,5Cu	200	99,896	0,103	0,001	91,975	0,080	0,463	7,562
	250	99,760	0,236	0,004	92,213	0,295	0,239	7,548
	300	99,606	0,381	0,013	92,491	0,331	-	7,509
	350	99,560	0,401	0,039	92,615	0,331	-	7,385
	400	99,455	0,446	0,099	92,896	0,331	-	7,104
	450	99,455	0,446	0,099	92,896	0,103	-	7,104
	500	99,254	0,542	0,204	93,417	-	-	6,502
	550	98,935	0,704	0,362	94,232	-	-	5,473
	600	98,519	0,886	0,595	95,385	-	-	4,284
1,5Mn2Cu	200	99,896	0,103	0,001	91,047	-	1,391	7,562
	250	99,760	0,236	0,004	91,281	-	1,170	7,548
	300	99,515	0,474	0,011	91,709	-	0,773	7,518
	350	99,111	0,865	0,024	92,430	-	0,115	7,455
	400	98,982	0,957	0,061	92,719	-	-	7,282
	450	98,848	1,013	0,139	93,084	-	-	6,917
	500	98,615	1,111	0,274	93,728	-	-	6,272
	550	98,256	1,262	0,482	94,737	-	-	5,263
	600	97,754	1,473	0,773	96,184	-	-	3,816
1,5Mn3Cu	200	99,896	0,103	0,001	89,191	-	3,247	7,562
	250	99,760	0,236	0,004	89,418	-	3,033	7,549
	300	99,515	0,474	0,011	89,834	-	2,648	7,519
	350	99,111	0,865	0,024	90,533	-	2,009	7,458
	400	98,485	1,468	0,047	91,655	-	0,995	7,349
	450	97,853	2,055	0,091	92,859	-	-	7,141
	500	97,692	2,120	0,188	93,316	-	-	6,684
	550	97,424	2,228	0,348	94,084	-	-	5,916
	600	97,020	2,390	0,590	95,267	-	-	4,733
1,5Mn4Cu	200	99,896	0,103	0,001	87,335	-	5,103	7,562
	250	99,760	0,236	0,004	87,555	-	4,896	7,549
	300	99,515	0,474	0,011	87,958	-	4,523	7,520
	350	99,111	0,865	0,024	88,637	-	3,903	7,460
	400	98,485	1,468	0,047	89,726	-	2,920	7,354
	450	97,545	2,371	0,084	91,437	-	1,383	7,180
	500	96,681	3,169	0,150	93,138	-	-	6,862
	550	96,466	3,251	0,283	93,772	-	-	6,228
	600 ¹	96,963	2,456	0,581	90,075	-	-	4,849

¹Q_{mL} = 5,076 %

Расчетные значения состава твердого раствора (Al) и массовой доли Q_m фаз при различных температурах для сплавов системы Al-2Mn-Cu

