

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

На правах рукописи

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

Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель: кандидат технических наук
доцент Поздняков Андрей Владимирович

Москва, 2020

Оглавление

Введение.....	4
Глава 1. Обзор литературы.....	11
1.1 Особенности образования фазы Al_3Sc в системе Al-Sc	11
1.1.1 Образование первичного Al_3Sc	12
1.1.2 Фаза Al_3Sc эвтектического происхождения	14
1.1.3 Образование фазы Al_3Sc из пересыщенного твердого раствора по прерывистому распаду	15
1.1.4 Образование фазы Al_3Sc из пересыщенного твердого раствора по непрерывному механизму	17
1.2 Особенности образования фазы Al_3Zr	18
1.3 Особенности образования фазы $Al_3(Sc_{1-x}, Zr_x)$	21
1.4 Образование фаз Al-Sc-Zr-PЗМ(ПМ).....	24
1.5 Сплавы на основе системы Al-Mg.....	27
Выводы по обзору литературы	38
2 Материалы и методики исследования	40
2.1 Материалы – объекты исследования.....	40
2.2 Плавка и литье.....	40
2.3 Деформационная и термическая обработка	41
2.4 Методы изучения структуры	41
2.5 Методы определения механических свойств.....	44
2.6 Методика измерения внутреннего трения на ДМА Q 800.....	45
2.7 Методика термического анализа	46
2.8 Испытания на коррозионную стойкость.....	46
2.9 Определение электропроводности	46
Глава 3 Микроструктура и механические свойства новых электропроводных сплавов.....	47
3.1. Сплавы на основе системы Al-Y-Sc.....	47
3.2 Влияние иттербия на структуру и свойства сплава AlYSc02.....	57

3.3 Влияние иттербия на структуру и свойства сплавов Al-Er-Sc	65
3.4 Комбинированное легирование иттрием и эрбием	73
Выводы по главе 3.....	79
Глава 4. Магналии с добавкой иттрия, эрбия или иттербия.....	81
4.1 Структура и свойства сплава на основе системы Al-Mg с добавкой иттрия	81
4.2 Структура и свойства сплава на основе системы Al-Mg с добавкой эрбия	87
4.3 Структура и свойства сплавов на основе системы Al-Mg с добавкой иттербия	93
4.4 Влияние режимов прокатки на свойства исследованных сплавов системы Al-Mg	98
4.4.1 Механические свойства сплава 1545Y	98
4.4.2 Механические свойства сплава 1570Er.....	101
4.4.3 Механические свойства сплавов 1570MnYb и 1570CrYb.....	103
Выводы по главе.....	108
Выводы по работе	110
Список использованных источников	114

Введение

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 °C, что намного выше, чем возможности промышленных термически упрочняемых сплавов 2xxx и 6xxx 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, легированные 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 элемента 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 элементов, 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 $L1_2$ 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 $\text{Al}_3(\text{Y}, \text{Er}, \text{Zr})$ 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 с увеличением доли горячей деформации при прокатке обеспечивает более высокий предел текучести, что связано с повышением плотности гетерогенно зарожденных выделений L_{12} дисперсоидов.

Практическая значимость

1. Разработаны составы, режимы термической и деформационной обработки новых сплавов электротехнического назначения, сочетающих 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. Достоверность полученных данных и результатов определена комплексным анализом поставленных задач и их решением с использованием современного оборудования, широкого спектра методов исследований и статистической обработкой экспериментальных данных. Автор благодарит Золоторевского Вадима Семеновича – учителя, наставника, большого ученого.

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 металлословов – 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 металловедов – молодых ученых. Екатеринбург 19–23 ноября 2018 года. Сс. 354-357.

4. R.Yu. Barkov, O.I. Mamzurina, A.V. Pozdniakov. 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 «EEIGM 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 18-20 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.

Публикации:

Основные результаты диссертации представлены в 6 статьях, опубликованных в высокорейтинговых научных журналах, входящих в список ВАК, а также представлены на 6 российских и международных конференциях и в тезисах докладов, также по результатам работы зарегистрированы 1 ноу-хау и подана заявка на патент РФ.

Структура и объем работы:

Диссертационная работа состоит из введения, четырех глав, выводов и списка литературы из 174 наименований, изложена на 125 страницах, содержит 46 рисунков и 25 таблиц.

Глава 1. Обзор литературы

В промышленности алюминиевые сплавы имеют широкое применение, за счет возможности достижения высокого уровня механических свойств при создании стабильной микро- и субзеренной структуры. Стратегически важной задачей разработки и применения новых алюминиевых сплавов является получение высоких свойств за счет изменения состава или термомеханической обработки без увеличения стоимости. Скандий в алюминиевых сплавах является наиболее эффективной добавкой для достижения большого упрочняющего эффекта при отжиге литых образцов [1,2]. Для разработки новых сплавов необходимо четкое понимание возможности создания необходимой микроструктуры и образования упрочняющих фаз для обеспечения требуемых свойств.

1.1 Особенности образования фазы Al_3Sc в сплавах системы Al-Sc

Существует как минимум четыре способа, которыми фаза Al_3Sc может образовываться в сплавах двойной системы Al – Sc:

- 1) Согласно равновесной фазовой диаграмме при кристаллизации заэвтектических сплавов (более 0,6 масс. %) образуются первичные кристаллы фазы Al_3Sc ;
- 2) По эвтектическому превращению;
- 3) Из пересыщенного твердого раствора путем прерывистого распада;
- 4) Из пересыщенного твердого раствора путем непрерывного распада.

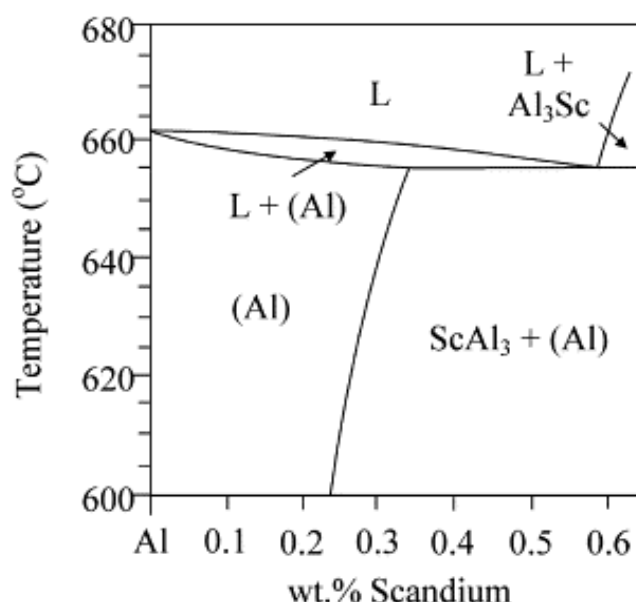
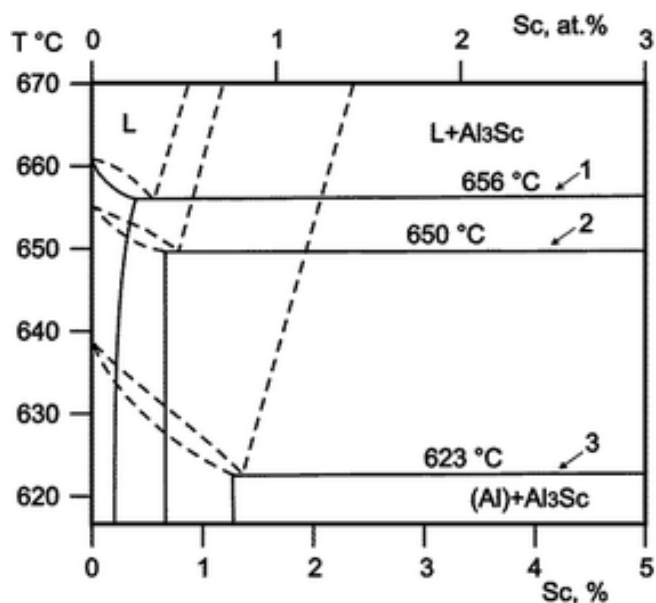


Рисунок 1. Алюминиевый угол фазовой диаграммы Al-Sc (Thermo-Calc)

1.1.1 Образование первичной фазы Al₃Sc

Согласно равновесной фазовой диаграмме, первичные кристаллы фазы Al₃Sc должны образовываться при кристаллизации всех заэвтектических сплавов с содержанием Sc выше, чем 0,6 масс.%. Авторами работы [3] показано, что в сплаве Al – 0,7 масс.% Sc выявлены первичные кристаллы Al₃Sc после кристаллизации с достаточно высокой скоростью охлаждения 10^2 – 10^3 К/с. Согласно метастабильной фазовой диаграмме [4] данный сплав близок к эвтектическому при исследованных скоростях охлаждения (рисунок 2).



5 K/c (1); 10^2 K / c (2); 10^3 K / c (3)

Рисунок 2. Метастабильные фазовые диаграммы системы Al – Sc при разных скоростях охлаждения[4]

Первичные кристаллы фазы Al_3Sc имеет граненую форму [3,5–8]. Исследования авторов работ [6–8] показали, что в быстрозакристаллизованном сплаве Al-2 масс. % Sc доминирующая морфология первичных кристаллов зависит как от скорости охлаждения, так и от температуры расплава перед заливкой. В работах Hyde [9,10] на примере сплава Al – 0,7 масс. % Sc, закристаллизованного при скорости охлаждения 100 K/c показано, что первичные кристаллы фазы Al_3Sc гетерогенно зарождаются на частицах оксида в расплаве.

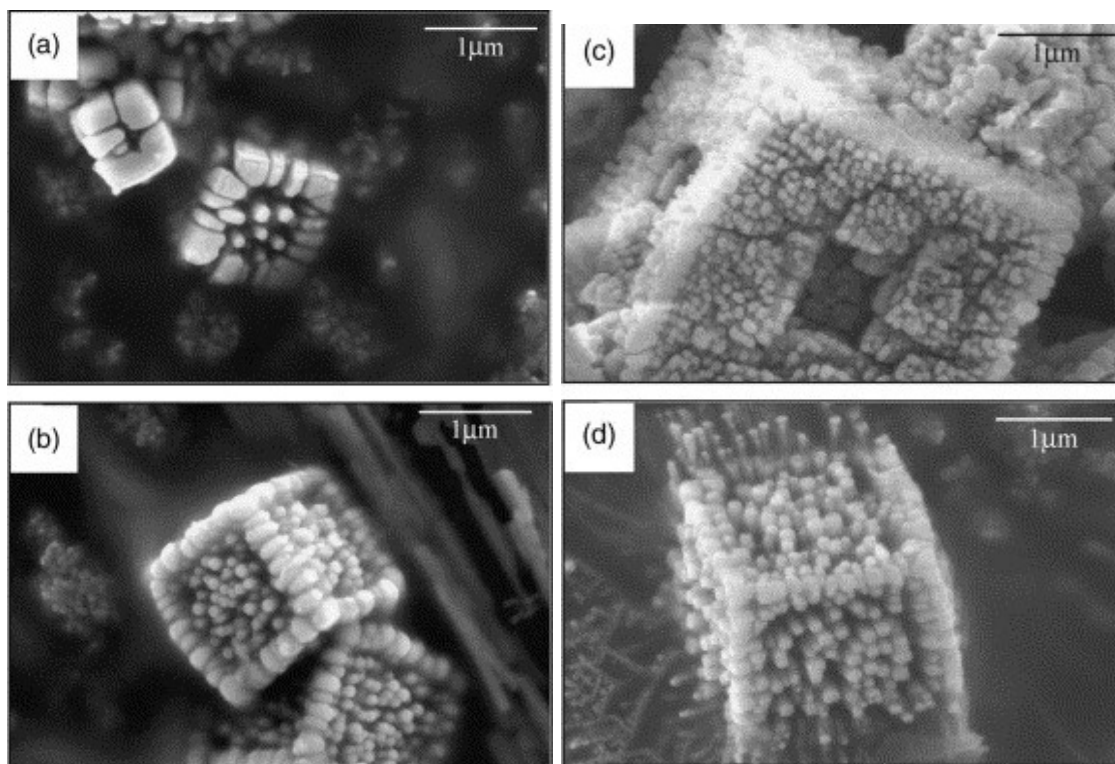


Рисунок 3. СЭМ-микрофотографии, показывающие примеры (а – d) морфологии поверхности первичных частиц Al_3Sc , извлеченных из образца, отлитого при скорости охлаждения 100 K c^{-1} [9]

1.1.2 Фаза Al_3Sc эвтектического происхождения

В работе [6] показано, что морфология эвтектики в сплаве $\text{Al} - 2 \text{ масс.}\% \text{ Sc}$ зависит от температуры заливки. При низких температурах заливки эвтектика является стержнеобразной для широкого диапазона скоростей охлаждения. При промежуточных температурах заливки и высоких скоростях охлаждения кристаллизуется «прерывистая эвтектика», тогда как при высоких температурах заливки и низких скоростях охлаждения эвтектика вырождается в частицы сферической формы [9,10]

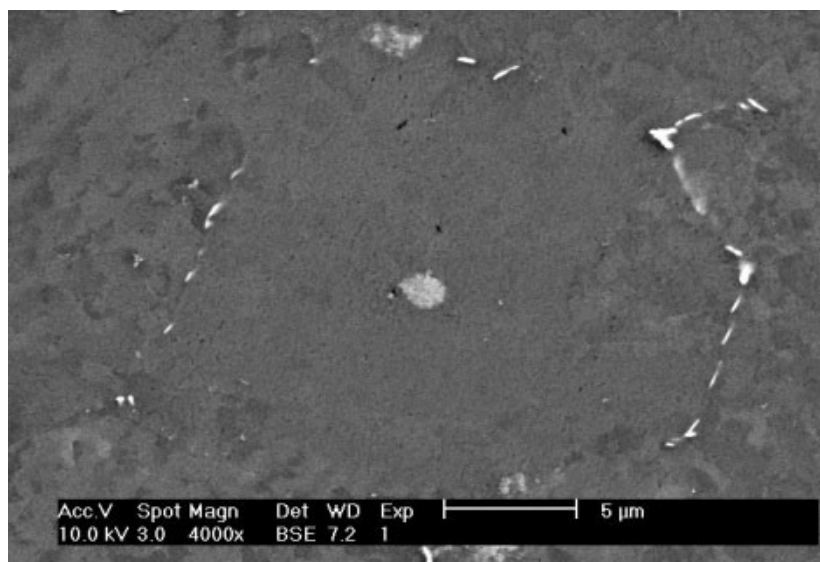


Рисунок 4. СЭМ-изображение структуры частиц сплава Al – 0,7 масс.% Sc, охлажденного со скоростью 100 К/с во время затвердевания, как описано в [9,10], первичная частица Al_3Sc видна в центре зерна, тогда как эвтектика Al_3Sc расположена по границам зерна

1.1.3 Образование фазы Al_3Sc из пересыщенного твердого раствора по прерывистому распаду

Прерывистое выделение Al_3Sc из пересыщенного твердого раствора часто наблюдается в двойных сплавах Al – Sc [3,5,11,12]. Движущей силой миграции границ зерен является объемная свободная энергия, которая выделяется во время образования выделений. По мере того, как граница зерна перемещается, она оставляет характерный веерообразный массив выделений. В сплавах системы Al – Sc было показано, что выделения частиц Al_3Sc , образованных по прерывистому распаду, когерентны алюминиевой матрице [3,5,13]. Движущая сила прерывистого распада увеличивается с увеличением пересыщения Sc. Прерывистые выделения в двойном сплаве Al – Sc чаще всего наблюдаются при изучении сплавов с содержанием Sc, превышающим максимальную растворимость (более 0,4 мас.%) [1,3,11] Тем не менее, есть сведения о прерывистых выделениях и при меньших концентрациях скандия.

В сплаве Al – 0,27 масс.% Sc прерывистые выделения наблюдались в широком диапазоне температур [15]. При исследовании сплава Al – 0,2 мас.% Sc обнаружено, что прерывистые выделения образуются после закалки непосредственно с температуры литья (в данном случае 600 °С) при температурах старения в диапазоне 370–490 °С [11,12]. С-кривые показали (рисунок 5), что самая высокая скорость образования прерывистых выделений лежит при более высокой температуре, чем самая высокая скорость превращения в реакции непрерывного выделения, т.е. две реакции выделения представлены двумя отдельными «носами» на С-кривых. Прерывистые выделения Al_3Sc могут быть подавлены непрерывными, если материал подвергается холодной обработке давлением перед термической обработкой [5,16]. Вследствие довольно грубой формы и неоднородного распределения прерывистые выделения Al_3Sc вносят незначительный вклад в прочность сплава и также приводят к тому, что меньшее количество Sc в пересыщенном твердом растворе остается доступным для последующего непрерывного образования дисперсоидов. Таким образом, прерывистые выделения Al_3Sc , как правило, рассматриваются как нежелательный вид выделений.

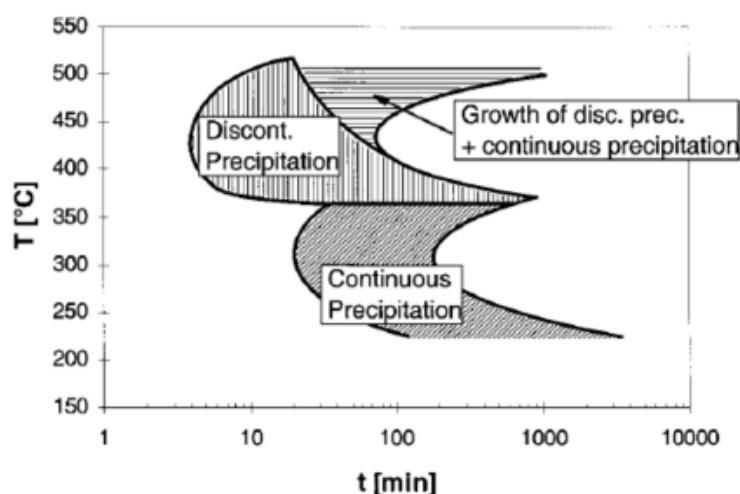


Рисунок 5. С- кривые выделения в сплаве Al – 0,2 мас.% Sc после растворения при 600 °С и прямой закалки до температуры старения [11]

1.1.4 Образование фазы Al_3Sc из пересыщенного твердого раствора по непрерывному механизму

Непрерывное образование выделений Al_3Sc является процессом объемного распада пересыщенного твердого раствора Sc в Al и может в изотермическом случае характеризоваться стадией зародышеобразования, стадией роста и стадией укрупнения. По-видимому, реакция непрерывного образования происходит в основном за счет гомогенного роста, контролируемого зародышеобразованием и диффузией. Система Al-Sc иногда используется в качестве модельной для изучения механизмов зародышеобразования, роста и укрупнения [15,17–19]. Предполагается, что равновесная фаза зарождается непосредственно из пересыщенного твердого раствора. Несмотря на то, что принято считать зародышеобразование частиц Al_3Sc проходящим гомогенно по всей матрице (Al), в технической литературе есть несколько примеров гетерогенного зародышеобразования фазы Al_3Sc на дислокациях [18,20–22] и границах зерен [21–25]. В исследовании [19] в сплавах Al – Sc, учитывали влияние гетерогенного зарождения на дислокациях. Модель предполагает, что гомогенное зарождение доминирует при высоких концентрациях Sc и низких температурах превращения, тогда как гетерогенное зарождение, как прогнозируется, преобладает при низких концентрациях Sc и высоких температурах превращения. Авторы связывают это с различной плотностью дислокаций модельных сплавов. Форма непрерывно образованных частиц Al_3Sc чаще всего является сферической [20,21,34,26–33]. Однако, при определенных условиях форма может отличаться от сферической. В работах [18,35] отмечена о сферическая и звездообразная морфология. Звездообразные выделения Al_3Sc также были обнаружены после некоторых термомеханических обработок сплава Al – Mg – Sc – Zr [36]. Авторами работы [34] показаны выделения как кубической, так и сферической морфологии в зависимости от режима термической обработки.

В работе [37] обнаружили крупные продолговатые частицы Al_3Sc в сплаве $\text{Al} - 0,1 \text{ мас.}\% \text{ Sc}$ после старения при 400°C в течение 24 часов. При термообработке двойных сплавов $\text{Al} - \text{Sc}$ в работе [18] показано, что выделения могут принимать широкий спектр форм по мере их роста в зависимости от содержания Sc в сплаве, температуры и времени обработки. При некоторых условиях наблюдали выделения неправильной, звездообразной и кубической формы. Однако было установлено, что равновесная форма частиц является равноосной многогранной (рисунок 6).

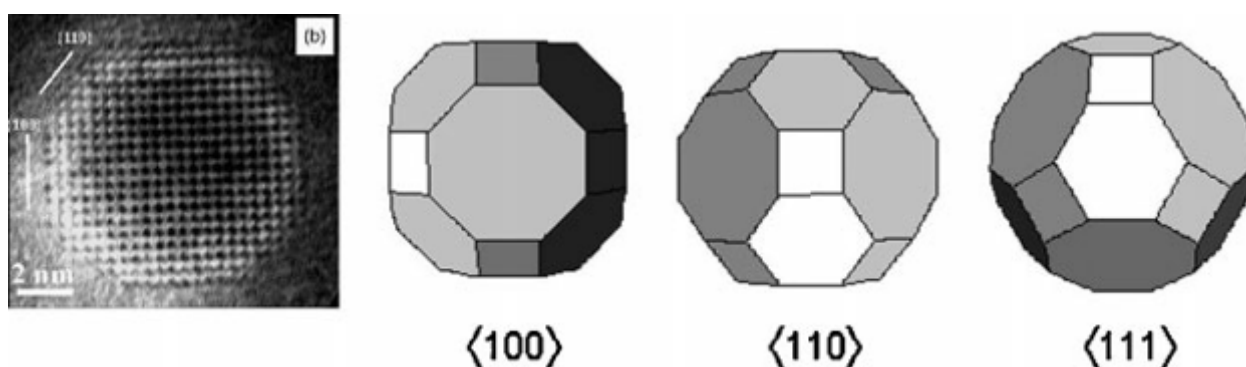


Рисунок 6. Изображение в просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ) высокого разрешения частицы Al_3Sc в сплаве $\text{Al}-0,3 \text{ масс.}\% \text{ Sc}$ отожжённом при 300°C в течение 350 часов.

1.2 Особенности образования фазы Al_3Zr

Цирконий занимает особое место среди прочих добавок переходных металлов. Он образует интерметаллидную фазу Al_3Zr с тетрагональной структурой DO_{23} , которая имеет малый параметр несоответствия с алюминиевой матрицей (около 2,9 %) [38]. Образованию этой равновесной фазы обычно предшествует образование метастабильной фазы Al_3Zr с кубической L1_2 структурой, обеспечивающей еще меньший параметр несоответствия решеток (около 0,7 %) [39,40]. Растворимость Zr в Al очень мала (рисунок 7) и достигает максимума (0,28 масс. %) при 934 К (661°C) [41].

Скорость диффузии Zr сравнительно низкая [42], что позволяет в процессе кристаллизации с высокими скоростями охлаждения обеспечить формирование аномально пересыщенного твердого раствора. В то время как равновесная структура Al_3Zr является тетрагональной (D0_{23}), распад пересыщенного твердого раствора Al-Zr происходит первоначально путем образования метастабильных выделений Al_3Zr с кубической структурой L1_2 . Однако, данные выделения могут обладать различной морфологией, которую можно разделить на следующие типы:

- (1) Равномерно распределенные компактные очень мелкие частицы (несколько нанометров в ширину);
- (2) Веерообразные выделения по границам зерен;
- (3) Выделение крупных частицы Al_3Zr на границах зерен.

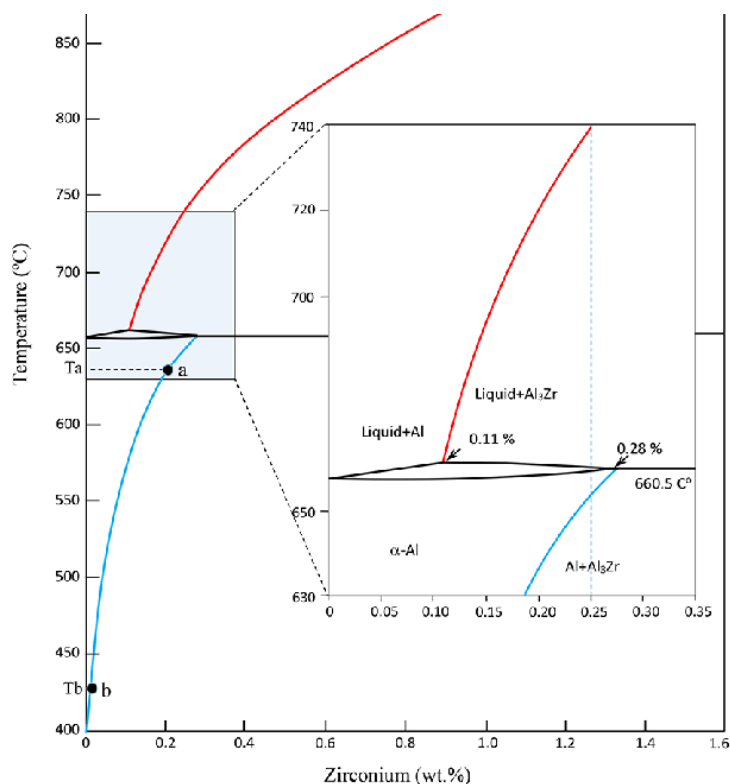


Рисунок 7. Фазовая диаграмма Al-Zr [43]

Существует большое количество работ, в которых проводили исследования компактных выделений. Согласно литературным данным, образование данных выделений происходит по непрерывному механизму. В сплаве Al-0,18Zr после длительной термической обработки (24 часа при 460 °C) обнаружены частицы размером не более 100 нм преимущественно сферической формы [40,44,45]. Показано, что выделения имеют простую кубическую структуру с параметром решетки, близким к алюминиевой матрице. Даже после отжига в течение 700 ч при 460 °C не наблюдали выделений с тетрагональной решеткой. В сплаве Al-0,1Zr после старения в течение 1600 часов при 425 °C выделений с равновесной структурой DO₂₃ так же не наблюдали [46], что указывает на то, что метастабильная Al₃Zr (L1₂) фаза является термически устойчивой к высоким гомологическим температурам. Данный результат согласуется с работами, в которых говорится, что DO₂₃ выделения начинают появляться при температурах около 500 °C [47–49]. В некоторых сферических метастабильных выделениях L1₂ наблюдаются структурные дефекты, характеризующиеся резкими линиями без контраста (антифазная граница), параллельными совокупности направлений {100} внутри выделений, которые также наблюдались в ходе других исследований [50–53].

В сплавах с малыми добавками Zr непрерывный распад охватывает значительно большую долю объема слитка, нежели прерывистый распад. Однако, в работе [54] показано, что в сплавах, подвергавшихся термообработке, наблюдаются участки свободные от выделений, что говорит о неравномерном распределении циркония в твердом растворе. Фаза Al₃Zr кристаллизуется по перитектической реакции, что при ускоренном охлаждении приводит к обеднению периферии дендритной ячейки атомами циркония по сравнению с ее центром. В работе [55] исследовали двойной сплав Al-0,5Zr, в котором после отжига при 500 °C в течение 24 ч были обнаружены веерообразные выделения. В данной работе авторы делают

вывод, что форма выделений зависит от степени пересыщения твердого раствора. В тех областях, где степень пересыщения высокая, образуются веерообразные выделения, в то время как в областях, где степень пересыщения ниже, у выделений наблюдается сферическая форма. Однако, в более поздних работах Ryum и Nes предполагают, что веерообразные выделения являются результатом прерывистого распада [39]. Из проведенных исследований авторы делают вывод, что веерообразные выделения связаны с миграцией границ зерен, и механизм прерывистого распада может быть наиболее вероятным объяснением. Скорость диффузии Zr в алюминиевом твердом растворе достаточно низкая. В данном случае движущаяся граница зерен будет служить чрезвычайно эффективным средством в сокращении концентрации Zr за счет прерывистого распада. Поскольку веерообразные выделения не наблюдали в малолегированном сплаве Al-0,18Zr [40], то это указывает на то, что для их образования необходима высокая степень пересыщения твердого раствора.

1.3 Особенности образования фазы $\text{Al}_3(\text{Sc}_{1-x}, \text{Zr}_x)$

Самыми эффективными дисперсоидообразующими элементами можно считать Zr, Sc и аналоги, которые обеспечивают формирование частиц размером менее 10-20 нм [56]. В алюминиевых сплавах как Sc, так и Zr образуют дисперсоиды, которые являются основным упрочнителями в сплавах различных систем и эффективно тормозят рекристаллизацию. Поскольку как зарождение, так и рост дисперсоидов непосредственно связаны со скоростью диффузии дисперсоидообразующего элемента получить одновременно быстрое зарождение и высокую термическую стабильность дисперсоидов с помощью одного Sc практически невозможно. Скорость диффузии Sc в Al относительно велика [57,58], но это также подразумевает, что эти дисперсоиды могут огрубеть относительно быстро. В противовес

этому Zr, имеющий достаточно низкую скорость диффузии в Al, так же способен образовывать когерентные дисперсоиды, которые имеют достаточно высокую термическую стабильность при длительных выдержках [57,58].

Цирконий может замещать до 50 % атомов Sc в выделениях Al_3Sc , образуя фазу $\text{Al}_3(\text{Sc}_{1-x}\text{Zr}_x)$ (где $x \leq 0,5$) [56,59–61], увеличивая прочность, а также стойкость к рекристаллизации сплавов системы Al – Sc [57,58].

Тройные сплавы Al-0,18 Sc-0,05 Zr ат.% [60] и Al-0,24 Sc-0,04 Zr ат.% [62] имеют существенно большую микротвердость, чем сплавы двойной системы Al-Sc при отжиге при температурах выше 350 °C. Увеличение микротвердости связывают с наличием выделений второй $L1_2$ фазы Al_3Zr , в дополнение к Al_3Sc ($L1_2$). В сплаве Al-0,18 Sc-0,05 Zr после выдержки при 400 °C в течение 200 часов, присутствуют большие полукогерентные частицы фазы Al_3Sc размером 26,3 нм и когерентные частицы фазы Al_3Zr размером 5,5 нм) [63]. В то же время в сплаве Al-0,24 Sc-0,04 Zr выявлены крупные выделения фазы Al_3Sc и мелкие выделения фазы $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ после отжига при 400 °C в течение 17 часов [62].

Добавка циркония уменьшает параметр решетки Al_3Sc [64] и энергию межфазной свободной и упругой деформации. Кроме того, коэффициент диффузии Sc в Al на четыре порядка выше, чем у Zr в Al при 300 °C [57,58,64]. Следовательно, цирконий эффективен для снижения скорости роста выделений, что было так же подтверждено ранее измерениями электропроводности и твердости [62,65,66]. В дополнение частицы фазы $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ могут существенно тормозить рекристаллизацию и движение дислокаций, что приводит к стабилизации субструктуры и зеренной структуры.

Таким образом, Zr является легирующим элементом, который повышает эффективность Sc как дисперсоидообразующего элемента и модификатора зеренной структуры, способного повышать механические свойства алюминиевых сплавов [67,68].

Елагин и соавторы [69] показали, что Zr может заменить Sc в выделениях Al_3Sc , а старение сплавов при температурах выше $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ приводит к более длинному плато твердости для сплава $\text{Al} - 0,24\text{ Sc} - 0,04\text{ ат.}\%$ Zr, чем для сплава без Zr. После старения сплава $\text{Al} - 0,24\text{ Sc} - 0,04\text{ Zr ат.}\%$ при $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ наблюдалось бимодальное распределение выделений [69]. Показано, что более крупные выделения соответствуют фазе Al_3Sc , а более мелкие выделения – фазе $\text{Al}_3(\text{Sc},\text{Zr})$, и что оба типа выделений имели кристаллическую структуру L_{12} [69]. Forbord в работе [70] установил, что концентрация Zr на границе $\alpha\text{-Al} / \text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ составляет около 8 ат.% после отжига при $475\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 15 часов. В исследовании [71] предположили, что Zr на границе раздела выступал в качестве барьера для диффузии Sc через поверхность раздела, что, в свою очередь, приводило к снижению скорости укрупнения выделений Al_3Sc . Позднее [60] показали, что отношение Sc / Zr (ат.%), превышающее единицу, приводит к образованию фазы $\text{Al}_3\text{Sc} (\text{L}_{12})$, в то время как соотношение меньше единицы приводит к образованию фазы $\text{Al}_3\text{Zr} (\text{D}_{023})$. В работе [72] говорится, что максимальная растворимость Zr в фазе Al_3Sc составляет 13,7–14,2 ат.%, а максимальная растворимость Sc в фазе Al_3Zr составляет 3 ат.%. Увеличение отношения Zr/Sc в сплаве приводит к увеличению отношения Zr / Sc в частицах $\text{Al}_3(\text{Sc},\text{Zr})$, образующихся до максимальной концентрации около 12% Zr. Как только максимальная концентрация Zr достигнута, дополнительный Zr приводит к образованию фазы $\text{Al}_3\text{Zr} (\text{D}_{023})$. Harada и Dunand [64] наблюдали сходную тенденцию влияния добавок Zr на поликристаллические образцы интерметаллида Al_3Sc . Цирконий может замещать до 50 % атомов Sc в фазе $\text{Al}_3\text{Sc} (\text{L}_{12})$, в то время как дополнительный Zr приводит к образованию $\text{Al}_3\text{Zr} (\text{D}_{023})$. Замена циркония уменьшают параметр решетки выделений Al_3Sc , что приводит к уменьшению несоответствия параметров решетки матрицы $\alpha\text{-Al}$ с 1,34 % для Al_3Sc до 1,07 % для $\text{Al}_3(\text{Sc}_{0,5}\text{Zr}_{0,5})$ при $24\text{ }^{\circ}\text{C}$ и от 1,05 % для Al_3Sc до 0,78 % для $\text{Al}_3(\text{Sc}_{0,5}\text{Zr}_{0,5})$ при $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ [64].

1.4 Образование фаз в сплавах систем Al-Sc-Zr-PЗМ(ПМ)

Дальнейшие попытки снижения стоимости сплавов подталкивают исследователей к уменьшению содержания скандия в сплавах. В некоторых исследованиях выявлены элементы, которые способны частично заменить Sc в сплавах. Элементами-заменителями Sc могут служить редкоземельные (РЗМ) [73–85] и переходные металлы (ПМ) [1,64,86–94]. РЗМ могут заменить Sc в $L1_2$ -упорядоченных выделениях $Al_3(Sc_{1-x}PЗМ_x)$, где x увеличивается с атомной массой РЗМ, и достигает 0,4, а в случае Er, Tm, Yb и Lu может достигать 1,0 [81,95,96]. Диффузионная подвижность элементов РЗМ в α -Al практически неизвестна, за исключением Er и Yb. Их скорость диффузии при 300 °C определялась путем измерения кинетики выделений и в четыре и десять раз превышает скорость диффузии Sc в (Al) соответственно [95]. В тройных сплавах Al – Sc – Er и Al – Sc – Yb выделения обогащены Er и Yb в центре, а на периферии - скандием [80,82]. Аналогичные наблюдения были проведены для других элементов РЗМ (Sm, Gd, Tb, Dy, Ho, Tm и Lu) в тройных сплавах Al – Sc – РЗМ после старения при 300 °C [80–82]. В результате замена РЗМ уменьшает использование Sc, и в то же время поддерживает высокую плотность выделений и, следовательно, высокую прочность сплава. Высокотемпературное сопротивление ползучести тройных сплавов Al – Sc – РЗМ также увеличивается по сравнению с двойными сплавами Al – Sc [80,96], что связано с большим несоответствием параметров решетки между α -Al и $Al_3(Sc_{1-x}PЗМ_x)$ [96], что увеличивает упругое взаимодействие между выделениями и дислокациями. Поскольку элементы РЗМ имеют большую диффузионную подвижность по сравнению со Sc в α -Al, они не улучшают стойкость к укрупнению выделений при более высоких рабочих температурах или более длительных выдержках.

