

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ  
И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.715

ИССЛЕДОВАНИЕ РАСПАДА ТВЕРДОГО РАСТВОРА Al–Sc  
ПРИ ОТЖИГЕ ДЕФОРМИРОВАННЫХ СПЛАВОВ Al–0.5% Mg–Sc

© 2023 г. Я. С. Шадрин<sup>а</sup>, А. В. Нохрин<sup>а</sup>\*, А. А. Бобров<sup>а</sup>, О. Г. Крутова<sup>а</sup>, Е. О. Шишулин<sup>а</sup>,  
Г. В. Щербак<sup>а</sup>, В. И. Копылов<sup>а</sup>, В. Н. Чувильдеев<sup>а</sup>, Е. С. Смирнова<sup>а</sup>, Н. Ю. Табачкова<sup>б,с</sup>

<sup>а</sup>Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского,  
просп. Гагарина, 23, Нижний Новгород, 603022 Россия

<sup>б</sup>НИТУ “МИСИС”, Ленинский просп., 7, Москва, 119049 Россия

<sup>с</sup>Институт общей физики им. А.М. Прохорова РАН, ул. Вавилова, 38, Москва, 119991 Россия

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

Поступила в редакцию 16.11.2022 г.

После доработки 02.08.2023 г.

Принята к публикации 07.08.2023 г.

Представлены результаты исследований кинетики распада твердого раствора при отжиге мелкозернистых (МЗ) проводниковых сплавов Al–0.5% Mg–Sc с различным содержанием скандия. Сплавы получены методом индукционного литья, а МЗ микроструктура сформирована с помощью равноканального углового прессования. Кинетика распада твердого раствора изучена с использованием методик измерения удельного электросопротивления и микротвердости. Анализ результатов проведен с использованием уравнения Джонсона–Мела–Аврами–Колмогорова. Показано, что при отжиге МЗ-сплавов наблюдается выделение частиц Al<sub>3</sub>Sc по ядрам решеточных дислокаций, а также происходит прерывистый распад твердого раствора скандия в алюминии.

*Ключевые слова:* алюминий, скандий, частицы, диффузия, деформация

DOI: 10.31857/S0015323022601714, EDN: BOGZOZ

ВВЕДЕНИЕ

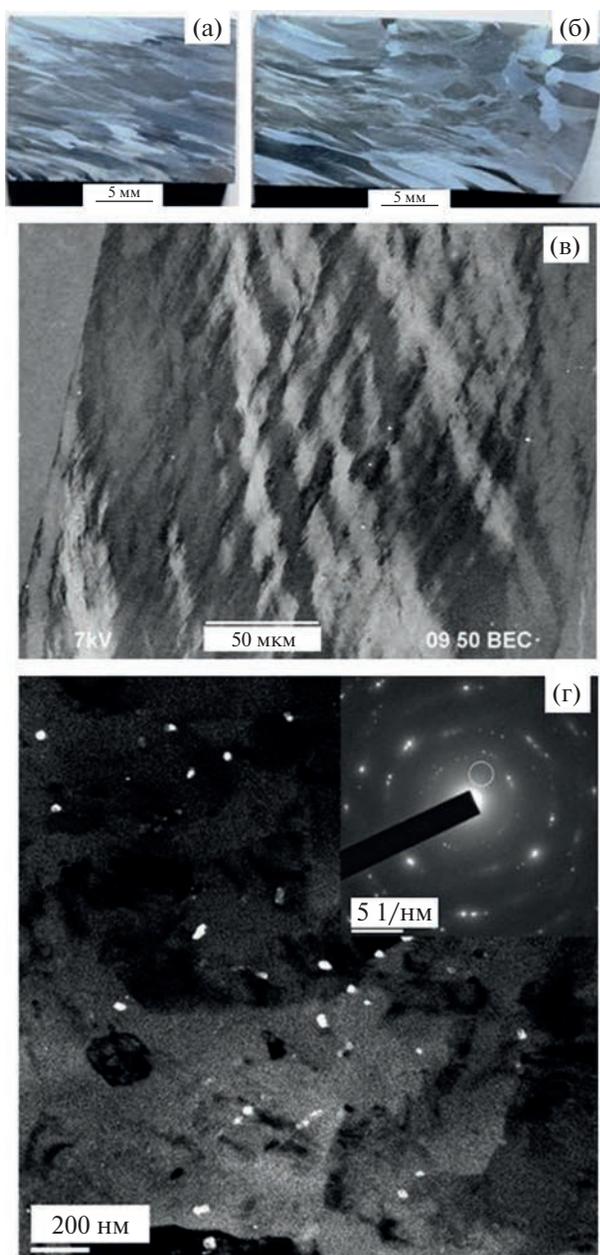
В настоящее время медные сплавы являются основным материалом для изготовления малогабаритных (Ø0.18–0.5 мм) проводов бортовой сети современных самолетов [1]. Замена медных сплавов на алюминиевые позволит существенно снизить вес бортовой сети, поэтому в настоящее время активно разрабатываются новые проводниковые алюминиевые сплавы [2–4]. Компании Boeing и Airbus в своих самолетах применяют биметаллические провода на основе сложнoleгированных алюминиевых сплавов [5], а в РФ разработан эвтектический сплав 01417 [1].

Разработка новых авиационных систем обуславливает повышение требований к физико-механическим свойствам сплавов: прочности, циклической долговечности, удельному электросопротивлению (УЭС), термостабильности, обеспечивающим их длительную работу при повышенных температурах.

Основное внимание исследователей в настоящий момент сосредоточено на разработке новых сплавов, легированных переходными металлами и редкоземельными элементами [2–4], а также на модификации микроструктуры сплавов системы Al–Mg–Si [6].

