



Научная статья

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

УДК 549:54.055

doi: 10.25712/ASTU.2072-8921.2023.04.023



ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МНОГОСТУПЕНЧАТОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ В АВИАЛЯХ С ИЗБЫТКОМ КРЕМНИЯ И ДОБАВКАМИ СКАНДИЯ И ЦИРКОНИЯ

Евгений Владимирович Арышенский¹,
Максим Александрович Лапшов², Дмитрий Юрьевич Распосиенко³,
Сергей Валерьевич Коновалов⁴,
Кирилл Александрович Малкин⁵, Владимир Викторович Макаров⁶,

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

^{1, 2, 4, 5, 6} Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, Московское шоссе, 34, 443086, Самара, Россия

^{3, 6} Институт физики металлов УрО РАН, С. Ковалевской, 18, 620990 Екатеринбург, Россия

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

² lapshov.m.syz@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-1306-4578>

³ dmitrijrasp@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-7670-9054>

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

⁵ malkin.ka@ssau.ru, <https://orcid.org/0009-0001-6047-8191>

⁶ makarov@imp.uran.ru, <https://orcid.org/0000-0002-7306-3657>

Аннотация. В работе исследовано влияние многоступенчатой термической обработки на формирование микроструктуры в сплавах системы Al-Mg-Si с избытком кремния и добавками скандия и циркония. Для изучения был выбран сплав $0,6\text{Mg}1\text{Si}0,15\text{Zr}0,3\text{Sc}$ и его базовый вариант $0,6\text{Mg}1\text{Si}$. Сплав $0,6\text{Mg}1\text{Si}0,15\text{Zr}0,3\text{Sc}$ был подвергнут трёхступенчатой термической обработке. Её целью было выделить частицы Al_3ScZr из пересыщенного твёрдого раствора, затем растворить кремниевые интерметаллиды, после чего в ходе искусственного старения выделить частицы β ". Базовый сплав $0,6\text{Mg}1\text{Si}$ был подвергнут стандартной для авиалей обработке, состоящей из двух ступеней. Целью первой было растворение кремниевых интерметаллидов, а второй – выделение β ". После каждого шага термической обработки методами просвечивающей и сканирующей микроскопии исследовалась микроструктура, а также проводились измерения микротвёрдости. Анализ результатов показал, что при кристаллизации сплава $0,6\text{Mg}1\text{Si}0,15\text{Zr}0,3\text{Sc}$ в нём образуются первичные интерметаллиды типа $(\text{AlSi})_3\text{Sc}$ с размерами до 10 мкм. Кроме того, в ходе прерывистого распада при остывании литой заготовки также формируются частицы $(\text{AlSi})_3\text{Sc}$, представленные в виде игольчатых когерентных дисперсоидов длиной 40 нм и диаметром 10 нм. На первом этапе термической обработки формируется лишь ограниченное число когерентных дисперсоидов $(\text{AlSi})_3\text{Sc}$, практически не влияющих на изменение прочностных свойств. Последующая кратковременная закалка не приводит к растворению интерметаллидов, содержащих кремний и скандий. Поэтому при искусственном старении сплава $0,6\text{Mg}1\text{Si}0,15\text{Zr}0,3\text{Sc}$ выделяется меньше частиц β ", чем в сплаве $0,6\text{Mg}1\text{Si}$, в котором имеет место большее пересыщение твёрдого раствора алюминия атомами кремния.

Ключевые слова: алюминий, авиали, скандий, наночастицы, термическая обработка, просвечивающая микроскопия.

Благодарности: Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 21-19-00548, <https://rscf.ru/project/21-19-00548/>.

Для цитирования: Исследование влияния многоступенчатой термической обработки на формирование микроструктуры в авиалах с избытком кремния и добавками скандия и циркония / Е. В. Арышенский [и др.] // Ползуновский вестник. 2023. № 4, С. 178–190. doi: 10.25712/ASTU.2072-8921.2023.04.023. EDN: <https://elibrary.ru/DJVTMS>.

Original article

INVESTIGATION OF MULTISTAGE THERMAL TREATMENT EFFECT ON MICROSTRUCTURE FORMATION IN SILICON-RICH AVIAL WITH SCANDIUM AND ZIRCONIUM ADDITIONS

Evgenii V. Aryshenskii ¹, Maksim A. Lapshov ², Dmitriy Yu. Rasposienko ³,
Sergei V. Konovalov ⁴, Kirill A. Malkin ⁵, Vladimir V. Makarov ⁶

^{1,4} Siberian State Industrial University, Kirova str., 42, 654007, Novokuzneck, Russia

^{1,2,4,5,6} Samara National Research University, Moskovskoe shosse, 34, 443086, Samara, Russia

^{3,6} Institute of Metal Physics of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, S. Kovalevskaya str., 18, 620990 Ekaterinburg, Russia