Иттрий находится в той же группе, что и Sc, обладая схожими химическими свойствами. Иттрий образует равновесную фазу Al_3Y с

гексагональным типом структуры DO_{19} . Однако, в работе [97] сообщается о существовании метастабильной кубической фазы Al_3Y ($L1_2$) образовавшейся во время кристаллизации в быстро охлажденном заэвтектическом сплаве. В реальных промышленных условиях подобное практически невозможно, и принято считать, что нет стабильной когерентной фазы, образованной иттрием. Однако, иттрий способен как заменять скандий при образовании дисперсоидов $Al_3(Sc,Y)$ с длительной термической стабильностью до $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ [98], так и значительно ускорять кинетику выделения Al_3Zr в сплавах $Al-Zr-Y$ и приводит к образованию дисперсоидов $Al_3(Zr,Y)$ с высокой плотностью и малым средним радиусом [99–102]. Добавка $0,08\%$ Y в сплав $Al-0,3\%$ Zr снижает скорость его разупрочнения и повышает температуру рекристаллизации на $50\text{ }^{\circ}\text{C}$ за счет образования дисперсоидов $Al_3(Zr,Y)$ [100]. Иттрия в сплаве $Al-Zr$ значительно повышает его твердость после отжига при $400\text{--}500\text{ }^{\circ}\text{C}$, и приводит к увеличению термостабильности сплавов во время отжига при $250, 300$ и $370\text{ }^{\circ}\text{C}$ и устраняет отрицательное влияние примесей железа и кремния [103].

Переходные металлы (ПМ), такие как Zr , Hf и Ti , также могут замещать Sc в $L1_2$ -упорядоченных выделениях $Al_3(Sc_{1-x}, ПМ_x)$ [64]. В случае Zr выделения $Al_3(Sc,Zr)$ проявляют значительно более высокое сопротивление к росту по сравнению с выделениями Al_3Sc в двойных сплавах $Al - Sc$ вследствие низкой диффузионной подвижности Zr в (Al) . Обогащенная Zr периферия выделений образуется при старении и служит диффузионным барьером для Sc , которым обогащен центр выделений [89,91,104,105]. Недавние исследования показали, что сплав $Al - 0,06 Sc - 0,06 Zr$ сохраняет высокую прочность при температуре старения $400\text{ }^{\circ}\text{C}$, при этом средний радиус выделений остается практически неизменным при отжиге вплоть до 64 дней [105]. Ti и Hf также улучшают сопротивление росту выделений $Al_3(Sc_{1-x}, Ti/Hf_x)$ по тому же механизму, но менее эффективны, чем Zr [88,90,106].

По сравнению с этими переходными металлами, тяжелые РЗМ, такие как Er, Tm, Yb и Lu, входят в состав выделений Al_3Sc [96] и могут заменять значительное количество более дорогого Sc. Эти РЗМ также увеличивают рассогласование параметров решетки между выделениями $Al_3(Sc,PM3)$ и алюминиевой матрицей, повышая тем самым упругие взаимодействия с дислокациями и повышая сопротивление ползучести [107,108]. Er - самый дешевый из тяжелых РЗМ, образующих стабильные $L1_2$ -дисперсоиды в (Al) [109] и Al_3Er имеет самый большой параметр решетки (4,2 нм [110]). Эрбий используется в современных алюминиевых сплавах как модификатор и, таким образом, повышает механические свойства при комнатной температуре [84,111,112]. Эрбий диффундирует быстрее, чем Sc в (Al) при 300 °C (коэффициенты диффузии $4 \times 10^{-19} \text{ м}^2 \text{ с}^{-1}$ [113] и $9 \times 10^{-20} \text{ м}^2 \text{ с}^{-1}$ [95] соответственно), что может положительно сказаться на кинетике роста выделений в сплавах Al – Sc – Er. Однако, низкая растворимость Er в твердом веществе (Al) (0,046 ат.% Er при 640 °C [95]) может снизить максимальную объемную долю гомогенных выделений из-за уменьшения концентрации растворенного вещества по сравнению с двойными сплавами. В работе [105] показано, что добавка 0,01 и 0,02 ат. %Er в сплавы Al-0,06 ат. %Sc-0,05 ат. %Zr и Al-0,06 ат. %Sc-0,04 ат. %Zr, соответственно, приводит к существенному росту микротвердости после двух часов отжига при 400 °C предварительно гомогенизированного слитка при 640 °C. Авторы работы [105] так же показали, что введение 0,04 %Er приводит к увеличению микротвердости в два раза при нагреве образцов до 400 °C также после предварительного отжига при 640 °C. Гомогенизацию при 640 °C проводили с целью растворения фазы Al_3Er кристаллизационного происхождения.

Комбинированный подход к использованию преимуществ элементов РЗМ и ПМ, где они заменяют Sc, был достигнут путем разработки новых сплавов Al – Sc – Er – Zr [84,112]. Исследования показывают, что в сплавах Al – Sc – Zr общая концентрация растворенного вещества ниже ~ 0,15 ат. %

приводит к образованию более крупных зерен в литом состоянии путем образования однофазных сплавов (Al) [91,92,104]. В результате образовались когерентные, сферические $L1_2$ -выделения, состоящие из Er-обогащенного центра, окруженного Sc-обогащенной средней зоной и Zr-обогащенной периферией. Атомно-зондовые томографические исследования в работе [114] подтверждают, что растворенные атомы Yb и Sc одновременно выделяются из твердого раствора. После 15 мин старения при 300 °C концентрация Yb в выделениях примерно в три раза больше, чем ожидалось, исходя из среднего состава сплава, что указывает на более быструю кинетику выделения Yb по сравнению со Sc. В этой же работе показано, что большинство выделений не образуются на атомах Zr, так как нет обнаруживаемых атомов Zr в более чем 90% дисперсоидов, образовавшихся при 300 °C. Только при более длительной выдержке при 300 °C Zr выделяется из твердого раствора, образуя обогащенную Zr оболочку, охватывающую дисперсоиды $Al_3(Sc, Yb)$, которые устойчивы к росту до 375 °C. В [115] показано, что когерентные дисперсоиды $(Al,Cr)_3(Zr,Yb)$ типа $L1_2$ имеют более высокую плотность выделений и сохраняют свой размер (15-25 нм) даже после выдержки при 500 °C в течение 400 часов. Дисперсоиды фазы $(Al, Cr)_3(Zr, Yb)$ меньше и устойчивее к росту, чем дисперсоиды Al_3Zr и $Al_3(Zr, Yb)$ при температуре около 500 °C, что положительно влияет на эксплуатационные свойства.

1.5 Сплавы на основе системы Al-Mg

Термически неупрочняемые алюминиевые сплавы на основе системы Al-Mg имеют широкое применение в промышленности, благодаря высокой коррозионной стойкости, пластичности, вязкости разрушения и хорошей свариваемости.

В классических сплавах системы Al-Mg кроме магния, могут присутствовать в качестве легирующих элементов или примесей марганец, кремний, железо, медь, цинк, титан, цирконий, хром [116].

Магний при кристаллизации образует неравновесную эвтектическую фазу Al_8Mg_5 (Al_3Mg_2). При нагреве под закалку фаза Al_8Mg_5 полностью растворяется в алюминиевом твердом (Al), что приводит к повышению как прочности, так и пластичности.

Марганец часто используют в магниях в количестве до 1 %. При низком содержании примесей Fe и Si этот элемент может полностью входить в состав (Al). Это способствует значительному твердорастворному упрочнению в литом состоянии и образованию дисперсоидов при гомогенизационном отжиге. При наличии железа и кремния, как правило, образуется фаза $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ в виде скелетообразных включений эвтектического происхождения, что выводит часть марганца из алюминиевой матрицы.

Кремний, связывая магний в фазу Mg_2Si , сильно снижает пластичность и несколько повышает литейные свойства. В присутствии железа и марганца возможно образование и других фаз, в частности Al_8Fe_2Si и $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$.

Железо в магниях без марганца и кремния образует фазу Al_3Fe , иглообразные включения которой сильно снижают механические свойства. В сплавах ответственного назначения предельно допустимая концентрация примеси железа строго ограничена (в сплаве АМгблч допускается не более 0,05 %).

Медь в большинстве магниевых является вредной примесью, поскольку при неравновесной кристаллизации связывает Mg в фазу с Al, снижающую пластичность и коррозионные свойства. Концентрация меди в литом (Al) невелика, а ее отрицательное влияние на пластичность значительно.

Цинк присутствует в составе сплавов на основе системы Al-Mg в качестве примеси и мало сказывается на фазовом составе, входя при кристаллизации в (Al).

Магналии часто легируют малыми добавками Ti, Zr и Cr. Цирконий и титан используются как модификаторы зерна (Al). Цирконий и хром также при кристаллизации входят в алюминиевый твердый раствор, а при последующем отжиге образуют дисперсоиды, повышающие прочностные свойства. Эти дисперсоиды так же являются достаточно эффективными антирекристаллизаторами.

Составы некоторых деформируемых сплавов системы Al-Mg приведены в таблице 1.

Совместное легирование переходными металлами, такими как скандий и цирконий, обеспечивает повышенные технологические и механические свойства полуфабрикатов и сварных соединений, например в таких сплавах как 1545K и 01570.

Эффект упрочнения от введения скандия достигается в первую очередь за счет того, что скандий представляет собой сильный модификатор литой структуры, что способствует получению слитков с недендритной мелкозернистой структурой (при содержании скандия в сплаве 0,3-0,4 % размер зерна составляет 15-40 мкм). Данная структура значительно уменьшает склонность к трещинообразованию при литье и повышает технологическую пластичность материала при дальнейшей обработке. Кроме того, температура рекристаллизации алюминиевых сплавов после холодной деформации резко повышается при добавке скандия (рисунок 8) [117–120], что позволяет получить высокие механические свойства материала. Причиной подавления рекристаллизации является выделения большого количества дисперсных частиц Al_3Sc в сплаве.

Таблица 1 – Химический состав некоторых деформируемых сплавов системы Al-Mg согласно ГОСТ 4784-2019[116]

Обозначение	Массовая доля элементов, %					
	Si	Mn	Mg	Cr	Ti	Другие
АМг3 (1530)	0,5-0,8	0,3-0,6	3,2-3,8	0,05	0,1	-
5754	0,4	0,5	2,6-3,6	0,3	0,15	Mn и Cr 0,1-0,6
АМг3,5 (5154)	0,25	0,1	3,1-3,9	0,15-0,35	0,2	Be 0,0008 Mn и Cr 0,1-0,5
АМг4 (1540)	0,4	0,2-0,7	3,5-4,5	0,05-0,25	0,15	-
АМг4,5 (5083)	0,4	0,4-1	4-4,9	0,05-0,25	0,15	-
5056	0,3	0,05-0,2	4,5-5,6	0,05-0,25	-	-
1545K	0,1	0,19- 0,35	4,5- 4,9	0,01 - 0,04	0,01 - 0,04	Zr: 0,05-0,12 Sc: 0,17—0,27 Бериллий: 0,0002— 0,005
АМг5 (1550)	0,5	0,3-0,8	4,8-5,8	-	0,02- 0,1	Be 0,0002- 0,005
АМг6 (1560)	0,4	0,5-0,8	5,8-6,8	-	0,02- 0,1	Be 0,0002- 0,005
01570	0,2	0,2- 0,6	5,3- 6,3	-	0,01 - 0,05	Zr: 0,05-0,15 Sc: 0,17-0,27 Бериллий: 0,0002-0,005

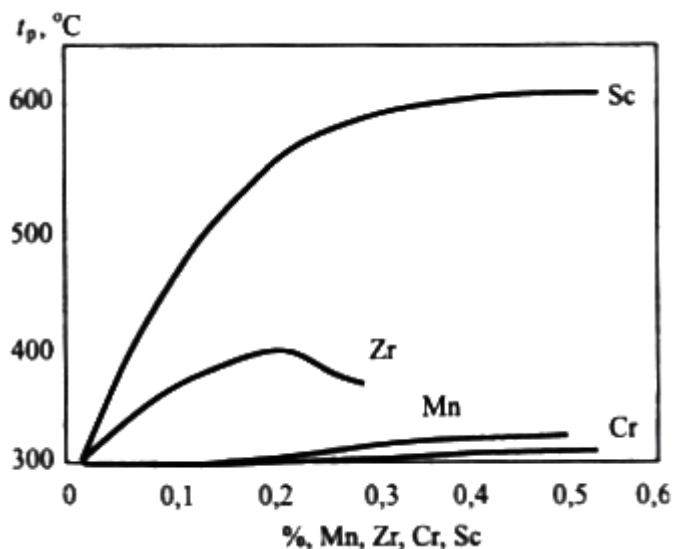


Рисунок 8 – Зависимость температуры начала рекристаллизации листов из сплавов Al - указанный переходный металл [118]

Деформируемые Al-Mg-Sc сплавы в настоящее время рассматриваются как заменители дуралюминов в качестве конструкционных материалов в сварных деталях летательных аппаратов. В нашей стране они были разработаны в конце 70-х годов в ИМЕТ им. Байкова. По химическому составу эти сплавы близки к сплавам системы Al-Mg и отличаются содержанием дополнительных легирующих элементов. В работах [117–120] указано, что в процессе литья слитков, скандий, как и другие переходные металлы, при кристаллизации расплава входит в пересыщенный раствор, однако некоторая его часть может выделиться в виде первичных частиц Al_3Sc . Частицы фазы Al_3Sc когерентны матрице, имеют структурное с ней соответствие, что приводит к образованию дисперсных частиц размером порядка 2-10 нм уже на начальных этапах распада твердого раствора. Выделение вторичных частиц, в значительной степени дисперсоидов, определяет структуру и свойства деформированных полуфабрикатов.

В работе [119] обнаружено, что максимальное упрочнение сплавов системы Al-Sc происходит в интервале температур 250-350 °C, при более высоких температурах происходит снижение прочности за счет коагуляции

частиц фазы Al_3Sc . Помимо этого, в работе было отмечено, что добавки скандия максимально эффективны в алюминиевых сплавах системы Al-Mg, поскольку скандий и магний не образуют химических соединений, что дает возможность достичь сразу двух видов упрочнения – дисперсного и твердорастворного. Наряду с данными видами упрочнения, в сплавах системы Al-Mg-Sc действует механизм структурного упрочнения (образование полигонизованной структуры в деформированном полуфабрикате). Поскольку наличие термически стабильных Al_3Sc частиц способствует повышению температуры рекристаллизации деформированных изделий сплавов данной системы. Например листы, полученные при холодной прокатке из этих сплавов, при температуре 300-400 °C обладают полностью нерекристаллизованной структурой. Стабильная нерекристаллизованная структура наблюдается в сплавах и после горячей деформации при 450 °C. С целью замедления распада твердого раствора скандия в алюминии и снижения коагуляции продуктов распада, в сплавы вводят цирконий, который входит в состав упрочняющей фазы [121]. Содержание циркония в промышленных сплавах со скандием обычно составляет (0,07-0,12) %. Введение дополнительных добавок таких переходных металлов как Ti, Mo, Nb, Ta, Hf, Cr (обычно до 0,05%) могут способствовать замене в фазе Al_3Sc до 5 % скандия. Однако по сравнению со стабилизирующим действием циркония, который может замещать до 50 % скандия в этой фазе, образуя фазу $\text{Al}_3(\text{Sc},\text{Zr})$, эффект от этих микродобавок незначителен [121]. Добавки Sc, Mn, Zr и Cr приводят к формированию в сплавах после обработки давлением развитой субзеренной структуры, появлению эффектов дисперсионного и структурного упрочнения [121]. Одна из важнейших задач введения легирующих элементов – повышение прочности алюминия. Достигается упрочнение во многих сплавах за счет формирования твердого раствора путем дисперсионного твердения. Также, содержание легирующих добавок влияет на пластичность и литейные свойства, что в значительной мере определяет их степень

промышленного использования. Кроме основных легирующих элементов, которые вводятся в промышленные сплавы с содержанием больше 1 %, абсолютное их большинство содержит несколько малых добавок. Обычно в роли таких добавок выступают редкоземельные и переходные металлы. Также, помимо упрочнения, переходные металлы за счет измельчения зерна улучшают технологичность сплава. В частности, в данном отношении эффективен цирконий. Введение циркония повышает сопротивление различным видам коррозии. Однако стоит учитывать, что положительное действие всех легирующих элементов может быть получено только в случае соблюдения технологии. Иначе, содержание в сплаве может оказаться бесполезным и в некоторых случаях вредным. Например, если температура расплава с этими добавками будет слишком низка, то в структуре слитков возможно образование грубых первичных кристаллов, снижающих механические свойства материала [121]. Основной добавкой к деформируемым алюминиевым сплавам различных систем, в первую очередь Al-Mg, является скандий. Несмотря на малое количество 0,2-0,3 % в сплаве, следует считать скандий основным легирующим элементом, так как он вносит значительный вклад в упрочнение материала. Однако такой сплав имеет большой недостаток – это его относительная дороговизна по сравнению с другими переходными металлами, рассмотренными выше. Основным недостатком магналиев является низкий предел текучести: в отожженном состоянии, он составляет 140-170 МПа в сплавах с 5-6 %Mg [122,123]. Поэтому приходится часто использовать их в нагартованном на 10-40 % состоянии, что позволяет повысить предел текучести в 1,5-2 раза [2,122]. В последние годы активно разрабатываются и уже используются в промышленности сплавы системы Al-Mg с добавкой скандия [116,124]. Так, сплав 1545K в отожженном состоянии имеет нерекристаллизованную структуру с $\sigma_{0,2} = 270$ МПа, $\sigma_B = 370$ МПа при $\delta = 16$ % [124].

В сплаве Al-6Mg-Sc (1570) в горячедеформированном состоянии достигается $\sigma_{0,2} = 240$ МПа, $\sigma_B = 375$ МПа при $\delta = 29$ % [125], а в сплаве Al-6Mg-Zr-Sc $\sigma_{0,2} = 225$ МПа, $\sigma_B = 365$ МПа при $\delta = 9$ % [125]. Дальнейшего повышения прочности можно достигнуть при использовании интенсивной пластической деформации (ИПД), в процессе которой формируется субмикроскопическая и нанокристаллическая структура матрицы [126–131]. Равноканальное угловое прессование (РКУП) при комнатной температуре позволяет получать очень высокий уровень прочности. Например, в сплаве Al-6Mg σ_B достигает 582,5 МПа после 4 проходов, однако при этом пластичность невелика – $\delta = 5,5$ % [132]. При повышении температуры деформации пластичность растет, а прочностные характеристики снижаются. Так, например, после 6 проходов РКУП при 160 °С сплав Al-4,5Mg-Sc-Zr имеет $\sigma_{0,2} = 370$ МПа, $\sigma_B = 400$ МПа при $\delta = 15$ % [133]. Но чаще РКУП проводят при еще более высоких температурах. Например, в сплавах на основе системы Al-Mg-Sc после РКУП при температурах выше 300 °С прочностные свойства выше, чем после обычной горячей прокатки, а пластичность остается на том же уровне [133–135]. Так, после 8 проходов РКУП при 325 °С сплав Al-6Mg-Sc имеет $\sigma_{0,2} = 274$ МПа, $\sigma_B = 388$ МПа при $\delta = 22,2$ % [135], а в сплаве Al-6Mg-Zr-Sc после 4 проходов при 320 °С $\sigma_{0,2} = 230$ МПа, $\sigma_B = 410$ МПа при $\delta = 29$ % [135]. Основной проблемой практического использования способов ИПД, обеспечивающих наилучшую структуру и механические свойства деформированных полуфабрикатов, является отсутствие промышленных технологий для получения этих полуфабрикатов достаточно большого размера. На сегодняшний день предлагаемые технологии ИПД реализуются в небольших образцах. Новый термически упрочняемый, свариваемый, криогенный сплав 1545K на основе системы Al-Mg-Sc является весьма перспективным материалом для авиационной и космической отраслей промышленности [124]. Классические сплавы на основе системы Al-Mg являются термически неупрочняемыми, однако легирование магнием Sc

и/или Zr приводит к тому, что отжиг слитков приводит к существенному эффекту термического упрочнения. В связи с этим, такие сплавы, в частности 1545K, можно называть термически упрочняемыми. В работе [136] исследованы механические свойства при растяжении и микроструктура наклепанных и отожженных листов из промышленного катанного 10 мм листа сплава 1545K после прокатки с общей степенью накопленной деформации $\varepsilon_f = 3,33-5,63$ и степенью последней деформации при комнатной температуре и 200 °C $\varepsilon_c = 0,25-2,3$. В результате проведенных исследований установлено, что:

1) уровень прочностных свойств листов при максимальных значениях полной и холодной или теплой деформации в нагартованном состоянии достигает $\sigma_{0,2}=495$ МПа, $\sigma_B=525$ МПа, что больше, чем после РКУП при теплой деформации;

2) механические свойства листов после отжига нагартованного 1 мм листа зависят от размера субзерен внутри деформированных волокон с высокоугловыми границами. А размер самих волокон при отжиге слабо меняется с 260 до 320 нм.

3) для обеспечения высокого уровня прочности и пластичности ($\delta > 10\%$) сплавов Al-Mg-Sc-Zr надо минимизировать вклад высокотемпературной деформации (при более 300 °C) в общую накопленную за счет увеличения вклада прокатки при температурах не выше 200-250 °C, а затем проводить финишный отжиг при температурах не выше 300 °C

4) Показано, что пластичность слитка сплава 1545K при 200-250 °C ($\delta=40-50\%$) в литом и отожженном состояниях выше, чем при 300 и 370 °C ($\delta=24-29\%$) (Таблица 2), что объяснено образованием вторичных выделений β -фазы (Al_8Mg_5) и соответствующим обеднением алюминиевого твердого раствора магнием при температуре испытания 200 °C, а также увеличением количества выделений дисперсоидов марганцовистой фазы в процессе деформации при растяжении образцов при 370 °C в основном вдоль границ субзерен. Авторами работы [137] установлены закономерности изменения твердости и

механических свойств при растяжении и формирования субструктуры листов из лабораторных слитков сплава 1545K, полученных по разным технологиям с использованием разной накопленной истинной деформации. Показано, что с увеличением доли истинной холодной деформации (ϵ_x) с 0 до 2,64 предел текучести нагартованных листов повышается с 355 до 466 МПа, а относительное удлинение при этом снижается незначительно с 4 до 3,5 %. Максимальную прочность обеспечивает отжиг при 150 °С в течение 1 часа листов, полученных по следующей технологии ($\epsilon_x = 2,64$): $\sigma_{0,2}$ =410 МПа, σ_B =460 МПа и δ =6,5 %. Отжиг в течение 30 минут при 300 °С приводит к двукратному повышению пластичности без существенного снижения прочностных характеристик: $\sigma_{0,2}$ =385 МПа, σ_B =436 МПа и δ =13 %. Показано, что субструктура, формирующаяся внутри деформированных зерен в процессе отжига, определяет уровень механических свойств. Отмечено снижение предела текучести по мере увеличения размера блоков (в основном субзерен) и уменьшения объемной доли наноблоков в поперечной плоскости 3 мм листов.

Таблица 2 - Механические свойства лабораторного слитка сплава 1545K при разных температурах в литом и отожженном состояниях[138]

Состояние слитка	Температура испытания, °С	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
Литое	300	109	121	24
	250	109	158	45
	200	110	184	51
	20	114	268	30
После отжига 300 °С, 5 ч	300	114	131	26
	250	147	176	29
После отжига 370 °С, 6 ч	370	60	64	29
	200	155	202	40

Основным недостатком сплава 1545K является высокое содержание дорогостоящего скандия, который в десятки раз дороже большинства редкоземельных и переходных металлов, которыми обычно легируют сплавы системы Al-Mg.

Последнее годы активно проводят исследования, рассматривающие влияние малых добавок Er, Gd, Y, Hf на свойства и структуру алюминия и его сплавов [78, 82, 100, 105, 108, 109, 146–153].

Чаще добавка скандия вводится в алюминиевые сплавы на основе систем Al-Mg и Al-Zn-Mg-Cu [147–149]. В работах [139, 140] установили, что добавки Zr и Er в сплавы на основе системы Al-Mg повышают свойства сварных соединений в основном за счет измельчения зеренной структуры. Исследования совместного влияния Y и Gd на структуру и свойства сплава на основе системы Al-Zn-Mg-Cu-Zr показало повышение температуры начала рекристаллизации и эффекта старения, связанное с выделением дисперсидов фазы Al_3CuGd [141]. Влияние добавок Y на микроструктуру и свойства сплавов Al-Mg мало изучено. В работе [150] продемонстрировали образование фаз $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$, Al_3Y , MgY и Al_2Y в сплаве Al-1,44Mg-1,09Y в отожженном состоянии. Было исследовано влияние добавки Y на микроструктуру и механические свойства вторичных литейных сплавов Al – 7Si – 0,3Mg – 1,0Fe [151]. Y приводит к уменьшению длины и объемной доли фазы Al_3FeSi и измельчению дендритов первичного алюминия.

Xing и соавторы [152] пришли к выводу, что Er увеличивает предел прочности литого сплава Al-Mg без значительного уменьшения удлинения из-за образования большого количества мелких первичных и выделившихся частиц Al_3Er . Частицы Al_3Er имеют когерентные отношения с матричной фазой (Al), которая может действовать как гетерогенный зародыш, а с другой стороны, она может сильно закреплять дислокации и границы субзерен и замедлять рекристаллизацию сплавов. Также известно об аналогичных результатах для сплавов Al-5Mg [153]. В работах [139, 140] установили, что добавки Zr и Er в сплавы на основе системы Al-Mg повышают свойства сварных соединений в основном за счет измельчения зеренной структуры. Результаты работы [154] показывают, что добавка Yb в сплав Al-5%Mg может существенно повысить предел текучести, предел прочности на разрыв и

удлинение, за счет повышенной концентрации растворенных атомов Yb в Al-матрице.

Комплексные добавки Yb, Cr и Zr к сплаву Al – Zn – Mg – Cu могут улучшить прочность, пластичность и вязкость разрушения и могут значительно повысить стойкость к коррозионному растрескиванию под напряжением и межкристаллитной коррозии [155,156].

Таким образом, легирование алюминия рассмотренными РЗМ и ПМ позволяет достигать существенного эффекта упрочнения в процессе отжига слитков. Успешное выявления наиболее перспективных легирующих добавок, их сочетания и концентрации, которые способствовали бы достижению в алюминии высокой прочности и электропроводности дают возможность получения более дешевых материалов с улучшенными свойствами, а, следовательно, более широкому практическому применению. В дополнение необходимо выявить и провести более детальные исследования влияния режимов термической обработки слитков и деформированных полуфабрикатов на эксплуатационные характеристики новых сплавов.

Выводы по обзору литературы

1. Рассмотрены особенности влияния малых добавок редкоземельных и переходных металлов на структуру и свойства алюминия и магналиев в зависимости от режимов обработки.

2. Скандий совместно с цирконием являются практически безальтернативными основными малыми добавками, обеспечивающими высокий эффект упрочнения при отжиге слитков и высокую прочность деформируемых полуфабрикатов. Упрочнение обусловлено образованием когерентных выделений L_{12} фазы $Al_3(Sc,Zr)$ из пересыщенного при кристаллизации алюминиевого твердого раствора.

3. Показано, что существует ряд перспективных добавок редкоземельных металлов, в котором можно выделить иттрий, эрбий и иттербий, способных на высоком уровне конкурировать с дорогостоящим скандием.

2 Материалы и методики исследования

2.1 Материалы – объекты исследования

Слитки модельных сплавов получены в лабораторных условиях и разделены на две группы для удобства анализа: сплавы на основе чистого алюминия, легированные добавками РЗМ и ПМ, и сплавы на основе системы Al-Mg с теми же добавками, составы представлены в таблицах 3 и 4.

Таблица 3 – Химический состав исследуемых сплавов на основе алюминия

Номер	Условное обозначение	Массовая доля компонентов, %					
		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.

Таблица 4 – Химический состав исследуемых сплавов на основе Al-Mg

Номер		Массовая доля компонентов, %								
		Mg	Mn	Cr	Zr	Sc	Y	Er	Yb	Al
1	1545Y	4,5	0,5	-	0,15	0,05	0,2	-	-	Ост.
2	1570	5,7	0,4	-	0,1	0,25	-	-	-	Ост.
3	1570Er	5,7	0,4	-	0,1	0,12	-	0,38	-	Ост.
4	1570MnYb	6	0,2	-	0,25	0,05	-	-	0,3	Ост.
5	1570CrYb	6	-	0,2	0,25	0,05	-	-	0,3	Ост.

2.2 Плавка и литье

Для приготовления исследуемых сплавов использовали следующие шихтовые материалы: алюминий марки А85 или А99 [157], магний марки Мг95 [158] 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. Приготовление сплавов проводили в лабораторной электрической печи сопротивления «Nabertherm» в

графито–шамотных тиглях. 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. Заливку сплавов осуществляли в медные водоохлаждаемые изложницы $(20 \times 40 \times 100)$ мм и $(28 \times 130 \times 190)$ мм. Скорость охлаждения при кристаллизации составляла примерно 15 К/мин.

2.3 Деформационная и термическая обработка

Термическую обработку сплавов проводили в печи электросопротивления марки Nabertherm N30/65A. Материал помещали в нагретую до заданной температуры печь, и после нагрева выдерживали необходимое время. Точность поддержания температуры при отжиге составляла (± 1) °С. Для обработки металлов давлением использовали прокатку на лабораторном двухвалковом прокатном стане марки УСП-133 с диаметром валков 200 мм. В случае проведения горячей прокатки образцы после каждого прохода с деформацией на 1-2 мм помещали в печь с соответствующей температурой и выдерживали в ней не менее 5 мин. Температура горячей прокатки слитков составляла $(300-440)$ °С, в зависимости от состава сплава, но не превышала температуру гомогенизации.

2.4 Методы изучения структуры

2.4.1 Световая микроскопия

Микроструктуру образцов изучали с помощью металлографического микроскопа Neophot – 30 в обычном и поляризованном свете. Микрошлифы готовили методами механической шлифовки и полировки вручную, либо с помощью установки Struers Laborol-5. При обработке микрошлифов на

установке образцы запрессовывали в полимер из полистирола, поверхность шлифовали на наждачной бумаге разной зернистости (220, 320, 800, 1200, 2400, 4000). После механической обработки микрошлифы подвергали электролитическому полированию и анодному оксидированию. Электролитическую полировку проводили в электролите состава 6 частей C_2H_5OH , 1 часть $HClO_4$ и 1 часть глицерина по режиму: напряжение 20 В, время 5–10 с. Катод – нержавеющая сталь. Для выявления зеренной структуры после электрополировки применяли анодное оксидирование в 10 % водном растворе фторборводородистой кислоты при напряжении 20 В. В качестве катода использовали свинец. Оксидирование проводили при температуре 10 °С. Время оксидирования составляло 30–50 с [159].

Размер зерна характеризовали величиной средней хорды, которую измеряли методом случайных секущих, анализируя данные не менее 300 измерений. Размеры зерен измеряли по микрофотографиям, полученным в поляризованном свете светового микроскопа (СМ) с помощью прикладной программы «Sizer».

2.4.2 Сканирующая электронная микроскопия (СЭМ)

Сканирующий электронный микроскоп TESCAN Vega 3LMH оборудованный энергодисперсионным рентгеновским спектрометром (ЭДС) (X-MAX80, Oxford Instruments) использовался для определения состава образцов и изучения микроструктуры. Сканирование производили во вторичных и отраженных электронах [160] Рабочее напряжение составляло 20 кВ. Образцы для СЭМ изготавливали методом механической шлифовки и полировки с использованием суспензии на основе оксида кремния.

2.4.3 Просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ)

Результаты просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) были получены с помощью микроскопа JEOL JEM–2100 с возможностью высокого разрешения и энергодисперсионной спектроскопии (ЭДС). Ускоряющее напряжение составляло 200 кВ. Объектами исследования ПЭМ служили фольги. Для их приготовления пластины площадью 1 см² и толщиной 1 мм механическим шлифованием утоняли до толщины 0,25±0,02 мм, а затем вырубали круглые образцы диаметром 3 мм. После этого образцы электролитически утоняли в растворе состава 20 % HClO₄ и 80% C₂H₅OH при помощи Struers TenuPol-5 при напряжении 20 В и температуре (0±2) °С. Размер частиц и зерен определяли методом случайных секущих, анализируя не менее 250 пересечений. Для определения доверительного интервала использовали стандартное отклонение и доверительную вероятность 0,95.

2.4.4 Микрорентгеноспектральный анализ

Микрорентгеноспектральный анализ проводили на СЭМ TESCAN Vega 3LMH с энергодисперсионным детектором X-Max 80. Метод микрорентгеноспектрального анализа использует возбуждение характеристического рентгеновского излучения пучком электронов – «электронный зонд». Этот зонд может быть сфокусирован с помощью электронных линз до размеров (0,1–1) мкм, что позволяет анализировать состав микроучастков или элементов микроструктуры сплава. Качественный элементный состав микрообъемов определяется сравнением наблюдаемых и табличных энергий характеристического излучения. Благодаря влиянию различных факторов при использовании данного метода более тяжелые элементы в матрице из более легких дают заниженные значения концентрации. Поэтому при расчете состава вводили следующие поправки:

поправка на поглощение, поправка на атомный номер, поправка на флуоресцентное возбуждение.

2.4.5 Рентгенофазовый анализ

Рентгеновский анализ проводился на дифрактометре Bruker D8 Advance. Для съемки образцов использовалась схема Брегга-Брентано и монохроматическое $\text{Cu-K}\alpha$ излучение. Подложкой для образцов служила кювета из плавленого кварца SiO_2 , не имеющего собственных отражений в интересующем интервале углов.

2.5 Методы определения механических свойств

2.5.1 Испытания на одноосное растяжение

Испытания на одноосное растяжение образцов, вырезанных из листов, проводили по стандартной методике [161] на универсальной испытательной машине Zwick Z250. Скорость растяжения при испытаниях составляла 4 мм/мин. Для испытаний применяли образцы с шириной рабочей части 10 мм, толщиной 1 мм и расчетной длиной рабочей части 18 мм. Образцы вырезали из листов вдоль направления прокатки. Средние значения условного предела текучести $\sigma_{0,2}$, предела прочности σ_b и относительного удлинения δ рассчитывали по результатам испытаний трех-пяти образцов на точку. Относительная погрешность при этом по пределу прочности и условному пределу текучести составляла не более 7 %, а по удлинению – 10 % от измеряемой величины.

2.5.2 Методика измерения твердости по Виккерсу

Измерение твердости по Виккерсу проводили на лабораторном твердомере Wilson Wolpert UN930 [162] с алмазным индентором в форме четырехгранной пирамиды с углом при вершине 136° . После удаления нагрузки 50 Н, действовавшей в течение 15 с, измеряли диагональ отпечатка D, оставшегося на поверхности образца. Число твердости HV определяли как среднее арифметическое из пяти замеров для отоженных образцов и из десяти замеров для литых.

2.6 Методика измерения внутреннего трения

Исследования температурных и амплитудных зависимостей внутреннего трения (ТЗВТ и АЗВТ) проводились на динамическом механическом анализаторе DMA Q800 TA Instruments в режиме вынужденных изгибных колебаний на образцах размером $30 \times 5 \times 1$ мм.

