

РАЗДЕЛ 2. МЕТАЛЛОВЕДЕНИЕ И ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Научная статья

2.6.1. Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов (технические науки)

УДК 669.017.3

doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2024.04.012

ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ДОБАВОК ГАФНИЯ В СПЛАВЕ 1570 НА СПОСОБНОСТЬ ЧАСТИЦ Al_3Sc К ТОРМОЖЕНИЮ ПРОЦЕССОВ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ

Евгений Владимирович Арышенский^{1†}, Игорь Александрович Зорин²,
Александр Михайлович Дриц³, Сергей Валерьевич Коновалов⁴,
Михаил Александрович Пимонов⁵

^{1, 2, 4} Сибирский государственный индустриальный университет, ул. Кирова, 42, 654007, Новокузнецк, Россия

^{1, 2, 3, 4, 5} Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, Московское шоссе, 34, 443086, Самара, Россия

¹ arishenskiy_ev@sibsiu.ru[†], <https://orcid.org/0000-0003-3875-7749>

² zorin.ia@ssau.ru, <https://orcid.org/0000-0001-9349-2494>

³ alexander.drits@samara-metallurg.ru, <https://orcid.org/0000-0002-9468-8736>

⁴ konovalov@sibsiu.ru, <https://orcid.org/0000-0003-4809-8660>

⁵ pimonov.2003@mail.ru, <https://orcid.org/0009-0003-9333-5714>

Аннотация. Исследование посвящено изучению влияния гафния на антирекристаллизационные свойства сплава 1570. В процессе исследования сплав 1570 и его модификации, содержащие 0,2 % и 0,5 % масс. гафния, исследовались в литом и гомогенизированном состояниях при помощи просвечивающей электронной микроскопии. В результате выявлено, что легирование гафнием 0,2 % масс. при отжиге в течение 4 часов при температуре 370 °С приводит к снижению объема выделившихся частиц по сравнению со сплавом 1570. При повышении концентрации гафния до 0,5 % количество частиц продолжает уменьшаться. Теоретические расчеты тормозящей и движущей сил рекристаллизации показывают, что в сплавах, содержащих гафний 0,5 % масс., при высоких параметрах Холломона-Зенера возможно протекание рекристаллизации. Отжиг при температуре 440 °С приводит к увеличению доли и уменьшению размера частиц в сплавах с содержанием гафния. Особенно сильно уменьшается размер частиц и растет их объем в сплаве с содержанием гафния 0,2 %. Таким образом, в сплавах, легированных гафнием, рекристаллизация блокируется при любых рассмотренных в данной работе параметрах Холломона-Зенера. В сплаве без гафния рост температуры отжига, наоборот, приводит к уменьшению количества частиц и увлечению их размера. В результате тормозящая сила несколько снижается, однако ее все равно достаточно для полного торможения процессов рекристаллизации.

Ключевые слова: гафний, алюминиевые сплавы, скандий, зерновое торможение, рекристаллизация, движущая сила, термомеханическая обработка, упрочняющие частицы, переходные металлы, просвечивающая микроскопия.

Благодарности: Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22–29–01506, <https://rscf.ru/project/22-29-01506/>.

Для цитирования: Арышенский Е.В., Зорин И.А., Дриц А.М., Коновалов С.В., Пимонов М.А. Изучение влияния добавок гафния в сплаве 1570 на способность частиц Al_3Sc к торможению процессов рекристаллизации // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2024. Т. 21, № 4. С. 509–518. doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2024.04.012.

Original article

STUDY OF THE EFFECT OF HAFNIUM ADDITIVES IN ALLOY 1570 ON THE ABILITY OF Al_3Sc PARTICLES TO INHIBIT RECRYSTALLIZATION PROCESSES**Evgenii V. Aryshenskii^{1†}, Igor A. Zorin², Aleksandr M. Drits³, Sergei V. Konovalov⁴, Mihail A. Pimonov⁵**^{1,2,4} Siberian State Industrial University, Kirova Str., 42, Novokuznetsk, 654006, Russia^{1,2,3,4,5} Samara National Research University, Moskovskoe Shosse, 34, Samara, 443086, Russia¹ arishenskiy_ev@sibsiu.ru[†], <https://orcid.org/0000-0003-3875-7749>² zorin.ia@ssau.ru, <https://orcid.org/0000-0001-9349-2494>³ alexander.drits@samara-metallurg.ru, <https://orcid.org/0000-0002-9468-8736>⁴ konovalov@sibsiu.ru, <https://orcid.org/0000-0003-4809-8660>⁵ pimonov.2003@mail.ru, <https://orcid.org/0009-0003-9333-5714>

Abstract. The study addresses the effect of hafnium on 1570 alloy anti-recrystallization properties. 1570 alloy and its modifications, containing 0.2 % and 0.5 % weight hafnium, were examined using transmission electron microscopy in as-cast and homogenized states. It was found out, that 0.2 % weight hafnium addition and 4-hour annealing at 370 °C results in reduction of precipitated particles amount as compared to 1570 alloy. The particles amount reduction continues with hafnium content increase to 0.5 % weight. Recrystallization retarding and driving forces theoretical calculations demonstrate, that recrystallization is possible in the alloys with 0.5 % weight hafnium content at high Zener-Hollomon parameter values. Annealing at 440 °C leads to particles amount increase with their size reduction in hafnium containing alloys. Intensive particles sizes reduction and particles amount increase are observed in the alloys with 0.2 % weight hafnium content. As a result, recrystallization is inhibited in the alloys with hafnium additions at any Zener-Hollomon parameter value, discussed in this study. In the alloys, containing no hafnium, annealing temperature increase, in the opposite way, leads to the particles amount decrease and size increase. As a result, the retarding force slightly decreases, but it is still sufficient for complete recrystallization processes inhibition.

