

Министерство науки и высшего образования Российской Федерации Федеральное
государственное автономное образовательное учреждение высшего образования
«Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

Поздняков Андрей Владимирович

Структурообразование и свойства новых высокотехнологичных алюминиевых сплавов с
редкоземельными металлами

Специальность 2.6.1

Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

Автореферат диссертации на соискание ученой степени доктора технических наук

Научный консультант: д-р физ.-мат. наук, профессор Головин Игорь Станиславович

Москва – 2026

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность темы исследования

Алюминиевые сплавы широко распространены в самых различных отраслях промышленности благодаря удачному сочетанию различных эксплуатационных характеристик, но только при правильном выборе основных легирующих элементов и малых добавок. Низкая плотность, высокая электропроводность и коррозионная стойкость, высокая прочность, технологичность при литье и деформационной обработке, износостойкость и другие важные свойства являются основными достоинствами, делающими алюминиевые сплавы крайне востребованными. Однако сочетать весь комплекс перечисленных свойств на высоком уровне в одном сплаве практически невозможно. Обычно повышение прочности приводит к снижению пластичности, электропроводности, а типичные проводники тока не обладают достаточной термической стабильностью. Наиболее прочные сплавы характеризуются высокой плотностью. Литейные сплавы трудно деформируются, а деформируемые - склонны к образованию трещин кристаллизационного происхождения. В результате промышленные алюминиевые сплавы исчерпывают свой потенциал и требуются исследования по оптимизации составов и поиску новых систем легирования для расширения областей и условий применения, повышения энергоэффективности и долговечности изделий из них.

Среди всех легирующих элементов в алюминиевых сплавах наиболее эффективными упрочнителями можно считать пару Sc и Zr. Малые добавки Sc и Zr каждого в концентрациях от примерно 0,1 до 0,3% позволяют в два и более раз увеличить предел текучести сплавов в первую очередь при комнатной температуре. Такой эффект не дает ни один другой легирующий элемент в алюминиевых сплавах, вводимый в тех же концентрациях. Скандий получил свою популярность уже более 40 лет назад, когда было начато активное изучение его влияния на микроструктуру и механические свойства алюминия и его сплавов. При кристаллизации Sc, вводимый в алюминий, образует пересыщенный твердый раствор, который в процессе последующего отжига слитков крайне эффективно упрочняет сплав за счет выделения нано дисперсоидов фазы с $L1_2$ структурой. Данные наночастицы имеют когерентную с матрицей границу в широком диапазоне температур и являются эффективными стопорами дислокаций и границ зерен, т.е. антирекристаллизаторами. Как показано многими исследователями, скандиевые дисперсоиды, образованные в процессе отжига при примерно 300°C, приводят к пиковому упрочнению слитков за счет минимального размера и максимальной плотности распределения в алюминиевом твердом растворе. Однако скандиевые $L1_2$ дисперсоиды быстро теряют когерентность, растут в размерах и растворяются при повышении

температуры до 400°C, что приводит к потере их эффективности и разупрочнению. Примерно на пару десятилетий ранее цирконий был использован как малая добавка, упрочняющая алюминий при отжиге слитков. Цирконий имеет близкую со скандием и весьма малую растворимость в алюминиевом твердом растворе. Однако, имея существенно меньшую скорость диффузии в алюминии, может образовать сильно пересыщенный твердый раствор при кристаллизации, образование первичных кристаллов фазы Al_3Zr при этом может быть подавлено при одновременном увеличении и содержания и скорости охлаждения при кристаллизации. Процесс распада пересыщенного цирконием алюминиевого твердого раствора имеет свои особенности и важные отличия от распада скандием пересыщенного раствора. Фаза Al_3Zr имеет в равновесном состоянии D0_{23} решетку, но при отжиге слитков с пересыщенным цирконием раствором в первую очередь выделяется метастабильная L1_2 модификация фазы Al_3Zr . Дисперсоиды $\text{L1}_2\text{-Al}_3\text{Zr}$ зарождаются как по гомогенному, так и по гетерогенному механизму. Распад твердого раствора протекает крайне медленно, неравномерно и активно инициируется при повышении температуры отжига до 400°C. Комплексное введение Sc и Zr в алюминий повышает термическую стабильность сплавов и эффективность дисперсионного упрочнения за счет образования $\text{L1}_2\text{-Al}_3(\text{Sc,Zr})$ дисперсоидов со структурой ядро-оболочка, которые более стабильны, чем дисперсоиды $\text{L1}_2\text{-Al}_3\text{Sc}$. Однако скандий является самым дорогим легирующим элементом в алюминиевых сплавах. Поэтому алюминиевые сплавы со скандием в количестве 0,2-0,3% иногда называют скандиевыми, поскольку именно он определяет конечную цену продукта.

Активный интерес исследователей во всем мире был проявлен к расширению номенклатуры малых добавок редкоземельных и переходных металлов (РЗМ и ПМ) для алюминиевых сплавов, к которым относятся в основном лантаноиды. РЗМ и ПМ способны замещать часть атомов скандия и/или циркония в кристаллической решетке L1_2 дисперсоидов, не меняя их структуры. Эффективность ряда таких добавок показана на примере легирования чистого алюминия, магналиев, высокопрочных сплавов и силуминов. При этом РЗМ вводили в сплавы как малые добавки в количествах 0,05-0,2%. В настоящей диссертации показана высокая эффективность РЗМ (Y,Er,Yb,Gd) в паре со скандием или чаще с цирконием, не только в качестве малых добавок, но и как основных легирующих элементов. Роль РЗМ (Y,Er,Yb,Gd) была обобщена в серии исследований по разработке новых высокотехнологичных алюминиевых сплавов от малолегируемых материалов для проводников электрического тока до сильнолегированных литейных и деформируемых жаропрочных сплавов. В результате РЗМ (Y,Er,Yb,Gd) позиционированы как: первая роль – совместно с цирконием и титаном повышают эффективность

модифицирования зеренной структуры сильнолегированных сплавов; вторая роль – совместно со скандием и/или цирконием приводят к повышению прочности всех разработанных алюминиевых сплавов за счет образования дисперсоидов при отжиге или высокотемпературной гомогенизации, сохраняющих $L1_2$ структуру; третья новая роль – совместно с медью в сплавах Al-Cu-PЗМ и Al-Zn-Mg-Cu-PЗМ образуют дисперсную термически стабильную эвтектику, что способствует снижению склонности к образованию трещин кристаллизационного происхождения и повышению прочности, жаропрочности и технологичности при горячей деформации.

Актуальность настоящей работы заключается как в создании новых алюминиевых сплавов различных групп, так и в улучшении свойств существующих за счет применения РЗМ при легировании: новые термически стабильные проводники; замена дорогостоящего скандия в авиационных магналиях; повышение жаропрочности силуминов для расширения их применения; создание новых одновременно литейных и деформируемых жаропрочных сплавов на основе абсолютно новой системы Al-Cu-PЗМ и применение известных подходов в совокупности с легированием РЗМ для создания новых литейных и деформируемых жаропрочных сплавов Al-Zn-Mg-Cu-PЗМ, где РЗМ играют сразу все три выделенные ключевые роли.

Диссертационная работа обобщает результаты исследований по созданию новых алюминиевых сплавов путем легирования редкоземельными металлами, выполненные автором за период с 2015 по 2026 год.

Актуальность диссертационного исследования подтверждается ее поддержкой в рамках 8 проектов. Основные проекты:

1. РНФ. Соглашение № 17-79-10256 «Исследование закономерностей формирования структуры и ее влияния на свойства новых алюминиевых сплавов с редкоземельными металлами». 2017-2019 гг.

2. РНФ. Соглашение 19-79-10242 «Исследование закономерностей формирования структуры и разработка новых высокотехнологичных сплавов на основе систем Al-Cu-Y и Al-Cu-Er». 2019-2022 гг.

3. РНФ. Соглашение 19-79-10242-П «Исследование закономерностей формирования структуры и разработка новых высокотехнологичных сплавов на основе систем Al-Cu-Y и Al-Cu-Er». 2022-2024 гг.

4. РФФИ. Договор № 20-33-70170\20 «Формирование наноразмерных алюминидов переходных и редкоземельных металлов для повышения эксплуатационных характеристик магналиев». 2019-2021 гг.

5. НИР. Договор № 47702388027160002070/2347/110-17 на выполнение составной части НИР государственного контракта от 07.12.2016 № 922-0319/16/313 «Изготовление слитков и листов в лабораторных условиях сплавов системы Al-Mg-Sc, легированных выбранными элементами РЗМ и ПМ». 2017 г.

Цель и задачи исследований

Целью работы является **разработка научно-обоснованного подхода к легированию алюминиевых сплавов редкоземельными металлами** путем установления закономерностей структурообразования при литье, термической и термомеханической обработке для улучшения свойств магналиев и силумина и создания новых термически стабильных проводников, новых литейных и деформируемых жаропрочных сплавов.

Для достижения поставленной цели должны быть решены следующие комплексные задачи:

1. Провести научно-обоснованный выбор систем легирования и составов сплавов, определить возможные концентрационные диапазоны основных легирующих элементов, РЗМ и примесей на основе анализа литературы, фазовых диаграмм и термодинамических расчетов.

2. Установить закономерности влияния РЗМ, примесей и дополнительного легирования на микроструктуру, фазовый состав и свойства в литом, термически обработанном и деформированном состояниях для всех групп разрабатываемых сплавов.

3. Разработать режимы термической и термомеханической обработок, формирующие оптимальную структуру, для сочетания необходимого комплекса эксплуатационных свойств для всех групп разрабатываемых сплавов.

Научная новизна работы

Предложен новый научно-обоснованный подход к комплексному легированию алюминия редкоземельными металлами Y, Er, Yb или Gd в паре со скандием или, чаще, с цирконием, не только в качестве малых добавок, но и как основных легирующих элементов. В совокупности с разработкой режимов термической и термомеханической обработок этот подход позволил создать новые эффективные проводники электрического тока, снизить содержание дорогостоящего скандия в магналиях для авиации и космоса, повысить прочностные свойства силумина и разработать новые литейные и деформируемые жаропрочные сплавы на основе систем Al-Cu-РЗМ и Al-Zn-Mg-Cu-РЗМ. Основная научная новизна работы в рамках разработанного подхода заключается в следующем:

1. Установлено, что легирование сплавов систем Al-Sc, Al-Zr и Al-Mg-Sc-Zr малыми добавками (Y, Yb, Er, Gd) приводит к распределению PЗМ между дисперсными частицами фаз кристаллизационного происхождения $Al_3PЗМ$, τ_2 , (Al,Mg,Y), (Al,Mg,Er) или (Al,Mg,Yb,Si) и $Al_{10}Fe_2Yb$ с малой объемной долей и алюминиевым твердым раствором. Отжиг слитков этих сплавов при 300-440°C приводит к упрочнению за счет распада пересыщенного при литье алюминиевого твердого раствора с образованием L_{12} -структурированных дисперсоидов фаз $Al_3PЗМ$ (PЗМ=Sc, Zr, Y, Yb, Er, Gd) размером от 4-11 до 20-25 нм.

2. Показано, что термомеханическая обработка, включающая отжиг слитков сплавов Al-Sc-PЗМ и Al-Zr-PЗМ-Fe-Si на максимальную твердость, горячую и холодную прокатку и постдеформационный отжиг при 300°C до 100 часов за счет полного протекания распада твердого раствора и однородного распределения L_{12} -дисперсоидов, обеспечивает однородную дисперсную субструктуру и оптимальное сочетание прочности и электропроводности.

3. Установлено, что в новых сплавах для проводников Al-Zr-PЗМ-Fe-Si примесь кремния не является вредной, обеспечивая образование фаз Al_8Fe_2Si , $Al_3Er_2Si_2$, $Al_2Si_2PЗМ$ кристаллизационного происхождения, связывающих примесь кремния, а также формирование в процессе отжига слитков дисперсоидов квазикристаллической фазы α -(Al_8Fe_2Si) и кремниевых дисперсоидов. Кроме того кремний дополнительно активизирует распад твердого раствора и, в сочетании, с разработанными режимами термомеханической обработки, обеспечивает достижение более высокой электропроводности, чем в сплавах без примесей железа и кремния.

4. Впервые показано, что легирование PЗМ (PЗМ=Y,Er,Yb,Gd) сплавов Al-Cu-Mg-Mn-Zr и Al-Zn-Mg-Cu-Cr-Zr как основными эвтектикообразующими элементами от 0,3 до 3% при соблюдении атомного соотношения Cu/PЗМ=4 обеспечивает новым сплавам высокую технологичность при литье, высокую прочность и жаропрочность за счет образования дисперсной термически стабильной эвтектики при литье и наноразмерных дисперсоидов L_{12} - $Al_3(PЗМ,Zr)$, $Al_{20}Cu_2Mn_3$ или $E(Al_{18}Mg_3Cr_2)$ при гомогенизации. Дисперсоиды $Al_3(PЗМ,Zr)$ сохраняют L_{12} -структуру даже после высокотемпературной гомогенизации при 555-605°C в течение 1-3 часов. Основной вклад в предел текучести вносят продукты старения S' или T' фаз – более 50% и дисперсоиды $Al_3(PЗМ,Zr)$, $Al_{20}Cu_2Mn_3$ или E – более 25%.

5. Выявлено, что наличие неизбежных примесей Fe и Si в алюминии не оказывает негативного влияния на структуру и свойства сплавов Al-Cu-Mg-PЗМ и Al-Zn-Mg-Cu-PЗМ: Fe до 0,15% растворяется в фазах $Al_8Cu_4PЗМ$, Si приводит к образованию новых

достаточно компактных частиц фаз $\text{Al}_{11}\text{Cu}_2\text{Y}_2\text{Si}_2$ ($(\text{Al,Cu})_4\text{YSi}$), $\text{Al}_3\text{Er}_2\text{Si}_2$, $\text{Al}_{80}\text{Yb}_6\text{Cu}_6\text{Si}_8$, $\text{Al}_{80}\text{Gd}_6\text{Cu}_6\text{Si}_8$ кристаллизационного происхождения.

6. Установлено, что в новых сплавах Al-Zn-Mg-Cu-РЗМ с содержанием Zn/Mg/Cu по 2,5-3% за счет перераспределения основных легирующих элементов, контролируемого введенными РЗМ, происходит полное растворение S и T фаз при гомогенизации на первой ступени, которое приводит к повышению температуры солидуса, что дает возможность использовать вторую высокотемпературную ступень гомогенизации для формирования более компактных интерметаллидов в структуре. Выявленные новые особенности легирования РЗМ сплавов с 2,5-3% Zn/Mg/Cu позволили сочетать в них большую коррозионную стойкость и относительное удлинение при высокой прочности при комнатной и 200°C.

Практическая значимость работы

Разработана серия новых сплавов, составы и режимы получения которых защищены 5 патентами РФ, опробованы на заводах ООО «Авиаль», АО «Спецлит» и реализуются в рамках промышленного освоения на предприятиях Госкорпорации «Роскосмос».

1. Разработаны проводниковые сплавы Al-Sc-РЗМ (Y, Yb, Er) и режимы их термомеханической обработки. Режим, состоящий из отжига слитка, обеспечивающего максимальную твердость, горячей и холодной прокатки и постдеформационного отжига при 300°C до 100 часов обеспечивает лучшее сочетание прочности и электропроводности. В сплаве Al-Sc-Y-Er разработанный режим позволил сочетать предел текучести 185-193 МПа, предел прочности 202-211 МПа, относительное удлинение 12-14% и электропроводность 59,1-61%IACS. Результаты защищены патентом РФ. Из сплава Al-Sc-Y-Er в условиях завода ООО «Авиаль» получена проволока диаметрами 2, 2,7 и 3,8 мм. Проволока прошла испытания по количеству перегибов (8-10) в соответствие с ТУ 16.К71-088-90. Предел прочности проволоки после отжига при 300°C в течение 1 часа составил не менее 235 МПа, а электропроводность 58,3-60,7%IACS в зависимости от диаметра.

2. Термомеханическая обработка, включающая отжиг слитков на максимальную твердость, горячую и холодную прокатку и постдеформационный отжиг при 300°C до 100 часов или при 360°C за счет полного протекания распада твердого раствора и однородного распределения L_{12} -дисперсоидов, обеспечивает сплавам Al-Zr-РЗМ-Fe-Si прочностные свойства на уровне сплавов Al-Sc-РЗМ: предел текучести 176-196 МПа, предел прочности 191-210 МПа, относительное удлинение 10-16% при меньшей электропроводности 55,7-56,5%IACS.

3. Замена части скандия на иттрий в сплаве 1545К позволила достигнуть того же уровня свойств в новом сплаве 1545КИ. В сплаве 1545КИ (Al-4,7Mg-0,32Mn-0,15Sc-0,09Zr-0,2Y) в отожженном после прокатки состоянии предел текучести составляет 330-390 МПа, предел прочности 389-434 МПа при удлинении 6,6-9,2%. Замена части скандия эрбием в сплаве 1570 с повышением доли холодной прокатки позволила повысить предел текучести примерно на 20 МПа до 370-374 МПа в сплаве 1570Э (Al-5,7Mg-0,4Mn-0,12Sc-0,1Zr-0,38Er). Сплавы 1570МИт (Al-6,0Mg-0,2Mn-0,05Sc-0,25Zr-0,3Yb) и 1570ХИт (Al-6,0Mg-0,2Cr-0,05Sc-0,25Zr-0,3Yb) с минимальным скандием, в сравнение со сплавом 1570, также демонстрируют очень высокие показатели прочности в отожженном после прокатки состоянии: предел текучести 338-414 МПа, предел прочности 443-475 МПа при удлинении в 5,4-10,5%. Результаты защищены патентом РФ и реализуются в рамках промышленного освоения на предприятиях Госкорпорации «Роскосмос».

4. Разработаны новые литейные сплавы Al-Cu-Mg-PЗМ (Y, Yb, Er, Gd) с низкой склонностью к образованию трещин кристаллизационного происхождения и высокой прочностью. После литья, высокотемпературной гомогенизации при 555-565°C, закалки в воду и старения при 210°C новые литейные сплавы имеют следующие свойства на растяжение: $\sigma_{0,2}$ =298-312 МПа, σ_B =299-338 МПа, δ = 0,2-0,6% при комнатной температуре, $\sigma_{0,2}$ =206-235 МПа, σ_B =219-270 МПа, δ = 1,4-5,5% при 250°C. Результаты защищены 2 патентами РФ.

5. Разработаны новые деформируемые сплавы Al-Cu-Mg-PЗМ (Y, Yb, Er, Gd), в которых после гомогенизации, закалки в воду, горячей и холодной прокатки, рекристаллизационного отжига при 555-565°C в течение 15 минут, закалки в воду и старения достигнуты следующие свойства листов на растяжение: $\sigma_{0,2}$ =264-306 МПа, σ_B =356-389 МПа, δ = 5,2-14,5%. Низкотемпературный отжиг (150°C) листов обеспечивает следующий уровень свойств: $\sigma_{0,2}$ =376-417 МПа, σ_B =409-449 МПа, δ = 2,7-4,5%. Результаты защищены 2 патентами РФ.

