

ISSN 1995-2732 (Print), 2412-9003 (Online)
УДК 669:715
DOI: 10.18503/1995-2732-2025-23-2-119-127



ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМА ГОМОГЕНИЗАЦИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И МИКРОСТРУКТУРУ ЛИСТА ИЗ АЛЮМИНИЕВОГО ВЫСОКОМАГНИЕВОГО СПЛАВА С ДОБАВКАМИ СКАНДИЯ, ЦИРКОНИЯ, ГАФНИЯ И ЭРБИЯ

Арышенский Е.В.¹, Рагазин А.А.², Распоиенко Д.Ю.³, Коновалов С.В.¹, Арышенский В.Ю.², Лапшов М.А.²

¹Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия

²Самарский университет, Самара, Россия

³Институт физики металлов им. М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург, Россия

Аннотация. Проведено исследование влияния режимов гомогенизации на микроструктуру и механические свойства ленты из высокомагниевого алюминиевого сплава 1590-4, экономнолегированного скандием с содержанием циркония, гафния и эрбия. Для этого исследуемый сплав был гомогенизирован по одноступенчатому и двухступенчатому режиму. После гомогенизации обоими способами осуществлялась горячая и холодная прокатка с последующим отжигом. После завершения отжига у образцов исследовались тонкая микроструктура и механические свойства. Структуру и фазовый анализ исследовали методом просвечивающей электронной микроскопии. Методом одноосного растяжения исследовались механические свойства, а именно временное сопротивление разрыву и условный предел текучести. С помощью просвечивающей микроскопии исследовалась морфология и химический состав наночастиц. Кроме того, для литого состояния проводилась сканирующая микроскопия для исследования морфологии и химического состава крупных интерметаллидных частиц. Выявлено, что образцы после двухступенчатой гомогенизации обладают лучшими механическими свойствами, чем образцы после одноступенчатой гомогенизации, за счет более обильного выпадения мелкодисперсных частиц $Al_3(ScZrHf)$. В свою очередь, большее количество частиц, формирующихся после двухступенчатой гомогенизации, способствует более интенсивному взаимодействию с ними дислокаций, вызывая тем самым дополнительное упрочнение. С другой стороны, большее количество частиц $Al_3(ScZrHf)$ на этапе заключительного отжига способствует торможению дислокаций и замедляет процессы полигонизации и рекристаллизации, что также ведет к росту прочностных свойств. Эрбий был обнаружен только в виде крупных интерметаллидных частиц, что, по всей видимости, объясняется его очень низкой растворимостью в алюминиевой матрице, поэтому он не участвует в образовании данных наночастиц.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, микролегирование, скандий, гафний, эрбий, горячая и холодная прокатка, механические свойства, микроструктура, просвечивающая микроскопия, наночастицы

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-19-00810, <https://rscf.ru/project/22-19-00810/>

© Арышенский Е.В., Рагазин А.А., Распоиенко Д.Ю., Коновалов С.В., Арышенский В.Ю., Лапшов М.А., 2025

Для цитирования

Исследование влияния режима гомогенизации на механические свойства и микроструктуру листа из алюминиевого высокомагниевого сплава с добавками скандия, циркония, гафния и эрбия / Арышенский Е.В., Рагазин А.А., Распоиенко Д.Ю., Коновалов С.В., Арышенский В.Ю., Лапшов М.А. // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2025. Т. 23. №2. С. 119-127. <https://doi.org/10.18503/1995-2732-2025-23-2-119-127>



Контент доступен под лицензией Creative Commons Attribution 4.0 License.
The content is available under Creative Commons Attribution 4.0 License.

STUDY OF THE INFLUENCE OF THE HOMOGENIZATION TREATMENT ON THE MECHANICAL PROPERTIES AND MICROSTRUCTURE OF A SHEET OF HIGH-MAGNESIUM ALUMINUM ALLOY DOPED WITH SCANDIUM, ZIRCONIUM, HAFNIUM AND ERBIUM

Aryshenskiy E.V.¹, Ragazin A.A.², Rasposienko D.Yu.³, Konovalov S.V.¹, Aryshenskiy V.Yu.², Lapshov M.A.²

¹ Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

² Samara University, Samara, Russia

³ M.N. Mikheev Institute of Metal Physics of Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Yekaterinburg, Russia

Abstract. The effect of homogenization modes on the microstructure and mechanical properties of a strip of high-magnesium aluminum alloy 1590-4 sparingly alloyed with scandium and containing zirconium, hafnium and erbium was studied. For this purpose, the alloy under study was homogenized using single-stage and two-stage modes. After homogenization by both methods, hot and cold rolling followed by annealing were carried out. After completion of annealing, the fine microstructure and mechanical properties of the samples were studied. The structure and phase analysis were studied using transmission electron microscopy. The mechanical properties, namely, the tensile strength and the yield strength, were studied using the uniaxial tension method. The morphology and chemical composition of nanoparticles were studied using transmission microscopy. In addition, scanning microscopy was used for the cast state to study the morphology and chemical composition of large intermetallic particles. It was found that the samples after two-stage homogenization have better mechanical properties than the samples after single-stage homogenization due to more abundant precipitation of fine $\text{Al}_3(\text{ScZrHf})$ particles. In turn, a larger number of particles formed after two-stage homogenization contributes to a more intense interaction of dislocations with them, thereby causing additional strengthening. On the other hand, a larger number of $\text{Al}_3(\text{ScZrHf})$ particles at the final annealing stage contributes to the inhibition of dislocations and slows down the processes of polygonization and recrystallization, which also leads to an increase in strength properties. Erbium was detected only in the form of large intermetallic particles, which is apparently due to its very low solubility in the aluminum matrix, so it does not participate in the formation of these nanoparticles.