Несмотря на высокую стоимость Sc-содержащей лигатуры, сплавы Al–Sc остаются одними из наиболее перспективных материалов [7, 8]. Дополнительное повышение механических свойств алюминиевых сплавов обеспечивается за счет формирования мелкозернистой (МЗ) микроструктуры с использованием методов интенсивного пластического деформирования [9, 10]. Это позволяет в проводниковых алюминиевых сплавах обеспечивать сочетание необходимых характеристик [11].

Цель работы – исследование термической стабильности микроструктуры, УЭС и микротвердости сплавов Al–0.5 мас. % Mg с различным содержанием скандия. Магний позволяет обеспечить повышенную прочность и термическую стабильность МЗ-алюминия, но отрицательно влияет на его электропроводность. Магний приводит к повышению УЭС алюминиевого сплава, поэтому выбор концентрации магния (0.5% Mg) обусловлен требованиями к величине УЭС проводникового алюминиевого сплава (не более 3.0–3.1 мкОм см). МЗ-структура в сплавах сформирована с помощью одного цикла равноканально-углового прессования (РКУП) [9, 10], обеспечивающего эффективную проковку литой макроструктуры. Результаты исследований распада твердого раствора в литых



**Рис. 1.** Макроструктура (а, б) и микроструктура (в) сплава Al–0.5% Mg–0.4% Sc после РКУП: (а) центр заготовки (металлография); (б) край заготовки (металлография); (в) микроструктура центральной части заготовки (РЭМ); (г) выделение первичных частиц  $Al_3Sc$  (ПЭМ, темнопольное изображение).

сплавах, а также в МЗ-сплавах после многоциклового РКУП описаны в статье [12].

## МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ

Объектами исследования выступали сплавы Al–0.5 мас. % Mg–(0.2, 0.3, 0.4) мас. % Sc, полученные методом индукционного литья с помощью литейной машины INDUTHERM VTC-200.

Измельчение литой макроструктуры осуществлялось методом РКУП при температуре  $225^\circ C$  ( $N=1$ ) со скоростью деформирования 0.4 мм/с с помощью прессы Ficer HF400L (размер заготовки  $20 \times 20 \times 185$  мм). Образцы вырезали вдоль оси заготовки, из ее центральной части. Сплавы отжигали в воздушной печи СНОЛ в интервале температур ( $T$ ) от 100 до  $475^\circ C$ . На первом этапе исследователи анализировали влияние температуры 30-минутного отжига на микротвердость и УЭС-сплава. На втором этапе проводили изотермические отжики длительностью до 72 ч при температурах 200, 325,  $425^\circ C$ . Точность поддержания  $T$  составляла  $\pm 5^\circ C$ .

Для исследования микроструктуры использовали растровый электронный микроскоп (РЭМ) Jeol JSM-6490, просвечивающий электронный микроскоп (ПЭМ) Jeol JEM-2100F и металлографический микроскоп Leica DM IRM. Расчет среднего размера зерна и объемной доли рекристаллизованной структуры проводили с использованием программы GoodGrains. УЭС ( $\rho$ ) измеряли вихретоковым методом с помощью прибора SIGMATEST 2.069. Точность измерения УЭС составляет  $\pm 0.02$  мкОм см. Исследования микротвердости ( $Hv$ ) проводили с помощью твердомера HVS1000 при нагрузке 50 г. Точность измерения  $Hv$  составляет  $\pm 30$ –35 МПа. Микротвердость исследовали в центре образца, вырезанного из центральной части поперечного сечения заготовки. Исследования УЭС для каждого образца проводили в его центре и по краям образца. Полученные результаты усредняли.

## ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

В исходном состоянии литые сплавы имеют однородную крупнозернистую макроструктуру, которая представляет собой совокупность равноосных зерен в центре заготовки и столбчатых кристаллов по краям поперечного сечения. При увеличении содержания скандия средний размер зерна литых сплавов уменьшается от  $\sim 1$  до 0.1–0.2 мм (более подробно – см. [13]). В структуре сплавов присутствуют первичные субмикронные частицы  $Al_3Sc$ , количество которых увеличивается с повышением содержания Sc.

После первого цикла РКУП в центральной части заготовки формируется деформированная макроструктура, в которой зерна ориентированы под углом  $\sim 20^\circ$ – $25^\circ$  к оси заготовки (рис. 1а), в соответствии с ориентацией главных осей деформации при РКУП [10]. Макроструктура центральной части заготовки характеризуется наличием ярко выраженных полос локализованной деформации (рис. 1в). Край заготовки остается практически недеформированным (рис. 1б), что подтверждается результатами исследований рас-

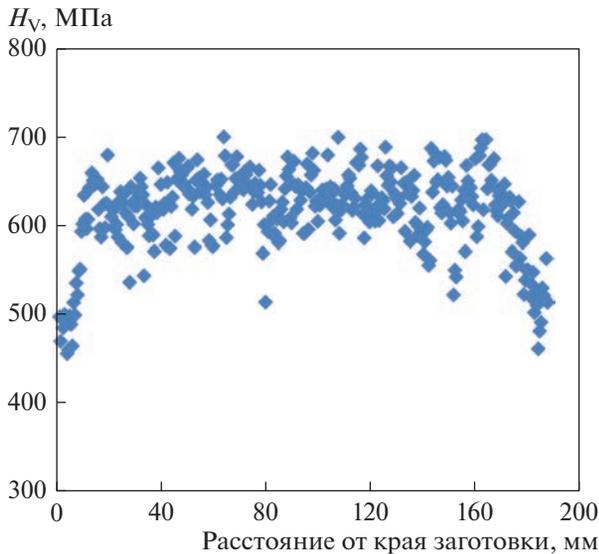


Рис. 2. Распределение микротвердости вдоль поперечного сечения заготовки из сплава Al–0.5% Mg–0.4% Sc после РКУП.