6. Разработаны составы и режимы термической обработки новых литейных и деформируемых алюминиевых сплавов системы Al-(3-4)Zn-(3-4)Mg-(3-4)Cu-PЗМ. Трехступенчатое ретроградное старение по режиму (150°C, 30 ч+ 210°C, 1 ч+150°C, 10 ч) после гомогенизации и закалки в воду обеспечивает высокий предел прочности 312-331 МПа и низкую плотность тока коррозии (1,0-2,5) мкА/см². Результаты защищены патентом РФ.

7. Новые деформируемые сплавы Al-(2,5-3)Zn-(2,5-3)Mg-(2,5-3)Cu-PЗМ после гомогенизации, закалки в воду, горячей и холодной прокатки, рекристаллизационного отжига при 520°C в течение 15 минут, закалки в воду и одноступенчатого

высокотемпературного или ретроградного старения сочетают высокий предел текучести $\sigma_{0,2}=291-345$ МПа, пластичность $\delta=11-14,8\%$ и превосходную коррозионную стойкость. Новые деформируемые сплавы по пределу текучести соответствуют дорогим скандий-содержащим магналиям и низко-коррозионностойким дуралюминам и занимают нишу между свариваемыми и высокопрочными алюминиевыми сплавами. Результаты защищены патентом РФ.

На результаты диссертационной работы имеются акты промышленной апробации и рекомендации ведущих российских предприятий алюминиевой отрасли, таких как АО «Композит», АО «Русский алюминий менеджмент», ООО «Авиаль», АО «Спецлит» (Приложения 1-4).

Основные положения, выносимые на защиту

1. Закономерности формирования микроструктуры, дисперсионного упрочнения, механических и физических свойств новых термически стабильных проводников на основе систем Al-Sc-PЗМ (Y, Yb, Er) и Al-Zr-PЗМ-Fe-Si (Y, Yb, Er, Gd) при литье, термической и термомеханической обработках.

2. Закономерности формирования микроструктуры, дисперсионного упрочнения, механических свойств новых малоскандиевых сплавов Al-Mg-PЗМ (Y, Yb, Er) и силумина Al-Si-PЗМ (Y, Yb, Er, Gd) с повышенной жаропрочностью.

3. Закономерности формирования микроструктуры, дисперсионного упрочнения и эксплуатационных свойств новых одновременно литейных и деформируемых жаропрочных сплавов на основе абсолютно новой системы Al-Cu-PЗМ (Y, Yb, Er, Gd) и сплавов Al-Zn-Mg-Cu-PЗМ (Y, Er) с повышенной жаропрочностью и коррозионной стойкостью.

Степень достоверности и апробация результатов

Достоверность результатов обеспечена использованием современных исследовательских методов термодинамических расчетов, оптической, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии, рентгенофазового анализа, атомной томографии. Все характеристики механических, физических, технологических, коррозионных, трибологических свойств определены на современном оборудовании по стандартным методикам.

Результаты работы представлены более чем в 50 тезисах и статьях профильных металлургических ежегодных научных конференций, проводимых в Москве, Санкт-Петербурге, Уфе, Екатеринбурге, Казани и Перми. Результаты работы стали лауреатами и победителями 6 молодежных премий выставки Металл-Экспо в разные годы.

Личный вклад автора

Диссертационная работа обобщает результаты исследований, проведенных лично автором и в сотрудничестве с коллегами за период с 2015 по 2026 гг. Вклад автора заключается в постановке задач исследования, выборе путей их решения, планировании и проведении эксперимента, обработке экспериментальных данных, анализе результатов и полученных закономерностей, формулировании выводов, написании научных статей, а также документов по защите результатов интеллектуальной деятельности. Автором лично проведены все исследования методом сканирующей электронной микроскопии, часть исследований световой микроскопии, определения коррозионных характеристик и предела длительной прочности.

Автор признателен всем сотрудникам кафедры и коллегам из НИТУ МИСИС, соавторам публикаций, научному консультанту д.ф.-м.н. И.С. Головину.

Публикации

По теме диссертации опубликовано 55 статей, в том числе 2 - в журналах из перечня научных журналов и изданий ВАК РФ, 53 – индексированы в Scopus, Web of Science, RSCI. Получено 5 патентов Российской Федерации.

Структура и объем работы

Диссертация состоит из введения, семи глав, заключения, списка литературы из 396 источников и 4 приложений. Общий объем диссертации составляет 320 страниц, включая 155 рисунков и 62 таблицы.

В **первой главе** рассмотрены особенности легирования алюминиевых сплавов самой распространённой парой из ряда редкоземельных и переходных металлов (РЗМ и ПМ), которыми являются Sc и Zr. В дополнение представлены альтернативы дорогостоящему скандию, в качестве которых выступали соседи циркония по Периодической системе иттрий и гафний, а также элементы из ряда лантаноидов. При этом до представления настоящей диссертации все перечисленные элементы играли роль только малых добавок (в основном до 0,3%) в алюминиевых сплавах, обеспечивающих дисперсионное упрочнение. Исходя из проанализированной информации, показана перспектива легирования алюминия и его сплавов рядом РЗМ, как малыми добавками и как эвтектикообразующими элементами, с целью повышения комплекса эксплуатационных свойств различных групп алюминиевых сплавов и расширения областей и диапазонов применения. Показана возможность создания высокопрочных и термически стабильных проводников на основе алюминия при легировании РЗМ в совокупности с цирконием и/или скандием. Рассмотренные РЗМ являются перспективной заменой дорогостоящего скандия в сплавах системы Al-Mg авиационного назначения. Малые добавки РЗМ способны повысить высокотемпературные свойства сплавов Al-Si.

РЗМ для сплавов Al-Cu и Al-Zn-Mg-Cu могут играть роль как малых дисперсоидообразующих добавок, так и основных эвектикообразующих элементов, что позволит создать новые литейные и деформируемые сплавы с повышенной жаропрочностью и технологичностью.

Во второй главе приведены основные методики исследований.

Третья глава представляет результаты разработки новых термически стабильных проводниковых сплавов. Принципы выбора содержания РЗМ основаны на информации о возможной максимальной их растворимости в алюминиевом твердом растворе, которая для рассматриваемых Y, Er, Yb, Gd составляет примерно 0,05 ат.%, что при пересчете в массовые дает примерно 0,2% для иттрия и 0,3% для остальных лантаноидов. На первом этапе была проведена оценочная проверка эффективности ряда РЗМ, таких как Y, Er, Sm, Gd, Hf на упрочнение в сплаве Al-Sc-Zr со сниженным содержанием скандия относительно прочных и электропроводных сплавов с высокой термической стабильностью. Затем проведено детальное исследование влияния РЗМ и режимов термической и термомеханической обработок при комплексном легировании сплавов Al-Sc и Al-Zr на структуру и свойства перспективных проводников.

Введение отдельно 0,1Y, 0,1Sm, 0,1Er и 0,1Gd в сплав Al-0,2Zr-0,1Sc приводит к образованию эвтектических фаз Al_3Y , Al_3Sm , Al_3Er и Al_3Gd , соответственно. Гафний полностью входит в твердый раствор на основе алюминия. Отжиг литого сплава Al-0,2Zr-0,1Sc при 250 °C приводит к максимальному приросту твердости примерно на 10 HV через 30 часов с последующим разупрочнением практически до исходного состояния (рис.1). При введении 0,1% добавок Y, Sm, или Gd максимум твердости достигается после 54 часов выдержки без дальнейшего разупрочнения до 100 часов. Добавка 0,1% Er или Gd приводит к постоянному росту твердости в течение 100 часов выдержки до 40 HV и 35 HV соответственно. По полученным данным после отжига при 250 °C качественно можно сказать о том, что добавки Y, Sm, Hf, Er и Gd приводят к повышению термической стабильности дисперсоидов $Al_3(Sc,Zr)$, поскольку именно за счет их образования и должно происходить упрочнение. Отжиг при 370 °C показывает достаточно существенный прирост твердости на 10-20 HV при введении в сплав Al-0,2Zr-0,1Sc добавок Y, Sm, Er или Gd. Максимальная твердость достигнута при наличии 0,1Er и составляет 50 HV. При отжиге при 370 °C в сплавах с добавками разупрочнение начинается только после 54 часов выдержки, в то время как в сплаве Al-0,2Zr-0,1Sc – после 30 часов. Термообработка сплава Al-0,2Zr-0,1Sc-0,1Hf при 370 °C не дала прироста твердости в сравнение со сплавом без добавки Hf. В сплаве с Sm так же был отмечен меньший эффект прироста твердости после 54 часов выдержки при 370 °C.

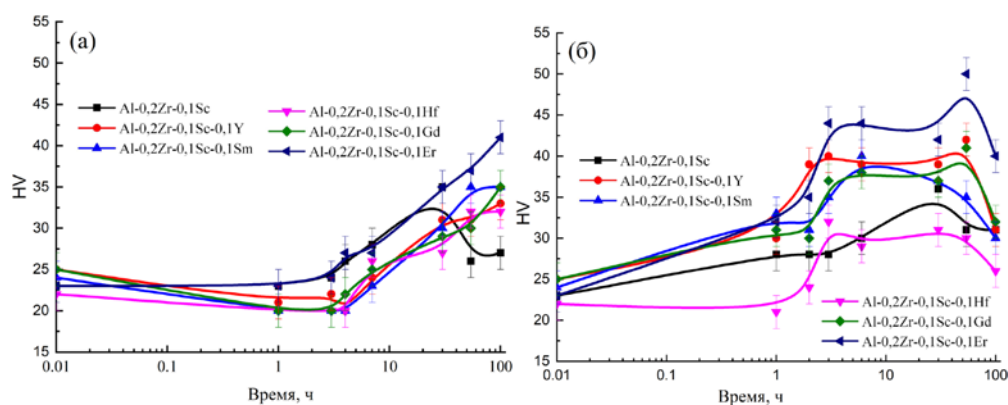


Рис. 1.
Зависимости
твердости от
времени отжига
при
температурах
250 (а) и 370 °С
(б)

Для предварительной оценки влияния примесей железа и кремния проведен анализ фазового состава и упрочнения слитков сплавов Al-0,2Zr-0,1Sc с добавкой 0,2Y и Al-0,2Zr-0,05Sc с добавками 0,2Y и 0,3Er, выплавленных на алюминии марок А85 и А99.

В структуре сплава Al-0,2Zr-0,1Sc (А99) выявляются только зерна алюминиевого твердого раствора. При введении 0,2Y образуются включения фазы Al_3Y . Цирконий и скандий во всех композициях полностью входят в твердый раствор на основе алюминия. В сплаве Al-0,2Zr-0,1Sc(А85) по данным рентгенофазового анализа выявлены пики, отвечающие фазам (Al,Fe,Si) и (Al,Fe,Sc). Введение в этот сплав 0,2Y приводит к образованию фаз Al_3Y и $Al_{10}Fe_2Y$. В сплаве Al-0,2Zr-0,1Sc(А99) отмечены небольшие пики, соответствующие фазе (Al,Fe,Si), а при введении в него 0,2Y образуется только фаза Al_3Y . Сплав Al-0,2Zr-0,1Sc(А99) после 24 часов отжига показывает примерно тот же уровень твердости, что и Al-0,2Zr-0,1Sc(А85), но последующий отжиг вплоть до 100 часов приводит к росту твердости до 47 HV (рис. 2). Такой эффект можно объяснить тем, что примеси Fe и Si связывают часть Sc в фазы кристаллизационного происхождения, в результате чего твердый раствор обедняется Sc и снижается эффект упрочнения, а также кремний приводит к ускорению распада и последующей коагуляции дисперсоидов. Примерно та же ситуация наблюдается после отжига при 300 °С. Только в этом случае временной максимум твердости смещается к 3 и 12 часам отжига для сплавов Al-0,2Zr-0,1Sc(А85) и Al-0,2Zr-0,1Sc(А99), соответственно (рис. 2). При этом разница в максимальной твердости уменьшается до 4 HV, а скорость разупрочнения Al-0,2Zr-0,1Sc(А85) несколько выше. Отжиг этих же сплавов при 370 °С (рис. 2) не приводит к существенному приросту твердости и не показывает эффекта влияния примесей на изменение твердости. Введение 0,2%Y в сплавы Al-0,2Zr-0,1Sc(А85) и Al-0,2Zr-0,1Sc(А99), как показал микроструктурный анализ, не приводит к связыванию скандия в фазы кристаллизационного происхождения. В результате кинетика упрочнения при всех рассматриваемых температурах слабо изменяется при рассмотрении влияния примесей. Однако есть некоторые особенности влияния добавки Y после отжига при 300 и 370 °С.

Так, например, после 6 часов отжига при 300°C достигается примерно одинаковый максимальный эффект упрочнения до 41-42 HV в сплавах Al-0,2Zr-0,1Sc(A85) и Al-0,2Zr-0,1Sc-0,2Y(A85) (рис. 2). Последующий отжиг приводит к более существенному разупрочнению сплава без добавки Y до 28 HV в сравнение с 34 HV в сплаве с добавкой Y после 100 часов выдержки. Этот факт снова косвенно говорит о повышении термической стабильности скандиево-циркониевых дисперсоидов при введении Y, скорее всего за счет образования фазы $Al_3(Y,Sc,Zr)$.

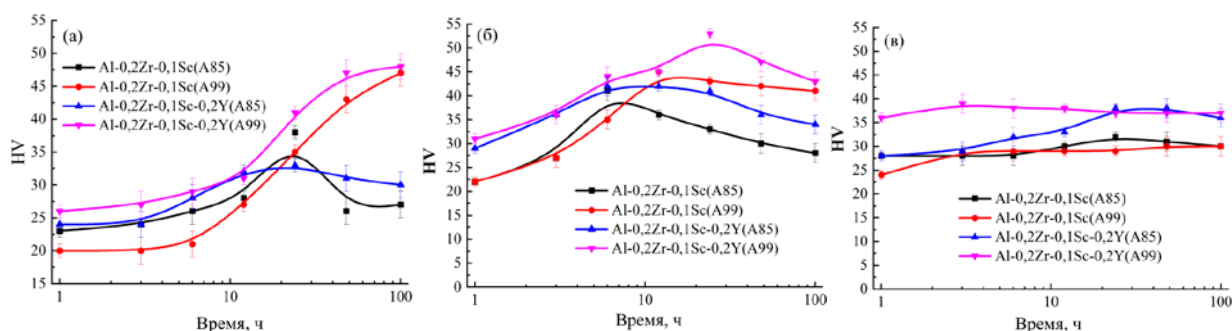


Рис. 2. Зависимости твердости от времени отжига при температурах 250 (а), 300 (б) и 370 °C (в)

По результатам предварительной оценки эффективности малых добавок РЗМ для дальнейшего детального исследования выбраны Y, Er, Gd, а также Yb, который показывал высокую эффективность как малая добавка в алюминиевых сплавах, как показано в Главе 1.

Далее рассмотрено влияние малых добавок РЗМ (Y, Yb, Er) отдельно и комплексно и режимов термомеханической обработки на фазовый состав, упрочнение при отжиге слитков и листов сплавов Al-Sc. Сплавы составов:

- Al-0,2Sc-0,2Y (Al-Sc-Y) и Al-0,2Sc-0,2Y-0,3Yb (Al-Sc-Y-Yb),
 - Al-0,2Sc-0,2Y-0,3Er (Al-Sc-Y-Er),
 - Al-0,05Sc-0,3Er-0,3Yb (Al-005Sc-Er-Yb) и Al-0,2Sc-0,3Er-0,3Yb (Al-02Sc-Er-Yb)
- выплавлены на алюминии А99.

Образцы слитков исследуемых композиций отжигали в интервале температур 300-440°C (рис.3). Нижняя граница обуславливает наибольшее упрочнение сплавов системы Al-Sc (Глава 1), а верхняя граница – наибольшая температура гомогенизации магналиев. Изучение кинетики упрочнения в процессе отжига при повышенной температуре было проведено, в том числе, для определения эффективности добавок при легировании магналиев (Глава 4). Для сплава Al-Sc-Y проведен отжиг при 370-440°C, а для сплава Al-Sc-Y-Yb использована в дополнение температура 300°C. Отжиг сплава Al-Sc-Y приводит к резкому росту твердости с 26 HV до примерно 45HV в первые 30 минут при всех трех температурах. Увеличение времени отжига при 370°C до 12 часов не приводит к существенному изменению твердости. При 400°C после часового пикового отжига (49HV)

твердость снижается до 34 HV после 12 часов. При повышении температуры до 440°C разупрочнение начинается сразу после 0,5 часа и твердость снижается практически до исходного значения. Кинетика упрочнения при отжиге слитков сплава Al-Sc-Y-Yb примерно такая же. Исходная твердость сплава Al-Sc-Y-Yb немного выше за счет большей доли частиц фаз кристаллизационного происхождения и легированности (Al) и составляет примерно 32HV. С увеличением температуры отжига сокращается время достижения максимума твердости с 3-4 часов до 0,5 часа. Максимальный прирост твердости в 38HV достигается после отжига при 300°C, а при более высоких температурах максимум существенно ниже. При этом разупрочнение при увеличении времени выдержки усиливается с ростом температуры.

Рост твердости связан с образованием наноразмерных L_{12} дисперсоидов, а разупрочнение с повышением температуры и времени - с уменьшением их объемной доли и коагуляцией. Теоретические аспекты упрочнения в сплавах Al-Sc-Y и Al-Sc-Y-Yb подтверждены результатами структурных исследований в ПЭМ.

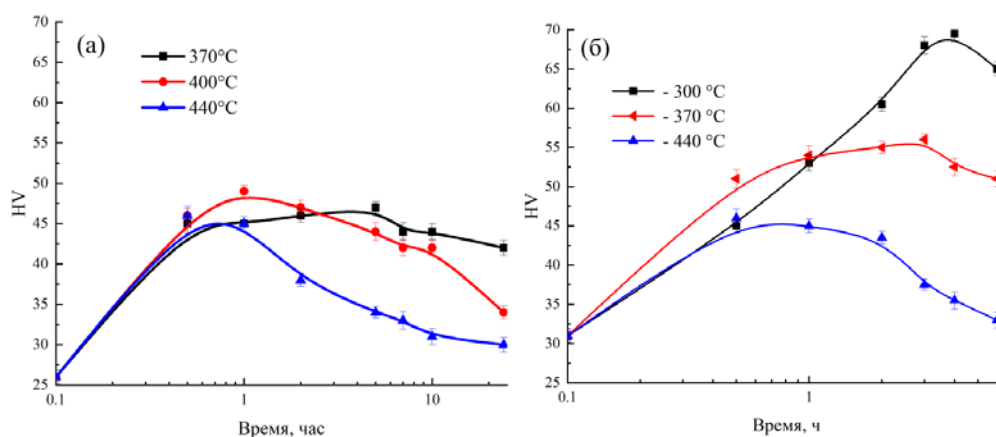


Рис. 3.
Зависимости
твердости от
времени
отжига
слитков
сплавов Al-Sc-Y
(а) и Al-Sc-Y-Yb
(б)

Структура сплава Al-Sc-Y исследована после пикового отжига (400°C, 1 час) и после разупрочнения (400°C, 5 часов) (рис.4). В матрице (Al) достаточно однородно распределены частицы дисперсоидов с L_{12} структурой согласно электронограммам в оси зоны [111]. Согласно общей теории и наличию одного типа частиц с примерно одинаковым размером можно заключить, что представленные частицы соответствуют фазе L_{12} - $Al_3(Y,Sc)$. Обычно дисперсоиды L_{12} - Al_3Sc зарождается гомогенно. В случае же сплава Al-Sc-Y с иттрием L_{12} - $Al_3(Y,Sc)$ дисперсоиды представлены как однородно распределенные в теле зерна, так и расположенные в строчках вдоль дислокаций. Иными словами зарождение L_{12} - $Al_3(Y,Sc)$ дисперсоидов проходит как гомогенно, так и гетерогенно. Средний размер дисперсоидов в сплаве Al-Sc-Y после 1 часа отжига при 400°C составляет 11 ± 2 нм и увеличивается до 25-30 нм после 5 часов отжига. В сплаве Al-Sc-Y-Yb также выявлено наличие одного типа L_{12} - $Al_3(Y,Yb,Sc)$ дисперсоидов размером 8 ± 2 нм после 3 часов отжига при 300°C, обеспечивающего максимальное упрочнение

слитка. $L1_2$ - $Al_3(Y,Yb,Sc)$ дисперсоиды преимущественно гомогенно распределены в матрице.