Keywords: hafnium, aluminum alloys, scandium, Zener retardation, recrystallization, driving force, thermomechanical treatment, strengthening particles, transition metals, transmission microscopy.

Acknowledgements: The research was carried out at the expense of a grant from the Russian Science Foundation No. 22–29–01506, <https://rscf.ru/project/22-29-01506/>.

For citation: Aryshenskii, E. V., Zorin, I. A., Drits, A. M., Konovalov, S. V. & Pimonov, M. A. (2024). Study of the effect of hafnium additives in alloy 1570 on the ability of Al_3Sc particles to inhibit recrystallization processes. *Fundamental'nye problemy sovremennoy materialovedeniya (Basic Problems of Material Science (BPMS))*, 21(4), 509–518. (In Russ.). doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2024.04.012.

Введение

Алюминиевые сплавы являются незаменимой частью отечественной промышленности [1, 2]. Одним из самых популярных легирующих элементов в алюминиевых сплавах является магний из-за его способности вызывать сильное твердорастворное упрочнение. Поэтому сплавы системы Al–Mg нашли широкое применение в авиационной, автомобильной и судостроительной отраслях [3]. Для дополнительного улучшения механических свойств данных сплавов в систему Al–Mg вводят скандий [4]. Скандий улучшает механические свойства за счет нескольких факторов. Во-первых, скандий модифицирует структуру сплава, уменьшая размер зерен и повышая однородность распре-

деления примесей [5]. Во-вторых, скандий образует упрочняющие частицы Al_3Sc , которые препятствуют росту зерен при отжиге [6]. В-третьих, скандий блокирует процесс рекристаллизации, способствуя тем самым сохранению прочностных свойств [7].

Один из наиболее востребованных сплавов системы Al–Mg–Sc–Zr – это сплав 1570, который широко применяется в аэрокосмической промышленности [8, 9]. Поскольку частицы Al_3Sc обычно обладают низкой термостабильностью, вводится цирконий. Цирконий укрепляет структуру и повышает термостабильность этих частиц, что также усиливает их способность к модификации. Однако, несмотря на циркониевые добавки, данные частицы Al_3Sc все равно

не имеет достаточную термическую стабильность. Данную проблему можно решить за счет дополнительного легирования сплава 1570 гафнием. Так же как и цирконий, он образует термостабилизирующую оболочку вокруг частиц Al_3Sc [10]. В то же время гафний сильно замедляет кинетику распада пересыщенного твердого раствора и замедляет формирование дисперсоидов [11]. Например, добавка 0,5 % гафния уменьшает количество наночастиц типа Al_3Sc , выделяющихся при 4-часовом отжиге с температурой 370 °С, в 3-4 раза. Это, в свою очередь, будет снижать способность данных дисперсоидов блокировать процесс рекристаллизации, то есть вызывать так называемое зерновое торможение [12]. Существенное увеличение времени гомогенизационного отжига позволило бы выделить больше наночастиц и решить эту проблему. Однако не всегда производственные возможности позволяют выдерживать массивный слиток несколько дней при темпе-

ратурах выделения частиц. Поэтому для решения вопроса о целесообразности совместного микролегирования скандием и гафнием алюминиевых сплавов необходимо изучить вопрос о том, как концентрация последнего, а также режимы кратковременного гомогенизационного отжига влияют на антирекристаллизационные свойства частиц Al_3Sc . В настоящее время работы, посвященные изучению данного вопроса, отсутствуют. Целью данного исследования является изучение влияния добавок 0,2 и 0,5 % гафния и 4-часового гомогенизационного отжига при температурах 370 °С и 440 °С на антирекристаллизационные свойства частиц Al_3Sc .

Методика эксперимента

В данном исследовании были рассмотрены сплав 1570 и его модификации с добавками гафния 0,2 % и 0,5 %. Химический состав исследуемых сплавов представлен в таблице 1.

Таблица 1. Химический состав исследуемых сплавов, %

Table 1. Chemical composition of the studied alloys, %

Сплав	Al	Si	Fe	Mn	Mg	Ti	Zr	Sc	Hf
1570	осн.	0,17	0,27	0,44	6,16	0,03	0,05	0,22	—
1570-0,2Hf		0,17	0,27	0,44	6,16	0,03	0,05	0,22	0,2
1570-0,5Hf		0,17	0,27	0,44	6,16	0,03	0,05	0,22	0,5

Слитки получали методом литья в стальной кокиль, чтобы максимально соответствовать условиям заводского производства. Плавнение проводилось в среднечастотной индукционной печи с использованием графитового тигля. Вес расплава составлял 4-5 кг. Масса отлитого слитка составляла 3 кг. Материалы, которые использовались в качестве шихты для сплава: алюминий (чистота 99,8 %), магний (99,9 %), мастер-сплав Al-2%Sc, силумин Al-12%Si, мастер-сплав Al-5%Zr. Температура литья составляла 720-740 °С. Перед заливкой расплавленного металла в литейную форму его рафинировали карналлитовым флюсом, вводимым из расчета 5 г на 1 кг шихты. После чего с поверхности расплавленного металла удалялся ликвационный слой. Охлаждение производилось в воде после полного затвердевания слитка в кокиле. Для готовых слитков производи-

лись гомогенизационные отжиги по режимам 370 °С – 4 часа и 440 °С – 4 часа.