Keywords: aluminum alloys, microalloying, scandium, hafnium, erbium, hot and cold rolling, mechanical properties, microstructure, transmission microscopy, nanoparticles

The research was carried out at the expense of the grant of the Russian Science Foundation No. 22-19-00810, <https://rscf.ru/project/22-19-00810/>

For citation

Aryshenskiy E.V., Ragazin A.A., Rasposienko D.Yu., Konovalov S.V., Aryshenskiy V.Yu., Lapshov M.A. Study of the Influence of the Homogenization Treatment on the Mechanical Properties and Microstructure of a Sheet of High-Magnesium Aluminum Alloy Doped with Scandium, Zirconium, Hafnium and Erbium. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2025, vol. 23, no. 2, pp. 119-127. <https://doi.org/10.18503/1995-2732-2025-23-2-119-127>

Введение

Алюминиевые сплавы являются неотъемлемой частью производства в различных отраслях промышленности. Они применяются в ракетостроении, автомобилестроении, пищевой промышленности и в других областях, где требуется низкий вес полуфабриката с высокими прочностными свойствами и коррозионной стойкостью [1–7].

Использование сплавов системы Al-Mg с малыми добавками переходных металлов является одним из перспективных путей развития современной металлургии. Добавление магния в алюминиевые сплавы вызывает твердорастворное упрочнение, улучшая тем самым механические свойства алюминиевых сплавов [8].

Обоснованность добавления переходных металлов связана с тем, что их низкая подвижность в кристаллической решетке алюминия позволяет получать сплавы с высокими механическими характеристиками [9, 10]. В ходе термической обработки таких сплавов подавляются процессы возврата и рекристаллизации, что способствует повышению их прочностных характеристик [11–13]. Также введение переходных металлов может существенно модифицировать литую структуру [14]. Наибольший эффект достигается при легировании малыми добавками Sc в сочетании с Zr. Также Sc оказывает положительное влияние на прочностные эффекты за счет выпадения из пересыщенного твердого раствора упрочняющей фазы Al_3Sc [14]. Однако стоит упомянуть, что Sc термически неустойчив и при высоких температурах начинает коа-

гулировать, а также существенно повышает стоимость сплава из-за своей дороговизны.

Для замедления процесса коагуляции, а также снижения количества скандия, необходимого для формирования количества наночастиц, достаточного для эффективного упрочнения, в данные сплавы также добавляют цирконий [14]. Повышение термостабильности частиц Al_3Sc происходит, в частности, благодаря способности циркония образовывать вокруг них термостабилизирующую оболочку. Схожим влиянием на частицы Al_3Sc обладает и гафний [15]. Он особенно эффективен в сочетании с цирконием [15]. Еще одним переходным элементом, перспективным для использования в алюминиевых сплавах, является эрбий. Частицы Al_3Er формируются при меньшей температуре, чем частицы Al_3Sc , и играют роль зародышей для последних, увеличивая их количество [16].

Одним из перспективных высокомагниевого сплава, содержащих одновременно малые добавки скандия, циркония, гафния и эрбия, является недавно разработанный сплав 1590 [17]. В предыдущих исследованиях [18] изучалось влияние одноступенчатой термической обработки на формирование микроструктуры в данном сплаве, однако особый интерес представляет изучение влияния на нее многоступенчатого отжига. Двухступенчатая термическая обработка позволяет, во-первых, получить больше зародышей на первых ступенях, характеризующихся низкой температурой, во-вторых, способствует лучшему формированию оболочки из элементов с низкой диффузией (Zr, Hf) на завершающих этапах с высокой температурой. В связи с этим целью данной научной работы является исследование влияния двухступенчатой термической обработки на механические свойства ленты из алюминиевого сплава системы Al-Mg с легирующими элементами Sc, Zr, Hf и Er.

Материалы и методы исследования

Для исследования был отлит плоский слиток из сплава 1590-4, химический состав которого представлен в табл. 1. Элементный состав сплавов был определен спектральным методом на атомно-эмиссионном спектрометре ARL 3460.

Таблица 1. Химический состав сплава 1590-4
Table 1. Chemical composition of alloy 1590-4

Массовая доля элементов, %											
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Zr	Sc	Er*	Hf*	
0,05	0,08	-	0,41	5,53	-	0,21	0,1	0,14	0,1	0,1	

*Указанное содержание Er, Hf согласно расчету.

Экспериментальная плавка проводилась в среднечастотной индукционной печи с помощью графитового тигля. Масса полученного расплава составила 4-5 кг, а масса литого слитка – 3 кг. В качестве шихты были использованы следующие материалы: алюминий А85, первичный магний МГ90, цинк

Ц1, лигатуры Al-Sc₂, Al-Zr₅, Al-Mn₁₀, Al-Er₅, Al-Hf₂. Лигатуры вводили в температурном диапазоне 770–790°C, для лучшего усвоения смесь подвергали воздействию в течение 5 мин. Присадка магния и цинка осуществлялась после охлаждения расплава до температуры 740°C. После присадки всех легирующих компонентов удаляли шлак с поверхности расплавленного металла и отбирали пробу для определения химического состава сплава. Перед заливкой расплава в форму металл рафинировали карналлитовым флюсом для очистки расплавов от неметаллических и водородных включений. Флюс вводили из расчета 5 г на 1 кг шихты. После затвердевания слиток извлекали из кокиля и охлаждали в воде.

Далее слитки проходили гомогенизацию при температуре 440°C в течение 4 ч.

Прокатка слитков производилась на реверсивном прокатном стане: в горячую при температуре 500 °C до 6 мм, затем в холодную до 2 мм, суммарный процент обжатия составил 66%. После холодной прокатки производили отжиги листов при различных температурах – от 330 до 550°C с последующими исследованиями микроструктуры и механических свойств.