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

² lapshov.m.syz@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-1306-4578>

³ dmitrijrask@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-7670-9054>

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

⁵ malkin.ka@ssau.ru, <https://orcid.org/0009-0001-6047-8191>

⁶ makarov@imp.uran.ru, <https://orcid.org/0000-0002-7306-3657>

Abstract. *The study addresses the effect of multistage thermal treatment on microstructure formation in silicon-rich Al-Mg-Si system alloys with scandium and zirconium additions. The study focuses on 0.6Mg1Si0.15Zr0.3Sc alloy and its base version 0.6Mg1Si. 0.6Mg1Si0.15Zr0.3Sc has been subjected to three-stage thermal treatment. It aimed at precipitating Al3ScZr particles from super-saturated solid solution, silicon-magnesium intermetallic compounds dissolution and β'' particles precipitation during artificial aging. 0.6Mg1Si base alloy was subjected to the typical for avials treatment, including two stages. The purpose of the first stage was silicon-containing intermetallic compounds dissolution, while the second stage aimed at β'' precipitation. After each thermal treatment stage the microstructure was examined by transmission and scanning microscopy, and microhardness was measured. Results analysis demonstrated up to 10 μ m (AlSi)3Sc-type intermetallic compounds formation during 0.6Mg1Si0.15Zr0.3Sc alloy crystallization. Besides, (AlSi)3Sc particles, represented by 40 nm long and 10 nm diameter needle-shaped coherent dispersoids, form during discontinuous decomposition in the process of as-cast workpiece cooling down. Limited amount of (AlSi)3Sc coherent dispersoids, having no significant effect on strength properties change, forms during the first stage of thermal treatment. Further short-term hardening does not result in silicon and scandium containing intermetallic compounds dissolution. Therefore, during artificial aging less β'' particles precipitate in 0.6Mg1Si0.15Zr0.3Sc alloy, compared to 0.6Mg1Si, having higher level of aluminum solid solution super-saturation with silicon atoms.*

Keywords: aluminum, avial, scandium, nano-particles, thermal treatment, transmission microscopy.

Acknowledgements: *The research was carried out at the expense of a grant from the Russian Science Foundation № 21-19-00548, <https://rscf.ru/project/21-19-00548/>.*

For citation: Aryshenskii, E. V., Lapshov, M. A., Rasposienko, D. Yu., Konovalov, S. V., Malkin, K. A. & Makarov, V. V. (2023). Investigation of multistage thermal treatment effect on microstructure formation in silicon-rich Avial with scandium and zirconium additions. *Polzunovskiy vestnik*, (4), 178-190. (In Russ.). doi: 10.25712/ASTU.2072-8921.2023.04.023. EDN: <https://elibrary.ru/DJVTMS>.

ВВЕДЕНИЕ

Алюминиевые сплавы широко используются в современной промышленности благодаря высокому уровню механических и экс-

плуатационных свойств [1–3]. Одной из наиболее популярных в промышленности систем алюминиевых сплавов является система Al-Mg-Si, которая в отечественной

классификации называется авиалами [4], а в зарубежной литературе – бххх серией [5]. Эти сплавы, как правило, обладают хорошей коррозионной стойкостью, высокой пластичностью, свариваемостью и прочностью [4, 6]. Основной причиной высоких прочностных свойств сплавов системы Al-Mg-Si является выделение упрочняющей метастабильной фазы β'' (Mg_5Si_6) [7, 8]. При температурах нагрева выше 250 °C она превращается в крупную равновесную Mg_2Si , наличие которой не ведет к росту прочностных свойств [9]. При соотношении $Mg/Si < 1,73$ и условиях, близких к равновесным, данные элементы полностью реагируют друг с другом, образуя фазу Mg_2Si [10]. Избыток Si оказывает положительное влияние на механические характеристики сплава, а также снижает время проведения искусственного старения и способствует более быстрому формированию фазы β'' [9].

Дополнительное повышение эксплуатационных и прочностных свойств как алюминиевых сплавов в целом, так и авиалам в частности, может быть достигнуто за счет использования малых скандиевых добавок. Введение скандия способствует формированию упрочняющих наночастиц, частиц Al_3Sc , а также модификации литой структуры [11]. Кроме того, для повышения модифицирующей способности Sc и термостабилизации Al_3Sc вместе с ним часто добавляют цирконий [12].

Однако легирование сплавов системы Al-Mg-Si скандием затруднено из-за того, что кремний и скандий склонны к образованию не упрочняющей τ -фазы ($AlSc_2Si_2$) [13]. При увеличении избытка кремния вероятность образования фазы $AlSc_2Si_2$ возрастает. Тем не менее, упрочняющие частицы типа Al_3Sc или близкие к ним $(AlSi)_3Sc$ обнаруживали даже в сплавах с большим избытком кремния [14–17]. Например, когерентные частицы типа $(AlSi)_3ScZr$ были обнаружены в сплавах с соотношением $Mg/Si = 0,3$ в литом состоянии [17]. Это говорит о возможности получения данных частиц при последующей термической обработке. В то же время такая термическая обработка согласно [18] должна включать в себя

несколько ступеней: отжиг при температурах 350–450 °C с целью получения частиц $(AlSi)_3ScZr$, закалку с выдержкой 30 мин при температуре 550 °C для растворения первичных и выделившихся на предыдущей ступени частиц Mg_2Si в твердый раствор, искусственное старение с целью выделения упрочняющей фазы β'' (Mg_5Si_6). В настоящее время не существует исследований, направленных на получение двойного упрочняющего эффекта от частиц β'' (Mg_5Si_6) и $(AlSi)_3Sc$ с помощью многоступенчатой термической обработки в сплавах системы Al-Mg-Si с сильным избытком кремния. Поэтому целью данной работы является изучение этого вопроса.

МЕТОДЫ

Многоступенчатая термическая обработка

Для того чтобы изучить влияние соотношения Mg/Si на формирование микроструктуры и механических свойств, были отлиты слитки из сплавов $0,6Mg1Si0,15Zr0,3Sc$, $0,6Mg1Si$. Литье осуществляли в стальной кокиль для обеспечения приближенной к реальной промышленной технологии скорости кристаллизации и охлаждения литой структуры [19]. Масса отлитых слитков составила 4,5 кг. В качестве шихты для сплава использовались следующие материалы: алюминий марки А85, магний марки МГ90, лигатура $Al12Si$, лигатуры Al-Sc2 и Al-Zr5. Температура литья составляла 720–740 °C. Перед заливкой расплавленного металла в изложницу его рафинировали карналлитовым флюсом, добавляемым из расчета 5 г на 1 кг шихты. После этого с поверхности расплавленного металла удаляли окалину и разливали металл в стальную форму с равномерным временем разлива 40 с.