Сплав	Состояние	Концентрация, масс. %			Q _m , %			
		Al	Cu	Mn	(Al)	Al ₆ Mn	Al ₂ Cu	Al ₂₀ Cu ₂ Mn ₃
2Mn	200	99,998	0,000	0,002	92,113	7,887	-	-
	250	99,993	0,000	0,007	92,131	7,869	-	-
	300	99,980	0,000	0,020	92,179	7,821	-	-
	350	99,951	0,000	0,049	92,286	7,714	-	-
	400	99,894	0,000	0,106	92,495	7,505	-	-
	450	99,794	0,000	0,206	92,861	7,139	-	-
	500	99,636	0,000	0,364	93,449	6,551	-	-
	550	99,401	0,000	0,599	94,335	5,665	-	-
	600	99,073	0,000	0,927	95,603	4,397	-	-
2Mn0,5Cu	200	99,933	0,065	0,002	91,485	5,638	-	2,877
	250	99,877	0,117	0,007	91,569	5,864	-	2,567
	300	99,791	0,189	0,020	91,710	6,161	-	2,129
	350	99,667	0,284	0,049	91,939	6,509	-	1,552
	400	99,493	0,401	0,106	92,301	6,872	-	0,828
	450	99,261	0,534	0,204	92,841	7,159	-	-
	500	99,107	0,531	0,362	93,429	6,571	-	-
	550	98,877	0,527	0,596	94,315	5,685	-	-
	600	98,555	0,521	0,925	95,586	4,414	-	-
2Mn1Cu	200	99,933	0,065	0,002	90,772	3,075	-	6,153
	250	99,877	0,117	0,007	90,856	3,298	-	5,846
	300	99,791	0,189	0,020	90,996	3,591	-	5,413
	350	99,667	0,284	0,049	91,224	3,934	-	4,842
	400	99,493	0,401	0,106	91,584	4,291	-	4,125
	450	99,254	0,542	0,204	92,130	4,611	-	3,259
	500	98,935	0,704	0,362	92,932	4,828	-	2,240
	550	98,519	0,886	0,595	94,068	4,870	-	1,062
	600	98,036	1,042	0,922	95,568	4,432	-	-
2Mn1,5Cu	200	99,896	0,103	0,001	89,235	-	0,680	10,085
	250	99,760	0,236	0,004	89,466	-	0,463	10,072
	300	99,515	0,474	0,011	89,886	-	0,072	10,041
	350	99,434	0,533	0,033	90,058	-	-	9,942
	400	99,343	0,572	0,084	90,294	-	-	9,706
	450	99,171	0,646	0,183	90,748	-	-	9,252
	500	98,891	0,765	0,344	91,495	-	-	8,505
	550	98,487	0,938	0,575	92,595	-	-	7,405
	600	97,949	1,168	0,884	94,105	-	-	5,895
2Mn2Cu	200	99,896	0,103	0,001	89,235	-	0,680	10,085
	250	99,760	0,236	0,004	89,466	-	0,463	10,072
	300	99,515	0,474	0,011	89,886	-	0,072	10,041
	350	99,434	0,533	0,033	90,058	-	-	9,942
	400	99,343	0,572	0,084	90,294	-	-	9,706
	450	99,171	0,646	0,183	90,748	-	-	9,252
	500	98,891	0,765	0,344	91,495	-	-	8,505
	550	98,487	0,938	0,575	92,595	-	-	7,405
	600	97,949	1,168	0,884	94,105	-	-	5,895
2Mn3Cu	200	99,896	0,103	0,001	87,379	-	2,536	10,085

	250	99,760	0,236	0,004	87,602	-	2,326	10,072
	300	99,515	0,474	0,011	88,011	-	1,947	10,042
	350	99,111	0,865	0,024	88,698	-	1,319	9,983
	400	98,485	1,468	0,047	89,800	-	0,323	9,877
	450	98,206	1,692	0,102	90,375	-	-	9,625
	500	98,026	1,765	0,209	90,865	-	-	9,135
	550	97,733	1,885	0,382	91,678	-	-	8,322
	600	97,298	2,062	0,640	92,908	-	-	7,092
2Mn4Cu	200	99,896	0,103	0,001	85,523	-	4,392	10,085
	250	99,760	0,236	0,004	85,739	-	4,188	10,072
	300	99,515	0,474	0,011	86,135	-	3,822	10,043
	350	99,111	0,865	0,024	86,802	-	3,213	9,985
	400	98,485	1,468	0,047	87,872	-	2,247	9,881
	450	97,545	2,371	0,084	89,550	-	0,739	9,711
	500	97,006	2,835	0,160	90,640	-	-	9,360
	550	96,777	2,923	0,300	91,290	-	-	8,710
	600 ¹	96,963	2,456	0,581	89,320	-	-	7,422