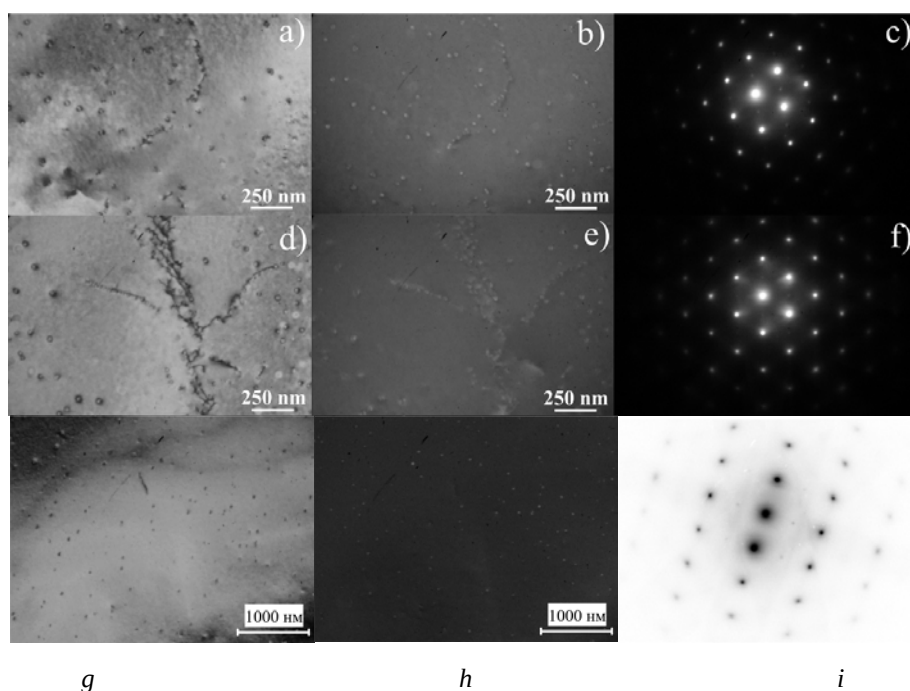


Рис. 4. Микроструктура (ПЭМ) сплава Al-Sc-Y после отжига слитка при 400°C в течение 1 часа (a-c) и 5 часов (d-f) и сплава Al-Sc-Y-Yb после отжига слитка при 300°C в течение 3 часов (a,d,g – светлопольное изображение, b,e,h – темнопольное изображение, c,f – электронограммы в оси зоны [111], i – электронограмма в оси зоны [112])

После отжига, обеспечивающего максимальную твердость, слитки сплавов Al-Sc-Y и Al-Sc-Y-Yb прокатаны в горячую при температуре отжига на максимальную твердость с толщины 20 мм до 10 мм, и затем при комнатной температуре до листов толщиной 1 мм.

Твердость листов сплавов Al-Sc-Y и Al-Sc-Y-Yb после прокатки составила примерно 62 и 67 HV (рис.5). Зеренная структура сплава Al-Sc-Y-Yb сохраняется нерекристаллизованной вплоть до 450°C. При температуре же 550°C полностью проходит рекристаллизация с резким снижением твердости. Аналогичная зеренная структура отмечена в сплаве Al-Sc-Y. Иттербий не оказал существенного влияния на температуру начала рекристаллизации, она осталась в интервале 450-550°C. Однако отмечено существенное влияние добавки иттербия на кинетику изменения твердости в процессе отжига прокатанных листов. На температурной зависимости твердости при 300-350°C отмечено появление локального максимума твердости. Так же повышение твердости выявлено на временной зависимости при 300°C. Через 0,5 часа отжига при 300°C твердость возрастает с 67HV до 76HV и практически не изменяется при увеличении времени отжига до 7 часов. Накопление дефектов при прокатке повышает вероятность гетерогенного зарождения дисперсоидов и упрочнение можно связать с дораспадом алюминиевого твердого раствора и повышением плотности распределения дисперсоидов Al_3Me . Таким образом, можно предположить, что добавка иттербия стимулирует гетерогенное зарождение дисперсоидов Al_3Me . С другой стороны сплав Al-Sc-Y до прокатки был отожжен и прокатан при большей температуре, чем сплав Al-Sc-Y-Yb

(400°C против 300°C), что могло стимулировать дораспад в процессе горячей прокатки сплава Al-Sc-Y. В результате после отжига при температурах 150-300°C твердость сплавов либо практически не снижается, либо увеличивается и не изменяется с течением времени до 7 часов отжига, что говорит о высокой термической стабильности структуры сплавов Al-Sc-Y и Al-Sc-Y-Yb.

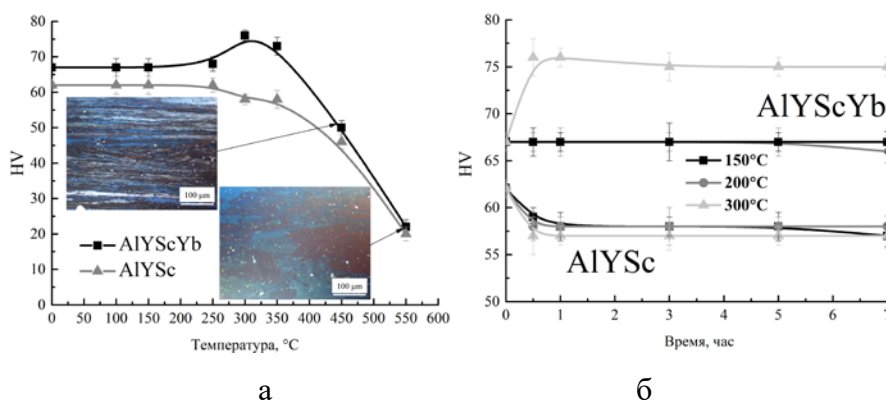


Рис. 5. Зависимость твердости от времени отжига 1 мм листов при температурах 100-550 °C в течение 1 часа (а) и при температурах 150, 200 и 300 °C в течение разного времени (б) сплавов Al-Sc-Y и Al-Sc-Y-Yb

В деформированном состоянии предел текучести сплава Al-Sc-Y-Yb составляет 212 МПа, в процессе отжига при 200 °C не изменяется, и увеличивается до 231 МПа после 1 часа отжига при 300°C. Предел текучести сплава Al-Sc-Y-Yb на 30-50 МПа выше, чем в сплаве Al-Sc-Y. Для сравнения предел текучести электротехнического алюминия примерно в два раза меньше – 110 МПа для сплава марки 1350. Оба новых сплава имеют существенно большие прочностные свойства и термическую стабильность. Электропроводность сплава Al-Sc-Y-Yb с увеличением температуры и времени отжига увеличивается с 54% до 54,9% (отжиг 200°C) и 57,7% IACS (отжиг 300°C), что вызвано уменьшением числа дефектов. Увеличение плотности дисперсоидов, приводящие к росту твердости и предела текучести, так же оказывает существенное влияние на повышение электропроводности, связанное с обеднением алюминиевой матрицы. При этом электропроводность сплава Al-Sc-Y существенно выше и составляет 60,2-61,5% IACS после отжига при 200-300°C.

В комплексе свойств сплав Al-Sc-Y имеет большую электропроводность (61,5% IACS против 61% IACS), чем сплав марки 1350 и существенно больший предел текучести (183 МПа против 110 МПа) после 7 часов отжига при 300°C. Отметим, что при не критичном снижении электропроводности в сплаве Al-Sc-Y-Yb, в сравнении с электротехническим алюминиевым сплавом 1350, новый сплав имеет значительно больший предел текучести – 226-231 МПа против 110 МПа для сплава 1350 (A5E).

В параллель сплавам Al-Sc-Y и Al-Sc-Y-Yb, рассмотренным выше, на примере сплава Al-0,2Sc-0,2Y-0,3Er (Al-Sc-Y-Er) показано влияние эрбия и, самое важное, влияние различных режимов термдеформационной обработки на структуру и свойства новых

проводников. Максимальное упрочнение за счет выделения $L1_2$ дисперсоидов фазы $Al_3(Sc,Y,Er)$ достигнуто после 7 часов отжига при температуре $300^\circ C$. На рис. 6 представлена микроструктура слитка сплава после отжига, обеспечивающего максимальную твердость. Размер выделений не превышает 10 нм. Частицы фазы $Al_3(Y,Er,Sc,)$ выделены на изображениях ПЭМ, на электронограммах присутствуют соответствующие рефлексы, расположенные между основными от решетки (Al).

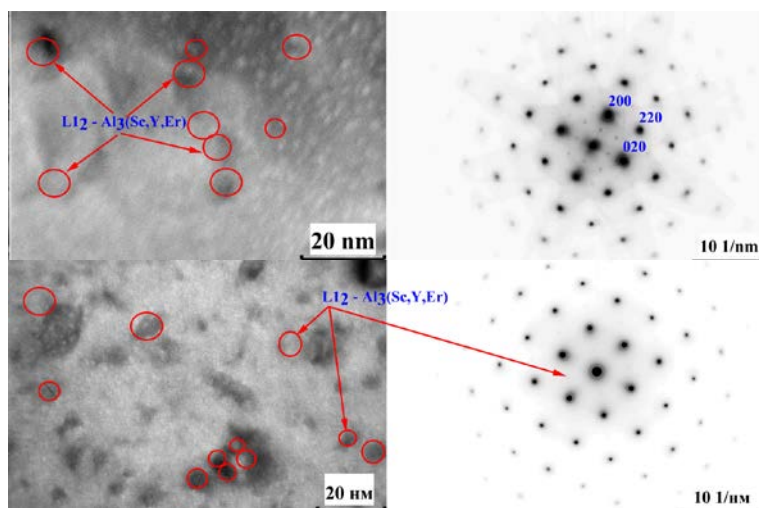


Рис. 6. Микроструктура (ПЭМ) и микроэлектронограммы (оси зон $[100]$ и $[110]$ для изображений при больших увеличениях) сплава Al-Sc-Y-Er после отжига при $300^\circ C$ в течение 7 часов

Далее слитки сплава Al-Sc-Y-Er прокатаны по 4 режимам (P1-P4), схемы которых приведены в главе 2 диссертации. Ключевое отличие режимов прокатки - это применение (P2 и P4) или не применение (P1 и P3) перед прокаткой отжига на максимальную твердость, а так же наличие (P3 и P4) или отсутствие (P1 и P2) горячей прокатки в общем цикле получения листа. Твердость листов, прокатанных без предварительного отжига (P1 и P3) составила примерно 52 HV. Наличие же в структуре сплавов дисперсоидов перед прокаткой (P2 и P4) привело к существенно большей твердости листов – 60-65 HV (рис. 7).

В листах, полученных по режиму P1 (холодная прокатка слитка), происходит существенное упрочнение в процессе отжига после прокатки (рис.7). При этом с увеличением температуры с $270^\circ C$ до $300^\circ C$ достигается одинаковая максимальная твердость в 66 HV после 7 и 3 часов соответственно. Для сравнения в слитке в процессе отжига при $300^\circ C$ максимум твердости в 61 HV достигается за 7 часов, а при $270^\circ C$ – за 24. Холодная прокатка существенно ускоряет распад (Al), позволяя достигнуть большей твердости в листах, чем в слитке. Накопленные в процессе холодной прокатки дефекты стимулируют упрочнение за счет выделения $L1_2$ дисперсоидов, что говорит о превалировании гетерогенного механизма зарождения. Тот же тезис можно подтвердить по результатам анализа эволюции твёрдости образцов, полученных по режиму P2. Отжиг листов, отожженных перед прокаткой на максимальную твердость, при температурах 270-

300°C приводит к росту твердости на 6-8 HV. Т.е. термического стимула для полного распада твердого раствора при отжиге слитка не достаточно. В совокупности с последующей холодной прокаткой и отжигом при 300°C в течение 5-7 часов сплав демонстрирует максимальную твердость в 68 HV. В процессе отжига при 330°C также наблюдается некоторое упрочнение, которое после 1 часа перекрывают процессы полигонизации вместе с укрупнением дисперсоидов, приводящие к снижению твердости.

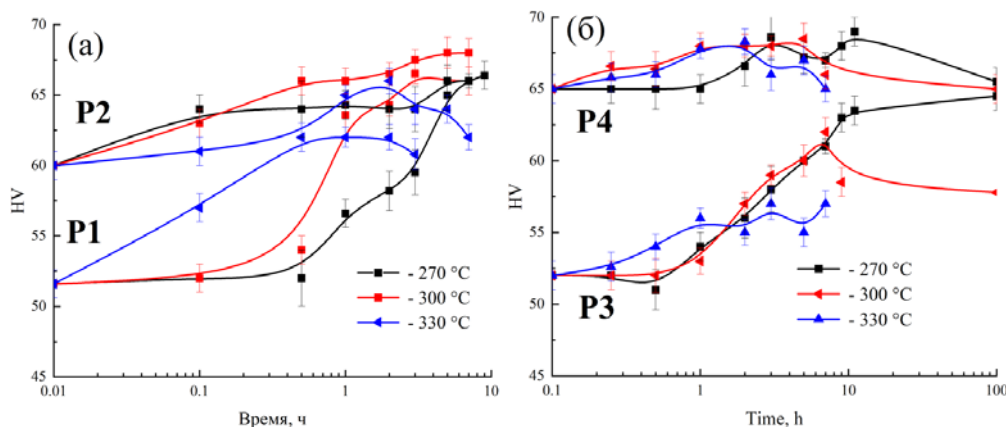


Рис. 7.
Зависимости
твердости от
времени отжига
листов сплава Al-
Sc-Y-Er

Предварительный отжиг и горячая прокатка (P4) привели к полному распаду твердого раствора, достижению максимальной твердости и ее стабильности в процессе пост деформационного отжига при 270-330°C вплоть до 100 часов выдержки. Наличие дисперсоидов является эффективным стопором дислокаций, что препятствует разупрочнению, связанному с возвратом и полигонизацией. Наличие только горячей прокатки в режиме P3 (без предварительного отжига) не достаточно для эффективного и полного распада твердого раствора. В результате только последующий отжиг приводит к интенсивному росту твердости. Максимальный прирост твердости отмечен после 100 часов отжига при 270°C, когда твердость составила 64,5HV. При более высоких температурах отжига 300-330°C процессы полигонизации превалируют над упрочнением и уровень твердости соответствует более низким значениям в 55-62 HV. Как общее промежуточное заключение можно отметить, что все 4 режима термомеханической обработки могут обеспечить высокую твердость 57-68 HV и термическую стабильность сплава вплоть до 100 часов и 300°C. Максимальную твердость 68 HV в кратчайшее время 2-3 часа при всех температурах обеспечивает режим P4, включающий предварительный отжиг, горячую и холодную прокатку.

Существенно более однородная структура получена в сплаве Al-Sc-Y-Er после отжига, горячей и холодной прокатки (P4) и последующего отжига при 300°C в течение 7 часов. Пост деформационный отжиг сформировал однородную полигонизованную структуру с размером субзерен 800 ± 50 нм. Форма, размер и распределение L1₂-дисперсодов в листе P4 (рис.8) не изменились в сравнение с тонкой структурой слитка,

отожженного на максимальную твердость перед прокаткой. $L1_2$ -дисперсоды определяют контроль за однородностью субструктуры листов. В листах сплава Al-Sc-Y-Er, полученных по режиму P4 получена существенно более однородная и дисперсная структура, что и определило их более высокую твердость.

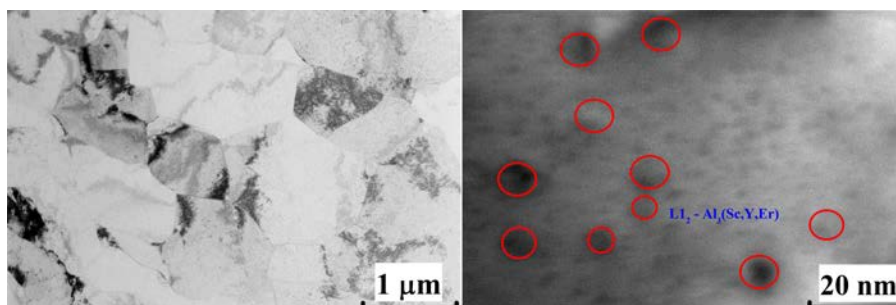


Рис. 8. Микроструктура (ПЭМ) листа сплава Al-Sc-Y-Er полученного по режиму P4 после отжига при 300°C в течение 7 часов

Предварительно отожженный перед прокаткой лист (P2 и P4) имеет предел текучести 190-195 МПа. С увеличением времени отжига при 300 °С с 1 до 7 часов предел текучести практически не изменяется, а после 100 ч незначительно снижается до 180 МПа (P2) и 185 МПа (P4). При этом относительное удлинение с увеличением времени отжига растет до примерно 14%, за счет обеднения (Al) и уменьшения концентрации дефектов. По тем же причинам происходит рост электропроводности в листах с увеличением времени отжига при 300 °С. При этом наименьшее снижение предела текучести со 190 МПа до 185 МПа получено в листах P4, в которых достигнута максимальная электропроводность 61%IACS после 100 часов отжига при 300°C. 100 часовой отжиг выравнивает электропроводность нового сплава с электропроводностью электротехнического сплава 1350 (A5E), который имеет существенно меньший предел текучести 110 МПа. **В результате наилучшего сочетания предела текучести (185 МПа) и электропроводности (61%IACS) в сплаве Al-Sc-Y-Er удалось достигнуть после термомеханической обработки по режиму P4 (отжиг, горячая и холодная прокатка) и последующего 100-часового отжига при 300°C.**

Далее рассмотрено влияние малых добавок РЗМ (Y, Er, Yb, Gd) отдельно и комплексно и режимов термомеханической обработки на фазовый состав, упрочнение при отжиге слитков и листов сплавов Al-Zr. Проводники из сплавов без скандия будут более дешевыми, а основным недостатком сплавов Al-Zr без добавки скандия и других РЗМ является весьма неоднородный распад твердого раствора, протекающий в течение очень продолжительного времени. Добавки рассматриваемых РЗМ, так же как и примесь кремния, могут существенно ускорить распад пересыщенного при литье твердого раствора, повысив при этом и эффект упрочения. Для технически чистого Al примесь кремния всегда сопровождает примесь железа. Использование технически чистого

алюминия для производства проводников дает дополнительный экономический эффект.