Для определения механических свойств исследуемых алюминиевых сплавов на универсальной испытательной машине (Zwick / Roell Z050) был осуществлен ряд испытаний на одноосное растяжение в соответствии с ISO 6892-1 при комнатной температуре. Размеры образцов выбирались в соответствии с DIN 50125. Расчеты получаемых в результате испытаний свойств, а именно условный предел текучести ($\sigma_{0,2}$), временное сопротивление разрыву (σ_b) были проведены в соответствии с ГОСТ 1497-84 и ГОСТ 11150-84.

Исследование структуры и фазовый анализ проведены методом просвечивающей электронной микроскопии с использованием стандартных методик: светопольных, темнопольных изображений и микродифракции электронов. Линейные размеры элементов структуры определялись непосредственными измерениями на плоскости наблюдения.

Для электронно-микроскопических исследований образцы механически утоняли путем двусторонней шлифовки на мелкозернистой шлифовальной бумаге до 40–60 мкм. Далее полученные пластинки электролитически утоняли до толщины, пригодной для просвечивания в электронном микроскопе. После этого образцы вырезали с помощью модуля Ultrasonic Disk Cutter диаметром 3 мм. Электрополировку проводили в установке электролитического утонения Struers Tenipol с использованием стандартного электролита для алюминиевых сплавов А2, рекомендованного фирмой Struers. Для чистки поверхности фольги от углеродных следов и, при необходимости, для заключительного утонения и увеличения обзорных полей применяли прибор ионной полировки PIPS II. Исследование структуры и фазовый анализ проводили методами просвечивающей электронной микроскопии с

использованием стандартных методик светлопольных, темнопольных изображений и микродифракции электронов. Линейные размеры элементов структуры определяли непосредственными измерениями на плоскости наблюдения.

Идентификацию выделившихся при распаде пересыщенного твердого раствора фаз проводили, рассчитывая их межплоскостные расстояния по дополнительным рефлексам на электронограммах и анализируя их химический состав. Рассчитанные межплоскостные расстояния сопоставляли с данными, приведенными в международных рентгенометрических таблицах (JCPDS-ICDD). Для выявления морфологии и характера распределения каждой из выделившихся фаз проводили анализ темнопольных изображений в дополнительных рефлексах этих фаз.

Полученные результаты и их обсуждение

На **рис. 1** представлены механические свойства сплава 1590-4 после гомогенизации слитка по одноступенчатому режиму $440^{\circ}\text{C} - 4 \text{ ч}$ и двухступенчатому режиму $370^{\circ}\text{C} - 8 \text{ ч} + 440^{\circ}\text{C} - 4 \text{ ч}$, горячей прокатки при температуре 500°C с последующей холодной прокаткой и отжигами от 370 до 550°C в течение 30 мин.

Выявлено, что сплав 1590-4 в холоднокатаном состоянии при двухступенчатой термической обработке имеет наибольшие показатели временного сопротивления разрыву – 479 МПа и условного предела текучести – 438 МПа. Таким образом, замена термической обработки с одноступенчатой на двухступенчатую повышает временное сопротивление разрыву на 24 МПа, а условный предел текучести – на 15 МПа.

После проведения отжига холоднокатаной ленты по режиму $370^{\circ}\text{C} - 30 \text{ мин}$ временное сопротивление разрыву у сплава после двухступенчатой гомогенизации снижается на 16%, а условный предел текучести на 30% по сравнению с нагартованным состоянием. При одноступенчатой термической обработке падение предела прочности составило 24%, а предела текучести – 32%.

После проведения отжига по режиму $440^{\circ}\text{C} - 30 \text{ мин}$ снижение временного сопротивления разрыву незначительное для двух режимов термической обработки, однако условный предел текучести падает по сравнению с предыдущим отжигом на 15–16%.

После проведения отжига по режиму $500^{\circ}\text{C} - 30 \text{ мин}$ наблюдается более резкое падение условного предела текучести для обоих режимов термической обработки и составляет 11% по сравнению с предыдущим отжигом, что можно объяснить началом рекристаллизации. При этом стоит отметить, что механические характеристики образца после двухступенчатой термической обработки выше, чем у сплава

после одноступенчатой термической обработки, а именно временное сопротивление разрыву больше на 39 МПа.

Дальнейшие отжиги ленты при температурах 530 и 550°C в течение 30 мин показывают одинаковую динамику снижения механических свойств. Стоит отметить, что показатели механических свойств после двухступенчатого режима гомогенизации выше на 19–58 МПа по временному сопротивлению разрыву и на 6–20 МПа по условному пределу текучести. Тем самым подтверждается, что при двухступенчатой термической обработке в сплаве происходит максимальное выпадение частиц типа $\text{L}_{12} \text{Al}_3 (\text{ScZrHf})$, которые улучшают механические свойства за счет торможения частицами дислокаций в процессе пластической деформации.

Дополнительно при помощи просвечивающей микроскопии была исследована микроструктура при различных режимах гомогенизации (одноступенчатой и двухступенчатой) после отжига ленты 440°C в течение 30 мин.

Микроструктура сплава представлена вытянутыми зернами длиной от 1,5 мкм и более, в объеме которых наблюдаются субзерна вытянутой формы длиной до 600 нм (**рис. 2, а**) и равноосной формы диаметром до 300 нм, выделения в виде пластин фазы Al_6Mn длиной до 150 нм и дисперсоиды Al_3ScZrHf диаметром от 10 до 25 нм (**рис. 2, б, г**). Частицы Al_3ScZrHf характеризуются высокой объемной долей и плотностью распределения в пространстве, они обнаружены как в объеме субзерен, так и по их границам.