¹Q_{mL} = 3,259 %

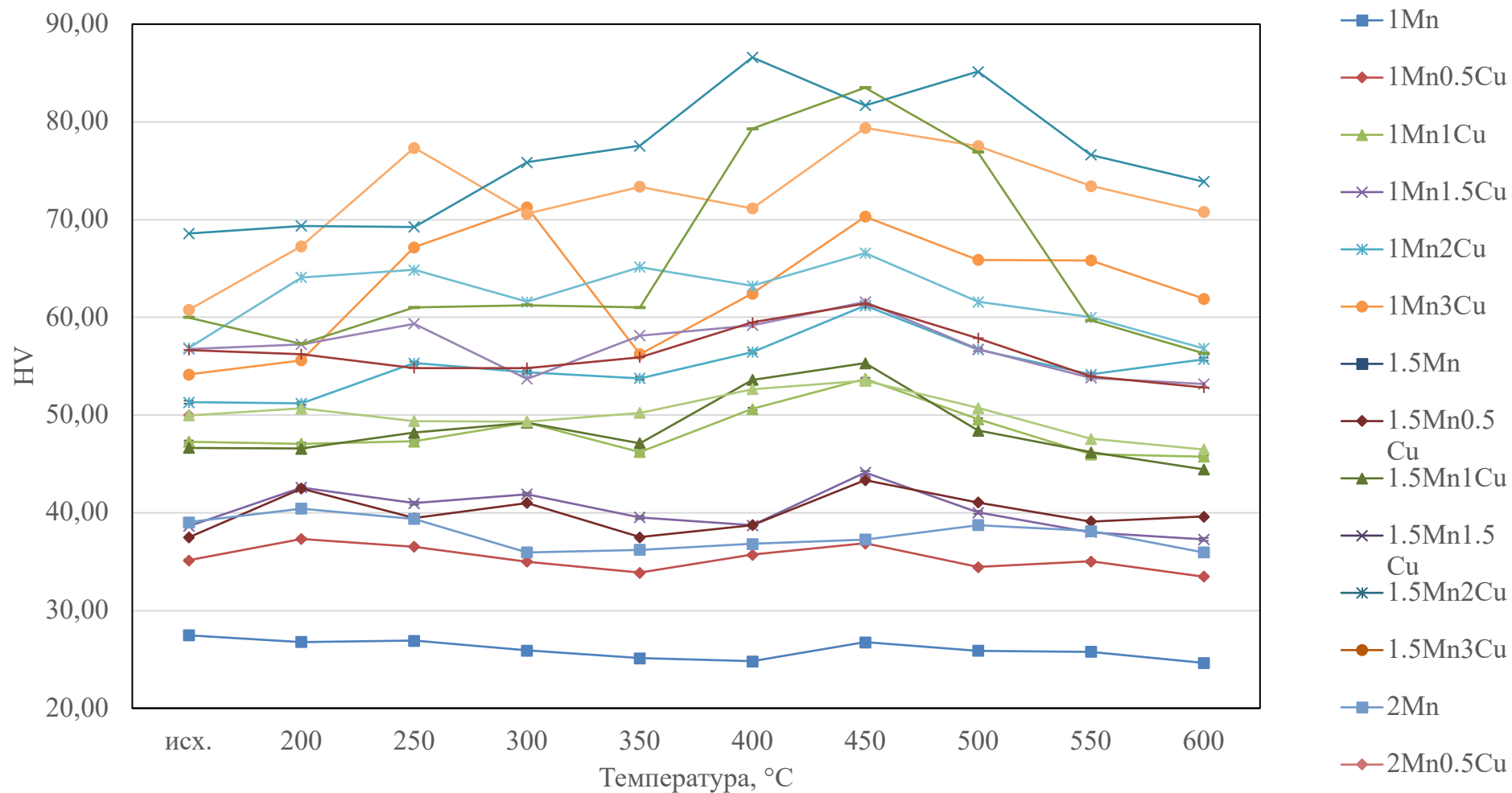
Расчетные значения состава твердого раствора (Al) и массовой доли Q_m фаз при различных температурах для сплавов системы Al-2Mn-Cu-Zr