предела  $H_V$  вдоль оси заготовки (рис. 2). Микроструктура образцов после РКУП может быть охарактеризована как сильнофрагментированная субзернистая структура; средний размер фрагментов составляет  $\sim 0.5\text{--}1$  мкм. В объеме зерен присутствуют первичные частицы  $\text{Al}_3\text{Sc}$  (рис. 1г).

После РКУП величина УЭС образцов не изменяется и для МЗ сплавов с 0.2, 0.3 и 0.4% Sc составляет 3.39, 3.60 и 3.82 мкОм см, соответственно. Следовательно, распада твердого раствора при РКУП не происходит, а вклад дефектов в УЭС алюминия мал.

Микротвердость МЗ сплавов с 0.2, 0.3 и 0.4% Sc после РКУП составляет 555, 560 и 630 МПа, что в 1.5 раза превышает микротвердость  $H_V$  литых сплавов Al–0.5% Mg–Sc (см. [12]).

На рис. 3 представлены зависимости УЭС и  $H_V$  от температуры 30-минутного отжига МЗ-сплавов с различным содержанием скандия.

Зависимости  $\rho(T)$  имеют трехстадийный характер. На первой стадии отжига ( $T < T_1 \sim 200\text{--}225^\circ\text{C}$ ) УЭС-сплавов не изменяются при увеличении температуры отжига, при нагреве до температуры  $T \sim T_2 = 400\text{--}450^\circ\text{C}$  наблюдается быстрое уменьшение УЭС (рис. 3). После отжига при температуре  $T_2$  величина УЭС-сплавов с 0.2, 0.3 и 0.4% Sc достигает 3.04, 3.07 и 3.16 мкОм·см соответственно.

Зависимость  $H_V(T)$  в интервале температур  $T_1 < T < T_2$  имеет немонотонный характер (рис. 3). В интервале температур отжига от  $\sim 250$  до  $325^\circ\text{C}$  микротвердость увеличивается, а при дальнейшем повышении температуры отжига  $H_V$  сплавов уменьшается. Максимальные значения  $H_V$ , до-

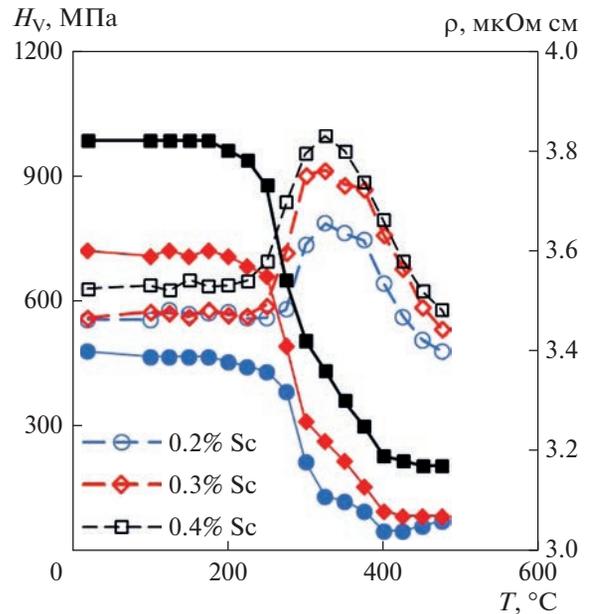
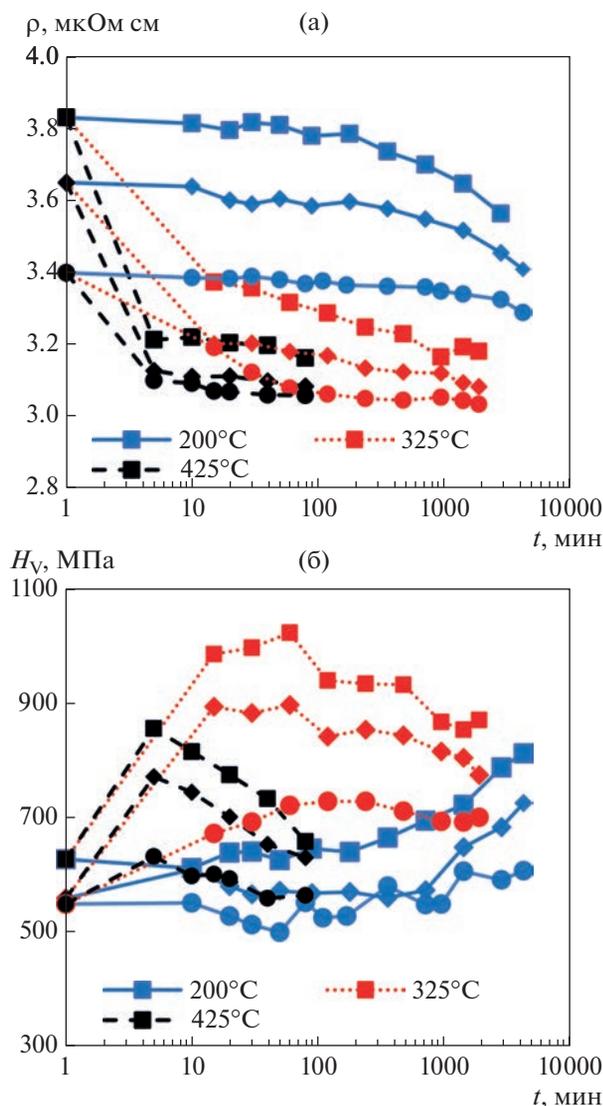


Рис. 3. Зависимости УЭС (сплошные линии, темные маркеры) и  $H_V$  (штриховые линии, светлые маркеры) от температуры отжига МЗ-сплавов Al–0.5% Mg с 0.2% Sc (круг), 0.3% Sc (ромб) и 0.4% Sc (квадрат).

