

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

Черкасов Станислав Олегович

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

Специальность

2.6.1 – Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

Автореферат диссертации  
на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель  
Профессор, д.т.н.,  
Белов Николай Александрович

Москва – 2024

## ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

### **Актуальность проблемы**

Проводниковые алюминиевые сплавы зачастую предпочитают за их исключительное сочетание свойств, включающее высокую электропроводность, малый вес и выдающуюся коррозионную устойчивость. Эти сплавы находят широкое применение в различных секторах промышленности, включая аэрокосмическую и автомобильную отрасли. Тем не менее, их использование при высоких температурах ограничено их недостаточной термостойкостью.

Одной из основных проблем при использовании алюминиевых проводниковых сплавов является их низкая прочность. Алюминиевые сплавы имеют более низкую прочность на растяжение, предел текучести и относительное удлинение при разрыве по сравнению с медью. 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.

Анализ литературы показал, что к началу исследования не было достаточных данных о влиянии деформационно-термической обработки на микроструктуру алюминиевых сплавов системы Al-Cu-Mn-Zr, полученных методом ЭМК. Эти сплавы, вместе со сплавами 6XXX серии и Al-Zr, могут найти применение в качестве проводниковых материалов в таких отраслях, как авиация и космонавтика, автомобильное производство и другие области. Известно, что интерметаллидные соединения, при достижении определённой дисперсности и равномерности распределения в матричном материале, не только не ухудшают электропроводность, но и могут способствовать упрочнению материала и улучшению его термической стабильности. Тем не менее, как и в случае со сплавами 6XXX серии и алюминиевыми сплавами с добавками Zr, проводники из этих материалов, произведённые традиционными способами, не обладают высокой прочностью.

**Целью работы** являлось исследование посредством теоретических расчетов и анализа экспериментальных данных механизмов изменения электропроводности, прочности и термической стойкости алюминиевых сплавов Al-Cu-Mn-(Zr), полученных методом ЭМК и подвергнутых деформационно-термической обработке, в том числе кручению под высоким давлением (КВД).

### **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 свойства 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 °С, 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 °С).
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 °С.

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:  $\sigma_b$  – 290 МПа,  $\sigma_{0,2}$  – 260 МПа,  $\delta$  – 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:  $\sigma_b$  - 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:  $\sigma_b$  - 550 МПа,  $\sigma_{0,2}$  - 450 МПа,  $\delta$  - 10% (патент РФ 2819677, публ. 22.05.2024, бюл. 15)

### **Апробация работы**

Основные материалы работы изложены и обсуждены на следующих конференциях на научно-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, опубликованными 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.

## **ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ**

**Во введении** аргументирована значимость работы, определены цели и задачи, для их достижения, сформулирована научная новизна и практическая значимость исследования, а также положения, выносимые на защиту, приведены сведения об апробации результатов работы, достоверности полученных научных результатов, а также личном вкладе автора.

**В первой главе** приведен обзор основных систем легирования алюминиевых сплавов электротехнического назначения с повышенной термической стабильностью с описанием характерных для них недостатков. Помимо широко применяемых систем Al-Fe, Al-Zr, Al-REM, отдельное внимание уделено термостойким деформируемым сплавам на основе системы Al-Cu-Mn-Zr, не требующим операций гомогенизации и закалки (в отличие от сплавов 2xxx серии). Кроме того, проведен обзор литературных публикаций, посвященных применению метода литья в электромагнитный кристаллизатор (ЭМК) и метода кручения под

высоким давлением (КВД) как способов повышения физико-механических свойств деформируемых алюминиевых сплавов применительно к известным системам легирования. По итогам анализа литературных источников выдвинуто предположение о перспективности дальнейшего изучения сплавов системы Al-Cu-Mn-(Zr), полученных методом литья в ЭМК. Это позволило сформулировать цели и основные задачи настоящего исследования.

**Во второй главе** были охарактеризованы объекты исследования, методики их получения, а также методики анализа, примененные в настоящей работе.

В качестве материалов исследования на первом этапе были использованы 23 модельных сплава системы Al-Cu-Mn-(Zr) в диапазоне концентраций 1-2 масс. % марганца, до 4 масс. % меди и 0.4 масс. % циркония, полученных гравитационным методом литья в графитовую изложницу в лабораторных условиях в виде слитков размера 10x40x200 мм, а также экспериментальный сплав Al-2%Cu-2%Mn (масс. %), полученный в виде цилиндрического слитка  $\varnothing 60 \times 200$  мм. Для приготовления расплава использовали шихтовой материал в виде лигатур Al-20%Mn, Al-15%Zr (масс. %), медь марки М0 (ГОСТ Р 54564-2011) и технически чистый алюминий марки А99 (ГОСТ 11069-2001).

Исходные заготовки модельных слитков и полученные из них катаные при комнатной температуре 2 мм ленты были подвергнуты ступенчатым отжигам в диапазоне температур от 200 до 600°C с шагом в 50°C (продолжительность отжига на каждой ступени составила 3 часа).

Цилиндрический  $\varnothing 60$  мм слиток был подвергнут деформационно-термической обработке (ДТО) с целью получения  $\varnothing .5$  мм проволоки, включающей последовательное горячее прессование при 300°C до  $\varnothing 15$  мм, радиально-сдвиговую прокатку до  $\varnothing 9$  мм при комнатной температуре, а также холодную сортовую прокатку до 2x2 мм и волочение до  $\varnothing .5$  мм. Деформированная заготовка в виде катаной 2x2 мм и волоченой .5 мм проволоки были подвергнуты ступенчатым отжигам в диапазоне температур от 300 до 400°C с шагом в 50°C (продолжительность отжига на каждой ступени составила 3 часа). Режим обработки представлен на рисунке 1.

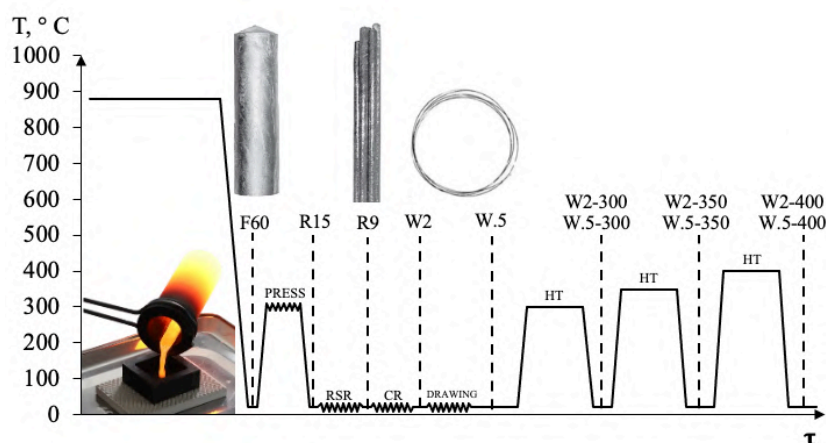


Рисунок 1 – Режим деформационно-термической обработки литой в графит заготовки из сплава Al-2%Cu-2%Mn

На втором этапе объектом исследования стал экспериментальный сплав Al-3%Mn-4%Cu (масс. %), полученный методом литья в электромагнитный кристаллизатор (ЭМК) в форме длинномерных заготовок  $\varnothing 8-10$  мм, отлитых в производственных условиях ООО «НПЦ Магнитной Гидродинамики», расположенного в городе Красноярске. Плавка производилась с использованием алюминия технической чистоты (99,85%), чистой меди (99,9%) и лигатуры Al-10%Mn при температуре 750 °С. Температура литья составила 730 °С, а скорость 10 мм/сек. В ходе литья были получены слитки длиной ~20 м.

Исходные заготовки экспериментальных слитков  $\varnothing 8$  мм, отлитые в ЭМК, и полученные из них катаные при комнатной температуре 2 мм ленты были подвергнуты ступенчатому отжигам в диапазоне температур от 200 до 600 °С с шагом в 50 °С (продолжительность отжига на каждой ступени составила 3 часа).