Термическая обработка проводилась по режимам, представленным в таблице 1. Образцы отжигались в муфельной электропечи с закалкой в воду, для каждой ступени термообработки определялась микротвердость, а с целью изучения количества и размеров интерметаллидных частиц проводились просвечивающая и сканирующая микроскопия.

Таблица 1 – Схема термической обработки сплавов $0,6Mg1Si0,15Zr0,3Sc$ и $0,6Mg1Si$.

Table 1 – Scheme of heat treatment of alloys $0,6Mg1Si0,15Zr0,3Sc$ and $0,6Mg1Si$.

Сплав	Термическая обработка
0,6Mg1Si0,3Sc0,15Zr	Литое состояние
	440 °C 8 ч
	440 °C 8 ч + 500 °C 0,5 ч
	440 °C 8 ч + 500 °C 0,5 ч + 180 °C 5 ч
0,6Mg1Si	550 °C 8 ч + 180 °C 5 ч

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МНОГОСТУПЕНЧАТОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ В АВИАЛЯХ С ИЗБЫТКОМ КРЕМНИЯ И ДОБАВКАМИ СКАНДИЯ И ЦИРКОНИЯ

Испытания на микротвердость проводились на цифровом стационарном твердомере по методу Микро-Виккерса на модели HV-1000 (испытательное усилие 0,2452 Н). Для исключения влияния границ зерен и крупных интерметаллидов измерения проводились в теле зерна.

С целью определения размера и химического состава крупных интерметаллических соединений ($r > 1$ мкм) микроструктуру изучали с помощью сканирующей электронной микроскопии. Методика подготовки образцов состояла из механической шлифовки, полировки и электрополировки. Электрополировку проводили при температуре 85–110 °С и напряжении 10–30 В в электролите следующего состава: 500 мл H₃PO₄; 300 мл H₂SO₄; 50 г CrO₃; 50 мл H₂O.

С целью изучения тонкой микроструктуры проводились исследования методом электронной просвечивающей микроскопии на микроскопе высокого разрешения Теспаі G2 30 Twin, оснащенный системой энергодисперсионного рентгеноанализа EDAX, при ускоряющем напряжении 300 кВ с использованием стандартных методик: светлопольных, темнопольных изображений и электронной микродифракции. Линейные размеры элементов структуры определялись прямыми измерениями в плоскости наблюдения.

Таблица 2 – Химический состав частиц в литом состоянии

Table 2 – The chemical composition of the particles in the cast state

Частица	Химический элемент, атом %					
	Al	Si	Sc	Fe	Mg	Zr
(AlSi) ₃ Sc	45,15	29,68	20,31	–	3,82	1.04
Mg ₂ Si	73,58	14,68	1,38	2,31	7,87	–
Fe ₂ Mg ₇ Si ₁₀ Al ₁₈	74.06	13.47	1.77	2.28	8,43	–

В литом состоянии в сплаве 0,6Mg₁Si_{0,3}Sc_{0,15}Zr (рисунок 1) наблюдаются крупные труднорастворимые железо и кремнийсодержащие интерметаллиды, которые, основываясь на EDS анализе (таблица 2), можно отнести к Fe₂Mg₇Si₁₀Al₁₈ [20]. Как правило, они имеют шарообразную форму и размеры до 10 мкм. Обнаруженные частицы второго типа содержат скандий, цирконий и кремний. Они имеют прямоугольную форму и размеры порядка 10 мкм. По всей видимости, они представляют собой первичные интерметаллиды типа (AlSi)₃Sc [21]; наличие в них кремния можно объяснить тем, что он скло-

не реагировать со скандием, а циркония – тем, что до 35 % его может растворяться в данной фазе [22]. В то же время это может быть фаза типа τ (AlSc₂Si₂): об этом говорит практически равное содержание скандия и кремния, при незначительном содержании циркония, а также её морфология. Кроме того, наблюдаются интерметаллиды, близкие к β (Mg₂Si) [23]. Учитывая ранее построенную в Thermo-Calc [17] фазовую диаграмму, при которой β (Mg₂Si) начинают формироваться при температурах 450–500 °С, можно предположить их образование при остывании слитка после литья, а не в процессе кристаллизации.

РЕЗУЛЬТАТЫ

Литое состояние

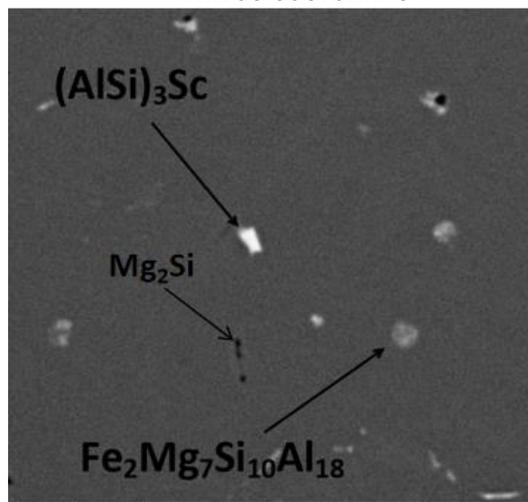


Рисунок 1 – Результаты электронной сканирующей микроскопии в литом состоянии для сплава 0,6Mg₁Si_{0,3}Sc_{0,15}Zr

Figure 1 – Results of cast electron scanning microscopy for alloy 0.6Mg₁Si_{0.3}Sc 0.15Zr