стигаемые в результате отжига МЗ-сплавов при  $T = 325^\circ\text{C}$ , увеличиваются при повышении концентрации Sc в сплаве: в МЗ-сплавах с 0.2, 0.3 и 0.4% Sc максимальная  $H_V$  составляет 785, 915 и 1000 МПа соответственно. Поскольку микроструктура МЗ-алюминиевых сплавов остается стабильной до температуры  $\sim 425^\circ\text{C}$  (см. ниже), то вероятной причиной снижения микротвердости при температурах более  $350^\circ\text{C}$  является процесс возврата, приводящий к уменьшению плотности решеточных дислокаций, и прерывистый распад твердого раствора Al–Sc, приводящий к образованию крупных частиц  $\text{Al}_3\text{Sc}$  веерообразной формы (см. ниже). В соответствии с уравнением Орована образование крупных частиц  $\text{Al}_3\text{Sc}$  будет приводить к снижению микротвердости МЗ-алюминиевых сплавов.

На рис. 4 представлены зависимости УЭС и микротвердости от времени изотермического отжига МЗ сплавов Al–0.5% Mg–Sc. Зависимости микротвердости от времени отжига  $H_V(t)$  имеют двухстадийный характер. При низких температурах и/или малых временах отжига наблюдается повышение  $H_V$ , а при больших температурах и временах отжига наблюдается снижение микротвердости  $H_V$ . Максимальная микротвердость (1025 МПа) достигается в сплаве с 0.4% Sc после отжига  $325^\circ\text{C}$  (30 мин). Из рис. 4а видно, что с увеличением температуры и времени отжига УЭС-сплавов монотонно уменьшается. После длительного отжига при температурах  $325\text{--}425^\circ\text{C}$  величина УЭС стре-



**Рис. 4.** Зависимости УЭС (а) и  $H_V$  (б) от времени отжига МЗ сплавов Al–0.5% Mg с 0.2% Sc (круг), 0.3% Sc (ромб) и 0.4% Sc (квадрат) при  $T = 200^\circ\text{C}$  (синяя линия on line),  $325^\circ\text{C}$  (красная линия on line) и  $425^\circ\text{C}$  (черная линия).

мится к УЭС сплава Al–0.5Mg (2.9–3.0 мкОм см) (рис. 4). Это свидетельствует о том, что при длительном отжиге удается обеспечить практически полный распад твердого раствора Al–Sc в МЗ-сплавах Al–0.5% Mg–Sc.

Исследования микроструктуры показывают, что процесс рекристаллизации при отжиге МЗ-сплавов развивается очень медленно – в сплаве с 0.4% Sc объемная доля рекристаллизованной структуры после 60-минутной выдержки при  $T = 425^\circ\text{C}$  не превышает 10–15%. Уменьшение содержания скандия до 0.2% приводит к увеличению объемной доли рекристаллизованной структуры до 30–40% при  $T = 425^\circ\text{C}$ . Таким образом, в

МЗ-сплавах Al–0.5Mg–Sc обеспечен высокий уровень термической стабильности МЗ-микроструктуры, что обусловлено, в первую очередь, выделением частиц  $\text{Al}_3\text{Sc}$ . Как видно из рис. 3, уменьшение УЭС в исследуемых сплавах начинается при температурах 250–300°C. Это свидетельствует о том, что частицы  $\text{Al}_3\text{Sc}$  выделяются в до-рекристаллизационном интервале температур.

После изотермического отжига в структуре сплавов Al–0.5% Mg–Sc наблюдается два типа частиц  $\text{Al}_3\text{Sc}$  – нанометровые частицы в объеме зерен (рис. 5а), расположенные преимущественно по ядрам решеточных дислокаций и дислокационным субграницам, о чем косвенно свидетельствует строчечный характер их распределения (рис. 5б), и вытянутые веерообразные частицы длиной до 100–150 нм, свидетельствующие о прерывистом распаде твердого раствора (рис. 5б).

На рис. 6 обобщены результаты исследований УЭС и микротвердости деформированных сплавов Al–0.5Mg с различным содержанием скандия.