Интерметаллидные частицы исследовали с применением СЭМ JEOL 6390А. Методика подготовки образцов состояла в механической шлифовке, полировке и электрополировке. Электрополировку проводили при напряжении 10-30 В и температуре 85-110 °С в электролите следующего состава: 500 мл ортофосфорной кислоты; 300 мл серной кислоты; 50 г оксида хрома VI; 50 мл воды. Изучение химического состава структурных составляющих методом энергодисперсионной спектроскопии при помощи детектора X-Max 80T в диапазоне энергий 0-10 кэВ (энергетическое разрешение детектора составляет 122 эВ).

Исследование тонкой структуры образцов проводилось на многоцелевом аналитическом просвечивающем электронном микроскопе JEM-2100 (JEOL, Япония) с ускоряющим на-

пряжением 200 кВ, оснащенный приставкой для EDX-анализа INCA (Oxford Instruments, Великобритания). Полученные образцы фольги сразу же помещались в двунаклонный держатель просвечивающего электронного микроскопа с возможностью наклона на $\pm 30^\circ$ по каждой оси. Согласно литературным данным, исследуемые частицы Al_3Sc обладают структурой $L1_2$, что предполагает наличие в них когерентной решетки. Таким образом, при исследовании в светлом поле (СП) искомые частицы не будут контрастировать с матрицей образца. Однако применение съемки в темном поле (ТП) позволяет получать снимки искомым когерентных частиц. Для получения снимков таких частиц в начале работы образец был выведен в ось зоны, после чего снималась электронограмма и вырезался слабый сверхструктурный рефлекс от плоскости (011) α . Данный прием позволяет получить снимки в ТП и произвести подсчет видимых искомым частиц. Для анализа размера частиц и их плотности применялся программный модуль Digimizer, позволяющий проводить ручные измерения. Оценка среднего размера частиц и их доли была произведена по пяти полям зрения для каждого из исследуемых состояний.

Одним из наиболее распространенных в промышленности способов изготовления полуфабрикатов из сплава 1570 является горячая прокатка на непрерывных станах [13]. Поэтому проверять способность частиц Al_3Sc к торможению процесса рекристаллизации в сплаве 1570 и его модификациях необходимо в условиях промышленной непрерывной прокатки, которая характеризуется повышенными значениями параметров Холомона-Зенера, что способствует ускорению процессов рекристаллизации [14]. В настоящее время сплав 1570 с добавками гафния не внедрен в промышленное производство, а использование лабораторного оборудования не дает возможности достичь параметров Холомона-Зенера, которые достигаются при горячей непрерывной прокатке. Поэтому для исследуемых в работе сплавов можно лишь теоретически определить соотношение тормозящей и движущей силы рекристаллизации в зависимости от содержания гафния и предшествующей термической обработки после деформации при высоких параметрах Холомона-Зенера (от $7 \cdot 10^{14}$ до $7 \cdot 10^{15}$).

Движущая сила рекристаллизации [15] рассчитывалась по формуле (1):

$$P_D = \alpha \frac{\gamma SB}{\delta} + \rho \Gamma, \quad (1)$$

где γSB – средняя энергия границы субзерен; δ – средний размер субзерен после деформации; ρ – плотность дислокаций внутри субзерен; Γ – линейное натяжение дислокации; α – геометрическая константа равная 3.

Средний размер субзерна [16] рассчитывался по формуле (2):

$$\delta = K_1 - K_2 \log Z, \quad (2)$$

где K_1 и K_2 – константы; Z – параметр Холломона-Зенера.

Плотность дислокаций [16] для каждого из исследуемых состояний рассчитывалась по формуле (3):

$$\rho = (3b\theta)/\delta, \quad (3)$$

где ρ – плотность дислокаций, м^{-2} ; b – абсолютное значение вектора Бюргерса (принято равным $0,2 \cdot 10^{-9}$); θ – угол разориентировки малоугловых границ.

На возможность рекристаллизации непосредственно влияют не только движущая P_D , но и тормозящая P_Z сила. Уравнение (4) использовалось для расчета тормозящей силы рекристаллизации в процессе отжига.

Сила, тормозящая движение границ зерен из-за действия частиц Al_3Sc (зенеровское сопротивление P_Z) [16], рассчитывалась по уравнению (4):

$$P_Z = \frac{3\gamma_B F_V}{r_D}, \quad (4)$$

где F_V – объемная доля частиц второй фазы (которая определялась на основании доли частиц, рассчитанной с помощью ПЭМ); r_D – средний размер частиц; γ_B – энергия большеугловой границы (принята за $0,5 \text{ Дж} \cdot \text{м}^{-2}$).

Результаты и обсуждение

На рис.1-3 приведены результаты ПЭМ анализа для исследуемых сплавов 1570, $1570_{-0,2}\text{Hf}$ и $1570_{-0,5}\text{Hf}$.

В сплаве 1570 при всех представленных вариантах термообработки отчетливо видны сверхструктурные рефлексы $L1_2$, что говорит о наличии упрочняющих частиц Al_3Sc , имеющих средний размер 9 нм. После отжига 370°C – 4 часа (рис.1а) наблюдается низкодислокационная структура, характерная для гомогенизированного состояния. При сравнении результатов исследования для сплава 1570 можно отме-

тять, что повышение температуры отжига ведет к увеличению среднего размера частиц до 11,4 нм при одновременном снижении их доли, что говорит о низкой термостабильности упорочняющих частиц.