Введение двухступенчатой гомогенизации для сплава 1590-4 способствует увеличению дисперсности наночастиц Al_3ScZrHf (**рис. 3, б, г**) и подавлению процессов рекристаллизации, что приводит к образованию после отжига субзеренной структуры. Субзерна характеризуются преимущественно равноосной формой и диаметрами от 250 до 500 нм (**рис. 3, а**). Сохранение участков с повышенной плотностью дислокаций, окруженных многочисленными изгибными контурами, позволяет сделать предположение о незавершенности процесса рекристаллизации.

Следует отметить, что в обоих случаях наблюдается микроструктура, содержащая субзерна. Это означает, что процессы рекристаллизации были подавлены наночастицами Al_3ScZrHf и произошла лишь полигонизация. В то же время двухступенчатая гомогенизация позволяет получать большее количество частиц Al_3ScZrHf , это может объясняться тем, что температура 370°C более благоприятна для распада пересыщенного твердого раствора и выделения зародышей Al_3ScZrHf в виде частиц Al_3Sc , чем при температуре 440°C .

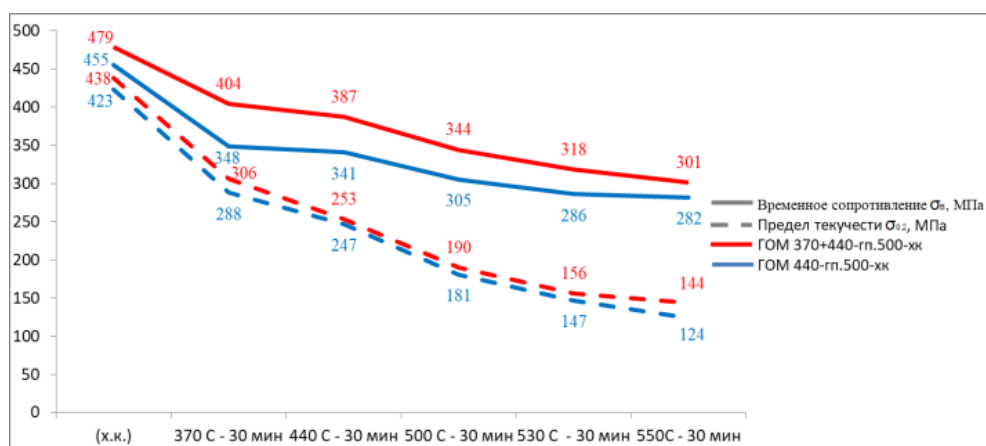


Рис. 1. Механические свойства сплава 1590-4
Fig. 1. Mechanical properties of alloy 1590-4

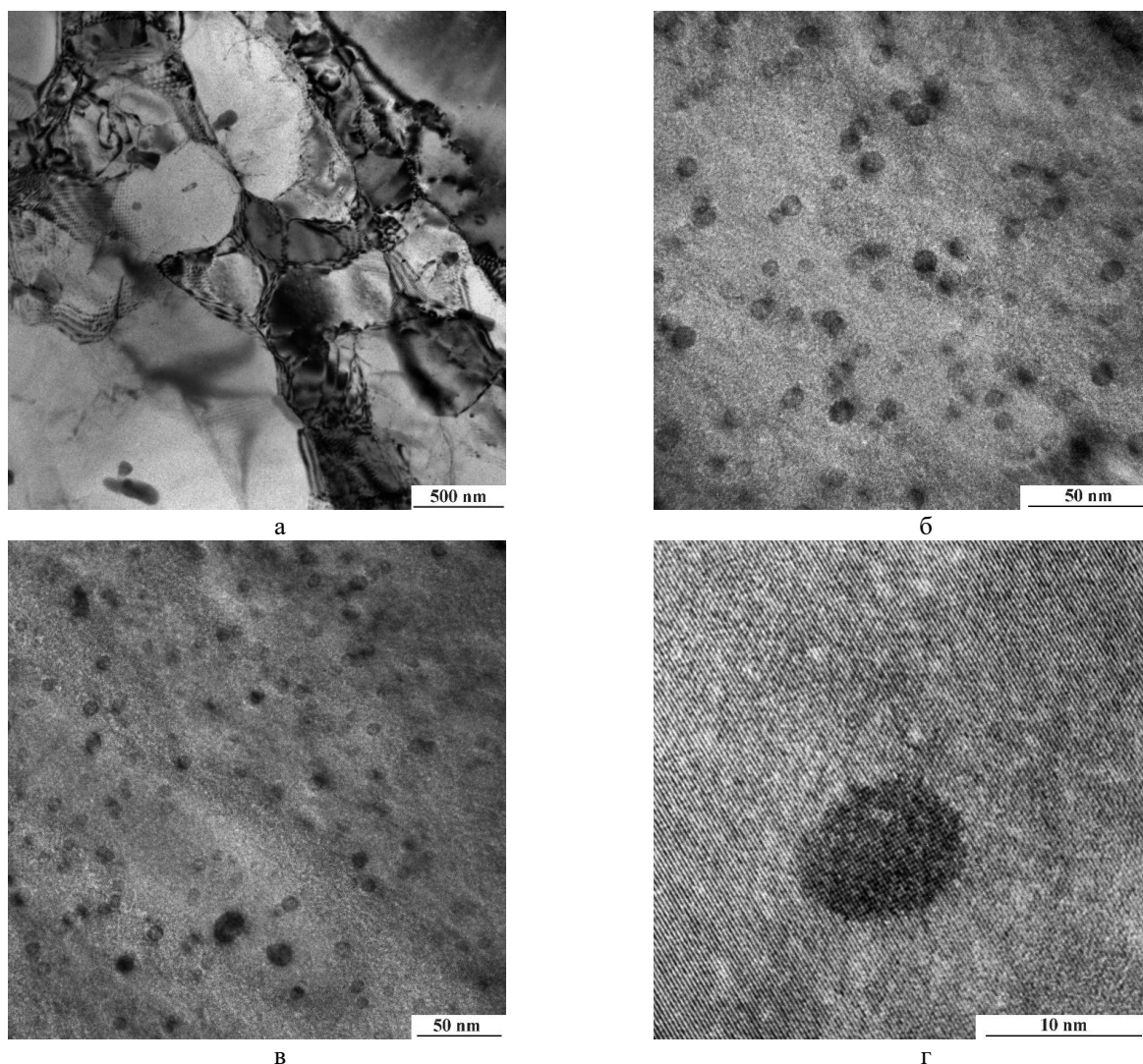


Рис. 2. Электронно-микроскопические изображения микроструктуры холоднокатаного образца 1590-4 после гомогенизации по режиму 440°C – 4 ч, горячей прокатки при температуре 500°C и отжига 440°C – 30 мин