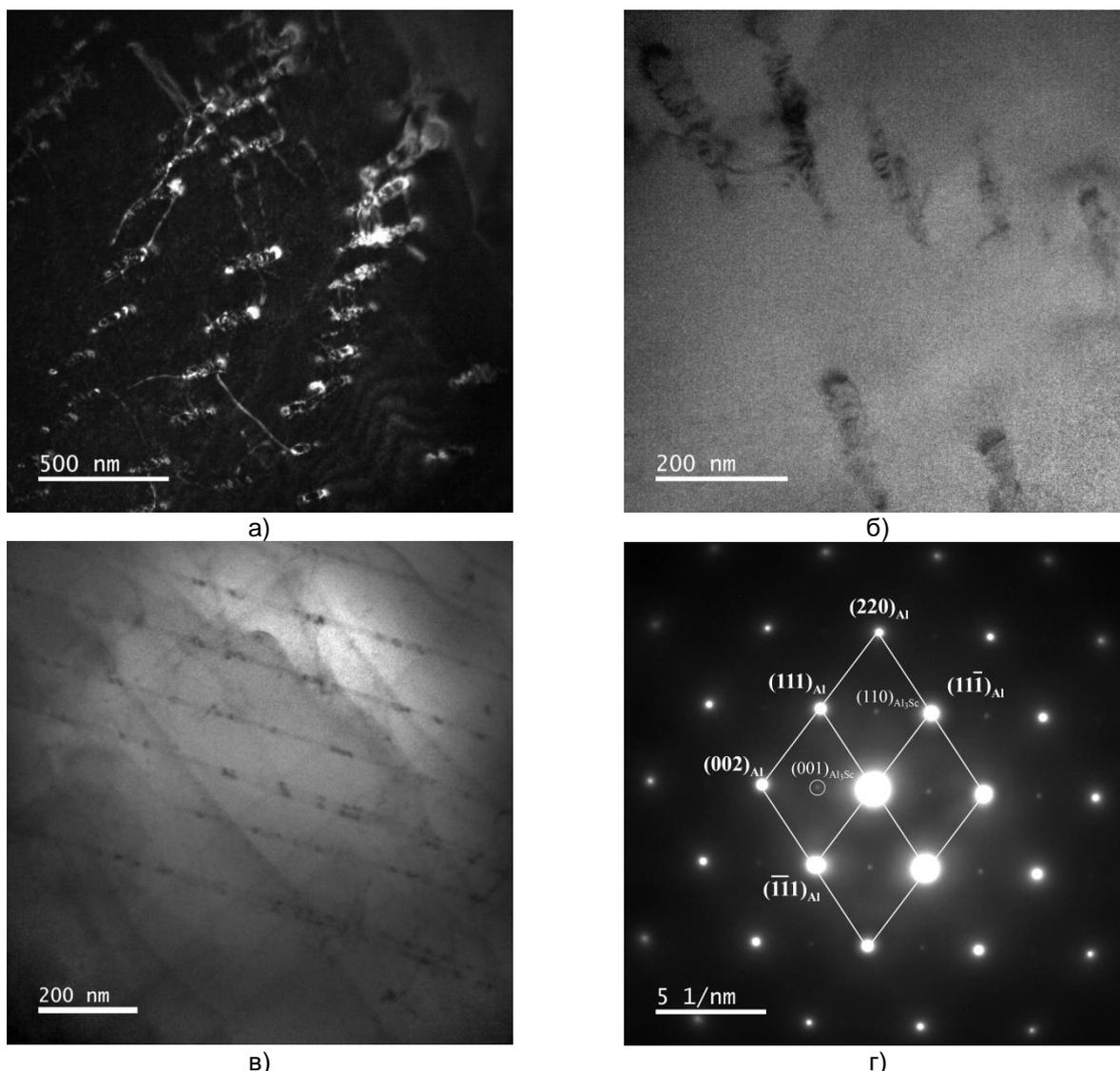


Рисунок 2 – Электронно-микроскопические изображения микроструктуры сплава 0,6Mg1Si0,3Sc0,15Zr в литом состоянии: а – темнопольное изображение в рефлексе $(110)_{Al_3Sc}$; б, в – светлопольные изображения; г – микроэлектронграмма (ось зоны $[110]_{Al}$)

Figure 2 – Electron microscopic images of the alloy microstructure 0,6Mg1Si0,3Sc0,15Zr in the cast state: a – dark-field image in the reflex $(110)_{Al_3Sc}$; b, c – light-field images; d – microelectronogram (zone axis $[110]_{Al}$)

В литом состоянии в сплаве 0,6Mg1Si0,3Sc0,15Zr наблюдаются частицы иглообразной формы с диаметром 20 нм и длиной 200 нм, представляющие собой фазу Al_3Sc , что подтверждается рефлексами на микроэлектронграммах (рисунок 2). По-видимому, дисперсоиды образовались в результате распада пересыщенного раствора алюминия в процессе охлаждения слитка после литья. Такие иглообразные частицы неоднократно наблюдались в алюминиевых сплавах с добавками скандия [22, 23]. Основная причина их образования – движение

большееугловых границ, в которых концентрируется большое количество данного элемента. В то же время полностью когерентных частиц, которые также могут образовываться при прерывистом распаде и, в частности, в сплавах с большим избытком кремния, обнаружено не было. Кроме того, были обнаружены очень тонкие пластины Si длиной более 1 мкм (рисунок 2, в). Наличие частиц свободного кремния предсказывается в данных сплавах в фазовых диаграммах, полученных с помощью расчетов в Thermo-Calc [17].