Сплавы составов:

- Al-0,2Y-0,3Er (Al-Y-Er) и Al-0,3Zr-0,2Y-0,3Er (Al-Zr-Y-Er),
- Al-0,3Zr (Al-Zr), Al-0,3Zr-0,2Y (Al-Zr-Y), Al-0,3Zr-0,3Er (Al-Zr-Er), Al-0,3Zr-0,3Yb (Al-Zr-Yb), Al-0,3Zr-0,3Gd (Al-Zr-Gd) выплавлены на алюминии А99 с использованием лигатур согласно Главе 2 и сплавы:
- Al-0,3Zr-0,5Fe-0,5Si (Al-Zr-Fe-Si) Al-0,3Zr-0,2Y-0,5Fe-0,5Si (Al-Zr-Y-Fe-Si), Al-0,3Zr-0,3Er-0,5Fe-0,5Si (Al-Zr-Er-Fe-Si), Al-0,3Zr-0,3Yb-0,5Fe-0,5Si (Al-Zr-Yb-Fe-Si), Al-0,3Zr-0,3Gd-0,5Fe-0,5Si (Al-Zr-Gd-Fe-Si) выплавлены на алюминии А0.

Сплав Al-Y-Er был исследован для демонстрации возможного получения сплавов без основных дисперсоидообразующих элементов скандия и циркония. Для сравнения изменений в тонкой структуре образцы сплавов Al-Y-Er и Al-Zr-Y-Er отожжены при 300°C в течение 3 часов (рис.9). Согласно энерго-дисперсионному анализу в ПЭМ и полученным изображениям в (Al) сплава Al-Y-Er выявлены дисперсоиды фазы $Al_3(Er,Y)$ размером около 8 нм. В то же время в сплаве Al-Zr-Y-Er отмечено наличие комплексных более мелких дисперсоидов $Al_3(Er,Y,Zr)$ размером около 5 нм. Цирконий тормозит рост дисперсоидов $Al_3(Er,Y)$ за счет образования структуры ядро-оболочка. Более диффузионно-подвижные атомы иттрия и эрбия образуют ядро, а цирконий закрывает собой оболочку, препятствуя росту дисперсоидов.

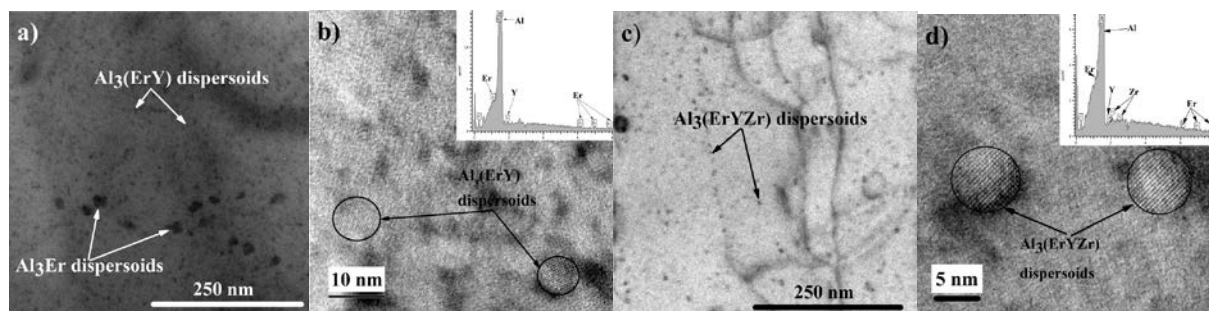


Рис. 9. Микроструктура сплавов Al-Y-Er (a,b) и Al-Zr-Y-Er (c,d) после отжига при 300 °С в течение 3 часов и спектры с нано-частиц

После отжига при 300 °С в течение 3 часов сплавы были прокатаны по режиму Р4 (Глава 2) до листов толщиной 1 мм. В деформированном состоянии сплавы Al-Y-Er и Al-Zr-Y-Er имеют высокий предел текучести 130 и 144 МПа соответственно, при отличной пластичности 10-10,9%. Отжиг сплава Al-Y-Er при 150°C приводит к небольшому снижению предела текучести до 126 МПа, а электропроводность при этом составляет 63%IACS. В таком состоянии новый сплав Al-Y-Er существенно превосходит и по пределу текучести и по электропроводности электротехнический алюминий 1350 (А5Е). Добавка циркония обеспечивает сплаву Al-Zr-Y-Er примерно на 20 МПа больший предел текучести и меньшую электропроводность в 57-57,6%IACS. Большая объемная доля

дисперсоидов $\text{Al}_3(\text{Er}, \text{Y}, \text{Zr})$ и, вероятно, не полностью прошедший распад по цирконию, сильнее снижают электропроводность сплава Al-Zr-Y-Er . При этом сильнее всего влияют растворенные в матрице (Al) атомы. Именно вопросу возможности ускоренного и более полного прохождения распада твердого раствора будут посвящены следующие результаты главы.

Влияние примесей железа и кремния на эффект упрочнения в сплавах Al-Zr-Yb-Fe-Si и Al-Zr-Gd-Fe-Si в сравнение со сплавами Al-Zr-Yb и Al-Zr-Gd представлено на рис.10 в виде зависимостей твердости от времени отжига слитков при температурах 360-440°C. Твердость слитков сплавов Al-Zr-Yb-Fe-Si и Al-Zr-Gd-Fe-Si составила примерно 33HV. В сплавах с примесями отмечено существенное упрочнение, протекающее за счет распада твердого раствора. Наибольший упрочняющий эффект достигнут после отжига при 360°C, когда твердость составила 57HV. С увеличением температуры отжига до 400 и 440°C упрочняющий эффект снижается. Снижение упрочняющего эффекта объясняется ростом продуктов распада твердого раствора и снижением их объемной доли. Эффект кремния как ускорителя распада твердого раствора был показан другими авторами на примере сплава Al-Zr-Yb . Кремний обеспечивает образование большего количества центров L_{12} структурированных дисперсоидов $(\text{Al}, \text{Si})_3(\text{Yb}, \text{Zr})$, замещая при этом в них атомы алюминия. Данный эффект объяснен ускорением диффузии атомов циркония, которые быстрее диффундируют в паре с атомом кремния. В исследованном сплаве Al-Zr-Yb-Fe-Si с 0,5% примеси железа и кремния каждого достигнут существенно больший эффект упрочнения. В сплаве же с гадолинием такое явление показано впервые.

В тонкой структуре твердого раствора сплавов Al-Zr-Yb-Fe-Si и Al-Zr-Gd-Fe-Si после 24 часов отжига при 360°C выявлено три типа частиц дисперсоидов. Основная часть упрочняющих дисперсоидов – это типичные L_{12} дисперсоиды размером 4-5 нм (рис.11), которые однородно распределены в матрице (Al). Также в структуре выявлены два типа единичных в поле зрения частиц: сферические размером около 40 нм с квазикристаллической структурой и кремниевые дисперсодиды прямоугольной формы той же длины (выделены кругами на изображении).

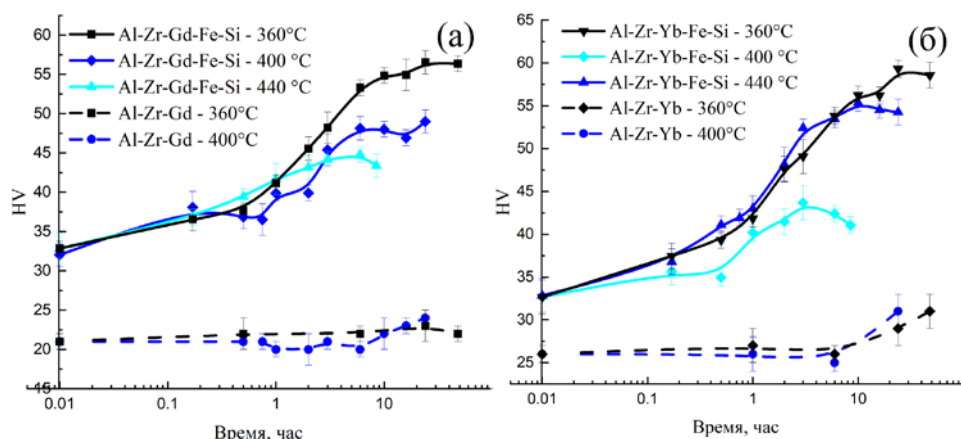


Рис. 10.
Зависимости
твердости от
времени отжига
слитков сплавов с
Gd (a) и Yb (б)

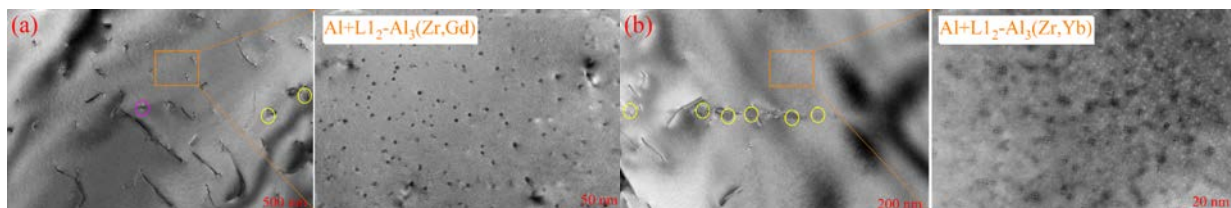


Рис. 11. Микроструктуры (ПЭМ) сплавов Al-Zr-Gd-Fe-Si (a) и Al-Zr-Yb-Fe-Si (b) после отжига при 360°C в течение 24 часов: отмечены различные типы выделений

Из слитков сплавов Al-Zr-Yb-Fe-Si и Al-Zr-Gd-Fe-Si получены листы толщиной 1 мм по 4 режимам P1-P4, схемы которых приведены в главе 2, а отличия представлены ранее. В процессе прокатки частицы фаз кристаллизационного происхождения дробятся и выстраиваются в направлении прокатки в виде около сферических включений размером примерно 1 мкм.

Тонко разветвленные кристаллы фазы Al_3Fe_2Si и вытянутые белые частицы фаз с Yb или Gd длиной 10-20 мкм фрагментированы в компактные включения размером $0,67 \pm 0,04$ мкм. Объемная доля фаз кристаллизационного происхождения в структуре составляет $2,5 \pm 0,4\%$. Средний размер частиц и их объемная доля одинаковы с учетом доверительного интервала для всех листов, полученных по четырем режимам. Все 4 режима содержат большую долю конечной холодной прокатки (2,3-2,9 по логарифмической шкале), которая формирует во всех листах близкую структуру. Вклад от частиц фаз кристаллизационного происхождения размером 0,67 мкм с объемной долей 2,5% в предел текучести составит примерно 9 МПа согласно уравнению Орована.

Атомное содержание Zr и Gd или Yb в алюминиевом твердом растворе согласно точечному анализу в СЭМ составляет примерно 0,09% и 0,05% соответственно. Столь малое содержание РЗМ при этом обеспечивает образование нанодисперсоидов размером около 4 нм (рис. 11), при расчетной объемной доле 0,56%. Расчетная доля может быть определена как сумма долей фаз Al_3Zr и Al_3Gd или Al_3Yb , исходя из двойных систем. Для экспериментально определенного содержания РЗМ доля фаз Al_3Zr и Al_3Gd или Al_3Yb составит примерно 0,36% и 0,2% соответственно. Расчетный основной вклад в значения

предела текучести сплавов при этом составит примерно 178 МПа в соответствии уравнением Орована.

Применение различных режимов термомеханической обработки направлено на активацию распада (или дораспада) пересыщенного при литье твердого раствора. Образование дисперсоидов является диффузионным процессом, требующим термодинамического стимула. Распад или образование дисперсоидов можно инициировать повышением температуры (отжиг слитков). При этом зарождение дисперсоидов может идти двумя путями – гомогенным и гетерогенным. В случае превалирования гетерогенного механизма зарождения термического стимула может быть не достаточно. В таком случае дефекты, а точнее, повышенная плотность дислокаций, формирующаяся в процессе прокатки, может быть дополнительным стимулом протекания полного распада твердого раствора, как в процессе горячей деформации, так и в процессе постдеформационного отжига. L_{12} дисперсоиды в листах сплава, полученного по режиму P1 (ХД), должны образовываться в процессе отжига после прокатки, т.е. могут иметь дополнительный стимул к повышенному количеству центров зарождения. Дораспад может протекать в процессе отжига листов, полученных по режиму P2 (О+ХД). L_{12} дисперсоиды будут образовываться *in situ* в процессе горячей прокатки в образцах, полученных по режиму P3 (ГД+ХД), а также и при постдеформационном отжиге. Максимально полный распад должен обеспечить режим P4 (О+ГД+ХД).

Первый процесс, который протекает в листах сплавов при отжиге – это распад твердого раствора с выделением дисперсоидов. Второй процесс – это разупрочнение, обусловленное возвратом, полигонизацией и рекристаллизацией. Частицы фаз кристаллизационного происхождения около микронного размера играют роль центров зарождения рекристаллизованных зерен (particle stimulated nucleation (PSN) effect). Как было ранее показано, размер, распределение и объемная доля частиц фаз кристаллизационного происхождения во всех состояниях одинаковы, а сплавы демонстрируют различное рекристаллизационное поведение. Это означает, что ключевую роль в рекристаллизации играют дисперсоиды. Представленное теоретическое представление о процессах, протекающих в исследуемых сплавах, полученных по разным режимам термомеханической обработки, подтверждено экспериментальными исследованиями структуры и твердости сплавов.

Для определения режимов, обеспечивающих оптимальное сочетание характеристик прочности при растяжении и электропроводности, листы сплавов отожгли при 300°C в течение 1 и 100 часов, при 360°C в течение 10 часов и при 400°C в течение 1 часа (для листов P2 и P4). Общее важное заключение, которое подтверждает описанную ранее

теорию, заключается в том, что режимы Р2 и Р4 (с отжигом перед прокаткой) обеспечивают лучшее сочетание прочности и электропроводности. Предел текучести и предел прочности листов Р2 и Р4 находятся в интервале 170-200 МПа и 180-210 МПа соответственно. Оптимальные режимы термической обработки выбраны по максимальной электропроводности. Наибольшая электропроводность 55,7-56,8%IACS достигнута после 100 часов отжига при 300°C и часа при 360°C. В листах Р4 сплава Al-Zr-Yb-Fe-Si достигнуты максимальные прочностные свойства $\sigma_{0,2}=197$ МПа, $\sigma_b=210$ МПа при электропроводности 55,7%IACS. Наибольшая электропроводность 56,5%IACS при хороших прочностных характеристиках $\sigma_{0,2}=185-187$ МПа, $\sigma_b=200-205$ МПа получена в листах Р2 и Р2 сплава Al-Zr-Gd-Fe-Si после 10 часов отжига при 360°C. РЗМ устраняют вредное влияние кремния на электропроводность алюминия. Добавка гадолиния в сплав Al-Zr-Fe-Si приводит к повышению электропроводности листов Р4 с 56,0%IACS до 56,5%IACS после отжига при 360°C в течение 10 часов при примерно одинаковых прочностных свойствах. Такая же прочность в 200-210 МПа при большей электропроводности 59,7-60%IACS получена в листах сплавов Al-Zr-Sc, Al-Sc-Y и Al-Sc-Y-Er с большим содержанием дорогостоящего скандия и без примесей железа и кремния. Новые сплавы Al-Zr-РЗМ-Fe-Si могут быть выплавлены из самого дешевого технического алюминия А0 без дорогостоящего скандия.

В главе 4 показана возможность замены дорогостоящего скандия в магналиях на примере сплавов 1545К и 1570 и повышения высокотемпературных свойств силуминов на примере сплава типа АК5М. В качестве замены скандию рассмотрены добавки иттрия, эрбия и иттербия. Прочностные свойства силумина типа АК5М повышены совместным легированием цирконием и эрбием, иттрием, иттербием или гадолинием.

В первой части главы рассмотрено влияние замены части скандия в сплавах 1545К и 1570 на структуру и свойства листов:

- замена 0,15%Sc на 0,2%Y в сплаве 1545К (Al-4,7Mg-0,32Mn-0,21Sc-0,09Zr) – **сплав 1545КИ** (Al-4,7Mg-0,32Mn-0,15Sc-0,09Zr-0,2Y);
- замена 0,13%Sc на 0,38%Er в сплаве 1570 (Al-5,7Mg-0,4Mn-0,25Sc-0,1Zr) – **сплав 1570Э** (Al-5,7Mg-0,4Mn-0,12Sc-0,1Zr-0,38Er);
- замена 0,2%Sc на 0,3%Yb в сплаве 1570 с повышенным цирконием до 0,25% и сниженным марганцем до 0,2% и заменой марганца на 0,2%Cr – сплавы **1570МИт** (Al-6,0Mg-0,2Mn-0,05Sc-0,25Zr-0,3Yb) и **1570ХИт** (Al-6,0Mg-0,2Cr-0,05Sc-0,25Zr-0,3Yb).

Слитки сплавов 1545КИ, 1570Э, 1570МИт и 1570ХИт отжигали при температурах 300, 370 и 440°C в течение разного времени для обеспечения распада твердого раствора по РЗМ. Рост твердости в процессе отжига слитков сплавов 1545КИ, 1570Э, 1570МИт и

1570ХИт происходит за счет выделения $L1_2$ -дисперсоидов когерентных матрице. На рис. 12-14 представлены изображения ПЭМ образцов сплавов отожженных на максимальную твердость. В сплаве 1545КИ сферические когерентные частицы размером 20 ± 5 нм расположены в строчках на дислокациях, что говорит о преимущественном гетерогенном зарождении (рис.12). В сплаве 1570Э сферические частицы размером 25 ± 5 нм гомогенно распределены в матрице алюминиевого твердого раствора (рис.13). В сплавах 1570МИт и 1570ХИт (рис.14) дисперсоиды того же размера 20-25 нм выделяются как гомогенно в теле зерна, так и гетерогенно на дислокациях. Во всех случаях $L1_2$ -дисперсоиды должны соответствовать комплексным фазам $Al_3(P3M, Sc, Zr)$ со структурой ядро-оболочка. Более диффузионно подвижные РЗМ (Y, Er, Yb) занимают ядро, затем следует слой скандия и оболочка из циркония.

