

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ
И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.017

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ
ЛИТЫХ ПРОВОДНИКОВЫХ МИКРОЛЕГИРОВАННЫХ
АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

© 2023 г. А. В. Комельков^а, А. В. Нохрин^а*, А. А. Бобров^а, А. А. Швецова^а,
Н. В. Сахаров^а, М. А. Фаддеев^а

^аНациональный исследовательский Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского,
просп. Гагарина, 23, Нижний Новгород, 603022 Россия

*e-mail: nokhrin@nifti.unn.ru

Поступила в редакцию 13.12.2022 г.

После доработки 13.04.2023 г.

Принята к публикации 29.04.2023 г.

Исследованы процессы выделения частиц Al_3X ($X = Zr, Yb, Er, Hf$) в литых проводниковых алюминиевых сплавах, в том числе – в сплавах, дополнительно легированных Mg и Si. Сплавы изготовлены методом индукционного литья. Для исследования кинетики выделения частиц использованы методы измерения удельного электросопротивления (УЭС) и микротвердости. Показано, что исследуемые сплавы могут быть разделены на три группы. В Группу I входят сплавы, в которых с повышением температуры отжига происходит уменьшение УЭС, обусловленное выделением частиц. В Группу II входят сплавы, в которых выделение частиц произошло при кристаллизации слитка. Величина УЭС таких сплавов близка к УЭС алюминия. При отжиге сплавов Группы III величина УЭС практически не изменяется и составляет 3.0–3.4 мкОм см, что свидетельствует о высокой стабильности твердого раствора. С использованием уравнения Джонсона–Мела–Аврами–Колмогорова проанализирована кинетика выделения частиц в сплавах Группы I. Установлено, что энергия активации выделения частиц в сплавах Группы I близка к энергии активации объемной диффузии, но значения коэффициента интенсивности распада ($n = 0.5–0.8$) в уравнении Джонсона–Мела–Аврами–Колмогорова оказываются ниже теоретической величины $n = 1.5$, характерной для выделения частиц в объеме зерен. Наблюдаемое противоречие связано с наличием крупных первичных или эвтектических частиц Al_3X в структуре сплавов. Показано, что оптимальным комплексом свойств обладает сплав Al–0.25% Zr–0.25% Er–0.15% Si, характеристики которого после отжига соответствуют требованиям для разрабатываемых сплавов: УЭС менее 2.95 мкОм см, микротвердость ~550 МПа.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, термическая стабильность, макроструктура, удельное электросопротивление, микротвердость

DOI: 10.31857/S0015323022601891, EDN: WVBTWX

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время для бортовой сети самолетов используют преимущественно медные малогабаритные провода [1]. Поскольку плотность меди заметно больше плотности алюминия, то замена медных проводов на алюминиевые позволит снизить вес бортовой сети и, как следствие, повысить характеристики самолета (дальность полета, расход топлива, массу полезной нагрузки и др.).

В настоящее время зарубежными авиакомпаниями (Boing, Airbus) в качестве материала бортовой сети самолетов используются биметаллические высоколегированные алюминиевые провода с медной или серебряной оболочкой [2, 3]. Для решения аналогичной задачи в РФ разработан сложнолегированный сплав 01417 [1], который не

обладает необходимым для современной авиационной техники уровнем физико-механических свойств и термической стабильности.

В связи с этим одной из актуальных задач материаловедения является разработка новых проводниковых алюминиевых сплавов с высокой прочностью, термической стабильностью и электропроводностью, которые могут быть использованы для изготовления малогабаритных авиационных проводов [4–10]. Данные сплавы должны обладать низким удельным электрическим сопротивлением ($\rho \leq 3$ мкОм см) и пределом прочности (σ_B) не менее 160–200 МПа. С учетом того, что связь между твердостью HV и пределом прочности σ_B для проводниковых сплавов может быть описана с помощью соотношения $HV/\sigma_B \sim 3$ [3, 8, 9],

минимальное значение твердости для новых сплавов может быть принято равным 480–600 МПа.

В качестве перспективных материалов рассматриваются микролегированные переходными и редкоземельными элементами алюминиевые сплавы, в которых при нагреве выделяются наночастицы интерметаллидов Al_3X со структурой $L1_2$ [11–15]. Наиболее интенсивно изучается влияние легирующих элементов (ЛЭ) $X = Sc, Zr, Er, Hf$ [11–13, 16–18], а также исследуются сложнолегированные сплавы, содержащие одновременно несколько ЛЭ [8–10, 19–21]. Выделение наночастиц препятствует движению дислокаций и миграции границ зерен при нагреве и, как следствие, обеспечивает высокую твердость и термическую стабильность алюминия.

Целью работы является изучение термической стабильности, твердости и электропроводности новых проводниковых алюминиевых сплавов.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ

В качестве объектов исследования выступали 13 алюминиевых сплавов, следующего химического состава (здесь и далее содержание ЛЭ дано в вес. %):

– двухкомпонентные сплавы $Al-0.25\% Er$, $Al-0.2\% Yb$, $Al-0.25\% Zr$, а также сплав $Al-0.25\% Zr-0.25\% Er$, в которых при отжиге происходит выделение частиц Al_3X ($X = Zr, Er, Yb$) со структурой $L1_2$ (см. [14]);

– трехкомпонентные сплавы с добавкой Si, который положительно влияет на кинетику старения и прочность алюминиевых сплавов [22, 23]¹ – сплавы $Al-0.2\% Hf-0.2\% Si$, $Al-0.25\% Er-0.15\% Si$, $Al-0.2\% Yb-0.15\% Si$, а также сплав $Al-0.25\% Zr-0.25\% Er-0.15\% Si$;

– сплавы $Al-Mg-Zr$ с различной концентрацией магния и циркония, в которых малые добавки магния обеспечивают повышенную термическую стабильность частиц Al_3Zr за счет уменьшения коэффициента диффузии Zr в алюминии: $Al-0.5\% Mg-0.15\% Zr$, $Al-0.5\% Mg-0.2\% Zr$, $Al-0.5\% Mg-0.25\% Zr$, $Al-0.3\% Mg-0.25\% Zr$, $Al-0.2\% Mg-0.25\% Zr$.

