

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

Барков Руслан Юрьевич

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НОВЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ, ЛЕГИРОВАННЫХ
ИТТРИЕМ, ЭРБИЕМ И ИТТЕРБИЕМ

Специальность 05.16.01

Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

Автореферат диссертации

на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель: кандидат технических наук
доцент Поздняков Андрей Владимирович

Москва, 2020

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность работы

Алюминиевые сплавы, легированные скандием, обладают высокими характеристиками механических свойств при комнатной температуре благодаря наличию когерентных наноразмерных выделений фазы Al_3Sc , эффективно блокирующих подвижные дислокации и стабилизирующих зеренную структуру. Частицы Al_3Sc устойчивы к росту до $350\text{ }^\circ\text{C}$, что намного выше, чем возможности промышленных термически упрочняемых сплавов 2xxx и bxxx серий, содержащих Cu, Mg и Si. Исследования структуры и свойств композиций, легированных скандием, послужили основой для создания ряда промышленных алюминиевых сплавов (таких как 01417, 1421, 1460, 01570, 1545K, 1977). Исключительное сочетание высокой прочности, свариваемости и коррозионной стойкости делают сплавы со скандием особенно перспективными для применения в авиастроении, судостроении, нефтехимии, автомобилестроении и железнодорожной промышленности, а также в других отраслях общего и специального машиностроения с интенсивным использованием алюминия.

Однако, легирование скандием имеет один большой недостаток - даже десятые доли процента значительно повышают стоимость полуфабрикатов. Таким образом, поиск более экономичного элемента-замены скандия является стратегически важной задачей, актуальной для всех областей промышленности, где используют алюминиевые сплавы. К сожалению, на данный момент не существует известных легирующих элементов, которые могли бы служить эквивалентной заменой Sc с аналогичным эффективным воздействием на структуру и свойства алюминиевых сплавов, хотя это направление исследований интенсивно развивается. В этой связи актуальной задачей является поиск альтернативного элемента (концентраций элементов) способных хотя бы частично заменить скандий без потери уровня свойств.

Перспективным способом замены дорогостоящего скандия является легирование алюминиевых сплавов малыми добавками переходных (ПМ) и редкоземельных (РЗМ) металлов. Малые добавки этих металлов, так же, как и Sc, способны растворяться в твердом растворе на основе алюминия и в процессе последующей термической обработки образовывать интерметаллидные фазы на базе алюминия с указанными элементами. Эти интерметаллидные фазы, как и в случае Sc-содержащих фаз, способствуют уменьшению размера зерна, повышению термической стабильности структуры и, как следствие, улучшению механических свойств. Цирконий способен замещать скандий в дисперсоидах, повышая упрочняющий эффект и термическую стабильность выделений. Поэтому комбинированный подход к легированию сплавов с использованием преимуществ РЗМ и

ПМ может позволить либо частично, либо полностью заменить дорогостоящий скандий. Исследования последних десятилетий позволили выделить ряд перспективных РЗМ, способных образовывать пересыщенный твердый раствор алюминия при кристаллизации, который распадается в процессе последующего отжига с образованием дисперсоидов.

Актуальность данной работы заключается в необходимости выявления наиболее перспективных легирующих добавок, их сочетания, концентраций и параметров обработки, которые позволили бы достичь в малолегированных алюминиевых сплавах, и сплавах на основе системы Al-Mg высоких эксплуатационных свойств.

Цель работы

Работа направлена на определение влияния малых добавок иттрия, эрбия и иттербия на эволюцию микроструктуры и свойств малолегированных алюминиевых сплавов и сплавов на основе системы Al-Mg в процессе термической и деформационной обработки с целью поиска элементов, способных частично заменить дорогостоящий скандий.

Для достижения поставленной цели необходимо решить следующие задачи:

1. Выбрать базовые системы легирования и составы сплавов на основе анализа литературы для исследования эффекта упрочнения термической и деформационной обработкой;
2. Определить влияние малых добавок на микроструктуру и фазовый состав слитков;
3. Установить влияние режимов термической обработки слитков на дисперсионное упрочнение и кинетику распада алюминиевого твердого раствора;
4. Выявить влияние структуры, сформированной в процессе термической и деформационной обработки на свойства листов;
5. Предложить рекомендации по легированию, термической и деформационной обработке малолегированных алюминиевых сплавов и магналиев, сочетающих высокую прочность и пластичность.

Научная новизна

1. В малолегированных сплавах системы Al-Y-Sc в процессе отжига слитков выявлено формирование однородно распределенных в алюминиевом твердом растворе дисперсоидов фазы с $L1_2$ структурой и средним размером (9 ± 2) нм. Дополнительное легирование Yb приводит к образованию $L1_2$ -дисперсоидов размером (7 ± 2) нм, при этом увеличивается их плотность выделения, что обеспечивает существенный прирост

прочностных характеристик.

2. Показано, что в сплаве Al-Er-Sc-Yb иттербий также как и эрбий растворяется в L_{12} фазе с образованием дисперсоидов $Al_3(Sc,Er,Yb)$ средним размером (6 ± 2) нм и атомным соотношением Yb:Er:Sc равным 3:1,8:1,4.

3. В малолегированном сплаве системы Al-Y-Er выявлено два типа дисперсоидов Al_3Er размером (20 ± 2) нм и $Al_3(Er,Y)$ размером (8 ± 2) нм. Дополнительное легирование Zr обеспечивает формирование дисперсоидов сложнолегированной фазы $Al_3(Y,Er,Zr)$ имеющих средний размер (4 ± 1) нм, что приводит к росту характеристик прочности.

4. Установлено, что введение Yb в малолегированные сплавы систем Al-Er-Zr и Al-Y-Sc способствует увеличению прочностных характеристик деформированных листов в процессе отжига при температурах 300-350 °C за счет обеспечения гетерогенного механизма зарождения L_{12} -дисперсоидов.

5. Показано, что в сплавах на основе системы Al-Mg с добавками Y и Yb увеличение доли горячей деформации при прокатке обеспечивает более высокий предел текучести, что связано с повышением плотности гетерогенно зародившихся выделений L_{12} дисперсоидов.

Практическая значимость

1. Предложены составы, режимы термической и деформационной обработки новых сплавов электротехнического назначения, сочетающие высокий предел текучести (115-244 МПа) с повышенной электропроводностью (55,4-63,7% IACS). Зарегистрировано Ноу-Хау №15-0132019 (от 09.12.2019) «Состав и способ получения деформируемого алюминиевого сплава с иттрием и скандием с повышенной прочностью и электропроводностью», подана заявка на патент «Термостойкий электропроводный алюминиевый сплав (варианты)» от 31.07.2020.

2. Предложены составы, режимы термической и деформационной обработки новых сплавов системы Al-Mg (1545Y, 1570Er, 1570MnYb и 1570CrYb, аналоги – сплавы 1545K и 1570) с пониженной концентрацией дорогостоящего скандия до 5 раз. Сплавы обладают уровнем механических свойств, не уступающим промышленным: предел текучести 372-401 МПа, предел прочности 448-486 МПа, относительное удлинение 8,3-11,3%.

Положения выносимые на защиту

1. Составы новых электропроводных алюминиевых сплавов и магналиев, легированных малыми добавками иттрия, эрбия или иттербия с высоким уровнем механических свойств.

2. Закономерности влияния режимов термической обработки слитков и деформированных листов на дисперсионное упрочнение, твердость, электропроводность и механические свойства при растяжении.

3. Особенности влияния режимов термической и деформационной обработки на структуру и механические свойства магналиев с добавками Y, Er или Yb.

Личный вклад автора состоит в непосредственном участии в разработке плана работы, проведении экспериментов, обработке, интерпретации и оформлении результатов в виде научных статей и тезисов докладов.

Апробация работы

Основные материалы диссертационной работы доложены и обсуждены на:

1. Р.Ю. Барков, Е. Ткачук, А.В. Поздняков. Микроструктура и механические свойства нового сплава Al–Mg–Mn–Zr–Sc–Er. XVIII-ая Международная научно-техническая Уральская школа-семинар металлургов – молодых ученых. Екатеринбург 21-23 ноября 2017 г. Сс. 431-434.

2. О.И. Мамзурина, Р.Ю. Барков, А.В. Поздняков. Влияние малых добавок переходных и редкоземельных металлов на структуру и твердость сплава Al-0,2%Zr-0,1%Sc. Международная научно-практическая конференция «Интенсификация гидрометаллургических процессов переработки природного и техногенного сырья. Технологии и оборудование» Санкт-Петербург, 28 мая-01 июня 2018 года.

3. Р.Ю. Барков, А.В. Поздняков. Влияние Y на структуру и механические свойства сплава Al–Mg–Mn–Zr–Sc–Y. XIX-ая Международная научно-техническая Уральская школа-семинар металлургов – молодых ученых. Екатеринбург 19–23 ноября 2018 года. Сс. 354-357.

4. R.Yu. Barkov, O.I. Mamzurina, A.V. Pozdnyakov. Microstructure and mechanical properties of the novel Al-Mg-Mn-Zr-Sc-Yb and Al-Mg-Cr-Zr-Sc-Yb alloys with low sc content «EEMIGM International Conference on Advanced Materials Research», Москва, 25-26 апреля 2019 года.

5. Р.Ю. Барков, А.В. Поздняков. Микроструктура и механические свойства новых сплавов системы Al-Y-Sc. IV Международная школа для молодежи "Материаловедение и металлофизика легких сплавов", Екатеринбург, с 18 по 20 июня 2019 года.

6. Р.Ю. Барков, О.А. Яковцева, А.В. Поздняков. Фазовый состав и механические свойства сплавов Al-Mg-Mn-Zr-Yb и Al-Mg-Cr-Zr-Yb с малой концентрацией скандия. XX Всероссийская школа-семинар по проблемам физики конденсированного состояния вещества (СПФКС–20) 21-28 ноября 2019 года.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении показана актуальность исследуемой проблемы, представлены цель и задачи работы, ее научная новизна и практическая значимость.

В главе 1 проведен анализ литературы по особенностям формирования дисперсоидов в процессе распада пересыщенных твердых растворов, в частности в алюминиевых сплавах при легировании добавками ПМ и РЗМ. Проанализировано влияние температурных и концентрационных параметров на морфологию и распределение выделений дисперсоидов, образованных при распаде пересыщенного твердого раствора с различными РЗМ и ПМ, а также режимов обработки на свойства алюминиевых сплавов. РЗМ и ПМ, такие как Sm, Gd, Tb, Dy, Ho, Tm, Lu, Y, Er и Yb снижают использование Sc с сохранением высокой плотности выделений и, следовательно, высокой прочности сплава. Среди прочих добавка Zr является самой эффективной и самой изученной. Среди РЗМ на общем фоне выделяются добавки Y, Er и Yb. Они способны как образовывать собственные дисперсоиды с алюминием, так и входить в состав более сложных дисперсоидов, существенно снижая эффективное содержание скандия в алюминиевых сплавах. В сплавах системы Al-Mg добавки РЗМ способны значительно измельчать зерно литых сплавов и повышать свойства сварных соединений. Однако выявление наиболее перспективных легирующих добавок, их сочетания и концентраций, которые способствовали бы достижению в малолегированном алюминиевом сплаве высокой прочности и электропроводности остается актуальным.

В главе 2 представлены составы исследуемых материалов и методики исследования. Объектами исследования являлись малолегированный Al и сплавы системы Al-Mg с добавками РЗМ и ПМ (*таблица 1*). Приготовление сплавов проводили в лабораторной электрической печи сопротивления в графито-шамотных тиглях. Заливку сплавов осуществляли в медные водоохлаждаемые изложницы с внутренней полостью (20 × 40 × 100) мм и (28 × 130 × 190) мм, при этом скорость охлаждения при кристаллизации составляла примерно 15 К/с. Температура расплава перед разливкой составляла (750±5) °С для сплавов на основе Al и 770-830 °С для сплавов на основе системы Al-Mg в зависимости от концентрации легирующих элементов. Для приготовления исследуемых сплавов использовали следующие шихтовые материалы: алюминий марки А99 или А85, магний марки Mg95 и лигатуры: Al – 10 % Y, Al – 2,5 % Sc, Al – 3,5 % Zr, Al – 8,6 % Er, Al – 10 % Mn, Al – 10 % Cr, Al – 10% Yb.