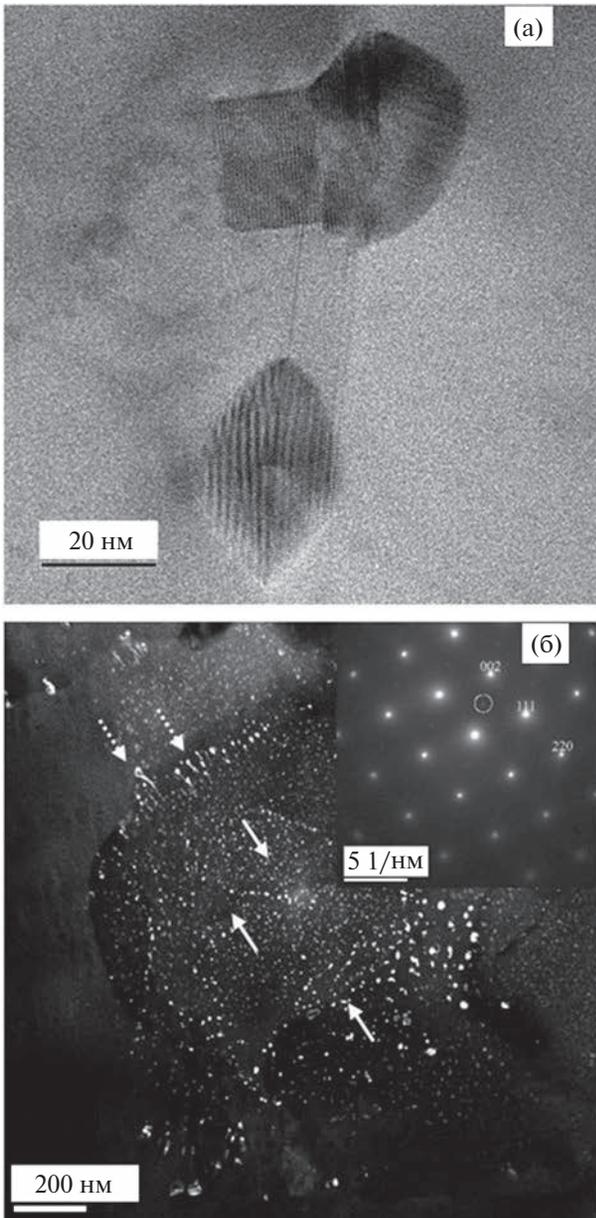
Диаграмму “УЭС ( $\rho$ )–микротвердость ( $H_V$ )” удобно использовать для выбора режимов термической обработки, обеспечивающих оптимальное сочетание низкого УЭС и высокой  $H_V$ . Штриховыми линиями отмечен уровень характеристик, который должен быть обеспечен в новых проводниковых сплавах, которые могут быть заменой для промышленного сплава 01417 ( $\rho \leq 3.0\text{--}3.1$  мкОм см, предел прочности не менее 160–200 МПа). В проводниковых алюминиевых сплавах микротвердость  $H_V$  связана с пределом прочности ( $\sigma_B$ ) соотношением  $H_V = 3\sigma_B$  [14]. Таким образом, минимальная величина  $H_V$  в новых сплавах должна быть не менее 600 МПа.

Анализ представленных на рис. 6 данных показывает, что наиболее оптимальным сочетанием свойств обладает сплав Al–0.5% Mg–0.3% Sc после отжига  $325^\circ\text{C}$  (1440 мин.):  $\rho = 3.09$  мкОм·см,  $H_V = 805$  МПа. Отметим также, что сплав с пониженным содержанием скандия (0.2% Sc) после отжига  $325^\circ\text{C}$  (60 мин) имеет УЭС  $\rho = 3.08$  мкОм·см и микротвердость  $H_V = 725$  МПа. Минимальное УЭС (3.03 мкОм см) обеспечивается в сплаве Al–0.5% Mg–0.2% Sc после отжига длительностью 1920 мин.; микротвердость при этом составляет  $H_V = 700$  МПа. Данный уровень физико-механических свойств сплавов Al–0.5Mg–Sc превосходит аналогичные характеристики для промышленного сплава 01417 [1].

## ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Теоретическая величина УЭС может быть вычислена в предположении об аддитивном вкладе легирующих элементов (ЛЭ) [15]:

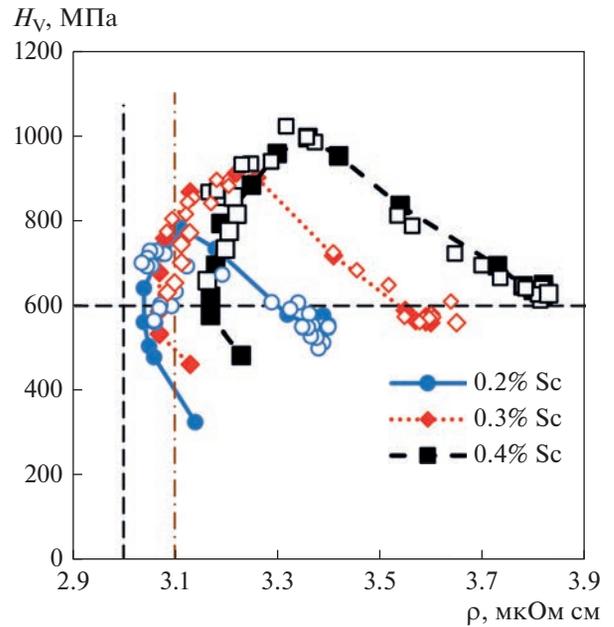
$$\rho_{\text{th}} = \rho_0 + K_{\text{Mg}}C_{\text{Mg}} + K_{\text{Sc}}C_{\text{Sc}}, \quad (1)$$



**Рис. 5.** Выделения частиц  $Al_3Sc$  в МЗ-сплаве Al–0.5% Mg–0.4% Sc после отжига при температуре  $325^\circ C$  (32 ч): (а) когерентные наночастицы  $Al_3Sc$ , (б) выделения частиц по ядрам дислокаций ( $\rightarrow$ ) и прерывистый распад твердого раствора ( $\dashrightarrow$ ).

где  $\rho_0 = 2.65$  мкОм см – УЭС алюминия,  $C_{Mg}$  и  $C_{Sc}$  – концентрации Mg и Sc (в ат. %),  $K_i$  – вклад  $i$ -го ЛЭ в УЭС алюминия ( $K_{Mg} = 0.49$  мкОм см/ат. %,  $K_{Sc} = 3.32$  мкОм см/ат. % [15]). Теоретические значения УЭС для сплавов с 0.2, 0.3 и 0.4% Sc составляют 3.32, 3.52 и 3.72 мкОм см соответственно.