В качестве лигатуры для изготовления сплавов использованы сплавы состава $Al-3\% Er$, $Al-3\% Yb$, $Al-3\% Si$, $Al-3\% Hf$, $Al-3\% Zr$ и магний марки Mg90. Для изготовления сплавов использован высокочистый алюминий А99. Сплавы изготовлены методом индукционного литья с помощью литейной машины “INDUTHERM VTC-200”. Плавление компонентов произведено в керами-

ческом ($SiO_2 + ZrO_2$) тигле, кристаллизация слитков осуществлена в квадратной медной изложнице размерами $22 \times 22 \times 160$ мм. Перед плавкой, а также во время нагрева, проведено 3 цикла продувки металла аргоном для его гомогенизации и рафинирования. Перемешивание расплава происходило индукционным способом. Мощность нагрева в печи – 4.5 кВт, температура расплава $800^\circ C$. Выдержка расплава перед разливкой составляла 20 мин. Время до расплавления компонентов и температуру разлики варьировали от 6 мин 50 с до 8 мин 20 с и от 760 до $780^\circ C$ соответственно. Для проведения исследований из средней и нижней части слитков вырезаны образцы размером $22 \times 22 \times 5$ мм.

Полировка шлифов осуществлена с помощью алмазных паст. После механической полировки выполнена электрополировка в растворе CrO_3 в 85% растворе H_3PO_4 с использованием катода из нержавеющей стали при напряжении 30 В и силе тока 3 А. Для выявления макроструктуры выполнено 15-минутное травление образцов в растворе состава: глицерин – 60 мл, HF – 20 мл, HNO_3 – 15 мл.

Исследование твердости по Виккерсу (HV) проводили с помощью твердомера HVS-1000 (нагрузка 0.2 кгс, время индентирования 10 с). С помощью вихретокового прибора СИГМАТЕСТ 2.069 измеряли удельную электропроводность сплавов на частоте 60 кГц. Электропроводность измерена без температурной компенсации, использован метод квазитемпературы. Рассчитанные значения электропроводности пересчитаны в удельное электросопротивление ($УЭС, \rho$) при температуре $20^\circ C$. Исследование выделения первичных частиц, образующихся при кристаллизации слитков, проведено с использованием растрового электронного микроскопа (РЭМ) Jeol JSM-6490 с энергодисперсионным микроанализатором Oxford Instruments INCA-350.

Отжиги образцов выполнены в муфельной электропечи СНОЛ-1. Температура отжигов составляла $250-550^\circ C$. После каждого отжига проведено измерение микротвердости и УЭС в центральной части и на краю образцов.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

На рис. 1 приведены типичные фотографии макроструктуры образцов сплавов, вырезанных из центральной и нижней части слитка соответственно. Образцы имеют дендритную макроструктуру, которая состоит из столбчатых кристаллов в средней части слитка и зоны равноосных зерен по краям слитка. Длина кристаллов составляет от 1 до 13 мм, ширина варьируется от долей миллиметра до 2 мм. Ширина зоны мелких равноосных зерен составляет ~ 1 мм. Площадь шлифа, занятая равноосными зернами, зависит

¹ За исключением Sc, который кремний в алюминиевых сплавах связывает в крупные первичные частицы и, тем самым, снижает твердость сплава [24].

от химического состава сплава и варьируется от ~20 до ~30–35%. Размеры зерен варьируются от долей миллиметра до 1 мм.

В табл. 1 приведены значения микротвердости и УЭС сплавов в исходном состоянии.

Микротвердость сплавов в центральной части слитка оказывается меньше, чем микротвердость на краю образцов. УЭС в различных участках образцов почти не отличается – значения перекрываются доверительными интервалами.

Существенного различия микротвердости и УЭС, для образцов, вырезанных из средней и нижней частей слитков, не обнаружено. Таким образом можно сказать, что изготовленные слитки алюминиевых сплавов обладают высоким уровнем однородности свойств.

Экспериментальные значения УЭС сопоставлялись со своими теоретическими значениями (ρ_{th}), рассчитанными в соответствии с правилом аддитивности [25, 26]:

$$\rho_{th} = \rho_0 + \sum_{n=1}^N \Delta\rho_n X_n, \quad (1)$$

где $\rho_0 = 2.681 \pm 0.008$ мкОм см – УЭС чистого алюминия; N – число легирующих элементов; X_n – содержание n -го легирующего элемента в сплаве (в ат. %); $\Delta\rho_n$ – изменение УЭС (в мкОм см/ат. %) при увеличении концентрации n -го легирующего элемента на 1% [25].