Таблица 1 – Химический состав исследуемых сплавов

Номер		Массовая доля компонентов, %								
		Mg	Mn	Cr	Zr	Sc	Y	Er	Yb	Al
1	AlYSc005	-	-	-	-	0,05	0,2	-	-	Ост
2	AlYSc02	-	-	-	-	0,2	0,2	-	-	Ост
3	AlYScYb	-	-	-	-	0,2	0,2	-	0,3	Ост
4	AlYErSc005	-	-	-	-	0,05	-	0,3	0,3	Ост
5	AlYErSc02	-	-	-	-	0,2	-	0,3	0,3	Ост
6	AlYEr	-	-	-	-	-	0,2	0,3	-	Ост
7	AlYErZr	-	-	-	0,25	-	0,2	0,3	-	Ост
8	1545Y	4,5	0,5	-	0,15	0,05	0,2	-	-	Ост
9	1570	5,7	0,4	-	0,1	0,25	-	-	-	Ост
10	1570Er	5,7	0,4	-	0,1	0,12	-	0,38	-	Ост
11	1570MnYb	6	0,2	-	0,25	0,05	-	-	0,3	Ост
12	1570CrYb	6	-	0,2	0,25	0,05	-	-	0,3	Ост

Термическую обработку сплавов проводили в печи электросопротивления марки Nabertherm N30/65A с точностью поддержания температуры ± 1 °С. Для прокатки использовали двухвалковый прокатный стан марки УСП-133 с диаметром валков 200 мм. Температура горячей прокатки слитков составляла 300-440 °С, в зависимости от состава сплава и режима предшествующей термической обработки. Световые микроскопы Zeiss Axiovert 200MMAT и Neophot-30 с поляризованным светом использовали для анализа зеренной структуры сплавов. Микроструктуру, химический и фазовый составы сплавов исследовали с помощью сканирующего электронного микроскопа TESCAN VEGA 3LMH (СЭМ), оборудованного энергодисперсионным рентгеновским спектрометром (ЭДС) XMAX-80, и рентгеновского дифрактометра Bruker D8 Advanced. Структура выделений отожженных сплавов была исследована с использованием просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) JEOL JEM 2100. Образцы для ПЭМ полировали с использованием электролита (состава 70% CH₃OH, 30% HNO₃) на установке электролитического утонения Struers Tenupol-5. Электропроводность измеряли на образцах с размерами (1×70×5) мм³ четырехконтактным методом при помощи миллиомметра INSTEK GOM-802. Твердость измеряли с использованием твердомера Wilson Wolpert UN930 по методу Виккерса при нагрузке 5 кг. Испытания на одноосное растяжение выполняли на испытательной машине Zwick / Roell Z250.

В главе 3 исследована микроструктура и механические свойства новых малолегированных алюминиевых сплавов.

Основываясь на исследовании Дюнана Д. и соавторов [*Acta Materialia*, 57(14) (2009) 4022-4031], система Al-Er-Sc выбрана как базовая для анализа РЗМ на структуру и свойства алюминия и поиска материалов, сочетающих высокую прочность и электропроводность.

На первом этапе работы в данной главе в базовой системе была проведена замена Er на Y- получены сплавы системы Al-Y-Sc и определено влияние иттербия на структуру и свойства сплава Al-Y-Sc - получен сплав системы Al-Y-Sc-Yb.

На втором этапе исследовано влияние добавки иттербия на структуру и свойства сплавов базовой системы Al-Er-Sc - получены сплавы системы Al-Er-Sc-Yb.

На третьем этапе было проведено комбинированное легирование иттрием и эрбием – получен сплав системы Al-Y-Er, так же исследовано влияние циркония на структуру и свойства – сплав системы Al-Y-Er-Zr.

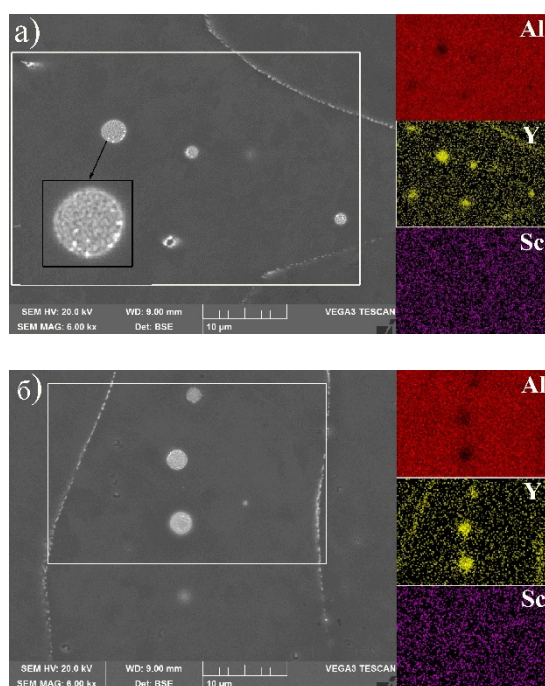


Рис.1 Микроструктура сплавов AlYSc005 (а) и AlYSc02 (б) и распределение легирующих элементов между фазами в выделенной области (белый прямоугольник)

Согласно анализу на дифференциальном сканирующем калориметре, температура солидуса обоих сплавов составляет 645 °С. В соответствии с температурой солидуса сплавы AlYSc005 и AlYSc02 подвергали отжигу при 635 °С в течение 24 часов и закачивали в воду. В процессе гомогенизационного отжига фаза Al_3Y полностью растворилась в (Al). Твердость слитков сплавов AlYSc005 и AlYSc02 составляет 23HV и 26HV, соответственно. После гомогенизации и закалки твердость снижается до 20HV. Слитки сплавов отжигали при 370, 400 и 440 °С в течение разного времени. Наибольшее упрочнение достигается после отжига при 370 и 400 °С (Рис. 2) в обоих сплавах как после отжига слитков, так и предварительно гомогенизированных образцов. Прирост твердости составил 5-10HV и 15-23HV для сплавов AlYSc005 и AlYSc02, соответственно. В результате эвтектические частицы фазы Al_3Y размером 100-

Максимальная равновесная растворимость иттрия в (Al) составляет примерно 0,2 масс.%. Скандий вводят в алюминиевые сплавы в среднем в количестве 0,2 масс. %. При этом, уже при содержании 0,07 масс. % Sc наблюдается существенный упрочняющий эффект. В соответствии с этим получены два сплава Al-0,2Y-0,05Sc (AlYSc005) и Al-0,2Y-0,2Sc (AlYSc02). В литой структуре сплавов выявлено наличие алюминиевого твердого раствора и эвтектической фазы Al_3Y размером 100-200 нм, располагающейся по границам зерен и дендритных ячеек (рис. 1). Скандий равномерно распределен в алюминиевом твердом растворе.

200 нм вносят большой вклад в упрочнение, чем растворенный в алюминиевом твердом растворе иттрий.

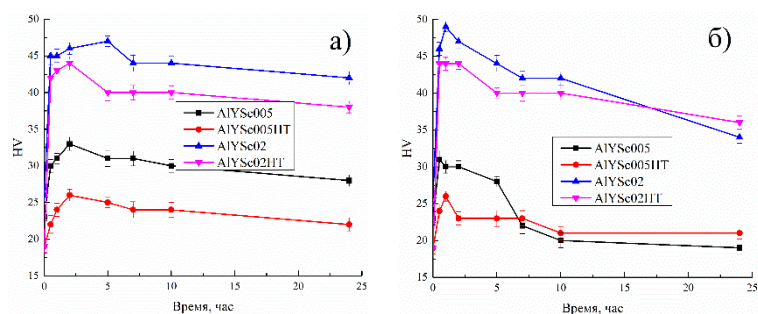


Рис. 2 Зависимости твердости от времени отжига при 370 °С (а), 400 °С (б) для литых и предварительно гомогенизированных (HT) образцов

Увеличение температуры отжига с 370 до 440 °С уменьшает время достижения пика твердости с 2 до 0,5 часа и ускоряет процесс разупрочнения.

На электронограммах представлены рефлексы, принадлежащие алюминиевому твердому раствору (в оси зоны [110]) и фазе со структурой L_{12} (рис. 3). L_{12} -дисперсоиды зарождаются как гомогенно, так и гетерогенно на дислокациях. Частицы однородно распределены в матрице (Al) и представлены в строчках на линиях дислокаций. Выделения двойной фазы Al_3Sc обычно зарождаются гомогенно. В связи с этим можно предположить, что в сплаве AlYSc02 выделения L_{12} соответствуют фазе $Al_3(Sc,Y)$. В результате структура, состоящая из эвтектических частиц размером (100-200) нм и дисперсоидов (9 ± 2) нм, которая сформирована в сплаве AlYSc02 после отжига без предварительной гомогенизации, определяет более высокую твердость в сравнении с тем же сплавом, подвергнутым предварительной гомогенизации с дисперсоидами того же типа и размера.

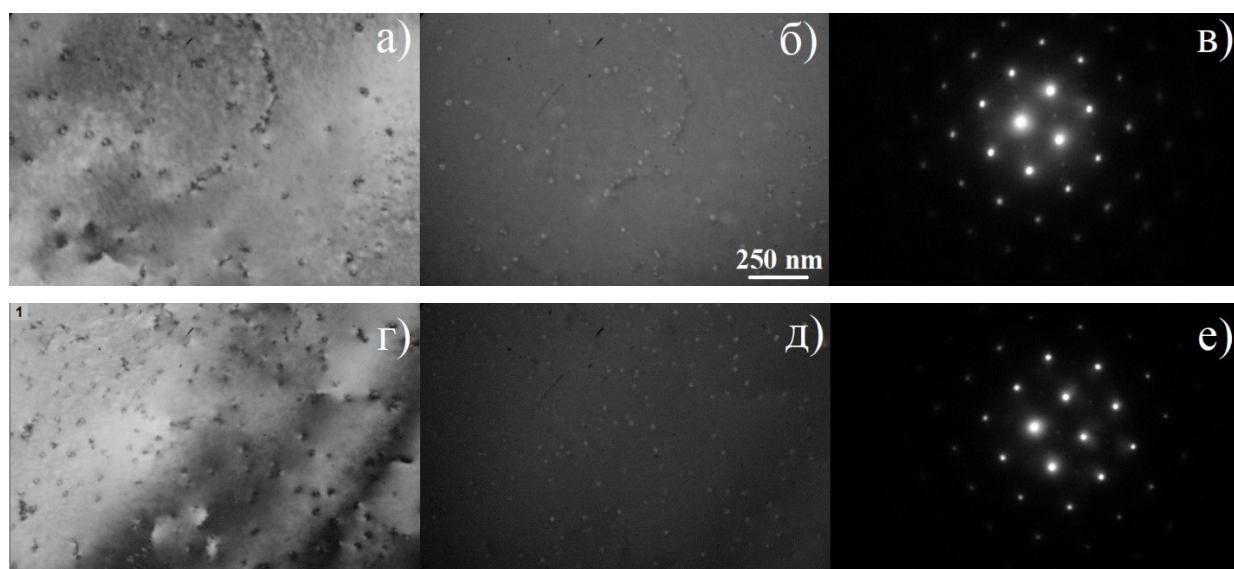


Рис. 3 Микроструктура сплава AlYSc02 после отжига при 400 °С в течение 1 часа в литом (а-в) и предварительной гомогенизации (г-е) (а, г – светлопольное изображение, б, д – темнопольное изображение, микроэлектронограммы в оси зоны [110] (в, е) (ПЭМ)

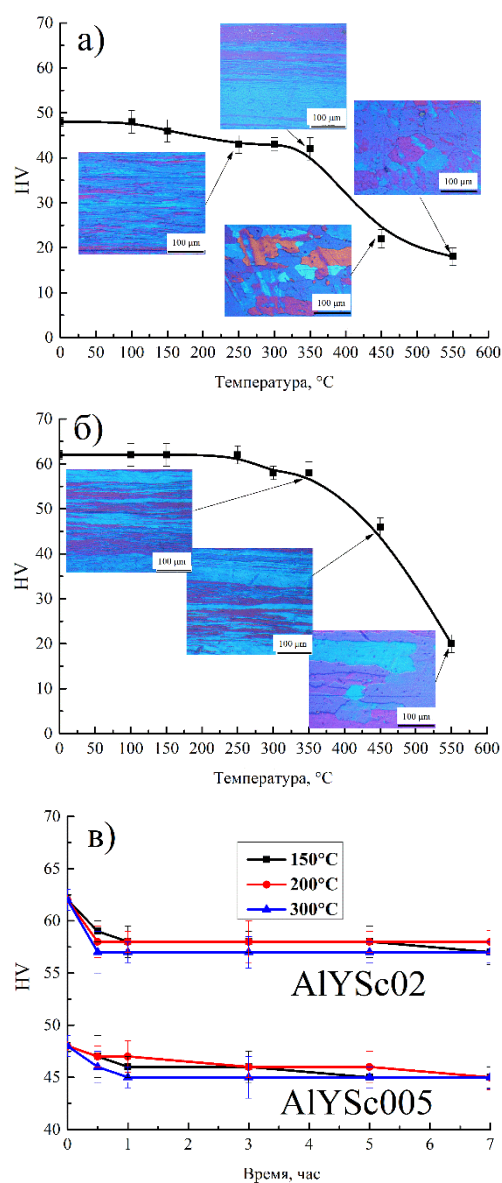


Рис. 4 Зависимости твердости от температуры (а, б) и времени отжига (в) для сплавов AlYSc005 (а) и AlYSc02 (б)

Несмотря на несколько больший относительный прирост твердости в сплавах с предварительной гомогенизацией, большее абсолютное значение твердости имеют негомогенизированные сплавы. Большой прирост твердости определяется большей легированностью матрицы и, соответственно, большей плотностью выделений (рис. 3). Структура, сформированная в сплавах без предварительной гомогенизации, представляется наиболее перспективной для сплавов электротехнического назначения. В соответствие с этим все дальнейшие исследования проведены без предварительной гомогенизации слитков. Слитки прокатаны при температуре 400 °С с толщины 20 мм до 10 мм и с 10 мм до 1 мм при комнатной температуре. Зависимости твердости от температуры и времени отжига представлены на рис. 4. Существенное разупрочнение происходит после 1 часа отжига при 450 °С. Однако при этом сплав AlYSc02 сохраняет нерекристаллизованную структуру (рис. 4б). Температурный интервал рекристаллизации сплавов AlYSc005 и AlYSc02 составил 350-450 °С и 450-550 °С, соответственно (Рис. 4 а, б). Отжиг при температурах ниже 350 °С в течение разного времени показывает небольшое снижение твердости после получаса. Увеличение времени отжига до 7 часов не снижает твердость, что связано с наличием эвтектических частиц фазы Al_3Y и $L1_2$ -дисперсоидов, препятствующих перераспределению дислокаций и миграции границ зерен.