Сопоставление теоретической  $\rho_{th}$  и экспериментальной величины УЭС ( $\rho$ ) позволяет оценить концентрацию ЛЭ в твердом растворе сплава. Анализ



**Рис. 6.** Диаграмма “удельное электросопротивление ( $\rho$ )–микротвердость ( $H_V$ )” для МЗ-сплавов Al–0.5% Mg с 0.2% Sc (квадратные маркеры), 0.3% Sc (ромб) и 0.4% Sc (круг). Закрашенные маркеры – отжига при различных температурах (30 мин), светлые маркеры – изотермический отжиг при  $325^\circ C$ .

результатов показывает, что экспериментальная величина УЭС оказывается сопоставимой с  $\rho_{th}$ .

Связь между объемной долей частиц  $f_v$  и изменением УЭС сплава в процессе отжига  $\Delta\rho(t, T)$  можно описать с помощью уравнения:

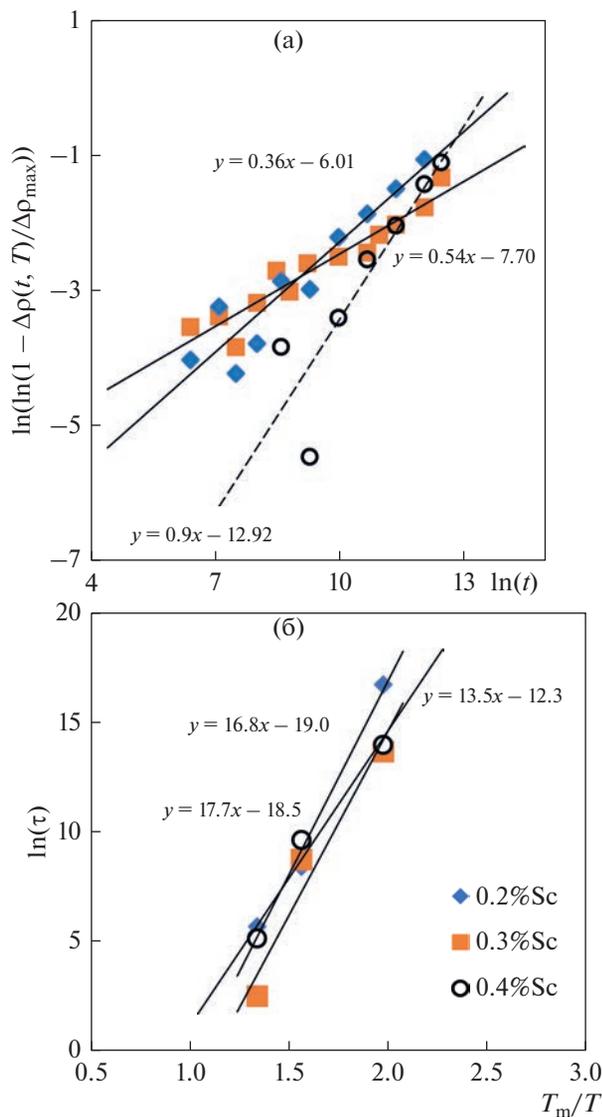
$$f_v(t, T) = A(t, T), \tag{2}$$

где  $A$  – численный коэффициент [15]. Уравнение (2) позволяет использовать зависимости  $\rho(t, T)$  (рис. 4) для анализа кинетики выделения частиц при отжиге сплавов Al–0.5Mg–Sc.

Изменение величины  $f_v$  при распаде твердого раствора может быть описано уравнением Джонсона–Мела–Аврами–Колмогорова [17]:

$$f_v = f_{max} \left( 1 - \exp\left(-\left(t/\tau\right)^n\right) \right), \tag{3}$$

где  $f_{max}$  – максимальная объемная доля частиц,  $n$  – численный коэффициент,  $\tau = \tau_0 \exp(Q_1/kT)$ ,  $\tau_0$  – константа,  $Q_1$  – энергия активации распада твердого раствора,  $k$  – постоянная Больцмана. В соответствии с [17], величины  $n$  и  $Q_1$  характеризуют механизм выделения частиц второй фазы. В случае выделения частиц в объеме зерен  $n = 1.5$ , а  $Q_1$  близка к энергии активации объемной диффузии ( $Q_v \sim 18–22 kT_m$ , где  $T_m$  – температура плавления алюминия) [17]. При выделении частиц по границам зерен  $n = 1$ , а  $Q_1$  соответствует энергии активации зернограницной диффузии  $Q_b = 8–12 kT_m$



**Рис. 7.** Анализ результатов: (а) зависимости УЭС от времени отжига сплавов при  $T = 200^\circ\text{C}$  в двойных логарифмических координатах  $\ln[\ln(1 - \Delta\rho(t, T)/\Delta\rho_{\max})] - \ln t$ ; (б) зависимости  $\ln(\tau) - T_m/T$ .

[17]. При образовании частиц на ядрах дислокаций энергия активации  $Q_c$  составляет  $\sim 8 - 12kT_m$ , а величина  $n$  лежит в интервале от 0.33 до 0.75 [17]. Таким образом, определив величины  $n$  и  $Q_1$  в уравнении (3), можно идентифицировать механизм выделения частиц  $\text{Al}_3\text{Sc}$ .

Величина  $n$  в уравнении (3) может быть, с учетом (2), определена по углу наклона зависимости изменения УЭС ( $\Delta\rho$ ) от времени отжига в координатах  $\ln[\ln(1 - \Delta\rho(t, T)/\Delta\rho_{\max})] - \ln t$ , где  $\Delta\rho_{\max}$  – максимальное изменение УЭС в процессе отжига (рис. 7а). Величина  $\Delta\rho_{\max}$  может быть вычислена с помощью (1), в предположении, что изменение УЭС при отжиге связано только с уменьшением

концентрации  $S_c$  в решетке алюминия:  $\Delta\rho_{\max} = K_{Sc}C_{Sc}$ .