Из табл. 1 видно, что для ряда сплавов наблюдается несоответствие экспериментальных и теоретических значений УЭС. Предположительно, завышенные экспериментальные значения УЭС

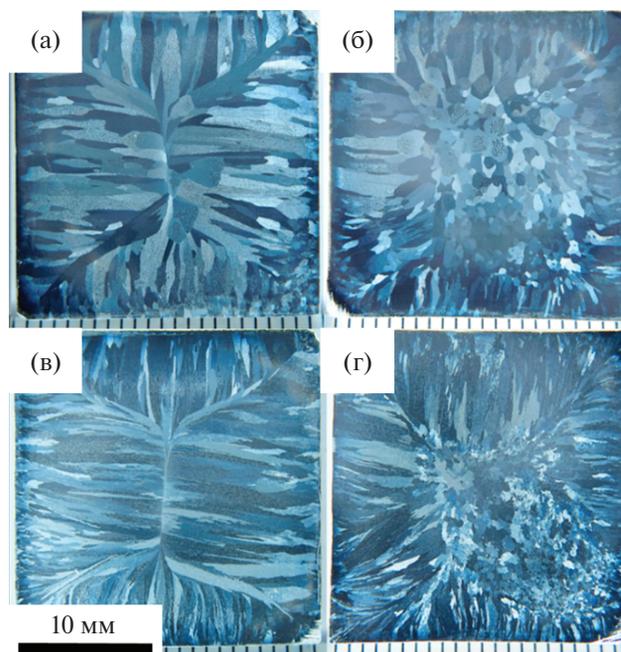


Рис. 1. Макроструктура образцов, вырезанных из центральной (а, в) и нижней (б, г) частей слитков состава Al–0.3Mg–0.25Zr (а, б) и Al–0.25Er (в, г).

связаны с отклонениями химического состава сплавов от заявленного, а заниженные – с выделением частиц на стадии кристаллизации.

Для определения интервала температур отжига, соответствующих распаду твердого раствора, строились зависимости микротвердости и УЭС

Таблица 1. Микротвердость (HV) и УЭС (ρ) сплавов в исходном состоянии

Состав сплава, %	HV, МПа		ρ , мкОм см		
	центр	край	центр	край	ρ_{th}
Al–0.25Er	229 ± 4	238 ± 4	2.701 ± 0.005	2.702 ± 0.005	2.829
Al–0.25Zr	192 ± 1	194 ± 2	3.112 ± 0.004	3.113 ± 0.004	2.881
Al–0.20Yb	228 ± 5	249 ± 3	2.687 ± 0.005	2.689 ± 0.005	2.899
Al–0.20Si–0.20Hf	229 ± 4	234 ± 3	3.005 ± 0.006	3.015 ± 0.006	2.975
Al–0.25Zr–0.25Er	225 ± 3	246 ± 3	3.136 ± 0.004	3.140 ± 0.004	2.993
Al–0.25Zr–0.15Si–0.25Er	253 ± 3	270 ± 3	3.193 ± 0.004	3.197 ± 0.004	3.114
Al–0.15Si–0.25Er	222 ± 3	238 ± 4	2.766 ± 0.006	2.767 ± 0.005	3.213
Al–0.15Si–0.20Yb	232 ± 3	246 ± 4	2.755 ± 0.006	2.761 ± 0.005	3.223
Al–0.50Mg–0.15Zr	260 ± 5	263 ± 4	3.251 ± 0.006	3.255 ± 0.007	3.278
Al–0.50Mg–0.20Zr	278 ± 5	291 ± 5	3.355 ± 0.007	3.359 ± 0.007	3.30
Al–0.50Mg–0.25Zr	279 ± 2	278 ± 3	3.413 ± 0.004	3.418 ± 0.004	3.334
Al–0.30Mg–0.25Zr	270 ± 3	274 ± 3	3.306 ± 0.004	3.310 ± 0.004	3.386
Al–0.20Mg–0.25Zr	242 ± 2	251 ± 2	3.248 ± 0.004	3.250 ± 0.004	3.428