Динамический механический анализатор (ДМА) представляет собой научно-исследовательский прибор способный работать как динамический механический и термомеханический анализатор при различных режимах деформации. Использовали зажим одинарный кантилеверный (Single Cantilever). При использовании такого зажима образец зажимался с обеих сторон и подвергается деформации изгибом за край. Анализ зависимостей ТЗВТ проводили с использованием программных пакетов Origin 8.1, Microsoft Excel 2007 и оригинальной программы для обработки температурной зависимости внутреннего трения. Для анализа активационных параметров релаксационных процессов строили Аррениусовские зависимости вида $\ln(2\pi f)$ от $1/T$, на основе которых рассчитывали энергию релаксации (H), характеристическое время релаксации в уравнении Аррениуса (η).

2.7 Методика термического анализа

Определение температур плавления сплавов проводили методом дифференциального термического анализа на калориметре «Setaram Labsys DSC 1600» (ДСК). Объектами исследования служили образцы размером $3 \times 3 \times 5$ мм, вырезанные из слитков или листов, в качестве эталона использовали пустой тигель. Испытания проводили в воздушной атмосфере. В исследуемом температурном интервале скорость нагрева и охлаждения составляла $5^\circ\text{C}/\text{мин}$ [163].

2.8 Испытания на коррозионную стойкость

Для определения коррозионной стойкости проводили испытания по стандарту ГОСТ 9.021-74 [164]. Образцы выдерживали в синтетической морской воде – водном растворе NaCl и H_2O_2 , и затем оценивали потемнение поверхности и механические свойства по результатам испытаний образцов на одноосное растяжение.

2.9 Определение электропроводности

Электросопротивление сплавов определяли четырехконтактным методом с использованием миллиомметра INSTRON GOM-802 на образцах с поперечным сечением $1 \times 5 \text{ мм}^2$ и длиной 70 мм. После этого проводили расчет удельной электрической проводимости и пересчет полученной величины в единицы по международному стандарту на отожженную медь (International Annealed Copper Standard – IACS, %)

Глава 3 Микроструктура и механические свойства новых электропроводных сплавов

Основываясь на исследовании [82], 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 по 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.

3.1. Сплавы на основе системы Al-Y-Sc

Максимальная равновесная растворимость иттрия в (Al) составляет примерно 0,2 масс.% [165]. Скандий вводят в алюминиевые сплавы в среднем в количестве 0,2 масс.% [116], при этом уже при содержании 0,07 масс.% наблюдается существенный упрочняющий эффект [2]. В соответствие 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 фазы обогащенной иттрием, которая, согласно фазовой диаграмме [166], является эвтектической фазой Al_3Y (рисунок 9 а,б). Фаза Al_3Y размером 100-200 нм располагается по границам зерен и дендритных ячеек и кристаллизуется в составе округлых эвтектических колоний (вставка на

рисунке 9 а). Скандий равномерно распределен в алюминиевом твердом растворе.

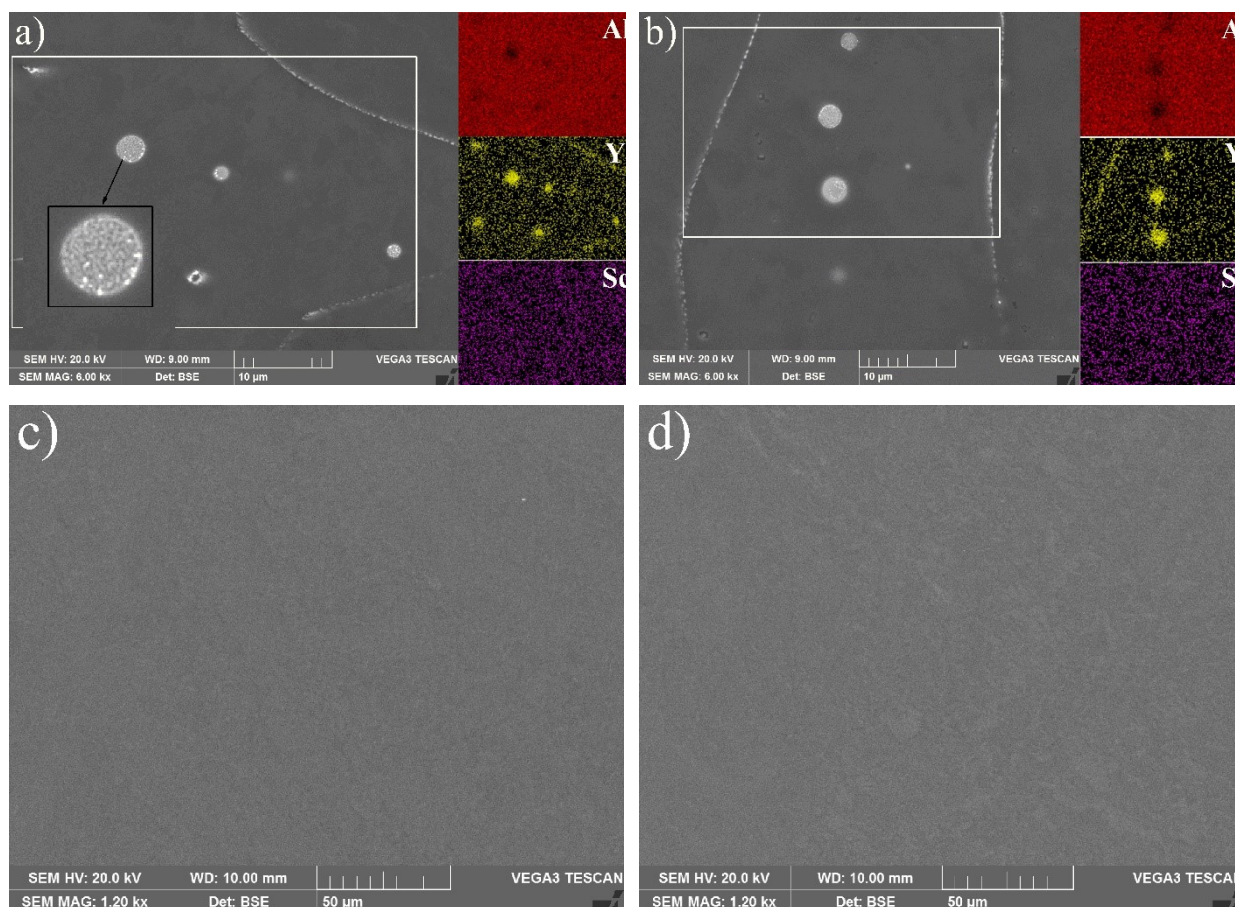


Рисунок 9. Микроструктура сплавов AlYSc005 (a,c) и AlYSc02 (b,d) (a,b – литое состояние, c,d – после закалки) и распределение легирующих элементов между фазами в выделенных областях (a,b) (СЭМ)

Согласно ДСК анализу температура солидуса сплавов составляет 645 °C (Рисунок 10). Сплавы AlYSc005 и AlYSc02 подвергали отжигу при 635 °C в течение 24 часов и закачивали в воду. В процессе гомогенизационного отжига фаза Al_3Y полностью растворилась в (Al) (рисунок 9 c,d).

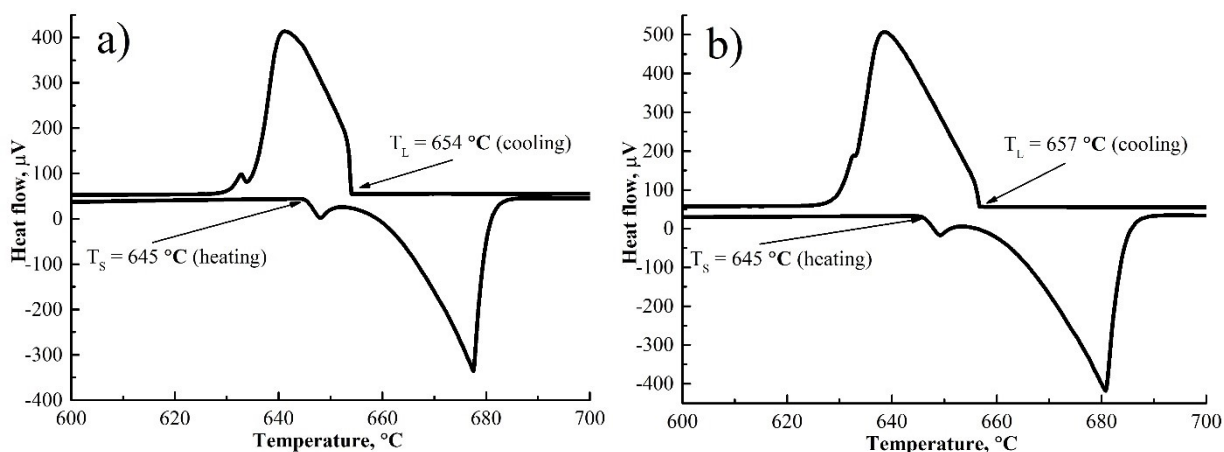


Рисунок 10. ДСК кривые сплавов AlYSc005 (a) и AlYSc02 (b)

Твердость слитков сплавов AlYSc005 и AlYSc02 составляет 23HV и 26HV, соответственно. После гомогенизации и закалки твердость снижается до 20HV. Частицы фазы Al_3Y размером 100-200 нм вносят большой вклад в твердость, чем растворенный в алюминиевом твердом растворе иттрий. Слитки сплавов отжигали при 370, 400 и 440 °C в течение разного времени. Увеличение температуры отжига с 370 до 440 °C уменьшает время достижения пика твердости с 2 до 0,5 часа и ускоряет процесс разупрочнения (Рисунок 11 а,с). Наибольшее упрочнение достигается после отжига при 370 и 400 °C в обоих сплавах как после отжига слитков, так и после предварительной гомогенизации образцов. Прирост твердости составил 5-10HV и 15-23HV для сплавов AlYSc005 и AlYSc02, соответственно.

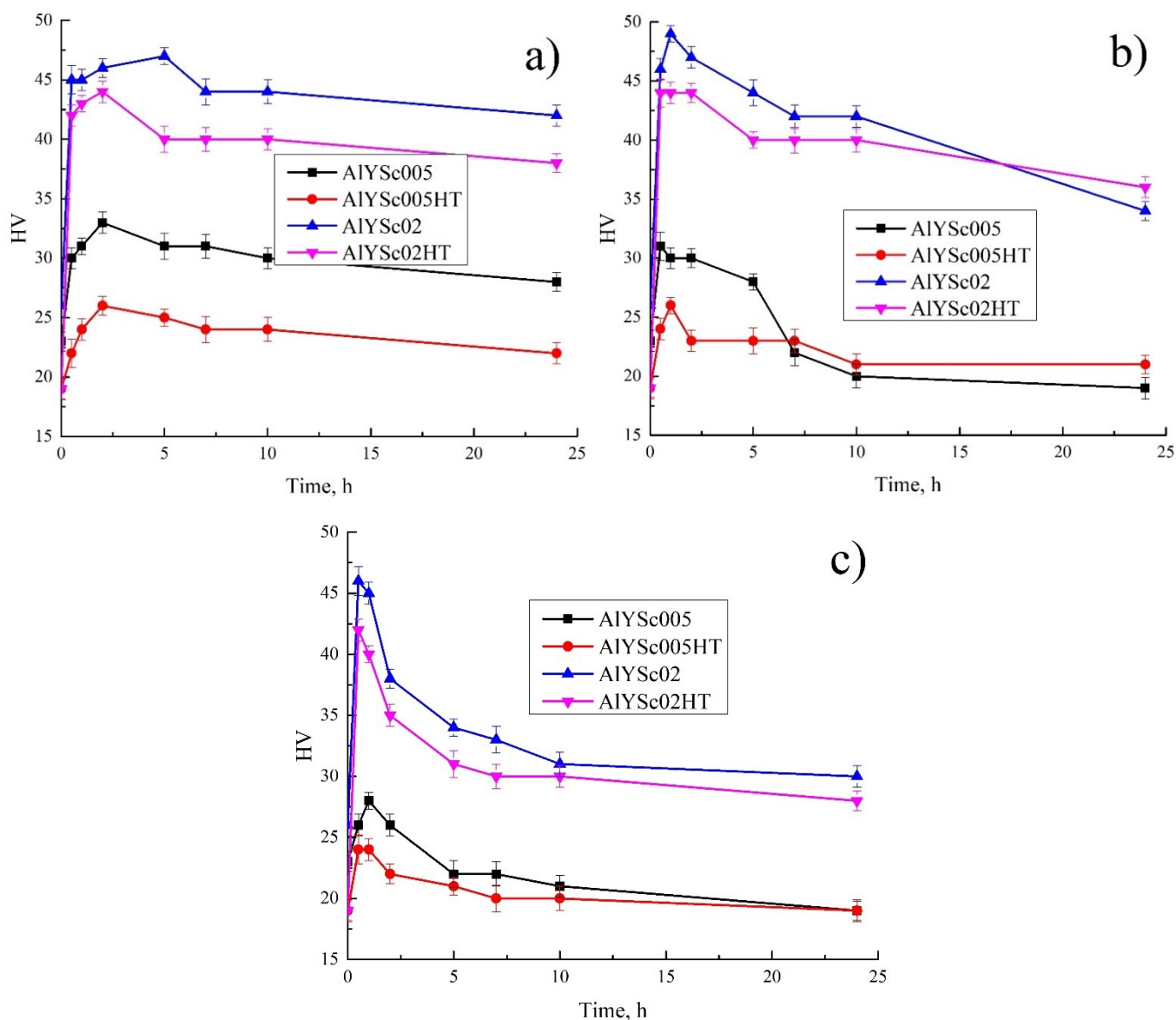
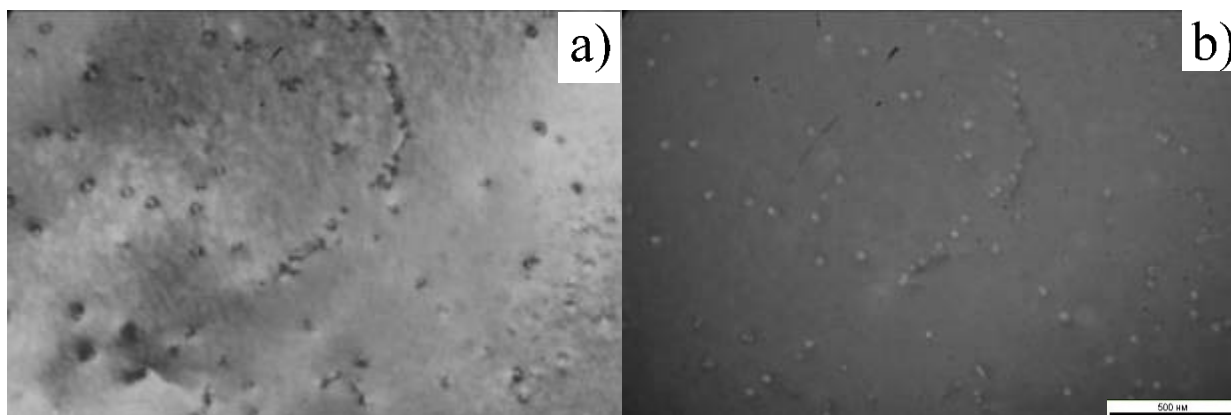


Рисунок 11. Зависимости твердости от времени отжига при 370 °C (a), 400 °C (b) и 440 °C (c) для слитков и предварительно гомогенизированных образцов (HT)

Изучена микроструктура сплава AlYSc02 в отожженном при 400 °C в течение 1 и 5 часов состояниях в ПЭМ (рисунки 12 и 13). На электронограмме представлены рефлексы, принадлежащие алюминиевому твердому раствору (в оси зоны [110]) и фазе со структурой $L1_2$. $L1_2$ -дисперсоиды фазы 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

[13,167]. В связи с этим можно предположить, что в сплаве AlYSc02 выделения $L1_2$ соответствуют фазе $Al_3(Sc,Y)$.

В результате структура, состоящая из эвтектических частиц размером (100-200) нм и дисперсоидов (8-11) нм, которая сформирована в сплаве AlYSc02 после отжига без предварительной гомогенизации определяет более высокую твердость в сравнении с тем же сплавом, подвергнутым предварительной гомогенизации и представленным с дисперсоидами того же размера (9-11) нм. 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. Как известно, когерентные частицы (выделения дисперсоидов) в большей степени снижают электропроводность сплавов, за счет больших полей упругих напряжений вокруг них в сравнении с некогерентными (эвтектические частицы). В данном случае 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.



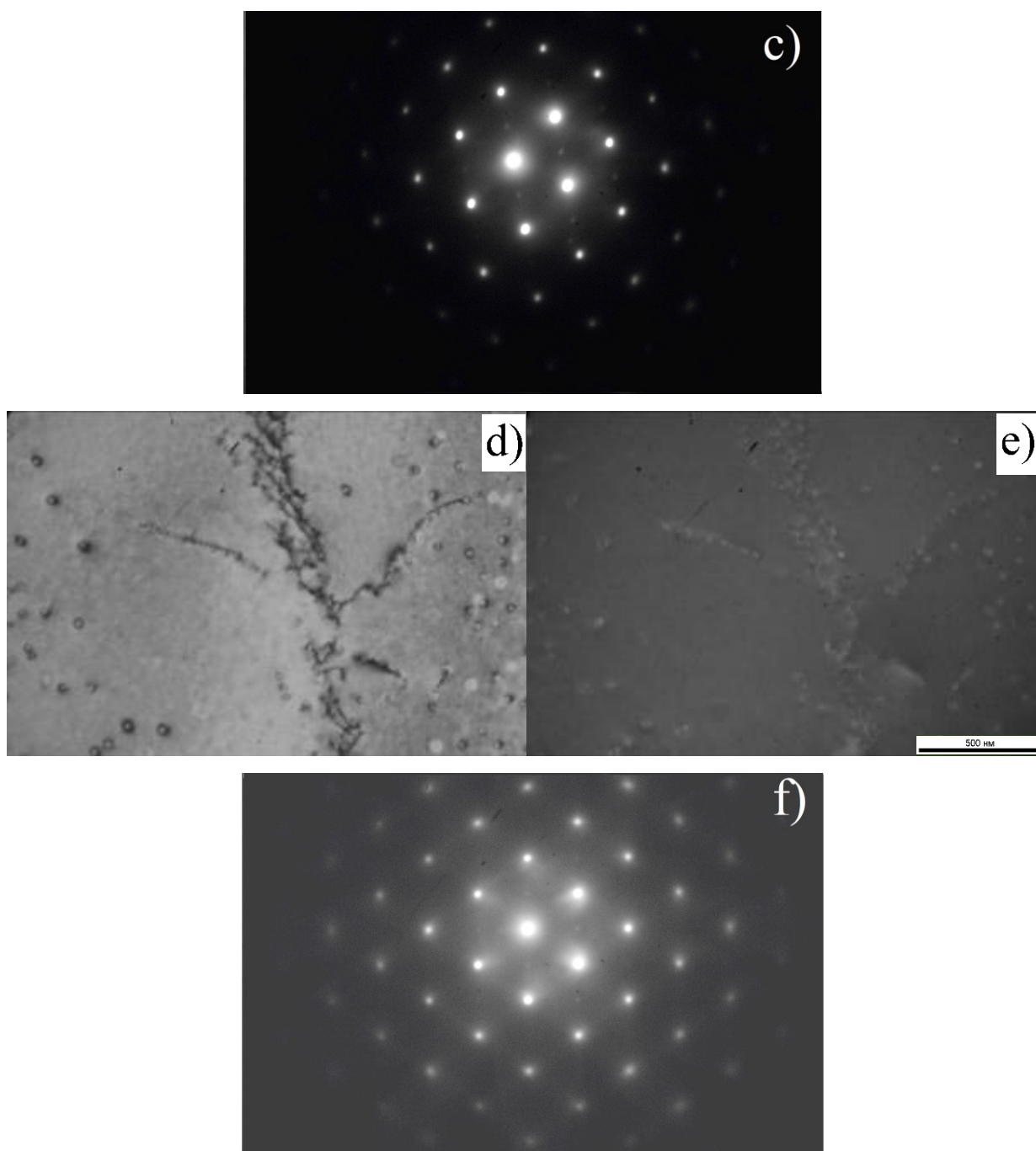
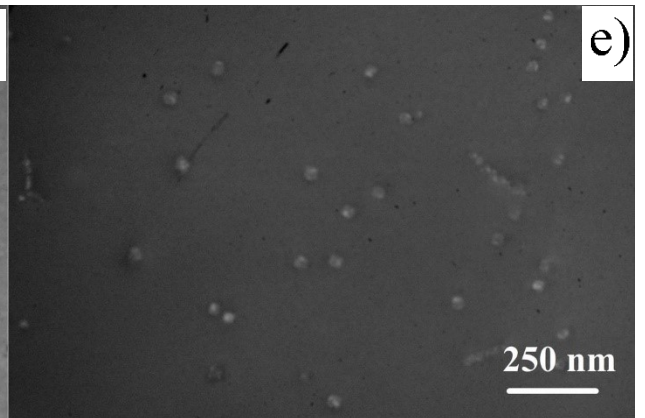
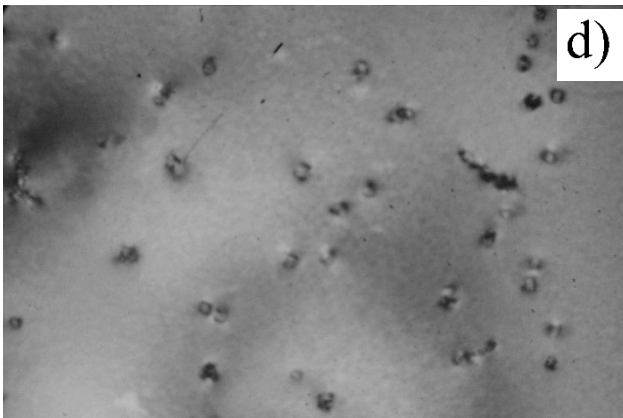
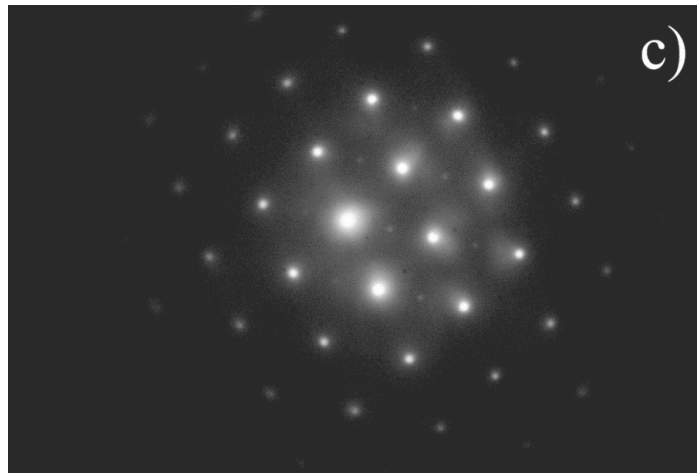
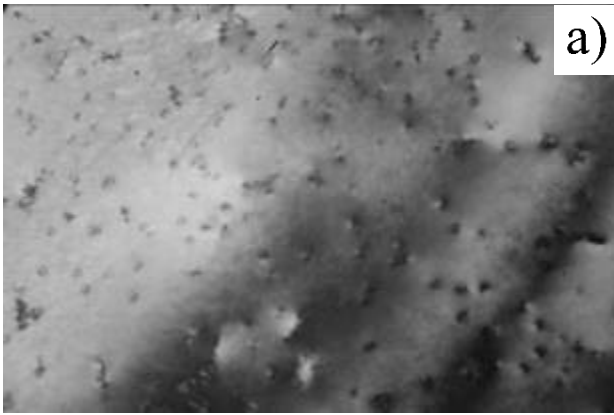


Рисунок 12. Микроструктура слитка сплава AlYSc02 после отжига при 400 °С в течение 1 (а-с) и 5 часов (d-f) (а,d – светлопольное изображение, b,e – темнопольное изображение, с,f – микроэлектроннограммы в оси зоны [110] (ПЭМ))



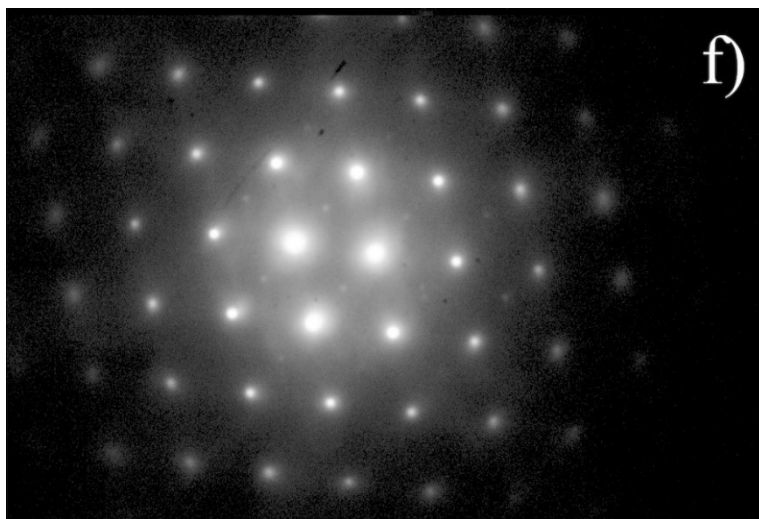


Рисунок 13. Микроструктура предварительно гомогенизированного сплава AlYSc02 после отжига при 400 °С в течение 1 (a-c) и 5 часов (d-f) (a,d – светлпольное изображение, b,e – темнопольное изображение, c,f – микроэлектронограммы в оси зоны [110] (ПЭМ))

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 рисунке 14. Существенное разупрочнение происходит после 1 часа отжига при 450 °С. Однако при этом сплав AlYSc02 сохраняет нерекристаллизованную структуру (рисунок 14 b), тогда как в структуре сплава с малым скандием наблюдаются рекристаллизованные зерна (рисунок 25a). Температура начала рекристаллизации сплавов AlYSc005 и AlYSc02 находится в интервале 350-450 °С и 450-550 °С, соответственно (Рисунок 14 а и b).

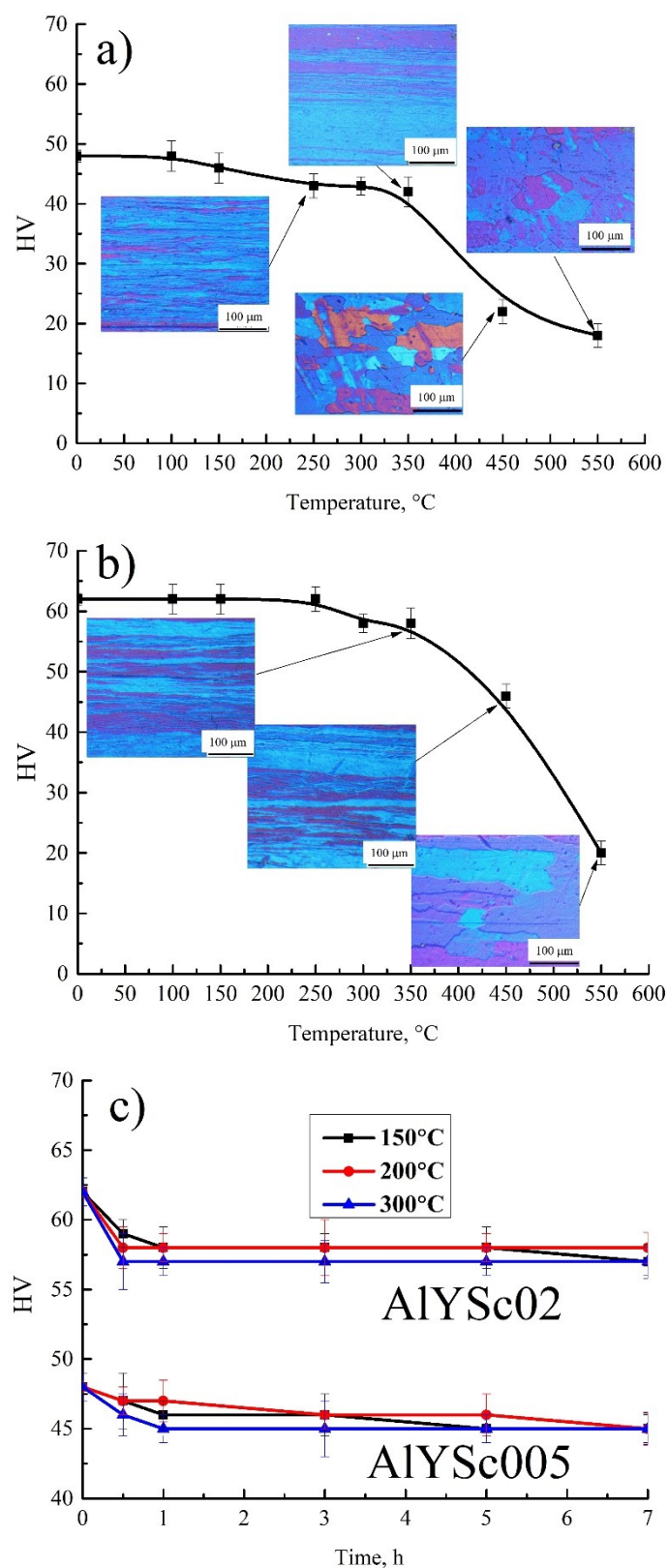


Рисунок 14. Зависимость твердости от времени отжига 1 мм листов при температурах 100-550 °C в течение 1 часа для сплавов AlYSc005 (a) и AlYSc02 (b) при температурах 150, 200 и 300 °C в течение разного времени (c)

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 (рисунок 14 с).

Предел текучести сплавов AlYSc005 и AlYSc02 в деформированном состоянии составил 146МПа и 186МПа соответственно (таблица 5). 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 практически не снижаются вплоть до 100 ч отжига) за счет большего содержания скандия и, соответственно, большей объемной доли дисперсоидов $L1_2$ фазы. Предел текучести сплава AlYSc02 составляет 174-186 МПа, а удлинение 10,7-16,5% во всех состояниях.

Таблица 5. Характеристики механических свойств после испытаний на растяжение в деформированном и отожженном состояниях исследованных сплавов

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, 5 ч	132±2	144±2	12,6±0,2	174±1	194±1	12,2±0,4
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, 5 ч	129±4	140±3	17,1±0,8	177±2	199±3	15,2±0,4
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

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 6). 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 110МПа [168]. Предел текучести сплавов AlYSc005 и AlYSc02 после отжига при 300 °С составляет 127-128МПа и 177-183МПа соответственно. Для сравнения высокоскандиевый сплав Al-0,35Sc-0,2Zr при том же уровне прочностных характеристик имеет электропроводность ниже - 60,2% IACS и меньшую пластичность 7,6% [169].

Таблица 6. Удельная электропроводность сплавов в сравнении с чистым Al и электротехническим сплавом 1350[168].

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

3.2 Влияние иттербия на структуру и свойства сплава AlYSc02

В сплав Al-0,2Y-0,2Sc (AlYSc02) введено 0,3%Yb, что примерно соответствует максимальной растворимости в (Al) – получен сплав Al-0,2Y-0,2Sc-0,3Yb (AlYScYb).

Микроструктура сплава AlYScYb в литом состоянии представлена на рисунке 15. В литой структуре помимо алюминиевого твердого раствора выявлена дисперсная эвтектика, в которой интерметаллидная фаза обогащена иттрием и иттербием (карты распределения легирующих элементов представлены на рисунке 15). Скандий однородно распределен в алюминиевом твердом растворе, а концентрация иттрия и иттербия в растворе составляет по 0,1-0,2% согласно результатам микрорентгеноспектрального анализа. Размер эвтектической фазы кристаллизационного происхождения находится в интервале 100-250 нм.

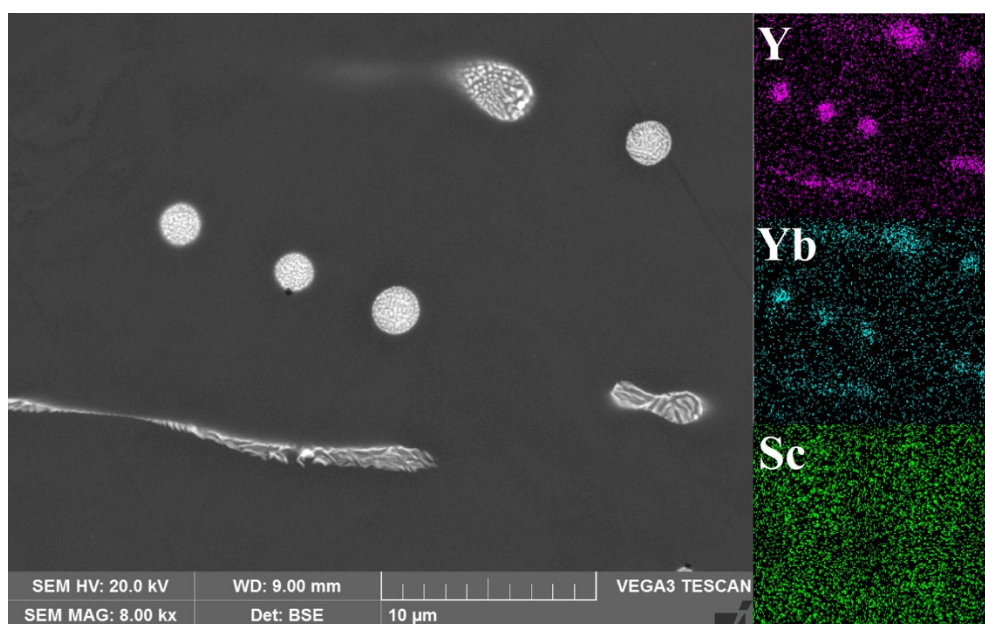


Рисунок. 15. Микроструктура сплава AlYScYb в литом состоянии и распределение легирующих элементов между фазами (СЭМ)

Образцы сплава отжигали при температурах 300, 370 и 440 °С 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 °С, а при более высоких температурах максимум существенно ниже (рисунок 16). При этом разупрочнение при увеличении времени выдержки усиливается с ростом температуры.

Упрочнение в процессе отжига слитков происходит за счет выделения частиц дисперсоидов. На рисунке 17 представлена микроструктура сплава после отжига при 300 °С в течение 3 часов и микроэлектронограмма в оси зоны [112] Выделения дисперсоидов имеют $L1_2$ структуру – сверхструктурные рефлексy 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 $Al_3(Sc,Y,Yb)$.

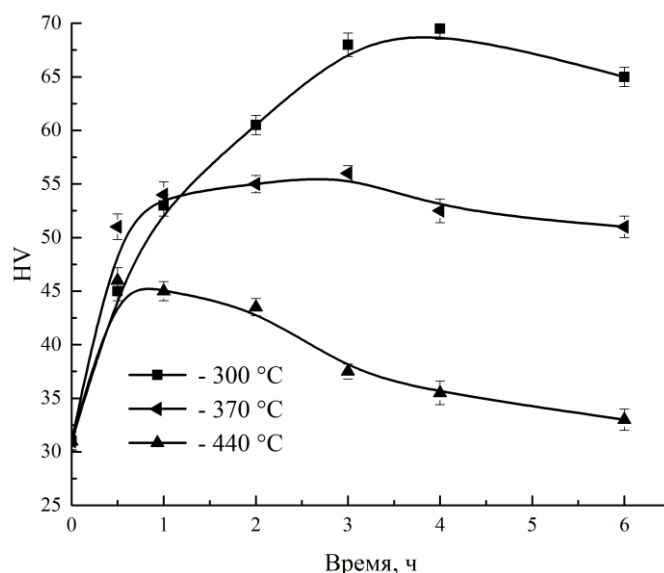


Рисунок 16. Зависимость твердости от времени отжига слитка сплава AlYScYb при температурах 300, 370 и 440 °C

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. На рисунке 18 представлены зависимости твердости от времени отжига холоднокатаных листов сплава при температурах 100-550 °C в течение 1 часа и при температурах 150, 200 и 300 °C в течение разного времени в сравнении со сплавом AlYSc02. Зеренная структура сплава AlYScYb сохраняется нерекристаллизованной до 450 °C (вставка микроструктуры на рисунке 18а). При температуре 550 °C полностью проходит рекристаллизация и твердость резко снижается (рисунок 18а).