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МНОГОСТУПЕНЧАТОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ
НА ФОРМИРОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ В АВИАЛЯХ С ИЗБЫТКОМ КРЕМНИЯ И ДОБАВКАМИ
СКАНДИЯ И ЦИРКОНИЯ**

Таблица 3 – Химический состав частиц после термообработки 440 °С

Table 3 – Chemical composition of particles after heat treatment 440°C

Частицы	Химический элемент, атом %						
	Al	Si	Fe	Mg	Zr	Sc	Mn
(AlSi) ₃ Sc	70,13	16,55	0,02	2,23	2,95	8,52	–
Mg ₂ Si	74,89	19,18	2,05	3,75	-	0,12	–
Fe ₂ Mg ₇ Si ₁₀ Al ₁₈	59,50	21,29	4,88	13,75	0,02	0,57	0,03

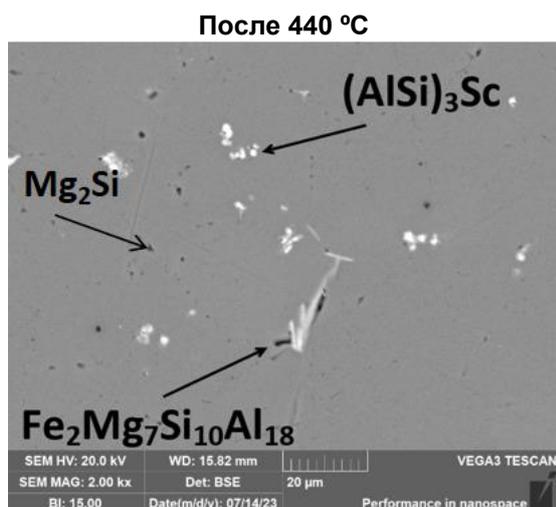


Рисунок 3 – Результаты электронной сканирующей микроскопии после отжига 440 °С 8 ч сплава 0,6Mg1Si0,3Sc0,15Zr

Figure 3 – Results of electron scanning microscopy after annealing 440°C 8 h alloy 0,6Mg1Si0,3Sc 0.15Zr

Отжиг при 440 °С не приводит к значительным изменениям фазового состава сплава. При данной термообработке также наблюдаются крупные интерметаллидные частицы фаз Fe₂Mg₇Si₁₀Al₁₈ и (AlSi)₃Sc. Выделения (AlSi)₃Sc сохраняют равноосную форму и размеры в диапазоне 2–10 мкм. В структуре сплава после отжига обнаружено 2 типа частиц Fe₂Mg₇Si₁₀Al₁₈: равноосной формы размерами 2–10 мкм и неправильной вытянутой формы длиной 25 мкм и толщиной до 5 мкм. Таким образом, на данной ступени термической обработки происходит их рост. Это, по всей видимости, вызвано выделением составляющих их элементов из пересыщенного твердого раствора. Кроме того, по

соседству с данными частицами также обнаружались интерметаллиды типа β (Mg₂Si), которые достаточно часто наблюдаются в алюминиевых сплавах, содержащих магний [24]. Необходимо также отметить, что доля частиц β (Mg₂Si) увеличивается. Химический состав частиц после термообработки 440 °С представлен в таблице 3.

Отжиг при температуре 440 °С с выдержкой 8 часов сплава 0,6Mg1Si0,3Sc0,15Zr приводит к распаду пересыщенного твердого раствора с образованием фаз: Al₃(Sc, Zr) (L12), Al₃Zr (D023) (рисунок 4). Фаза Al₃(Sc, Zr) выделяется в виде когерентных равноосных частиц диаметром до 15 нм, при этом они обладают достаточно высокой дисперсностью. Выделения Al₃Zr (D023) также характеризуются равноосной формой диаметром до 90 нм (рисунок 4, а, б). Выделения обеих фаз характеризуются высокой объемной долей и плотностью распределения. Учитывая, что частицы данной морфологии не наблюдаются в литом состоянии, можно с уверенностью констатировать, что они образуются на данной ступени термической обработки. Принимая во внимание размеры, морфологию и рефлекссы на микроэлектроннограммах, соответствующие отражениям от кристаллической решетки L12, можно с высокой уверенностью утверждать, что это именно частицы Al₃(ScZr), а не AlSc₂Si₂. Кроме того, обнаружены частицы типа стержней длиной до 40 нм и диаметром около 10 нм (рисунок 4, в). Наиболее вероятно, что данные частицы относятся к Al₃Sc, образовавшимся в ходе прерывистого распада, на этапе остывания слитка.

Химический состав частиц после термообработки 440 °С + 500 °С представлен в таблице 4.

Таблица 4 – Химический состав частиц после 440 °С + 500 °С

Table 4 – Chemical composition of particles after 440°C + 500°C

Частицы	Химический элемент, атом %					
	Al	Si	Fe	Mg	Zr	Sc
(AlSi) ₃ Sc	80,19	9,43	–	1,38	3,29	5,71
Mg ₂ Si	71,51	16,69	2,75	8,13	–	0,92
Al ₉ Fe ₂ Si ₂	72,31	1,61	15,80	1,15	–	0,12