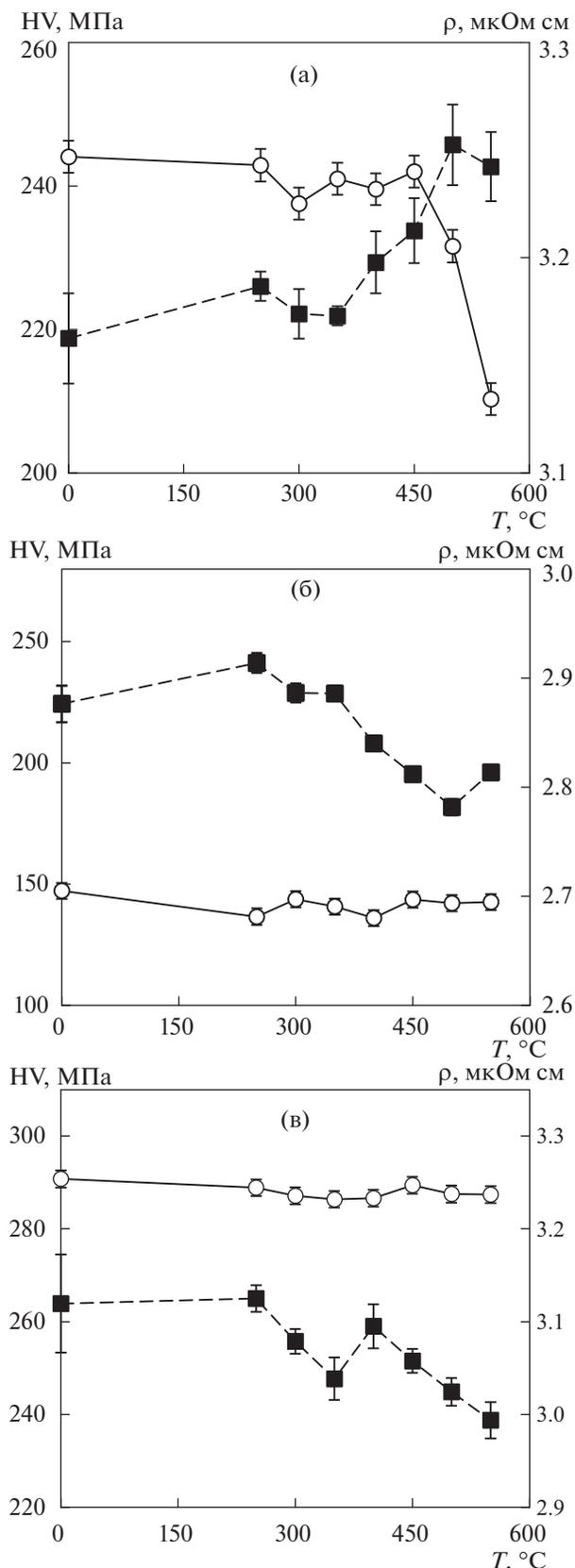


Рис. 2. Зависимости микротвердости (HV) и УЭС (ρ) от температуры отжига сплавов Al-0.20% Mg-0.25% Zr (а), Al-0.25% Er (б) и Al-0.5% Mg-0.15% Zr (в); ■ – HV (центр), ○ – УЭС (центр).

сплавов от температуры 60-минутного отжига (рис. 2).

Обобщение полученных результатов показывает, что по характеру зависимостей $HV(T)$ и $\rho(T)$ все исследуемые сплавы можно разделить на 3 группы:

Группа I: сплавы, имеющие традиционный характер зависимости УЭС от температуры отжига – с повышением температуры отжига происходит уменьшение УЭС, обусловленное уменьшением концентрации легирующих элементов в кристаллической решетке алюминия (см. [25, 26]). Повышение твердости при отжиге алюминиевых сплавов Группы I обусловлено выделением неперерезаемых частиц второй фазы $L1_2$ размером больше критического, препятствующих движению дислокаций в соответствии с уравнением Орована [27]. Типичный вид зависимостей $HV(T)$ и $\rho(T)$ представлен на рис. 2а. Интересно отметить, что добавка 0.15–0.2% Si приводит к снижению температуры начала распада твердого раствора на ~50°C. Распад твердого раствора в сплавах с 0.25% Zr интенсивно происходит при температурах 450–500°C, а добавление 0.20–0.25% Er приводит к смещению интервала температур в область 350–400°C.

Группа II: сплавы, величина УЭС которых близка к УЭС чистого алюминия (~2.7 мкОм см) и практически не изменяется при отжиге (рис. 2б). Это свидетельствует о том, что концентрация ЛЭ в кристаллической решетке алюминия низка и, следовательно, выделение частиц произошло из жидкой фазы при первичной или эвтектической кристаллизации. Данный вывод подтверждается наличием большого числа крупных первичных частиц в объеме зерен алюминиевых сплавов Группы II (рис. 3).

Группа III: сплавы, величина УЭС которых лежит в интервале 3.0–3.4 мкОм см и практически не изменяется при отжиге (рис. 2в). Данный вид зависимостей $\rho(T)$ свидетельствует о том, что распада твердого раствора при отжиге алюминиевых сплавов не происходит, и все ЛЭ находятся в кристаллической решетке алюминия.

Распределение исследуемых сплавов по группам представлено в табл. 2.

Для сплавов Группы I, в которых при отжиге наблюдается интенсивный распад твердого раствора, проведены исследования кинетики изменения УЭС при постоянной температуре. Выбранные значения температур изотермического отжига соответствуют участку наиболее интенсивного распада твердого раствора. В качестве примера на рис. 4а приведен график зависимости УЭС и микротвердости от времени отжига сплава Al-0.25% Zr-0.25% Er.

Анализ кинетики распада твердого раствора проводился с использованием уравнения Джонсона–Мела–Аврами–Колмогорова [26–28]:

$$f_v = f_{v0} \left[1 - \exp\left(-\left(\frac{t}{\tau}\right)^n\right) \right], \quad (2)$$

где f_{v0} – максимально возможная доля частиц второй фазы, n – коэффициент скорости распада, t – время отжига, τ – характерное время диффузионного процесса:

$$\tau = \tau_0 \exp(Q_1/kT), \quad (3)$$

τ_0 – предэкспоненциальный множитель, Q_1 – энергия активации процесса выделения частиц второй фазы, T – температура отжига (в К) [29].

Связь объемной доли выделившихся частиц с изменением УЭС в процессе отжига $\Delta\rho(t, T)$ может быть представлена в виде:

$$f_v = \Delta\rho(t, T)/C, \quad (4)$$

где C – константа, зависящая от типа легирующих элементов [26].

Величина коэффициента n в уравнении (2) зависит от механизма диффузии, контролирующего интенсивность процесса выделения частиц второй фазы [28, 29]. В случае выделения частиц в объеме зерен $n = 1.5$, по границам зерен – $n = 0.75-1$, а в случае выделения частиц по ядрам решеточных дислокаций $n = 0.25-0.75$ [29]. Апробация описанной в [29] модели когерентного распада твердого раствора по отношению к алюминиевым сплавам была проведена в работах [26, 30].

В соответствии с (2) и (4), величину коэффициента n можно определить по углу наклона зависимости $\rho(t)$ в двойных логарифмических координатах $\ln(-\ln(1 - \Delta\rho(t)/\Delta\rho_{\max})) - \ln(t)$. Среднее значение n определяли для трех температур изотермических отжигов каждого сплава Группы I (рис. 4б). Свободный коэффициент зависимости $\ln(-\ln(1 - \Delta\rho(t)/\Delta\rho_{\max})) - \ln(t)$ соответствует величине $n \ln(\tau)$. Таким образом, для трех температур изотермического отжига T_1, T_2, T_3 определялся набор величин $\ln(\tau_1), \ln(\tau_2), \ln(\tau_3)$. Величина энергии активации распада твердого раствора мо-