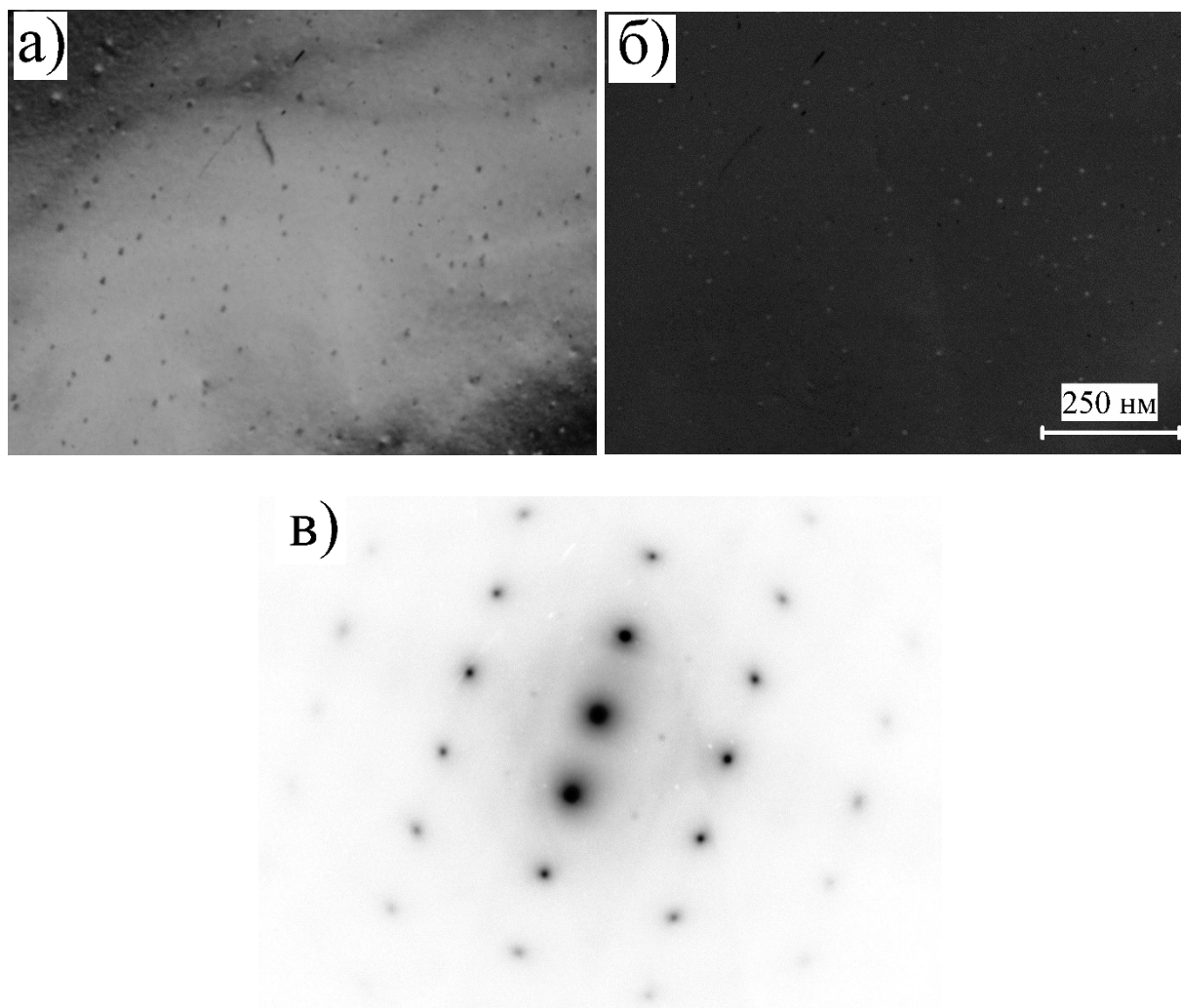


Рисунок. 17. Микроструктура сплава AlYScYb после отжига при 300 °С в течение 3 часов (а – светлопольное изображение, б – темнопольное изображение) и микроэлектронограмма в оси зоны [112] (в) (ПЭМ)

Выявлено, что иттербий не оказал существенного влияния на температуру начала рекристаллизации, она осталась в интервале 450-550 °С. Однако, отмечено существенное влияние добавки иттербия на изменение твердости в процессе отжига прокатанных листов. На температурной зависимости твердости при 300-350 °С присутствует локальный максимум твердости (рисунок 18 а). Так же повышение твердости выявлено на временной зависимости при 300 °С (рисунок 18 б). Через 0,5 часа отжига при 300 °С твердость возрастает с 67 HV до 76 HV и практически не изменяется

при увеличении времени отжига до 7 часов. Накопление дефектов при прокатке повышает вероятность гетерогенного зарождения и упрочнение можно связать с дораспадом алюминиевого твердого раствора и повышением плотности распределения $L1_2$ дисперсоидов.

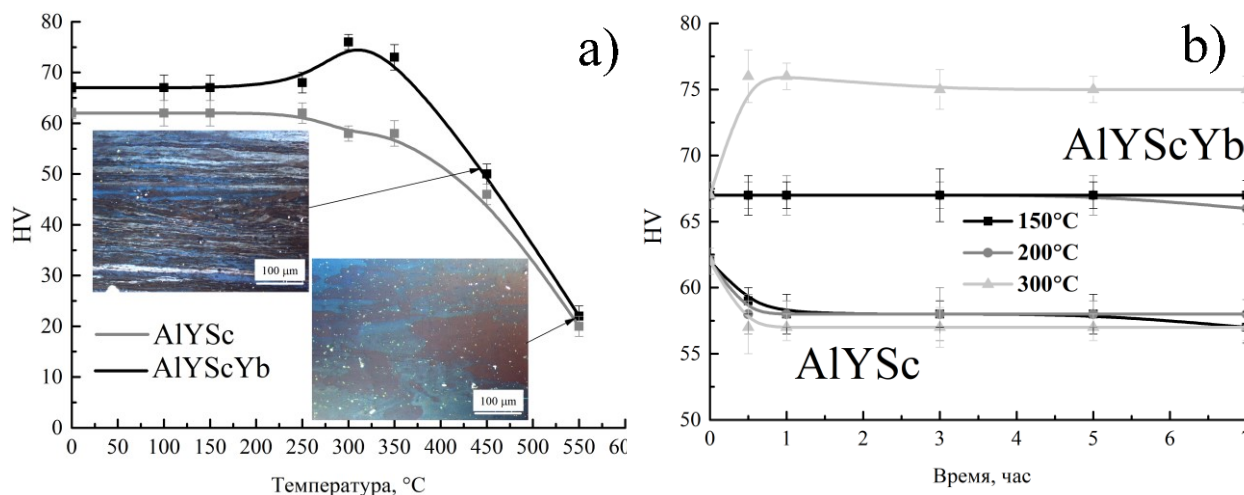


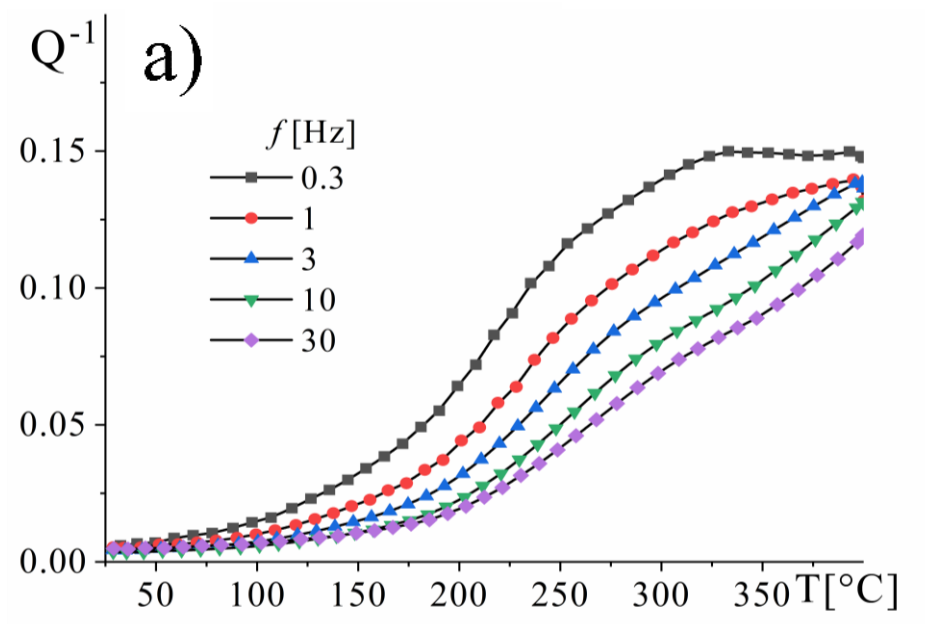
Рисунок 18. Зависимость твердости от времени отжига 1 мм листов при температурах 100-550 °C в течение 1 часа (а) и при температурах 150, 200 и 300 °C в течение разного времени (б) в сравнении со сплавом AlYSc

Отжиг при низких температурах (150 и 200 °C) не приводит к изменению твердости листов (рисунок 18 б). Вероятно, температуры 150-200 °C, низки для активации дораспада твердого раствора. Важно отметить, что эффекта упрочнения не выявили в сплаве без иттербия (рисунок 18 б), в случае которого наблюдали разупрочнение, вызванное полигонизацией. Таким образом, можно предположить, что добавка иттербия стимулирует гетерогенное зарождение дисперсоидов со структурой $L1_2$.

Известно, что внутреннее трение (ВТ) чувствительно к изменению плотности дислокаций и, следовательно, к процессу рекристаллизации, во время которой плотность дислокаций сильно изменяется [170]. На температурных зависимостях внутреннего трения появляются пики при нагреве холоднокатаных сплавов [171,172], обозначаемые как пики

рекристаллизации. Они являются «псевдопиками», поскольку соответствуют необратимому переходу из холоднодеформированного состояния с высокой плотностью дислокаций в более термодинамически стабильное состояние посредством рекристаллизации. Фон внутреннего трения в холоднокатаных материалах значительно выше, чем в отожженном состоянии из-за гораздо более высокой плотности дислокаций, а его рост с температурой более интенсивен из-за неупругих компонентов [172]. Фон внутреннего трения в обоих состояниях - отожженном и деформированном - обусловлен термически активированными процессами; поэтому его уровень для выбранной температуры зависит от частоты измерения, но он всегда выше в деформированном состоянии из-за более высокой плотности дислокаций [172]. При нагреве происходит переход из холоднодеформированного состояния в более равновесное отожженное состояние благодаря процессу рекристаллизации.

Результаты измерения ТЗВТ и АЗВТ для сплава AlYScYb представлены на рисунке 19.



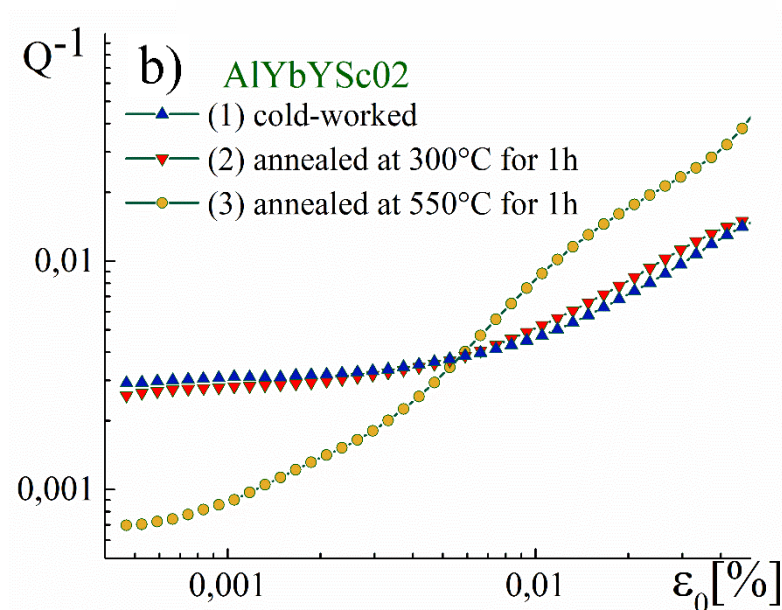


Рисунок 19. Результаты измерения ТЗВТ (а) и АЗВТ (б) для сплава AlYScYb

На рисунке 19 а показаны ТЗВТ для прокатанных образцов в диапазоне от 30 до 400 °С с использованием частот в диапазоне 0,3-30 Гц. «Псевдопика» внутреннего трения, характеризующего процесс рекристаллизации в исследуемом диапазоне не обнаружено, что свидетельствует о прохождении рекристаллизации при более высоких температурах (рисунок выше). Кривые АЗВТ (рисунок 19 б) для сплава, исследованного в деформированном (1), отожженном при 300 °С в течение 1 часа (максимум HV) (2) и отожженном при 550 °С в течение 1 часа (рекристаллизованном) (3) состоянии. Уровень фона ВТ для образцов в состоянии (1) и (2) практически одинаков. Для состояния (3) он ниже. Это различие уровня ВТ обусловлено полигонизацией при 300 °С и рекристаллизацией при 550 °С. Оба явления приводят к уменьшению плотности дислокаций и связанному с этим уменьшению абсолютного уровня ВТ. В рекристаллизованном состоянии ВТ интенсивно возрастает с увеличением амплитуды. Низкая плотность дислокаций в рекристаллизованных образцах и их высокая подвижность приводят к низкому уровню ВТ в области малых амплитуд и его значительному увеличению в области высоких амплитуд.

Результаты определения характеристик прочности и пластичности при одноосном растяжении листов в деформированном и отожженном состояниях хорошо коррелируют с твердостью. В таблице 7 представлены механические свойства при одноосном растяжении исследуемого сплава в сравнении со сплавом без Yb. В деформированном состоянии сплав с Yb демонстрирует предел текучести 212 ± 1 МПа, величина которого в процессе отжига при $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ не изменяется, и увеличивается до 231 ± 1 МПа после 1 часа отжига при $300\text{ }^{\circ}\text{C}$. При этом стоит отметить, что предел текучести сплава с добавкой Yb на 30-50 МПа выше, чем в сплаве без него (таблица 7). Электропроводность по IACS в деформированном и отожженном состояниях сплавов AlYScYb и AlYSc02, электротехнического алюминиевого сплава 1350 и чистого Al представлена в таблице 8. Электропроводность сплава AlYScYb с увеличением температуры и времени отжига увеличивается с 54% до 54,9% (отжиг $200\text{ }^{\circ}\text{C}$) и 57,7% IACS (отжиг $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 5-7 часов), что вызвано уменьшением числа дефектов кристаллической решетки. Увеличение плотности дисперсоидов, приводящее к росту твердости и предела текучести, так же оказывает существенное влияние на повышение электропроводности, связанное с обеднением алюминиевой матрицы. Отметим, что при незначительном снижении электропроводности, в сравнении с электротехническим алюминиевым сплавом 1350, исследуемый сплав имеет значительно больший предел текучести – 226-231 МПа против 110 МПа для сплава 1350. Отжиг сплава AlYScYb в течение 100 часов при $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ повышает электропроводность до 58,9% IACS, а предел текучести при этом незначительно снижается до 207 ± 2 МПа.

Таблица 7. Механические свойства при одноосном растяжении сплава AlYScYb в сравнении со сплавом 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, 5 ч	174±1	194±1	12,2±0,4	212±2	228±2	11,5±0,8
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, 5 ч	177±2	199±3	15,2±0,4	226±2	240±3	10,8±0,4
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 8. Удельная электропроводность AlYScYb сравнении со сплавом AlYSc02, с чистым Al и электротехническим алюминиевым сплавом 1350[168].

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, 5 ч	60,2	54,9		
Отжиг 200 °С, 7 ч	60,5	54,9		
Отжиг 300 °С, 1 ч	60,8	57,0		
Отжиг 300 °С, 5 ч	61,5	57,7		
Отжиг 300 °С, 7 ч	61,5	57,7		
Отжиг 300 °С, 100 ч	61,7	58,9		

3.3 Влияние иттербия на структуру и свойства сплавов Al-Er-Sc

Для изучения влияния иттербия на структура и свойства сплавов систем Al-Er-Sc получены сплавы Al-0,3Er-0,05Sc-0,3Yb (AlErYbSc005) и Al-0,3Er-0,2Sc-0,3Yb (AlErYbSc02). В литой структуре сплавов отмечено наличие алюминиевого твердого раствора и фаз обогащенных иттербием и эрбием, которые вместе образуют частицы эвтектической фазы $Al_3(Er, Yb)$ размером 50-200 нм (рисунок 20 а, б). Это подтверждено рентгеновским анализом, где в сплавах отмечено наличие характерных пиков, обозначенных $Al_3(Er, Yb)$ (рисунок. 20 в). Концентрация эрбия и иттербия в (Al) составляет не более 0,2% в соответствии с микрорентгеноспектральным анализом. Скандий не

образует фаз кристаллизационного происхождения и полностью растворяется в (Al).

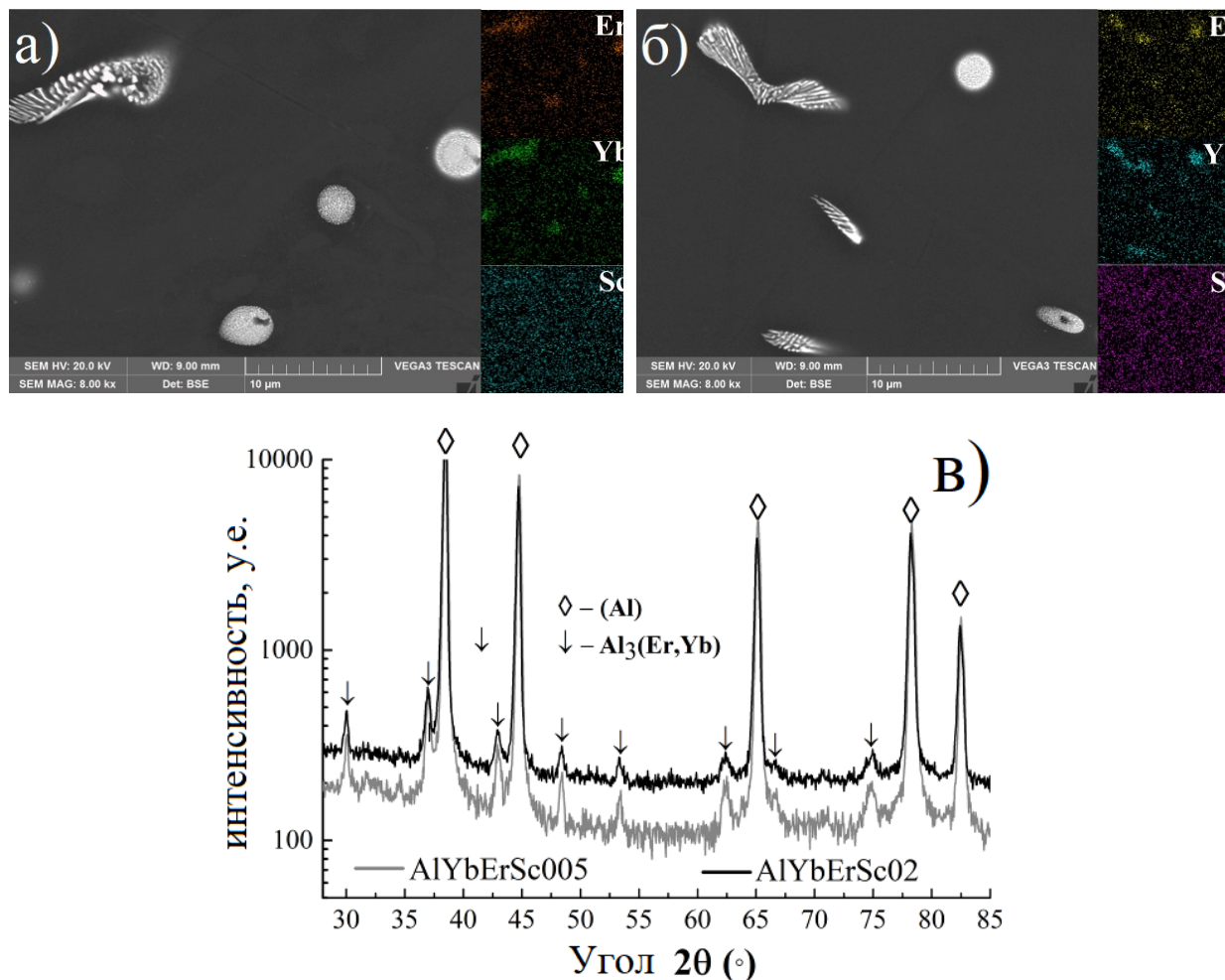


Рисунок 20. Микроструктура сплава AlErYbSc005 (а) и AlErYbSc02 (б), распределение легирующих элементов (СЭМ), и рентгенограмма (в)

Литые сплавы отжигали при 300 и 370 °С в течение различного времени для определения режимов отжига, обеспечивающих максимальную твердость (рисунок 21). В литом состоянии сплавы AlErYbSc005 и AlErYbSc02 имеют твердость 32 HV и 36 HV, соответственно. Максимальная твердость для сплава AlErYbSc005 составляет 42-44 HV и достигается после 2-3 часов отжига, и не значительно зависит от температуры отжига. Сплав AlErYbSc02 с высоким содержанием скандия дает значительно большее увеличение твердости до 74 HV после 3 часов отжига при 300 °С. Наибольшее значение твердости было

получено после отжига при 370 °С в течение 0,5 часа и не превышает значение в 66 HV.

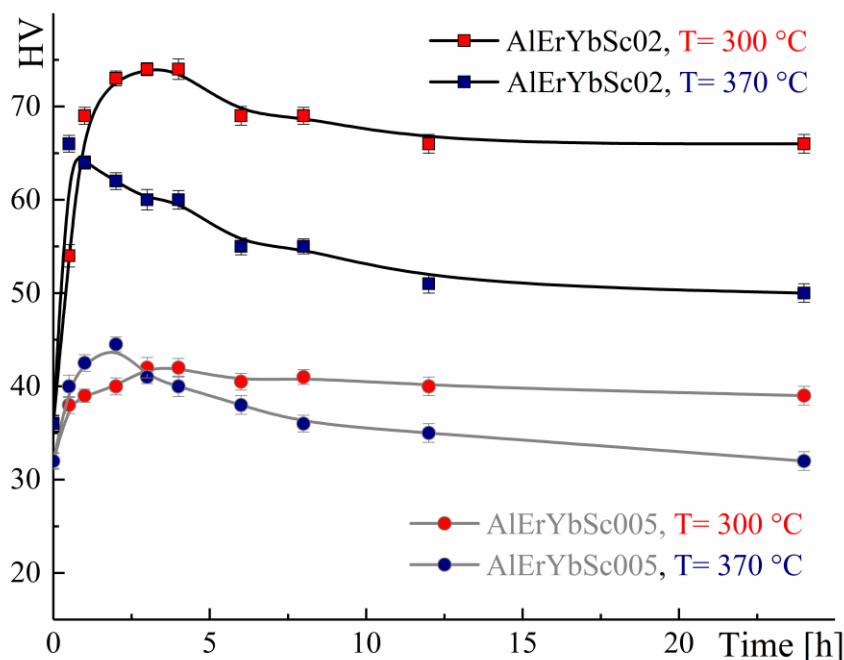


Рисунок 21. Зависимость твердость литых сплавов AlErYbSc005 и AlErYbSc02 от времени отжига при 300 и 370 °С.

Микроструктура в ПЭМ сплава AlErYbSc02, отожженного при 300 °С в течение 3 часов, показана на рисунке 22. Размер и морфология частиц эвтектической фазы $Al_3(Er,Yb)$ не изменились во время отжига (рисунок 22 а,б). Наибольший упрочняющий эффект при отжиге при 300 °С был достигнут за счет зарождения когерентных выделений $L1_2$ фазы $Al_3(Sc,Er,Yb)$ размером (4-8) нм (рисунке 22 с). Электронограмма выбранной области с рефлексами фазы $L1_2$ и Al , показаны во вставке на рисунке 22 с. Атомное соотношение Yb:Er:Sc равно 3:1,8:1,4 согласно спектрам МРСА от наноразмерных частиц.

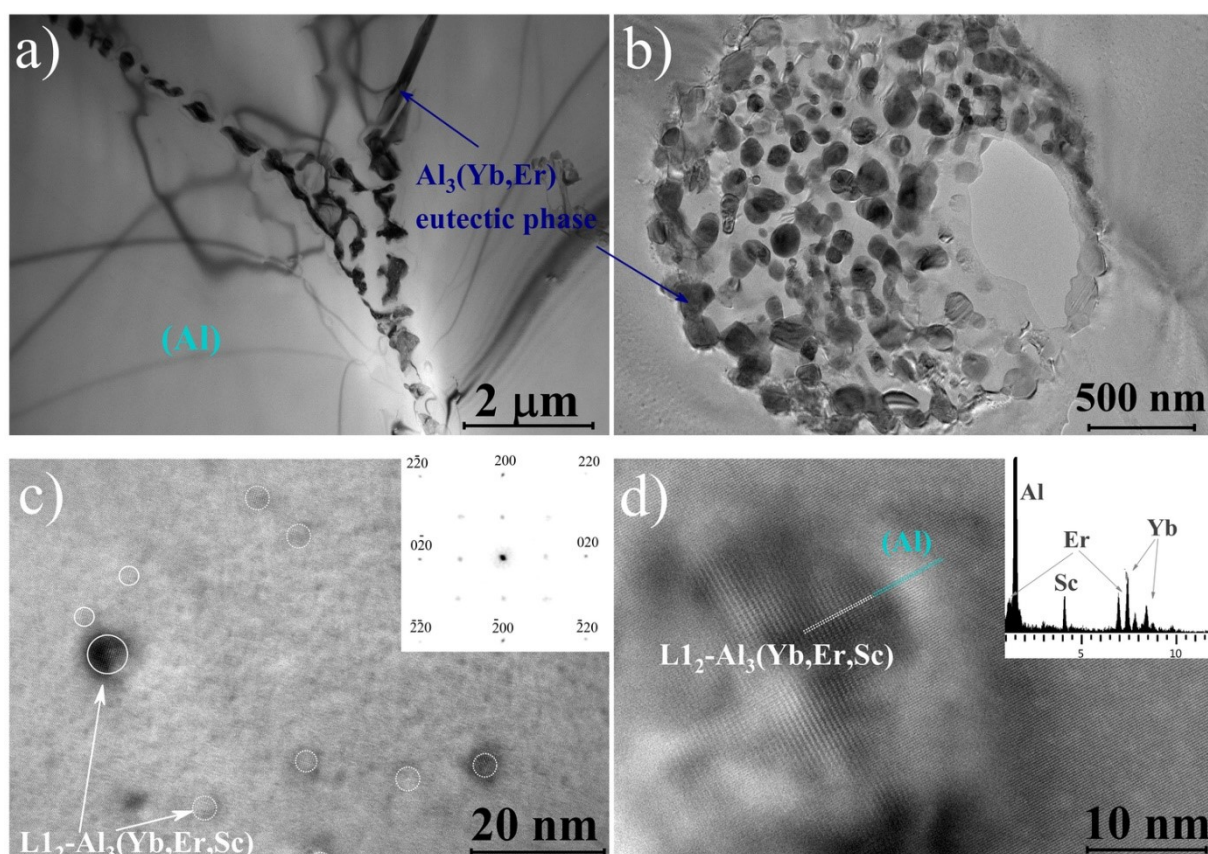


Рисунок 22. Микроструктура сплава AlErYbSc02 после отжига при 300 °С в течение 3 часов (вставки на с – электронограмма в оси зоны [100] и d - рентгеновский спектр от частицы) (ПЭМ)

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. На рисунке 23 представлены зависимости твердости от времени отжига деформированных листов сплавов при температурах 100-550 °С в течение 1 часа.

Твердость сплава AlErYbSc005 не изменилась после 1-часового отжига при температуре 100-350 °С, а затем резко снизилась при 450 °С из-за прохождения рекристаллизации (вставка изображений на рисунке 23а). Кинетика изменения твердости сплава AlErYbSc02 имеет несколько иной характер (рисунок 23б): твердость увеличивается после отжига при

температуре 100-350 °С, а затем уменьшается. Однако рекристаллизованные зерна выявлены только после 1 ч отжига при 550 °С (вставка микроструктур на рисунке 23).

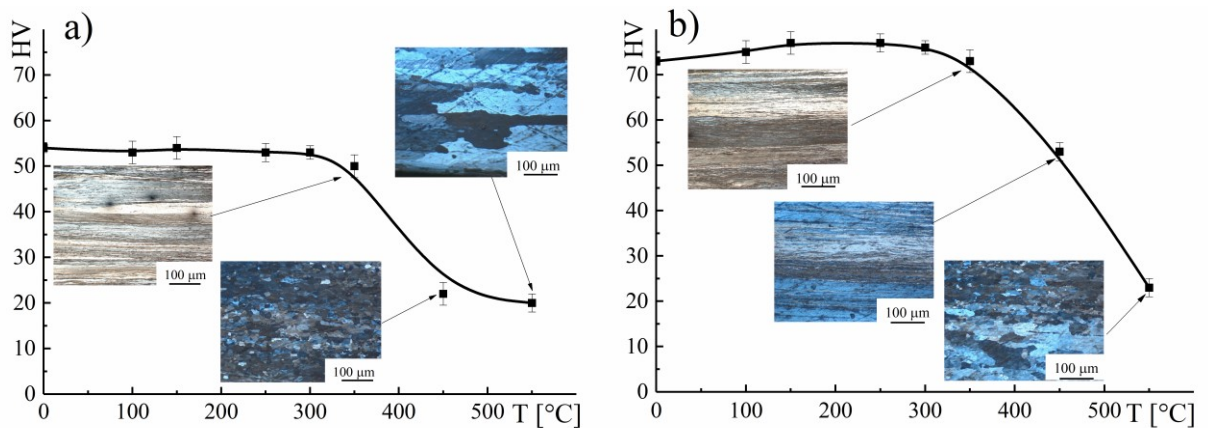


Рисунок 23. Твердость листов сплавов AlErYbSc005(a) и AlErYbSc02(b) после отжига при температурах 100-550 °С в течение 1 часа.

Результаты измерения ТЗВТ сплавов AlErYbSc005 и AlErYbSc02 показаны на рисунке 24 для прокатанных образцов в диапазоне от 30 до 400 °С при разных частотах вынужденных изгибающих колебаний в диапазоне 0,3-30 Гц.

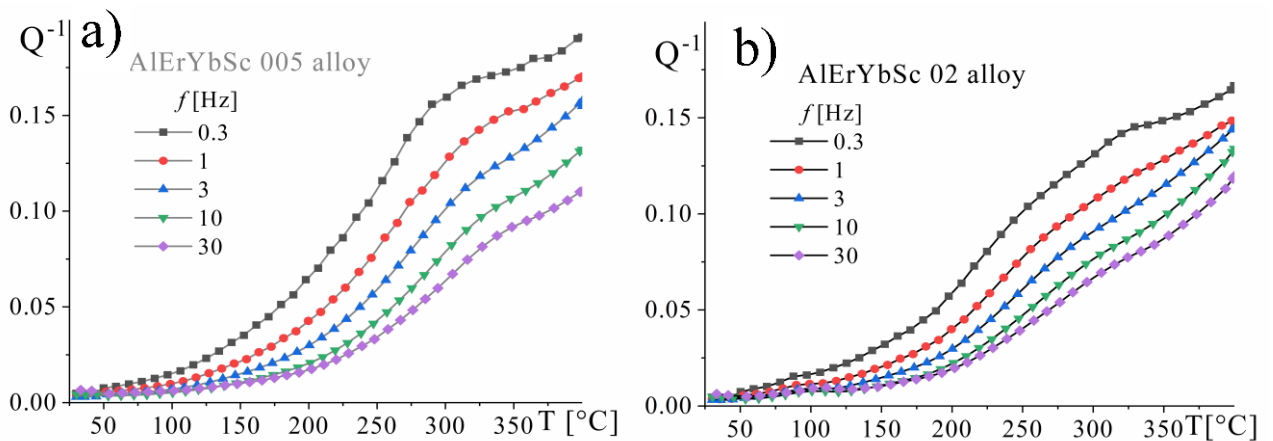


Рисунок 24. ТЗВТ для сплавов AlErYbSc005(a) и AlErYbSc02(b)

Чувствительный к плотности дислокаций и подвижности дислокаций фон ВТ [64] немонотонно изменялся при нагревании исследуемых сплавов.

Небольшое уменьшение фона ВТ наблюдалось при температуре около 300 °С. Это уменьшение предполагает процессы возврата с соответствующим уменьшением плотности дислокаций и образованием устойчивых дислокационных конфигураций в виде дислокационных стенок и субзерен [65]. Рекристаллизация, связанная с «псевдопиком» ВТ не обнаружена в диапазоне температур от 30 до 400 °С для исследованных сплавов. Рекристаллизация происходит при более высоких температурах, что подтверждается микроструктурным анализом (рисунок 23).

Кривые АЗВТ для сплавов в деформированном (1), отожженном при 300 °С в течение 1 часа (максимум HV) (2) и отожженном при 550 °С в течение 1 часа (рекристаллизованном) (3) состоянии приведены на рисунке 25.

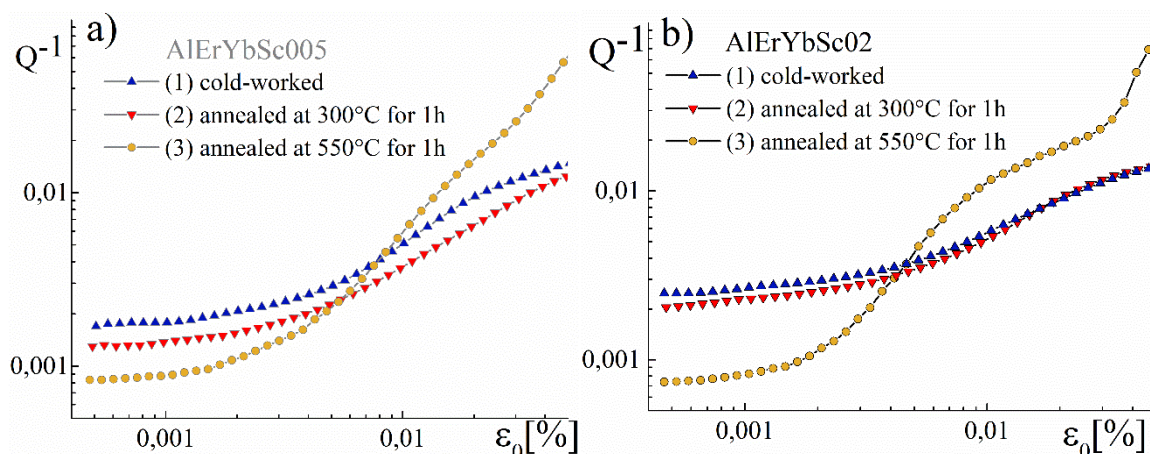


Рисунок 25. АЗВТ для сплавов AlErYbSc005(a) и AlErYbSc02(b)

Уровень фона ВТ для образцов в состоянии (2) несколько ниже по сравнению с деформированным состоянием, что обусловлено полигонизацией при 300 °С. Для состояния (3) фон ВТ находится на уровне ниже состояния (1) и (2), что обусловлено рекристаллизацией при 550 °С (рисунок 25). Полигонизация и рекристаллизация приводят к уменьшению плотности дислокаций и связанному с этим уменьшению абсолютного уровня ВТ. В рекристаллизованном состоянии ВТ интенсивно возрастает с увеличением амплитуды для сплава AlErYbSc02. Низкая плотность дислокаций в

рекристаллизованных образцах и их высокая подвижность приводят к низкому уровню ВТ в области малых амплитуд и его значительному увеличению в области высоких амплитуд. Меньшее снижение фона ВТ (относительно деформированного состояния) в сплаве AlErYbSc02 в состоянии (2) (рисунок 25б) в сравнение со сплавом с меньшим количеством скандия (рисунок 25а) косвенно подтверждает прохождение процесса дораспада – выделения $L1_2$ -дисперсоидов в процессе отжига при 300 °С.