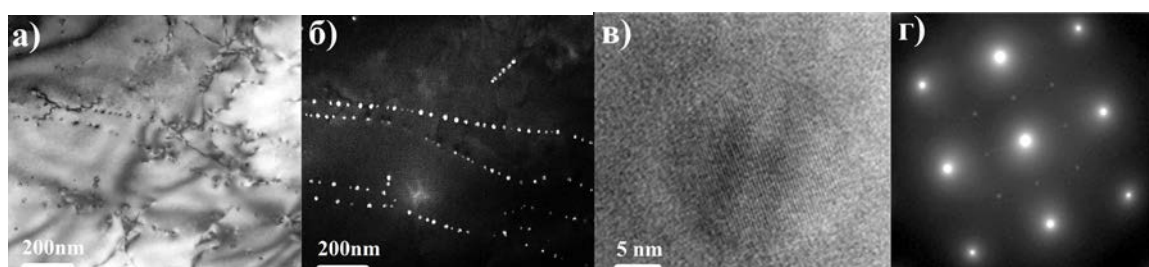


Рис. 12. Тонкая структура сплава 1545КИ после отжига при 440°C в течение 10 часов (а, в - светлопольное изображение, б – темнопольное изображение) и микроэлектроннограмма в оси зоны $[001]$ (г) (в – изображение когерентной частицы при большом увеличении)

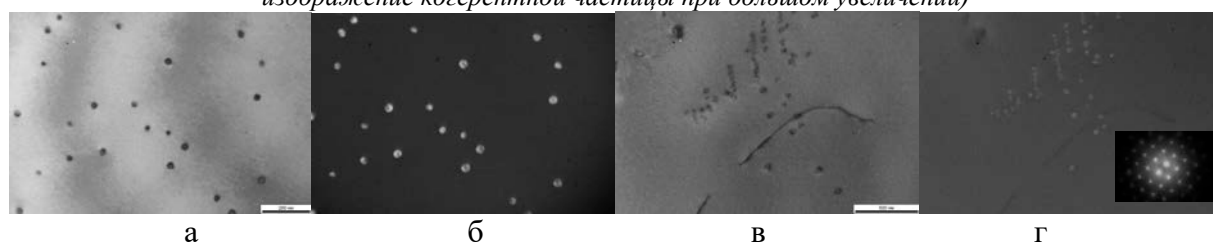


Рис.13. Тонкая структура сплава 1570Э после отжига при 370°C в течение 4 часов (а, в- светлопольное изображение, б, г – темнопольное изображение) и микроэлектроннограмма в оси зоны $[112]$

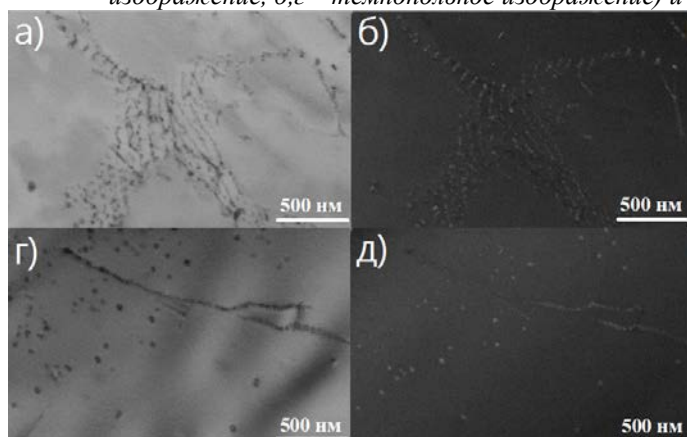


Рис. 14. Тонкая структура сплавов 1570МИт (а-в) и 1570ХИт (г-е) после отжига 440°C в течение 10 часов (а, г – светлопольное изображение, б, д – темнопольное изображение, в, е - электроннограммы)

После отжига на максимальную твердость слитки сплавов прокатаны до листов толщиной 2, 1 или 0,5 мм. Горячую прокатку проводили при температуре отжига на максимальную твердость. Слиток сплава 1545КИ прокатан в горячую с 20 до 10 мм, затем в холодную до 1 мм. Слитки сплава 1570Э прокатаны в горячую с 28 до 14 мм или с 20 до

4 мм и затем в холодную до 2 и 0,5 мм листов соответственно. Слитки сплавов 1570МИт и 1570ХИт покатаны в горячую с 28 до 6 мм и до 1 мм при комнатной температуре.

Замена части скандия на иттрий в сплаве 1545К позволила достигнуть того же уровня свойств в сплаве 1545КИ. В сплаве 1545КИ в отожженном после прокатки состоянии предел текучести составляет 330-390 МПа, предел прочности 389-434 МПа при удлинении 6,6-9,2%. В то же время в сплаве 1545К после лабораторной оптимизации технологии прокатки с увеличенной доли горячей деформации предел текучести составляет 365-380 МПа, предел прочности - 425-435 МПа при удлинении 10-11%.

Замена части скандия эрбием в сплаве 1570 и повышение доли накопленной деформации при холодной прокатке позволили повысить механические свойства в отожженном состоянии с предела текучести 353 МПа и предела прочности 463 МПа в сплаве 1570 до предела текучести 370-374 МПа и предела прочности 450-470 МПа в сплаве 1570Э.

Сплавы 1570МИт и 1570ХИт с сильно измененным составом в сравнение со сплавом 1570 также демонстрируют очень высокие показатели прочности в отожженном состоянии: предел текучести 338-414 МПа, предел прочности 443-475 МПа при удлинении в 5,4-10,5%.

Силумины с содержанием кремния более 4% отличаются хорошей технологичностью при литье, при этом невысокое содержание кремния должно обеспечить хорошую технологичность при обработке давлением, а добавки циркония и РЗМ снизить склонность к разупрочнению в процессе отжига после деформации и прочностные свойства при комнатной и повышенной температурах. На примере сплава типа АК5М (Al-5Si-1,3Cu-0,5Mg) показано влияние малых добавок пар дисперсоидообразующих элементов (0,1-0,15-0,2)%Zr и 0,15%Y (сплав АК5МЦрИ), (0,1-0,15-0,2)Er (сплавы АК5МЦрЭ01, АК5МЦрЭ015 и АК5МЦрЭ02), 0,15%Yb (сплав АК5МЦрИт) или 0,15%Gd (АК5МЦрГ) на микроструктуру, фазовый состав и свойства литейных и деформируемых сплавов.

Литая микроструктура сплавов и распределение легирующих элементов между фазами в выделенной области представлено на рис.15. Литая микроструктура состоит из алюминиевого твердого раствора (Al), эвтектики ((Al)+Si) и светлых включений. Согласно расчету неравновесной кристаллизации в литой структуре сплава АК5М так же должны присутствовать включения фаз $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$ и $\text{Q}(\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6)$, что подтверждено результатами анализа структуры в СЭМ. Цирконий во всех сплавах полностью входит в (Al) при литье, а содержание остальных РЗМ измерено в интервале 0,1-0,15 каждого. Данные фазы присутствуют в литой структуре всех сплавов, а отличия, вводимые РЗМ

будут, показаны ниже. Распределение элементов между двумя светлыми фазами показывает, что одна обогащена медью, вторая медью, магнием и кремнием. В сплаве АК5МЦрЭ01 присутствуют так же светлые включения, обогащенные кремнием, магнием, медью и эрбием (Al, Si, Cu, Mg, Er), в которых растворяется часть циркония (до 1 %ат. в фазе). Микроструктура сплавов АК5МЦрЭ015 и АК5МЦрЭ02 практически не отличается от микроструктуры сплава АК5МЦрЭ01 (рис.15б). Только в сплаве АК5МЦрЭ02 отмечено наличие иглообразных первичных кристаллов фазы, обогащенной цирконием и эрбием. Выделения первичных кристаллов фазы $Al_3(Zr, Er)$ являются эффективными центрами зарождения первичного алюминия ввиду близости параметра решетки, что подтверждает высокую модифицирующую способность исследуемых добавок. В результате, можно отметить, что для достижения эффективного модифицирования зерна и избегания образования избыточных грубых первичных кристаллов, сплав необходимо легировать эрбием и цирконием от 0,15 до 0,2% каждого.

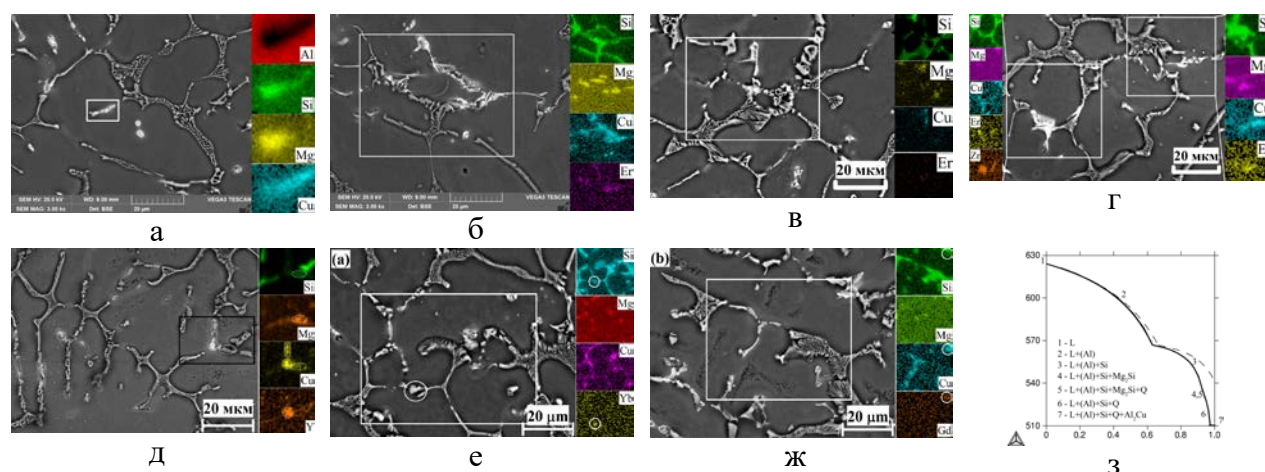


Рис. 15. Литая микроструктура (СЭМ) сплавов АК5М (а), АК5МЦрЭ01 (б), АК5МЦрЭ015 (в), АК5МЦрЭ02 (г), АК5МЦрИ (д) АК5МЦрИт (е) и АК5МЦрГ (ж), распределение легирующих элементов между фазами в выделенной области (белый прямоугольник) и неравновесная кривая охлаждения сплава АК5М (з) (пунктир – равновесная кривая)

В литой микроструктуре сплава АК5МЦрИ отмечено наличие фаз (Al,Cu,Y,Si) и (Al,Cu,Y), образованных Y. В выделенном белом круге присутствует две яркие частицы, обогащенных иттрием и медью – одна продолговатая более светлая и вторая компактная темнее. Продолговатая частица богатая медью и иттрием, скорее всего, соответствует фазе Al_8Cu_4Y , которая кристаллизуется в тройных и многокомпонентных сплавах системы Al-Cu-Y, как будет показано в следующей главе. Компактная частица содержит в дополнение кремний и может соответствовать фазе $Al_{11}Cu_2Y_2Si_2$, которая была выявлена в сплаве Al-Cu-Y с примесями кремния и железа, что также будет показано в следующей главе. В сплаве АК5МЦрИт отмечено наличие светлых включений фазы содержащей 30-40%Yb, 20-30%Si и Al. Данные частицы могут соответствовать фазе Al_4Si_4Yb , $Al_{10}Si_4Yb$ или Al_2Si_2Yb . В литой структуре сплава АК5МЦрГ гадолиний приводит к образованию

четверной фазы (Al,Cu,Gd,Si) с возможной формулой $Al_{15}Cu_2Si_2Gd$. Как известно, добавки РЗМ приводят к измельчению дендритной ячейки (Al). Полученные результаты также хорошо коррелируют с литературой. Размер дендритной ячейки в сплавах АК5М, АК5МЦрИт и АК5МЦрГ составил 18,7, 18,1 и 16,1 мкм соответственно.

В процессе гомогенизации перед закалкой при 495°C происходит фрагментация и сфероидизация кремния до среднего размера $2\pm 0,5$ мкм и растворение неравновесного избытка фаз θ и Q , в результате которого концентрация Cu и Mg в твердом растворе увеличивается. Максимальное содержание добавок в твердом растворе достигнуто после трех часов гомогенизации и в дальнейшем не изменяется. Состав твердого раствора по основным упрочнителям, обеспечивающим эффект от старения, во всех композициях практически одинаков. Светлые включения фаз с РЗМ не изменяют морфологии и не растворяются в процессе гомогенизации. Параллельно должен протекать распад твердого раствора с образованием дисперсоидов $Al_3(PZM,Zr)$, которые и должны повысить прочностные свойства при комнатной и повышенной температурах.

После трех часов гомогенизации при 495°C сплавы закалены и состарены в течение разного времени при температурах 150, 180 и 210°C. На примере сплавов АК5М, АК5МЦрЭ01, АК5МЦрЭ015, АК5МЦрЭ02 показана кинетика старения слитков. Кинетика старения носит обычный характер: с увеличением температуры уменьшается время достижения пиковой твердости, максимальная твердость достигнута после старения при 150 и 180°C. В сплаве АК5МЦрЭ01 отмечен больший прирост твердости при старении при 210°C и в среднем прирост твердости больше на 3-5HV.

Предел текучести исследуемых сплавов с РЗМ в количестве 0,15-0,2% после старения при 180°C в течение 3 часов **при комнатной температуре примерно одинаков 282-300 МПа, что на 42-60 МПа выше, чем в сплаве без РЗМ АК5М.** При 200°C предел текучести новых композиций также существенно выше и составляет 202-240 МПа против 178 МПа в сплаве АК5М.

Силумины, как деформируемые сплавы, используют в основном для получения присадочной проволоки для сварки. Несмотря на хорошую прочность, теплопроводность и литейные свойства, применение силуминов как проводников затруднено из-за низкой электропроводности 40-41%IACS. Использование другими авторами разных механизмов легирования и термомеханической обработки позволило повысить электропроводность до 45-52%IACS. Хорошего сочетания предела текучести 273 МПа и электропроводности 48,2%IACS удастся достигнуть в сплаве АК5МЦрЭ01 после прокатки и отжига при 210°C. Закалка и старение обеспечивают меньшую электропроводность, которую снижают границы рекристаллизованных зерен и продукты старения. Близкий аналог Al-4Si-0,8Mg-

0,6Fe с большей электропроводностью 52%IACS, но существенно меньшим пределом текучести 194 МПа был разработан ранее.

В главе 5 представлены результаты разработки новых высокотехнологичных сплавов на основе системы Al-Cu-PЗМ. На основе данных о тройных диаграммах Al-Cu-PЗМ (PЗМ=Y,Er,Yb,Gd) выбраны базовые тройные композиции Al-Cu-PЗМ с атомным соотношением Cu/PЗМ=4/1. Сплавы на данном квазибинарном разрезе имеют высокую температуру солидуса и узкий интервал кристаллизации. Затем определено влияние примесей Fe и Si на фазовый состав и свойства сплавов. После тройные сплавы последовательно легировали Zr, Zr и Mn, и комплексно Mg, Mn, Zr в присутствии примесей Fe и Si. На каждом этапе проведено детальное исследование эволюции микроструктуры и фазового состава в процессе термической и термомеханической обработки на свойства новых сплавов. Исследовано деформационное поведение новых комплексно легированных сплавов. PЗМ (Y,Er,Yb,Gd) впервые использованы не только как малые добавки модификаторы зерна и дисперсоидообразующие элементы, но и как основные легирующие элементы, несущие еще одну роль - эвтектикообразующих совместно с медью.

Новые литейные сплавы Al-Cu-PЗМ-Mg-Mn-Zr.

Сплавы Al-Cu-PЗМ-Mn-Zr, к составам которых пришли последовательным, легированием, демонстрируют высокий уровень прочностных свойств, но являются фактически термически не упрочняемыми. Основной путь повысить эффективность старения - это легирование магнием. Именно на этом основном заключающем моменте, на пути последовательного легирования, завершается разработка новых сплавов Al-Cu-PЗМ-Mn-Zr. В сплавы Al-Cu-PЗМ-Mn-Zr введен примерно 1%Mg для эффекта от старения, произведено модифицирование зерна добавкой 0,15%Ti. Сплавы Al-Cu-Y-Mg (Al-5,6Cu-2,0Y-1Mg-0,8Mn-0,3Zr-0,15Ti-0,15Fe-0,15Si), Al-Cu-Er-Mg (Al-5,4Cu-3,0Er-1,1Mg-0,9Mn-0,3Zr-0,15Ti-0,15Fe-0,15Si), Al-Cu-Yb-Mg (Al-4,1Cu-2,0Yb-1Mg-0,8Mn-0,3Zr-0,15Ti-0,15Fe-0,15Si) и Al-Cu-Gd-Mg (Al-4,5Cu-2,7Gd-1,1Mg-0,8Mn-0,3Zr-0,15Ti-0,15Fe-0,15Si) выплавлены на алюминии марки А7 при температуре 810-830°C. Сплавы с иттрием и эрбием разработаны с достаточно широким диапазоном по содержанию Cu и PЗМ для обеспечения лучших литейных свойств за счет большей доли эвтектики в литейных сплавах на верхней границе, и на нижнем уровне сплавы с лучшей технологичностью при прокатке. Сплавы с иттербием и эрбием узкого состава по легирующим добавкам являются одновременно и литейными и деформируемыми.

Сплавы с магнием Al-Cu-Y-Mg, Al-Cu-Er-Mg, Al-Cu-Yb-Mg и Al-Cu-Gd-Mg гомогенизировали в соответствии с солидусом, определенным по данным

дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК), при 575, 575, 555 и 565°C соответственно в течение 3 часов. В процессе гомогенизации протекают процессы растворения неравновесных фаз и фрагментации, сфероидизации и коагуляции равновесных интерметаллидов (рис. 16). Гомогенизация проходит точно также как и в сплавах без магния. Эвтектические частицы фрагментируются и сфероидизируются в компактные частицы размером около 1,5 мкм. Параллельно с гомогенизацией начинает протекать гетерогенизация с образованием дисперсоидов Zr и PЗМ и марганцовистых дисперсоидов.