Fig. 2. Electron microscopic images of the microstructure of the cold-rolled sample 1590-4 after homogenization at 440 °C – 4 h, hot rolling at 500 °C and annealing at 440 °C – 30 min

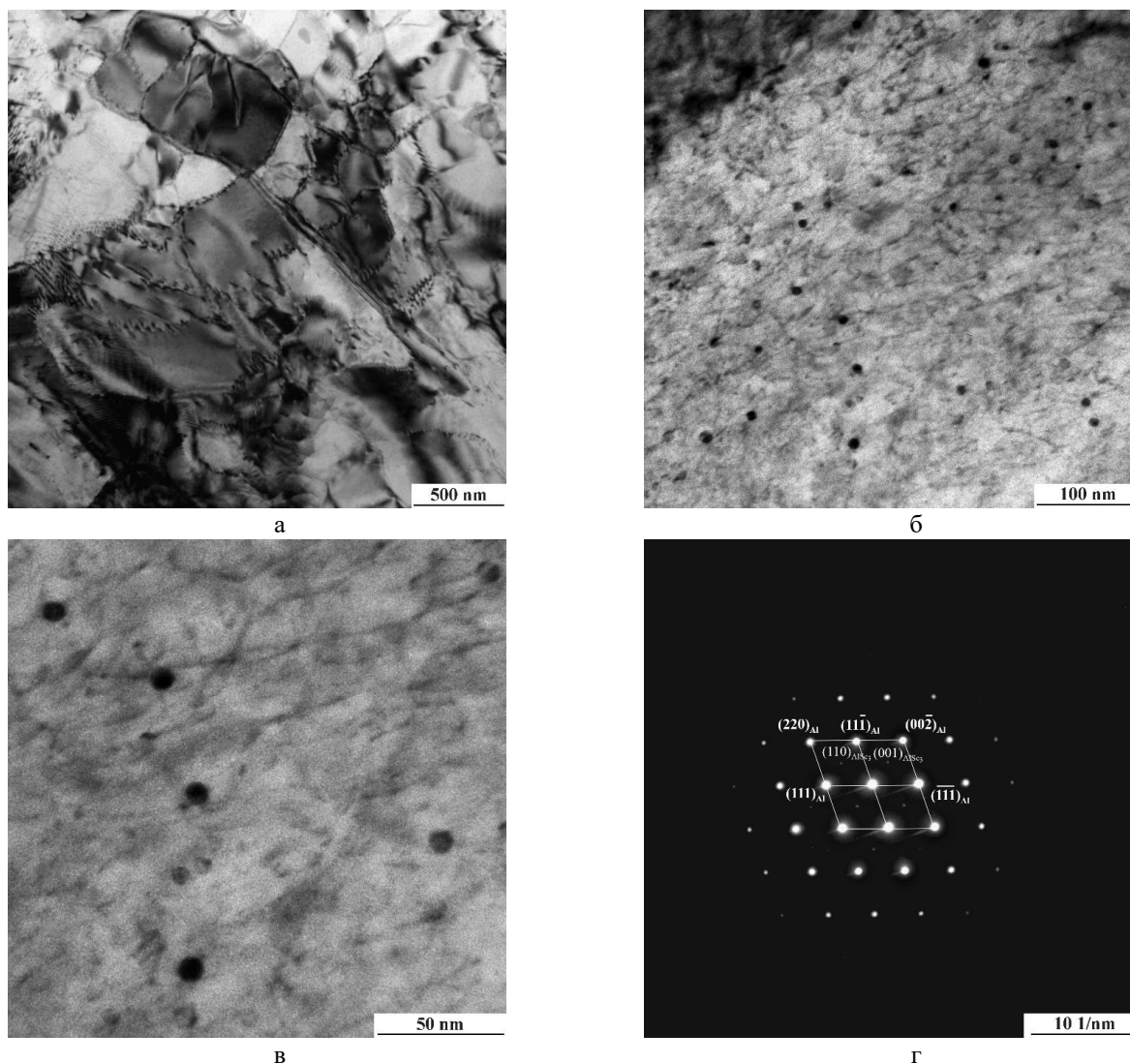


Рис. 3. Электронно-микроскопические изображения микроструктуры холоднокатаного образца 1590-4 после гомогенизации по режиму $370^{\circ}\text{C} - 8 \text{ ч}$ + по режиму $440^{\circ}\text{C} - 4 \text{ ч}$, горячей прокатки при температуре 500°C и отжига $440^{\circ}\text{C} - 30 \text{ мин}$: а, б, в – светопольные изображения; г – микроэлектронграмма, ось зоны $[110]_{\text{Al}}$