Длинномерная  $\varnothing 10$  мм заготовка из сплава Al-4%Cu-3%Mn была подвергнута ДТО с целью получения 1x1 мм проволоки по следующему режиму: отжиг ЭМК прутка при 375 °С в течение 3 часов → волочение до  $\varnothing 6$  мм при 20 °С → отжиг при 375 °С, 1 час → волочение до  $\varnothing 3$  мм при 20 °С → отжиг при 375 °С, 1 час → сортовая прокатка до 1x1 мм при 20 °С. Режим получения представлен на рисунке 2.

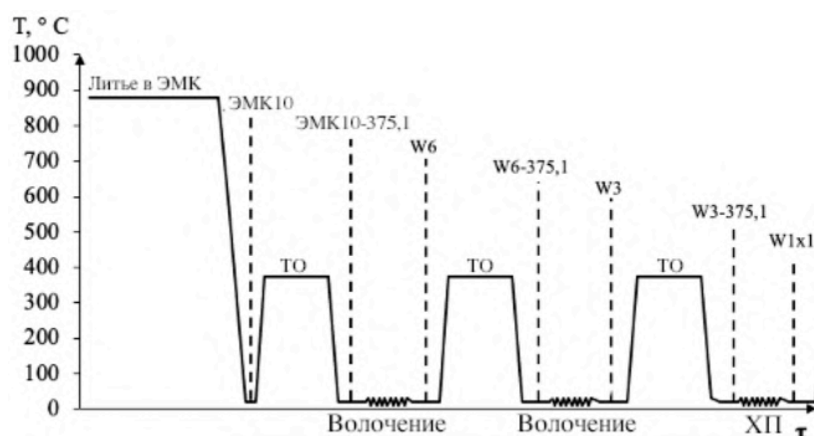


Рисунок 2 – Режим деформационно-термической обработки литой в ЭМК заготовки из сплава Al-3%Mn-4%Cu

На четвертом этапе исследования объектом послужили образцы сплавов Al-2.5%Mn-3.3%Cu-0.4%Zr и Al-3%Mn-4%Cu (масс. %), полученные методом литья в ЭМК и подвергнутые кручению под высоким давлением (КВД). Образцы сплавов были подготовлены в виде цилиндрической заготовки высотой 15 мм, которая была осажена до 1,5 мм при комнатной температуре и впоследствии подвергнута КВД при N=1;5;10 (N – количество оборотов). Режимы получения образцов сплава Al-3%Mn-4%Cu включали различные комбинации отжигов, предшествующих или последовавших за осадкой в диапазоне температур от 350 до 450 °C, и представлены в таблицах 1 и 2.

Таблица 1 Режимы промежуточной деформационно-термической обработки прессованием перед кручением под высоким давлением сплава Al-3Mn-4Cu

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

Таблица 2 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 °C, 5 ч
T2	D2+НРТ	T2-250	T2+ отжиг при 250 °C, 5 ч
T3	D3+НРТ	T3-250	T3+ отжиг при 250 °C, 5 ч
T4	D4+НРТ	T4-250	T4+ отжиг при 250 °C, 5 ч
T5	D5+НРТ	T5-250	T5+ отжиг при 250 °C, 5 ч
T6	D6+НРТ	T6-250	T6+ отжиг при 250 °C, 5 ч
T7	D7+НРТ	T7-250	T7+ отжиг при 250 °C, 5 ч



Образцы, полученные по режиму КВД  $N=10$ , были подвергнуты ступенчатым отжигам в диапазоне температур от 100 до 400 °С с шагом в 50°С (продолжительность отжига на каждой ступени составила 1 час) и изотермическим отжигам при температуре 250 °С от 1 до 10 часов.

Качественный и количественный анализ фазового состава сплава, состава его фаз и растворимости элементов в алюминиевом твёрдом растворе (Al) осуществлялся методом CALPHAD с использованием программного обеспечения ThermoCalc (базы TTA15). Расчетный анализ характера равновесной и неравновесной кристаллизации сплавов осуществлялся по модели Гулливера-Шейла.

Образцы для анализа структуры готовились с помощью механической полировки, используя установку Metkon. Исследование структуры осуществлялось с помощью оптической микроскопии (СМ) и сканирующей электронной микроскопии (СЭМ), используя микроскопы Axio Observer и Tescan Vega 3 соответственно. Химический и фазовый состав сплава, а также химический состав фаз анализировались с помощью энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (ЭДС), используя приставку-микроанализатор INCA Energy X-act. Анализ тонкой структуры проводился с помощью просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), используя установку JEM2100.

Твердость экспериментальных сплавов в исходном состоянии и после ДТО определялась методом Виккерса с использованием микротвердомера Metkon. Все этапы, начиная от подготовки образцов и заканчивая обработкой результатов испытаний, соответствовали ГОСТ 2999–75. Испытания проводились при нагрузке 5 кгс (49 Н), время выдержки составляло 15 секунд.

Механические свойства деформированных полуфабрикатов в исходном состоянии и после термической обработки определялись методом одноосного растяжения с использованием универсальной испытательной машины Zwick Z250. Все этапы, начиная от подготовки образцов и заканчивая обработкой результатов, соответствовали ГОСТ 1497–84, ГОСТ 11701–84 и ГОСТ 10446–80.

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

**В третьей главе** отражены результаты исследования влияния ДТО на структуру и физико-механические свойства сплавов системы Al-Cu-Mn-(Zr) с использованием расчетно-экспериментальных методов.

Анализ микроструктуры экспериментальных сплавов, представленный на рисунке 4, в литом состоянии выявил, что в сплавах с содержанием 1-2 масс. % марганца реализуется однофазная структура, включающая твердый раствор (Al) и незначительное количество интерметаллидов фазы  $Al_2Cu$ . Анализ (Al) с помощью EDS подтверждает данные, полученные расчетным методом о растворении практически всего количества Mn. При добавках до 1,5 масс. % меди присутствуют малая доля глобулярных медь-содержащих включений фазы  $Al_2Cu$ . При повышении ее концентрации в сплаве до 2 масс. % их морфология изменяется и обретает вид прожилок по краям дендритов. Вместе с этим происходит образование заметной доли эвтектических данной фазы, количество которых с повышением концентрации до 4 % увеличивается. Сплав Al-3%Mn-4%Cu (масс. %) характеризуется двойной эвтектикой (Al) +  $Al_2Cu$ . Экспериментальные данные подтверждают предварительные CALPHAD расчеты, полученные с помощью программного обеспечения ThermoCalc (базы TTAL5).

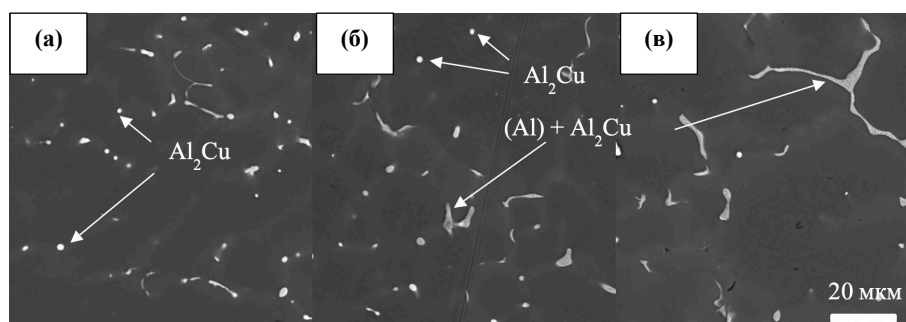


Рисунок 4 – Литая структура сплавов, содержащих 2 масс. % Mn:  
а) 1,5%Cu; б) 2%Cu; в) 3%Cu

По данным анализа растворимости элементов в (Al), полученным с помощью EDS анализа установлено, что с повышением концентрации меди 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. Марганец, напротив, практически полностью растворяется в (Al) в диапазоне исследуемых концентраций. Цирконий практически полностью растворяется в (Al) в сплавах с концентрацией до 0,2 масс. %, дальнейшее увеличение концентрации не приводит к увеличению его содержания (Al) при данных параметрах литья.

Анализ деформируемости исследуемой заготовки был осуществлен на холоднокатанных лентах 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  $Al_2Cu$ , то в дальнейшем он был исключен из исследования.