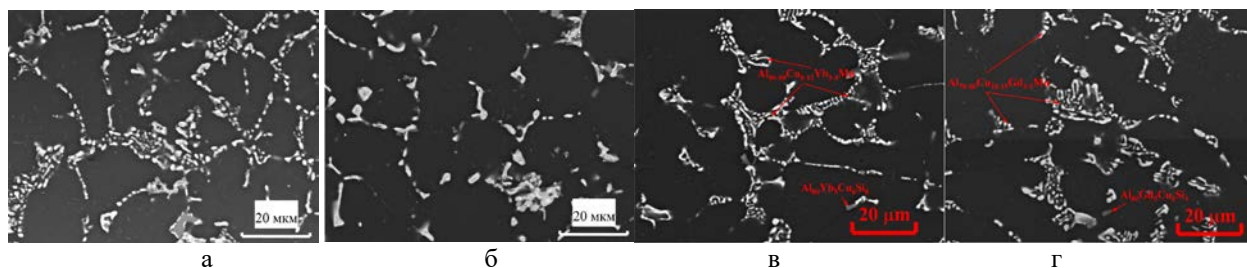


Рис. 16. Микроструктура сплавов Al-Cu-Y-Mg (а), Al-Cu-Er-Mg (б), Al-Cu-Yb-Mg (в) и Al-Cu-Gd-Mg (г) после 3 часов гомогенизации

После гомогенизации, закалки и старения при 210°C образцы сплавов Al-Cu-Yb-Mg и Al-Cu-Gd-Mg исследовали в ПЭМ. Исходя из экспериментально определенного содержания Zr, Yb, Gd, Mn при гомогенизации должно выделиться примерно 0,7% дисперсоидов $Al_3(PЗМ, Zr)$ и 0,4% фазы $Al_{20}Cu_2Mn_3$ в соответствии с термодинамическими расчетами. С учетом экспериментально определенного состава твердого раствора после гомогенизации и закалки при старении при 210°C должно образоваться примерно 4% фазы S согласно термодинамическим расчетам. Твердый раствор в исследуемых сплавах по меди и магнию близок к твердому раствору в жаропрочном деформируемом сплаве АК4-1, упрочнение при старении в которых происходит за счет метастабильных выделений фазы $S'(Al_2CuMg)$. В структуре сплавов Al-Cu-Yb-Mg и Al-Cu-Gd-Mg найдено 3 типа выделений. Выделения фаз $Al_{20}Cu_2Mn_3$ и $Al_3(PЗМ, Zr)$ образуются в процессе гомогенизации при температурах 555-565°C. Средний размер $L1_2-Al_3(Zr, Yb)$ and $L1_2-Al_3(Zr, Gd)$ дисперсоидов составил 28 ± 6 нм и 32 ± 4 нм соответственно (рис.17). Дисперсоиды фазы $Al_{20}Cu_2Mn_3$ имеют более компактную форму и меньший размер 100-200 нм, чем в сплавах Al-Cu-PЗМ-Mn-Zr, гомогенизированных при большей температуре. Дискообразные выделения метастабильной фазы $S'(Al_2CuMg)$, образованные при старении, имеют диаметр менее 100-200 нм при толщине около 1,5 нм, гомогенно распределены в матрице и обеспечивают существенное упрочнение при старении.

После старения, обеспечивающего максимальную твердость, при 210°C в течение 6 (для сплавов с Y или Er) и 3 (для сплавов с Yb или Gd) часов, определены

характеристики механических свойств по результатам испытаний на растяжение при комнатной и повышенных температурах.

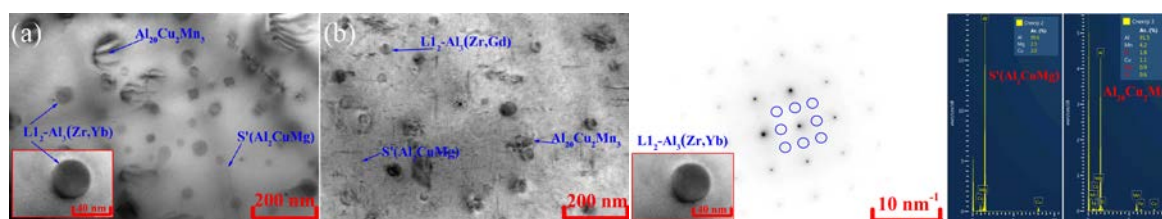


Рис. 17. Тонкая структура сплавов Al-Cu-Yb-Mn-Zr (a) и Al-Cu-Gd-Mn-Zr (b) после 3 часов гомогенизации и старения (электронограмма с $L1_2-Al_3(Yb,Zr)$ и спектры с S' and $Al_{20}Cu_2Mn_3$)

Предел текучести и предел прочности на растяжение при комнатной температуре составили 298-306 МПа и 299-338 МПа при удлинении 0,2-0,6%. При повышении температуры испытания до 200 и 250°C предел текучести снижается до 228-258 и 206-235 МПа, а удлинение возрастает до 0,4-3 и 4-5,5% соответственно. Для сравнения стандартный литейный алюминиевый сплав АМ5 при комнатной температуре имеет примерно такой же предел прочности 314-333 МПа, большее относительное удлинение 2-8% и существенно меньший показатель горячеломкости (ПГ) по карандашной пробе более 16 мм. ПГ исследуемых сплавов по карандашной пробе составляет 12-14 мм. При заливке в кокиль при комнатной температуре трещины обнаруживали на диаметрах рабочей части 10 и 12 мм, при заливке в кокиль предварительно подогретый до 250°C – только на образцах диаметром 10 мм. Близкий уровень литейных свойств имеют медистые силумины. Интервал кристаллизации исследуемых сплавов составляет примерно 50-60°C. Добавка магния снижает температуру солидуса до 568-585°C, что примерно на 40°C ниже чем в сплавах без него. Плотность сплавов составляет 2,82-2,89 г/см³.

Предел длительной прочности $\sigma_{100}^{250^\circ C}$ составляет 111-118 МПа. Для сравнения у жаропрочного сплава 201.0 на основе системы Al-Cu-Mg предел 100-часовой прочности при 260°C составляет всего 95 МПа. Высокую жаропрочность обеспечивают сильнолегированный твердый раствор, упрочненный S' фазой, наличие упрочняющих нано дисперсоидов фаз $Al_3(PZM,Zr)$, $Al_{20}Cu_2Mn_3$ и фаз кристаллизационного происхождения микронного размера.

Основные механические свойства новых сплавов Al-Cu-PЗМ-Mn-Zr представлены в таблице 1.

Таблица 1. Механические свойства при растяжении при разных температурах сплавов Al-Cu-PЗМ-Mn-Zr

20°C			200°C			250°C		
$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
298-312	299-328	0,2-0,6	228-258	234-280	0,4-3	206-235	219-270	1,4-5,5

Новые деформируемые сплавы Al-Cu-PЗМ-Mg-Mn-Zr.

Далее рассмотрены сплавы Al-Cu-Y-Mg-2 (Al-4,5Cu-1,6Y-0,9Mg-0,6Mn-0,2Zr-0,1Ti-0,15Fe-0,15Si), Al-Cu-Er-Mg-2 (Al-4,0Cu-2,7Er-0,8Mg-0,8Mn-0,2Zr-0,1Ti-0,15Fe-0,15Si), Al-Cu-Yb-Mg (Al-4,1Cu-2,0Yb-1Mg-0,8Mn-0,3Zr-0,15Ti-0,15Fe-0,15Si) и Al-Cu-Gd-Mg (Al-4,5Cu-2,7Gd-1,1Mg-0,8Mn-0,3Zr-0,15Ti-0,15Fe-0,15Si). Составы сплавов с иттрием и эрбием Al-Cu-Y-Mg-2 и Al-Cu-Er-Mg-2 содержат меньшее количество Cu и PЗМ, на уровне сплавов Al-Cu-Yb-Mg и Al-Cu-Gd-Mg, что обеспечивает им хорошую технологичность при прокатке. Технологичность сплавов определена по построению карт деформации по результатам испытаний на сжатие при разных температурах и скоростях деформации.

После прокатки листы сплавов закаливали с 575°C с выдержкой 15 минут и старили при 150, 180 и 210°C. В сплавах Al-Cu-Y-Mg-2 и Al-Cu-Er-Mg-2 наблюдаются качественно аналогичные зависимости тем, что получены при старении литейных аналогов. Твердость увеличивается в процессе старения с 64-66HV до 105-115HV. Созданная в сплавах рекристаллизованная структура позволяет существенно повысить пластичность сплавов. **По результатам испытаний на растяжение относительное удлинение после старения при 210°C в течение 3 часов составляет 11,3-14,5%. При этом предел текучести составил 264-266 МПа, а предел прочности 356-365 МПа. По результатам испытаний на растяжение листов сплавов Al-Cu-Yb-Mg и Al-Cu-Gd-Mg относительное удлинение после старения при 210°C в течение 3 часов составляет 5-8%. При этом предел текучести составляет 300-306 МПа, а предел прочности 356-365 МПа.**

Предел текучести сплавов Al-Cu-Y-Mg-2, Al-Cu-Er-Mg-2 в деформированном состоянии составил 380-390 МПа, а относительное удлинение 1,8-2,4%. При этом рост предела текучести в процессе отжига при 150°C отмечен только в сплаве Al-Cu-Y-Mg-2. После 6 часов отжига предел текучести увеличился с 380 до 405 МПа, при этом пластичность также выросла с 1,8 до 4,5%. Твердость и предел текучести на растяжение показывают разную чувствительность к структурным изменениям. Аналогичный эффект отмечен в сплавах близкого состава без магния. Увеличение температуры отжига до 210°C приводит к снижению предела текучести до примерно 300 МПа, а удлинение при этом остается на невысоком уровне. Отжиг после литья при 150°C сплавов Al-Cu-Yb-Mg и Al-Cu-Gd-Mg существенно не снижает прочностных характеристик, повышая пластичность. После 2 часов отжига при 150°C в сплавах сочетается высокий предел текучести 412-417 МПа, предел прочности – 441-449 МПа при хорошем относительном удлинении 2,7-3,2%.

Для сравнения деформируемый сплав Д16 в нагартованном и отожженном состоянии в виде листов имеет предел текучести 230-360 МПа, предел прочности 365-475 МПа, относительное удлинение 8-13%, а в виде прутков - предел текучести 325-345 МПа, предел прочности 450-470 МПа, относительное удлинение 8-10%. Рекристаллизованные прутки имеют предел текучести 265 МПа, предел прочности 410 МПа при относительном удлинении 12%. При этом технологичность при литье у Д16 существенно ниже, чем у исследуемых композиций. Деформируемый сплав АК4-1 с повышенной жаропрочностью в виде прутков имеет предел текучести 335 МПа, предел прочности 390 МПа при относительном удлинении 6%. **В результате можно заключить, что новые деформируемые сплавы на основе систем Al-Cu-PЗМ-Mg-Mn-Zr могут составлять конкуренцию существующим промышленным сплавам.**

Шестая глава отражает результаты разработки новых жаропрочных и высокотехнологичных сплавов на основе системы Al-Zn-Mg-Cu-PЗМ.

При содержании цинка на уровне 3-7 % и магния 1-4,5 % в сплавах на основе системы Al-Zn-Mg-Cu обычно достигается максимальное упрочнение после закалки и старения. Однако, сплавы с таким соотношением Zn/Mg (более 1) обладают низким сопротивлением коррозии и высокой склонностью к образованию горячих трещин. Данные принципы и основы создания новых сплавов Al-Cu-PЗМ (Глава 5) стали базой разработки новых литейных и деформируемых сплавов Al-Zn-Mg-Cu-PЗМ (PЗМ=Y или Er) с повышенной жаропрочностью.

Литейные сплавы Al-(2,5-3,5)Zn-(2,5-3,5)Mg-(2,5-3,5)Cu-PЗМ-Cr.

На пути оптимизации составов новых композиций получены сплавы с пониженным содержанием основных легирующих элементов в интервале 2,5-3,5% и дополнительно легированные хромом с целью компенсировать потерю в характеристиках прочности. Содержание иттрия и эрбия также снижено пропорционально снижению содержания меди.

Температура солидуса сплавов Al_{3,5}Zn_{3,5}Mg_{3,5}CuYCr и Al_{3,5}Zn_{3,5}Mg_{3,5}CuErCr составляет 474°C. В процессе гомогенизации слитка при 470°C происходит растворение θ фазы и солидус сплава увеличивается до 487-489°C. Гомогенизация на второй ступени при 480°C не позволяет полностью перевести фазу T в (Al). В результате для сплавов Al_{3,5}Zn_{3,5}Mg_{3,5}CuYCr и Al_{3,5}Zn_{3,5}Mg_{3,5}CuErCr применен двух ступенчатый гомогенизационный отжиг перед закалкой: 470°C, 3 часа + 480°C, 10 часов. В сплавах Al_{2,5}Zn_{2,5}Mg_{2,5}CuYCr и Al_{2,5}Zn_{2,5}Mg_{2,5}CuErCr температура солидуса составила 492-492°C. Пики при температурах 492-493°C, 524-530°C и 550°C соответствуют реакциям плавления фаз T, Al₇Cu₂Fe и Mg₂Si, что хорошо согласуется с расчетами и превращениями

при плавлении сплавов с 3% Zn/Mg/Cu. В соответствии с этим, для сплавов $Al_{2,5}Zn_{2,5}Mg_{2,5}CuYCr$ и $Al_{2,5}Zn_{2,5}Mg_{2,5}CuErCr$ применен такой же режим гомогенизации перед закалкой, что и для сплавов с 3% Zn/Mg/Cu: 480°C, 3 часа + 520°C, 6 часов. В сплавах с 3,5 % Zn/Mg/Cu частицы фаз кристаллизационного происхождения с иттрием или эрбием из-за низкой температуры второй ступени (480°C) не претерпевают существенной фрагментации и сфероидизации даже после 10 часов выдержки (рис.18). В то же время в сплавах с 2,5% Zn/Mg/Cu фазы кристаллизационного происхождения $Al_8Cu_4Y(Er)$ после 6 часов гомогенизации на второй ступени при 520°C имеют компактную форму, близкую к сферической с размером до 3-4 мкм (рис. 19).

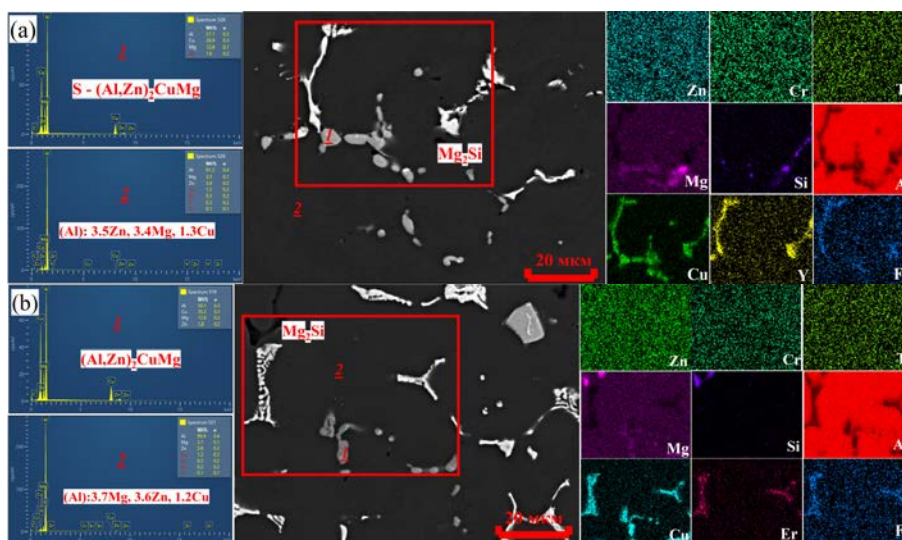


Рис. 18. Микроструктура сплавов $Al_{3.5}Zn_{3.5}Mg_{3.5}CuYCr$ (a) и $Al_{3.5}Zn_{3.5}Mg_{3.5}CuErCr$ (b) после гомогенизации по режиму: 470°C, 3 часа + 480°C, 10 часов

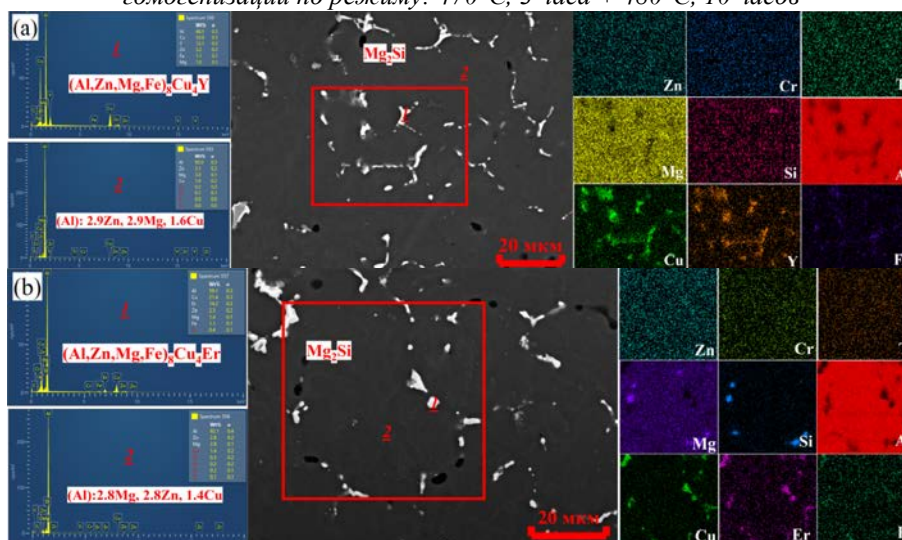


Рис. 19. Микроструктура сплавов $Al_{2.5}Zn_{2.5}Mg_{2.5}CuYCr$ (a) и $Al_{2.5}Zn_{2.5}Mg_{2.5}CuErCr$ (b) после гомогенизации по режиму: 480°C, 3 часа + 520°C, 6 часов

Согласно расчетам в исследованных сплавах упрочнение при старении должно проходить в основном за счет выделения метастабильных модификаций фазы Т (Al,Zn,Mg,Cu). При этом в сплавах с 3,5 % Zn/Mg/Cu с увеличением температуры старения со 120 до 250 °С доля фазы Т уменьшается с 11,3-12 до 9,3-9,9% соответственно.

В сплавах же с 2,5 % Zn/Mg/Cu к фазе Т добавляются фазы η и S. При этом при низких температурах до 150 °С присутствуют фазы Т и η , при увеличении температуры до 210 °С фаза η заменяется на S.

В сплавах с 3,5 % Zn/Mg/Cu максимальное упрочнение до 160-170HV достигается после старения при 120-150 °С, а после старения при 180-210°С твердость составляет 120-130HV. Старение в данных температурных интервалах можно назвать старением на максимальную прочность (Т6: 120-150 °С, 100-30ч) и перестариванием (Т7: 180-210°С, 8-1 ч). Для сплавов же с 2,5 % Zn/Mg/Cu максимальное упрочнение при старении примерно одинаково в диапазоне температур 150-210 °С (48-3 ч), когда твердость составляет 120-130HV, как в перестаренном состоянии более легированных композиций. В результате перед испытанием на растяжение при комнатной и повышенных температурах сплавы состарены при максимальной температуре 210 °С в течение 1 часа (для сплавов с 3,5% Zn/Mg/Cu) и 3 часов (для сплавов с 2,5 % Zn/Mg/Cu). Предел текучести при комнатной температуре сплавов с 3,5 % Zn/Mg/Cu составил 305-311 МПа при повышенном удлинении 0,6-0,7 %, в сравнение со сплавами без хрома и 4% Zn/Mg/Cu. При 200°С сплавы имеют предел текучести 233-265 МПа и удлинение 1,4-2,7%. Легирование хромом и снижение содержания Zn/Mg/Cu привело к снижению характеристик кратковременной прочности, существенному повышению пластичности и предела длительной прочности ($\sigma_{100}^{200^\circ\text{C}}$). Аналогичные результаты, но с меньшей разницей в величине свойств, получены для сплавов с 2,5%Zn/Mg/Cu в сравнение со сплавами без хрома и большим содержанием Zn/Mg/Cu.