Для сплава 1570- $_{0,2}Hf$ сверхструктурные рефлексы видны, однако не так отчетливо. Для отжига 370 °C (рис.2а) характерно наличие частиц типа «кофейное зерно» в тройных стыках и

на границах зерен, общее распределение зерен на плоскости образца неравномерно, средний размер частиц равен 7,2 нм. После отжига 440 °C средний размер частиц в этом случае составляет 6,7 нм, а общая доля частиц частиц увеличилась примерно в 4 раза. Таким образом, увеличение температуры выдержки способствует формированию более мелкодисперстных наночастиц.

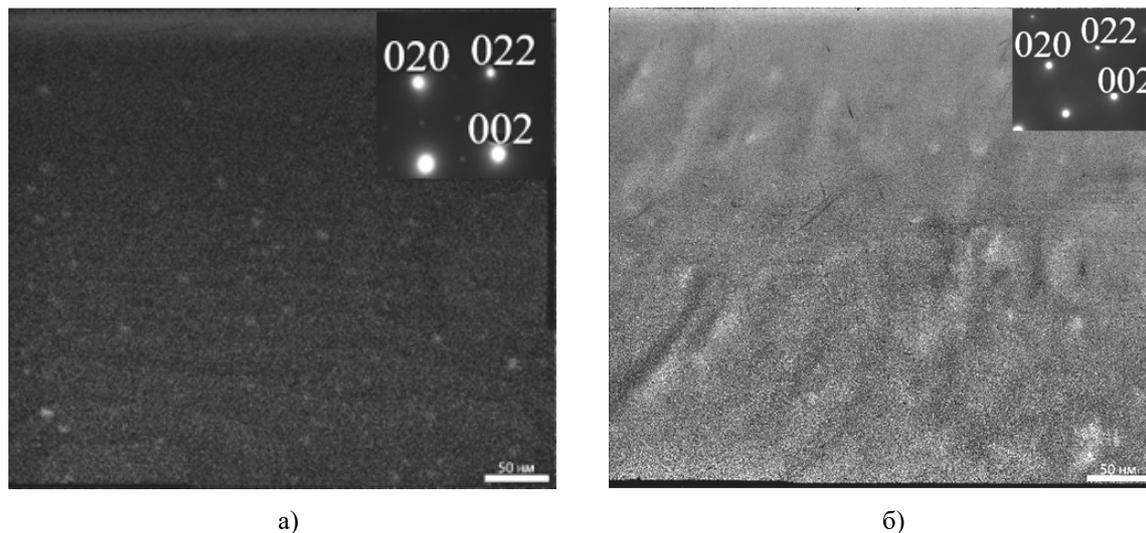


Рис.1. Микродифракция в оси зоны $[001]\alpha$ и изображение в ТП, увеличение 200 000 для сплава 1570 после отжига а) 370 °C – 4 часа; б) 440 °C – 4 часа

Fig.1. Microdiphering in the zone axis $[001]\alpha$ and image in TP, magnification 200,000 for alloy 1570 after annealing a) 370 °C – 4 hours; b) 440 °C – 4 hours

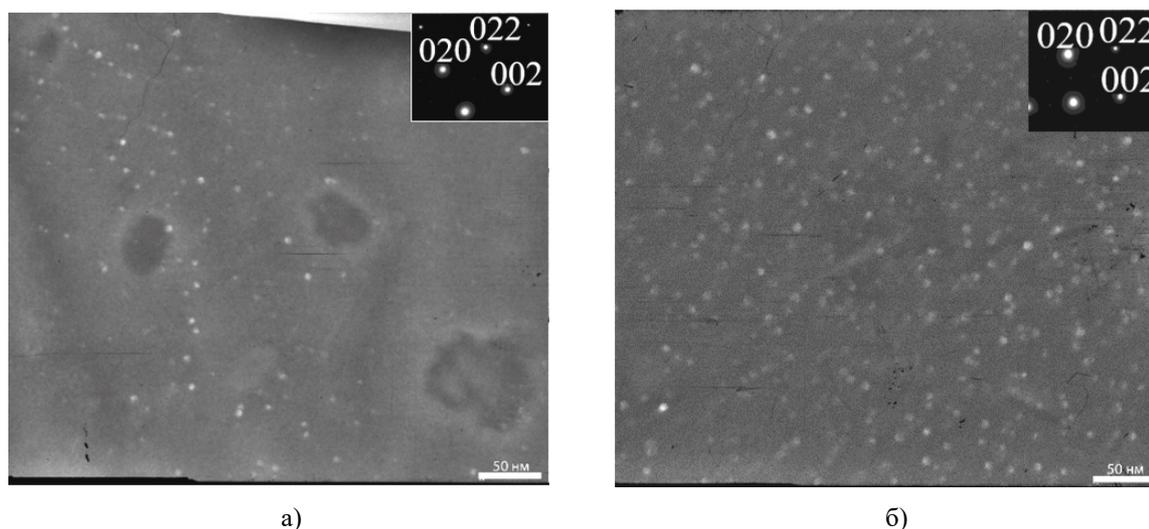


Рис.2. Микродифракция в оси зоны $[001]\alpha$ и изображение в ТП, увеличение 200 000 для сплава 1570- $_{0,2}Hf$ после отжига: а) 370 °C – 4 часа; б) 440 °C – 4 часа

Fig.2. Microdiphering in the axis of zone $[001]\alpha$ and image in TP, magnification 200,000 for alloy 1570- $_{0,2}Hf$ after annealing: a) 370 °C – 4 hours; b) 440 °C – 4 hours