Сплав	Состояние	Концентрация, масс. %				Q _m , %				
		Al	Cu	Mn	Zr	(Al)	Al ₆ M _n	Al ₂ C _u	Al ₂₀ Cu ₂ M _{n3}	Al ₃ Z _r
2Mn2Cu0,2Zr	200	99,89 6	0,00 1	0,10 3	0,00 0	88,85 8	-	0,681	10,085	0,37 7
	250	99,75 9	0,00 4	0,23 6	0,00 1	89,08 8	-	0,465	10,072	0,37 6
	300	99,51 1	0,01 1	0,47 4	0,00 3	89,51 1	-	0,076	10,041	0,37 2
	350	99,42 3	0,03 3	0,53 5	0,00 9	89,69 4	-	-	9,943	0,36 3
	400	99,32 3	0,08 4	0,57 4	0,01 9	89,94 5	-	-	9,709	0,34 6
	450	99,13 4	0,18 3	0,64 7	0,03 6	90,42 7	-	-	9,258	0,31 5
	500	98,82 8	0,34 2	0,76 6	0,06 4	91,21 7	-	-	8,516	0,26 6
	550	98,38 5	0,57 2	0,93 7	0,10 6	92,38 4	-	-	7,424	0,19 2
	600	97,79 3	0,87 9	1,16 5	0,16 4	93,98 9	-	-	5,925	0,08 6
2Mn2Cu0,4Zr	200	99,89 6	0,00 1	0,10 3	0,00 0	88,47 9	-	0,681	10,085	0,75 4
	250	99,75 9	0,00 4	0,23 6	0,00 1	88,70 9	-	0,466	10,072	0,75 3
	300	99,51 1	0,01 1	0,47 4	0,00 3	89,13 0	-	0,079	10,042	0,74 9
	350	99,42 1	0,03 3	0,53 8	0,00 9	89,31 5	-	-	9,944	0,74 1
	400	99,32 2	0,08 4	0,57 6	0,01 9	89,56 5	-	-	9,711	0,72 3
	450	99,13 3	0,18 2	0,64 9	0,03 6	90,04 4	-	-	9,263	0,69 3
	500	98,82 6	0,34 2	0,76 7	0,06 4	90,83 1	-	-	8,525	0,64 4
	550	98,38 4	0,57 2	0,93 8	0,10 6	91,99 2	-	-	7,438	0,57 1
	600	97,79 2	0,87 8	1,16 6	0,16 4	93,59 0	-	-	5,945	0,46 5
2Mn3Cu0,2Zr	200	99,89 6	0,00 1	0,10 3	0,00 0	87,00 2	-	2,537	10,085	0,37 7
	250	99,75 9	0,00 4	0,23 6	0,00 1	87,22 5	-	2,327	10,072	0,37 6
	300	99,51 1	0,01 1	0,47 4	0,00 3	87,63 5	-	1,950	10,042	0,37 2
	350	99,10 3	0,02 4	0,86 4	0,00 8	88,32 8	-	1,325	9,983	0,36 3
	400	98,46 8	0,04 7	1,46 7	0,01 8	89,44 2	-	0,334	9,878	0,34 7
	450	98,16 6	0,10 2	1,69 7	0,03 5	90,05 4	-	-	9,629	0,31 7
	500	97,96 0	0,20 8	1,76 9	0,06 3	90,58 9	-	-	9,142	0,26 9