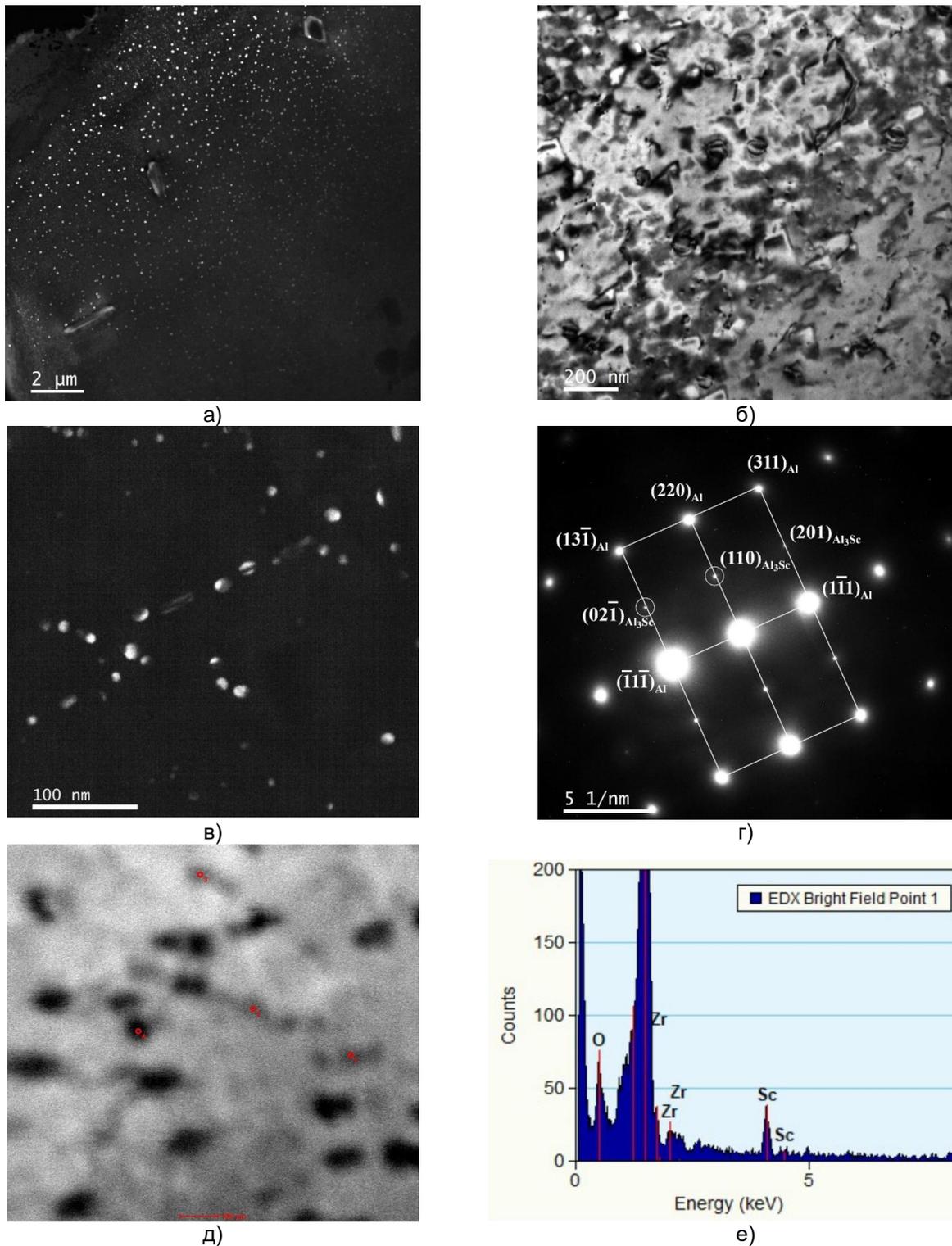


Рисунок 4 – Электронно-микроскопические изображения микроструктуры сплава 0,6Mg1Si0,3Sc0,15Zr после отжига 440 °С 8 ч: а, в – темнопольное изображение в рефлексе $(110)_{Al_3Sc}$; б – светлопольное изображение; в – микроэлектроннограмма (ось зоны $[\bar{1}\bar{1}2]_{Al}$); д – светлопольное изображение в режиме сканирования на просвет (STEM); е – спектр характеристического излучения в точке 1 на рисунке д

Figure 4 – Electron microscopic images of the alloy microstructure 0,6Mg1Si0,3Sc0,15Zr after annealing 440°C 8 h: а, в – dark-field image in reflex $(110)_{Al_3Sc}$; б – light-field image; в – microelectronogram (zone axis $[\bar{1}\bar{1}2]_{Al}$); д – light-field image in the lumen scanning mode (STEM); е – spectrum of characteristic radiation at point 1 in Figure d

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МНОГОСТУПЕНЧАТОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ В АВИАЛЯХ С ИЗБЫТКОМ КРЕМНИЯ И ДОБАВКАМИ СКАНДИЯ И ЦИРКОНИЯ

После 440 °С + 500 °С

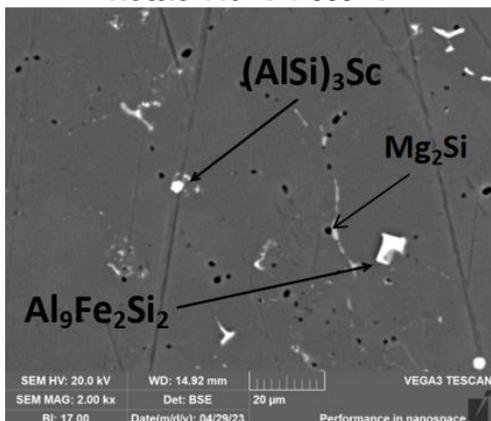


Рисунок 5 – Результаты электронной сканирующей микроскопии после ТО 440 °С + 500 °С для сплава 0,6Mg1Si0,3Sc0,15Zr

Figure 5 – Results of electron scanning microscopy after TO 440°C + 500°C for alloy 0,6Mg1Si0,3Sc 0.15 Zr

В сплаве 0,6Mg1Si0,3Sc0,15Zr после двойного отжига 440 °С + 500 °С наблюдаются частицы, которые на основании EDS анализа и литературных данных можно отнести к $Al_9Fe_2Si_2$ [25]. Данные частицы имеют округлую и прямоугольную форму, с размерами около 15 мкм (рисунок 5, б, в). Стоит предположить, что данные интерметаллиды представляют собой наблюдавшиеся ранее частицы $Fe_2Mg_7Si_{10}Al_{18}$, в которых произошло растворение магния в пересыщенный твердый раствор.