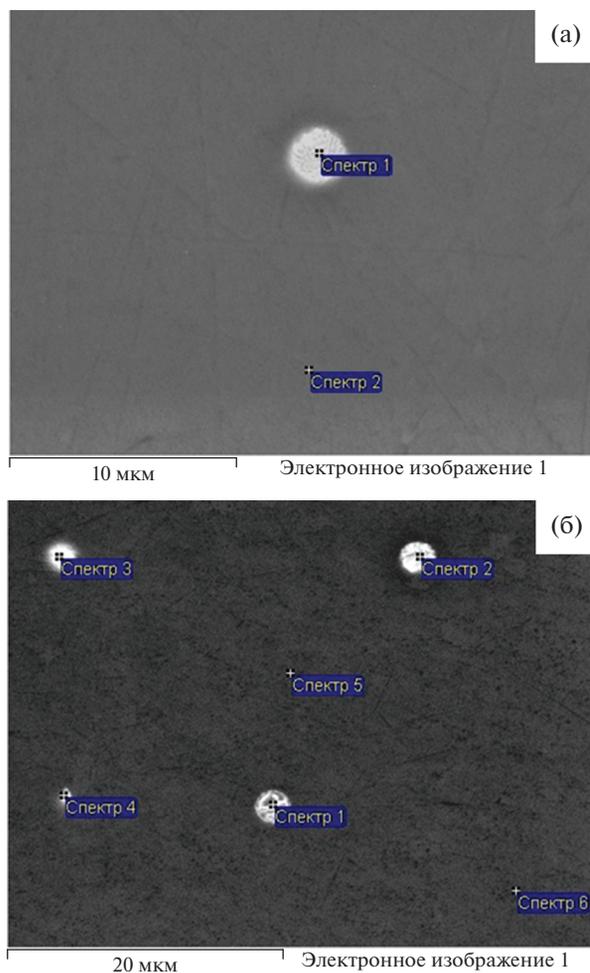


Рис. 3. Выделение первичных частиц Al_3Yb в сплавах $Al-0.20\% Yb$ (а) и $Al-0.20\% Yb-0.15\% Si$ (б). РЭМ.

жет быть определена по углу наклона зависимости $\ln(\tau) - T_m/T$, где $T_m = 933 K$ – температура плавления алюминия.

В случае выделения частиц в объеме зерен энергия активации распада твердого раствора (Q_1) близка к энергии активации объемной диффузии $Q_v \sim 18-22 kT_m$ [28, 29]. В случае выделения ча-

Таблица 2. Классификация исследуемых сплавов

Группа	Сплавы	Описание
I	$Al-0.25\% Zr, Al-0.25\% Zr-0.25\% Er, Al-0.25\% Zr-0.25\% Er-0.15\% Si, Al-0.20\% Mg-0.25\% Zr, Al-0.3\% Mg-0.25\% Zr, Al-0.5\% Mg-0.25\% Zr$	Интенсивный распад твердого раствора
II	$Al-0.25\% Er, Al-0.25\% Yb, Al-0.25\% Er-0.15\% Si, Al-0.20\% Yb-0.15\% Si$	Выделение частиц произошло на стадии кристаллизации
III	$Al-0.2\% Hf-0.20\% Si, Al-0.5\% Mg-0.15\% Zr, Al-0.5\% Mg-0.20\% Zr$	ЛЭ находятся в кристаллической решетке алюминия, но распада не происходит

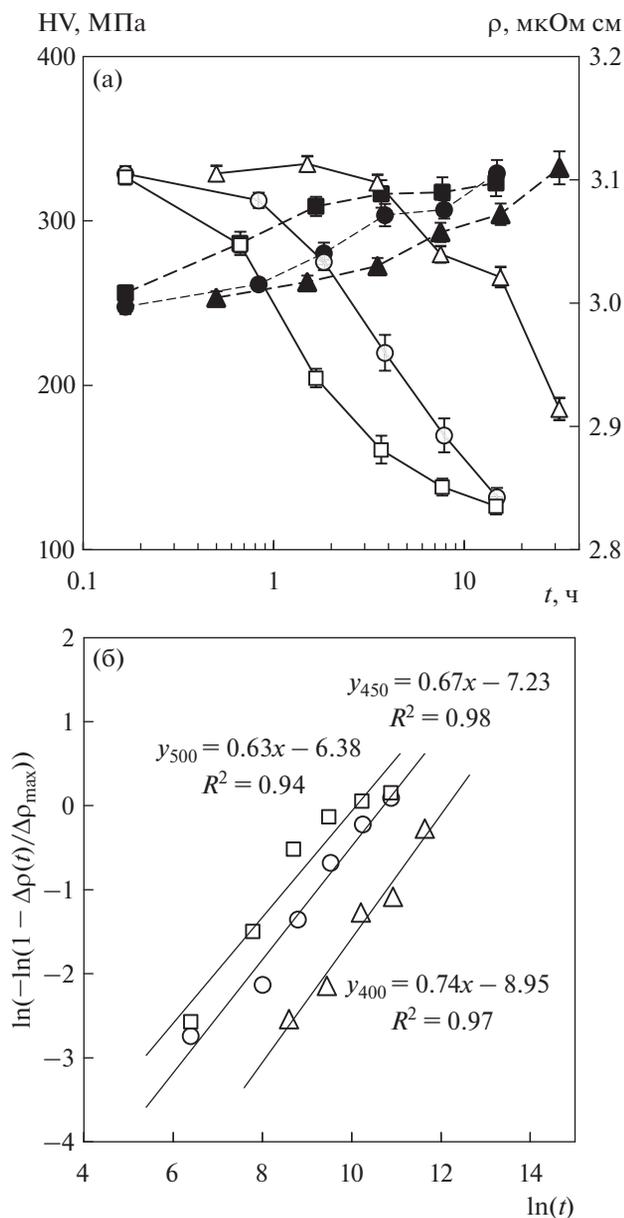


Рис. 4. Зависимости УЭС (светлые маркеры) и микротвердости (темные маркеры) от времени отжига сплава Al–0.25% Zr–0.25% Er (а) и зависимость УЭС от времени отжига в двойных логарифмических координатах (б). Температуры отжига: 400 (треугольные маркеры), 450 (круглые маркеры), 500°C (прямоугольные маркеры).