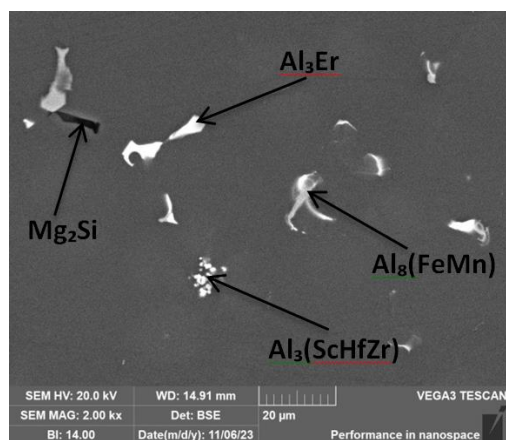
Fig. 3. Electron microscopic images of the microstructure of the cold-rolled sample 1590-4 after homogenization at $370^{\circ}\text{C} - 8 \text{ h}$ + at $440^{\circ}\text{C} - 4 \text{ h}$, hot rolling at 500°C and annealing at $440^{\circ}\text{C} - 30 \text{ min}$: а, б, в are light-field images; г is microelectronogram, zone axis $[110]_{\text{Al}}$

Следует также отметить, что добавки гафния в подобные сплавы в целом термостабилизируют наночастицы и ведут к дополнительному росту прочности [18, 19], что делает их востребованными прежде всего в аэрокосмической промышленности. Кроме того, рост механических свойств на несколько десятков мегапаскалей, вызванный ведением двойного отжига, может показаться незначительным. Однако он является очень хорошим для алюминиевых сплавов, где пределы дальнейшего увеличения свойств во многом исчерпаны. Поэтому увеличение свойств на несколько десятков мегапаскалей является хорошим результатом [20]. Стоит отметить, что промышленный

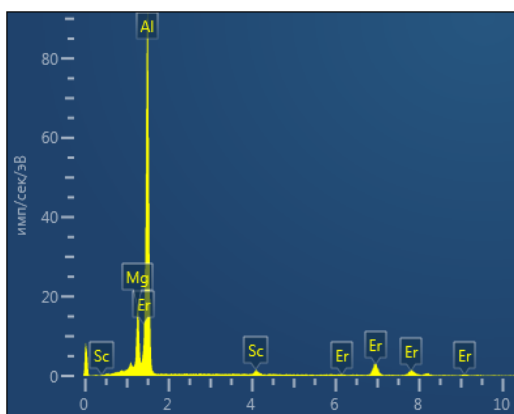
нагрев до температур $300-400^{\circ}\text{C}$ массивных алюминиевых слитков может занимать несколько десятков часов, поэтому введение дополнительной ступени, отличающейся от основной температуры лишь на 60°C , не будет приводить к заметному росту стоимости продукции из данного сплава.

Стоит отметить, что вопрос о содержании Ег в данных частицах остается открытым. В отличие от гафния, он не был выявлен в данных наночастицах ни с помощью атомной томографии, ни с помощью просвечивающей микроскопии [19]. В то же время в данном исследовании эрбий был найден, но лишь в крупных первичных интерметаллидах. Основным

объяснением может служить его чрезвычайно низкая растворимость в алюминиевом твердом растворе [20]. Вследствие этого при данной скорости остывания после кристаллизации эрбий не успевает даже частично раствориться в алюминии.



а



Элемент	Вес %
Mg	6.55
Al	66.22
Er	25.99
Sc	1.24
Сумма	100.00

б

Рис. 4. Основные типы интерметаллидов 1590-4 литой (а), спектрограмма Al_3Er (б)

Fig. 4. The main types of intermetallides 1590-4 cast (a), Al_3Er spectrogram (b)

Заключение

1. Результаты исследования механических свойств холоднокатаной ленты из сплава 1590-4 вне зависимости от температуры отжига показали, что после двухступенчатого режима гомогенизации в режиме $370^\circ\text{C} - 8\text{ ч} + 440^\circ\text{C} - 4\text{ ч}$ временное сопротивление разрыву выше на 19-58 МПа, а условный предел текучести на 6-20 МПа по сравнению с одноступенчатым режимом гомогенизации в режиме $440^\circ\text{C} - 4\text{ ч}$. Тем самым подтверждается, что при двухступенчатой термической обработке в сплаве происходит

максимальное выпадение частиц $\text{Al}_3(\text{ScZrHf})$ типа L_{12} , которые повышают механические характеристики за счет торможения дислокаций мелкодисперсными частицами в процессе пластической деформации.

2. По результатам исследования микроструктуры при помощи просвечивающей микроскопии выявлено, что при проведении двухступенчатого режима гомогенизации в режиме $370^\circ\text{C} - 8\text{ ч} + 440^\circ\text{C} - 4\text{ ч}$ после прокатки и последующего отжига при температуре 440°C в течение 30 мин наблюдается более дисперсное распределение наночастиц Al_3ScZrHf , чем при одноступенчатой гомогенизации.

3. Эрбий был выявлен только в крупных первичных интерметаллидах, возникающих при кристаллизации. Причиной этого является его очень низкая растворимость в алюминиевом твердом растворе.

4. Исследуемый сплав является перспективным высокомагниевым сплавом, основной сферой применения которого является аэрокосмическая техника, что объясняется его повышенной прочностью в сочетании с термостабильностью, получаемой за счет добавок гафния.