Таблица 2 - Механические свойства при одноосном растяжении сплавов AlYSc02 и AlYSc005

Состояние	AlYSc005			AlYSc02		
	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %
Деформированное	146±1	156±2	10,2±0,4	186±2	201±1	11,8±0,2
Отжиг 200 °С, 1 ч	136±2	148±3	10,4±0,3	178±1	198±1	10,7±0,8
Отжиг 200 °С, 7 ч	133±2	145±1	12,2±0,8	178±1	200±1	15,1±0,8
Отжиг 300 °С, 1 ч	128±3	137±3	12,3±0,7	179±2	200±2	16,5±0,5
Отжиг 300 °С, 7 ч	127±4	138±5	16,2±0,2	183±3	202±2	15,8±0,3
Отжиг 300 °С, 100 ч	133±4	145±3	16,5±0,2	182±3	203±2	12,0±0,6

Предел текучести сплава AlYSc005 снижается на 10-15 МПа, а удлинение увеличивается на 5% в процессе отжига при 200 и 300 °С. Сплав AlYSc02 демонстрирует высокую термическую стабильность предела текучести (характеристики прочности не снижаются вплоть до 100 ч отжига) за счет большего содержания скандия и, соответственно, большей объемной доли L1₂-дисперсоидов. Предел текучести сплава AlYSc02 составляет 178-186 МПа, а удлинение 10,7-16,5% во всех состояниях. Наибольшая электропроводность 61,5-62,4% от международного стандарта на отожженную медь (International Annealed Copper Standard – IACS, %) достигнута после отжига при 300 °С в течение 5 и 7 часов (Таблица 3). Увеличение времени отжига до 100 часов еще несколько повышает электропроводность. Для промышленного сплава 1350 электропроводность несколько ниже - 61% IACS. Кроме того, его предел текучести существенно ниже, чем в исследованных сплавах и составляет 110 МПа.

Таблица 3 - Удельная электропроводность сплавов AlYSc005, AlYSc02, A99 и 1350

Состояние	IACS, %			
	AlYSc005	AlYSc02	Al (99,99%)	1350
Деформированное	59,9	59,3	64,5	61
Отжиг 200 °С, 1 ч	60,8	60,2		
Отжиг 200 °С, 7 ч	60,8	60,5		
Отжиг 300 °С, 1 ч	60,9	60,8		
Отжиг 300 °С, 7 ч	62,4	61,5		
Отжиг 300 °С, 100ч	62,8	61,7		

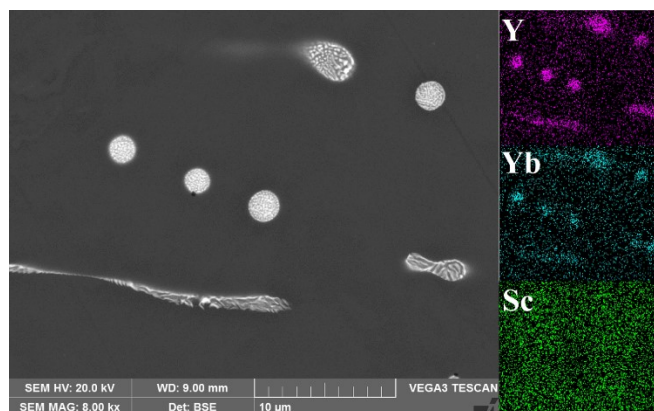


Рис. 5 Микроструктура сплава AlYScYb в литом состоянии и распределение легирующих элементов между фазами (СЭМ)

В сплав Al-0,2Y-0,2Sc (AlYSc02) введено 0,3%Yb, что примерно соответствует его максимальной растворимости в (Al), и выплавлен сплав состава Al-0,2Y-0,2Sc-0,3Yb (AlYScYb). В литой структуре помимо алюминиевого твердого раствора выявлена дисперсная эвтектика, в которой интерметаллидная фаза обогащена иттрием и иттербием (распределения легирующих элементов на рис. 5). Скандий однородно распределен в алюминиевом твердом растворе, а концентрация иттрия и иттербия в растворе составляет 0,1-0,2 % согласно результатам микрорентгеноспектрального анализа. Размер эвтектической фазы кристаллизационного происхождения находится в интервале 100-250 нм.

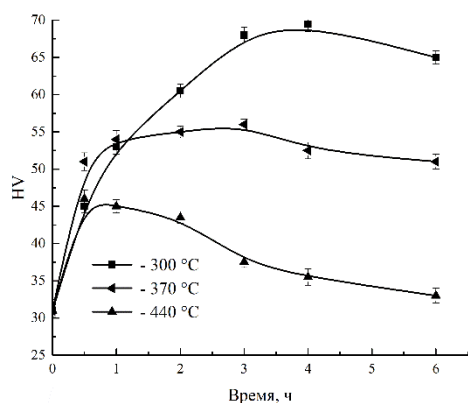


Рис.6 Зависимость твердости от времени отжига слитка сплава AlYScYb при температурах 300, 370 и 440 °C

сверхструктурные рефлексы расположены между более ярких рефлексов матрицы. Можно отметить достаточно однородное распределение дисперсоидов размером (7 ± 2) нм, зарождающихся преимущественно гомогенно в матрице. Вероятнее всего, дисперсоиды соответствуют фазе $Al_3(Sc, Y, Yb)$.

Образцы сплава отжигали при температурах 300, 370 и 440 °C в течение разного времени. 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 (рис. 6). На рис. 7 представлена микроструктура сплава после отжига при 300 °C в течение 3 часов и микроэлектронограмма в оси зоны [112]. Выделения имеют $L1_2$ структуру –

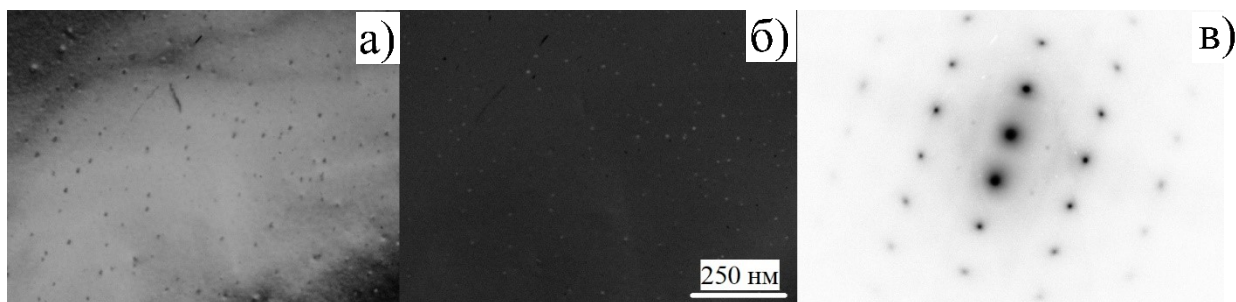


Рис. 7 Микроструктура сплава AlYScYb после отжига при 300 °C в течение 3 часов (а – светлопольное изображение, б – темнопольное изображение) и микроэлектронограмма в оси зоны [112] (в) (ПЭМ)

После отжига при 300 °C в течение 3 часов, слиток прокатывали при температуре 300 °C от толщины 20 мм до 10 мм и при комнатной температуре до толщины 1 мм. Зеренная структура сплава AlYScYb сохраняется нерекристаллизованной до 450 °C (вставка микроструктуры на рис. 8а). При температуре 550 °C полностью проходит рекристаллизация и твердость резко снижается (рис. 8а). Иттербий не оказал существенного влияния на температуру начала рекристаллизации, она осталась в интервале 450-550 °C. Однако, отмечено существенное влияние добавки иттербия на изменение твердости в процессе отжига прокатанных листов. На температурной зависимости твердости при 300-350 °C отмечено появление локального максимума твердости (рис. 8а). Также повышение твердости выявлено на временной зависимости при 300 °C (рис. 8б). Через 0,5 часа отжига

при 300 °С твердость возрастает с 67HV до 76HV и практически не изменяется при увеличении времени отжига до 7 часов.

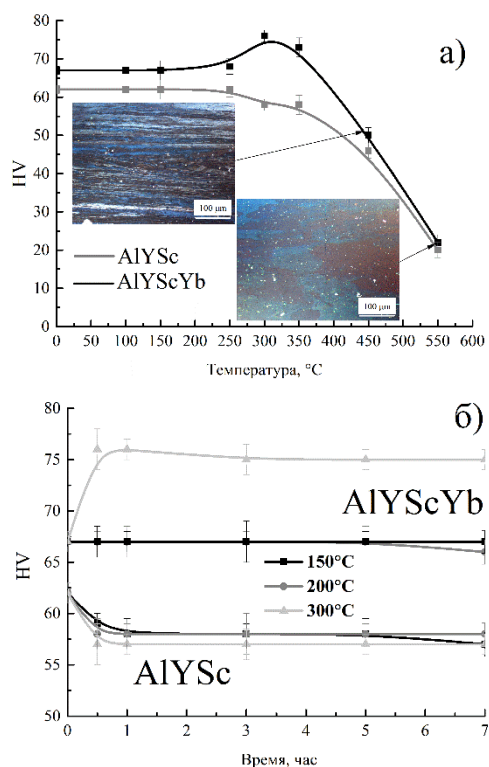


Рис. 8 Зависимость твердости от времени отжига 1 мм листов при температурах 100-550 °С в течение 1 часа (а), при температурах 150, 200 и 300 °С (б)

Накопление дефектов при прокатке повышает вероятность гетерогенного зарождения и упрочнение можно связать с дораспадом алюминиевого твердого раствора и повышением плотности распределения L1₂-дисперсоидов. Отжиг при низких температурах (150 и 200 °С) не приводит к изменению твердости листов (рис. 8б). Вероятно, температуры 150-200 °С, низки для активации дораспада твердого раствора. Важно отметить, что эффекта упрочнения не выявили в сплаве без иттербия (рис. 8б), в случае которого наблюдали разупрочнение, вызванное полигонизацией. Таким образом, можно предположить, что добавка иттербия стимулирует гетерогенное зарождение дисперсоидов со структурой L1₂. В Таблице 4 представлены механические свойства исследуемого сплава в сравнении со сплавом без Yb. В деформированном состоянии предел текучести

составляет 212 МПа, в процессе отжига при 200 °С не изменяется, и увеличивается до 231 МПа после 1 часа отжига при 300 °С. При этом стоит отметить, что предел текучести сплава с добавкой Yb на 30-50 МПа выше, чем в сплаве без него. Электропроводность сплава AlYScYb (Таблица 5) с увеличением температуры и времени отжига увеличивается с 54% до 54,9% (отжиг 200 °С) и 57,7% IACS (отжиг 300 °С в течение 7 часов), что вызвано уменьшением концентрации дефектов.

Таблица 4 - Механические свойства при одноосном растяжении сплавов AlYScYb и AlYSc02

Состояние	AlYSc02			AlYScYb		
	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
Деформированное	186±2	201±1	11,8±0,2	212±1	225±1	8,6±0,6
Отжиг 200 °С, 1 ч	178±1	198±1	10,7±0,8	213±1	230±1	8,7±1,2
Отжиг 200 °С, 7 ч	178±1	200±1	15,1±0,8	211±2	228±2	10,8±0,7
Отжиг 300 °С, 1 ч	179±2	200±2	16,5±0,5	231±1	244±1	7,6±0,8
Отжиг 300 °С, 7 ч	183±3	202±2	15,8±0,3	226±2	241±2	11,9±0,2
Отжиг 300 °С, 100 ч	182±3	203±2	12,0±0,6	207±2	226±3	11,0±0,4

Таблица 5 - Удельная электропроводность сплавов $AlYScYb$, $AlYSc02$, $A99$ и 1350

Состояние	IACS, %			
	$AlYSc02$	$AlYScYb$	Al (99,99%)	1350
Деформированное	59,3	54,0	64,5	61
Отжиг 200 °С, 1 ч	60,2	54,7		
Отжиг 200 °С, 7 ч	60,5	54,9		
Отжиг 300 °С, 1 ч	60,8	57,0		
Отжиг 300 °С, 7 ч	61,5	57,7		
Отжиг 300 °С, 100 ч	61,7	58,9		

Для изучения влияния иттербия на структуру и свойства сплавов системы Al-Er-Sc получены сплавы Al-0,3Er-0,05Sc-0,3Yb ($AlErYbSc005$) и Al-0,3Er-0,2Sc-0,3Yb ($AlErYbSc02$).