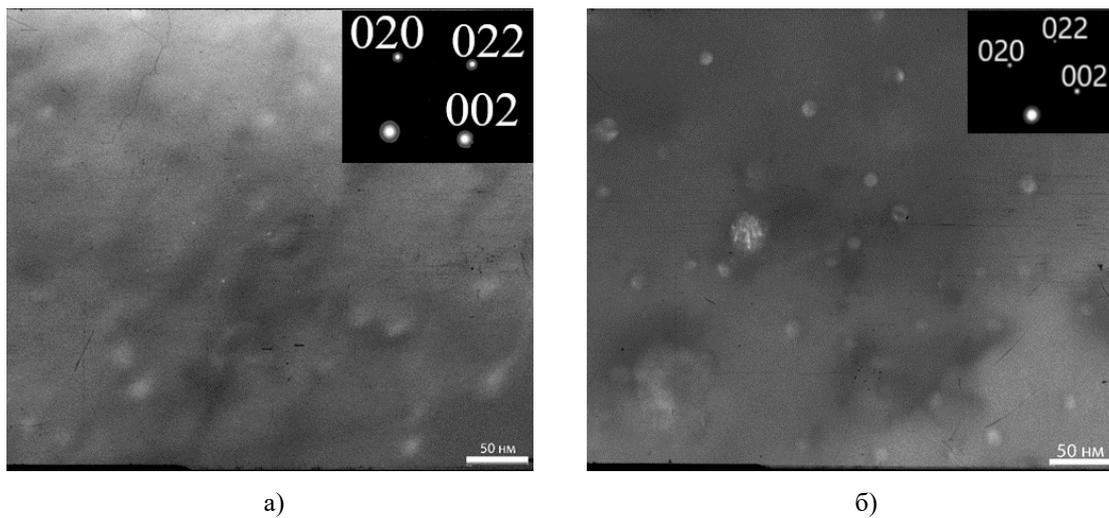


Рис.3. Микродифракция в оси зоны $[001]\alpha$ и изображение в ТП, увеличение 200 000 для сплава 1570- $_{0,5}\text{Hf}$ после отжига): 370 °С – 4 часа; б) 440 °С – 4 часа

Fig.3. Microdiphering in the zone axis $[001]\alpha$ and image in TP, magnification 200,000 for alloy 1570- $_{0,5}\text{Hf}$ after annealing: а) 370 °С – 4 hours; б) 440 °С – 4 hours

Рефлексы от $L1_2$, так же как и в случае со сплавом 1570- $_{0,2}\text{Hf}$, присутствуют, однако весьма слабы. Во всех представленных состояниях установлено наличие достаточно крупных частиц, размер которых более 25 нм. Наблюдаемое распределение крупных частиц также неравномерно в объеме исследуемого зерна. После отжига 370 °С в течение 4 часов (рис.3а) средний размер частиц составляет 14,65 нм, что значительно больше, чем у дисперсоидов в

сплаве 1570 в аналогичном состоянии, в то же время общее количество частиц в 4 раза меньше. При повышении температуры в сплаве формируются частицы, имеющие меньший размер, в то же время их количество увеличивается в 3 раза по сравнению с отжигом 370 °С.

В таблице 2 приведены сводные данные по морфологии частиц в исследуемых сплавах после ПЭМ анализа.

Таблица 1. Сводные данные по частицам для исследуемых сплавов

Table 1. Summary data on particles for the studied alloys

Режим термообработки	Сплав	Частицы	
		Средний диаметр, нм	Доля частиц, см ⁻²
370 °С – 4 ч	1570	9	$3,57 \cdot 10^{10}$
	1570- $_{0,2}\text{Hf}$	7,2	$2,54 \cdot 10^{10}$
	1570- $_{0,5}\text{Hf}$	14,65	$8,5 \cdot 10^9$
440 °С – 4 ч	1570	11,4	$2,2 \cdot 10^{10}$
	1570- $_{0,2}\text{Hf}$	6,7	$9,4 \cdot 10^{10}$
	1570- $_{0,5}\text{Hf}$	10,5	$2,6 \cdot 10^{10}$

Таким образом, проведенное исследование доказывает, что увеличение концентрации гафния в сплаве 1570 способствует снижению скорости распада пересыщенного раствора скандия в алюминии при температуре 370 °С. Повышение температуры до 440 °С существенно ускоряет процесс формирования наночастиц Al_3Sc в сплавах с содержанием гафния. В сплаве с содержанием 0,2 % гафния наблюдается

частицы, имеющие наименьший размер по сравнению с двумя другими исследуемыми сплавами. Более того, после отжига при температуре в 440 °С в данном сплаве наблюдается больше всего частиц. В то же время добавление 0,5 % гафния является излишним, так как, во-первых, ведет к росту размера частиц, во-вторых, уменьшает их количество. Увеличение температуры отжига приводит к росту количе-

ства данных частиц, однако их количество все равно более чем в 3,5 раза меньше, чем в сплаве 1570.