Список источников

- Alattar A.L., Bazhin V.Y. Development properties of aluminum matrix composites reinforced by particles of boron carbide // Journal of Physics: Conference Series. IOP Publishing. 2021. 1990, no. 1, 012018.
- Alattar A.L., Nikitina L.N., Bazhin V.Y. Increase in the physicomechanical properties of aluminum alloys reinforced with boron carbide particles // Russian Metallurgy (Metallurgy). 2023, no. 6, pp. 688-694.
- Sizyakov V., Bazhin V., Vlasov A. Status and prospects for growth of the aluminum industry // Metallurgist. 2010, no. 54, pp. 409-414.
- Experimental study of the effect of increasing technological plasticity during asymmetric rolling of aluminum alloys / Kozhemyakina A., Pesin A., Pustovoytov D., Nosov L., Baryshnikova A., Lokotunina N., Grachev D. // Superplasticity in Advanced Materials: ICSAM. 2023, no. 32, pp. 309.
- Effect of tool path strategy and tooltip profile on geometrical feature and surface quality of Al-6061 alloy during deformation machining in bending mode / Gupta A.K., Shahare H., Kumar P., Dubey A.K., Pustovoytov D., Yu H., Pesin A., Tandon P. // Advances in Materials and Processing Technologies. 2023, no. 1, pp. 297-314.
- Effect of Ca addition on structure, phase composition and hardness of Al-6%Cu-2%Mn sheet alloy / Belov N., Akopyan T., Tsydenov K., Sviridova T., Cherkasov S., Kovalev A. // Journal of Alloys and Compounds. 2024, no. 1009, 176955.
- Comparative analysis of the effect of magnesium and zinc on the structure and mechanical properties of hot-rolled and cold-rolled alloy Al-2% Cu-1.5% Mn sheets / Tsydenov K. A., Belov N.A., Doroshenko V.V., Shcherbakova O.O., Muravyeva T.I. // Metallurgist. 2024, no. 68, pp. 406-417.
- Strengthening mechanisms in solid solution aluminum alloys / Ryen Ø, Holmedal B., Nijs O., Nes E., Sjölander E., Ekström H.E. // Metallurgical and Materials Transactions A. 2006, no. 6, pp. 1999-2006.

9. Elagin V.I. Alloying of deformable aluminum alloys with transition metals [in Russian]. Moscow: Metallurgy, 1975. 247 p.
10. Rana R. S., Purohit R., Das S. Reviews on the influences of alloying elements on the microstructure and mechanical properties of aluminum alloys and aluminum alloy composites // International Journal of Scientific and research publications. 2012, no. 6, pp. 1-7.
11. Reznik P. L. Influence of processing parameters on the structure and mechanical properties of ingots and semi-finished aluminum alloys of Al-Mg-Mn-Sc-Zr and Al-Cu-Mg-Si systems: dissertation for the degree of Candidate of Technical Sciences: 05.16. 01 : dis., 2017. 192 p.
12. Reiso O., Westengen H., Auran L., Ardal og Sunndal Verk a.s., Sunndalsora, Aluminium, 1980, pp. 186–188.
13. Røyset J. Effects of Scandium addition in wrought Aluminium alloys. 2002.
14. Alloying aluminum alloys with scandium and zirconium additives / Davydov V. G., Elagin V. I., Zakharov V. V., Rostoval D. // Metal Science and Heat Treatment. 1996, no. 8, pp. 347-352.
15. The formation of Al₃ (Sc_xZr_yHf_{1-x-y})-dispersoids in aluminium alloys / Hallem H., Lefebvre W., Forbord B., Danoix F., Marthinsen K. // Materials Science and Engineering: A. 2006, no. 1-2, pp. 154-160.
16. Karnesky R. A., Dunand D. C., Seidman D. N. Evolution of nanoscale precipitates in Al microalloyed with Sc and Er // Acta Materialia. 2009, no. 14, pp. 4022-4031.
17. Свариваемый термически не упрочняемый сплав на основе системы Al-Mg: патент на изобретение RU 2726520 C1, 14.07.2020 / Дриц А.М., Арышнский В.Ю., Арышнский Е.В., Захаров В.В. Заявка № 2019127818 от 03.09.2019.
18. Влияние режимов термической обработки на механические свойства алюминиевых сплавов 1570, 1580 и 1590 / Арышнский Е.В., Арышнский В.Ю., Дриц А.М., Гречников Ф.В., Рагазин А.А. // Вестник Самарского университета. Аэрокосмическая техника, технологии и машиностроение. 2022. № 4. С. 76-87.
19. Грант Российского научного фонда № 22-19-00810. <https://rscf.ru/project/22-19-00810/>
20. Структура, фазовый состав и свойства литатуры Al₃Er, полученной гидридной технологией и механической обработкой / Соколов С.Д., Каракчиева Н.И., Абзаев Ю.А., Кахидзе Н.И., Жуков И.А., Сачков В.И., Ворожцов А.Б. // Вестник Томского государственного университета. Химия. 2024. № 34. С. 29–43.
- ing asymmetric rolling of aluminum alloys. Superplasticity in Advanced Materials: ICSAM. 2023;(32):309.
5. Gupta A. K., Shahare H., Kumar P., Dubey A.K., Pustovoytov D., Yu H., Pesin A., Tandon P. Effect of tool path strategy and tooltip profile on geometrical feature and surface quality of Al-6061 alloy during deformation machining in bending mode. Advances in Materials and Processing Technologies. 2023;(1):297-314.
6. Belov N., Akopyan, T., Tsydenov, K., Sviridova T., Cherkasov, S., Kovalev, A. Effect of Ca addition on structure, phase composition and hardness of Al-6 %Cu-2 %Mn sheet alloy. Journal of Alloys and Compounds. 2024;(1009):176955.
7. Tsydenov K.A., Belov N.A., Doroshenko V.V., Shcherbakova O.O., Muravyeva T.I. Comparative analysis of the effect of magnesium and zinc on the structure and mechanical properties of hot-rolled and cold-rolled alloy Al-2% Cu-1.5% Mn sheets. Metallurgist. 2024;(68):406-417.
8. Ryen Ø, Holmedal B., Nijs O., Nes E., Sjölander E., Ekström H.E. Strengthening mechanisms in solid solution aluminum alloys. Metallurgical and Materials Transactions A. 2006;(6):1999-2006.
9. Elagin V.I. Alloying of deformable aluminum alloys with transition metals [in Russian]. Moscow: Metallurgy, 1975, 247 p.
10. Rana R.S., Purohit R., Das S. Reviews on the influences of alloying elements on the microstructure and mechanical properties of aluminum alloys and aluminum alloy composites. International Journal of Scientific and research publications. 2012;(6):1-7.
11. Reznik P.L. Influence of processing parameters on the structure and mechanical properties of ingots and semi-finished aluminum alloys of Al-Mg-Mn-Sc-Zr and Al-Cu-Mg-Si systems: Ph.D. dissertation. 2017. 192 p.
12. Reiso O., Westengen H., Auran L., Ardal og Sunndal Verk a.s., Sunndalsora, Aluminium. 1980:186-188.
13. Røyset J. Effects of Scandium addition in wrought Aluminium alloys. 2002.
14. Davydov V. G., Elagin V. I., Zakharov V. V., Rostoval D. Alloying aluminum alloys with scandium and zirconium additives. Metal Science and Heat Treatment. 1996;(8):347-352.
15. Hallem H., Lefebvre W., Forbord B., Danoix F., Marthinsen K. The formation of Al₃ (Sc_xZr_yHf_{1-x-y})-dispersoids in aluminium alloys. Materials Science and Engineering: A. 1-2006;(2):154-160.
16. Karnesky R. A., Dunand D. C., Seidman D. N. Evolution of nanoscale precipitates in Al microalloyed with Sc and Er. Acta Materialia. 2009;(14):4022-4031.
17. Drita A.M., Aryshensky V.Yu., Aryshensky E.V., Zakharov V.V. Svarivaemiy termicheski ne uprochnyaemiy splyav na osnove sistemy Al-Mg [A thermally non-hardenable welded alloy based on the Al-Mg system]. Patent RU, no. 2726520 C1, 2020.
18. Aryshensky E.V., Aryshensky V.Yu., Drita A.M., Grechnikov F. V., Ragozin A.A. Influence of heat treatment modes on mechanical properties of aluminum alloys 1570, 1580 and 1590. Vestnik Samarskogo universiteta. Aerokosmicheskaya tekhnika, tekhnologii i mashinostroenie [Bulletin of Samara University. Aerospace engineering, technology and mechanical engineering], 2022;(4):76-87.(In Russ.)