В соответствии с (2) и (3), свободный коэффициент линейной зависимости  $\ln[\ln(1 - \rho(t, T)/\Delta\rho_{\max})] - \ln t$  соответствует величине  $n \cdot \ln(\tau)$ . Определив набор величин  $\ln(\tau_1)$ ,  $\ln(\tau_2)$ ,  $\ln(\tau_3)$  для температур отжига  $T_1$ ,  $T_2$ ,  $T_3$ , по углу наклона зависимости  $\ln(\tau) - T_m/T$  можно определить энергию активации выделения частиц  $Q_1$  (рис. 7б).

Из рис. 7а видно, что представленные на рис. 4а зависимости  $\rho(t)$  с достаточной степенью точности могут быть интерполированы прямыми линиями в координатах  $\ln[\ln(1 - \Delta\rho(t, T)/\Delta\rho_{\max})] - \ln t$ . Величина коэффициента  $n$  не зависит от концентрации  $S_c$  и варьируется в интервале от  $\sim 0.4$  до  $\sim 1$ . Полученный результат позволяет сделать вывод, что при отжиге сплавов  $\text{Al}-0.5\%\text{Mg}-\text{Sc}$  доминирующим механизмом распада твердого раствора является выделение частиц  $\text{Al}_3\text{Sc}$  на ядрах дислокаций.

Энергия активации распада твердого раствора составляет  $Q_1 = 13.5 - 17.7kT_m$  (рис. 7б). Это промежуточное значение между характерными значениями энергии активации диффузии по ядрам дислокаций ( $Q_c = 8 - 12kT_m$ ) и объемной диффузии  $Q_v = 18 - 22kT_m$ . По нашему мнению, повышенные значения  $Q_1$  обусловлены тем, что при отжиге сплавов  $\text{Al}-0.5\%\text{Mg}-\text{Sc}$ , одновременно с выделением частиц на ядрах дислокаций, наблюдается прерывистый распад твердого раствора и образование частиц игольчатой формы, которые преимущественно расположены в объеме зерен МЗ-сплава.

Кинетика процесса образования частиц  $\text{Al}_3\text{Sc}$  по механизму прерывистого распада может лимитироваться интенсивностью процесса объемной диффузии ( $Q_1 \sim Q_v$ ). Это приводит к тому, что эффективная энергия активации распада твердого раствора  $Q_1$  имеет “промежуточное” значение между величиной  $Q_v \sim 18 - 22kT_m$  и энергией активации диффузии по ядрам дислокаций ( $Q_c \sim 8 - 12kT_m$ ).

В заключение коротко обсудим немонотонный ход зависимостей  $H_V(t, T)$  и влияние частиц  $\text{Al}_3\text{Sc}$  на твердость сплавов  $\text{Al}-0.5\%\text{Mg}-\text{Sc}$ . Как было показано в [18], влияние частиц  $\text{Al}_3\text{Sc}$  на микротвердость алюминиевых сплавов хорошо может быть описано с использованием уравнения Орована:

$$H_V = \alpha_1 M G b \sqrt{f_v} / R, \quad (4)$$

где  $R$  – размер частиц,  $\alpha_1$  – численный коэффициент,  $M$  – фактор Шмидта,  $G$  – модуль сдвига,  $b$  – вектор Бюргерса.

Из рис. 3 и 4б видно, что зависимости  $H_V(T)$  и  $H_V(t)$  имеют немонотонный характер с максимумом. Отжиг при малых температурах или време-

нах приводит к повышению  $H_V$ . При больших временах отжига и/или повышенных температурах отжига величина микротвердости деформированных сплавов уменьшается. Как было показано выше, объемная доля рекристаллизованной структуры при отжиге деформированных сплавов Al–0.5% Mg–Sc очень мала. Следовательно, существенное снижение микротвердости при повышенных временах отжига не может быть связано с развитием процессов рекристаллизации. По нашему мнению, одной из основных причин снижения  $H_V$  является прерывистый распад твердого раствора, в процессе которого наблюдается выделение достаточно крупных ( $R_2 \sim 100\text{--}150$  нм) частиц  $\text{Al}_3\text{Sc}$ . Увеличение размера частиц  $\text{Al}_3\text{Sc}$ , образующихся по механизму прерывистого распада твердого раствора, в соответствии с (4), будет приводить к снижению микротвердости алюминиевых сплавов.

### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Методом индукционного литья и РКУП получены заготовки деформированных алюминиевых сплавов Al–0.5% Mg–(0.2, 0.3, 0.4)% Sc. Сплавы характеризуются высокой термической стабильностью деформированной микроструктуры. Оптимальное сочетание микротвердости и электропроводности удается добиться в сплаве Al–0.5% Mg–0.3% Sc после отжига  $325^\circ\text{C}$  (1440 мин):  $\rho = 3.09$  мкОм см,  $H_V = 805$  МПа. Сплав Al–0.5% Mg–0.2% Sc после отжига  $325^\circ\text{C}$  (60 мин) имеет  $\rho = 3.08$  мкОм см и  $H_V = 725$  МПа. Минимальное УЭС (3.03 мкОм см) обеспечивается в сплаве с 0.2% Sc после отжига  $325^\circ\text{C}$  (1920 мин);  $H_V$  при этом составляет 700 МПа. Эти значения превосходят характеристики промышленного сплава 01417, используемого для изготовления малогабаритных авиационных проводов.