По результатам испытаний на электрохимическую коррозию, стоит отметить, что сплавы со сниженным до 3,5 % содержанием Zn/Mg/Cu и добавкой хрома имеют большую коррозионную стойкость чем, сплавы с 4%Zn/Mg/Cu и промышленные сплавы 7475 и АЦ4Мг. Согласно данным обсчета зависимостей потенциала от логарифма плотности тока ретроградное старение (трехступенчатый режим старения) приводит к повышению потенциала и уменьшению тока коррозии в сплавах $\text{Al}_{3.5}\text{Zn}_{3.5}\text{Mg}_{3.5}\text{CuYCr}$ и $\text{Al}_{3.5}\text{Zn}_{3.5}\text{Mg}_{3.5}\text{CuErCr}$. То есть новые композиции после ретроградного старения демонстрируют повышенную коррозионную стойкость. В сплаве с Y после трехступенчатого старения ток коррозии составил 2,5 мкА/см², однако еще меньший ток и больший потенциал обеспечивает двухступенчатое старение (150 °С, 30 ч+ 210 °С, 1 ч). Данная особенность говорит о том, что повторное старение приводит к довыделению упрочняющей фазы на границах зерен и снижению коррозионной стойкости. Ретроградное старение сплава с Er обеспечивает минимальную плотность тока 1 мкА/см²

при наибольшем потенциале -0,7045. Близкий уровень коррозионной стойкости достигнут в перестаренном при 210 °С в течение 1 часа состоянии.

Деформируемые сплавы Al-2,5Zn-2,5Mg-2,5Cu-PЗМ-Cr.

Для сплавов Al2.5Zn2.5Mg2.5CuYCr и Al2.5Zn2.5Mg2.5CuErCr так же как и для Al3Zn3Mg3CuY и Al3Zn3Mg3CuEr (пункт 6.2 диссертации) выбрана температура горячей прокатки 500°С. Прокатку сплавов Al2.5Zn2.5Mg2.5CuYCr и Al2.5Zn2.5Mg2.5CuErCr осуществили по тому же режиму: 20→5 мм при 500 °С и 5→1 мм при комнатной температуре.

Предел текучести сплавов без хрома после прокатки, закалки и старения при 120-210 °С составляет 291-345 МПа при пластичности 10,3-14,8 %. Менее легированные сплавы с хромом Al2.5Zn2.5Mg2.5CuYCr и Al2.5Zn2.5Mg2.5CuErCr после той же обработки имеют предел текучести 280-312 МПа при удлинении 9-16 %. Максимальную пластичность (16-17%) и прочность ($\sigma_b = 454-470$ МПа) обеспечивает естественное старение. В дополнение листы сплавов Al2.5Zn2.5Mg2.5CuYCr и Al2.5Zn2.5Mg2.5CuErCr отожжены после прокатки при 150-210 °С в течение 3 часов. После низкотемпературного отжига пластичность составила 2,9-4% при высоких прочностных характеристиках ($\sigma_{0,2} = 320-405$ МПа, $\sigma_b = 361-452$ МПа). **Новые композиции имеют предел текучести на уровне сплавов 1580 (Al-Mg-Sc) и Д16 (Al-Cu-Mg), превосходя магналий по пределу прочности, а дюраль по литейным свойствам (свариваемости) и коррозионной стойкости. Свойства новых сплавов находятся между свариваемыми типа 1915 и 7005 (превосходят) и высокопрочными типа В95А и 7475 (уступают). Однако новые композиции имеют более высокую коррозионную стойкость и литейные свойства (свариваемость). Ключевую роль в повышенной коррозионной стойкости сплавов с 2,5-3% Zn/Mg/Cu сыграли Y и Er, через изменение фазового состава, позволившего полностью растворить фазы, образованные Zn/Mg/Cu в процессе гомогенизации.**

Седьмая глава представляет результаты адаптации новых литейных сплавов к разным скоростям охлаждения. Современное производство изделий из алюминиевых сплавов охватывает широкий спектр отливок, получаемых кристаллизацией с разными скоростями от единиц градусов в секунду при литье в песчаные формы до 1000 °С/с при аддитивном производстве. В данных условиях важно, чтобы из новых сплавов можно было получить качественное бездефектное изделие в широком диапазоне скоростей охлаждения реализуемых при разных методах литья с сохранением стабильной структуры и свойств.

Оценка возможного применения новых литейных сплавов Al-Cu-PЗМ-Mg-Mn-Zr сплавов в аддитивном производстве по структуре после поверхностного лазерного

плавления (ПЛП) с последующей гомогенизацией. Как видно из рис.20 и 21 в зоне ПЛП структура дисперсная и однородная без трещин кристаллизационного происхождения. В переходных зонах наблюдаются отдельные газовые поры. Размер частиц фаз кристаллизационного происхождения в исходном состоянии ПЛП составляет примерно 200 нм. После гомогенизации перед закалкой происходит фрагментация и небольшой рост частиц максимум до 500 нм при среднем размере около 200 нм. Интерметаллиды в структуре имеют крайне высокую стабильность, а их существенно меньший размер в сравнение с классическим литьем (Глава 5) обеспечит больший вклад в предел текучести по механизму Орована.

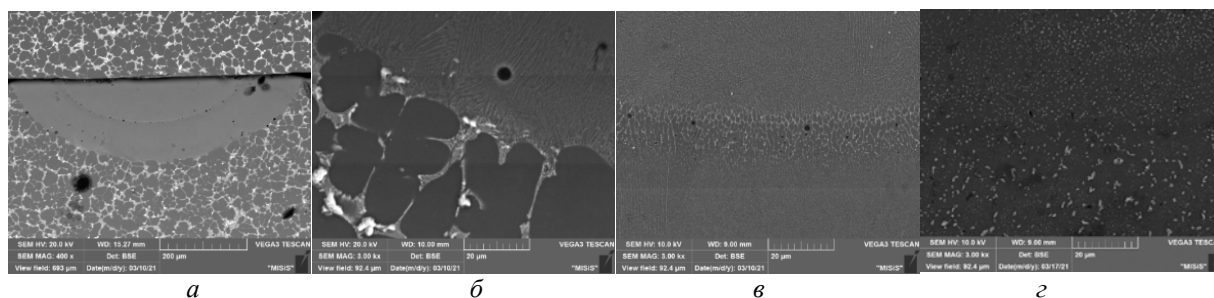


Рис. 20. Микроструктура сплава Al-Cu-Y-Mg-1 после ПЛП в исходном литом состоянии (а-в) и после гомогенизации (г)

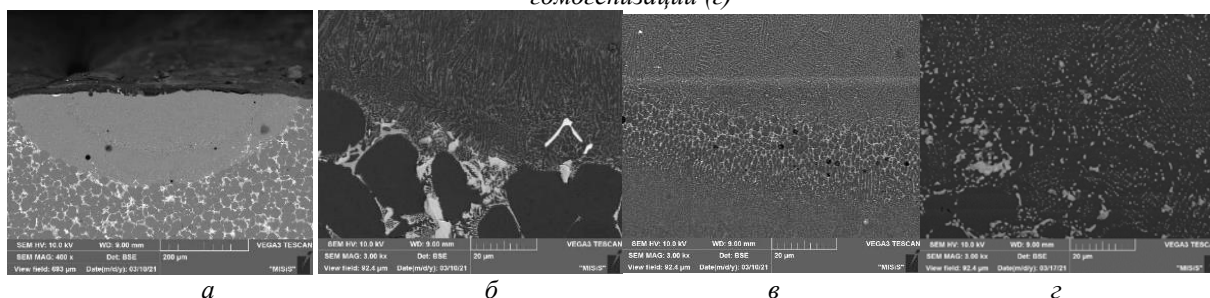


Рис. 21. Микроструктура сплава Al-Cu-Er-Mg-1 после ПЛП в исходном литом состоянии (а-в) и после гомогенизации (г)

Составы сплавов Al-Cu-PЗМ-Mg-Mn(Cr)-Zr PЗМ и ПМ разработаны для условий классического литья, когда скорость охлаждения при кристаллизации невысока. В условиях же аддитивного производства или ПЛП реализуются существенно большие скорости охлаждения при кристаллизации, и существует возможность подавить образование нежелательных грубых первичных кристаллов интерметаллидов с образованием пересыщенного этими металлами твердого раствора и сформировать дисперсную структуру сплава. С целью обеспечения большей пластичности содержание основных элементов меди и иттрия/эрбия, образующих фазы кристаллизационного происхождения несколько снижено. Содержание магния повышено, ввиду его потерь из-за высокой склонности к окислению в процессе плавки. Содержание основных PЗМ повышено с 0,2 до 0,5% для хрома и циркония, а количество модификатора титана – с 0,15 до 0,25%. Рис.22 и 23 иллюстрируют исходную литую микроструктуру сплавов AlCuYMgCr-L и AlCuErMgCr-L. Микроструктура одиночных и мультитреков

представлена на фоне литой структуры слитков при малых увеличениях. В зоне ПЛП формируется существенно более дисперсная структура, практически полностью отсутствуют первичные компактные интерметаллиды, видимые в слитке. При этом, наличие в сплаве большого количества модификаторов зерна (Ti, Zr, Y, Er) позволяет сформировать уже в слитке зерно размером около 30 мкм, практически равное размеру дендритной ячейки. Зеренная структура треков представлена узкой зоной (около 50 мкм) столбчатых кристаллов и зоной равноосных кристаллов размером около 5 мкм. **Основным и наиболее важным заключением из анализа микроструктуры треков является полное отсутствие дефектов кристаллизационного происхождения, в частности, горячих трещин.** При этом зона трека не имеет усадочной раковины и пористости. В некоторых случаях происходит захват атмосферных газов, который формирует газовую пористость в треках. Однако этот случай является недостатком методики, а не сплава.

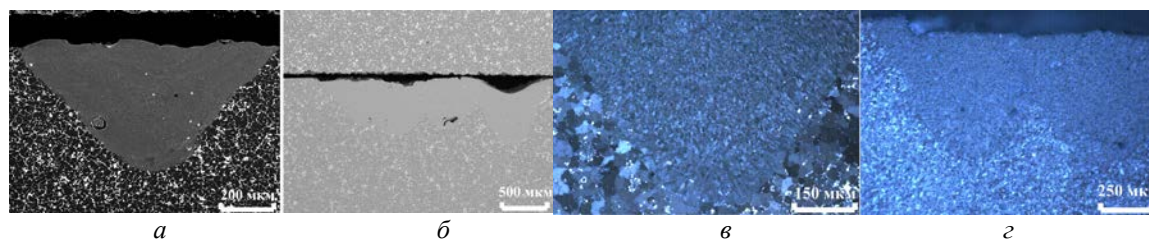


Рис. 22. Микроструктура (СЭМ) (а,б) и зеренная структура (ОМ) (в,г) сплава AlCuYMGCr-L в литом состоянии (а, в - одиночный трек, б, г - мультитрек)

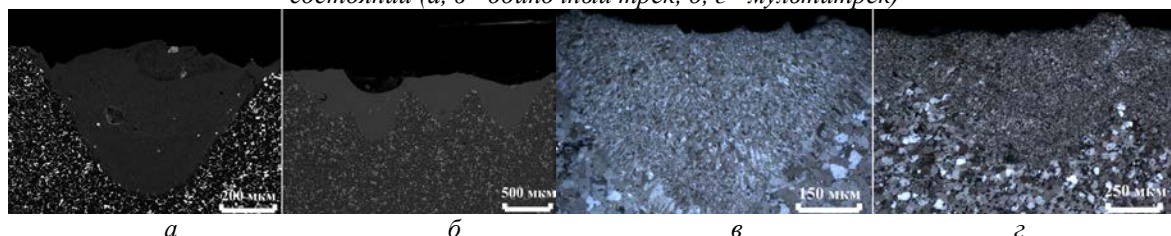


Рис. 23. Микроструктура (СЭМ) (а,б) и зеренная структура (ОМ) (в,г) сплава AlCuErMgCr-L в литом состоянии (а, в - одиночный трек, б, г - мультитрек)

Литейные сплавы Al_{3.5}Zn_{3.5}Mg_{3.5}CuY(Er)Cr, представленные в Главе 6, были выплавлены на алюминии марки А7 (Глава 6) и марки А0 (новые данные). Заливку проводили в стальной кокиль и медную водоохлаждаемую изложницу. В стальном кокиле реализована первая скорость охлаждения (С1). Образцы из медной водоохлаждаемой изложницы использованы для поверхностного лазерного плавления (вторая скорость охлаждения (С2)) и переплава с последующей кристаллизацией в тигле с печью (третья скорость охлаждения (С3)).

На рис. 24 представлена микроструктура сплавов после ПЛП. Максимальная скорость охлаждения приводит к формированию дисперсной структуры, в которой выявляется в основном один тип интерметаллидов, который нельзя идентифицировать в СЭМ ввиду очень малого размера. При этом полностью подавлено образование

первичных граненых кристаллов фазы с Cr. Основным недостатком применения сплавов с Zn и Mg в аддитивном производстве - это их низкая температура плавления и высокая склонность к окислению. В виду недостаточной защиты атмосферы в зоне ПЛП выявлены существенные потери Zn и Mg, которые составили по 1% каждого элемента. После 3 часов гомогенизации образцов после ПЛП происходит фрагментация фаз кристаллизационного происхождения без роста частиц в теле зерен (рис.25). Отмечен рост частиц расположенных на границах зерен с повышенной энергией и соответствующее образование вокруг них зон свободных от выделений.

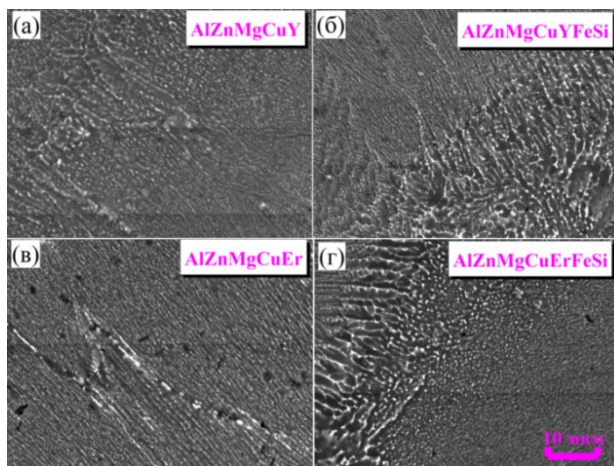


Рис. 24. Микроструктуры слитков сплавов AlZnMgCuY (а), AlZnMgCuYFeSi (б), AlZnMgCuEr (в) и AlZnMgCuErFeSi (г), полученных ПЛП

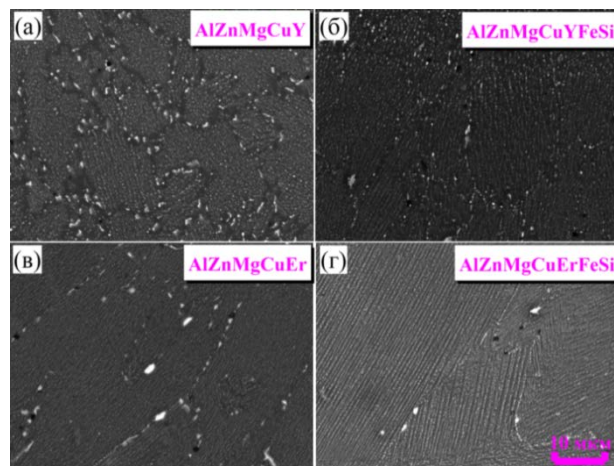


Рис. 25. Микроструктуры гомогенизированных сплавов AlZnMgCuY (а), AlZnMgCuYFeSi (б), AlZnMgCuEr (в) и AlZnMgCuErFeSi (г), полученных ПЛП

Выводы по работе. Результаты диссертационного исследования отражают новый подход к легированию алюминия редкоземельными металлами. **Установлена и научно обоснована высокая эффективность РЗМ (Y, Er, Yb, Gd) в паре со скандием**, или чаще с цирконием, не только в качестве малых добавок, но и как основных легирующих элементов. Роль рассмотренных РЗМ (Y, Er, Yb, Gd) позиционирована как: первая роль – совместно с Zr и Ti они повышают эффективность модифицирования зеренной структуры комплекснолегированных сплавов; вторая роль – совместно с Zr и/или Sc повышают прочностные характеристики за счет образования дисперсоидов при отжиге или гомогенизации перед закалкой слитков; третья новая роль - с Cu они образуют дисперсную термически стабильную эвтектику, повышающую технологичность при литье, прочность и жаропрочность.

Предложенный подход к легированию в совокупности с разработанными режимами термической и термомеханической обработки позволили создать новые эффективные проводники электрического тока, снизить содержание дорогостоящего скандия в магналиях для авиации и космоса, повысить прочностные свойства силумина и разработать новые литейные и деформируемые жаропрочные сплавы на основе систем Al-

Cu-PЗМ и Al-Zn-Mg-Cu-PЗМ. Основные научные и практические результаты заключены в следующих пунктах.

1. Разработаны новые проводниковые сплавы системы Al-Sc-PЗМ (Y, Yb, Er). Микроструктура, состоящая из Al матрицы и дисперсных частиц фаз кристаллизационного происхождения $Al_3PЗМ$ или $\tau_2 (Al_{75-76}Er_{11-17}Y_{7-14})$ размером до 200 нм и $L1_2$ -структурированных дисперсоидов фаз $Al_3(Y,Sc)$, $Al_3(Y,Er,Sc)$, $Al_3(Y,Yb,Sc)$ или $Al_3(Er,Yb,Sc)$ размером 4-11 нм, обеспечивает сплавам высокую термическую стабильность до 100 часов при 300°C после термомеханической обработки. Термомеханическая обработка, включающая отжиг слитков на максимальную твердость, горячую и холодную прокатку и постдеформационный отжиг при 300°C до 100 часов обеспечивает сплав Al-Sc-Y-Er однородную дисперсную субструктуру за счет полного протекания распада твердого раствора и однородного распределения $L1_2$ -дисперсоидов. Разработанный подход обеспечил сплаву предел текучести 185-193 МПа, предел прочности 202-211 МПа, относительное удлинение 12-14% и электропроводность 59,1-61,0%IACS. Результаты защищены патентом РФ. Из сплава Al-Sc-Y-Er в условиях завода ООО «Авиаль» получена проволока диаметрами 2, 2,7 и 3,78 мм. Проволока прошла испытания на количество перегибов (8-10) в соответствие с ТУ 16.К71-088-90. Предел прочности проволоки после отжига при 300°C в течение 1 часа составил не менее 235 МПа, а электропроводность 58,3-60,7%IACS в зависимости от диаметра.

2. Разработаны новые проводниковые сплавы систем Al-Zr-PЗМ и Al-Zr-PЗМ-Fe-Si (PЗМ=Y, Er, Yb, Gd), превосходящие промышленные аналоги по прочности и электропроводности, а именно:

2.1 Сплавы Al-Y-Er и Al-Zr-Y-Er имеют следующие свойства: $\sigma_{0,2}=115-126$ МПа, $\sigma_B=125-136$ МПа и 63-63,7%IACS для листов сплава Al-Y-Er и $\sigma_{0,2}=142-148$ МПа, $\sigma_B=152-159$ МПа и 57-57,6%IACS для листов сплава Al-Zr-Y-Er. Результат достигнут за счет разработанного режима, обеспечивающего формирование дисперсоидов $Al_3(Er,Y)$ (8 нм) и $Al_3(Er,Y,Zr)$ (5 нм) после отжига при 300°C, горячей и холодной прокатки и постдеформационного отжига при 150-200°C до 4 часов.