На рисунке 4 приведено изменение тормозящей силы рекристаллизации в зависимости от температуры гомогенизационного отжига. После отжига 370 °С – 4 часа во всех сплавах наблюдается меньшее количество частиц, чем при отжиге в режиме 440 °С – 4 часа. Это приводит к тому, что зерновое торможение для всех сплавов также ниже после отжига при температуре 370 °С. В целом, самое высокое значение торможения наблюдается в сплаве 1570, оно составляет 145 кПа и объясняется наибольшим количеством мелкодисперсных частиц по сравнению со другими сплавами. В сплавах 1570-_{0,2}Hf и 1570-_{0,5}Hf максимальное значение зернового торможения составляют 140 кПа и 63 кПа соответственно. При повышении температуры до 440 °С величина зернового торможения растет во всех сплавах с добавками гафния вследствие увеличения количества частиц, а также их дисперсности. Наиболее сильно зерновое торможение растет в сплаве 1570 с добавкой 0,2 % Hf, оно увеличивается до 221 кПа. В сплаве 1570-_{0,5}Hf оно также увеличивается до 133 кПа, что также объясняется увеличением количества и уменьшением размера наночастиц. В то же время в сплаве 1570 зерновое торможение падает до 119 кПа, так как размер наночастиц растет, а их количество уменьшается.

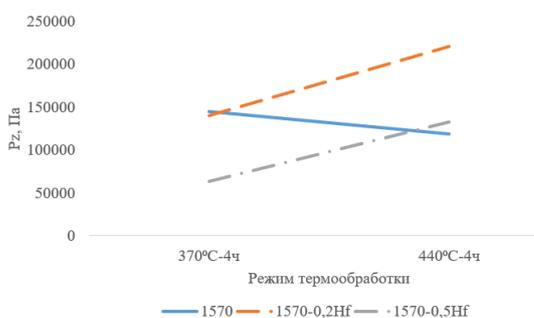


Рис.4. Изменение тормозящей силы в зависимости от термообработки

Fig.4. Change in braking force depending on heat treatment

На рисунке 5 приведены значения тормозящей и движущей сил рекристаллизации для исследуемых сплавов после гомогенизационных отжигов 370 °С. Когда значения тормозящей силы, создаваемой частицами Al_3Sc , превышают значения движущей силы рекристаллизации, происходит блокировка процесса рекристаллизации. Следует отметить, что размеры

субзерен и плотность дислокаций в исследуемых сплавах примерно равны, так как малые добавки гафния не оказывают на них сильного влияния, поэтому движущая сила рекристаллизации будет показывать примерно равные значения. При температуре 370 °С в сплавах с добавками гафния возможна рекристаллизация, если параметр Холмона-Зенера превышает 3,5·10¹⁵ для сплава 0,5 Hf %. Это объясняется тем, что в данном сплаве при отжиге с температурой 370 °С выпадает не такое большое количество частиц, и если горячая прокатка проходит при высоких значениях параметра Холмона-Зенера, то их количества не хватает, чтобы заблокировать процесс рекристаллизации. В сплаве 1570 рекристаллизация блокируется после всех режимов горячей прокатки. При повышении температуры гомогенизирующего отжига до 440 °С рекристаллизация блокируется при любом содержании гафния. Это объясняется тем, что в сплавах с добавками последнего количество мелкодисперсных частиц растет. В то же время в сплаве, не содержащем гафний, количество частиц сохраняется в достаточном объеме для блокирования процесса.

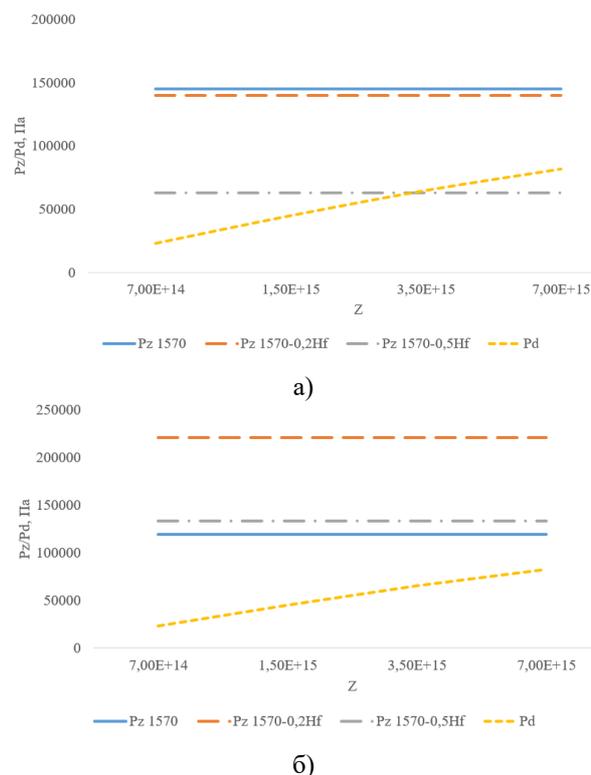


Рис.5. Значения тормозящей и движущей сил исследуемых сплавов после отжига 370 °С – 4 ч (а); 440 °С – 4 ч (б)

Fig.5. Values of the braking and driving forces of the studied alloys after annealing 370 °С – 4 h (a); 440 °С – 4 h (b)

Необходимо отметить, что наличие рекристаллизованной структуры имеет как свои достоинства, так и недостатки. К недостаткам можно отнести более низкую прочность в сравнении с нерекристаллизованной. К преимуществам можно отнести более высокую пластичность металла. Стоит также упомянуть, что высокомагниевого алюминиевые сплавы с добавками переходных металлов склонны к сверхпластичности, которую невозможно достичь без мелкозернистой структуры с размерами менее 9 мкм [17]. В высокомагниевого сплавах, содержащих скандий, это возможно только за счет использования интенсивной пластической деформации (далее ИПД) [18]. Однако если такой сплав можно рекристаллизовать, появляется возможность измельчения зеренной структуры традиционными методами термомеханической обработки без необходимости использования малопродуктивных методов ИПД.