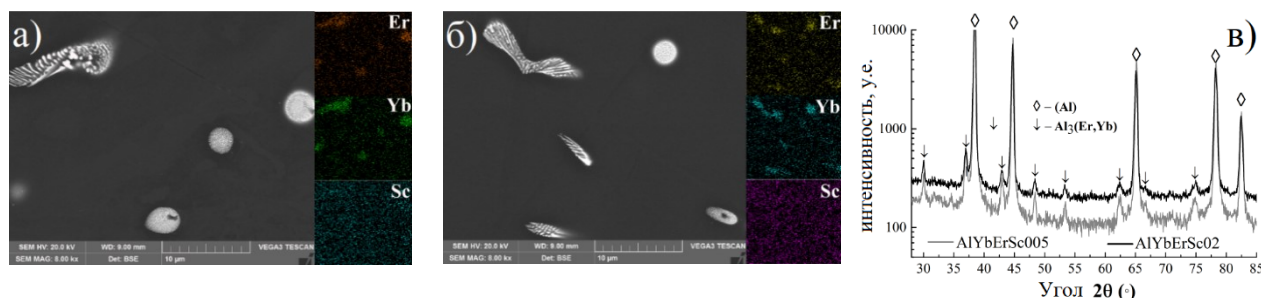


Рис. 9 Микроструктура сплава $AlErYbSc005$ (а) и $AlErYbSc02$ (б) и распределение легирующих элементов между фазами (СЭМ), и рентгенограмма (в)

В литой структуре сплавов отмечено наличие алюминиевого твердого раствора и обогащенных иттербием и эрбием частиц эвтектической фазы $Al_3(Er,Yb)$ размером 50-200 нм (рис.9а, б). Концентрация эрбия и иттербия в (Al) составляет примерно 0,2% в соответствии с микрорентгеноспектральным анализом. Скандий не образует фаз кристаллизационного происхождения и полностью растворяется в (Al). Литые сплавы отжигали при 300 и 370 °С в течение различного времени для определения режимов отжига,

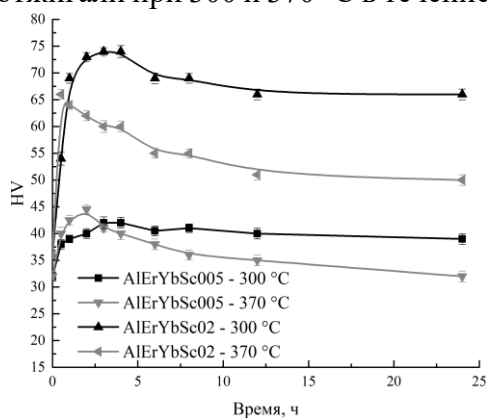


Рис. 10 Твердость сплавов $AlErYbSc005$ и $AlErYbSc02$ после отжига при температурах 300, 370 °С

обеспечивающих максимальную твердость (Рис. 10). В литом состоянии сплавы $AlErYbSc005$ и $AlErYbSc02$ имеют твердость 32HV и 36HV, соответственно. Максимальная твердость для сплава $AlErYbSc005$ составляет 42-44 HV и достигается после 2-3 часов отжига, и не значительно зависит от температуры отжига. Максимальная твердость в сплаве $AlErYbSc02$ достигает 74 HV после 3 часов отжига при 300 °С.

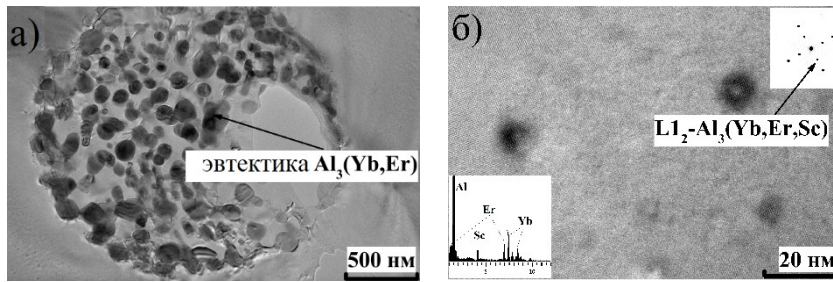


Рис. 11 Микроструктура сплава AlErYbSc02 после отжига при 300 °С в течение 3 часов (электронограмма и спектр от наноразмерной частицы во вставках на изображении (б) (ПЭМ)

Микроструктура в ПЭМ сплава AlErYbSc02, отожженного при 300 °С в течение 3 часов, показана на рис. 11. Размер и морфология частиц эвтектической фазы Al₃(Er,Yb) не изменились во время отжига (рис.11а).

Наибольший упрочняющий эффект при отжиге при 300 °С был достигнут за счет зарождения когерентных выделений L₁₂ фазы Al₃(Sc,Er,Yb) размером (6±2) нм (рис.11б). После отжига при 300 °С в течение 3 часов слиток прокатывали при температуре 300 °С от толщины 20 мм до 10 мм и при комнатной температуре до толщины 1 мм. Твердость сплава AlErYbSc005 не изменилась после 1-часового отжига при температуре 100-350 °С, а затем

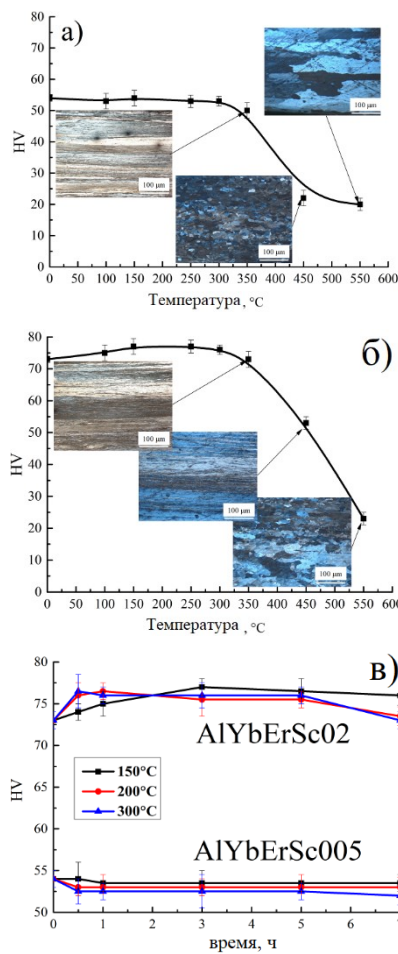


Рис. 12 Зависимости твердости от температуры (а, б) и времени отжига (в) для сплавов AlErYbSc005(а) и AlErYbSc02(б)

резко снизилась при 450 °С из-за прохождения рекристаллизации (рис.12а). В сплаве AlErYbSc02 (рис.12б) твердость увеличивается после отжига при температуре 100-350 °С, а затем уменьшается. Однако рекристаллизованные зерна были обнаружены только после 1 ч отжига при 550 °С. Твердость сплава AlErYbSc005 существенно не изменилась после отжига до 7 часов (рис.12в). Пик твердости сплава AlErYbSc02 смещается с 3 до 0,5 ч при увеличении температуры отжига от 150 до 300 °С (рис.12в). Твердость сплава AlErYbSc02 несколько снизилась после достижения пика после 7 часов отжига. Предел текучести сплава AlErYbSc02 увеличивается с 222 МПа до 231 МПа, а относительное удлинение уменьшается с 5,8 до 3,6% после 1 ч отжига при 300 °С (таблица 6). Эти результаты косвенно подтверждают образование выделений во время отжига, которые тормозят движение дислокаций. Наибольшая электропроводность 60,8% достигнута после отжига при 300 °С в течение 7 часов в сплаве AlYbErSc005, тогда как максимум в 57,7% для сплава AlYbErSc02 наблюдается после 100 часов (таблица 7).

Таблица 6 – Механические свойства при одноосном растяжении сплавов AlYbErSc005 и AlYbErSc02

Состояние	AlYbErSc005			AlYbErSc02		
	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
Деформированное	173±1	184±2	9,0±0,9	222±2	233±2	5,8±1,2
Отжиг 200 °С, 1 ч	169±1	180±1	9,8±0,3	219±3	233±3	8,7±1,2
Отжиг 200 °С, 7 ч	162±1	172±1	8,7±0,3	221±2	234±2	7,3±0,8
Отжиг 300 °С, 1 ч	154±1	164±1	9,7±1,5	231±3	242±4	3,6±0,5
Отжиг 300 °С, 7 ч	153±1	164±1	12,8±0,6	222±2	233±1	4,4±0,7
Отжиг 300 °С, 100 ч	142±2	155±3	13,5±0,4	212±2	228±4	4,8±0,3

Таблица 7 – Удельная электропроводность сплавов AlYbErSc005, AlYbErSc02, A99 и 1350

Состояние	IACS, %			
	AlYbErSc005	AlYbErSc02	Al (99,99%)	Сплав 1350
Деформированное	59,1	53,5	64,5	61
Отжиг 200 °С, 1 ч	59,1	54,8		
Отжиг 200 °С, 7 ч	60,2	55,4		
Отжиг 300 °С, 1 ч	60,2	54,9		
Отжиг 300 °С, 7 ч	60,8	56,1		
Отжиг 300 °С, 100 ч	60,9	57,7		

Сплавы со скандием демонстрируют высокую прочность наряду с хорошей электропроводностью. Далее проведено исследование совместного влияния Er и Y на структуру и свойства чистого алюминия, а также эффекта добавки циркония. Получены сплавы следующих составов: Al-0,3Er-0,2Y и Al-0,3Er-0,2Y-0,25Zr

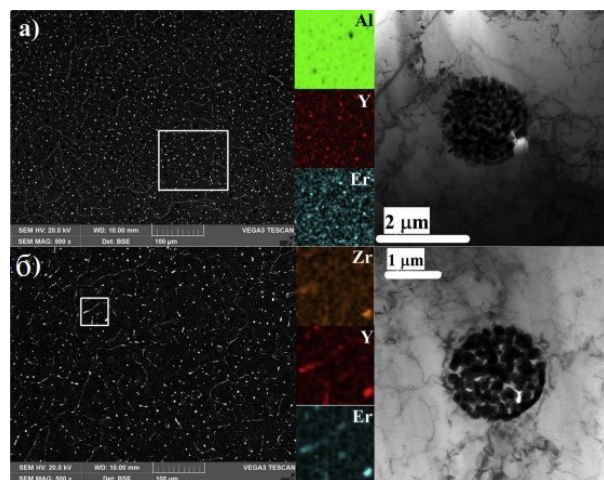


Рис. 13 Микроструктура сплавов AlErY(a) и AlErYZr(б) (СЭМ слева и ПЭМ справа) и распределение легирующих элементов между фазами в выделенной области (белый прямоугольник)

На рис. 13 показаны микроструктуры слитков, карты распределения легирующих элементов между фазами и ПЭМ-изображение эвтектической колонии. В сплаве AlErY белые частицы (рис. 13а) соответствуют фазам, обогащенным Y и Er совместно, и по отдельности. Добавление циркония приводит к образованию эвтектической фазы $Al_3(Er, Y, Zr)$ в сплаве Al-Er-Y-Zr (рис. 13б). Интерметаллидные фазы распределены по границам зерен и образуют округлые эвтектические колонии

в междендритных областях. Размер интерметаллидных частиц колеблется от 160 нм до 200 нм (ПЭМ-изображения на рис. 13). Для определения влияния температуры и времени отжига на эффект упрочнения исследуемые сплавы были отожжены при температурах 300, 370 и 440 °С. Твердость сплава AlErY увеличивается от 23HV до 30HV после отжига при 300 °С в течение 3 часов, а затем снижается до 25 HV через 48 часов. В сплаве AlErYZr наибольшее упрочнение достигается после отжига при 440 °С без существенного

разупрочнения с увеличением времени отжига. На *рис. 14* приведены изображения ПЭМ сплавов после отжига при 300 °С в течение 3 часов. В сплаве AlErY присутствуют дисперсоиды со средним размером 8 нм (*рис. 14б*). Данные дисперсоиды соответствуют фазе Al₃(Er,Y) (*спектры на рис. 14б*), так же было отмечено наличие дисперсоидов фазы Al₃Er размером до 20 нм. В сплаве AlErYZr отмечено наличие дисперсоидов одного типа фазы Al₃(Er,Y,Zr) со средним размером 4 нм (*рис. 14в и г*). Это указывает на то, что добавление Zr замедляет рост дисперсоидов фазы Al₃(Er,Y).