2.2 В сплавах Al-Zr-PЗМ-Fe-Si достигается более высокая электропроводность, чем в сплавах без примесей за счет образования фаз кристаллизационного происхождения Al_8Fe_2Si , $Al_3Er_2Si_2$, Al_2Si_2Y , Al_2Si_2Yb , Al_2Si_2Gd , связывающих примесь кремния, а также образования дисперсоидов квазикристаллической фазы $\alpha-(Al_8Fe_2Si)$ диаметром 20-30 нм и кремниевых дисперсоидов размером 20 на 40 нм в процессе отжига, активирования кремнием распада твердого раствора и разработанных режимов термомеханической обработки.

2.3 Эффект легирования кремнием сплавов Al-Zr-PЗМ-Fe-Si позволяет ускорить распад твердого раствора в процессе отжига при 360-400°C за счет образования диффузионных пар Si-PЗМ. В результате, образование L_{12} -Al₃(PЗМ,Zr) дисперсоидов размером 4-5 нм с расчетной объемной долей 0,56% вносит основной расчетный вклад в предел текучести примерно 178 МПа.

2.4 В сплавах Al-Zr-PЗМ-Fe-Si достигнуты прочностные свойства на уровне скандий-содержащих сплавов: предел текучести 176-196 МПа, предел прочности 191-210 МПа, относительное удлинение 10-16% и электропроводность 55,7-56,5% IACS. Достигнутые свойства обеспечили легирование и разработанная термомеханическая обработка, включающая отжиг слитков на максимальную твердость, горячую и холодную прокатку и постдеформационный отжиг при 300°C до 100 часов или при 360°C за счет полного протекания распада твердого раствора и однородного распределения L_{12} -дисперсоидов.

3. На примере промышленных сплавов 1545K и 1570 для авиации и космоса, научно обоснована и показана возможность частичной замены дорогостоящего и высокоэффективного Sc на более дешевые PЗМ без потери уровня прочностных свойств.

3.1. Малые добавки PЗМ (Y, Er, Yb) в сплавы 1545K и 1570 со сниженным содержанием скандия способствуют измельчению зерна в литой структуре, образованию новых нерастворимых фаз (Al,Mg,Y), (Al,Mg,Er) или (Al,Mg,Yb,Si) и Al₁₀Fe₂Yb с малой объемной долей кристаллизационного происхождения, образованию L_{12} -Al₃(PЗМ, Sc,Zr) дисперсоидов размером 20-25 нм после отжига при 370-440°C.

3.2. Замена части скандия на иттрий в сплаве 1545K позволила достигнуть того же уровня свойств в сплаве 1545КИ. В сплаве 1545КИ (Al-4,7Mg-0,32Mn-0,15Sc-0,09Zr-0,2Y) в отожженном после прокатки состоянии предел текучести составляет 330-390 МПа, предел прочности 389-434 МПа при удлинении 6,6-9,2%.

3.3. Замена части скандия эрбием в сплаве 1570 с повышением доли холодной прокатки позволила повысить механические свойства в отожженном состоянии с предела текучести 353 МПа и предела прочности 463 МПа в сплаве 1570 до предела текучести 370-374 МПа и предела прочности 450-470 МПа в сплаве 1570Э (Al-5,7Mg-0,4Mn-0,12Sc-0,1Zr-0,38Er).

3.4. Сплавы 1570МИТ (Al-4,7Mg-0,2Mn-0,05Sc-0,25Zr-0,3Yb) и 1570ХИТ Al-4,7Mg-0,2Cr-0,05Sc-0,25Zr-0,3Yb) с минимальным скандием, в сравнение со сплавом 1570, также демонстрируют очень высокие показатели прочности в отожженном состоянии: предел текучести 338-414 МПа, предел прочности 443-475 МПа при удлинении в 5,4-10,5%. Результаты защищены патентом РФ.

4. На примере промышленного сплава АК5М показана высокая эффективность малых добавок РЗМ в увеличении прочностных свойств, особенно при повышенных температурах, что может расширить области применения и срок службы изделий из силуминов - самой используемой группы алюминиевых сплавов в промышленности. Добавки Zr и Er или Y по 0,15% измельчают зеренную структуру силумина АК5М со 150-750 мкм до примерно 200 мкм за счет образования кластеров $Al_3(Zr, PЗМ)$. Повышение содержания циркония и эрбия до 0,2% каждого приводит к появлению нежелательных первичных кристаллов $Al_3(Zr, Er)$, что ограничивает эффективный диапазон РЗМ интервалом от 0,15 до 0,2% каждого. Zr и РЗМ в оптимальном количестве по 0,15% существенно повышают (на 30-60 МПа) предел текучести на сжатие сплава АК5М при комнатной температуре (до 282-300 МПа) и при 200°C (до 202-240 МПа) за счет дисперсоидов, образованных Zr и РЗМ. После гомогенизации, горячей и холодной прокатки, рекристаллизации, закалки и старения в сплавах с Zr и РЗМ формируется мелкозернистая структура (8-12 мкм) с высоким уровнем прочностных свойств ($\sigma_{0,2}=271-296$ МПа, $\sigma_B=337-387$ МПа) и пластичности (11-14,7%). Отжиг листов сплава АК5МЦрЭ01 после прокатки при 210°C позволяет сочетать высокие для деформируемых силуминов предел текучести (273 МПа) и электропроводность (48,2% IACS), которые возможно использовать как проводники.

5. Разработаны составы и режимы термической обработки новых литейных и деформируемых алюминиевых сплавов системы Al-Cu-РЗМ (РЗМ=Y, Er, Yb, Gd). Дисперсная эвтектическая фаза $A_8Cu_4PЗМ$ в тройных сплавах и с цирконием имеет высокую термическую стабильность, сфероидизируются в процессе гомогенизации при 590-605°C и вырастают с менее 200 нм до 1-4 мкм после 3 трех часов и не изменяется при увеличении времени. В процессе гомогенизации происходит образование $L1_2-Al_3(PЗМ, Zr)$ и $Al_{20}Cu_2Mn_3$ дисперсоидов, вносящих существенный вклад в упрочнение сплавов. $Al_3(PЗМ, Zr)$ дисперсоиды сохраняют $L1_2$ -структуру после 1-3 часов гомогенизации при 555-605°C, при этом их размер варьируется от 28-32 нм до 50 нм. Дисперсоиды $Al_{20}Cu_2Mn_3$ имеют размер 150-250 на 100-200 нм при максимальной температуре гомогенизации и 100-200 нм при минимальной. В сплавах Al-Cu-РЗМ примесь железа растворяется в фазах $A_8Cu_4PЗМ$, примесь кремния приводит к образованию новых фаз $Al_{11}Cu_2Y_2Si_2$ ($(Al, Cu)_4YSi$), $Al_3Er_2Si_2$, $Al_{80}Yb_6Cu_6Si_8$, $Al_{80}Gd_6Cu_6Si_8$ достаточно компактной формы. Наличие постоянных примесей железа и кремния для алюминия не оказывает негативного влияния на характеристики механических свойств сплавов Al-Cu-РЗМ.

6. Новые литейные сплавы Al-Cu-РЗМ (РЗМ=Y, Er, Yb, Gd) имеют низкую склонность к образованию трещин кристаллизационного происхождения и высокую

прочность. В литом, гомогенизированном при 555-565°C, закаленном и состаренном при 210°C состоянии новые сплавы демонстрируют высокую прочность и жаропрочность: при комнатной температуре $\sigma_{0,2}$ =298-312 МПа, σ_B =299-338 МПа, δ = 0,2-0,6%, при 250°C $\sigma_{0,2}$ =206-235 МПа, σ_B =219-270 МПа, δ = 1,4-5,5%. Основной вклад в предел текучести вносят продукты старения S' фаза – более 50% и дисперсоиды $Al_3(P3M, Zr)$ и $Al_{20}Cu_2Mn_3$ – более 25%. Результаты защищены 2 патентами РФ.

7. Однородная микроструктура, состоящая из микронных частиц фаз кристаллизационного происхождения и нано размерных частиц дисперсоидов обеспечивает деформируемым сплавам Al-Cu-P3M (P3M=Y, Er, Yb, Gd) микрозеренную рекристаллизованную структуру после 15 минут отжига при 555-556°C листов, а последующее старение за счет выделения S' фазы высокий уровень механических свойств: $\sigma_{0,2}$ =264-306 МПа, σ_B =356-389 МПа, δ = 5,2-14,5%. Низкотемпературный отжиг (150°C) листов обеспечивает следующий уровень свойств: $\sigma_{0,2}$ =376-417 МПа, σ_B =409-449 МПа, δ = 2,7-4,5%. Результаты защищены 2 патентами РФ.

8 Разработаны составы и режимы термической обработки новых литейных и деформируемых алюминиевых сплавов системы Al-(2,5-4,5)Zn-(2,5-4,5)Mg-(2,5-4)Cu-P3M. В сплавах Al-3Zn-3Mg-3Cu выявлено повышение температуры солидуса при легировании P3M и возможность применения двухступенчатой гомогенизации: 480°C, 3 ч + 520°C, 6 ч. Гомогенизация на второй ступени способствует сфероидизации частиц фаз кристаллизационного происхождения. В процессе двухступенчатой гомогенизации формируются более дисперсные и термически стабильные дисперсоиды $L1_2-Al_3(Er, Zr)$ размером 20-60 нм. Литейные сплавы с 3% Zn/Mg/Cu демонстрирует существенно большее относительное удлинение при высокой прочности при комнатной температуре и 200°C и высокую длительную 100-часовую прочность при 200°C. Коррозионная стойкость сплавов Al-3Zn-3Mg-3Cu-P3M, в структуре которых нет фаз кристаллизационного происхождения образованных Zn/Mg/Cu, существенно выше. Трехступенчатый режим ретроградного старения (150°C, 30 ч+ 210°C, 1 ч+150°C, 10 ч) обеспечивает высокую прочность (312-331 МПа) и коррозионную стойкость (низкий ток коррозии (1,0-2,5) мкА/см²) литейным сплавам Al-3.5Zn-3.5Mg-3.5Cu-P3M-Cr. Результаты защищены патентом РФ.

9. В сплавах Al-3Zn-3Mg-3Cu-P3M после прокатки, рекристаллизационного отжига, закалки и старения достигнуто отличное сочетание $\sigma_{0,2}$ =291-345 МПа и δ =11-14,8. Новые деформируемые сплавы Al-2.5Zn-2.5Mg-2.5Cu-P3M-Cr имеют предел текучести (294-327 МПа) на уровне сплавов 1580 (Al-Mg-Sc) и Д16 (Al-Cu-Mg), превосходя магналии по пределу прочности (415-440 МПа), а дюраль по стойкости к образованию горячих трещин

и коррозионной стойкости. Свойства новых сплавов находятся между свариваемыми типа 1915 и 7005 (превосходят) и высокопрочными типа В95А и 7475 (уступают). Однако новые композиции имеют более высокую коррозионную стойкость и литейные свойства. Результаты защищены патентом РФ.

10. Новые литейные сплавы Al-Cu-PЗМ-Mg-Mn-Zr, Al-Cu-PЗМ-Mg-Cr-Zr и Al-3.5Zn-3.5Mg-3.5Cu-PЗМ-Cr могут быть легко адаптированы для условия получения изделий путем аддитивного производства. В структуре треков после поверхностного лазерного плавления, имитирующего селективное лазерное плавление, полностью отсутствуют дефекты кристаллизационного происхождения, в частности, горячие трещины. При этом зона трека не имеет усадочной раковины и пористости.

Основные результаты диссертационной работы представлены в следующих публикациях:

Научные статьи:

1. A. V. Pozdnyakov, A. A. Osipenkova, D. A. Popov, S. V. Makhov, V. I. Napalkov. Effect of Low Additions of Y, Sm, Gd, Hf and Er on the Structure and Hardness of Alloy Al-0.2%Zr-0.1%Sc. Metal Science and Heat Treatment 58(9-10) (2017) 537-542
2. A.V. Pozdniakov, R.Yu. Barkov. Microstructure and mechanical properties of novel Al-Y-Sc alloys with high thermal stability and electrical conductivity. Journal of Materials Science & Technology 36 (2020) 1-6.
3. R.Yu. Barkov, A.V. Mikhaylovskaya, O.A. Yakovtseva, I.S. Loginova, A.S. Prosviryakov, A.V. Pozdniakov. Effects of thermomechanical treatment on the microstructure, precipitation strengthening, internal friction, and thermal stability of Al-Er-Yb-Sc alloys with good electrical conductivity. Journal of Alloys and Compounds. 855 (Part 1) (2021) 157367.
4. L.E. Gorlov, I.S. Loginova, M.V. Glavatskikh, R.Yu. Barkov, A.V. Pozdniakov. Novel precipitation strengthened Al-Y-Sc-Er alloy with high mechanical properties, ductility and electrical conductivity produced by different thermomechanical treatments. Journal of Alloys and Compounds 918 (2022) 165748
5. A.V. Pozdniakov, R.Yu. Barkov, A.S. Prosviryakov, A.Yu. Churyumov, I.S. Golovin, V.S. Zolotarevskiy. Effect of Zr on the microstructure, recrystallization behavior, mechanical properties and electrical conductivity of the novel Al-Er-Y alloy. Journal of Alloys and Compounds 765 (2018) 1-6.
6. L.E. Gorlov, A.O. Mosleh, O.M. Ryzhakova, M.V. Glavatskikh, R.Yu. Barkov, A.V. Pozdniakov. High hardening effect and formation of three types precipitates in the Al-0.3Zr-0.3Gd(Yb) with Fe and Si impurities., Journal of Alloys and Compounds 1021 (2025) 179724
7. L.E. Gorlov, M.V. Glavatskikh, R.Yu. Barkov, A.V. Pozdniakov. Competing recovery and recrystallization with precipitation hardening under annealing of Al-Zr-Gd(Yb) with Fe and Si impurities obtained by different thermo-mechanical treatment. Journal of Alloys and Compounds 1045 (2025) 184757
8. A.V. Pozdniakov, V. Yarasu, R.Yu. Barkov, O.A. Yakovtseva, S.V. Makhov, V.I. Napalkov. Microstructure and mechanical properties of novel Al-Mg-Mn-Zr-Sc-Er alloy. Materials Letters 202 (2017) 116-119
9. R.Yu. Barkov, M.G. Khomutov, M.V. Glavatskikh, A.V. Pozdniakov. The Effect of Yttrium and Zirconium on the Structure and Properties of the Al-5Si-1.3Cu-0.5Mg Alloy. Physics of Metals and Metallography, 2022, Vol. 123, No. 6, pp. 598-603

10. S.M. Amer, M.V. Glavatskikh, R.Yu. Barkov, M.G. Khomutov, A.V. Pozdniakov. Phase composition and mechanical properties of Al-Si based alloys with Yb or Gd addition. *Materials Letters* 320 (2022) 132320
 11. S.M. Amer, R.Y. Barkov, A.S. Prosviryakov, A.V. Pozdniakov. Structure and properties of new heat-resistant cast alloys based on the Al-Cu-Y and Al-Cu-Er systems. *Physics of Metals and Metallography* 122 (2021) 908–914
 12. S.M. Amer, R.Y. Barkov, A.S. Prosviryakov, A.V. Pozdniakov. Structure and properties of new wrought Al-Cu-Y and Al-Cu-Er based alloys. *Physics of Metals and Metallography* 122 (2021) 915–922.
 13. O.I. Mamzurina, S.M. Amer, M.V. Glavatskikh, R.Yu. Barkov, I.S. Loginova, A.V. Pozdniakov. Microstructure and Mechanical Properties of Novel Heat Resistant Cast Al-Cu-Yb(Gd)-Mg-Mn-Zr Alloys. *Metals* 2022, 12, 2079.
 14. M.V. Glavatskikh, R.Yu. Barkov, L.E. Gorlov, M.G. Khomutov, A.V. Pozdniakov. Novel Cast and Wrought Al-3Zn-3Mg-3Cu-Zr-Y(Er) Alloys with Improved Heat Resistance. *Metals* 2023, 13, 909.
 15. M.V. Glavatskikh, R.Yu. Barkov, L.E. Gorlov, M.G. Khomutov, A.V. Pozdniakov. Microstructure and Phase Composition of Novel Crossover Al-Zn-Mg-Cu-Zr-Y(Er) Alloys with Equal Zn/Mg/Cu Ratio and Cr Addition. *Metals* 2024, 14, 547.
 16. M.V. Glavatskikh, S.M. Konovalova, D.G. Chubov, M.G. Khomutov, R.Yu. Barkov, A.V. Pozdniakov. Novel cast heat resistant crossover Al-Zn-Mg-Cu-Y-Zr-Cr alloy with improved corrosion and wear behavior, and low thermal expansion. *Journal of Alloys and Compounds* 1033 2025 181286.
 17. M.V. Glavatskikh, R.Yu. Barkov, I.S. Loginova, A.V. Pozdniakov. Optimization of new alloy compositions based on the Al-Cu-Mg-Y(Er)-Cr system for additive manufacturing. *Metallurgist* 68 (2024) 976–983.
 18. S.M. Konovalova, M.V. Glavatskikh, R.Yu. Barkov, A.V. Pozdniakov. Influence of impurities and cooling rate on the microstructure and phase composition of new Al-3.5Zn-3.5Mg-3.5Cu-Y(Er)-Zr-Cr alloys in cast and homogenized states. *Metallurgist* 28(5) (2025) 594–603.
 19. А.В. Поздняков. Новые термически стабильные проводники Al-Sc-РЗМ и Al-Zr-РЗМ-Fe-Si: обзор. *Металлург №2* (2026) 30-39.
 20. А.В. Поздняков. Разработка новых высокотехнологичных, жаропрочных сплавов на основе Al-Cu-РЗМ: обзор. *Металлург №5* (2026) 30-43.
- Патенты:*
1. Патент РФ №2743499. «Термостойкий электропроводный алюминиевый сплав (варианты)», Барков Р.Ю., Поздняков А.В. приоритет 31.07.2020, опубли. 19.02.2021.
 2. Патент РФ №2743079 «Деформируемый алюминиевый сплав на основе системы Al-Mg-Sc-Zr с добавками Er и Yb (варианты)», Барков Р.Ю., Поздняков А.В., приоритет 22.09.2020, опубли. 15.02.2021.
 3. Патент РФ №2749073 «Жаропрочные литейные и деформируемые алюминиевые сплавы на основе систем Al-Cu-Y и Al-Cu-Er (варианты)», Амер С.М., Барков Р.Ю., Поздняков А.В., приоритет 30.10.2020, опубли. 03.06.2021.
 4. Патент РФ №2785402. «Жаропрочные литейные и деформируемые алюминиевые сплавы на основе систем Al-Cu-Yb и Al-Cu-Gd (варианты)». О.И. Мамзурина, Амер С.М., Барков Р.Ю., М.В. Главатских, Поздняков А.В., приоритет 10.06.2022., опубли. 07.12.2022.
 5. Патент РФ № 2838533. «Жаропрочные литейные и деформируемые алюминиевые сплавы на основе системы Al-Zn-Mg-Cu-Zr-Cr-Y(Er) (варианты)». Поздняков А.В., Барков Р.Ю., М.В. Главатских, Горлов Л.Е. Приоритет от 02.07.2024, опубли. 18.04.2025.