стиц по границам зерен или ядрам решеточных дислокаций величина Q_1 лежит в интервале 8–12 kT_m [29].

В табл. 3 представлены значения коэффициента n и энергии активации процесса распада твердого раствора Q_1 для исследуемых сплавов Группы I.

Обобщение представленных результатов показывает, что энергия активации распада твердого

раствора в исследуемых сплавах близка к энергии активации объемной диффузии в кристаллической решетке алюминия, но значения коэффициента n оказываются ниже теоретической величины $n = 1.5$, характерной для гомогенного выделения частиц в объеме зерен.

По нашему мнению, наблюдаемое противоречие связано, в первую очередь, с наличием крупных первичных или эвтектических частиц Al_3X в структуре алюминиевых сплавов после кристаллизации.

Как было показано выше (см. рис. 2), экспериментальная величина УЭС некоторых сплавов оказывается ниже своей теоретической величины ρ_{th} . Это связано с выделением частиц на стадии кристаллизации и уменьшением концентрации легирующих элементов в твердом растворе. Наличие таких частиц может приводить к изменению кинетики распада твердого раствора – легирующим элементам, находящимся в твердом растворе, при отжиге энергетически более выгодно присоединиться к ранее выделившимся первичным или эвтектическим частицам и обеспечить их рост, чем образовать новую межфазную границу.

Наличие первичных и эвтектических частиц в литых сплавах было подтверждено с использованием растровой электронной микроскопии. В качестве примера на рис. 5 представлены результаты исследований выделившихся частиц в некоторых сплавах Группы I. В состав первичных частиц, образовавшихся в сплаве Al–0.25% Zr (рис. 5а), входит алюминий и цирконий, что позволяет классифицировать выделившиеся частицы как Al_3Zr . В сплаве Al–0.25% Zr–0.25% Er (рис. 5б) частицы могут быть классифицированы как эвтектические Al_3Er и первичные Al_3Zr .

В заключение анализа результатов исследований следует отметить алюминиевый сплав Al–0.25% Zr–0.25% Er–0.15% Si, механические свойства и электропроводность которого после отжига соответствуют целевому уровню характеристик для разрабатываемых проводниковых сплавов: УЭС менее 2.95 мкОм см, а микротвердость HV ~

Таблица 3. Параметры кинетики распада твердого раствора в сплавах Группы I

Сплав	n	Q_1, kT_m
Al–0.25% Zr	0.5	23.1
Al–0.25% Zr–0.25% Er	0.7	16.6
Al–0.25% Zr–0.25% Er–0.15% Si	0.8	16.0
Al–0.5% Mg–0.25% Zr	0.8	19.5
Al–0.3% Mg–0.25% Zr	0.6	24.1
Al–0.2% Mg–0.25% Zr	0.7	26.5

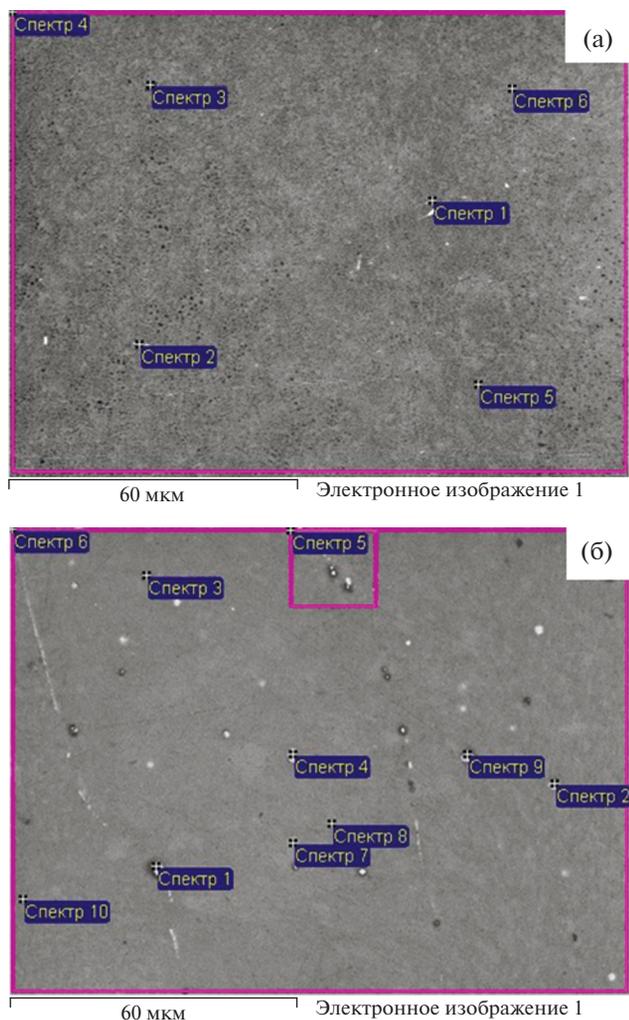


Рис. 5. Результаты исследований выделений частиц в сплавах Группы I: (а) сплав Al–0.25% Zr, (б) сплав Al–0.25% Zr–0.25% Er.

~ 550 МПа, что при соотношении $HV/\sigma_b \sim 3$ [3, 8, 9], соответствует пределу прочности $\sigma_b \sim 180$ МПа. Данный сплав может быть рекомендован для изготовления малогабаритных авиационных проводов.