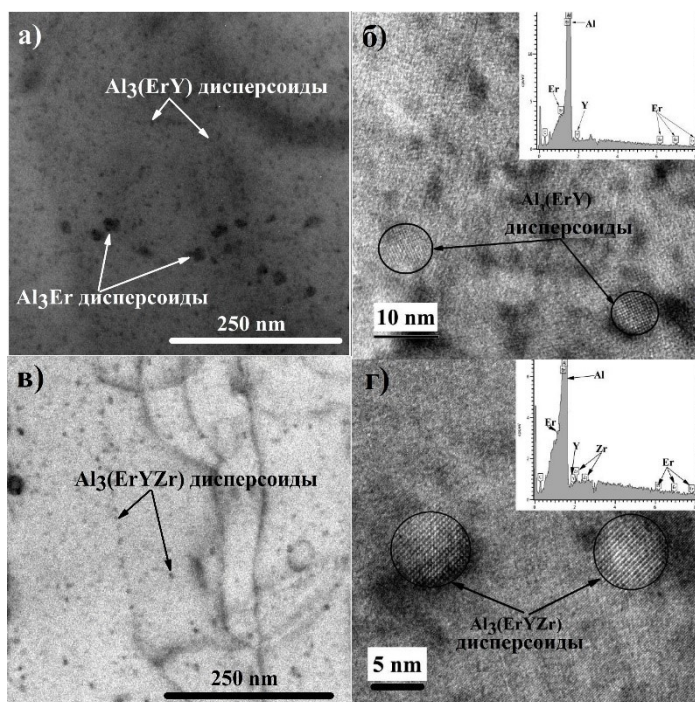


Рис. 14 Микроструктура ПЭМ сплавов AlErY(*а,б*), AlErYZr(*в,г*) после отжига 300 °С 3 часа

Сплавы AlErY и AlErYZr прокатывали после отжига при 300 °С в течение 3 часов с 20 до 10 мм при 370 °С и с 10 до 1 мм при комнатной температуре. Листы отожжены при 150 и 200 °С после прокатки для выбора режимов термообработки, обеспечивающих оптимальное сочетание прочности и электропроводности.

Отжиг прокатанного сплава AlErY демонстрирует снижение твердости с 43 до 39HV. Разупрочнение при низких температурах проходит из-за уменьшения плотности дислокаций

и образования субзерен внутри деформированных зерен. Твердость сплава AlErYZr практически не изменялась в пределах доверительного интервала в процессе низкотемпературного отжига. Вне зависимости от выбранных режимов термической обработки механические свойства сплава AlErYZr составляют: $\sigma_{0,2} = (144 \pm 3)$ МПа, $\sigma_B = (156 \pm 3)$ МПа и $\delta = (11 \pm 1)$ %. (*Таблица 8*). Сплав AlErY имеет электропроводность на 2–2,7% выше, чем сплав 1350 в отожженном состоянии (*Таблица 9*).

Таблица 8 - Результаты испытания на одноосное растяжение сплавов AlErY и AlErYZr

Состояние	Сплав AlErY			Сплав AlErYZr		
	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
Деформированное	130±3	142±3	10±1	144±3	159±4	10,9±1
Отжиг 150 °С, 3 ч	126±4	136±2	12,2±1	148±2	159±3	11±1
Отжиг 200 °С, 1 ч	121±5	131±3	12±0,8	140±4	153±2	12,2±1,1
Отжиг 200 °С, 4 ч	115±3	125±4	15,5±1,5	142±5	152±5	9,8±0,8

В тех же состояниях сплав AlErYZr имеет электропроводность ниже на 3,4–4,0 %, а предел текучести выше на 28–35 МПа, чем сплав 1350. Пониженную электропроводность и более высокую прочность сплава AlErYZr можно объяснить большей плотностью выделений и меньшим размером дисперсоидов Al₃(Er,Y,Zr).

Таблица 9 - Электропроводность сплавов AlErY и AlErYZr

Состояние	IACS, %			
	AlErY	AlErYZr	Al (99,99%)	Сплав 1350
Деформированное	61	55	64,5	61
Отжиг 150 °С, 3 ч	63	57		
Отжиг 200 °С, 1 ч	63,7	57,6		

Таблица 10 - Химический состав сплавов 1545K и 1545Y

Сплав	Al	Mg	Mn	Zr	Sc	Y
1545K	ост.	4,5	0,32	0,09	0,21	-
1545Y	ост.	4,7	0,5	0,15	0,05	0,2

В главе 4 на примере магналиев 1545K (Al-4,5Mg-0,32Mn-0,21Sc-0,09Zr) и 01570 (Al-5,7Mg-0,4Mn-0,25Sc-0,1Zr) рассмотрено влияние малых добавок иттрия, эрбия или иттербия на микроструктуру, фазовый состав, дисперсионное упрочнение и механические свойства листов. В таблице 10 представлены составы сплава 1545K и модельного сплава 1545Y, легированного иттрием. Концентрация скандия в модельном сплаве снижена до минимального уровня в 0,05% (более чем в 4 раза), при этом концентрация марганца повышена до 0,5%, циркония - практически до максимума для промышленных сплавов

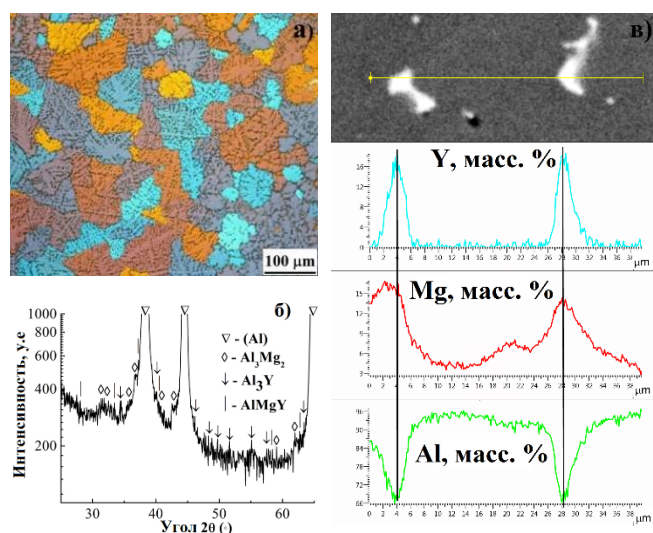


Рис. 15 Микроструктура в литом состоянии (а) и распределение легирующих элементов между фазами (СЭМ) (в), рентгенограмма (б) сплава 1545Y

0,15%, и введено 0,2% иттрия. Средний размер зерна в сплаве 1545Y составил (45±5) мкм (рис. 15а). Добавка иттрия приводит к образованию эвтектических фаз (белые включения на рис. 15в). Твердый раствор (Al), фазы Al₃Mg₂, Al₃Y и тройная фаза (AlMgY) определены на дифрактограмме сплава 1545Y (рис. 15б). По результатам точечного анализа концентрация иттрия в твердом растворе составила 0,15%, а цирконий и скандий полностью растворились в твердом растворе в процессе кристаллизации. Образцы сплава 1545Y отжигали при температурах 300, 370 и 440 °С в течение разного времени. Твердость слитка составляет 76 HV и достигает максимума в 81 HV после отжига при 440 °С в течение 3 часов и не меняется

вплоть до 16 часов выдержки. Упрочнение в процессе отжига слитков происходит за счет выделения $L1_2$ дисперсоидов (рис. 16). Сферические когерентные частицы размером (20 ± 5) нм расположены в строчках на дислокациях, что говорит о преимущественно гетерогенном зарождении. Слиток, отожженный на максимальную твердость, прокатывали с 20 до 6 мм при температуре 440 °С и с 6 до 1 мм при комнатной температуре. Твердость увеличилась до 145HV после прокатки (рис. 17).

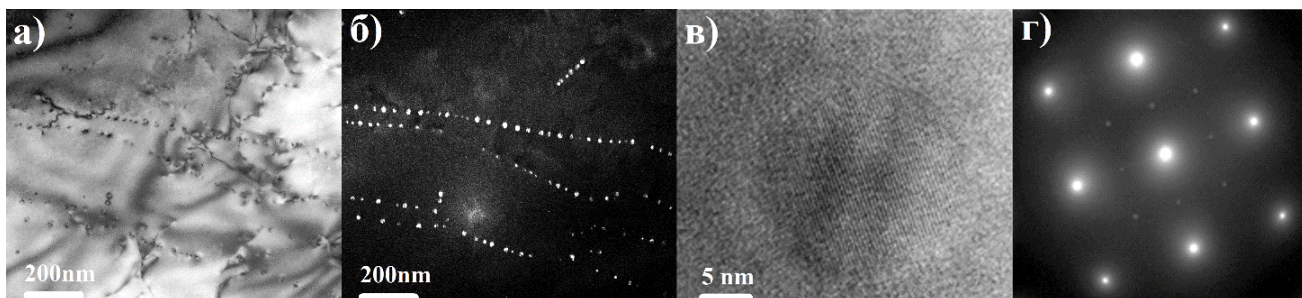


Рис. 16 Микроструктура сплава 1545Y после отжига при 440 °С в течение 10 часов (а - светлопольное изображение, б – темнопольное изображение) и микроэлектроннограмма в оси зоны [001] (г) (в – изображение когерентной частицы при большом увеличении)

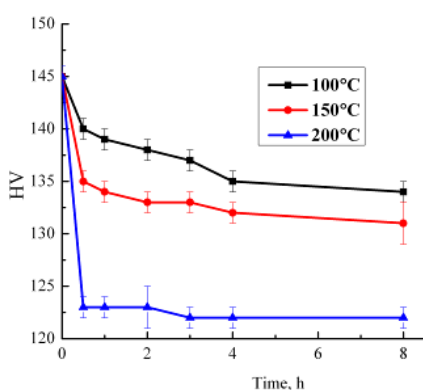


Рис. 17 Зависимость твердости сплава 1545Y от времени отжига 1 мм листов

Повышение температуры отжига от 100 до 200 °С значительно ускоряет разупрочнение. Отжиг при 100 °С в течение 0,5 ч снижает твердость на 5HV. В то же время после отжига при 200 °С в течение 0,5 ч снижение твердости приводит к более значительному снижению твердости листов на 22 HV. Увеличение времени отжига с 0,5 часа не приводит к дальнейшему существенному снижению твердости. Прокатка и низкотемпературный отжиг обеспечивают больший, чем в промышленных листах, предел текучести (386-420 МПа), а пластичность при этом несколько ниже и не превышает 8,8 % (Таблица 11).

Прокатка слитков сплава 1545K в лабораторных условиях с большой долей холодной деформации ($\epsilon_{\text{хол}}$) приводит к значительному повышению предела текучести в отожженном состоянии до 378-409 МПа.

Таблица 11 - Механические свойства при одноосном растяжении листов сплава 1545Y в сравнении с отожженными листами сплава 1545K

Сплав	$\epsilon_{\text{хол}}$	$\epsilon_{\text{полн}}$	Состояние	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	δ , %
1545Y	1,8	3	Деформированное	467±3	498±2	4,4±0,5
			Отжиг 100°С, 1 час	420±2	470±3	6,6±0,7
			Отжиг 100°С, 3 часа	412±4	464±1	4,8±0,6
			Отжиг 150°С, 3 часа	386±3	459±2	8,8±0,8
			Отжиг 200°С, 0,5 часа	363±2	437±4	8,4±0,7
1545K	2-2,6	2,5-3,2	Деформированное	447-466	481-493	1,9-3,5
			Отжиг 150-300°С	378-409	436-449	6,3-13,0

Таблица 12 - Химический состав сплава 1570 и модельного сплава 1570Er

Сплав	Al	Mg	Mn	Zr	Sc	Er
01570	ост.	5,7	0,4	0,1	0,25	-
1570Er	ост.	5,7	0,4	0,1	0,12	0,38

В таблице 12 представлены составы сплава 01570 и модельного сплава 1570Er, легированного эрбием. Добавление Er значительно измельчает зеренную структуру (с 290 до 90 мкм) по сравнению

со структурой сплава 01570, демонстрируя высокую модифицирующую способность эрбия. Твердый раствор (Al), фазы Al_3Mg_2 , Al_3Er были идентифицированы на рентгенограмме (рис. 18б). Приблизительно семь пиков не идентифицированы с помощью рентгеновской базы данных, которые отмечены знаком «?». Исходя из анализа распределения легирующих элементов видно, что светлые фазы в микроструктуре состоят из Al, Er и Mg. По-видимому, не выявленные пики соответствуют тройной фазе (Al, Mg, Er).