Прокатанные листы сплавов отжигали при температуре 150-300 °С в течение различного времени вплоть до 100 часов. Твердость сплава AlErYbSc005 существенно не изменилась после отжига до 7 часов. Пик твердости сплава AlErYbSc02 сместился от 3 к 0,5 часа при увеличении температуры отжига от 150 до 300 °С (рисунок 26). Твердость сплава AlErYbSc02 несколько снизилась после достижения пика после 7 часов отжига. Исследованные сплавы демонстрируют хорошую термическую стабильность.

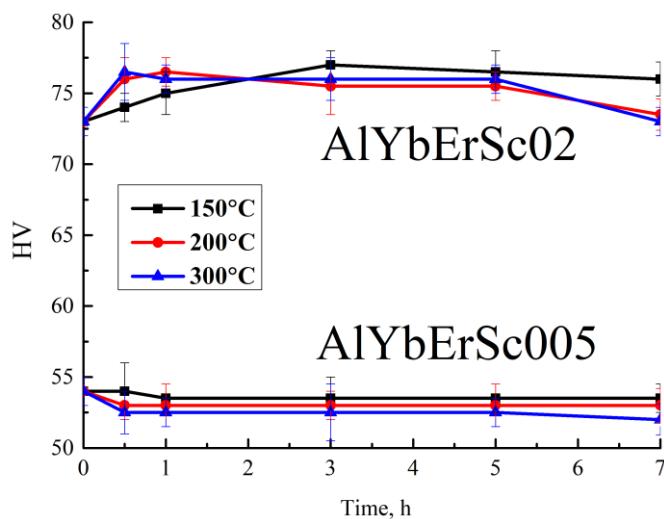


Рисунок 26. Твердость листов сплавов AlErYbSc005 и AlErYbSc02 после отжига при температурах 150, 200, 300 °С

Результаты испытаний на одноосное растяжение представлены в таблице 9. Предел текучести сплава AlYbErSc005 снижается со 173 ± 1 МПа в деформированном состоянии до 153-169 МПа после отжига при 200-300 °С.

При этом удлинение значительно увеличивается после 7 ч отжига только при 300 °С. Предел текучести сплава AlYbErSc02 увеличивается с 222 ± 2 МПа до 231 ± 3 МПа, а относительное удлинение уменьшается с $5,8 \pm 1,2$ до $3,6 \pm 0,5$ % после 1 ч отжига при 300 °С. Эти результаты косвенно подтверждают образование выделений во время отжига, которые тормозят движение дислокаций. Предел текучести и предел прочности существенно не изменились после 100 ч отжига при 300 °С.

Таблица 9. Результаты испытания на одноосное растяжение 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	$9,0 \pm 0,9$	222 ± 2	233 ± 2	$5,8 \pm 1,2$
Отжиг 200 °С 1 час	169 ± 1	180 ± 1	$9,8 \pm 0,3$	219 ± 3	233 ± 3	$8,7 \pm 1,2$
Отжиг 200 °С 5 часов	166 ± 4	175 ± 4	$5,8 \pm 0,4$	217 ± 2	228 ± 2	$7,2 \pm 1,4$
Отжиг 200 °С 7 часов	162 ± 1	172 ± 1	$8,7 \pm 0,3$	221 ± 2	234 ± 2	$7,3 \pm 0,8$
Отжиг 300 °С 1 час	154 ± 1	164 ± 1	$9,7 \pm 1,5$	231 ± 3	242 ± 4	$3,6 \pm 0,5$
Отжиг 300 °С 5 часов	156 ± 4	167 ± 3	$9,7 \pm 1,2$	216 ± 4	232 ± 1	$5,8 \pm 1,4$
Отжиг 300 °С 7 часов	153 ± 1	164 ± 1	$12,8 \pm 0,6$	222 ± 2	233 ± 1	$4,4 \pm 0,7$
Отжиг 300 °С 100 часов	142 ± 2	155 ± 3	$13,5 \pm 0,4$	212 ± 2	228 ± 4	$4,8 \pm 0,3$

Наибольшая электропроводность 60,8% IACS достигнута после отжига 300 °С 7 часов в сплаве AlYbErSc005, тогда как максимум в 57,7% для сплава AlYbErSc02 наблюдается после 100 часов (таблица 10). Сплавы AlYbErSc сочетают достаточно хорошую электропроводность при существенно большей прочности в сравнении со сплавом 1350 [168].

Таблица 10. Удельная электропроводность сплавов AlYbErSc005 и AlYbErSc02 в сравнении с чистым Al и электротехническим алюминиевым сплавом 1350

Состояние	IACS, %			
	AlYbErSc005	AlYbErSc02	Al (99.99%)	Сплав 1350
Деформированное	59,1	53,5	64,5	61
Отжиг 200 °С 1 час	59,1	54,8		
Отжиг 200 °С 5 часов	59,1	55,4		
Отжиг 200 °С 7 часов	60,2	55,4		
Отжиг 300 °С 1 час	60,2	54,9		
Отжиг 300 °С 5 часов	60,2	56,1		
Отжиг 300 °С 7 часов	60,8	56,1		
Отжиг 300 °С 100 часов	60,9	57,7		

3.4 Комбинированное легирование иттрием и эрбием

Сплавы со скандием демонстрируют высокую прочность наряду с хорошей электропроводностью. На данном этапе было проведено исследование совместного влияния Er и Y на структуру и свойства чистого алюминия, а также эффекта добавками циркония в сплав AlErY. Получены сплавы следующих составов: Al-0,3Er-0,2Y(AlErY) и Al-0,3Er-0,2Y-0,25Zr (AlErYZr). Интерметаллидные фазы распределены по границам зерен и образуют округлые эвтектические колонии в междендритных областях (ПЭМ-изображения на рисунок 27). Средний размер интерметаллидных частиц колеблется от 160 нм до 200 нм (ПЭМ-изображения на рисунок 27).

На рисунке 27 показаны микроструктуры слитков, карты распределения легирующих элементов между фазами и ПЭМ-изображение эвтектической колонии. Белые частицы в структуре сплава AlErY (рисунок 27а) соответствуют фазам, обогащенным Y и Er совместно, и по отдельности. То есть в соответствии с двойными диаграммами это фазы эвтектического происхождения Al_3Y , Al_3Er и фаза $Al_3(Er,Y)$, в которой иттрий и эрбий замещают друг друга. Добавление циркония приводит к образованию эвтектической фазы $Al_3(Er,Y,Zr)$ в сплаве AlErYZr (рисунок 27 б). Интерметаллидные фазы распределены по границам зерен и образуют округлые эвтектические колонии в междендритных областях. Размер интерметаллидных частиц колеблется от 160 до 200 нм.

Для определения влияния температуры и времени отжига на эффект упрочнения исследуемые сплавы были отожжены при температурах 300, 370 и 440 °C (рисунок 28). Твердость сплава AlErY увеличивается с 23 HV до 30 HV после отжига при 300 °C в течение 3 часов, а затем медленно снижается до 25 HV через 48 часов (рисунок 28 а). Такие же зависимости были получены для сплава AlErYZr с максимальной твердостью 30 HV (рисунок 28 б). Отжиг

при температуре до 370 °С уменьшил степень упрочнения обоих сплавов, особенно для AlErY.

При повышении температуры отжига до 440°С сплав AlErY не показывает эффекта упрочнения, в то время как после трехчасового отжига при 300 °С эффект упрочнения составил 7HV. В сплаве AlErYZr наибольшее упрочнение достигается после отжига при 370 и 440°С без существенного разупрочнения с увеличением времени отжига. В целом можно отметить, что пик твердости приходится на 3 часа отжига при всех рассмотренных температурах. Добавка Zr повышает стабильность дисперсоидов.

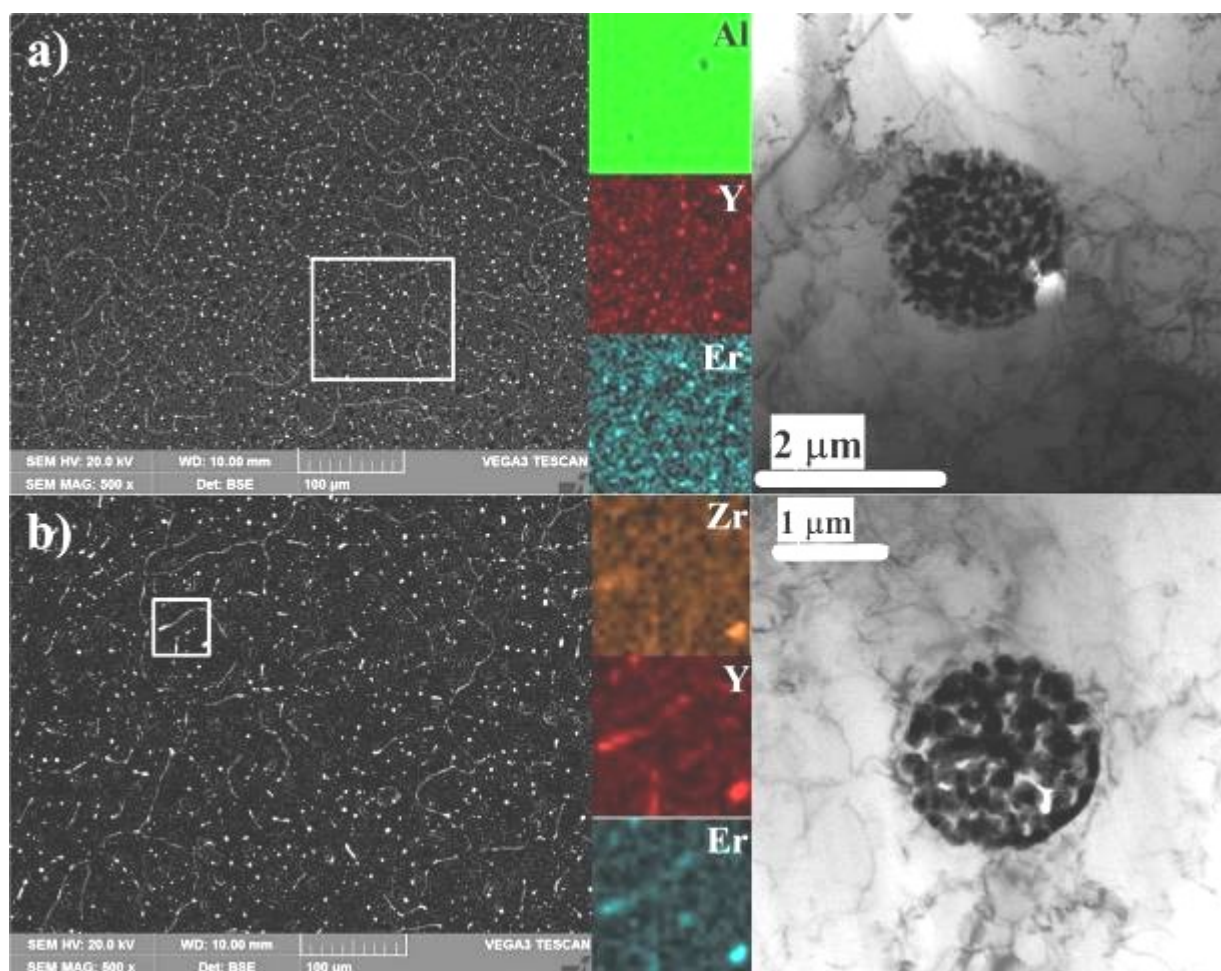


Рисунок 27. Микроструктура слитков сплавов AlErY(a) и AlErYZr(б) (СЭМ и ПЭМ)

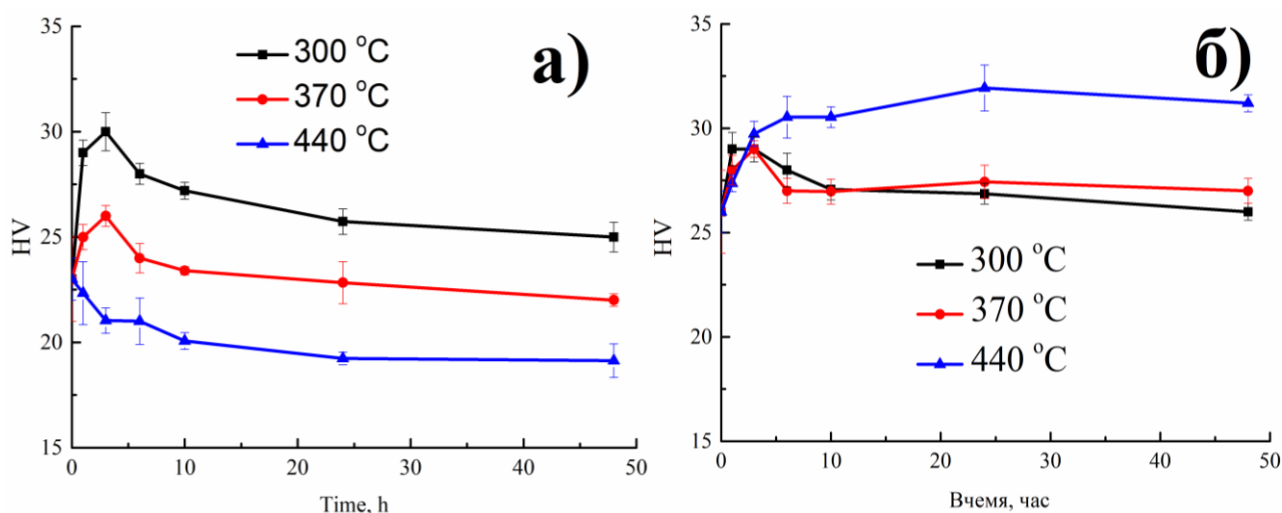


Рисунок 28. Зависимость твердости слитков сплавов AlErY (а) и AlErYZr (б) отожженных при температурах 300, 370, 440 °С

Согласно [95], Er и Y обладают большей скоростью диффузии в алюминии, чем Zr. Поэтому, образование дисперсоидов Al_3Y , Al_3Er и $Al_3(Er,Y)$ при отжиге ниже 400 °С является предпочтительным. На рисунке 29 приведены изображения ПЭМ сплавов после отжига при 300 °С в течение 3 часов. На изображении сплава AlErY присутствуют дисперсоиды со средним размером (8 ± 2) нм. Данные дисперсоиды соответствуют фазе $Al_3(Er,Y)$ (спектры на рисунке 29 б), так же было отмечено наличие дисперсоидов фазы Al_3Er размером до (20 ± 2) нм. В сплаве AlErYZr присутствует один тип выделений фазы $Al_3(Er,Y,Zr)$ меньшего размера (4 ± 1) нм (рисунке 29 в, г). Это указывает на то, что добавление Zr замедляет укрупнение дисперсоидов фазы $Al_3(Er,Y)$.

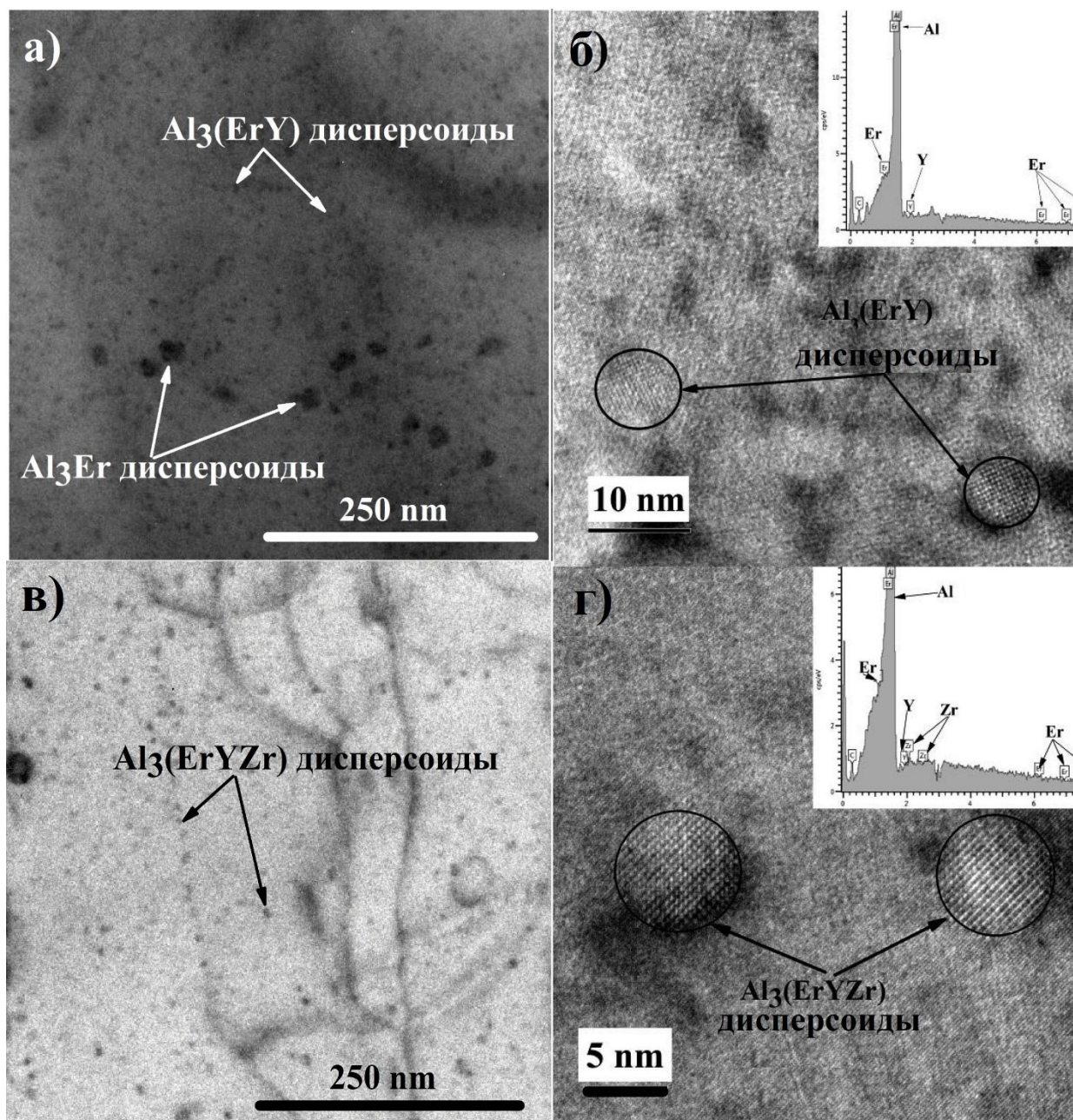


Рисунок 29. Микроструктура сплавов AlErY(а,б), AlErYZr(в,г) после отжига 300 °С 3 часа (на вставках представлены рентгеновские спектры от частиц) (ПЭМ)

Сплавы AlErY и AlErYZr прокатывали после отжига при 300 °С в течение 3 часов. Слитки прокатывали с 20 до 10 мм при 370 °С и от 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. На рисунке 30 показано влияние отжига при 150 и 200 °С на твердость сплавов. Отжиг прокатанного сплава AlErY демонстрирует снижение твердости с 43 до 39 HV. 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.

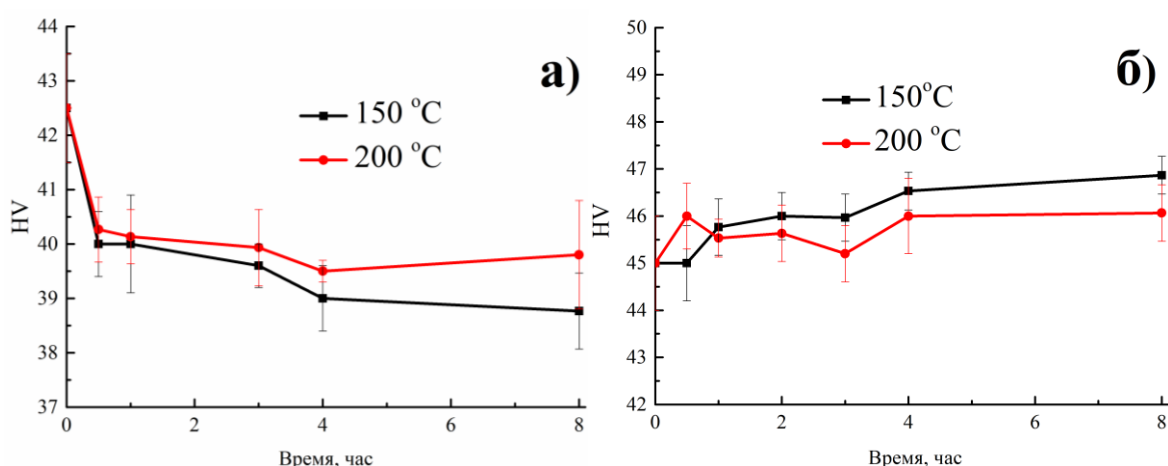


Рисунок 30. Изменение твердости листов сплавов AlErY и AlErYZr после отжига при 150 (а) и 200 °С (б).

Данный факт хорошо объясняется влиянием меньших размеров и более высокой термостабильностью дисперсоидов $Al_3(Er,Y,Zr)$ в сплаве AlErYZr. Предел прочности и предел текучести для сплава AlErY снизились с 130 до 115 МПа и с 142 до 125 МПа соответственно. Однако удлинение увеличивается с 10 до 15,5%. В среднем 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 $\delta = 11 \pm 1\%$.

На рисунке 31 показаны температурные зависимости внутреннего трения для прокатанных образцов в диапазоне от 30 до 400 °С при разных частотах вынужденных изгибающих колебаний в диапазоне 0,3-30 Гц.

«Псевдопик» внутреннего трения рекристаллизации при температуре около 365 °С зафиксирован для сплава AlErY (рисунок 31 а). Микроструктура после прокатки и отжига при 365 °С в течение 1 часа представлена на вставке на рисунке 31а. Температура пика соответствует температуре рекристаллизации сплава AlErY. В сплаве AlErYZr рекристаллизация не проходила во всем температурном интервале. Это подтверждается исследованиями микроструктуры (рисунок 31 б). Причиной повышения температуры рекристаллизации является замедление роста дисперсоидов при отжиге при высокой температуре, за счет наличия циркония.

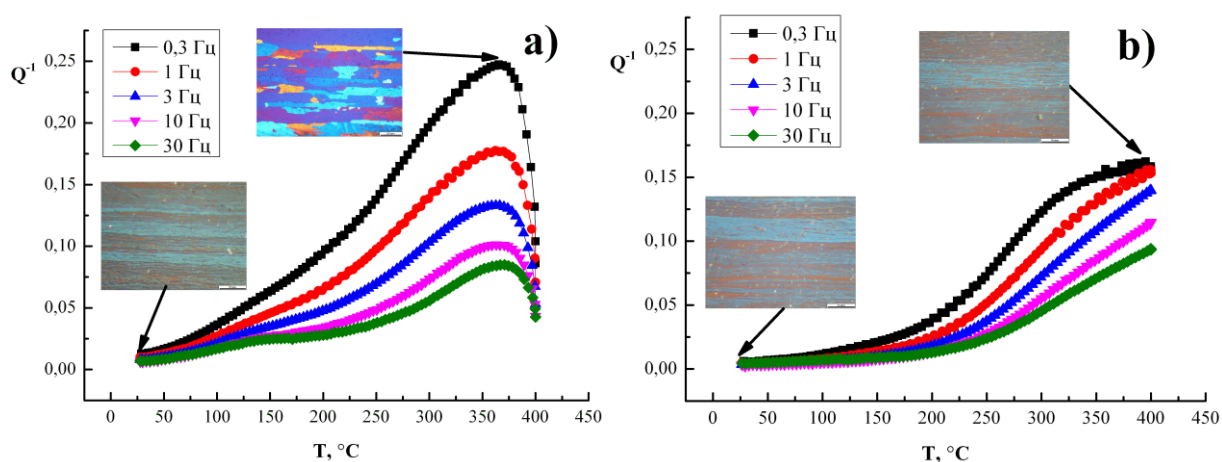


Рисунок 31. ТЗВТ для сплавов AlErY(a) и AlErYZr (b) и микроструктуры в СМ деформированных и отожженных образцов.

В таблице 12 представлена электропроводность исследованных сплавов по сравнению с чистым Al и сплавом 1350. Сплав AlErY имеет электропроводность на 2–2,7% выше, чем сплав 1350 в отожженном состоянии. 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. Пониженная электропроводность и более высокая прочность сплава AlErYZr можно объяснить большей плотностью выделений и меньшим размером дисперсоидов $Al_3(Er, Y, Zr)$.

Таблица 11. 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 часа	126±4	136±2	12,2±1	148±2	159±3	11±1
Отжиг 200 °С 1 часа	121±5	131±3	12±0,8	140±4	153±2	12,2±1,1
Отжиг 200 °С 4 часа	115±3	125±4	15,5±1,5	142±5	152±5	9,8±0,8

Таблица 12 Удельная электропроводность сплавов AlErY и AlErYZr в сравнении с чистым Al и электротехническим алюминиевым сплавом 1350

Состояние	IACS, %			
	AlErY	AlErYZr	Al (99.99%)	Сплав 1350
Деформированное	61	55	64,5	61
Отжиг 150 °С 3 часа	63	57		
Отжиг 200 °С 1 час	63,7	57,6		

Выводы по главе 3

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°С 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 °С 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 °С, 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 отоженном 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 $L1_2$ дисперсоидов фаз Al_3Er (20 ± 2 нм) и $Al_3(Er,Y)$ (8 ± 2 нм) в первом сплаве и одного типа выделений фазы $Al_3(Y,Er,Zr)$ размером (4 ± 1) нм во втором. Легирование цирконием обеспечивает образование дисперсоидов меньшего размера, что в отоженном 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.

Глава 4. Магналии с добавкой иттрия, эрбия или иттербия

На примере магналиев 1545К (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. Легирование более дешевыми добавками направлено на снижение содержания дорогостоящего скандия, без потери уровня характеристик механических свойств.

4.1 Структура и свойства сплава на основе системы Al-Mg с добавкой иттрия

В таблице 13 представлены составы сплава 1545К 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 0,15%, и введено 0,2% иттрия. Повышенные концентрации легирующих добавок и введенный иттрий примерно альтернативны снижению скандия на 0,16% в атомных долях.

Таблица 13. Химический состав сплава 1545К и модельного сплава 1545Y

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

На рисунке 32а представлена зеренная структура сплава 1545Y в литом состоянии. Средний размер зерна составил (45 ± 5) мкм. Добавка иттрия приводит к образованию эвтектических фаз (белые включения на рисунке 32). В исследованном сплаве выявлено наличие тройной фазы (AlMgY) (рисунок 32 б, с). Распределение элементов по линии между фазами показывает наличие

в светлой фазе Al,Mg и Y (рисунок 32 с). Твердый раствор (Al) и фазы Al_3Mg_2 , Al_3Y и (AlMgY) определены на рентгенограмме сплава 1545Y (рисунок 33). По результатам точечного анализа концентрация иттрия в твердом растворе составила 0,15%, а цирконий и скандий полностью растворились в твердом растворе в процессе кристаллизации.

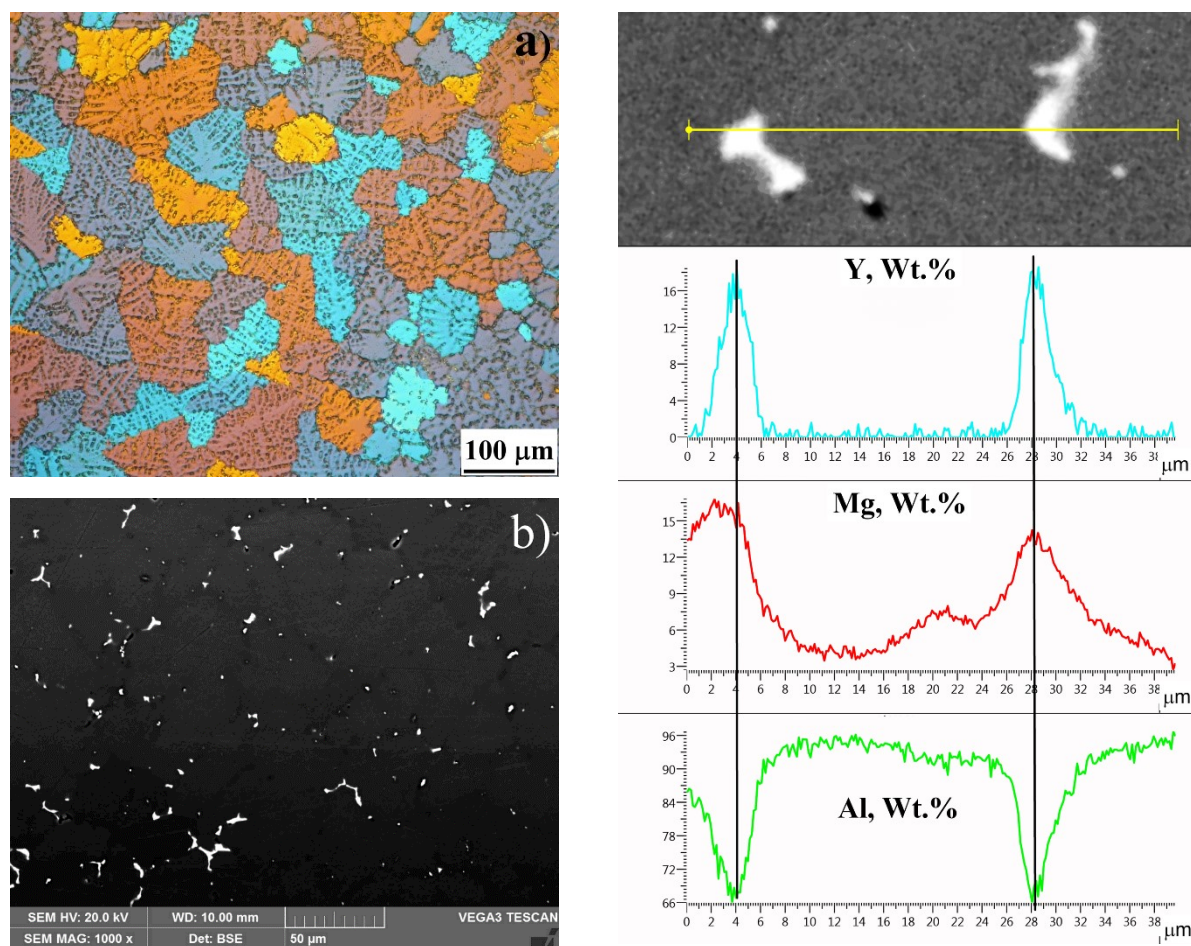


Рисунок 32. Микроструктура в литом состоянии(a,b) и распределение легирующих элементов между фазами (с) в сплаве 1545Y(СЭМ)

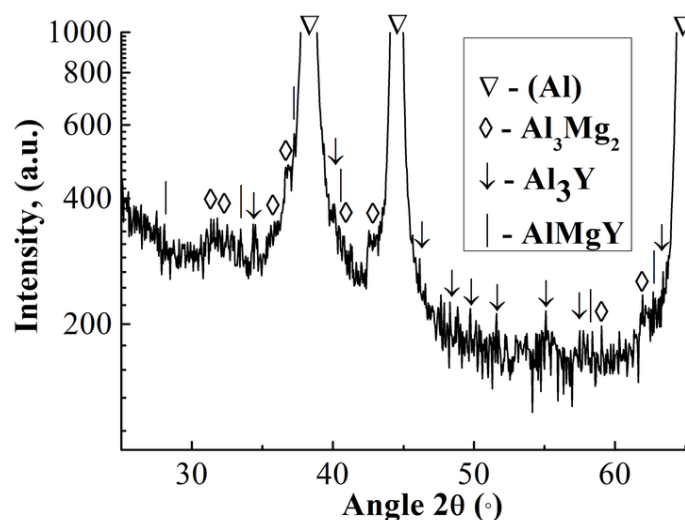


Рисунок 33. Рентгенограмма слитка сплава 1545Y

Образцы сплава 1545Y отжигали при температурах 300, 370 и 440 °C в течение разного времени. Исходная твердость слитка составляет 76 ± 1 HV и достигает максимума в 81 ± 1 HV после отжига при 440 °C в течение 3 часов и не меняется вплоть до 16 часов выдержки. Отжиг образцов при температурах 300 и 370 °C обеспечивает несколько меньший прирост твердости в процессе отжига (рисунок 34).

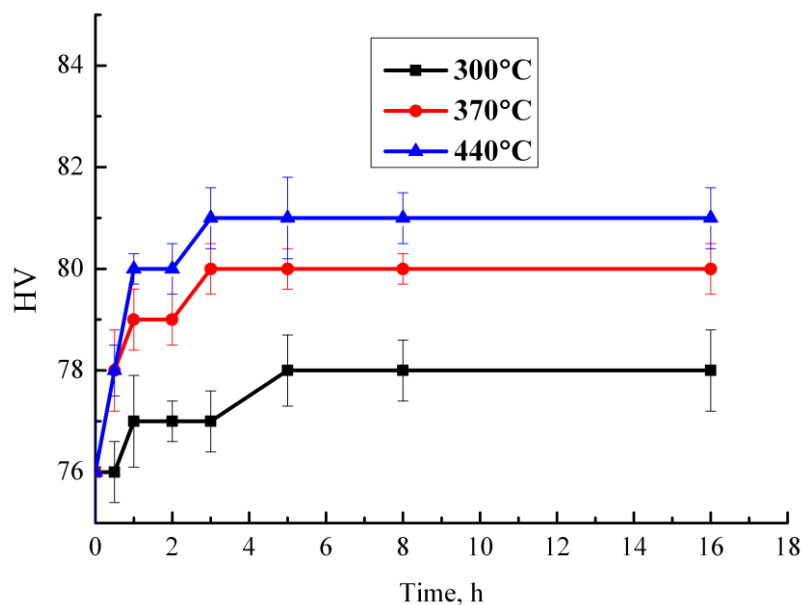


Рисунок 34. Зависимость твердости сплава 1545Y от времени отжига слитка при температурах 300, 370 и 440 °C

Упрочнение в процессе отжига слитков происходит за счет выделения $L1_2$ -дисперсоидов. На рисунке 35 представлена микроструктура сплава после отжига при 440 °С в течение 10 часов и микроэлектроннограмма в оси зоны [001]. Сферические когерентные частицы размером (20 ± 5) нм расположены в строчках на дислокациях, что говорит о преимущественно гетерогенном зарождении.