Выводы

Результаты исследования показали, что наиболее перспективным проявил себя экономнолегированный гафнием сплав 1570-_{0,2}Hf. Можно сформулировать следующие выводы:

1. Добавки гафния существенно снижают количество упрочняющих наночастиц, формирующихся в ходе 4-часового отжига при температуре 370 °С. В результате при достижении показателей движущей силы 63 кПа для сплава с добавкой 0,5 % Hf возможно протекание рекристаллизации. В сплаве 1570, не содержащем данный элемент, наночастицы будут создавать тормозящую силу, достаточную для блокировки рекристаллизации при горячей деформации при всех параметрах Холомона-Зенера, для которых были произведены расчеты.

2. Повышение температуры отжига до 440 °С приводит к росту количества частиц и уменьшению их размера в сплавах, содержащих гафний. В результате протекание рекристаллизации в них становится невозможным. В сплаве 1570 размер наночастиц растет, а количество снижается, однако остается достаточным для полной блокировки процесса рекристаллизации для всех параметров Холомона-Зенера, рассмотренных в работе.

Список литературы

1. Bazhin V.Y., Gutema E.M., Savchenkov S.A. Production technology features for aluminum

matrix alloys with a silicon carbide framework // *Metallurgist*. 2017. V. 60, N 11–12. P. 1267–1272.

2. Savchenkov S., Kosov Y., Bazhin V., Krylov K., Kawalla R. Microstructural master alloys features of aluminum-erbium system // *Crystals*. 2021. V. 11, N 11. P. 1353.

3. Яшин В.В. Повышение точности горячей прокатки плит из алюминиево-магниевого сплава: дис. ... канд. техн. наук. Самара, 2022. 168 с.

4. Røyset J., Ryum N. Scandium in aluminium alloys // *International Materials Reviews*. 2005. V. 50, N 1. P. 19–44.

5. Зорин И.А., Дриц А.М., Арышенский Е.В., Коновалов С.В., Гречников Ф.В., Комаров В.С. Влияние переходных металлов на микроструктурную композицию алюминиевого сплава в литом состоянии // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2022. Т. 19, № 4. С. 520–531.

6. Zakharov V.V., Fisenko I.A. Alloying aluminum alloys with scandium // *Metal Science and Heat Treatment*. 2017. V. 59, N 5–6. P. 278–284.

7. Ocenasek V., Slamova M. Resistance to recrystallization due to Sc and Zr addition to Al–Mg alloys // *Materials Characterization*. 2001. V. 47, N 2. P. 157–162.

8. Автократова Е.В. Перспективный Al–Mg–Sc сплав для самолетостроения // *Вестник уфимского государственного авиационного технического университета*. 2007. Т. 9, № 1. С. 182–183.

9. Бронз А.В., Ефремов В.И., Плотников А.Д., Чернявский А.Г. Сплав 1570С-материал для герметичных конструкций перспективных многофазовых изделий РКК «Энергия» // *Космическая техника и технологии*. 2014. №4(7). С. 62–67.

10. Forbord B., Hallem H., Røyset J., Marthinsen K. Thermal stability of Al₃(Sc_xZr_{1-x})-dispersoids in extruded aluminium alloys // *Materials Science and Engineering: A*. 2008. V. 475, N 1–2. P. 241–248.

11. Дриц А.М., Арышенский Е.В., Кудрявцев Е.А., Зорин И.А., Коновалов С.В. Исследование распада пересыщенного твердого раствора в высокомагниевого алюминиевого сплава со скандием, легированных гафнием // *Frontier Materials & Technologies*. 2022. N 4. P. 38–48.

12. Hundert O., Nes E., Ryum N. On the zener drag–Addendum // *Acta Metallurgica*. 1989. V. 37, N 1. P. 129–133.

13. Арышенский Е.В. Изучение особенностей эволюции текстуры при горячей прокатке в непрерывной группе авиационных алюминиевых сплавов. Часть I // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2020. Т. 17, № 3. С. 323–329.

14. Филатов Ю.А. Дальнейшее развитие деформируемых алюминиевых сплавов на основе системы Al–Mg–Sc // Технология легких сплавов. 2021. № 2. С. 12–22.

15. Vatne H.E., Furu T., Ørsund R., Nes E. Modelling recrystallization after hot deformation of aluminium // Acta materialia. 1996. V. 44, N 11. P. 4463–4473.

16. Humphreys F.J., Hatherly M. Recrystallization and related annealing phenomena second edition. Manchester, 2004. 605 p.

17. Kishchik M.S., Mikhailovskaya A.V., Levchenko V.S., Kotov A.D., Drits A.M., Portnoy V.K. Formation of fine-grained structure and superplasticity in commercial aluminum alloy 1565ch // Metal Science and Heat Treatment. 2017. V. 58. P. 543–547.

18. Kaibyshev R., Avtokratova E., Sitdikov O. Mechanical properties of an Al–Mg–Sc alloy subjected to intense plastic straining // Materials Science Forum. 2010. V. 638. P. 1952–1958.

Информация об авторах

Е. В. Арышенский – доктор технических наук, доцент, старший научный сотрудник научно-исследовательской лаборатории электронной микроскопии и обработки изображений Сибирского государственного индустриального университета; ведущий научный сотрудник ОНИЛ №4 Самарского университета.

И. А. Зорин – лаборант-исследователь ОНИЛ-4, инженер-электроник 2 категории лаборатории механических испытаний и электронной микроскопии Сибирского государственного индустриального университета.

А. М. Дриц – кандидат технических наук, ведущий научный сотрудник ОНИЛ-4 Самарского университета.