Наблюдаются также частицы типа Mg_2Si , которые уже были обнаружены на предыдущих стадиях обработки. Кроме того, сохраняются первичные интерметаллиды типа $(AlSi)_3Sc$, которые практически не меняют свою форму и размеры.

После 440 °С + 500 °С + 180 °С

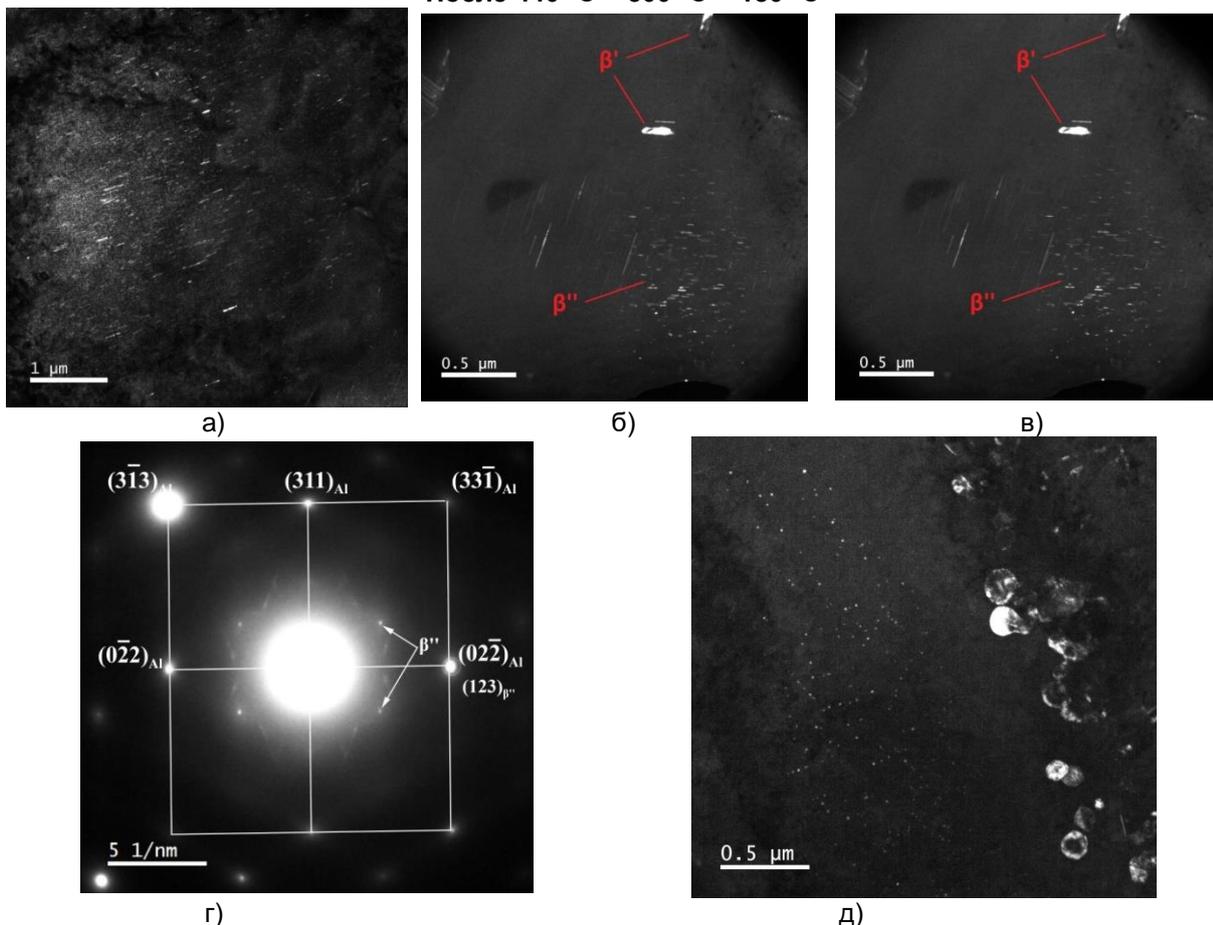


Рисунок 6 – Электронно-микроскопические изображения микроструктуры сплава 0,6Mg1Si0,3Sc0,15Zr после отжига по маршруту 440 °С 8 ч + 500 °С 0,5 ч + 180 °С 5 ч: а, б, д – темнопольные изображения в рефлекс: а – $(120)_{\beta''}$; б – $(200)_{\beta'}$; д – $(110)_{Al_3Sc}$; в – светлопольное изображение, е – микроэлектронграмма (ось зоны $[2\bar{3}3]_{Al}$)

Figure 6 – Electron microscopic images of the alloy microstructure 0,6Mg1Si0,3Sc0,15Zr after annealing along the route 440°C 8 h + 500°C 0.5 h + 180°C 5 h: a, b, d – dark-field images in reflex: a – $(120)_{\beta''}$; b – $(200)_{\beta'}$; d – $(110)_{Al_3Sc}$; c – light-field image, e – microelectronogram (zone axis $[2\bar{3}3]_{Al}$)