Анализ микроструктуры сплавов после деформационной обработки демонстрирует дробление эвтектических включений, как видно на рисунке 5. При этом в сплавах, содержащих 3% меди, характер распределения частиц отличается меньшей равномерностью их распределения в алюминиевой матрице и большим размером.

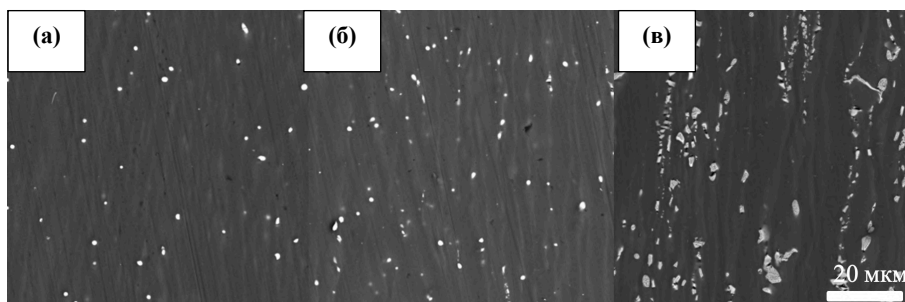


Рисунок 5 – Деформированная структура сплавов, содержащих 2 масс. % Mn:  
а) 1,5%Cu; б) 2%Cu; в) 3%Cu

Анализ микроструктуры образцов, прошедших деформацию и отжиг, выявил наличие включений  $Al_{20}Cu_2Mn_3$  фазы в сплаве Al-2%Mn-2%Cu при температуре 400°C, нерастворенных частиц  $Al_2Cu$  в сплаве Al-2%Mn-3%Cu (масс.%) и агрегацию частиц при отжиге при температуре 600°C, при этом начало их роста отмечается при 500 °C. Структура после различных режимов отжига представлена на рисунке 6.

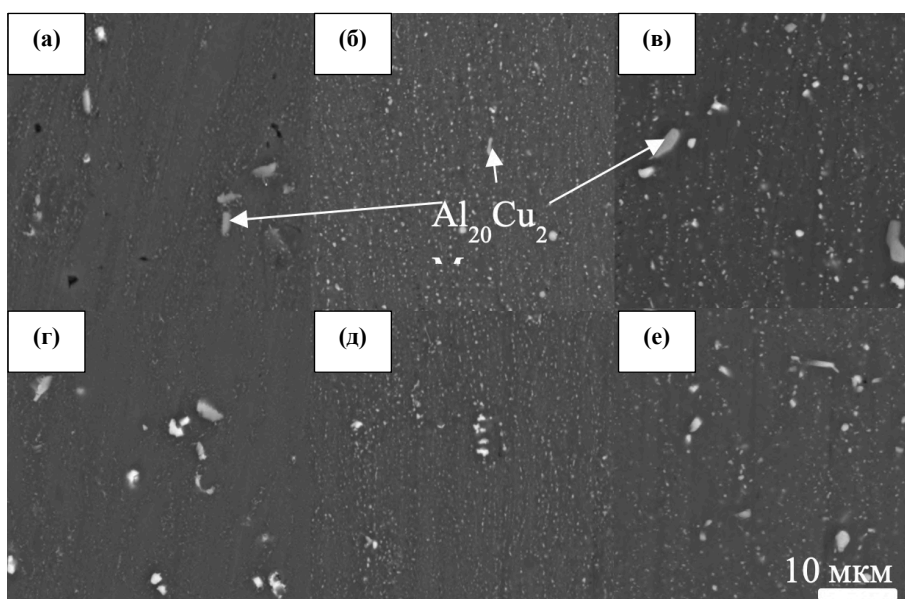


Рисунок 6 – Деформированная структура сплавов 2 масс. % Mn после отжига продолжительностью 3 часа при различных температурах:  
а-в) 2%Cu; г-д) 3%Cu; а,г) 400 °C; б,д) 500 °C; в,е) 600 °C.

Оценка влияния добавок меди на твердость и удельное электрическое сопротивление (УЭС) как в литом, так и в деформированном состоянии, показала, что добавка меди от 2 масс. % к сплаву содержащему 2 масс. % марганца заметно влияет на твердость увеличивая ее с 40 до 61 HV в литом состоянии и с 60 до 95 HV в деформированном, при этом влияние на УЭС незначительное.

Исходя из результатов анализа структуры модельных сплавов до и после ДТО был предложен базовый состав Al-2%Mn-2%Cu в качестве основы для получения деформированного полуфабриката с использованием традиционной технологии литья.

Анализ литой структуры показал, что при данных параметрах литья, как видно на рисунке 7, 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 достаточно технологичности при последующей деформационно-термической обработке.

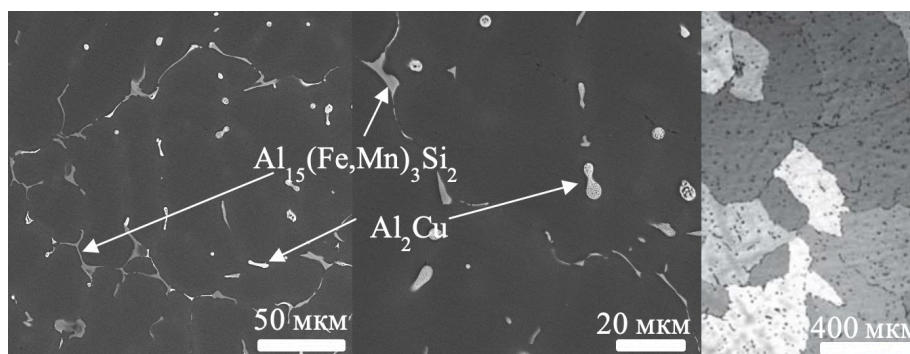


Рисунок 7 – Литая структура цилиндрического 60 мм слитка экспериментального сплава Al-2%Mn-2%Cu

Успешное прессование со степенью обжатия 94% слитка диаметром 60 мм из экспериментального сплава Al-2Mn-2Cu подтвердило высокий уровень деформационной пластичности. Анализ микроструктуры после деформационной обработки, представленной на рисунке 8, демонстрирует дробление эвтектических включений. 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.

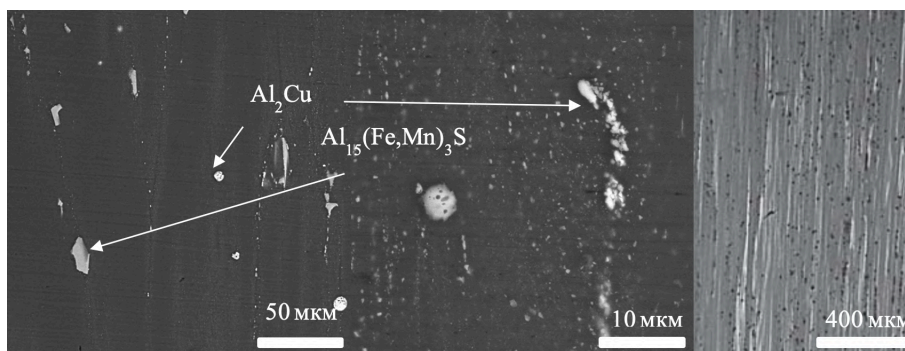


Рисунок 8 – Деформированная структура 15 мм прессованного прутка сплава, содержащего 2% Mn и 2% Cu (масс. %)

Получение катанной заготовки и проволоки из нее осуществляли при комнатной температуре, в связи с чем характеристики фазового состава сплава претерпевать изменения не должны. С увеличением обжатия ожидается продолжение измельчения эвтектических частиц, что должно положительно повлиять на увеличение деформационной пластичности и механических свойств.

Анализ результатов испытаний на одноосное растяжение проволоки из экспериментального сплава Al-2%Mn-2%Cu, подвергнутой прокатке и волочению, представлен в таблице 3. Как видно, в исходном состоянии (W2 и W0.5) временное сопротивление проволоки превышает 400 МПа при низкой пластичности. Отжиг при температуре 300 °С снижает прочность, но пластичность при этом остается практически на прежнем уровне. Наиболее сбалансированный комплекс свойств достигается после отжига при 350 °С (состояния W2-350 и W0.5-350). Повышение температуры до 400 °С заметно снижает прочностные свойства, не увеличивая пластичность. Следует отметить, что свойства катаной и волоченой проволоки, в частности предела текучести, примерно одинаковы.