На наш взгляд, в дальнейшем, для обеспечения высокой термической стабильности мелкозернистой структуры алюминиевого провода необходимо совместить легирующие элементы сплавов Группы I и Группы II:

– выделившиеся еще на стадии кристаллизации частицы, состоящие из легирующих элементов сплавов второй группы (Yb, Er), могут обеспечить высокую термическую стабильность мелкозернистой микроstructures и твердости при низких температурах отжига;

– выделяющиеся при повышенных температурах частицы Al_3Zr (см. состав сплавов Группы I в табл. 2) обеспечат дополнительное повышение

прочности и термическую стабильность микроstructures при повышенных температурах.

Использование сплавов третьей группы для решения поставленной задачи не представляется рациональным.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Методом индукционного литья изготовлены образцы микролегированных проводниковых алюминиевых сплавов. Макроструктура сплавов состоит из столбчатых кристаллов в центре слитка и мелких равноосных зерен по краям образца, имеющих более высокую твердость. Удельное электросопротивление (УЭС) сплавов одинаково в различных сечениях слитка.

2. Исследуемые сплавы могут быть разделены на три группы по характеру зависимостей УЭС и твердости от температуры отжига. В сплавах с содержанием 0.25% Zr (Группа I) наблюдается интенсивный распад твердого раствора, сопровождающийся повышением твердости. В сплавах, содержащих Er или Yb в качестве основного легирующего элемента (Группа II), наблюдается выделение частиц уже на этапе кристаллизации. В Hf-содержащих сплавах, а также сплавах Al–Mg–Zr с содержанием 0.15–0.2% Zr (Группа III) распада твердого раствора при отжиге не происходит.

3. В сплавах Al–0.25% Zr–0.25% Er и Al–0.25% Zr–0.25% Er–0.15% Si, по сравнению с остальными, интенсивная стадия распада твердого раствора начиналась при меньших температурах и временах отжига; данные сплавы обладают наименьшими значениями энергии активации выделения частиц. Аномально низкие значения коэффициента n в уравнении Джонсона–Мелла–Аврами–Колмогорова, предположительно, связаны с возможностью легирующих элементов при отжиге присоединяться к первичным и эвтектическим частицам вместо образования новых границ раздела фаз.

Исследование выполнено при поддержке Российского научного фонда (грант № 20-19-00672).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Матвеев Ю.А., Гаврилова В.П., Баранов В.В. Легкие проводниковые материалы для авиaproводов // Кабели и провода. 2006. Т. 300. № 5. С. 22–24.
2. Yang C., Masquellier N., Gandiolle C., Sauvage X. Multifunctional properties of composition graded Al wires // Scripta Materialia. 2020. V. 189. P. 21–24. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2020.07.052>
3. Nokhrin A., Shadrina I., Chuvil'deev V., Kopylov V., Berendeev N., Murashov A., Bobrov A., Tabachkova N., Smirnova E., Faddeev M. Investigation of thermal stability of microstructure and mechanical properties of bimetallic fine-grained wires from Al–0.25% Zr–