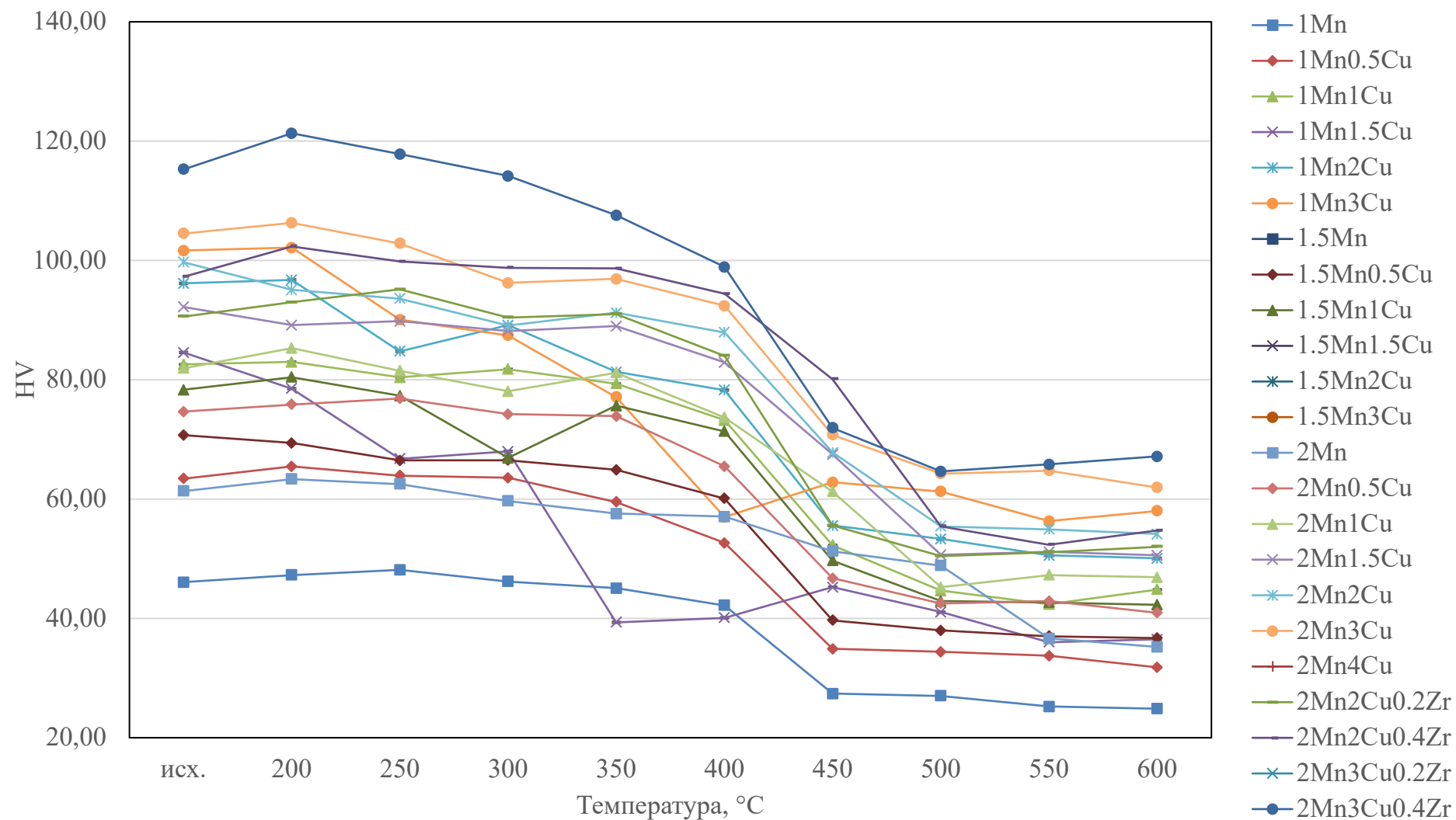
	550	97,62 8	0,38 0	1,88 7	0,10 5	91,46 7	-	-	8,336	0,19 6
	600	97,14 1	0,63 5	2,06 1	0,16 3	92,79 1	-	-	7,117	0,09 1
2Mn3Cu0,4Zr	200	99,89 6	0,00 1	0,10 3	0,00 0	86,62 3	-	2,537	10,085	0,75 4
	250	99,75 9	0,00 4	0,23 6	0,00 1	86,84 6	-	2,329	10,072	0,75 3
	300	99,51 1	0,01 1	0,47 4	0,00 3	87,25 4	-	1,954	10,043	0,74 9
	350	99,10 3	0,02 4	0,86 4	0,00 8	87,94 4	-	1,331	9,984	0,74 1
	400	98,46 8	0,04 7	1,46 7	0,01 8	89,05 3	-	0,344	9,879	0,72 4
	450	98,15 9	0,10 1	1,70 4	0,03 5	89,67 3	-	-	9,632	0,69 5
	500	97,95 4	0,20 7	1,77 6	0,06 3	90,20 5	-	-	9,148	0,64 7
	550	97,62 2	0,37 9	1,89 3	0,10 5	91,07 8	-	-	8,347	0,57 4
	600	97,13 6	0,63 4	2,06 7	0,16 3	92,39 5	-	-	7,135	0,47 0