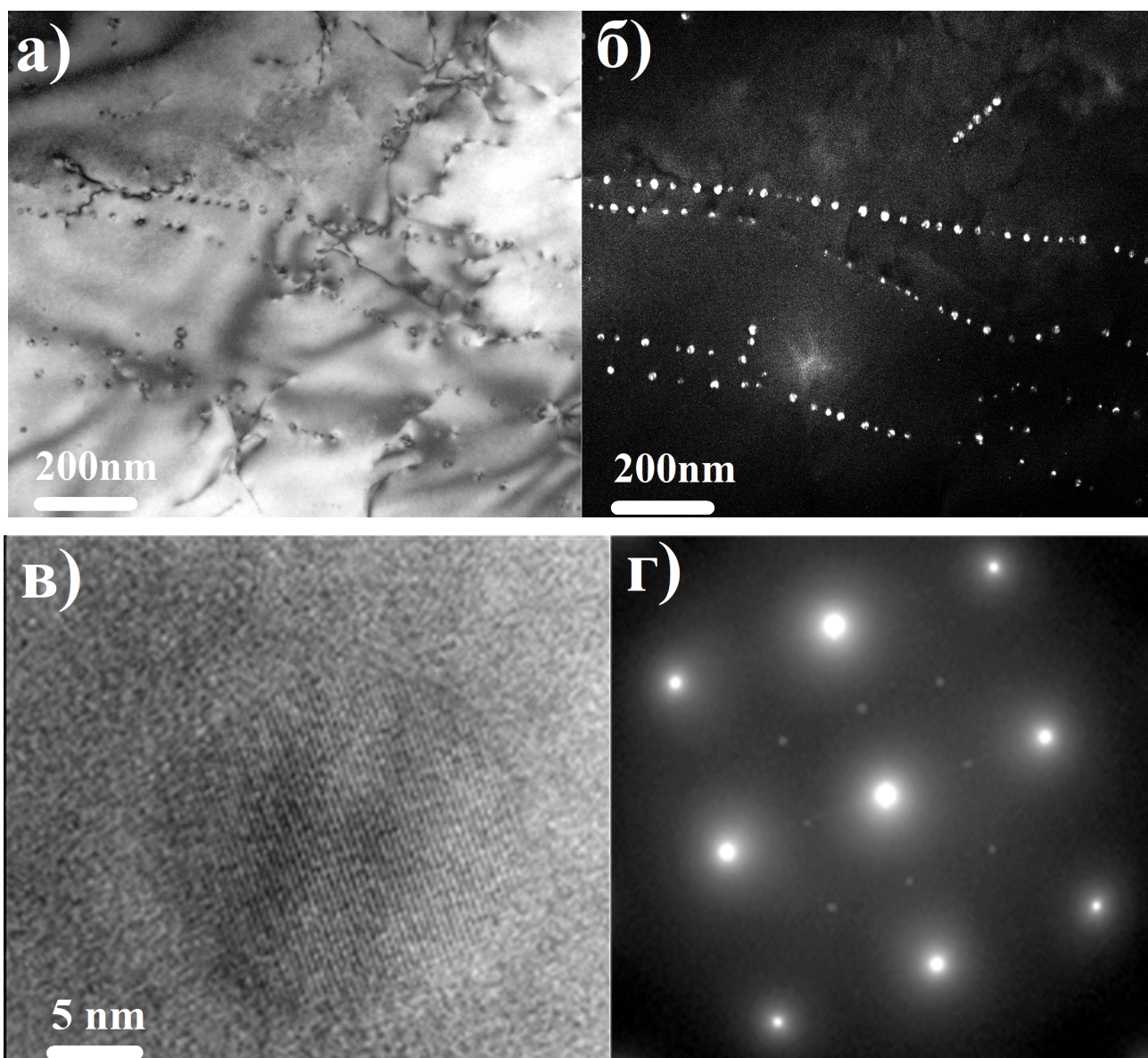


Рисунок 35. Микроструктура сплава 1545Y после отжига при 440 °С в течение 10 часов (а,в - светлопольное изображение, б – темнопольное изображение) и микроэлектроннограмма в оси зоны [001] (г) (в – изображение когерентной частицы при большом увеличении) (ПЭМ)

Слиток, отожженный на максимальную твердость, прокатывали с 20 мм до 6 мм при температуре 440 °С и с 6 мм до 1 мм при комнатной температуре. Зерна (Al) (рисунок 36 а) и включения избыточных фаз (рисунок 36 б) вытянуты в направлении прокатки.

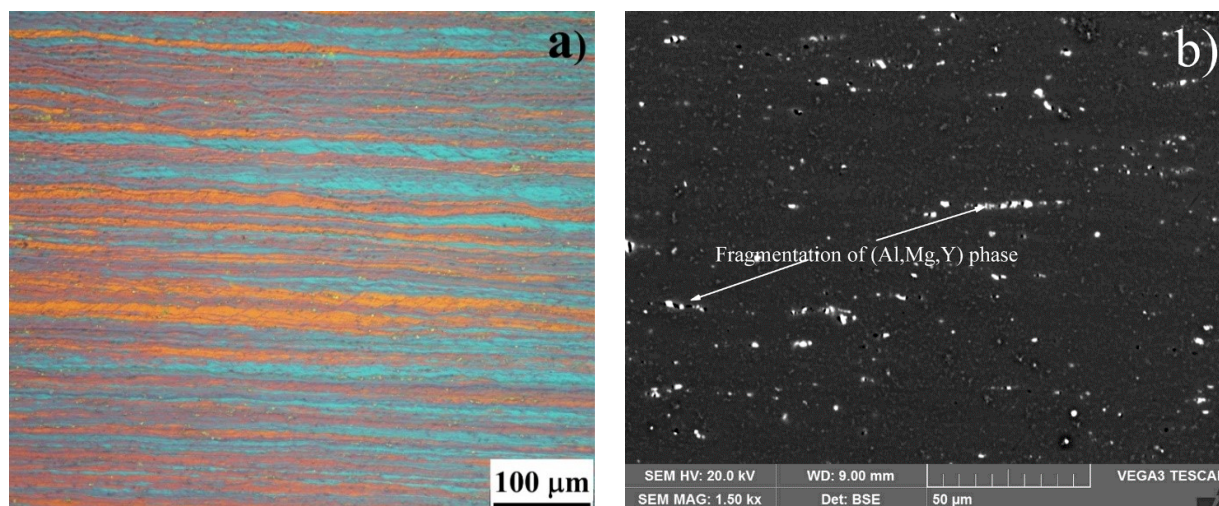


Рисунок 36. Микроструктура листов сплава 1545Y толщиной 1 мм после отжига при 150°С в течение 3 часов: а –СМ, б - СЭМ

На рисунке 37 приведены зависимости твердости от времени отжига листов сплава 1545Y. Твердость увеличилась с 81 (рисунок 34) до 145HV после прокатки (рисунок 37). Повышение температуры отжига со 100 до 200 °С значительно ускоряет разупрочнение. Отжиг при 100 °С в течение 0,5 часа снижает твердость на 5 HV. 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 до 8 часов не приводит к дальнейшему существенному снижению твердости. Разупрочнение в первые 0,5 часа отжига связано со снижением концентрации дефектов и образованием субзеренной структуры, которая стабилизируется дисперсоидами.

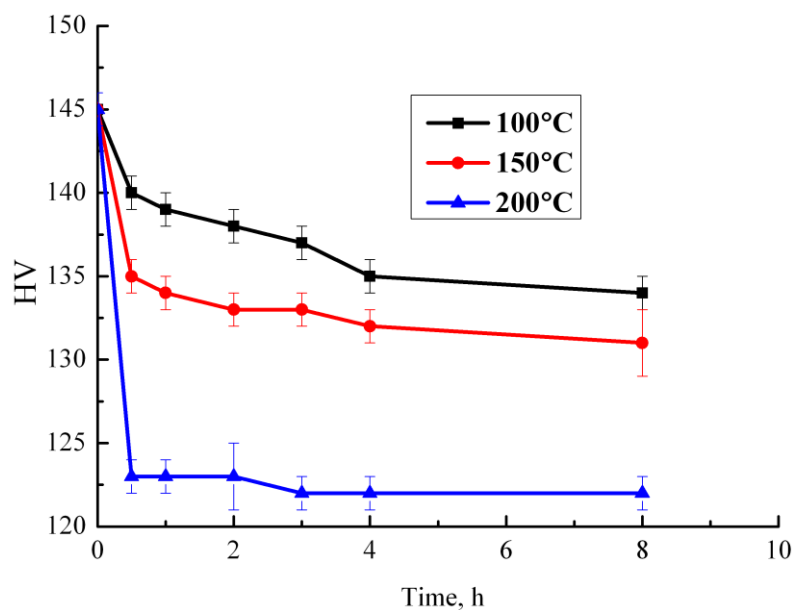


Рисунок 37. Зависимость твердости сплава 1545Y от времени отжига 1 мм листов при температурах 100, 150 и 200 °С

Результаты испытаний на одноосное растяжение листов сплава 1545Y представлены в таблице 14 в сравнении с промышленным [138] и лабораторным [173] сплавом 1545K в деформированном и отожженном состояниях.

Прокатка и низкотемпературный отжиг обеспечивают существенно больший, чем в промышленных листах предел текучести (386-420 МПа), а пластичность при этом несколько ниже и не превышает 8,8%. Прокатка слитков сплава 1545K в лабораторных условиях с большой долей холодной деформации ($\epsilon_{\text{хол}}$) позволяет достигнуть близкого, но несколько меньшего, уровня предела текучести в отожженном состоянии до 378-409 МПа.

Таблица 14. Механические свойства при растяжении сплава 1545Y в сравнении с промышленным [138] и лабораторным [173] сплавом 1545K в деформированном и отожженном состояниях

Сплав	$\epsilon_{хол}$	$\epsilon_{полн}$	Состояние	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_{в}$, МПа	δ , %
1545Y (Лист 1мм)	1,8	3	Деформированное	467±3	498±2	4,4±0,5
			Отжиг 100°C, 1 час	420±2	470±3	6,6±0,7
			Отжиг 100°C, 3 часа	412±4	464±4	4,8±0,6
			Отжиг 150°C, 1 час	388±3	456±2	6,4±0,8
			Отжиг 150°C, 3 часа	386±3	459±2	8,8±0,8
			Отжиг 200°C, 0,5 часа	363±2	437±4	8,4±0,7
1545K (Лист 4 мм)	0,53	4,27	Деформированное	390	450	10
1545K [138] (Лист 4 мм)	0,44	4,13	Отжиг 380°C, 1 час	272	373	16
1545K[173] (Лист 1 мм)	2-2,6	2,5-3,2	Деформированное	447-466	481-493	1,9-3,5
			Отжиг 150-300°C	378-409	436-449	6,3-13,0

4.2 Структура и свойства сплава на основе системы Al-Mg с добавкой эрбия

В таблице 15 представлены составы сплава 01570 и модельного сплава 1570Er, легированного эрбием. Концентрация скандия в модельном сплаве снижена в два раза до 0,12%, и в сплав введено 0,38% эрбия, что эквивалентно заменяет сниженный скандий.

Таблица 15 Химический состав сплава 1570 и модельного сплава 1570Er

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

На рисунке 38 показана зеренная микроструктура сплавов 1570 и 1570Er в литом состоянии. Добавление Er значительно измельчает зеренную

структуру (с 290 до 90 мкм) по сравнению со структурой сплава 01570, что подтверждает высокую модифицирующую способность эрбия.

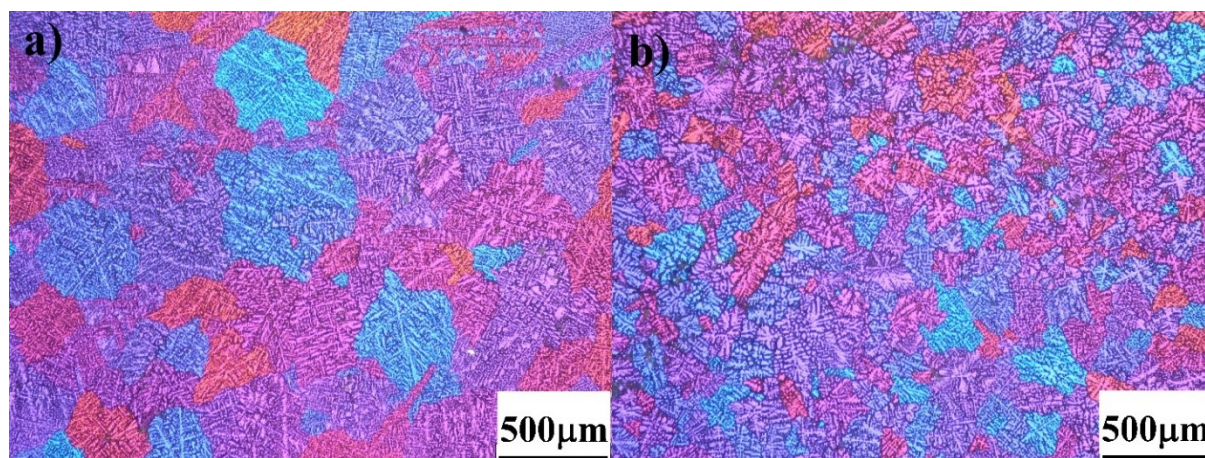


Рисунок 38. Зеренная структура слитков сплавов 1570 (a) и 1570Er (b)

На рисунке 39 представлена микроструктура сплава в литом состоянии и распределение легирующих элементов между фазами (СЭМ) сплава 1570Er. Твердый раствор (Al), фазы Al_3Mg_2 , Al_3Er были идентифицированы на рентгенограмме (рисунок 39 b). Приблизительно семь пиков не идентифицированы с помощью рентгеновской базы данных, которые отмечены знаком «?» (рисунок 39 b). 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). В [174] было показано, что в системе Al-Mg-Er образуется несколько тройных соединений.

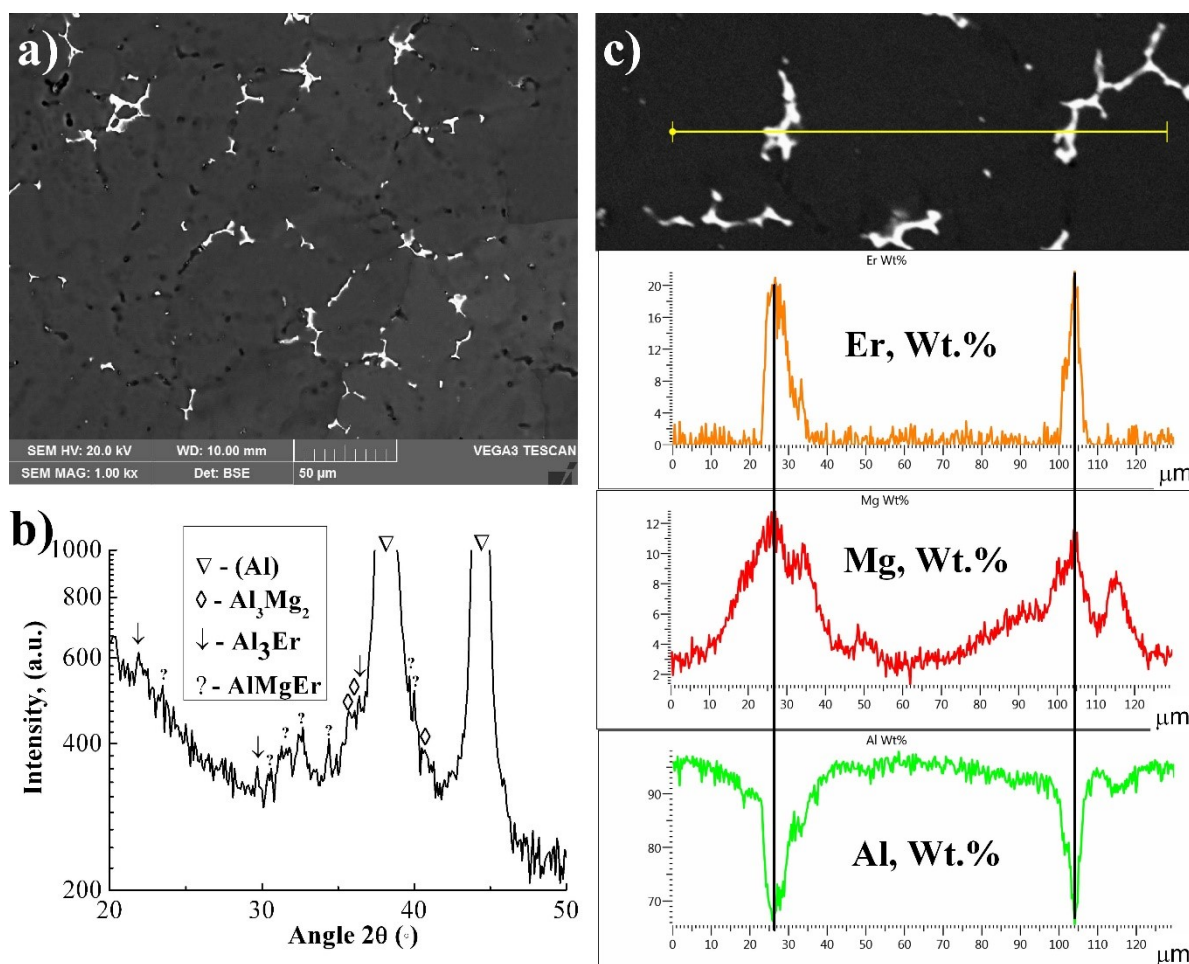


Рисунок 39. Микроструктура сплава 1570Er в литом состоянии (a), распределение легирующих элементов между фазами (c) (СЭМ) и рентгенограмма (b)

Слитки сплавов 1570Er отжигали при 300, 370 и 440 °C для поиска оптимальной температуры термообработки, обеспечивающий максимальную твердость (рисунок 40). Во время отжига при температуре 300 °C достигается меньшее упрочнение, которое при этом продолжается вплоть до 10 часов отжига. Отжиг при температуре 440 °C обеспечивает локальный максимум в 105 HV с последующим снижением твердости. Максимальная твердость 115 HV была получена после отжига при 370 °C в течение 4 часов.

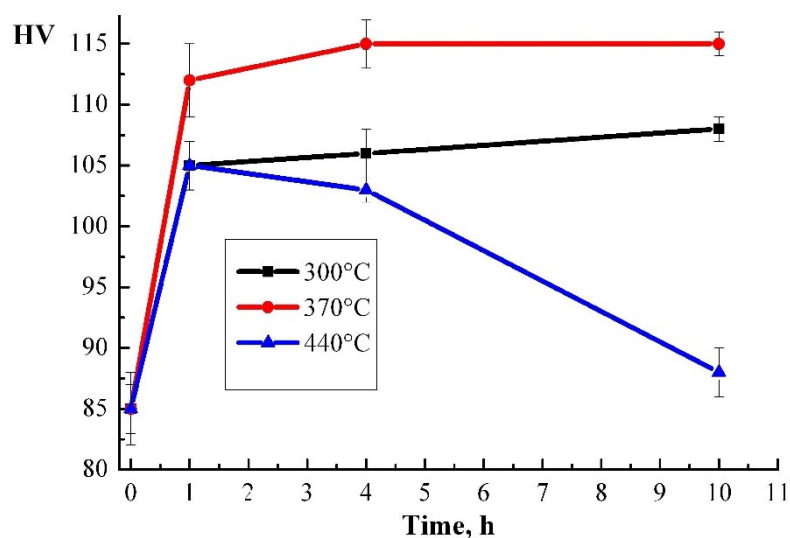
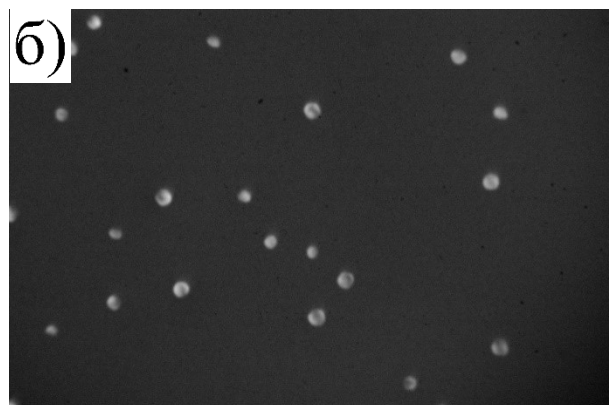
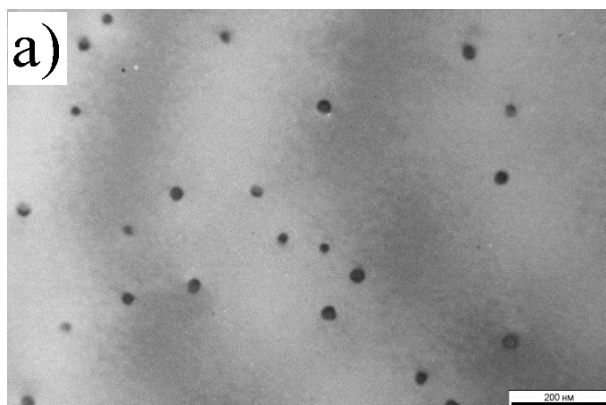


Рисунок 40. Зависимость твердости сплава 1570Er от времени отжига слитка при температурах 300, 370 и 440 °С

Увеличение твердости в процессе отжига слитков происходит за счет выделения $L1_2$ -дисперсоидов. На рисунке 41 представлена микроструктура сплава после отжига при 370 °С в течение 4 часов и микроэлектронограмма в оси зоны [112]. Сферические частицы размером (25 ± 5) нм расположены преимущественно однородно в матрице алюминиевого твердого раствора, что говорит о доминировании гомогенного зарождения.



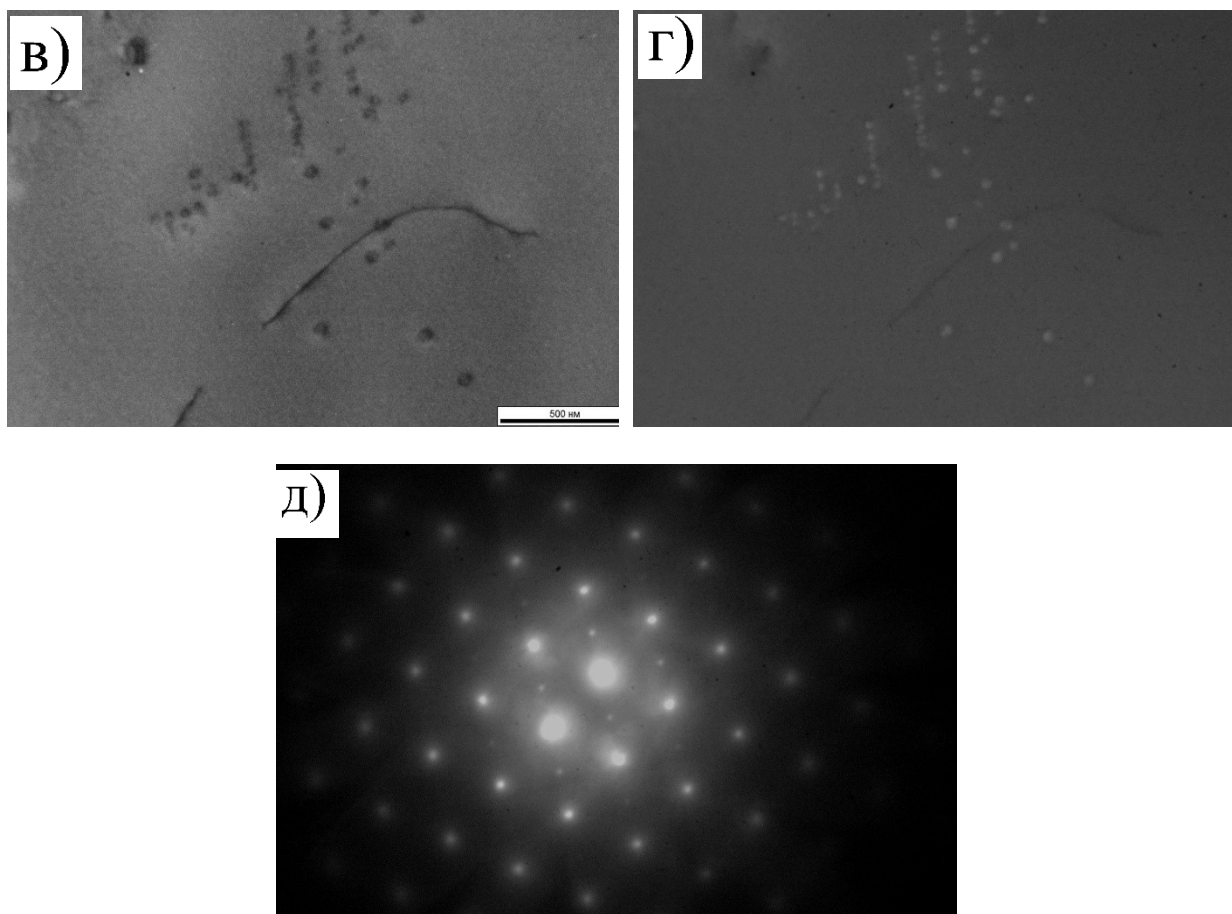


Рисунок 41. Микроструктура сплава после отжига при 370 °С в течение 4 часов (а,б- светлопольное изображение, в,г – темнопольное изображение) и микроэлектронограмма в оси зоны [112] (д)

Слиток, отожженный на максимальную твердость, прокатывали с 20 мм до 4 мм при температуре 370 °С и с 4 мм до 2 мм при комнатной температуре. На рисунке 42 показаны кривые изменения твердости для отожженных образцов после прокатки сплава 1570Er. Повышение температуры отжига со 150 до 250 °С значительно увеличивает разупрочнение: отжиг при 150 °С в течение 0,5 ч снижает твердость на 11 HV, в то же время как после отжига при 250 °С в течение 0,5 ч обнаружено снижение твердости на 30 HV.

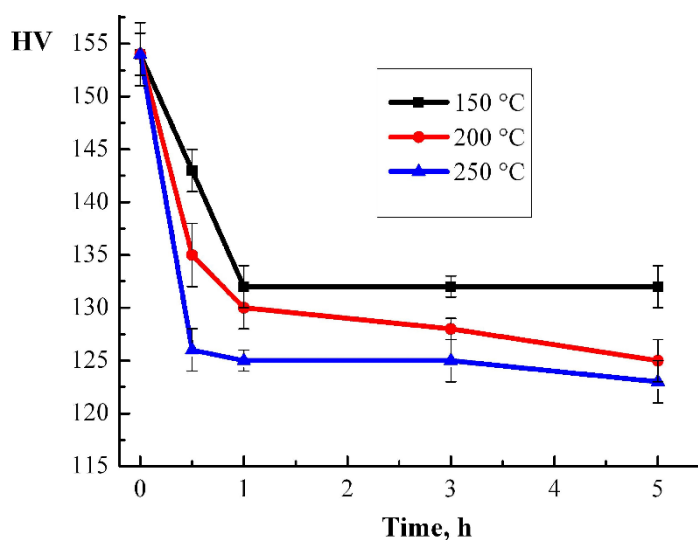


Рисунок 42. Зависимость твердости сплава 1570Er от времени отжига листов при температурах 150, 200 и 250 °С

В таблице 16 представлены результаты испытаний на одноосное растяжение сплава 1570Er в сравнении со свойствами сплава 1570. Предел текучести 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 16. Результаты испытаний на одноосное растяжение сплава 1570Er в сравнении со свойствами сплава 1570

Сплав	ϵ_x	$\epsilon_{полн}$	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 час	337±3	444±5	11,2±1,
01570	0,7	2,3	Деформированное	440±3	513±5	5,4±0,2
			Отжиг 200°С, 1 час	353±2	463±3	11,4±1

4.3 Структура и свойства сплавов на основе системы Al-Mg с добавкой иттербия

В таблице 17 представлены составы модельных сплавов 1570MnYb и 1570CrYb, как альтернативные модификации сплава 01570, легированного иттербием и марганцем или хромом. Концентрация скандия в модельных сплавах снижена до минимального уровня в 0,05% (в 5 раз), при этом концентрация марганца снижена до 0,2%, а цирконий, компенсируя скандий, повышен до 0,25, и введено 0,3% иттербия. Вторая модификация отличается заменой марганца на 0,2%Cr.

Таблица 17. Химический состав сплава 1570 и модельных сплавов 1570MnYb и 1570CrYb

Сплав	Al	Mg	Mn	Cr	Zr	Sc	Yb
01570	ост.	5,7	0,4	-	0,1	0,25	-
1570MnYb	ост.	6,0	0,2	-	0,25	0,05	0,3
1570CrYb	ост.	6,0	-	0,2	0,25	0,05	0,3

Микроструктуры слитков и распределение легирующих элементов между фазами в выделенной области (белый прямоугольник) в сплавах 1570MnYb и 1570CrYb представлены на рисунке 43. Скандий и цирконий полностью растворены в алюминиевом твердом растворе, а концентрация иттербия в нем составляет 0,1-0,2% согласно результатам МРСА в СЭМ. В сплаве 1570MnYb серая фаза обогащена марганцем и железом (рисунок 43а) (предположительно фаза $Al_6(Mn,Fe)$), отмечена повышенная концентрация Mg, Yb и Si в светлой фазе (рисунок 43а). Распределение элементов между фазами кристаллизационного происхождения в сплаве 1570CrYb более сложное (рисунок 43б): 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) и фазы обогащенной железом и иттербием (Al,Fe,Yb) (рисунок 43 б).

В результате в сплаве 1570MnYb выявлено наличие фаз $\text{Al}_6(\text{Mn,Fe})$ и (Al,Mg,Yb,Si) , а в сплаве 1570CrYb - $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$, (Al,Mg,Yb,Si) и (Al,Fe,Yb) .

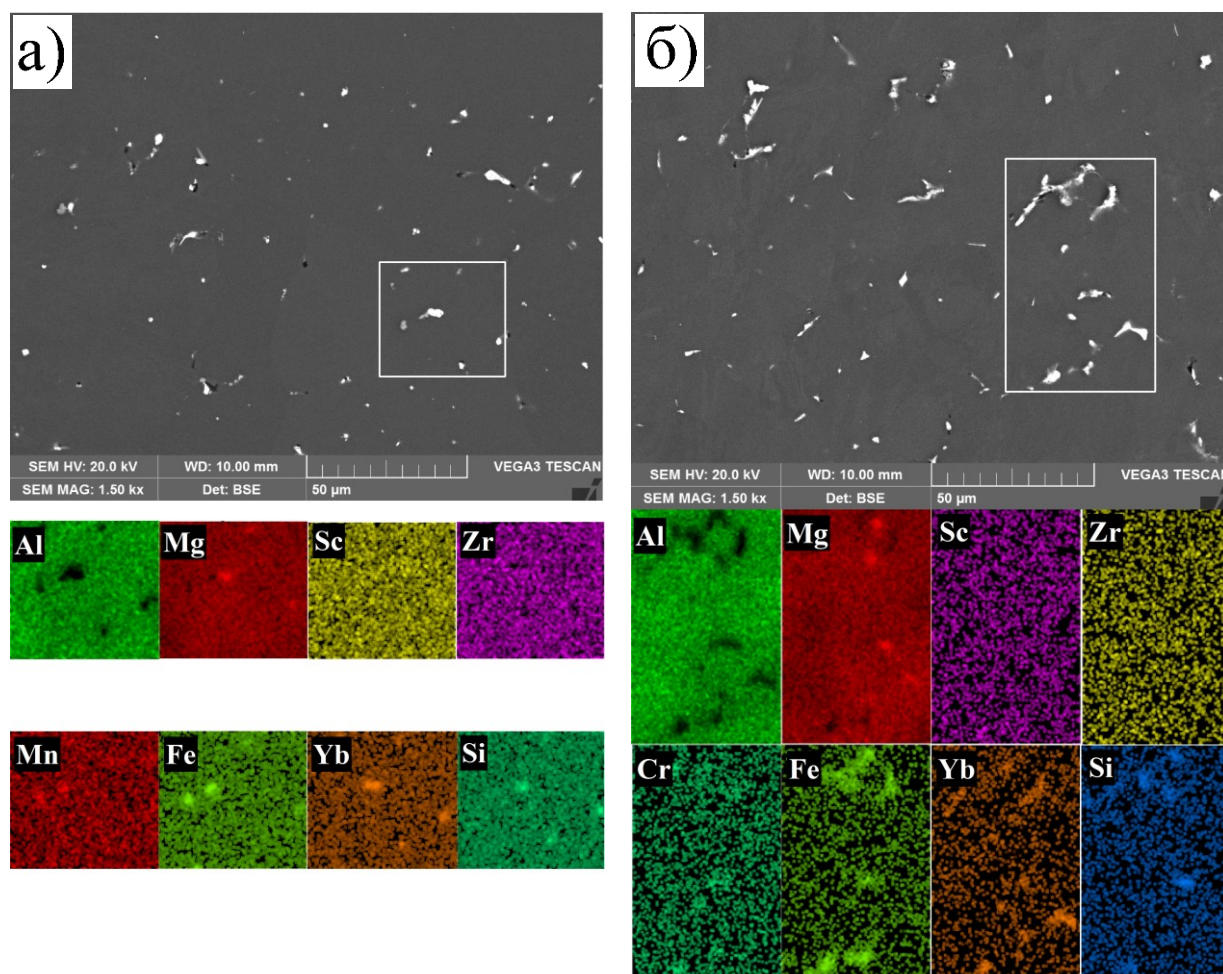


Рисунок 43. Микроструктуры слитков и распределение легирующих элементов между фазами в выделенной области (белый прямоугольник) в сплавах 1570MnYb (a) и 1570CrYb (б) (СЭМ)

Слитки исследованных сплавов отжигали при температурах 370 и 440 °С в течение разного времени. Результаты измерения твердости отожженных образцов представлены на рисунке 44. Наибольший эффект упрочнения до 84 HV в исследованных сплавах достигнут после 10 часов отжига при температуре 440 °С. На рисунке 45 представлены результаты исследования тонкой структуры. Дисперсоиды фазы со структурой $L1_2$ со средним размером (25 ± 5) нм выделяются как гомогенно в теле зерна, так и гетерогенно на дислокациях. Частицы фаз Al_3Sc [13,167], $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ [104] и Al_3Yb [73,85]

обычно зарождаются гомогенно. В связи с этим, можно предположить, что дисперсоиды, которые расположены на дислокациях, скорее всего, соответствуют фазе $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr}, \text{Yb})$.