Таблица 3 Результаты испытаний проволоки сплава Al-2%Mn-2%Cu на растяжение

Режим	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %
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

Некоторое повышение электропроводности сплава Al-2Mn-2Cu (с 11,3 до 12,7 МС·м) подтверждает частичный распад (Al), вследствие которого концентрация марганца в нем

должна снизиться [11]. Ступенчатый отжиг при повышенных температурах показал, что максимум удельной электропроводности (25,5 МСм·м) достигается при температуре 450 °С, что согласуется с данными, полученными на листах на предыдущих этапах исследования. Зависимость УЭП от температуры отжига представлена на рисунке 9.

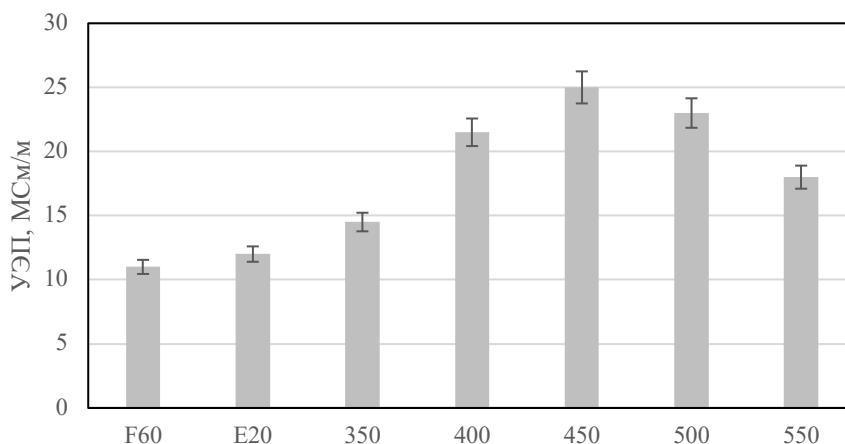


Рисунок 9 – Зависимость удельной электропроводности (УЭП) прессованного прутка сплава Al – 2 Cu – 2 Mn от температуры отжига (Т350–Т550 — отжиг по многоступенчатым режимам в интервале температур от 350 до 550 °С (с шагом 50 °С) и выдержкой на каждой ступени в течение 3 ч)

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:

$$EC = Q_{(Al)} (EC_0 - K_{Mn}C_{Mn} - K_{Cu}C_{Cu} - K_{Zr}C_{Zr})K_0, \quad (1)$$

где EC и EC<sub>0</sub> – 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<sub>0</sub> – эмпирическая константа.

Оценка величины K<sub>Mn</sub> проводилась на двойных сплавах без добавки других легирующих элементов и составила 16.5. Для определения величины K<sub>Cu</sub> были дополнительно приготовлены сплавы, содержащие до 1.5%Cu без добавок меди: K<sub>Cu</sub> составил 0,8. Величина K<sub>Zr</sub> составила 12.6 соответственно. Эмпирическая константа K<sub>0</sub>, 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:

$$EC = Q_{(Al)} (37.7 - 16.5C_{Mn} - 0.8C_{Cu} - 12.6C_{Zr})0.84, \quad (2)$$

Расчетные данные по составу (Al) приведены ранее в разделе 3.1 настоящей главы и в Приложении Д. На рисунке 10 представлено сравнение экспериментальных и расчетных (по уравнению 2) значений УЭП от температуры для некоторых экспериментальных сплавов.

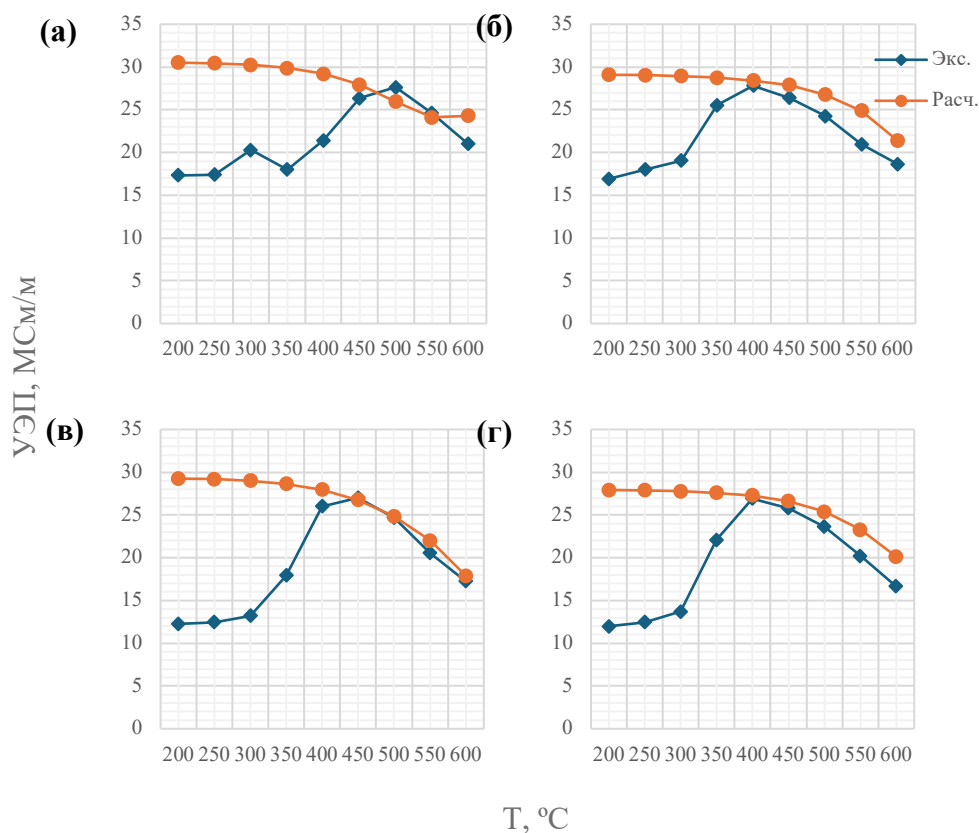


Рисунок 10 – Зависимость экспериментальных и расчетных (по уравнению 2) значений УЭП от температуры для некоторых модельных сплавов: 1Mn0.5Cu (а), 1Mn3Cu (б), 2Mn0.5Cu (в), 2Mn3Cu (г)

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 отжиги приведут к еще большему разупрочнению по сравнению с отжигами в течение 3 часов.

**В четвертой главе** показаны результаты расчетно-экспериментальных исследований влияния деформационно-термической обработки на структуру и комплекс физико-механических свойств сплава Al-3Mn-4Cu (масс. %), полученного методом литья в ЭМК.

Концентрация марганца (3%) была выбрана с целью получения в конечной структуре катаной полосы повышенного (по сравнению со сплавом с 2.5%Mn рассмотренным в предыдущих работах) количества дисперсоидов, исходя из того, что все количество данного элемента в процессе быстрой кристаллизации войдет в состав (Al). Концентрацию меди выбирали по изотермическим сечениям фазовой диаграммы Al–Cu–Mn, рассчитанным при 350 °C и 425 °C, таким образом, чтобы сплав находился в фазовой области (Al)+Al<sub>20</sub>Cu<sub>2</sub>Mn<sub>3</sub>+Al<sub>2</sub>Cu вблизи границы с областью (Al)+ Al<sub>20</sub>Cu<sub>2</sub>Mn<sub>3</sub>. Такое положение сплава должно обеспечить максимальное количество дисперсоидов Al<sub>20</sub>Cu<sub>2</sub>Mn<sub>3</sub> при минимальном содержании Mn в (Al). Первое необходимо для достижения высокой прочности и термостойкости, а второе – для минимально возможного значения УЭП.