References

1. Alattar A.L., Bazhin V.Y. Development properties of aluminum matrix composites reinforced by particles of boron carbide. Journal of Physics: Conference Series. IOP Publishing. 2021;1990(1):012018.
2. Alattar A.L., Nikitina L.N., Bazhin V.Y. Increase in the physicomechanical properties of aluminum alloys reinforced with boron carbide particles. Russian Metallurgy (Metally). 2023;(6): 688-694.
3. Sizyakov V., Bazhin V., Vlasov A. Status and prospects for growth of the aluminum industry. Metallurgist. 2010;(54):409-414.
4. Kozhemyakina A., Pesin A., Pustovoytov D., Nosov L., Baryshnikova A., Lokotunina N., Grachev D. Experimental study of the effect of increasing technological plasticity dur-

19. Grant from the Russian Science Foundation № 22-19-00810. Available at: <https://rscf.ru/project/22-19-00810/>
20. Sokolov S.D., Karakchieva N.I., Abzaev Yu.A., Kakhidze N.I., Zhukov I.A., Sachkov V.I., Vorozhtsov A.B. Structure, phase composition and properties of Al3Er ligature obtained by hydride technology and machining. *Vestnik Tomskogo gosudarstvennogo universiteta. Himiya* [Tomsk State University Journal of Chemistry], 2024;(34):29-43 (In Russ.)

Поступила 10.11.2024; принята к публикации 09.12.2024; опубликована 30.06.2025
Submitted 10/11/2024; revised 09/12/2024; published 30/06/2025

Арышенский Евгений Владимирович – доктор технических наук, доцент,
Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия.
Email: arishenskiy_ev@sibsiu.ru. ORCID 0000-0003-3875-7749

Рагазин Александр Алексеевич – аспирант,
Самарский университет, Самара, Россия.
Email: sanekragazin63@mail.ru. ORCID 0000-0002-6762-7436

Распоиенко Дмитрий Юрьевич – кандидат технических наук,
Институт физики металлов им. М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук,
Екатеринбург, Россия.
Email: dmitrijrasp@gmail.com. ORCID 0000-0002-7670-9054

Коновалов Сергей Валерьевич – доктор технических наук, профессор,
Сибирский государственный индустриальный университет, Россия.
Email: konovalov@sibsiu.ru. ORCID 0000-0003-4809-8660

Арышенский Владимир Юрьевич – доктор технических наук, профессор,
Самарский университет, Самара, Россия.
Email: arysh54@mail.ru. ORCID 0000-0001-6869-4764

Лапшов Максим Александрович – аспирант,
Самарский университет, Самара, Россия.
Email: lapshov.m.syz@gmail.com. ORCID 0000-0002-1306-4578

Evgenii V. Aryshenskiy – DrSc (Eng.), Associate Professor,
Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia.
Email: arishenskiy_ev@sibsiu.ru . ORCID 0000-0003-3875-7749

Alexander A. Ragazin – Postgraduate Student
Samara University, Samara, Russia.
Email: sanekragazin63@mail.ru. ORCID 0000-0002-6762-7436

Dmitry Yu. Rasposienko – PhD (Eng.),
M.N. Mikheev Institute of Metal Physics, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,
Ekaterinburg, Russia.
Email: dmitrijrasp@gmail.com. ORCID 0000-0002-7670-9054

Sergey V. Konovalov – DrSc (Eng.), Professor,
Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia.
Email: konovalov@sibsiu.ru. ORCID 0000-0003-4809-8660

Vladimir Yu. Aryshenskiy – DrSc (Eng.), Professor,
Samara University, Samara, Russia.
Email: arysh54@mail.ru. ORCID 0000-0001-6869-4764

Maxim A. Lapshov – Postgraduate Student
Samara University, Samara, Russia.
Email: lapshov.m.syz@gmail.com. ORCID 0000-0002-1306-4578