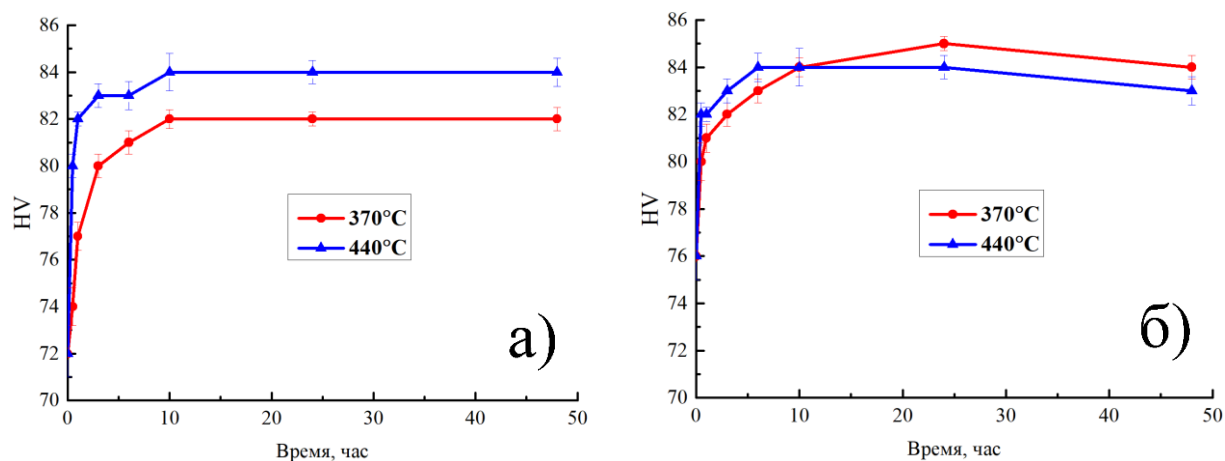
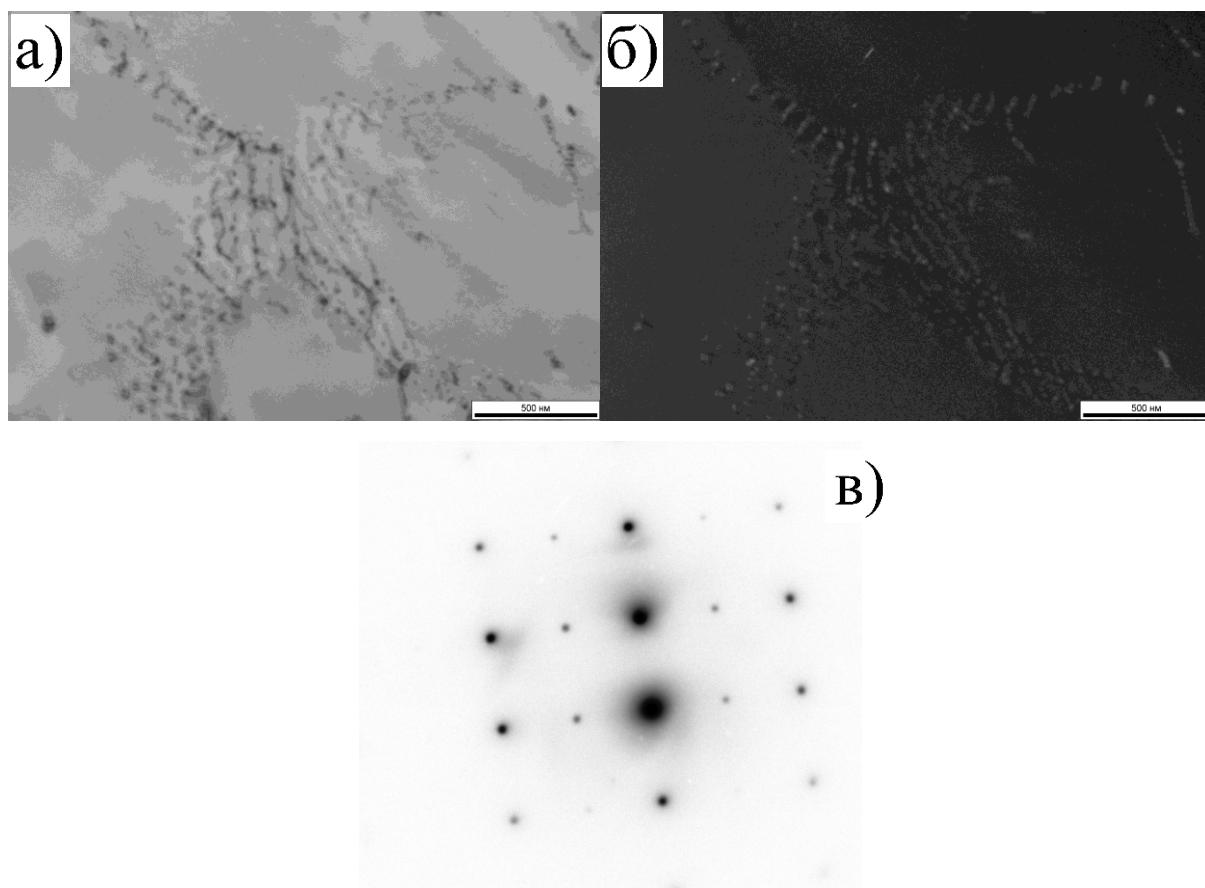


Рисунок 44. Зависимость твердости от времени отжига слитков при 370 и 440 °C: а – 1570MnYb, б - 1570CrYb



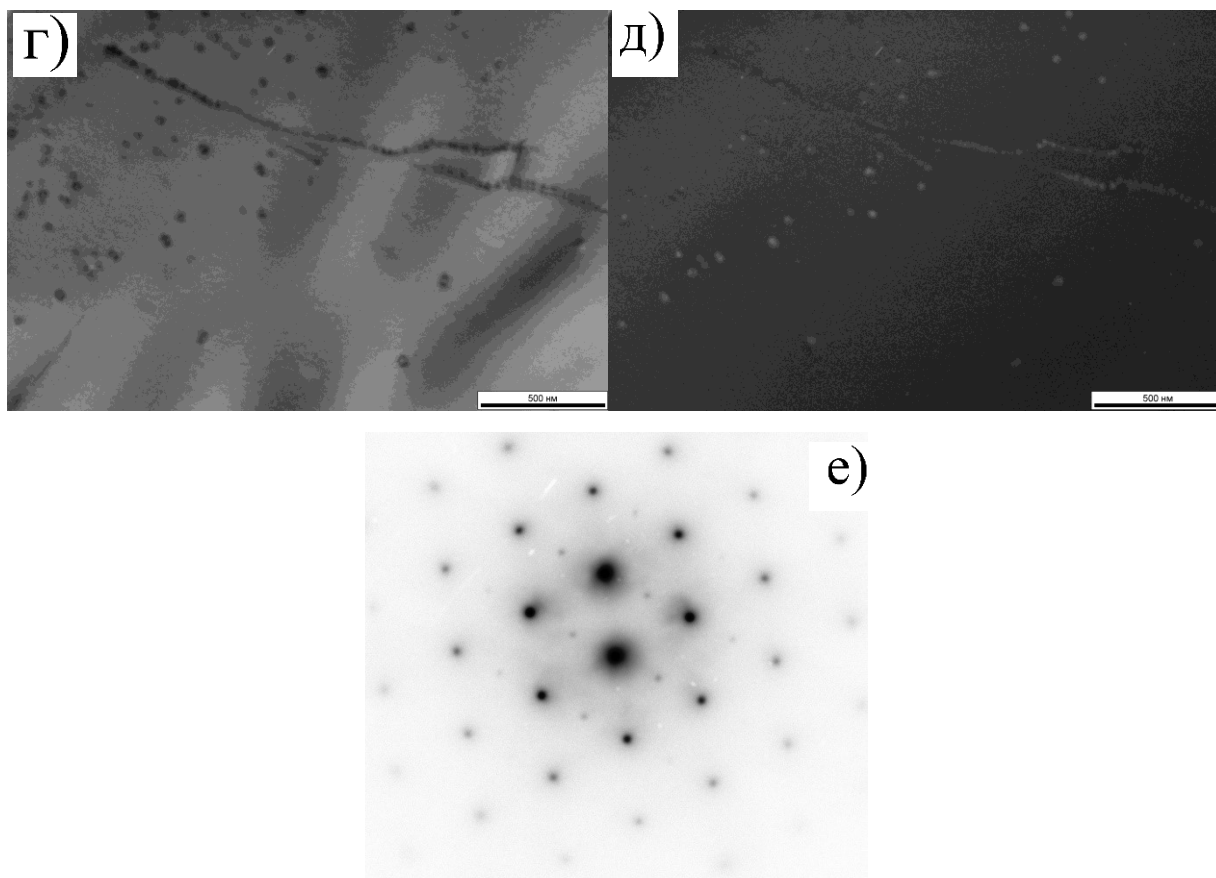


Рисунок 45. Микроструктура исследованных сплавов после отжига при 440 °С в течение 10 часов: а-в – 1570MnYb, г-е - 1570CrYb (а,г – светлопольное изображение, б,д – темнопольное изображение, в,е - микроэлектроннограмма[112](в) и [110] (е)) (ПЭМ)

После отжига при 440 °С в течение 10 часов слитки были прокатаны режиму: с 28 мм до 6 мм при температуре 440 °С, с 6 мм до 1 мм при комнатной температуре.

Зависимость твердости прокатанных листов от времени отжига представлена на рисунке 46. После прокатки твердость возросла с 84 до 160HV. Сплав 1570CrYb демонстрирует меньшую склонность к разупрочнению после отжига при 100 - 250 °С. При температурах отжига до 200 °С твердость не снижается до значений меньше 140 HV.

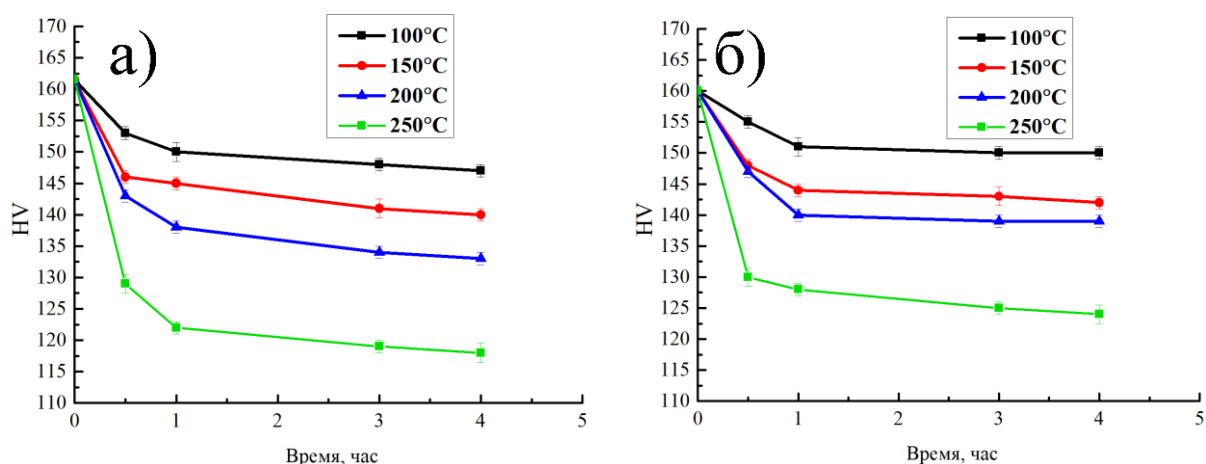


Рисунок 46. Зависимость твердости от времени отжига листов
1570MnYb(a) и 1570CrYb(б)

Сплав 1570CrYb имеет более высокий предел текучести и относительное удлинение как в деформированном, так и отожженном состояниях, чем сплав 1570MnYb (Таблица 18). В целом модельные сплавы имеют достаточно высокий предел текучести при неплохом удлинении. Для наиболее прочного сплава 1570CrYb низкотемпературный отжиг (до 150 °С) обеспечивает предел текучести более 370 МПа при удлинении не менее 7,8%. Большее удлинение 10,4-12,3 % достигнуто после отжига при 200-250°С при этом предел текучести более 340 МПа.

Таблица 18. Результаты испытаний на одноосное растяжение сплавов 1570MnYb и 1570CrYb

Состояние	1570MnYb ($\epsilon_{гор}=1,5$; $\epsilon_{хол}=1,8$; $\epsilon_{полн}=3,3$)		
	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %
деформированное	425±3	482±2	3,9±0,5
100 °С 1 часа	400±4	467±2	5,6±0,5
100 °С 2 часа	394±5	465±3	5,4±0,7
100 °С 4 часа	388±4	465±4	7,5±0,8
150 °С, 1 час	372±3	466±5	8,5±0,7
150 °С, 2 часа	372±4	465±5	7,2±0,5
150 °С, 3 часа	362±3	456±4	6,7±0,5
200 °С, 1 часа	340±1	430±3	6±0,5
200 °С, 3 часа	322±2	428±2	6,5±0,5
250 °С, 15 мин	316±1	412±3	8,1±1
250 °С, 30 мин	318±2	418±2	10,7±1

Состояние	1570CrYb ($\epsilon_{гор}=1,5$; $\epsilon_{хол}=1,8$; $\epsilon_{полн}=3,3$)		
	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
деформированное	456±5	497±3	5±0,5
100 °С 1 часа	414±4	475±2	7,8±0,4
100 °С 2 часа	406±3	473±1	7,8±0,7
100 °С 4 часа	408±2	472±2	8,7±0,7
150 °С, 1 час	390±3	461±4	9,7±1
150 °С, 2 часа	384±2	461±5	8,2±1
150 °С, 3 часа	384±1	466±3	7,5±0,5
200 °С, 1 часа	356±2	443±3	10,5±0,5
200 °С, 3 часа	346±4	442±2	10,4±0,3
250 °С, 15 мин	341±4	428±3	12,3±1
250 °С, 30 мин	335±5	421±4	11,9±1

4.4 Влияние режимов прокатки на свойства исследованных сплавов системы Al-Mg

С целью повышения прочностных характеристик при растяжении исследованные сплавы подвергнуты прокатке по разным режимам, сочетающим различные доли горячей, теплой и холодной деформации. Некоторые особенности влияния режимов прокатки на характеристики прочности при растяжении представлены далее.

4.4.1 Механические свойства сплава 1545Y

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 ($\varepsilon_{\text{тепл}}=1,2$; $\varepsilon_{\text{хол}}=1,8$; $\varepsilon_{\text{полн}}=3$)

В таблице 19 представлены результаты испытаний на одноосное растяжение листов сплава 1545Y прокатанного по разным режимам.

Таблица 19. Механические свойства при одноосном растяжении сплава 1545Y

Состояние	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %
P1 ($\varepsilon_{\text{гор}}=0,7$; $\varepsilon_{\text{хол}}=2,3$; $\varepsilon_{\text{полн}}=3$)			
Деформированное	422±2	447±2	5,4±0,5
Отжиг 100 °С, 1 час	390±3	434±4	6,6±0,6
Отжиг 100 °С, 3 часа	385±4	430±2	6,8±0,8
Отжиг 150 °С, 1 час	365±2	420±4	8,2±0,8
Отжиг 150 °С, 3 часа	365±1	423±2	8,3±0,5
Отжиг 200 °С, 0,5 час	330±3	389±3	9,2±0,8
P2 ($\varepsilon_{\text{гор}}=1,2$; $\varepsilon_{\text{хол}}=1,8$; $\varepsilon_{\text{полн}}=3$)			
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±4	4,8±0,6
Отжиг 150 °С, 1 час	388±3	456±2	6,4±0,8
Отжиг 150 °С, 3 часа	386±3	459±2	8,8±0,8
Отжиг 200 °С, 0,5 час	363±2	437±4	8,4±0,7
P3($\varepsilon_{\text{тепл}}=0,7$; $\varepsilon_{\text{хол}}=2,3$; $\varepsilon_{\text{полн}}=3$)			
Деформированное	474±2	508±5	3,8±0,5
Отжиг 100 °С, 1 час	440±3	489±4	5,8±0,5
Отжиг 100 °С, 3 часа	430±2	482±4	6,0±0,6
Отжиг 150 °С, 1 час	407±3	471±5	5,8±0,8
Отжиг 150 °С, 3 часа	398±4	455±3	9,6±1
Отжиг 200 °С, 0,5 час	375±5	448±2	11,3±1
P4 ($\varepsilon_{\text{тепл}}=1,2$; $\varepsilon_{\text{хол}}=1,8$; $\varepsilon_{\text{полн}}=3$)			
Деформированное	466±2	482±3	2,1±0,5
Отжиг 100 °С, 1 час	433±3	482±3	6,5±0,5
Отжиг 100 °С, 3 часа	426±3	474±5	4,4±0,5
Отжиг 150 °С, 1 час	399±4	465±2	7,8±0,8
Отжиг 150 °С, 3 часа	384±3	459±3	8,8±0,7
Отжиг 200 °С, 0,5 час	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 (таблица 19). Вероятнее всего это связано с активизацией процесса распада алюминиевого

раствора по Sc, Zr и Y в процессе деформации. Отжиг слитков при 440 °C привел к небольшому приросту в твердости с 76 до 81HV (рисунок 34). А дисперсоиды, образованные после 10 часов отжига располагались на дислокациях в строчках с невысокой плотностью распределения (рисунок 35). Теплая прокатка при 200°C совмещенная с холодной (режим P3) обеспечивают еще несколько больший уровень прочностных свойств, чем по режиму P1. Применение прокатки при более низкой температуре может сократить время получения деформируемых полуфабрикатов и увеличить ресурс работы печного оборудования. 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°C и 6→1 мм – 20 °C) и последующий отжиг при 150°C 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 $\delta = 11,3$ %.

Для сравнения сплав 1545K (Al-4,7Mg-0,32Mn-0,21Sc-0,09Zr) в отожженном состоянии имеет $\sigma_{0,2} = 270$ МПа, $\sigma_B = 370$ МПа при $\delta = 16$ % ($\epsilon_{полн} = 4,13$; $\epsilon_{хол} = 0,44$) [173], а повышение доли холодной деформации позволяет повысить свойства до $\sigma_{0,2} = 408$ МПа, $\sigma_B = 461$ МПа при меньшей пластичности $\delta = 7,0$ % ($\epsilon_{полн} = 3,2$; $\epsilon_{хол} = 2,6$) после отжига при 150°C в течение 1 часа. Более высокое относительное удлинение в сплаве 1545K равно 8,0% достигается после отжига при 200 в течение 0,5 часа, однако прочностные свойства при этом составляют $\sigma_{0,2} = 385$ МПа, $\sigma_B = 449$ МПа, что сопоставимо со свойствами нового сплава 1545Y, но имеющего при этом лучшую пластичность. Сплав 1545Y является более дешевым и перспективным в сравнении со сплавом 1545K (Al-4,7Mg-0,32Mn-0,21Sc-0,09Zr).

После испытаний в синтетической морской воде образец не покрылся продуктами коррозии, сохранил характерный матовый цвет, приобретенный в процессе подготовки к испытаниям. Исследование механических свойств до и после коррозионных испытаний (таблица 43) показал, что прочностные характеристики образцов снижаются незначительно, на (4 – 5) %, что показывает высокую стойкость к коррозии.

Таблица 20 Механические свойства листов сплава 1545Y после коррозионных испытаний

Сплав	Состояние	До коррозии			После коррозии		
		$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %
1545Y	P1, Отжиг 100°C, 3 часа	385±4	430±2	6,8±0,8	370±5	410±5	5,8±1
	P2, Отжиг 100°C, 1 час	420±2	470±3	6,6±0,7	400±5	450±5	5,2±1
	P3, Отжиг 150°C, 3 час	398±4	455±3	9,6±1	375±5	424±5	7,0±1
	P4, Отжиг 150°C, 1 час	399±4	465±2	7,8±0,8	380±5	430±5	6,3±1

4.4.2 Механические свойства сплава 1570Er

Слитки сплава 1570Er толщиной 20 мм и 28 мм после отжига 370 °C 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 21 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.

Таблица 21 – 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 °С, 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 °С, 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 °С, 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 °С, 1 ч			370±2	470±3	9,5±1

После прокатки по режиму P1, сплав 1570Er имеет на 16 МПа более низкий предел текучести в сравнении со сплавом 01570. 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 (рисунок 40) 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°С и 14→2 мм - 20°С, $\epsilon_{хол}=1,9$, $\epsilon_{полн}=2,6$) и последующий отжиг и последующий отжиг при 200°С в течение 1 часа: $\sigma_{0,2}=370$ МПа, $\sigma_B=470$ МПа при $\delta=9,5$ %.

После испытаний в синтетической морской воде образец не покрылся продуктами коррозии, сохранил характерный матовый цвет, приобретенный в процессе подготовки к испытаниям. Исследование механических свойств до и после коррозионных испытаний (таблица 22) показало, что прочностные

характеристики образцов снижаются незначительно, на (4 – 5) %, что показывает высокую стойкость к коррозии.

Таблица 22. Механические свойства листов сплава 1570Er после коррозионных испытаний

Сплав	Состояние	До коррозии			После коррозии		
		$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %
1570Er	P1, отжиг 200°C, 1 час	337±3	444±5	11,2±1,2	312±2	410±3	9,5±1
	P2, отжиг 200°C, 1 час	374±2	450±5	7,5±0,5	351±4	422±2	6,5±1
	P3, отжиг 200°C, 1 час	370±2	470±3	9,5±1	353±2	441±3	8,7±1

4.4.3 Механические свойства сплавов 1570MnYb и 1570CrYb

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

В таблицах 23 и 24 представлены результаты испытаний на одноосное растяжение сплавов 1570MnYb и 1570CrYb, прокатанных по представленным режимам.

Таблица 23. Механические свойства при одноосном растяжении листов сплава 1545MnYb

Состояние	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
P1 ($\epsilon_{гор}=0,7$; $\epsilon_{хол}=2,6$; $\epsilon_{полн}=3,3$)			
Деформированное	433±3	460±5	1,1±0,3
Отжиг 100 °С 1 час	415±4	488±3	6,8±0,5
Отжиг 100 °С 2 часа	414±5	483±3	7,1±0,4
Отжиг 100 °С 4 часа	396±4	468±5	6,8±0,5
Отжиг 150 °С, 1 час	375±6	443±3	4,3±0,3
Отжиг 150 °С, 2 часа	374±4	435±5	6,4±0,4
Отжиг 150 °С, 3 часа	370±1	441±6	6,4±0,4
Отжиг 200 °С, 1 час	341±2	438±3	9,3±0,5
Отжиг 200 °С, 3 часа	329±3	420±5	9,9±1
Отжиг 250 °С, 15 мин	316±2	403±5	8,2±0,4
Отжиг 250 °С, 30 мин	314±2	394±4	11,0±1
P2 ($\epsilon_{гор}=1$; $\epsilon_{хол}=2,3$; $\epsilon_{полн}=3,3$)			
Деформированное	428±3	480±5	4,3±0,3
Отжиг 100 °С 1 час	403±3	469±3	5,4±0,5
Отжиг 100 °С 2 часа	406±4	474±2	6,7±0,5
Отжиг 100 °С 4 часа	396±2	469±3	7,3±0,5
Отжиг 150 °С, 1 час	373±3	457±2	8,8±0,7
Отжиг 150 °С, 2 часа	365±5	447±2	9,3±0,8
Отжиг 150 °С, 3 часа	367±2	452±6	6,9±0,6
Отжиг 200 °С, 1 час	334±4	430±5	9,7±0,8
Отжиг 200 °С, 3 часа	317±2	421±2	8,7±0,6
Отжиг 250 °С, 15 мин	310±5	396±4	7,5±0,5
Отжиг 250 °С, 30 мин	312±2	403±3	8,8±1
P3 ($\epsilon_{гор}=1,5$; $\epsilon_{хол}=1,8$; $\epsilon_{полн}=3,3$)			
Деформированное	425±3	482±2	3,9±0,5
Отжиг 100 °С 1 час	400±4	467±2	5,6±0,5
Отжиг 100 °С 2 часа	394±5	465±3	5,4±0,7
Отжиг 100 °С 4 часа	388±4	465±4	7,5±0,8
Отжиг 150 °С, 1 час	372±3	466±5	8,5±0,7
Отжиг 150 °С, 2 часа	372±4	465±5	7,2±0,5
Отжиг 150 °С, 3 часа	362±3	456±4	6,7±0,5
Отжиг 200 °С, 1 час	340±1	430±3	6±0,5
Отжиг 200 °С, 3 часа	322±2	428±2	6,5±0,5
Отжиг 250 °С, 15 мин	316±1	412±3	8,1±1
Отжиг 250 °С, 30 мин	318±2	418±2	10,7±1
P4 ($\epsilon_{гор}=0,7$; $\epsilon_{тепл}=2,6$; $\epsilon_{полн}=3,3$).			
Деформированное	460±5	515±5	3,7±0,2
Отжиг 100 °С 1 час	445±5	480±5	4,8±0,5
Отжиг 100 °С 2 часа	433±3	462±3	3,6±0,3
Отжиг 100 °С 4 часа	424±4	491±5	5,4±0,4
Отжиг 150 °С, 1 час	394±6	486±4	9,3±0,8
Отжиг 150 °С, 2 часа	385±5	465±5	6,1±0,5
Отжиг 150 °С, 3 часа	390±4	487±4	7,4±0,6
Отжиг 200 °С, 1 час	361±3	432±3	9,5±0,5
Отжиг 200 °С, 3 часа	366±2	465±2	8,8±0,8
Отжиг 250 °С, 15 мин	343±4	434±3	9,6±0,8
Отжиг 250 °С, 30 мин	336±1	415±4	7,0±0,4

Таблица 24 - Механические свойства при одноосном растяжении листов сплава 1545CrYb

Состояние	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %
P1 ($\epsilon_{гор}=0,7$; $\epsilon_{хол}=2,6$; $\epsilon_{полн}=3,3$)			
Деформированное	455±5	495±5	4±0,5
Отжиг 100 °С 1 час	440±4	485±2	4,3±0,7
Отжиг 100 °С 2 часа	427±4	481±4	6,3±0,6
Отжиг 100 °С 4 часа	420±3	483±5	6,9±0,3
Отжиг 150 °С, 1 час	397±3	454±4	5,2±0,5
Отжиг 150 °С, 2 часа	388±2	468±3	8,9±0,4
Отжиг 150 °С, 3 часа	395±3	471±2	8,0±0,8
Отжиг 200 °С, 1 час	359±4	438±4	5,6±0,9
Отжиг 200 °С, 3 часа	358±5	443±5	8,7±1
Отжиг 250°С, 15 мин	332±2	416±4	10,7±1,2
Отжиг 250°С, 30 мин	335±3	419±3	12,3±1,1
P2 ($\epsilon_{гор}=1$; $\epsilon_{хол}=2,3$; $\epsilon_{полн}=3,3$)			
Деформированное	461±4	500±1	4,3±0,2
Отжиг 100 °С 1 час	428±3	462±2	5,4±0,3
Отжиг 100 °С 2 часа	415±2	477±3	6,7±0,5
Отжиг 100 °С 4 часа	405±6	468±4	7,3±0,8
Отжиг 150 °С, 1 час	391±5	460±1	8,8±0,7
Отжиг 150 °С, 2 часа	389±5	461±5	9,3±0,4
Отжиг 150 °С, 3 часа	383±4	449±3	6,9±0,3
Отжиг 200 °С, 1 час	357±3	441±2	9,7±0,7
Отжиг 200 °С, 3 часа	347±2	429±3	8,7±0,4
Отжиг 250°С, 15 мин	330±1	405±4	7,5±0,5
Отжиг 250°С, 30 мин	324±2	390±3	8,8±0,7
P3 ($\epsilon_{гор}=1,5$; $\epsilon_{хол}=1,8$; $\epsilon_{полн}=3,3$)			
Деформированное	456±5	497±3	5±0,5
Отжиг 100 °С 1 час	414±4	475±2	7,8±0,4
Отжиг 100 °С 2 часа	406±3	473±1	7,8±0,7
Отжиг 100 °С 4 часа	408±2	472±2	8,7±0,7
Отжиг 150 °С, 1 час	390±3	461±4	9,7±1
Отжиг 150 °С, 2 часа	384±2	461±5	8,2±1
Отжиг 150 °С, 3 часа	384±1	466±3	7,5±0,5
Отжиг 200 °С, 1 час	356±2	443±3	10,5±0,5
Отжиг 200 °С, 3 часа	346±4	442±2	10,4±0,3
Отжиг 250°С, 15 мин	341±4	428±3	12,3±1
Отжиг 250°С, 30 мин	335±5	421±4	11,9±1
P4 ($\epsilon_{гор}=0,7$; $\epsilon_{тепл}=2,6$; $\epsilon_{полн}=3,3$)			
Деформированное	456±4	510±5	6±0,5
Отжиг 100 °С 1 час	431±3	478±2	6,8±0,6
Отжиг 100 °С 2 часа	428±4	482±3	6,9±0,5
Отжиг 100 °С 4 часа	418±3	483±6	9,8±0,8
Отжиг 150 °С, 1 час	401±2	477±3	8,3±0,7
Отжиг 150 °С, 2 часа	393±1	472±2	9,2±1
Отжиг 150 °С, 3 часа	391±2	479±3	8,4±0,8
Отжиг 200 °С, 1 час	356±3	444±4	9,7±0,9
Отжиг 200 °С, 3 часа	360±3	444±3	6,3±0,7
Отжиг 250°С, 15 мин	344±4	430±5	11,9±1
Отжиг 250°С, 30 мин	333±5	424±4	12,7±1,2

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 значительно 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. Более легированный скандием сплав 01570 имеет примерно такой же уровень характеристик механических свойств после одного часа отжига при 200 °C: $\sigma_{0,2}=353$ 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 °C и 6→1 мм – 20 °C) и последующий отжиг при 150°C 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°C и 14→1 мм - 200°C) и последующий отжиг при 150 °C в течение 1 часа. $\sigma_{0,2} = 394$ МПа, $\sigma_B = 486$ МПа при $\delta = 9,3 \%$.

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

Исследование механических свойств до и после коррозионных испытаний (таблица 25) показало, что прочностные характеристики образцов снижаются незначительно, на (3–5)%, что показывает высокую стойкость к коррозии. После испытаний в синтетической морской воде образец не покрылся продуктами коррозии, сохранил характерный матовый цвет, приобретенный в процессе подготовки к испытаниям.

Таблица 25 сравнение свойств сплавов 1570MnYb и 1570CrYb до и после коррозии

Сплав	Состояние	До коррозии			После коррозии		
		$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
1570 MnYb	P1, Отжиг 100 °C 2 ч	414±5	483±3	7,1±0,4	410±2	479±4	5,8±0,5
	P2, Отжиг 150 °C, 2ч	365±5	447±2	9,3±0,8	340±2	398±3	6,8±0,5
	P4, Отжиг 150 °C, 1 ч	394±6	486±4	9,3±0,8	378±5	458±4	6,5±0,6
1570 CrYb	P1, Отжиг 150 °C, 2ч	388±2	468±3	8,9±0,4	379±4	452±4	6,4±0,8
	P2, Отжиг 150 °C, 1 ч	391±5	460±1	8,8±0,7	383±3	454±5	7,3±0,3
	P4, Отжиг 100 °C 4 ч	418±3	483±6	9,8±0,8	413±2	477±4	7,2±0,8

Выводы по главе 4

1. 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 $L1_2$ 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 $L1_2$ дисперсоидов в процессе деформации. Для данного типа магналиев, дополнительно легированных иттрием, можно рекомендовать прокатку с большой долей (степенью) горячей (при 440°C) или теплой (при 200°C) деформации с последующим отжигом при $150\text{-}200^\circ\text{C}$. При этом достигнут следующий уровень свойств при испытаниях на растяжение:

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

- теплая и холодная прокатка ($\varepsilon_{\text{тепл}}=0,7$; $\varepsilon_{\text{хол}}=2,3$) и отжиг при 150°C в течение 3 или при 200°C 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, $\delta = 11,3$ %.

2. 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 Al_3Er и (Al,Mg,Er) кристаллизационного происхождения и существенному упрочнению в процессе отжига слитков, достигнутому за счет $L1_2$ дисперсоидов размером (25 ± 5) нм преимущественно гомогенного зарождения. В соответствие 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 ($\varepsilon_{\text{гор}}=0,7$; $\varepsilon_{\text{хол}}=1,9$) с последующим отжигом при 200°C в течение 1 часа: $\sigma_{0,2}=370$ МПа, $\sigma_B=470$ МПа, $\delta=9,5\%$.

3. Введение иттербия в сплав 01570 с пониженной концентрацией марганца и скандия приводит к образованию фаз $\text{Al}_6(\text{Mn},\text{Fe})$ и $(\text{Al},\text{Mg},\text{Yb},\text{Si})$ кристаллизационного происхождения. В аналогичном сплаве с заменой марганца на хром кристаллизуются фазы $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$, $(\text{Al},\text{Mg},\text{Yb},\text{Si})$ и $(\text{Al},\text{Fe},\text{Yb})$, 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 ($\varepsilon_{\text{гор}}=1,5$; $\varepsilon_{\text{хол}}=1,8$), 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 ($\varepsilon_{\text{гор}}=0,7$; $\varepsilon_{\text{тепл}}=2,6$), 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 $\delta=8,3\%$.

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 L_{12} 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 L_{12} 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 °С, 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 L_{12} дисперсоидов фаз Al_3Er (20 ± 2 нм) и $Al_3(Er,Y)$ (8 ± 2 нм) в первом сплаве и одного типа выделений фазы $Al_3(Y,Er,Zr)$ 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 L_{12} 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 $L1_2$ дисперсоидов в процессе деформации. Для данного типа магналиев, дополнительно легированных иттрием, можно рекомендовать прокатку с большой долей (степенью) горячей (при 440°C) или теплой (при 200°C) деформации с последующим отжигом при 150-200°C. 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°C 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°C в течение 3 или при 200°C 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 1570 (Al-5,7Mg-0,4Mn-0,25Sc-0,1Zr) со снижением в два раза концентрации скандия привела к образованию фаз Al_3Er и (Al,Mg,Er) кристаллизационного происхождения и существенному упрочнению в процессе отжига слитков, достигнутому за счет $L1_2$ дисперсоидов размером (25 ± 5) нм преимущественно гомогенного зарождения. В соответствие 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 01570 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 ($\varepsilon_{\text{гор}}=1,5$; $\varepsilon_{\text{хол}}=1,8$), 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 ($\varepsilon_{\text{гор}}=0,7$; $\varepsilon_{\text{тепл}}=2,6$), 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 $\delta=8,3\%$.

Список использованных источников

1. Belov N.A., Alabin A.N., Eskin D.G., Istomin-Kastrovskii V. V. Optimization of hardening of Al–Zr–Sc cast alloys // *Journal of Materials Science*. – 2006. – V. 41. – Pp. 5890–5899.
2. Davydov V., Rostova T., Zakharov V., Filatov Y., Yelagin V. Scientific principles of making an alloying addition of scandium to aluminium alloys // *Materials Science and Engineering: A*. – 2000. – V. 280. – Pp. 30–36.
3. Norman A.F., Prangnell P.B., McEwen R.S. The solidification behaviour of dilute aluminium-scandium alloys // *Acta Materialia*. – 1998. – V. 46. – Pp. 5715–5732.
4. Торопова Л.С., Эскин Д.Г., Характерова М.Л., Добаткина Т.В. (1998) Современные алюминиевые сплавы, содержащие скандий, Gordon & Breach OPA A.
5. Blake N., Hopkins M.A. Constitution and age hardening of Al-Sc alloys // *Journal of Materials Science*. – 1985. – V. 20. – Pp. 2861–2867.
6. Brodova I.G., Polents I.V., Korzhavina O.A., Popel P.S., Korshunov I.P., Esin V.O. (1992) Structural investigations of rapidly crystallized Al-Sc alloys, *Melts Moscow*, 4 (5) pp. 392-397.
7. G. Brodova, O.A. Chikova, I.V. Polents P.S.P. and V.O.E. Effect of Metastable Heterogeneity of Liquid Metallic Solutions on the Structure of Cast Aluminium Alloys, *Casting Processes* 1 (2) (1992) 158-160.
8. Brodova I.G., Bashlikov D.V., Polents I.V. Influence of Heat Time Melt Treatment on the Structure and the Properties of Rapidly Solidified Aluminum Alloys with Transition Metals // *Materials Science Forum*. – 1998. – V. 269–272. – Pp. 589–594.
9. K.B. Hyde A.F.N. and P.B.P. The Growth Morphology and Nucleation Mechanism of Primary $L1_2$ Al_3Sc Particles in Al-Sc Alloys, *Mater. Sci. Forum* 331-337 (2000) 1013-1018
10. Hyde K., Norman A., Prangnell P.. The effect of cooling rate on the morphology of primary Al_3Sc intermetallic particles in Al–Sc alloys // *Acta Materialia*. – 2001. – V. 49. – Pp. 1327–1337.
11. Røyset J., Ryum N. Kinetics and mechanisms of precipitation in an Al–0.2wt.% Sc alloy // *Materials Science and Engineering: A*. – 2005. – V. 396. – Pp. 409–422.
12. J. Røyset and N. Ryum: Proc. 6th Int. Conf. on ‘Aluminum alloys’, Toyohashi, Japan, July 1998, 793–798.
13. Iwamura S., Miura Y. Loss in coherency and coarsening behavior of Al_3Sc precipitates // *Acta Materialia*. – 2004. – V. 52. – Pp. 591–600.
14. Elagin B.I., Zakharov V. V., Rostova T.D. Some features of the cast structure of alloys of the Al_3Sc system // *Metal Science and Heat Treatment*. – 1993. – V. 35. – Pp. 317–319.
15. R. W. Hyland, Jr: *Metall. Trans. A*, 1992, 23A, 1947–1955.