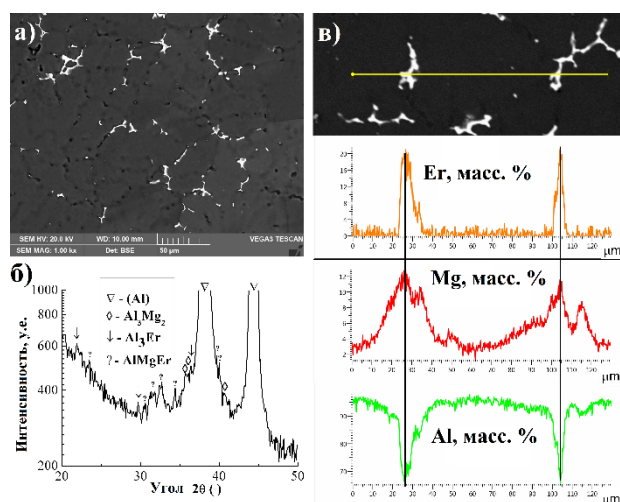


Рис. 18 Микроструктура сплава 1570Er в литом состоянии (а), распределение легирующих элементов между фазами (с) (СЭМ) и рентгенограмма (б)

счет выделения L_{12} -дисперсоидов. Сферические частицы размером (25 ± 5) нм расположены преимущественно однородно в матрице твердого раствора, что говорит о доминировании гомогенного зарождения (рис.19).

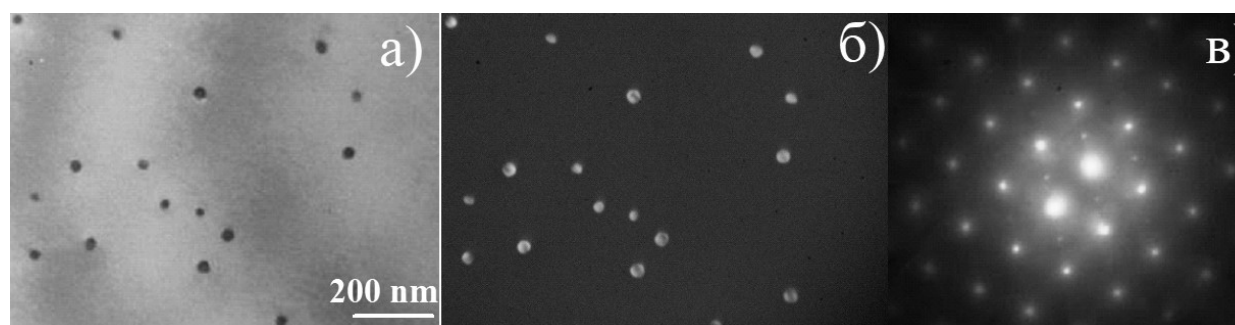


Рис. 19 Микроструктура сплава после отжига при 370 °С в течение 4 часов (а - светлопольное изображение, б – темнопольное изображение) и микроэлектроннограмма в оси зоны [112] (в)

Слитки сплава 1570Er отжигали при 300, 370 и 440 °С. Максимальная твердость в 115HV достигается после отжига при 370 °С в течение 4 часов. Во время отжига при температуре 300 °С достигается меньшее упрочнение, которое при этом продолжается вплоть до 10 часов отжига. Отжиг при температуре 440 °С обеспечивает локальный максимум в 105HV, с последующим снижением твердости. Увеличение твердости в процессе отжига слитков происходит за

Слиток, отожженный на максимальную твердость, прокатывали с 20 до 4 мм при температуре 370 °С и с 4 до 2 мм при комнатной температуре. Отжиг при 150 °С в течение 0,5 ч снижает твердость на 11HV. После отжига при 250 °С в течение 0,5 ч было обнаружено снижение твердости в 30HV. Предел текучести сплава и предел прочности сплава 1570Er в отожженном состоянии незначительно ниже (на 16-20 МПа) в сравнении с пределом текучести сплава 01570, при том же относительном удлинении 11% (таблица 13).

Таблица 13 - Механические свойства при одноосном растяжении листов сплавов 1570Er и 1570

Сплав	$\epsilon_{хол}$	$\epsilon_{полн}$	Состояние	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %
1570Er	0,7	2,3	Деформированное	431±4	489±3	6,7±0,5
			Отжиг 200°С, 1 ч	337±3	444±5	11,2±1,2
01570	0,7	2,3	Деформированное	440±3	513±5	5,4±0,2
			Отжиг 200°С, 1 ч	353±2	463±3	11,4±1

Таблица 14 - Химический состав модельных сплавов 1570MnYb и 1570CrYb

Сплав	Al	Mg	Mn	Cr	Zr	Sc	Yb
1570MnYb	ост.	6,0	0,2	-	0,25	0,05	0,3
1570CrYb	ост.	6,0	-	0,2	0,25	0,05	0,3

В таблице 14 представлены составы модельных сплавов 1570MnYb и 1570CrYb, как альтернативные модификации сплава 1570 (состав см. таблицу 12), легированного

иттербием и марганцем или хромом. Распределение элементов между фазами кристаллизационного происхождения в сплаве 1570CrYb более сложное (рис. 20). Наличие хрома в избыточных фазах не отмечено. Кремний и железо образовали фазу с алюминием, вероятнее всего это фаза Al_8Fe_2Si . Отмечено так же наличие четверной фазы (Al,Mg,Yb,Si)

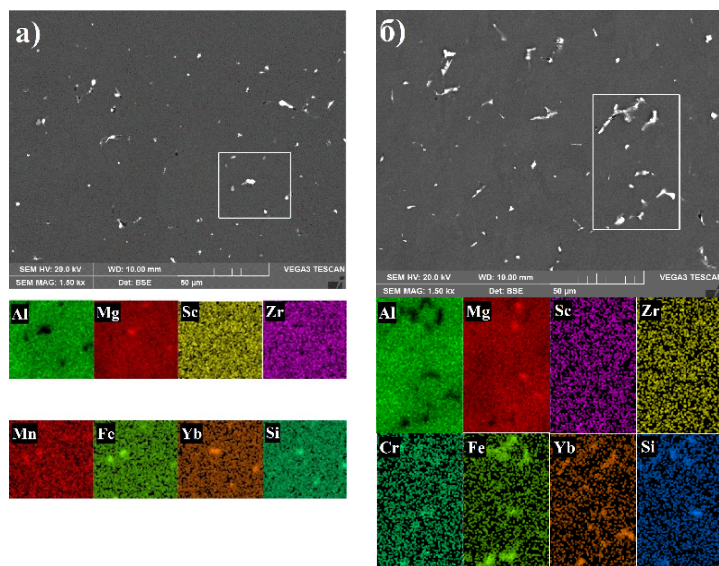


Рис. 20 Микроструктуры (СЭМ) слитков и распределение легирующих элементов между фазами в выделенной области (белый прямоугольник) в сплавах 1570MnYb (а) и 1570CrYb (б)

и фазы обогащенной железом и иттербием (Al,Fe,Yb) (рис. 20). В сплаве 1570MnYb выявлено наличие фаз $Al_6(Mn,Fe)$ и фазы кристаллизационного происхождения (Al,Mg,Yb,Si), а в сплаве 1570CrYb - Al_8Fe_2Si , и фаз (Al,Mg,Yb,Si), (Al,Fe,Yb). Слитки исследованных сплавов отжигали при температурах 370 и 440 °С в течение разного времени. Наибольший эффект упрочнения до 84HV в исследованных сплавах достигнут после 10 часов отжига

при температуре 440 °С. L1₂-дисперсоиды со средним размером (25±5) нм выделяются как гомогенно в теле зерна, так и гетерогенно на дислокациях (рис. 21). Выделения фаз Al₃Sc, Al₃(Sc,Zr) и Al₃Yb обычно зарождаются гомогенно. В связи с этим, можно предположить, что дисперсоиды, которые расположены на дислокациях, скорее всего, соответствуют фазе Al₃(Sc,Zr,Yb).

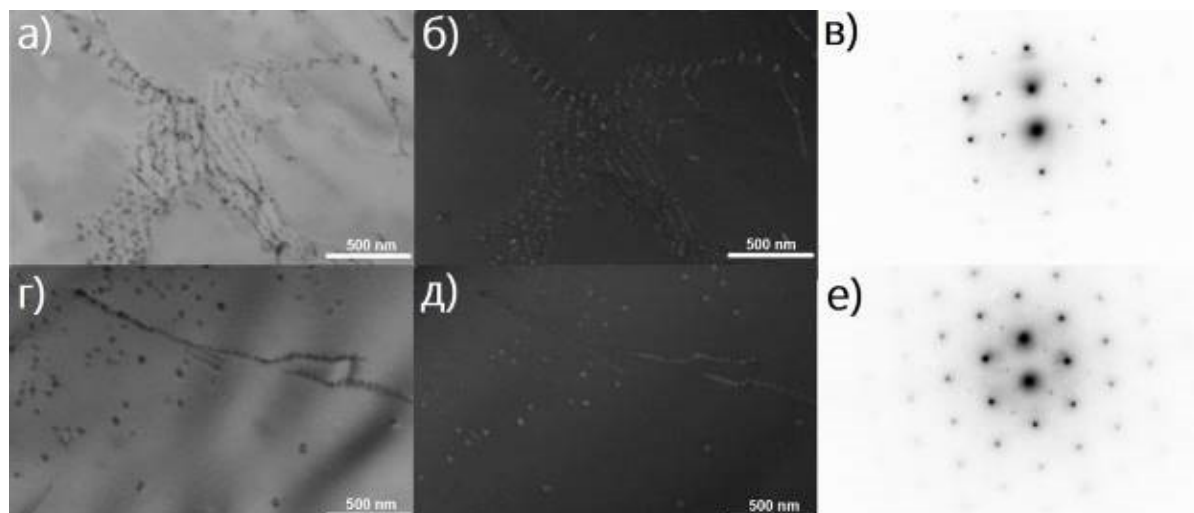


Рис. 21 Микроструктура исследованных сплавов после отжига 440 °С в течение 10 часов: а-в – 1570MnYb, г-е - 1570CrYb (а,г – светлопольное изображение, б,д – темнопольное изображение, микроэлектроннограмма в оси зоны [112](в) и [110] (е)) (ПЭМ)

После отжига при 440 °С в течение 10 часов слитки прокатаны по режиму: с 28 до 6 мм при температуре 440 °С, с 6 до 1 мм при комнатной температуре. После прокатки твердость возросла до 160HV.

Сплав 1570CrYb демонстрирует меньшую склонность к разупрочнению после отжига при 100-250 °С. При температурах отжига до 200 °С твердость снижается до 140HV. Сплав 1570CrYb имеет более высокий предел текучести и относительное удлинение как в деформированном, так и отожженном состояниях, чем сплав 1570MnYb (Таблица 15). Для наиболее прочного сплава 1570CrYb низкотемпературный отжиг (до 150 °С) обеспечивает предел текучести более 370 МПа при удлинении не менее 7,8%.

Таблица 15 - Механические свойства при одноосном растяжении листов сплавов 1570MnYb и 1570CrYb

Состояние	ε _{хол}	ε _{полн}	1570MnYb			1570CrYb		
			σ _{0,2} , МПа	σ _в , МПа	δ, %	σ _{0,2} , МПа	σ _в , МПа	δ, %
Деформированное	1,8	3,3	425±3	482±2	3,9±0,5	456±5	497±3	5±0,5
100°С, 1 ч			400±4	467±2	5,6±0,5	414±4	475±2	7,8±0,4
100°С, 4 ч			388±4	465±4	7,5±0,8	408±2	472±2	8,7±0,7
150°С, 1 ч			372±4	466±6	8,5±1	390±3	461±4	9,7±1
150°С, 3 ч			362±3	456±4	6,7±0,5	384±1	466±3	7,5±0,5
200°С, 1 ч			340±1	430±3	6±0,5	356±2	443±3	10,5±0,5
200°С, 3 ч			322±2	428±2	6,5±0,5	346±4	442±2	10,4±0,3

С целью повышения прочностных характеристик при растяжении исследованные сплавы были подвергнуты прокатке по разным режимам, сочетающим различные доли горячей, теплой и холодной деформации.