Анализ структуры литого ЭМК прутка и данные МРСА показали полное растворение Mn в (Al), в то время как концентрация меди составила 1.9% (т.е. половину от ее содержания в сплаве). Остаток меди образовал эвтектические включения фазы Al<sub>2</sub>Cu, что свидетельствует о неравновесном характере 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 10а-б, можно объяснить кривыми зависимости суммарной доли твердых фаз от температуры, рассчитанными по модели Sheil-Gulliver. При медленном охлаждении кристаллизация сплава 4Cu3Mn должна начаться с появления фазы Al<sub>6</sub>Mn при 629 °C. Однако в условиях сверхбыстрого охлаждения, реализуемого в методе ЭМК, образование Mn-содержащих фаз подавляется, а марганец полностью растворяется в (Al). При этом даже сверхбыстрая кристаллизация не позволяет полностью растворить медь в (Al) и избежать формирования эвтектических включений фазы Al<sub>2</sub>Cu (рисунки 11а-б), количество которых в литой структуре составляет около 2.5 об. %.

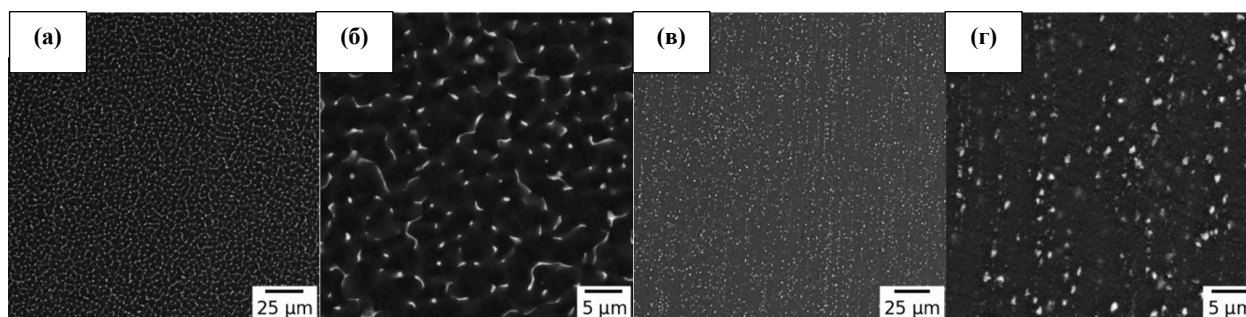


Рисунок 11 – Структура литой заготовки (а, б) и холоднокатаной ленты (в, г), полученной из литой ЭМК заготовки по режиму 425S



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  $350-450\text{ }^\circ\text{C}$ . При этом при  $450\text{ }^\circ\text{C}$  происходит заметное разупрочнение. Поэтому в данной работе верхнюю границу для температуры промежуточного отжига снизили до  $425\text{ }^\circ\text{C}$ .

В процессе деформационно-термической обработки часть эвтектических включений фазы  $Al_2Cu$  растворилась в  $(Al)$ , а оставшиеся включения раздробились и приобрели глобулярную форму (рисунки 12в-г). Кроме того, произошло формирование дисперсоидов  $Al_{20}Cu_2Mn_3$ , что согласуется с изотермическими разрезами.

Анализ структуры ЭМК прутка и лент после отжига показал, что наиболее сильные изменения происходят при температурах выше  $400\text{ }^\circ\text{C}$ . При этом в лентах процессы протекают значительно быстрее. В частности, в литой заготовке после отжига при  $450\text{ }^\circ\text{C}$  остается некоторое количество эвтектических включений (рисунок 12а), а при  $550\text{ }^\circ\text{C}$  выявляются только частицы тройного соединения, некоторые из которых достигают  $1\text{ мкм}$  (рисунок 12г). В лентах структуры после аналогичного отжига качественно одинаковы: структура представляет собой матрицу с равномерно распределенными дисперсоидами  $Al_{20}Cu_2Mn_3$  (рисунки 12б-в,д-е).

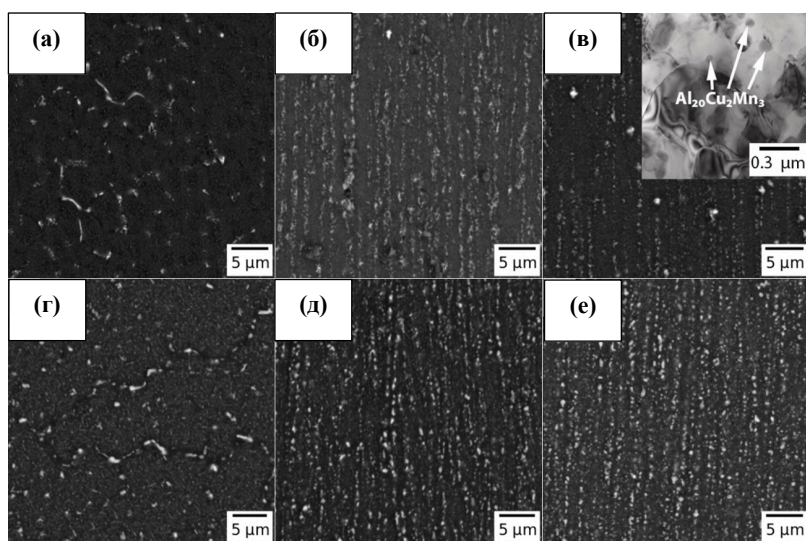


Рисунок 12 – Структура литой заготовки (а, г), холоднокатанных полос 350S (б,д) и 425S (в,е) после отжига при  $450\text{ }^\circ\text{C}$  (а-в) и  $550\text{ }^\circ\text{C}$  (г-е)

Формирование дисперсоидов  $Al_{20}Cu_2Mn_3$  в процессе отжига сопровождается снижением концентрации марганца 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. Результаты измерений твердости и УЭП представлены на рисунке 13.

Значительное повышение УЭП под воздействием отжига в литой заготовке, по сравнению с лентами, обусловлено большей пересыщенностью (Al). Однако, начиная с 450 °С, значения УЭП у всех заготовок практически выравниваются. Это явление можно объяснить тем, что при таких температурах достигается состояние, близкое к равновесному, при котором концентрация марганца в алюминиевом твердом растворе (Al) становится одинаковой, независимо от исходного состояния. Данный факт подтверждается снижением УЭП с ростом температуры от 450 до 550 °С, что соответствует росту равновесной концентрации марганца в алюминиевом твердом растворе, рассчитанной с 0.10 до 0.39%.

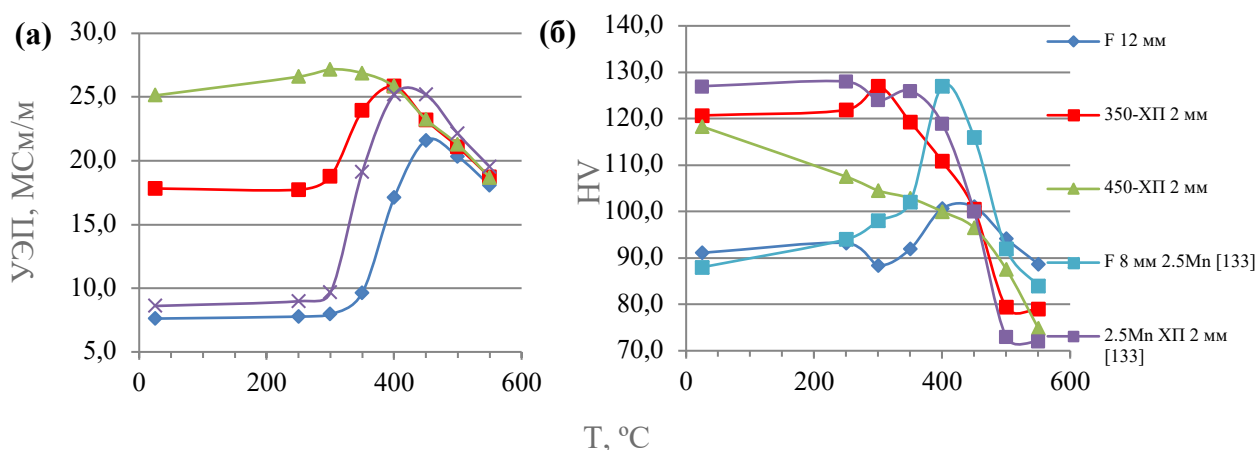


Рисунок 13 – Характер изменения удельной электрической проводимости (а) и твердости (б) литой заготовки и холоднокатаных полос в зависимости от температуры нагрева

Совместное влияние концентрации Cu и Mn (Al), количество и размер дисперсоидов, а также степень нагартовки исходных заготовок затрудняют оценку влияния температуры на твердость. 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 13б). Однако влияние температуры на твердость различается: лента, подвергнутая промежуточным отжигам при 425 °С (состояние 425S), разупрочняется быстрее, чем лента, подвергнутая отжигам при 350 °С (состояние 350S). Вероятно, это можно объяснить тем, что

при более высокой температуре образуются более крупные дисперсоиды  $Al_{20}Cu_2Mn_3$ , вследствие чего их антирекристаллизационный эффект снижается.