16. B. A. Parker, Z. F. Zhou and P. Nolle: *J. Mater. Sci.*, 1995, 30, 452–458. //
17. C. L. Rohrer, M. D. Asta, S. M. Foiles and R. W. Hyland, Jr: *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.*, 1996, 398, 477–482.
18. Marquis E., Seidman D.: Nanoscale structural evolution of Al₃Sc precipitates in Al(Sc) alloys // *Acta Materialia*. – 2001. – V. 49. – Pp. 1909–1919.
19. Robson J.D., Jones M.J., Prangnell P.B. Extension of the N-model to predict competing homogeneous and heterogeneous precipitation in Al-Sc alloys // *Acta Materialia*. – 2003. – V. 51. – Pp. 1453–1468.
20. C. Tan, Z. Zheng and B. Wang: *Proc. 3rd Int. Conf. on 'Aluminium alloys'*, Vol. I, NTH, Trondheim, Norway, June 1992, 290–294.
21. M. Nakayama, A. Furuta and Y.M. “Precipitation of Al₃Sc in Al-0.23 wt % Sc Alloy,” *Met. Trans. JIM* 38(10), 852–857 (1997).
22. Jones M., Humphreys F.. Interaction of recrystallization and precipitation: The effect of Al₃Sc on the recrystallization behaviour of deformed aluminium // *Acta Materialia*. – 2003. – V. 51. – Pp. 2149–2159.
23. E. A. Marquis, D. N. Seidman and D. C. Dunand: in ‘Creep deformation: fundamentals and applications’, (ed. R. S. Mishra, J. C. Earthman and S. V. Raj), 299–308; 2002, TMS.
24. Seidman D.N., Marquis E.A., Dunand D.C. Precipitation strengthening at ambient and elevated temperatures of heat-treatable Al(Sc) alloys // *Acta Materialia*. – 2002. – V. 50. – Pp. 4021–4035.
25. Marquis E.A., Seidman D.N., Dunand D.C. Precipitation strengthening at ambient and elevated temperatures of heat-treatable Al(Sc) alloys // *Acta Materialia*. – 2003. – V. 51. – Pp. 285–287.
26. Jo H.-H., Fujikawa S.-I. Kinetics of precipitation in Al₃Sc alloys and low temperature solid solubility of scandium in aluminium studied by electrical resistivity measurements // *Materials Science and Engineering: A*. – 1993. – V. 171. – Pp. 151–161.
27. M. E. Drits, L. S. Toropova, U. G. Bikov and G. K. Anastaseva: *Proc. 'Diffusion in metals and alloys'*, Tihany, Hungary, August–September 1982, 616–623.
28. M. Ye. Drits, L. B. Ber, Yu. G. Bykov, L. S. Toropova and G. K. Anastaseva AGING OF ALLOY Al-0.3 at. %Sc. / *Phys. Met. Metall.*, 1984, 57, (6), 118–126.
29. M. E. Drits, L. S. Toropova and Yu. G. Bykov: *Sov. Non-Ferrous Met. Res.*, 1985, 13, 309–314.
30. V. I. Yelagin, V. V. Zakharov, S. G. Pavlenko and T. D. Rostova: INFLUENCE OF ZIRCONIUM ADDITIONS ON AGEING OF Al-Sc ALLOYS *Phys. Met. Metall.*, 1985, 60, (1), 88–92.
31. N. Sano, Y. Hasegawa, K. Hono, H. Jo, K. Hirano, H. W. Pickering and T. Sakurai: *Journal de Physique*, 1987, 48, C6, 337–342.
32. N. Sano, H. Jo, K. Hirano and T. Sakurai: *Proc. Second Int. Conf. on 'Aluminium alloys'*, Beijing, China, October 1990, 549–554.

33. Y. Miura, M. Nakayama and A. Furuta: Proc. 'Aspects of high temperature deformation and fracture in crystalline materials', Nagoya, Japan, July 1993, 255–262.
34. Riddle Y.W., Sanders T.H.J. Contribution of Al₃Sc to Recrystallization Resistance in Wrought Al-Sc Alloys // Materials Science Forum. – 2000. – V. 331–337. – Pp. 939–944.
35. Drits M.E., Dutkiewicz J., Toropova L.S., Salawa J. The effect of solution treatment on the ageing processes of Al–Sc alloys // Crystal Research and Technology. – 1984. – V. 19. – Pp. 1325–1330.
36. Riddle Y.W., Sanders T.H. A study of coarsening, recrystallization, and morphology of microstructure in Al-Sc-(Zr)-(Mg) alloys // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2004. – V. 35. – Pp. 341–350.
37. Bastow T., Celotto S. Clustering and formation of nano-precipitates in dilute aluminium and magnesium alloys // Materials Science and Engineering: C. – 2003. – V. 23. – Pp. 757–762.
38. Srinivasan S., Desch P.B., Schwarz R.B. Metastable phases in the Al₃X (X = Ti, Zr, and Hf) intermetallic system // Scripta Metallurgica et Materialia. – 1991. – V. 25. – Pp. 2513–2516.
39. Nes E., Billdal H. The mechanism of discontinuous precipitation of the metastable Al₃Zr phase from an Al-Zr solid solution // Acta Metallurgica. – 1977. – V. 25. – Pp. 1039–1046.
40. Nes E., Ryum N. On the formation of fan-shaped precipitates during the decomposition of a highly supersaturated Al–Zr solid solution // Scripta Metallurgica. – 1971. – V. 5. – Pp. 987–989.
41. L.F. Mondelfo, Aluminium Alloys: Structure and Properties (Butterworth, London, 1976).
42. Das S.K., Davis L.A. High performance aerospace alloys via rapid solidification processing // Materials Science and Engineering. – 1988. – V. 98. – Pp. 1–12.
43. Phillips HWL. Equilibrium diagrams of aluminium alloys systems. London: The Aluminum Development Association; 1961.
44. Mikhaylovskaya A.V., Mochugovskiy A.G., Levchenko V.S., Tabachkova N.Y., Mufalo W., Portnoy V.K. Precipitation behavior of L12 Al₃Zr phase in Al-Mg-Zr alloy // Materials Characterization. – 2018. – V. 139. – Pp. 30–37.
45. Souza P.H.L., Oliveira C.A.S. de, Quaresma J.M. do V. Precipitation hardening in dilute Al–Zr alloys // Journal of Materials Research and Technology. – 2018. – V. 7. – Pp. 66–72.
46. Knipling K.E., Dunand D.C., Seidman D.N. Precipitation evolution in Al–Zr and Al–Zr–Ti alloys during isothermal aging at 375–425°C // Acta Materialia. – 2008. – V. 56. – Pp. 114–127.
47. KNIPLING K. Precipitation evolution in Al–Zr and Al–Zr–Ti alloys during aging at 450–600°C // Acta Materialia. – 2008. – V. 56. – Pp. 1182–1195.
48. O. Izumi, D. Oelschlägel, Structural investigation of precipitation in an

- aluminum alloy containing 1.1 weight percent zirconium, *Z. Met.* 60 (1969) 845–851.
49. W. Dahl, W. Gruhl, W.G. Burchard, G. Ibe, C. Dumitrescu, *Z Metallkd* 68 (1977) 188.
 50. M.S. Zedalis, M.E. Fine, Precipitation and ostwald ripening in dilute Al Base-Zr-V alloys. *Metall Trans A* 17 (1986) 2187-2198.
 51. Chen Y.C., Fine M.E., Weertman J.R. Microstructural evolution and mechanical properties of rapidly solidified Al□Zr□V alloys at high temperatures // *Acta Metallurgica et Materialia*. – 1990. – V. 38. – Pp. 771–780.
 52. Y-C. Chen Ph.D. Thesis, Materials Science and Engineering Department, Northwestern University, 1988.
 53. H.S. Lee, S.Z. Han, Lee HM, Z.H. Lee. *Mater Sci Eng A* 163 (1993) 81 //.
 54. Forbord B., Hallem H., Ryum N., Marthinsen K. Precipitation and recrystallisation in Al–Mn–Zr with and without Sc // *Materials Science and Engineering: A*. – 2004. – V. 387–389. – Pp. 936–939.
 55. N. Ryum, Precipitation and recrystallization in an Al-0.5 wt%Zr-alloy, *Acta Metall.* 17 (1969) 269–278.
 56. N.A. Belov, A.N. Alabin, D.G. Eskin, and V.V. Istomin-Kastrovskiy, Optimization of Hardening of Al–Zr–Sc Casting Alloys, *Journal of Material Science* 41 (2006) 5890-5899.
 57. S.-I. Fujikawa, M. Sugaya, H. Takei, K.-I. Hirano *J Less-Common Met*, 63 (1979), p. 87.
 58. K. Hirano, S. Fujikawa *J Nucl Mater*, 69–70 (1978), p. 564.
 59. V.I. Elagin, V.V. Zakharov, T.D. Rostova *Metal Sci Heat Treat Metals*, 1 (1992), p. 37.
 60. L.S. Toropova, A.N. Kamardinkin, V.V. Kindzhibalo, A.T. Tyvanchuk *Phys Met Metallogr*, 70 (1990), p. 106.
 61. N.A. Belov, A.N. Alabin, Promising aluminum alloys with zirconium and scandium additions, *Non-Ferrous Metals* 2 (2007) 99.
 62. В.И. Елагин , В.В. Захаров , С.Г. Павленко , Т.Д. Ростова *Физика Металлов и Металловедение* , 60 (1985) , с. 88.
 63. М.Е. Дриц , Л.С. Торопова , Ю.Г. Быков *Металловедение, литье, обработка легких сплавов Металлургия* , Москва (1986).
 64. Harada Y., Dunand D.. Microstructure of Al3Sc with ternary transition-metal additions // *Materials Science and Engineering: A*. – 2002. – V. 329–331. – Pp. 686–695.
 65. В.Г. Давыдов , В.И. Елагин , В.В. Захаров , Т.Д. Ростова, *Металловедение и термическая обработка металлов*, 38 (1996) , стр. 347.
 66. Robson J.D. A new model for prediction of dispersoid precipitation in aluminium alloys containing zirconium and scandium // *Acta Materialia*. – 2004. – V. 52. – Pp. 1409–1421.
 67. Н.А. Белов, А.Н. Алабин, А.Ю Прохоров, Влияние добавки циркония на

- прочность и электросопротивление холоднокатаных алюминиевых листов, Известия вузов. Цветная металлургия. 2009. № 4. С. 42-47.
68. Н.А. Белов, А.Н. Алабин, А.Ю. Прохоров, Влияние отжига на электросопротивление и механические свойства холоднодеформированного сплава Al-0,6% (мас.) Zr, Цветные металлы. 2009. № 10. С. 65-68.
 69. V.I. Elagin, V.V. Zakharov, S.G. Pavlenko, T.D. Rostova Физика Металлов и металловедение, 60 (1985), p. 88Номер 2 страница 14.
 70. B. Forbord, W. Lefebvre, F. Danoix, H. Hallem, K. Marthinsen Three dimensional atom probe investigation on the formation of Al₃(Sc,Zr)-dispersoids in aluminium alloys Scripta Mater, 51 (2004), p. 333.
 71. J.S. Vetrano, C.H. Henager Micros Microanal, 160 (1999).
 72. A.N. Kamardinkin Russ Metall, 2 (1991), p. 216.
 73. TANG C., ZHOU D. Precipitation hardening behavior of dilute binary Al-Yb alloy // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. – 2014. – V. 24. – Pp. 2326–2330.
 74. Li H., Bin J., Liu J., Gao Z., Lu X. Precipitation evolution and coarsening resistance at 400°C of Al microalloyed with Zr and Er // Scripta Materialia. – 2012. – V. 67. – Pp. 73–76.
 75. Mao Z., Seidman D.N., Wolverton C. First-principles phase stability, magnetic properties and solubility in aluminum–rare-earth (Al–RE) alloys and compounds // Acta Materialia. – 2011. – V. 59. – Pp. 3659–3666.
 76. Monachon C., Krug M.E., Seidman D.N., Dunand D.C. Chemistry and structure of core/double-shell nanoscale precipitates in Al–6.5Li–0.07Sc–0.02Yb (at.%) // Acta Materialia. – 2011. – V. 59. – Pp. 3398–3409.
 77. Krug M.E., Dunand D.C., Seidman D.N. Effects of Li additions on precipitation-strengthened Al–Sc and Al–Sc–Yb alloys // Acta Materialia. – 2011. – V. 59. – Pp. 1700–1715.
 78. Wen S.P., Gao K.Y., Li Y., Huang H., Nie Z.R. Synergetic effect of Er and Zr on the precipitation hardening of Al–Er–Zr alloy // Scripta Materialia. – 2011. – V. 65. – Pp. 592–595.
 79. Krug M.E., Seidman D.N., Dunand D.C. Creep properties and precipitate evolution in Al–Li alloys microalloyed with Sc and Yb // Materials Science and Engineering: A. – 2012. – V. 550. – Pp. 300–311.
 80. Van Dalen M.E., Dunand D.C., Seidman D.N. Microstructural evolution and creep properties of precipitation-strengthened Al–0.06Sc–0.02Gd and Al–0.06Sc–0.02Yb (at.%) alloys // Acta Materialia. – 2011. – V. 59. – Pp. 5224–5237.
 81. Krug M.E., Werber A., Dunand D.C., Seidman D.N. Core–shell nanoscale precipitates in Al–0.06 at.% Sc microalloyed with Tb, Ho, Tm or Lu // Acta Materialia. – 2010. – V. 58. – Pp. 134–145.
 82. Karnesky R.A., Dunand D.C., Seidman D.N. Evolution of nanoscale precipitates in Al microalloyed with Sc and Er // Acta Materialia. – 2009. – V.

57. – Pp. 4022–4031.
83. van Dalen M.E., Dunand D.C., Seidman D.N. Nanoscale precipitation and mechanical properties of Al-0.06 at.% Sc alloys microalloyed with Yb or Gd // *Journal of Materials Science*. – 2006. – V. 41. – Pp. 7814–7823.
 84. Karnesky R.A., van Dalen M.E., Dunand D.C., Seidman D.N. Effects of substituting rare-earth elements for scandium in a precipitation-strengthened Al-0.08at. %Sc alloy // *Scripta Materialia*. – 2006. – V. 55. – Pp. 437–440.
 85. Zhang Y., Gao K., Wen S., Huang H., Wang W., Zhu Z., Nie Z., Zhou D. Determination of Er and Yb solubilities and trialuminide nucleation in Al–Er and Al–Yb alloys // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2014. – V. 590. – Pp. 526–534.
 86. Harada Y., Dunand D.. Thermal expansion of Al₃Sc and Al₃(Sc_{0.75}X_{0.25}) // *Scripta Materialia*. – 2003. – V. 48. – Pp. 219–222.
 87. Fuller C.B., Seidman D.N., Dunand D.C. Mechanical properties of Al(Sc,Zr) alloys at ambient and elevated temperatures // *Acta Materialia*. – 2003. – V. 51. – Pp. 4803–4814.
 88. van Dalen M.E., Dunand D.C., Seidman D.N. Effects of Ti additions on the nanostructure and creep properties of precipitation-strengthened Al–Sc alloys // *Acta Materialia*. – 2005. – V. 53. – Pp. 4225–4235.
 89. FULLER C., MURRAY J., SEIDMAN D. Temporal evolution of the nanostructure of Al(Sc,Zr) alloys: Part I – Chemical compositions of Al(Sc,Zr) precipitates // *Acta Materialia*. – 2005. – V. 53. – Pp. 5401–5413.
 90. van Dalen M.E., Seidman D.N., Dunand D.C. Creep- and coarsening properties of Al–0.06at.% Sc–0.06at.% Ti at 300–450°C // *Acta Materialia*. – 2008. – V. 56. – Pp. 4369–4377.
 91. Knipling K.E., Karnesky R.A., Lee C.P., Dunand D.C., Seidman D.N. Precipitation evolution in Al–0.1Sc, Al–0.1Zr and Al–0.1Sc–0.1Zr (at.%) alloys during isochronal aging // *Acta Materialia*. – 2010. – V. 58. – Pp. 5184–5195.
 92. Knipling K.E., Seidman D.N., Dunand D.C. Ambient- and high-temperature mechanical properties of isochronally aged Al–0.06Sc, Al–0.06Zr and Al–0.06Sc–0.06Zr (at.%) alloys // *Acta Materialia*. – 2011. – V. 59. – Pp. 943–954.
 93. Forbord B., Lefebvre W., Danoix F., Hallem H., Marthinsen K. Three dimensional atom probe investigation on the formation of Al₃(Sc,Zr)-dispersoids in aluminium alloys // *Scripta Materialia*. – 2004. – V. 51. – Pp. 333–337.
 94. Tolley A., Radmilovic V., Dahmen U. Segregation in Al₃(Sc,Zr) precipitates in Al–Sc–Zr alloys // *Scripta Materialia*. – 2005. – V. 52. – Pp. 621–625.
 95. van Dalen M.E., Karnesky R.A., Cabotaje J.R., Dunand D.C., Seidman D.N. Erbium and ytterbium solubilities and diffusivities in aluminum as determined by nanoscale characterization of precipitates // *Acta Materialia*. – 2009. – V. 57. – Pp. 4081–4089.

96. Harada Y., Dunand D.C. Microstructure of Al₃Sc with ternary rare-earth additions // *Intermetallics*. – 2009. – V. 17. – Pp. 17–24.
97. Foley J.C., Allen D.R., Perepezko J.H. Strategies for the development of nanocrystalline materials through devitrification // *Materials Science and Engineering: A*. – 1997. – V. 226–228. – Pp. 569–573.
98. Pozdniakov A.V., Barkov R.Y. Microstructure and mechanical properties of novel Al-Y-Sc alloys with high thermal stability and electrical conductivity // *Journal of Materials Science & Technology*. – 2020. – V. 36. – Pp. 1–6.
99. Zhang Y., Gao H., Kuai Y., Han Y., Wang J., Sun B., Gu S., You W. Effects of Y additions on the precipitation and recrystallization of Al-Zr alloys // *Materials Characterization*. – 2013. – V. 86. – Pp. 1–8.
100. Zhang Y., Gu J., Tian Y., Gao H., Wang J., Sun B. Microstructural evolution and mechanical property of Al-Zr and Al-Zr-Y alloys // *Materials Science and Engineering: A*. – 2014. – V. 616. – Pp. 132–140.
101. Gao H., Feng W., Wang Y., Gu J., Zhang Y., Wang J., Sun B. Structural and compositional evolution of Al₃(Zr,Y) precipitates in Al-Zr-Y alloy // *Materials Characterization*. – 2016. – V. 121. – Pp. 195–198.
102. Gao H., Feng W., Gu J., Wang J., Sun B. Aging and recrystallization behavior of precipitation strengthened Al-0.25Zr-0.03Y alloy // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2017. – V. 696. – Pp. 1039–1045.
103. Pozdnyakov A. V., Osipenkova A.A., Popov D.A., Makhov S. V., Napalkov V.I. 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*. – 2017. – V. 58. – Pp. 537–542.
104. FULLER C., SEIDMAN D. Temporal evolution of the nanostructure of Al(Sc,Zr) alloys: Part II-coarsening of Al(ScZr) precipitates // *Acta Materialia*. – 2005. – V. 53. – Pp. 5415–5428.
105. Booth-Morrison C., Dunand D.C., Seidman D.N. Coarsening resistance at 400°C of precipitation-strengthened Al-Zr-Sc-Er alloys // *Acta Materialia*. – 2011. – V. 59. – Pp. 7029–7042.
106. Hallem H., Lefebvre W., Forbord B., Danoix F., Marthinsen K. The formation of Al₃(Sc_xZr_yHf_{1-x-y})-dispersoids in aluminium alloys // *Materials Science and Engineering: A*. – 2006. – V. 421. – Pp. 154–160.
107. Karnesky R.A., Seidman D.N., Dunand D.C. Creep of Al-Sc Microalloys with Rare-Earth Element Additions // *Materials Science Forum*. – 2006. – V. 519–521. – Pp. 1035–1040.
108. Marquis E.A., Dunand D.C. Model for creep threshold stress in precipitation-strengthened alloys with coherent particles // *Scripta Materialia*. – 2002. – V. 47. – Pp. 503–508.
109. High Tech Materials. Rare earths and specialty metals market prices; 2003.
110. O.I. Zalutskaya, V.R. Ryabov, I.I. Zalutsky *Dopov Akad Nauk A* (1969), pp. 255–259.
111. Knipling K.E., Dunand D.C., Seidman D.N. Criteria for developing castable,

- creep-resistant aluminum-based alloys – A review // *Zeitschrift für Metallkunde*. – 2006. – V. 97. – Pp. 246–265.
112. XU G., MOU S., YANG J., JIN T., NIE Z., YIN Z. Effect of trace rare earth element Er on Al-Zn-Mg alloy // *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. – 2006. – V. 16. – Pp. 598–603.
 113. Fujikawa S.-I. Impurity Diffusion of Scandium in Aluminium // *Defect and Diffusion Forum*. – 1997. – V. 143–147. – Pp. 115–120.
 114. van Dalen M.E., Gyger T., Dunand D.C., Seidman D.N. Effects of Yb and Zr microalloying additions on the microstructure and mechanical properties of dilute Al–Sc alloys // *Acta Materialia*. – 2011. – V. 59. – Pp. 7615–7626.
 115. Fang H.C., Shang P.J., Huang L.P., Chen K.H., Liu G., Xiong X. Precipitates and precipitation behavior in Al–Zr–Yb–Cr alloys // *Materials Letters*. – 2012. – V. 75. – Pp. 192–195.
 116. ГОСТ 4784-2019 Алюминий и сплавы алюминиевые деформируемые. М.: ИПК изд-во стандартов, 2019.
 117. Deng Y., Xu G., Yin Z., Lei X., Huang J. Effects of Sc and Zr microalloying additions on the recrystallization texture and mechanism of Al–Zn–Mg alloys // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2013. – V. 580. – Pp. 412–426.
 118. Захаров В.В. Влияние скандия на структуру и свойства алюминиевых сплавов // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2003. – № 7. – С. 7–15.
 119. Filatov Yu.A., Yelagin V.I., Zakharov V.V. New Al–Mg–Sc alloys // *Materials Science and Engineering*. – 2000. – V. 280. – № 1. – P. 97–101.
 120. Захаров В.В., Елагин В.И., Ростова Т.Д., Филатов Ю.А. Металловедческие принципы легирования алюминиевых сплавов скандием // *Технология легких сплавов*. – 2010. – № 1. – С. 67–73.
 121. Елагин В.И. История, успехи и проблемы легирования алюминиевых сплавов переходными металлами // *Технология легких сплавов*. – 2004. – № 3. – С. 6–29.
 122. Kaufman J.G. Properties of Aluminum Alloys // ASM International, 1999 //.
 123. Алюминиевые сплавы. Структура и свойства полуфабрикатов из алюминиевых сплавов. – М.: Металлургия, 1984.
 124. Филатов Ю.А., Байдин Г.Г., Доброжинская Р.И., и др. Новый термически упрочняемый, свариваемый, криогенный сплав 1545K на основе системы Al-Mg-Sc // *Технология легких сплавов*. – 2014. – №1. – С. 32-36.
 125. Washikita A., Kitagawa K., Kopylov V.I., Vinogradov A. Tensile and Fatigue Properties of Al-Mg-Sc-Zr Alloy Fine-Grained by Equal-Channel Angular Pressing. In *Ultrafine Grained Materials II*; John Wiley & Sons, Inc.: Hoboken, NJ, USA, 2013; pp. 341–350.
 126. Valiev R.Z., Korznikov A.V., Mulyukov R.R. Structure and properties of ultrafine-grained materials produced by severe plastic deformation // *Mater. Sci. Eng. A*. – 1993. – V. 168. – P. 141-148.
 127. Investigations and Applications of Severe Plastic Deformation, in: T.C. Lowe

- and R.Z. Valiev (Eds.) // NATO Science Series. Series 3. High Technology, Kluwer Academic Publisher, The Netherlands. 2000. V. 80. P. 394.
128. Sabirov, Murashkin M.Yu., Valiev R.Z. Nanostructured aluminium alloys produced by severe plastic deformation: New horizons in development // Mater. Sci. Eng. A. – 2013. –V. 560. –P. 1-24.
 129. Valiev R.Z., Langdon T.G. Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement // Prog. Mater. Sci. –2006. –V. 51. –P. 881-981.
 130. Zhilyaev A.P., Langdon T.G. Using high-pressure torsion for metal processing: Fundamentals and applications // Prog. Mater. Sci. –2008. –V. 53. – P. 893-979.
 131. Saito Y., Utsunomiya H., Tsuji N., Sakai T. Novel ultra-high straining process for bulk materials—development of the accumulative roll-bonding (ARB) process // Acta Materialia. – 1999. – V. 47. – Pp. 579–583.
 132. Chen Y.J., Chai Y.C., Roven H.J., Gireesh S.S., Yu Y.D., Hjelen J. Microstructure and mechanical properties of Al–xMg alloys processed by room temperature ECAP // Materials Science and Engineering: A. – 2012. – V. 545. – Pp. 139–147.
 133. Vinogradov A., Washikita A., Kitagawa K., Kopylov V.. Fatigue life of fine-grain Al–Mg–Sc alloys produced by equal-channel angular pressing // Materials Science and Engineering: A. – 2003. – V. 349. – Pp. 318–326.
 134. Roven H.J., Nesboe H., Werenskiold J.C., Seibert T. Mechanical properties of aluminium alloys processed by SPD: Comparison of different alloy systems and possible product areas // Materials Science and Engineering: A. – 2005. – V. 410–411. – Pp. 426–429.
 135. Avtokratova E.V., Kaibyshev R.O., Sitdikov O.Sh. Fatigue of a fine-grained high-strength Al-6Mg-Sc alloy produced by equal-channel angular pressing // The Phys of Met and Metall. – 2008. –V. 105(5). –P. 500-508.
 136. В.С. Золоторевский, Р.И. Доброжинская и др. Эволюция структуры и механических свойств листов из сплава Al-4,7Mg-0,32Mn-0,21Sc-0,09Zr за счет накопленной деформации при прокатке // Физика металлов и металловедение. –2016. – 117(11) –С. 1207–1214.
 137. В.С. Золоторевский, Р.И. Доброжинская и др. Прочность и субструктура листов из сплава Al–4.7Mg–0.32Mn–0.21Sc–0.09Zr // Физика металлов и металловедение. –2017. – 118(4) –С.429–436.
 138. Zolotorevskiy V.S., Dobrojinskaja R.I., Cheverikin V. V., Khamnagdaeva E.A., Pozdniakov A. V., Levchenko V.S., Besogonova E.S. Evolution of the structure and mechanical properties of sheets of the Al–4.7Mg–0.32Mn–0.21Sc–0.09Zr alloy due to deformation accumulated upon rolling // The Physics of Metals and Metallography. – 2016. – V. 117. – Pp. 1163–1169.
 139. Hao H.L., Ni D.R., Zhang Z., Wang D., Xiao B.L., Ma Z.Y. Microstructure and mechanical properties of Al–Mg–Er sheets jointed by friction stir welding // Materials & Design (1980-2015). – 2013. – V. 52. – Pp. 706–712.

140. dongxia Y., Xiaoyan L., Dingyong H., Hui H. Effect of minor Er and Zr on microstructure and mechanical properties of Al–Mg–Mn alloy (5083) welded joints // *Materials Science and Engineering: A*. – 2013. – V. 561. – Pp. 226–231.
141. Zhang X., Mei F., Zhang H., Wang S., Fang C., Hao H. Effects of Gd and Y additions on microstructure and properties of Al–Zn–Mg–Cu–Zr alloys // *Materials Science and Engineering: A*. – 2012. – V. 552. – Pp. 230–235.
142. Booth-Morrison C., Seidman D.N., Dunand D.C. Effect of Er additions on ambient and high-temperature strength of precipitation-strengthened Al–Zr–Sc–Si alloys // *Acta Materialia*. – 2012. – V. 60. – Pp. 3643–3654.
143. Li H., Gao Z., Yin H., Jiang H., Su X., Bin J. Effects of Er and Zr additions on precipitation and recrystallization of pure aluminum // *Scripta Materialia*. – 2013. – V. 68. – Pp. 59–62.
144. He L.Z., Li X.H., Liu X.T., Wang X.J., Zhang H.T., Cui J.Z. Effects of homogenization on microstructures and properties of a new type Al–Mg–Mn–Zr–Ti–Er alloy // *Materials Science and Engineering: A*. – 2010. – V. 527. – Pp. 7510–7518.
145. Vo N.Q., Dunand D.C., Seidman D.N. Improving aging and creep resistance in a dilute Al–Sc alloy by microalloying with Si, Zr and Er // *Acta Materialia*. – 2014. – V. 63. – Pp. 73–85.
146. Wen S.P., Gao K.Y., Huang H., Wang W., Nie Z.R. Precipitation evolution in Al–Er–Zr alloys during aging at elevated temperature // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2013. – V. 574. – Pp. 92–97.
147. Ocenasek V., Slamova M. Resistance to recrystallization due to Sc and Zr addition to Al–Mg alloys // *Materials Characterization*. – 2001. – V. 47. – Pp. 157–162.
148. Li G., Zhao N., Liu T., Li J., He C., Shi C., Liu E., Sha J. Effect of Sc/Zr ratio on the microstructure and mechanical properties of new type of Al–Zn–Mg–Sc–Zr alloys // *Materials Science and Engineering: A*. – 2014. – V. 617. – Pp. 219–227.
149. Fuller C.B., Krause A.R., Dunand D.C., Seidman D.N. Microstructure and mechanical properties of a 5754 aluminum alloy modified by Sc and Zr additions // *Materials Science and Engineering: A*. – 2002. – V. 338. – Pp. 8–16.
150. Cao F., Zhu X., Wang S., Shi L., Xu G., Wen J. Quasi-superplasticity of a banded-grained Al–Mg–Y alloy processed by continuous casting-extrusion // *Materials Science and Engineering: A*. – 2017. – V. 690. – Pp. 433–445.
151. Wan B., Chen W., Liu L., Cao X., Zhou L., Fu Z. Effect of trace yttrium addition on the microstructure and tensile properties of recycled Al–7Si–0.3Mg–1.0Fe casting alloys // *Materials Science and Engineering: A*. – 2016. – V. 666. – Pp. 165–175.
152. Xing Z.B., Nie Z.R., Zou J.X., Ji X.L., Wang X.D. Effect of Trace Element Er on Al–Mg and Al–Mg–Mn Alloys. In; 2007; pp. 899–904.

153. Nie Z.R., Li B.L., Wang W., Jin T.N., Huang H., Li H.M., Zou J.X., Zuo T.Y. Study on the Erbium Strengthened Aluminum Alloy. In; 2007; pp. 623–628.
154. Song M., Wu Z., He Y. Effects of Yb on the mechanical properties and microstructures of an Al–Mg alloy // *Materials Science and Engineering: A*. – 2008. – V. 497. – Pp. 519–523.
155. Chen K.H., Fang H.C., Zhang Z., Chen X., Liu G. Effect of of Yb, Cr and Zr additions on recrystallization and corrosion resistance of Al–Zn–Mg–Cu alloys // *Materials Science and Engineering: A*. – 2008. – V. 497. – Pp. 426–431.
156. Fang H.C., Chen K.H., Chen X., Chao H., Peng G.S. Effect of Cr, Yb and Zr additions on localized corrosion of Al–Zn–Mg–Cu alloy // *Corrosion Science*. – 2009. – V. 51. – Pp. 2872–2877.
157. ГОСТ 11068-2001 Алюминий первичный – М.: ИПК изд-во стандартов, 2002
158. ГОСТ 804-93. Магний первичный в чушках – М.: ИПК изд-во стандартов, 1997 //.
159. В.И. Елагин, Г.А. Мудренко, Применение цветной металлографии к исследованию структуры алюминиевых сплавов, ТЛС, 1966, №2, с.73-75.
160. Дж. Гоулдстейн, Д. Ньюбери, П. Эчлин, Д.Джой, Ч. Фиори, Э. Лифшин. Растровая электронная микроскопия и рентгеновский микроанализ: В 2-х книгах. Книга 1. Пер. с англ. – М.:Мир, 1984. – с 303.
161. ГОСТ 1497-84 Металлы. Методы испытаний на растяжение – М.:ИПК изд-во стандартов, 1986.
162. ГОСТ 2999-75 Металлы и сплавы Методы измерений твердости по Виккерсу – М.ИПК изд-во стандартов, 1976.
163. Избранные методы исследования в металловедении / под. Ред. Хунгера Г.Й.: Пер.с нем. – Металлургия, 1985, с. 416.
164. ГОСТ 9.021-74. Единая система защиты от коррозии и старения. Алюминий и сплавы алюминиевые. Методы ускоренных испытаний на межкристаллитную коррозию, 1974.
165. Cahn R.W. Binary Alloy Phase Diagrams-Second edition. // *Advanced Materials*. – 1991. – V. 3. – Pp. 628–629.
166. Hu J.L., Bo H., Liu L.B., Jin Z.P. Thermodynamic study of the Al-Sc-Y system // *Thermochimica Acta*. – 2018. – V. 661. – Pp. 147–159.
167. Hyland R.W. Homogeneous nucleation kinetics of Al₃Sc in a dilute Al-Sc alloy // *Metallurgical Transactions A*. – 1992. – V. 23. – Pp. 1947–1955.
168. ASM Handbook Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials, Vol. 2, The Materials Information Company (2010) //.
169. Guan R., Shen Y., Zhao Z., Wang X. A high-strength, ductile Al-0.35Sc-0.2Zr alloy with good electrical conductivity strengthened by coherent nanosized-precipitates // *Journal of Materials Science & Technology*. – 2017. – V. 33. – Pp. 215–223.
170. Golovin I.S., Mikhailovskaya A. V., Ryazantseva M.A., Geptin A.Y., Solonin

- A.N. Investigation of recrystallization in an Al-0.3 Mg alloy by the method of internal friction // *The Physics of Metals and Metallography*. – 2011. – V. 112. – Pp. 622–632.
171. Golovin I.S., Mikhaylovskaya A.V., Sinning H.-R. Role of the β -phase in grain boundary and dislocation anelasticity in binary Al–Mg alloys // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2013. – V. 577. – Pp. 622–632.
172. R.B. Schwarz J. *Phys. Colloq.*, 46 (C10) (1985), pp. 207-214.
173. Zolotarevskiy V.S., Dobrozhinskaya R.I., Cheverikin V. V., Khamnagdaeva E.A., Pozdniakov A. V., Levchenko V.S., Besogonova E.S. Strength and substructure of Al–4.7Mg–0.32Mn–0.21Sc–0.09Zr alloy sheets // *Physics of Metals and Metallography*. – 2017. – V. 118. – Pp. 407–414.
174. Saccone A., Cacciamani G., Negri S., Ferro R. The Al-Er-Mg ternary system Part I: Experimental investigation // *Journal of Phase Equilibria*. – 2002. – V. 23. – Pp. 29–37.