ПРИЛОЖЕНИЕ Е

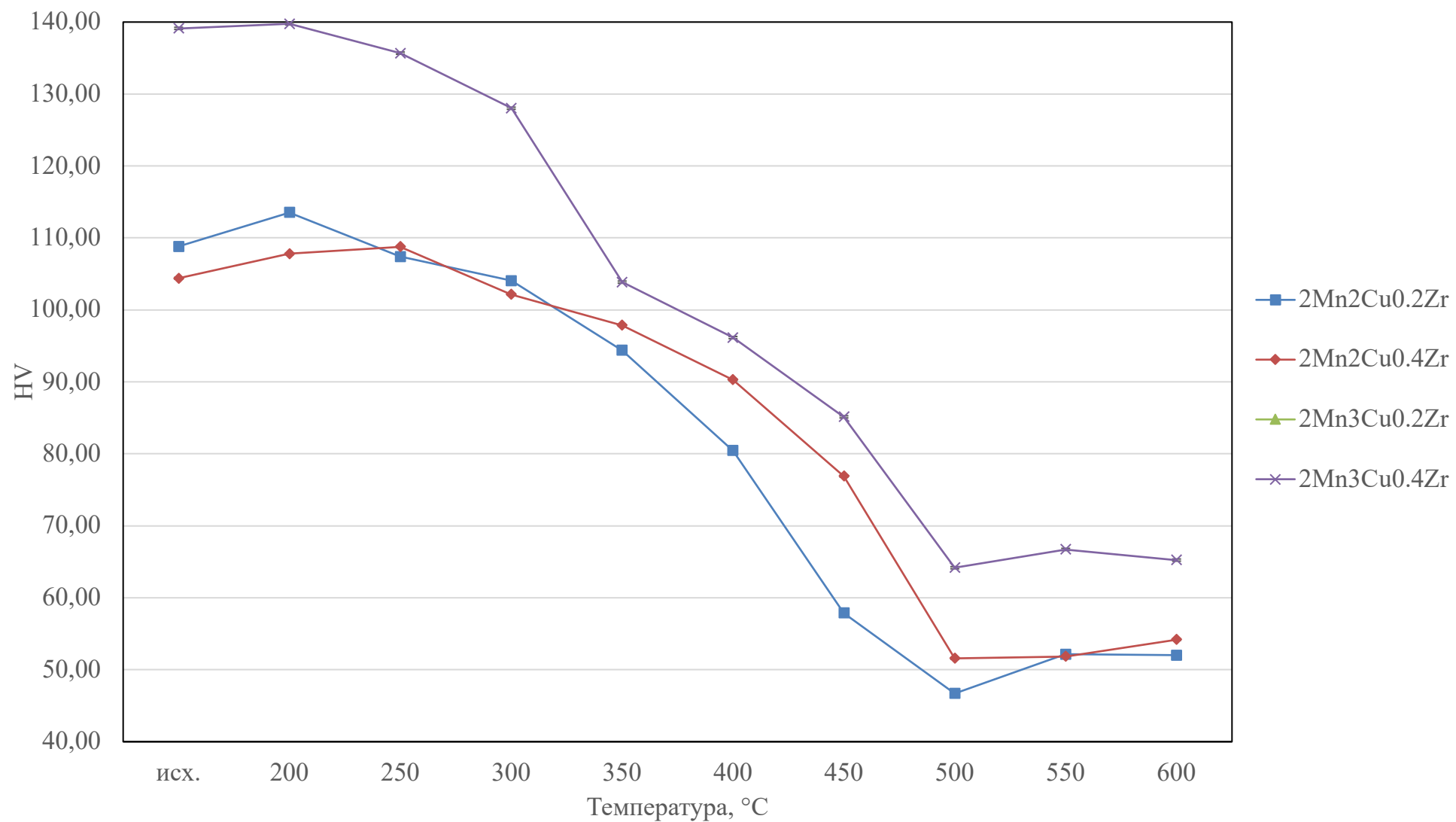
Влияние температуры отжига на твердость сплавов в литом состоянии