- (Sc,Hf) alloys // *Metals*. 2022. V. 15. № 1. P. 185. <https://doi.org/10.3390/ma15010185>
4. *Телешов В.В., Захаров В.В., Запольская В.В.* Развитие алюминиевых сплавов для термостойких проводов с повышенной прочностью и высокой удельной электропроводимостью // *Технология легких сплавов*. 2018. № 1. С. 15–27.
 5. *Pozdnyakov A.V., Barkov R.Yu.* Microstructure and mechanical properties of novel Al–Y–Sc alloys with high thermal stability and electrical conductivity // *J. Materials Science and Technology*. 2020. V. 36. P. 1–6. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2019.08.006>
 6. *Belov N., Akopyan T., Korotkova N., Murashkin M., Timofeev V., Fortuna A.* Structure and properties of Ca and Zr containing heat resistance wire aluminum alloy manufactured by electromagnetic casting // *Metals*. 2021. V. 11. № 2. P. 236. <https://doi.org/10.3390/met11020236>
 7. *Belov N., Murashkin M., Korotkova N., Akopyan T., Timofeev V.* Structure and properties of Al–0.6 wt % Zr wire alloy manufactured by direct drawing of electromagnetically cast wire rod // *Metals*. 2020. V. 10. № 6. P. 769. <https://doi.org/10.3390/met10060769>
 8. *Nokhrin A., Shadrina I., Chuvil'deev V., Kopylov V.* Study of structure and mechanical properties of fine-grained aluminum alloys Al–0.6 wt % Mg–Zr–Sc with ratio Zr:Sc = 1.5 obtained by cold drawing // *Materials*. 2019. V. 12. № 2. P. 316. <https://doi.org/10.3390/ma12020316>
 9. *Чувильдеев В.Н., Нохрин А.В., Шадрина Я.С., Пискунов А.В., Копылов В.И., Берендеев Н.Н., Чепеленко В.Н.* Исследование термической стабильности структуры и механических свойств мелкозернистых проводниковых алюминиевых сплавов Al–Mg–Zr–Sc(Yb) // *Металлы*. 2020. № 5. С. 64–76.
 10. *Барков Р.Ю., Яковцева О.А., Мамзурина О.И., Логинова И.С., Медведева С.В., Просвирыков А.С., Михайловская А.В., Поздняков А.В.* Влияние Yb на структуру и свойства электропроводного сплава Al–Y–Sc // *ФММ*. 2020. Т. 121. № 6. С. 667–672. <https://doi.org/10.31857/S0015323020060029>
 11. *Захаров В.В.* О легировании алюминиевых сплавов переходными металлами // *Металловедение и термич. обр. металлов*. 2017. № 2(740). С. 3–8.
 12. *Chayotabadi M.E., Mochugovskiy A.G., Tabachkova N.Yu., Mikhaylovskaya A.V.* The influence of minor additions of Y, Sc, and Zr on the microstructural evolution, superplastic behavior, and mechanical properties of AA6013 alloy // *J. Alloys Compounds*. 2022. V. 900. P. 163477. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.163477>
 13. *Захаров В.В.* Перспективы создания экономнолегированных скандием алюминиевых сплавов // *Металловедение и термич. обр. металлов*. 2018. № 3(753). С. 40–44.
 14. *Harada Y., Dunand D.C.* Microstructure of Al₃Sc with ternary rare-earth additions // *Intermetallics*. 2009. V. 17. № 1–2. P. 17–24. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2008.09.002>
 15. *Mochugovskiy A.G., Mikhaylovskaya A.V.* Comparison of precipitation kinetics and mechanical properties in Zr and Sc-bearing aluminum-based alloys // *Mater. Letters*. 2020. V. 275. P. 128096. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2020.128096>
 16. *Pozdnyakov A.V., Barkov R.Y., Prosviryakov A.S., Churyumov A.Yu., Golovin I.S., Zolotarevskiy V.S.* Effect of Zr on the microstructure, recrystallization behavior, mechanical properties and electrical conductivity of the novel Al–Er–Y alloy // *J. Alloys Compounds*. 2018. V. 765. P. 1–6. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.06.163>
 17. *Поздняков А.В., Осипенкова А.А., Попов Д.А., Махов С.В., Напалков В.И.* Влияние малых добавок Y, Sm, Gd, Hf и Er на структуру и твердость сплава Al–0.2% Zr–0.1% Sc // *Металловедение и термич. обр. металлов*. 2016. № 9(735). С. 25–30.
 18. *Barkov R.Y., Mikhaylovskaya A.V., Yakovtseva O.A., Loginova I.S., Prosviryakov A.S., Pozdnyakov A.V.* Effect of thermomechanical treatment on the microstructure, precipitation strengthening, internal friction, and thermal stability of Al–Er–Yb–Sc alloys with good electrical conductivity // *J. Alloys Compounds*. 2021. V. 855. P. 157367. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.157367>
 19. *Medvedev A., Murashkin M.Y., Enikeev N., Bikmukhametov I., Valiev R.Z., Hodgson P.D., Lapovok R.* Effect of the eutectic Al–(Ce,La) phase morphology on microstructure, mechanical properties, electrical conductivity and heat resistance of Al–4.5(Ce,La) alloy after SPD and subsequent annealing // *J. Alloys Compounds*. 2019. V. 796. P. 321–330. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.05.006>
 20. *Medvedev A., Murashkin M.Y., Enikeev N., Valiev R.Z., Hodgson P.D., Lapovok R.* Enhancement of mechanical and electrical properties of Al–RE alloys by optimizing rare-earth concentration and thermo-mechanical treatment // *J. Alloys Compounds*. 2018. V. 745. P. 696–704. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.02.247>
 21. *Захаров В.В., Фисенко И.А.* Влияние небольших добавок переходных металлов на структуру и свойства малолегированного сплава Al–Sc // *Технология легких сплавов*. 2020. № 3. С. 11–19.
 22. *Booth-Morrison C., Mao Z., Diaz M., Dunand D.C., Wolverton C., Seidman D.N.* Role of silicon in accelerating the nucleation of Al₃(Sc, Zr) precipitates in dilute Al–Sc–Zr alloys // *Acta Mater*. 2012. V. 60. P. 4740–4752. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.05.036>
 23. *Елагин В.И.* Легирование деформируемых алюминиевых сплавов переходными металлами. М.: Металлургия, 1975. 233 с.
 24. *Поздняков А.В., Айтмагамбетов А.Р., Махов С.В., Напалков В.И.* Влияние примесей Fe и Si на структуру и эффект упрочнения при отжиге сплава Al–0.2% Zr–0.1% Sc без и с добавкой Y // *ФММ*. 2017. Т. 118. № 5. С. 507–512. <https://doi.org/10.7868/S0015323017050114>

25. Шматко О.А., Усов Ю.В. Структура и свойства металлов и сплавов. Электрические и магнитные свойства металлов. Киев: Наукова думка, 1987. 325 с.
26. Чувильдеев В.Н., Нохрин А.В., Смирнова Е.С., Копылов В.И. Исследование механизмов распада твердого раствора в литых и микрокристаллических сплавах системы Al–Sc. III. Анализ экспериментальных данных // *Металлы*. 2012. № 6. С. 82–91.
27. Martin J.W. *Micromechanisms in Particle-Hardened Alloys*. Cambridge: Cambridge University Press, 1980. 167 p.
28. Кристиан Дж. Теория превращений в металлах и сплавах. Часть 1. Термодинамика и общая кинетическая теория. М.: Мир, 1978. 806 с.
29. Чувильдеев В.Н., Смирнова Е.С., Копылов В.И. Исследование механизмов распада твердого раствора в литых и микрокристаллических сплавах системы Al–Sc. II. Модель распада твердого раствора при образовании когерентных частиц второй фазы // *Металлы*. 2012. № 4. С. 70–84.
30. Чувильдеев В.Н., Шадрин Я.С., Нохрин А.В., Копылов В.И., Бобров А.А., Грязнов М.Ю., Шотин С.В., Табачкова Н.Ю., Пискунов А.В., Чегуров М.К., Мелехин Н.В. Исследование термической стабильности структуры и механических свойств субмикрокристаллических алюминиевых сплавов Al–0.5% Mg–Sc // *Металлы*. 2021. № 1. С. 10–28.