Для оценки достижения величиной УЭП предельно возможного теоретического значения использовали модель зависимости этого свойства от структурных параметров, описываемую уравнением 2 (полученным в 3 главе настоящего исследования).

Расчетные и экспериментальные зависимости УЭС имеют хорошее совпадение начиная с 400 °С (рисунок 18). 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 °С предполагает достижение меньших значений УЭС, чем отжиг при 425 °С, из-за меньших равновесных растворимостей Mn и Cu в (Al).

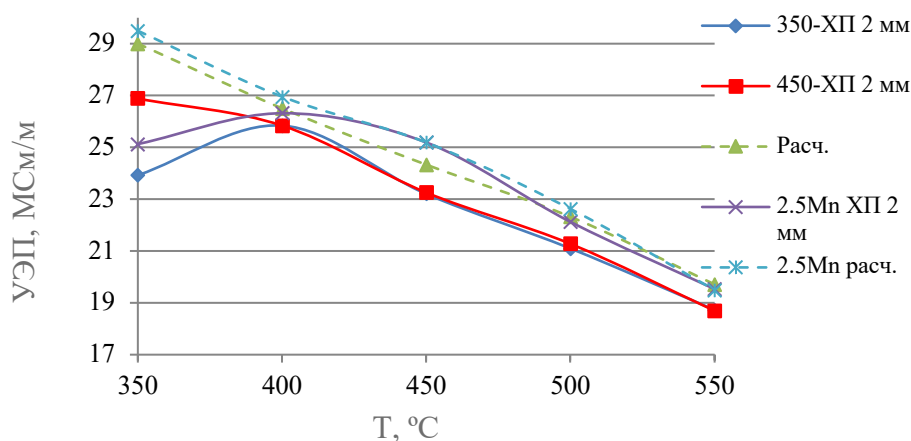


Рисунок 14 – Сравнение расчетной и экспериментальных зависимостей удельной электрической проводимости холоднокатаных полос от температуры отжига

Для подтверждения этого предположения была построена зависимость величины УЭП для ленты, полученной по режиму 350S, от времени отжига при 350 °С. 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 15). При этом твердость снижается незначительно, оставаясь на уровне ~110 НV. Для сравнения, у сплава Al-2.5%Mn-3.3%Cu-0.5%Zr даже после 48-часового отжига при 350 °С, 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.

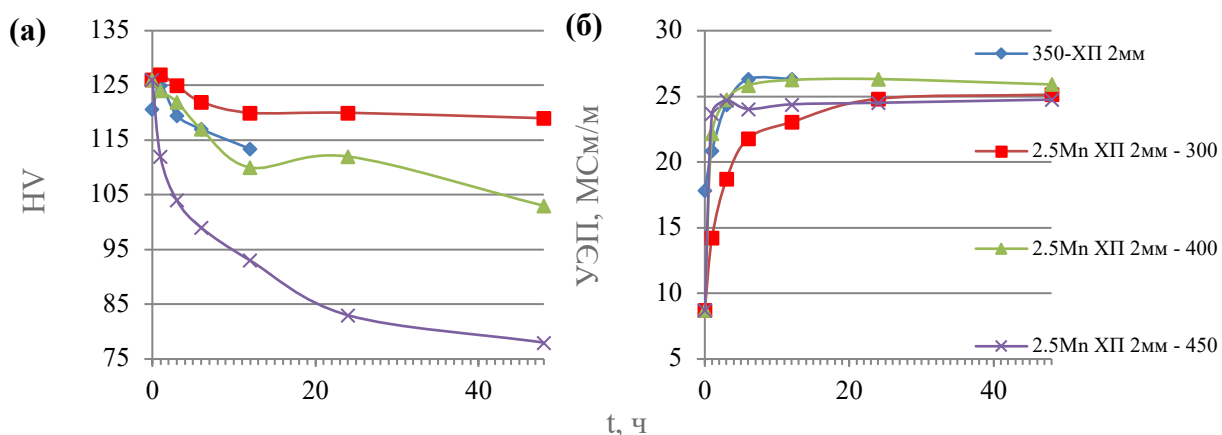


Рисунок 15 – Влияние продолжительности отжига при 350 °С на твердость (а) и удельную электрическую проводимость (б) холоднокатаной полосы

Сплав Al-3Mn-4Cu показал высокую технологичность при изготовлении из него проволоки путем холодного волочения. Режим получения проволоки отражен рисунке 2. Результаты проведения испытаний на одноосное растяжение образцов холоднокатанной и волоченной проволоки представлены на рисунке 16.

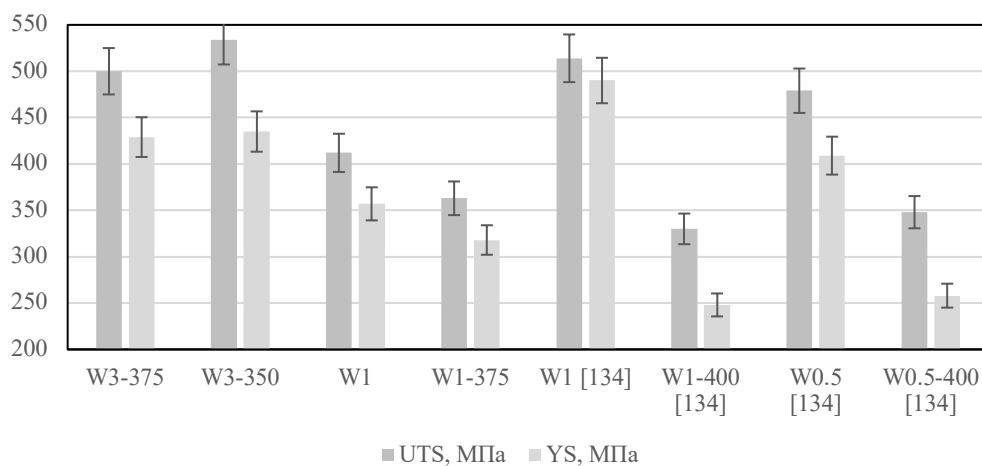


Рисунок 16 – Прочностные свойства проволоки из сплавов Al-3Mn-4Cu и Al-2.5Mn-3.3Cu-0.5Zr в различных состояниях

Показания УЭП изменяются вместе с H<sub>v</sub>, поскольку отжиги проводятся в наиболее динамичном интервале температур распада (Al). Дополнительный промежуточный отжиг при температуре 375 °С в процессе получения волоченной проволоки способствует повышению УЭП сплава (разница с маршрутом без дополнительного отжига и при более жестких условиях

волочения 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 °С до 48% IACS.

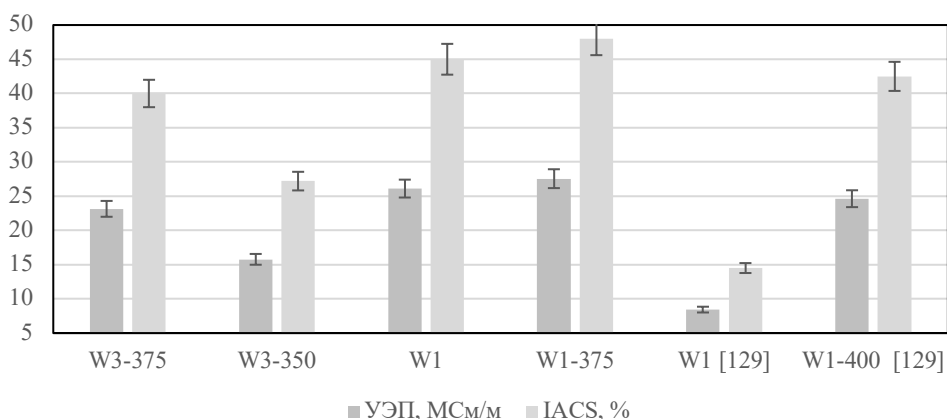


Рисунок 17 – Характеристики проводимости проволоки из сплавов Al-3Mn-4Cu и Al-2.5Mn-3.3Cu-0.5Zr в различных состояниях

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 °С 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.