2. Проведен анализ зависимостей УЭС от времени отжига с использованием уравнения Джонсона–Мела–Аврами–Колмогорова. Показано, что интенсивность распада твердого раствора при отжиге сплавов Al–0.5% Mg–Sc лимитируется одновременно выделением наночастиц в объеме зерен алюминия, преимущественно по ядрам решеточных дислокаций, а также выделением частиц по механизму прерывистого распада. Высказано предположение, что снижение микротвердости при больших временах и/или температурах отжига обусловлено преимущественным выделением частиц по механизму прерывистого распада.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (грант № 20-19-00672). Исследования микроструктуры с использованием метода ПЭМ проведены на оборудовании ЦКП “Материаловедение и металлургия” НИТУ “МИСИС”

при финансовой поддержке Минобрнауки России (проект № 075-15-2021-696).

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Матвеев Ю.А., Гаврилова В.П., Баранов В.В. Легкие проводниковые материалы для авиапроводов // Кабели и провода. 2006. № 5(300). С. 22–24.
2. 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.
3. Барков Р.Ю., Яковцева О.А., Мамзурина О.И., Логинова И.С., Медведева С.В., Просвиряков А.С., Михайловская А.В., Поздняков А.В. Влияние Yb на структуру и свойства электропроводного сплава Al–Y–Sc // ФММ. 2020. Т. 121. Вып. 6. С. 667–672.
4. 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 // МИТОМ. 2016. № 9(735). С. 25–30.
5. Yang C., Masquellier N., Gandiole C., Sauvage X. Multifunctional properties of composition graded Al wires // Scripta Mater. 2020. V. 189. P. 21–24.
6. Sauvage X., Nasedkina Y., Bobruk E.V., Murashkin M.Y., Enikeev N.A., Valiev R.Z. Optimization of electrical conductivity and strength combination by structure design at the nanoscale in Al–Mg–Si alloys // Acta Mater. 2015. V. 98. P. 355–366.
7. Захаров В.В., Фисенко И.А. Влияние небольших добавок переходных металлов на структуру и свойства малолегируемого сплава Al–Sc // Технология легких сплавов. 2020. № 3. С. 11–19.
8. Захаров В.В. Перспективы создания экономнолегированных скандием алюминиевых сплавов // МИТОМ. 2018. № 3(753). С. 40–44.
9. Segal V.M., Beyerlein I.J., Tome C.N., Chuvil'deev V.N., Kopylov V.I. Fundamentals and Engineering of Severe Plastic Deformation. N.Y.: Nova Science Publishers, 2010. 542 p.
10. Segal V.M., Резников В.И., Копылов В.И., Павлик Д.А., Малышев В.Ф. Процессы пластического структурообразования металлов. Минск: Наука и техника, 1994. 230 с.
11. Орлова Т.С., Латынина Т.А., Мурашкин М.Ю., Казыханов В.У. Влияние дополнительной интенсивной пластической деформации при повышенных температурах на микроструктуру и функциональные свойства ультрамелкозернистого сплава Al–0.4Zr // ФТТ. 2019. Т. 61. № 12. С. 2477–2487.
12. 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 субмикроструктурных алюминиевых сплавов Al–0.5% Mg–Sc // Металлы. 2021. № 1. С. 10–28.
13. Gryaznov M., Shotin S., Nokhrin A., Chuvil'deev V., Likhnikitskii C., Kopylov V., Chegurov M., Tabachkova N., Shadrina I., Smirnova E., Pirozhnikova O. Investigation

- of effect of preliminary annealing on superplasticity of ultrafine-grained conductor aluminum alloys Al–0.5% Mg–Sc // *Materials*. 2022. V. 15. № 1. P. 176.
14. 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.
  15. 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.
  16. Шматко О.А., Усов Ю.В. Структура и свойства металлов и сплавов. Электрические и магнитные свойства металлов. Киев: Наукова думка, 1987. 325 с.
  17. 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.
  18. 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. IV. Влияние распада твердого раствора на механические свойства сплавов // *Металлы*. 2013. № 5. С. 52–67.

### Investigation of the Decomposition of Al–Sc Solid Solution during Annealing of Deformed Al–0.5% Mg–Sc Alloys

Ya. S. Shadrina<sup>1</sup>, A. V. Nokhrin<sup>1</sup>, A. A. Bobrov<sup>1</sup>, O. G. Krutova<sup>1</sup>, E. O. Shishulin<sup>1</sup>, G. V. Shcherbak<sup>1</sup>, V. I. Kopylov<sup>1</sup>, V. N. Chuvil'deev<sup>1</sup>, E. S. Smirnova<sup>1</sup>, and N. Yu. Tabachkova<sup>2,3</sup>

<sup>1</sup>Lobachevsky State University of Nizhny Novgorod, Nizhny Novgorod, 603022 Russia

<sup>2</sup>MISiS National University of Science and Technology, Moscow, 119049 Russia

<sup>3</sup>Prokhorov General Physics Institute of the Russian Academy of Sciences, Moscow, 119991 Russia

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

**Abstract**—The results of studies of the kinetics of solid solution decomposition during firing of fine-grained conductive alloys Al–0.5% Mg–Sc with different scandium content are presented. The alloys were obtained by induction casting, and the fine-grained microstructure was formed using equal-channel angular pressing. The kinetics of the decomposition of a solid solution has been studied using methods for measuring electrical resistivity and microhardness. The results were analyzed using the Johnson–Mel–Avrami–Kolmogorov equation. It is shown that during the firing of fine-grained alloys, the separation of Al<sub>3</sub>Sc particles along the nuclei of lattice dislocations is observed, and discontinuous precipitation of scandium in aluminum also occurs.

*Keywords:* aluminum, scandium, particles, diffusion, deformation