С. В. Коновалов – доктор технических наук, профессор, проректор по научной и инновационной деятельности Сибирского государственного индустриального университета; главный научный сотрудник ОНИЛ-4 Самарского университета.

М. А. Пимонов – лаборант ОНИЛ-4 Самарского университета.

References

1. Bazhin, V. Y., Gutema, E. M. & Savchenkov, S. A. (2017). Production technology features for aluminum matrix alloys with a silicon carbide framework. *Metallurgist*, 60(11–12), 1267–1272.

2. Savchenkov, S., Kosov, Y., Bazhin, V., Krylov, K. & Kawalla, R. (2021). Microstructural master alloys features of aluminum-erbium system. *Crystals*, 11(11), 1353.

3. Yashin, V. V. (2022). Povysheniye tochnosti goryachey prokatki plit iz alyuminiyevomagniyevykh splavov: dis. ... kand. tekhn. nauk. Samara. P. 168. (In Russ.).

4. Røyset, J. & Ryum, N. (2005). Scandium in aluminium alloys. *International Materials Reviews*, 50(1), 19–44.

5. Zorin, I. A., Drits, A. M., Aryshenskii, E. V., Konovalov, S. V., Grechnikov, F. V. & Komarov, V. S. (2022). The effect of transition metals on the microstructural composition of aluminum alloys in the cast state. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya (Basic Problems of Material Science (BPMS))*, 19(4), 520–531. (In Russ.).

6. Zakharov, V. V. & Fisenko, I. A. (2017). Alloying aluminum alloys with scandium. *Metal Science and Heat Treatment*, 59(5–6), 278–284.

7. Ocenasek, V. & Slamova, M. (2001). Resistance to recrystallization due to Sc and Zr addition to Al–Mg alloys. *Materials Characterization*, 47(2), 157–162.

8. Autocratova, E. V. (2007). A promising Al–Mg–Sc alloy for aircraft construction. *Bulletin of the Ufa State Aviation Technical University*, 9(1), 182–183. (In Russ.).

9. Bronz, A. V., Efremov, V. I., Plotnikov, A. D. & Chernyavsky, A. G. (2014). Alloy 1570C is a material for hermetic structures of promising reusable products of RSC «Energia». *Space technology and technology*, 4(7), 62–67. (In Russ.).

10. Forbord, B., Hallem, H., Røyset, J. & Marthinsen, K. (2008). Thermal stability of $Al_3(Sc_x, Zr_{1-x})$ -dispersoids in extruded aluminium alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 475(1–2), 241–248.

11. Drits, A. M., Aryshensky, E. V., Kudryavtsev, E. A., Zorin, I. A. & Konovalov, S. V. (2022). Investigation of the decomposition of supersaturated solid solution in high-magnesium aluminum alloys with scandium doped with haf-

nium. *Frontier Materials & Technologies*, (4), 38–48. (In Russ.).

12. Hundert, O., Nes, E. & Ryum, N. (1989). On the zener drag–Addendum. *Acta Metallurgica*, 37(1), 129–133.

13. Aryshensky, E. V. (2020). Study of the features of texture evolution during hot rolling in a continuous group of aviation aluminum alloys. Part I. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya (Basic Problems of Material Science (BPMS))*, 17(3), 323–329. (In Russ.).

14. Filatov, Yu. A. (2021). Further development of deformable aluminum alloys based on the Al–Mg–Sc system. *Light alloy technology*, (2), 12–22. (In Russ.).

15. Vatne, H. E., Furu, T., Ørsund, R. & Nes, E. (1996). Modelling recrystallization after hot deformation of aluminium. *Acta materialia*, 44(11), 4463–4473.

16. Humphreys, F. J. & Hatherly, M. (2004). *Recrystallization and related annealing phenomena* second edition. Manchester. P. 605.

17. Kishchik, M. S., Mikhailovskaya, A. V., Levchenko, V. S., Kotov, A. D., Drits, A. M. & Portnoy, V. K. (2017). Formation of fine-grained structure and superplasticity in commercial aluminum alloy 1565ch. *Metal Science and Heat Treatment*, 58, 543–547.

18. Kaibyshev, R., Avtokratova, E. & Sitdikov, O. (2010). Mechanical properties of an Al–Mg–Sc alloy subjected to intense plastic straining. *Materials Science Forum*, 638, 1952–1958.

Information about the authors

E. V. Aryshenskii – Doctor of Technical Sciences, Associate Professor, Senior Researcher at the Research Laboratory of Electron Microscopy and Image Processing of the Siberian State Industrial University; Leading Researcher at ONIL-4 of Samara University.

I. A. Zorin – Laboratory Assistant Researcher ONIL-4, Electronics Engineer of the 2nd category of the Laboratory of Mechanical Testing and Electron Microscopy the Siberian State Industrial University.

A. M. Drits – Candidate of Technical Sciences, Leading Researcher ONIL-4 of Samara University.

S. V. Konovalov – Doctor of Technical Sciences, Professor, Vice-Rector for Scientific and Innovative Activities of the Siberian State Industrial University; Chief Researcher of ONIL-4 Samara University.

M. A. Pimonov – Laboratory Assistant of ONIL-4 Samara University.

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.
The authors declare that there is no conflict of interest.

Статья поступила в редакцию 03.09.2024; одобрена после рецензирования 14.10.2024; принята к публикации 02.12.2024.

The article was received by the editorial board on 03 Sept. 2024; approved after reviewing 14 Oct. 2024; accepted for publication 02 Dec. 2024.