**В пятой главе** отражен анализ влияния интенсивной пластической деформации (ИПД) кручением под высоким давлением (КВД) на образцы экспериментальных сплавов Al-2.5Mn-3.3Cu-0.5Zr и Al-3Mn-4Cu, полученных методом литья в ЭМК.

Анализ структуры образцов экспериментального сплава Al-2.5Mn-3.3Cu-0.5Zr, подвергнутого КВД, показал (рисунок 18) заметное улучшение морфологии составляющих  $Al_2Cu$ . Сначала они были фрагментированы до частиц субмикромасштаба, и их распределение стало гораздо более однородным (рисунок 18б).

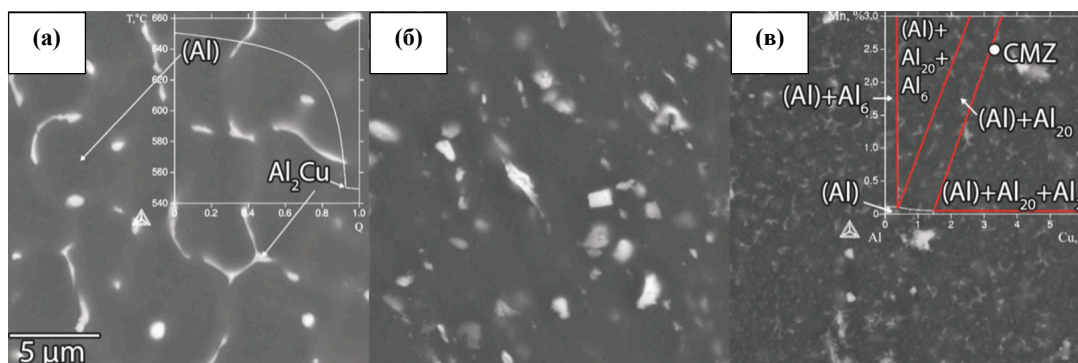


Рисунок 18 – Структура сплава Al-2.Мn-3.3Cu-0.5Zr в литом состоянии (а) и после КВД без отжига (б), отожженный при 400 °С, 1ч (в) и соответствующие фазовые диаграммы: а) модель Шейля-Гулливера; в) изотермический разрез системы Al–Cu–Mn при 400 °С.

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 19а). Морфология межзеренной эвтектической фазы сильно влияют на общие механические свойства и технологичность сплава.

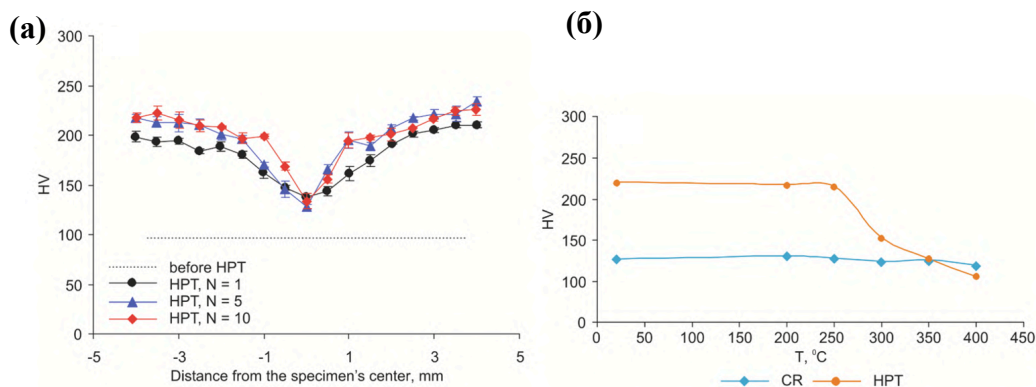


Рисунок 19 – Распределение микротвердости по площади образца, подвергнутого КВД (а), и влияние температуры отжига на микротвердость образца, подвергнутого КВД и ХП ленты 2 мм, из сплава Al-2.5Mn-3.3Cu-0.5Zr

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 19а. 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 14б. 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  $Al_{20}Cu_2Mn_3$ , а цирконий –  $Al_3Zr$ .

При температурах ниже ~350 °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 °С выявляется фаза  $Al_6Mn$ , а фаза  $Al_3Zr$  не обнаруживается. Это означает, что фазовый состав после такой температуры отжига сильно отличается от равновесного.

Анализ микроструктуры образцов сплава  $Al-3\%Mn-4\%Cu$  после КВД представлен на рисунке 20. В состоянии Т1 присутствует примерно такое же количество включений  $Al_2Cu$  (рисунок 20а), что и в исходном осаженном образце. Аналогичная микроструктура наблюдается в условиях Т5 (рисунок 20б), поскольку нагрев ЭМК-прутка при 350 °С мало влияет на структуру отливки. Однако микроструктуры образцов Т4 и Т7, предполагающие отжиг при 450 °С, демонстрируют формирование композитоподобной структуры, состоящей из многочисленных глобулярных частиц субмикронного размера  $Al_{20}Cu_2Mn_3$ , равномерно распределенных внутри (Al) матрица (рисунки 5в, г).

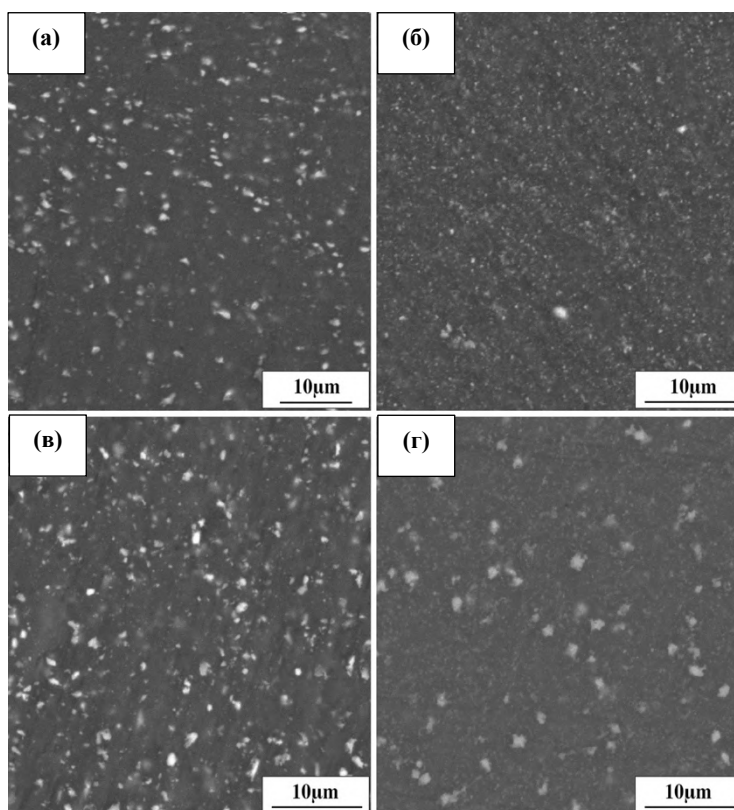


Рисунок 20 – Структура сплава  $Al-3Mn-4Cu$ , подвергнутого КВД и последующему отжигу при 250 °С из прессованного прутка в различных состояниях, СЭМ:

- 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 в ЭМК стержня достигает значения в 91 единицу по Виккерсу (HV) и демонстрирует заметное увеличение до 150 HV после процесса холодной осадки, который проводился по режиму D1. Предварительный отжиг стержня незначительно влияет на это значение, которое повышается лишь от 142 до 155 HV. С другой стороны, отжиг

сжатых образцов существенно снижает микротвердость, которая в состоянии D7 составляет всего 104 HV. Обработка КВД приводит к существенному увеличению микротвердости, причем приращение варьируется от 48 HV (условие T4) до 89 HV (условие T1) для разных исходных состояний. Температурная зависимость твердости, представленная на рисунке ба, свидетельствует о том, что начало размягчения во многом зависит от исходного состояния предшествующего сжатого образца. Состояние T1 обладает наибольшей термостабильностью, характеризующейся отсутствием нагрева по сравнению с другими условиями. Падение значений микротвердости после нагрева до 250 °С с продолжительностью выдержки 1 час оказалось несущественным и составило не более 6%. Наименьшая термическая стабильность наблюдается для состояния T7. Даже после отжига при 150 °С твердость падает ниже 140 HV. Стоит отметить, что нагрев при 300 °С существенно снижает твердость всех образцов, а при 400 °С разница между значениями HV практически нивелируется (рисунок 21а). На основании этих результатов для построения кинетических кривых твердости была выбрана температура 250 °С. Как показано на рисунке бб, 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 условия T7 — самые низкие.