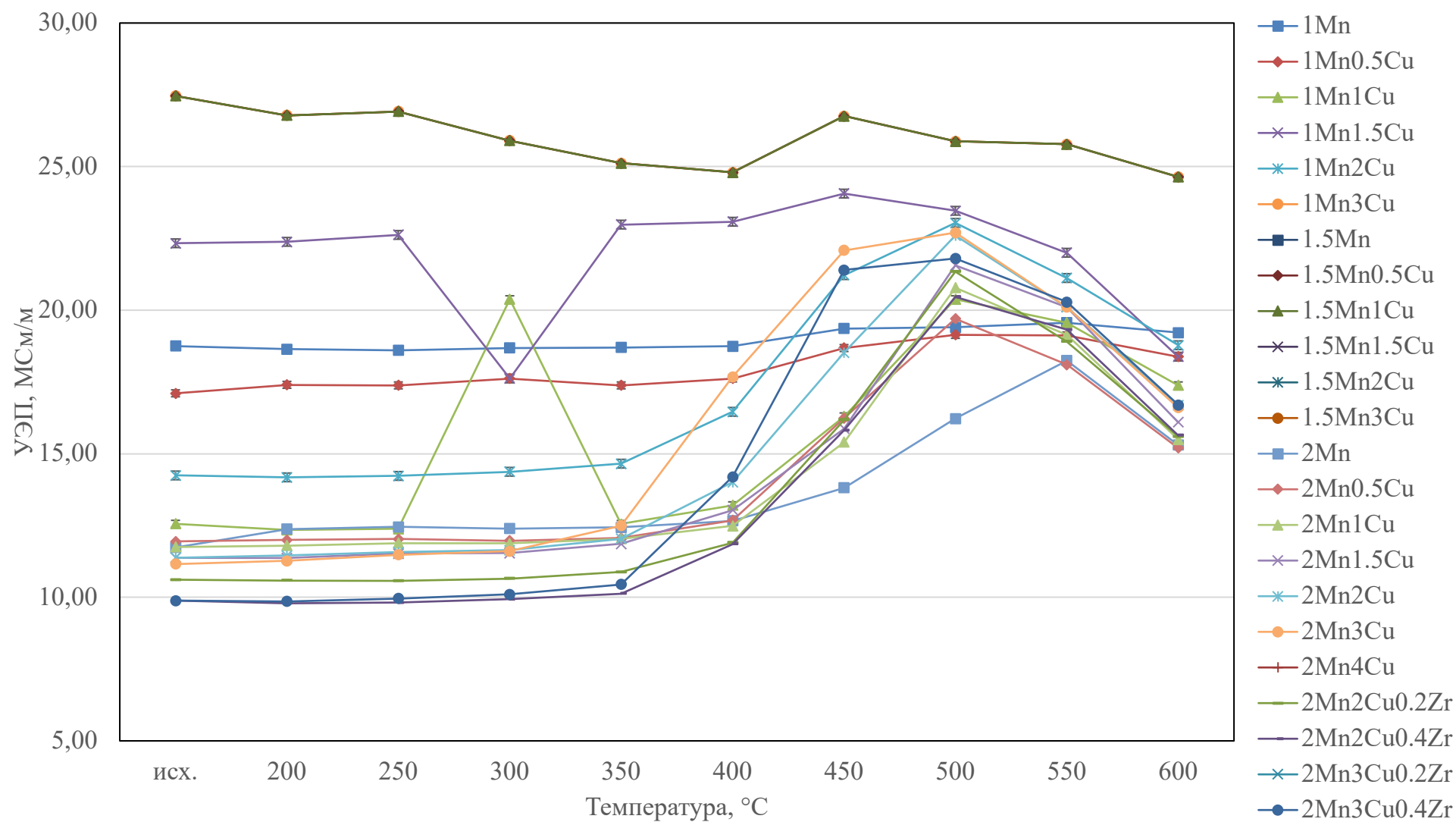
Влияние температуры отжига на твердость сплавов после ХП до 2 мм



Влияние температуры отжига на твердость сплавов с добавками Zr после ХП до 0,5 мм



Влияние температуры отжига на УЭП сплавов в литом состоянии



Влияние температуры отжига на УЭП сплавов после ХП до 2 мм