Слитки сплава **1545Y** толщиной 20 мм после отжига в течение 440 °С в течение 10 часов прокатаны по 4 режимам до листов толщиной 1 мм:

- Режим 1 (P1): 20→10 мм при 440 °С и 10→1 мм при 20 °С ($\epsilon_{гор}=0,7$; $\epsilon_{хол}=2,3$; $\epsilon_{полн}=3$)
- Режим 2 (P2): 20→6 мм при 440 °С и 6→1 мм при 20 °С ($\epsilon_{гор}=1,2$; $\epsilon_{хол}=1,8$; $\epsilon_{полн}=3$)
- Режим 3 (P3): 20→10 при 200 °С и мм 10→1 мм при 20 °С ($\epsilon_{тепл}=0,7$; $\epsilon_{хол}=2,3$; $\epsilon_{полн}=3$)
- Режим 4 (P4): 20→6 мм при 200 °С и 6→1 мм при 20 °С ($\epsilon_{тепл}=1,2$; $\epsilon_{хол}=1,8$; $\epsilon_{полн}=3$)

Таблица 16 - Механические свойства при одноосном растяжении листов сплава 1545Y

Состояние	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
	P1 ($\epsilon_{гор}=0,7$; $\epsilon_{хол}=2,3$; $\epsilon_{полн}=3$)			P3 ($\epsilon_{тепл}=0,7$; $\epsilon_{хол}=2,3$; $\epsilon_{полн}=3$)		
Деформированное	422±2	447±2	5,4±0,5	474±2	508±5	3,8±0,5
Отжиг 100 °С, 1 ч	390±3	434±4	6,6±0,6	440±3	489±4	5,8±0,5
Отжиг 100 °С, 3 ч	385±4	430±2	6,8±0,8	430±2	482±4	6,0±0,6
Отжиг 150 °С, 1 ч	365±2	420±4	8,2±0,8	407±3	471±5	5,8±0,8
Отжиг 150 °С, 3 ч	365±1	423±2	8,3±0,5	398±4	455±3	9,6±1
Отжиг 200 °С, 0,5 ч	330±3	389±3	9,2±0,8	375±5	448±2	11,3±1
	P2 ($\epsilon_{гор}=1,2$; $\epsilon_{хол}=1,8$; $\epsilon_{полн}=3$)			P4 ($\epsilon_{тепл}=1,2$; $\epsilon_{хол}=1,8$; $\epsilon_{полн}=3$)		
Деформированное	467±3	498±2	4,4±0,5	466±2	482±3	2,1±0,5
Отжиг 100 °С, 1 ч	420±2	470±3	6,6±0,7	433±3	482±3	6,5±0,5
Отжиг 100 °С, 3 ч	412±4	464±4	4,8±0,6	426±3	474±5	4,4±0,5
Отжиг 150 °С, 1 ч	388±3	456±2	6,4±0,8	399±4	465±2	7,8±0,8
Отжиг 150 °С, 3 ч	386±3	459±2	8,8±0,8	384±3	459±3	8,8±0,7
Отжиг 200 °С, 0,5 ч	363±2	437±4	8,4±0,7	368±2	444±4	11,1±1

Можно отметить, что увеличение доли горячей деформации при 440 °С (переход от режима P1 к P2) приводит к увеличению предела текучести на 20-30 МПа как в деформированном состоянии, так и после отжига. Вероятнее всего, это связано с активизацией процесса распада алюминиевого раствора в процессе деформации. Отжиг слитков при 440 °С привел к небольшому приросту твердости с 76 до 81HV, а дисперсоиды, образованные после 10 часов отжига располагались на дислокациях в строчках и имели невысокую плотность распределения (рис. 21). Теплая прокатка при 200 °С совмещенная с холодной (режим P3) обеспечивают несколько больший уровень прочностных свойств, чем по режиму P1. Для сплава 1545Y можно выделить оптимальные режимы получения листов, обеспечивающие наиболее высокий предел текучести наряду с хорошей пластичностью:

1. Прокатка по режиму P2 (20→6 мм - 440°С и 6→1 мм – 20 °С) и последующий отжиг при 150°С в течение 3 часов: $\sigma_{0,2} = 386$ МПа, $\sigma_B = 459$ МПа при $\delta = 8,8$ %.

2. Прокатка по режиму P3 (20→10 мм - 200°C и 10→1 мм - 20 °C) и последующий отжиг при 150°C в течение 3 часов. $\sigma_{0,2} = 398$ МПа, $\sigma_B = 455$ МПа при $\delta = 9,6$ %, либо отжиг при 200°C в течение 0,5 часа: $\sigma_{0,2} = 375$ МПа, $\sigma_B = 448$ МПа при $\delta = 11,3$ %.

Слитки сплава 1545Er толщиной 20 мм и 28 мм после отжига 370°C в течение 4 часов прокатаны по 3 режимам до листов различной толщины:

- Режим 1 (P1): 20→4 мм при 370 °C и 4→2 мм при 20 °C ($\epsilon_{гор} = 1,6$; $\epsilon_{хол} = 0,7$; $\epsilon_{полн} = 2,3$)
- Режим 2 (P2): 20→4 мм при 370 °C и 4→0,5 мм при 20 °C ($\epsilon_{гор} = 1,6$; $\epsilon_{хол} = 2,1$; $\epsilon_{полн} = 3,7$)
- Режим 3 (P3): 28→14 мм при 370 °C и 14→2 мм при 20 °C ($\epsilon_{гор} = 0,7$; $\epsilon_{хол} = 1,9$; $\epsilon_{полн} = 2,6$).

В таблице 17 представлены результаты испытаний на растяжение сплава 1570Er в сравнении со сплавом 01570 в деформированном состоянии и после отжига при 200 °C в течение 1 часа, обеспечивающего оптимальное сочетание прочности и пластичности. После прокатки по режиму P1, сплав 1570Er имеет на 16 МПа более низкий предел текучести в чем сплав 01570.

Таблица 17 - Механические свойства при одноосном растяжении листов сплава 1570Er

Сплав и состояние	$\epsilon_{хол}$	$\epsilon_{полн}$	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
1570 (P1), деф	0,7	2,3	440±3	513±5	5,4±0,2
Отжиг 200 °C, 1 ч			353±2	463±3	11,4±1
1570Er (P1), деф	0,7	2,3	431±4	489±3	6,7±0,5
Отжиг 200 °C, 1 ч			337±3	444±5	11,2±1,2
1570Er (P2), деф	2,1	3,7	477±1	500±3	1,8±0,2
Отжиг 200 °C, 1 ч			374±2	450±5	7,5±0,5
1570Er (P3), деф	1,9	2,6	480±5	524±4	4,2±0,5
Отжиг 200 °C, 1 ч			370±2	470±3	9,5±1

Увеличение доли холодной прокатки приводит к существенному повышению предела текучести (уже на 17-21 МПа выше, чем в сплаве 01570), однако удлинение при этом снижается до 7,5-9,5%. Эффекта повышения предела текучести при увеличении доли горячей прокатки не отмечено, что вероятнее всего, связано с предпочтительным гомогенным зарождением дисперсоидов в сплаве 1570Er. Максимальное упрочнение от распада алюминиевого твердого раствора достигнуто в процессе отжига слитков (рис. 19) и дополнительного эффекта упрочнения не отмечено, ввиду вероятно полного прохождения распада на стадии отжига слитка.

Для сплава 1570Er можно рекомендовать следующий режим получения листов, обеспечивающий наиболее высокий предел текучести наряду с хорошей пластичностью: прокатка по технологии P3 (28→14 мм - 370°C и 14→2 мм - 20°C, $\epsilon_{хол} = 1,9$, $\epsilon_{полн} = 2,6$) и последующий отжиг при 200°C в течение 1 часа: $\sigma_{0,2} = 370$ МПа, $\sigma_B = 470$ МПа при $\delta = 9,5$ %.

После отжига при 440 °С в течение 10 часов слитки сплавов 1570MnYb и 1570CrYb толщиной 28 мм были прокатаны до листов толщиной 1 мм по 4 технологиям, включающим различное сочетание долей горячей, теплой и холодной деформаций:

- Режим 1 (P1): 28→14 мм при 440 °С и 14→1 мм при 20 °С ($\epsilon_{гор}=0,7$; $\epsilon_{хол}=2,6$; $\epsilon_{полн}=3,3$)
- Режим 2 (P2): 28→10 мм при 440 °С и 10→1 мм при 200 °С ($\epsilon_{гор}=1$; $\epsilon_{хол}=2,3$; $\epsilon_{полн}=3,3$)
- Режим 3 (P3): 28→6 мм при 440 °С и 6→1 мм при 20 °С ($\epsilon_{гор}=1,5$; $\epsilon_{хол}=1,8$; $\epsilon_{полн}=3,3$)
- Режим 4 (P4): 28→14 мм при 440 °С и 14→1 мм при 200 °С ($\epsilon_{гор}=0,7$; $\epsilon_{тепл}=2,6$; $\epsilon_{полн}=3,3$).

В *таблицах 18 и 19* представлены результаты испытаний на одноосное растяжение сплавов 1570MnYb и 1570CrYb. Замена холодной деформации на теплую с уменьшением ее доли (P1-P2) позволяет сохранить уровень свойств практически на том же уровне для всех характеристик прочности и пластичности. Для сплава 1570MnYb увеличение доли горячей деформации (P1-P3) способствуют увеличению предела прочности при сохранении предела текучести и относительного удлинения примерно на том же уровне. Замена части холодной деформации на теплую (P1-P4) приводит к увеличению всех прочностных характеристик на 15-20 МПа с сохранением или незначительным (до 0,5%) снижением относительного удлинения в процессе отжига прокатанных листов. Для сплава 1570CrYb подобные изменения режимов деформации приводят к похожим, но не столь значительным заметным изменениям: пределы прочности и пластичности меняются в диапазоне 5-10 МПа, относительное удлинение при одинаковой термической обработке после различных режимов является схожим. Данные изменения свойств сплавов достаточно хорошо можно объяснить активацией процесса дораспада твердого раствора с гетерогенным зарождением частиц, которое стимулируется горячей или теплой прокаткой.

Таблица 18 - Механические свойства при одноосном растяжении листов сплава 1545MnYb

Состояние	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %
	P1 ($\epsilon_{гор}=0,7$; $\epsilon_{хол}=2,6$; $\epsilon_{полн}=3,3$)			P3 ($\epsilon_{гор}=1,5$; $\epsilon_{хол}=1,8$; $\epsilon_{полн}=3,3$)		
Деформированное	433±3	460±5	1,1±0,3	425±3	482±2	3,9±0,5
Отжиг 100 °С, 1 ч	415±4	488±3	6,8±0,5	400±4	467±2	5,6±0,5
Отжиг 100 °С, 4 ч	396±4	468±5	6,8±0,5	388±4	465±4	7,5±0,8
Отжиг 150 °С, 1 ч	375±6	443±3	4,3±0,3	372±3	466±5	8,5±0,7
Отжиг 150 °С, 2 ч	374±4	435±5	6,4±0,4	372±4	465±5	7,2±0,5
Отжиг 200 °С, 1 ч	341±2	438±3	9,3±0,5	340±1	430±3	6±0,5
	P2 ($\epsilon_{гор}=1$; $\epsilon_{хол}=2,3$; $\epsilon_{полн}=3,3$)			P4 ($\epsilon_{гор}=0,7$; $\epsilon_{тепл}=2,6$; $\epsilon_{полн}=3,3$)		
Деформированное	428±3	480±5	4,3±0,3	460±5	515±5	3,7±0,2
Отжиг 100 °С, 1 ч	403±3	469±3	5,4±0,5	445±5	480±5	4,8±0,5
Отжиг 100 °С, 4 ч	396±2	469±3	7,3±0,5	424±4	491±5	5,4±0,4
Отжиг 150 °С, 1 ч	373±3	457±2	8,8±0,7	394±6	486±4	9,3±0,8
Отжиг 150 °С, 2 ч	365±5	447±2	9,3±0,8	385±5	465±5	6,1±0,5
Отжиг 200 °С, 1 ч	334±4	430±5	9,7±0,8	361±3	432±3	9,5±0,5

Более легированный скандием сплав 01570 имеет примерно такой же уровень характеристик механических свойств после одного часа отжига при 200 °С: $\sigma_{0,2}=353$ МПа, $\sigma_B=463$ МПа и $\delta=11,4\%$.

В целом, для сплава 1570MnYb как оптимальные можно рекомендовать следующие режимы получения листов, обеспечивающие наиболее высокий предел текучести наряду с хорошей пластичностью:

1. Прокатка по режиму P3 (28→6 мм - 440°С и 6→1 мм - 20°С) и последующий отжиг при 150°С в течение 1 часа: $\sigma_{0,2} = 372$ МПа, $\sigma_B = 466$ МПа при $\delta = 8,5$ %.
2. Прокатка по режиму P4 (28→14 мм - 440°С и 14→1 мм - 200°С) и последующий отжиг при 150°С в течение 1 часа. $\sigma_{0,2} = 394$ МПа, $\sigma_B = 486$ МПа при $\delta = 9,3$ %.