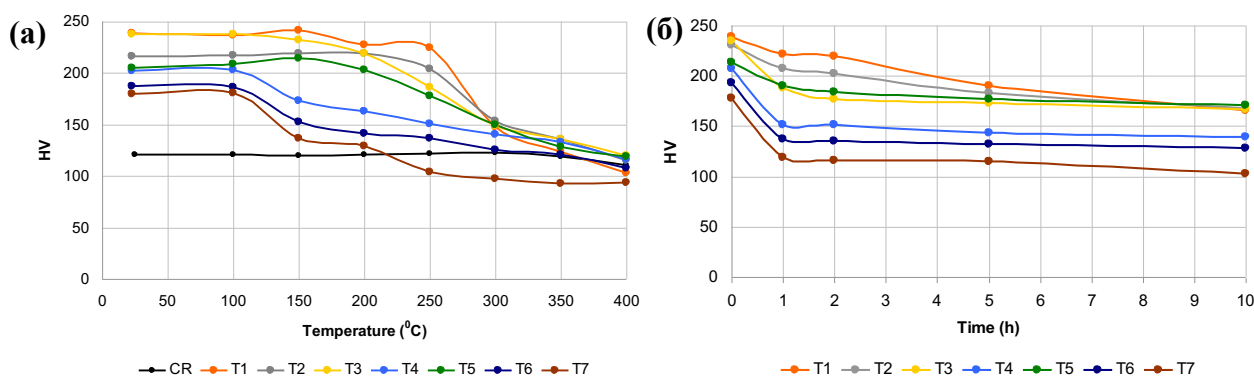


Рисунок 21 – Влияние температуры (а) и времени отжига (б) на HV образцов сплава Al-3Mn-4Cu, подвергнутых КВД: а) в течение 1 часа, б) при 250 °С

Анализ механических свойств образцов, подвергнутых испытанию на одноосное растяжение, проводили как в исходном состоянии, так и после отжига при 250 °С. Как показано в таблице 4, в зависимости от состояния, предшествующего КВД, прочностные свойства и пластичность существенно различаются. Наилучшее сочетание механических свойств сразу после КВД достигается в состоянии T1 (при УТС выше 700 МПа и удлинении 6%), а худшее наблюдается в состоянии T7. В отожженном состоянии, описывающем термическую стабильность, наилучшие значения прочности и пластичности



достигаются в условиях T2-250 и T5-250, для которых характерен промежуточный отжиг сжатых образцов при 350 °С перед КВД.

Таблица 4 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

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

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 °С, 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 °С: 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 К/с), 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 °С)

5. Предложены модели зависимостей удельной электропроводности от температуры отжига для сплавов системы Al-Cu-Mn-Zr, согласно которым наиболее сильное влияние на удельную электропроводимость оказывает концентрация марганца в (Al). Расчетные и экспериментальные значения хорошо согласуются при температурах отжига выше 350 °С.

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 °С) или его отсутствии, тогда как промежуточный отжиг при 450 °С делает обработку кручением под высоким давлением неэффективной.

#### СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ ОТРАЖЕНО В СЛЕДУЮЩИХ ПУБЛИКАЦИЯХ:

1. Белов, Н. А., Короткова, Н. О., **Черкасов, С. О.** Аксенов, А. А. Сравнительный анализ электрической проводимости и твердости холоднокатаных листов сплавов Al – 1,5 % Mn и Al – 1,5 % Mn – 1,5 % Cu (% (мас.)) //Цветные металлы – 2020. – №. 4. – С. 70-76.
2. Белов, Н. А., Шуркин, П. К., Короткова, Н. О., **Черкасов, С. О.** Влияние термообработки на структуру и механические свойства холоднокатаных листов сплавов системы Al – Cu – Mn с разным соотношением меди и марганца //Цветные металлы – 2021. – №. 9. – С. 80-86.
3. Belov, N. A., Akopyan, T. K., Korotkova, N. O., **Cherkasov, S. O.**, Yakovleva, A.O. Effect of Fe and Si on the phase composition and microstructure evolution in Al-2 wt.% Cu-2 wt.% MN alloy during solidification, cold rolling and annealing //JOM. – 2021. – Т. 73. – С. 3827-3837. **Q2**
4. Belov, N. A., Korotkova, N. O., **Cherkasov, S. O.**, Yakovleva, A. O. Effect of iron and silicon on the phase composition and microstructure of the Al-2% Cu-2% MN (wt%) cold rolled alloy //Physics of Metals and Metallography. – 2021. – Т. 122. – С. 1095-1102.
5. Korotkova, N. O., Shurkin, P. K., **Cherkasov, S. O.** Aksenov, A. A. Effect of Copper Concentration and Annealing Temperature on the Structure and Mechanical Properties of Ingots and Cold-Rolled Sheets of Al-2% Mn Alloy //Russian Journal of Non-Ferrous Metals. – 2022. – Т. 63. – №. 2. – С. 190-200.
6. Белов, Н. А., Цыденов, К. А., Летягин, Н. В., **Черкасов, С. О.** Структура и механические свойства горячекатаных листов из сплава Al – 2 % Cu – 2 % Mn – 0,4 % Si – 0,2 % Zr, листов из сплава Al – 2 % Cu – 2 % Mn – 0,4 % Si – 0,2 % Zr, подвергнутых сварке трением с перемешиванием //Цветные металлы.– 2022. – Т. 5. – С. 66-72.

7. Rogachev, S. O., Belov, N. A., **Cherkasov, S. O.**, Sundeev R. V. Joint effect of electromagnetic casting and high-pressure torsion on the structure and hardening of Al<sub>3.3</sub>Cu<sub>2.5</sub>Mn<sub>0.5</sub>Zr (wt%) alloy //Materials Letters. – 2022. – Т. 324. – С. 132776. **Q2**
8. Белов, Н. А., **Черкасов, С. О.**, Короткова, Н. О., Цыденов, К. А. Технологичность и эволюция структуры цилиндрических слитков сплава Al – 2 % Cu – 2 % Mn в процессе обработки давлением // Цветные металлы – 2023. – Т. 1. – С. 77-82.
9. Рогачев, С. О., Белов, Н. А., Тен, Д. В., **Черкасов, С. О.**, Самошина, М. Е. Влияние кручения под высоким давлением и последующего отжига на механические свойства сплава Al—4% Cu—3% Mn // Деформация и разрушение материалов – 2024. – Т. 3. – С. 33-40.
10. Belov, N. A., **Cherkasov, S. O.**, Korotkova, N. O., Motkov, M. M. The Impact of Thermomechanical Treatment on Structure, Electrical Resistance and Hardness of Al—4% Cu—3% Mn Alloy Casted in an Electromagnetic Crystallizer //Physics of Metals and Metallography. – 2024. – Т. 125. – №. 2. – С. 203-210.
11. Rogachev, S. O., Belov, N. A., Tabachkova, N. Yu., Ten, D. V., **Cherkasov, S. O.**, Shurkin, P. K. Effect of intermediate processing treatment on the structure and mechanical properties of Al—4 wt% Cu—3 wt% Mn alloy manufactured by electromagnetic casting followed by high-pressure torsion (HPT) //Journal of Alloys and Compounds. – 2024. – Т. 1003. – С. 175753. **Q1**