Таблица 19 - Механические свойства при одноосном растяжении листов сплава 1545CrYb

Состояние	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
	P1 ($\epsilon_{гор}=0,7$; $\epsilon_{хол}=2,6$; $\epsilon_{полн}=3,3$)			P3($\epsilon_{гор}=1,5$; $\epsilon_{хол}=1,8$; $\epsilon_{полн}=3,3$)		
Деформированное	455±5	495±5	4±0,5	456±5	497±3	5±0,5
Отжиг 100 °С, 1 ч	440±4	485±2	4,3±0,7	414±4	475±2	7,8±0,4
Отжиг 100 °С, 4 ч	420±3	483±5	6,9±0,3	408±2	472±2	8,7±0,7
Отжиг 150 °С, 1 ч	397±3	454±4	5,2±0,5	390±3	461±4	9,7±1
Отжиг 150 °С, 2 ч	388±2	468±3	8,9±0,4	384±2	461±5	8,2±1
Отжиг 200 °С, 1 ч	359±4	438±4	5,6±0,9	356±2	443±3	10,5±0,5
	P2 ($\epsilon_{гор}=1$; $\epsilon_{хол}=2,3$; $\epsilon_{полн}=3,3$)			P4 ($\epsilon_{гор}=0,7$; $\epsilon_{тепл}=2,6$; $\epsilon_{полн}=3,3$)		
Деформированное	461±4	500±1	4,3±0,2	456±4	510±5	6±0,5
Отжиг 100 °С, 1 ч	428±3	462±2	5,4±0,3	431±3	478±2	6,8±0,6
Отжиг 100 °С, 4 ч	405±6	468±4	7,3±0,8	418±3	483±6	9,8±0,8
Отжиг 150 °С, 1 ч	391±5	460±1	8,8±0,7	401±2	477±3	8,3±0,7
Отжиг 150 °С, 2 ч	389±5	461±5	9,3±0,4	393±1	472±2	9,2±1
Отжиг 200 °С, 1 ч	357±3	441±2	9,7±0,7	356±3	444±4	9,7±0,9

Для сплава 1570CrYb оптимальными являются следующие режимы получения листов, обеспечивающие наиболее высокий предел текучести наряду с хорошей пластичностью:

1. Прокатка по режиму P2 (28→10 мм - 440°С и 10→1 мм - 200°С) и последующий отжиг при 150°С в течение 1 часа: $\sigma_{0,2} = 391$ МПа, $\sigma_B = 460$ МПа при $\delta = 9,1$ %.
2. Прокатка по режиму P3 (28→6 мм - 440°С и 6→1 мм - 20°С) и последующий отжиг при 150°С в течение 1 часа. $\sigma_{0,2} = 390$ МПа, $\sigma_B = 461$ МПа при $\delta = 9,7$ %, либо отжиг при 100°С в течение 4 часов. $\sigma_{0,2} = 408$ МПа, $\sigma_B = 472$ МПа при $\delta = 8,7$ %.
3. Прокатка по режиму P4 (28→14 мм - 440°С и 14→1 мм - 200°С) и последующий отжиг при 150°С в течение 1 часа. $\sigma_{0,2} = 401$ МПа, $\sigma_B = 477$ МПа при $\delta = 8,3$ %, либо отжиг при 150°С в течение 2 часов. $\sigma_{0,2} = 393$ МПа, $\sigma_B = 472$ МПа при $\delta = 9,2$ %.

Выводы по работе

Проведено исследование влияния добавок иттрия, эрбия и иттербия на эволюцию микроструктуры и свойств малолегированных алюминиевых сплавов и сплавов на основе системы Al-Mg в процессе термической и деформационной обработки.

1. Установлено, что в малолегированных сплавах системы Al-Y-Sc структура, состоящая из эвтектических частиц фазы Al_3Y размером 100-200 нм и $L1_2$ дисперсоидов размером (9 ± 2) нм, однородно распределённых в алюминиевой матрице, которая сформирована после отжига слитков без предварительной гомогенизации, определяет более высокую твердость в сравнении с теми же сплавами, подвергнутыми предварительной гомогенизации и содержащими только дисперсоиды. Предел текучести предварительно не гомогенизированного сплава Al-0,2Y-0,2Sc составляет 174-183 МПа, а электропроводность - 60,2-61,7% IACS в отожженном при 200-300°C до 100 часов выдержки после прокатки состояниях. Сплав с меньшим содержанием скандия Al-0,2Y-0,05Sc отличается пониженным пределом текучести 127-136 МПа и большей электропроводностью 60,8-62,8% IACS, что при этом выше, чем в промышленном электротехническом сплаве 1350.

2. Показано, что добавка иттербия в сплав Al-0,2Y-0,2Sc приводит к увеличению предела текучести до 211-231 МПа и снижению электропроводности до 54,7-58,9% IACS в отожженных после прокатки состояниях. Иттербий растворяется в эвтектической фазе, не меняя ее размера. А более высокая прочность связана с увеличением плотности выделений $L1_2$ дисперсоидов размером (7 ± 2) нм, преимущественно гомогенного зарождения. Выявлено значительное влияние добавки иттербия на кинетику изменения твердости в процессе отжига деформированных листов: через 0,5-1 часа отжига при 300 °C твердость и предел текучести возрастают (с 67HV до 76HV и с 212 до 231 МПа, соответственно) и практически не изменяются при увеличении времени отжига до 7 часов. Накопленные при прокатке дефекты повышают вероятность гетерогенного зарождения, и стимулируют дораспад твердого раствора с образованием выделений $L1_2$ фазы.

3. В сплавах системы Al-Er-Sc с добавкой иттербия после отжига слитков сформирована структура, состоящая из частиц эвтектической фазы $Al_3(Er, Yb)$ размером (50-200) нм и $L1_2$ дисперсоидов фазы $Al_3(Sc, Er, Yb)$ размером (6 ± 2) нм. В сплаве Al-0,3Er-0,2Sc-0,3Yb в процессе отжига деформированных листов также отмечен рост характеристик прочности через 0,5-1 часа отжига при 300 °C, обусловленный теми же причинами повышения центров гетерогенного зарождения после прокатки: твердость возрастает с 73HV до 78HV, а предел текучести с 222 до 231 МПа. При этом электропроводность

достигает 57,7% IACS в отожженном при 300 °С в течение 100 часов, а предел текучести незначительно снижается до 212 МПа. Сплав с меньшим содержанием скандия Al-0,3Er-0,05Sc-0,3Yb имеет меньший предел текучести 142-169 МПа и большую электропроводность 60,9% IACS.

4. Упрочнение в процессе отжига слитков в безскандиевых сплавах Al-0,2Y-0,3Er и Al-0,2Y-0,3Er-0,25Zr достигается за счет образования двух типов L1₂ дисперсоидов фаз Al₃Er (20±2)нм и Al₃(Er,Y) (8±2) нм в первом сплаве и одного типа выделений фазы Al₃(Y,Er,Zr) размером (4±1) нм во втором. Легирование цирконием обеспечивает образование дисперсоидов меньшего размера, что в отожженном после прокатки состоянии повышает предел текучести со 115-126 МПа (в сплаве Al-0,2Y-0,3Er) до 140-148 МПа при снижении электропроводности с 63-63,7 до 57-57,6% IACS, соответственно.

5. Выявлено, что дополнительное легирование иттрием сплава 1545K (Al-4,5Mg-0,32Mn-0,21Sc-0,09Zr) при снижении концентрации скандия до 0,05 % приводит к кристаллизации тройной фазы (AlMgY), а в процессе отжига слитков происходит незначительное увеличение твердости, обусловленное образованием гетерогенно зарождающихся L1₂ дисперсоидов размером (20±5) нм. Увеличение доли горячей деформации при прокатке приводит к повышению предела текучести на 20-30 МПа как в деформированном состоянии, так и после отжига, что объясняется появлением дополнительных центров для гетерогенного зарождения L1₂ дисперсоидов в процессе деформации. Для данного типа магналиев, дополнительно легированных иттрием, можно рекомендовать прокатку с большой долей (степенью) горячей (при 440°С) или теплой (при 200°С) деформации с последующим отжигом при 150-200°С. При этом достигнут следующий уровень свойств при испытаниях на растяжение:

- горячая и холодная прокатка ($\epsilon_{гор}=1,2$; $\epsilon_{хол}=1,8$) и отжиг при 150°С в течение 3 часов: $\sigma_{0,2} = 386$ МПа, $\sigma_B = 459$ МПа, $\delta = 8,8$ %;

- теплая и холодная прокатка ($\epsilon_{тепл}=0,7$; $\epsilon_{хол}=2,3$) и отжиг при 150°С в течение 3 или при 200°С в течение 0,5 часа: $\sigma_{0,2} = 398$ МПа, $\sigma_B=455$ МПа, $\delta = 9,6$ % или $\sigma_{0,2} = 375$ МПа, $\sigma_B = 448$ МПа, $\delta = 11,3$ %.

6. Добавка эрбия в сплав 01570 (Al-5,7Mg-0,4Mn-0,25Sc-0,1Zr) со снижением в два раза концентрации скандия привела к образованию фаз Al₃Er и (Al,Mg,Er) кристаллизационного происхождения и существенному упрочнению в процессе отжига слитков, достигнутому за счет L1₂ дисперсоидов размером (25±5) нм преимущественно гомогенного зарождения. В соответствии с этим увеличение доли горячей деформации при прокатке не приводит к достижению высоких прочностных характеристик, которые

повышены за счет увеличения вклада холодной деформации. Наилучшее сочетание предела текучести и пластичности достигнуто после прокатки по режиму, включающему горячую (при 370°C) и холодную прокатку ($\epsilon_{гор} = 0,7$; $\epsilon_{хол} = 1,9$) с последующим отжигом при 200°C в течение 1 часа: $\sigma_{0,2} = 370$ МПа, $\sigma_B = 470$ МПа, $\delta = 9,5$ %.

7. Введение иттербия в сплав 1570 с пониженной концентрацией марганца и скандия приводит к образованию фаз $Al_6(Mn,Fe)$ и (Al,Mg,Yb,Si) кристаллизационного происхождения. В аналогичном сплаве с заменой марганца на хром кристаллизуются фазы Al_8Fe_2Si , (Al,Mg,Yb,Si) и (Al,Fe,Yb) , а хром полностью входит в алюминиевый твердый раствор. В процессе отжига слитков происходит незначительное упрочнение за счет образования $L1_2$ дисперсоидов размером (25 ± 5) нм, которые выделяются как гомогенно в теле зерна, так и гетерогенно на дислокациях. Замена конечной холодной деформации при прокатке на теплую способствует увеличению всех прочностных характеристик на 15-20 МПа с сохранением пластичности. Повышенные свойства также можно объяснить активацией процесса дораспада твердого раствора, который стимулируется горячей или теплой деформацией при прокатке. Для данных сплавов как оптимальные можно рекомендовать следующие режимы получения листов с отжигом после прокатки при 150°C в течение 1 часа:

- горячая (при 440°C) и холодная прокатка ($\epsilon_{гор} = 1,5$; $\epsilon_{хол} = 1,8$), при этом для сплава с марганцем и иттербием - $\sigma_{0,2} = 372$ МПа, $\sigma_B = 466$ МПа при $\delta = 8,5$ %; а для сплава с хромом и иттербием - $\sigma_{0,2} = 390$ МПа, $\sigma_B = 461$ МПа при $\delta = 9,7$ %;

- горячая (при 440°C) и теплая (при 200°C) прокатка ($\epsilon_{гор} = 0,7$; $\epsilon_{тепл} = 2,6$), при этом для сплава с марганцем и иттербием - $\sigma_{0,2} = 394$ МПа, $\sigma_B = 486$ МПа при $\delta = 9,3$ %; а для сплава с хромом и иттербием - $\sigma_{0,2} = 401$ МПа, $\sigma_B = 477$ МПа при $\delta = 8,3$ %.

Основные результаты работы представлены в публикациях:

1. 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*. Volume 202, 1 September 2017, Pages 116–119.
2. R.Yu. Barkov A.V. Pozdniakov, E. Tkachuk, V.S. Zolotarevskiy. Effect of Y on microstructure and mechanical properties of Al-Mg-Mn-Zr-Sc alloy with low Sc content. *Materials Letters*. Volume 217, 15 April 2018, Pages 135-138.
3. A.V. Pozdniakov, R.Y. Barkov; A.S. Prosviryakov, A.Y. 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*. Volume 765, 15 October 2018, Pages 1-6.
4. R.Yu. Barkov, A.V. Pozdniakov. Microstructure and mechanical properties of a novel high thermal stability and electrical conductivity Al-Y-Sc alloys *Journal of Materials Science & Technology*. Volume 36, 1 January 2020, Pages 1-6.
5. А.В. Поздняков, Р.Ю. Барков, В.С. Левченко. Влияние Yb на фазовый состав и механические свойства сплавов Al-Mg-Mn-Zr-Sc и Al-Mg-Cr-Zr-Sc с низкой концентрацией скандия. *Физика металлов и металловедение*. 2020, выпуск 121(1), стр. 84-88.
6. Р.Ю. Барков, О.А. Яковцева, О.И. Мамзурина, И.С. Логинова, С.В. Медведева, А.С. Просвиряков, А.В. Михайловская, А.В. Поздняков. Влияние Yb на структуру и свойства электропроводного сплава Al–Y–Sc, *Физика металлов и металловедение*. 2020, Том 121 (6), стр. 667-672.