После термической обработки сплава $0,6\text{Mg}1\text{Si}0,3\text{Sc}0,15\text{Zr}$ по режиму $440\text{ }^\circ\text{C}$ 8 ч + $500\text{ }^\circ\text{C}$ 0,5 ч + $180\text{ }^\circ\text{C}$ 5 ч происходит распад пересыщенного твердого раствора. При этом в основном образуются метастабильные модификации фазы Mg_2Si (рисунок 6). Наибольшую дисперсность имеет β'' -фаза, выделяющаяся в виде тонких игл длиной до 50 нм (рисунок 6, а). Для выделений более стабильной β' -фазы характерно сохранение морфологии частиц в виде игл, но их размеры сильно возрастают: длина достигает 150 нм, в отдельных случаях 300 нм, диаметр – до 20 нм (рису-

нок 6, б). На фоне метастабильных β'' и β' выделений хорошо визуализируются частицы стабильной β -фазы в виде пластин длиной до нескольких микрон и толщиной до 50 нм (рисунок 6, в). Учитывая, что температуры искусственного старения недостаточно для образования данных частиц, с высокой долей вероятности можно предположить, что они образовались в ходе термической обработки $440\text{ }^\circ\text{C}$ 8 ч и пережили последующий отжиг при $500\text{ }^\circ\text{C}$ с выдержкой в течение 30 минут. Частицы $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ сохраняют равноосную форму и размеры до 150 нм (рисунок 6, д).

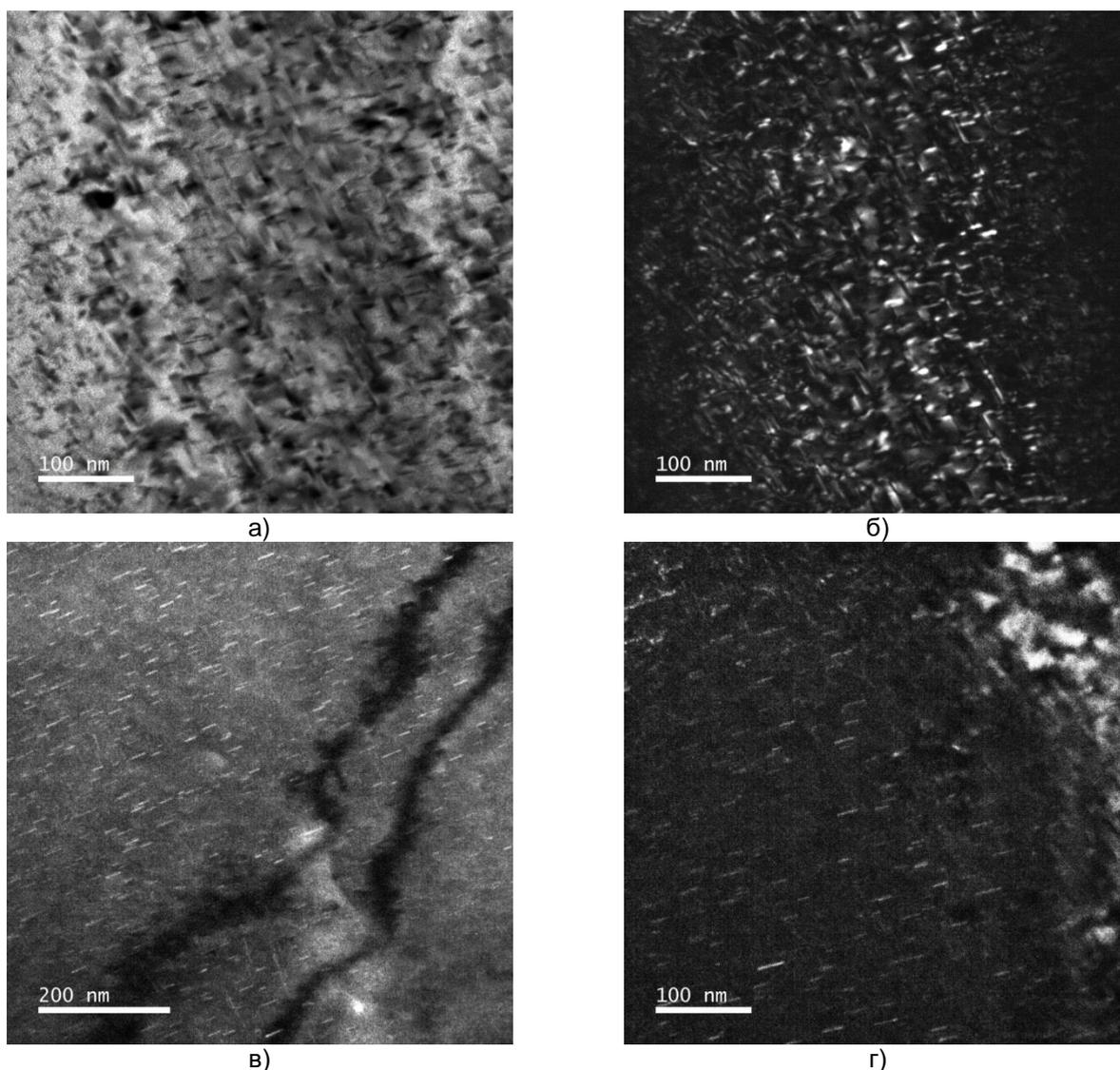


Рисунок 7 – Электронно-микроскопические изображения микроструктуры сплава $0,6\text{Mg}1\text{Si}$ после отжига по маршруту $550\text{ }^\circ\text{C}$ 8 ч + $180\text{ }^\circ\text{C}$ 5 ч: а – светлопольное изображение; б–г – темнопольные изображения в рефлексах фаз

Figure 7 – Electron microscopic images of the microstructure of the alloy $0.6\text{Mg}1\text{Si}$ after annealing along the route $550\text{ }^\circ\text{C}$ 8 h + $180\text{ }^\circ\text{C}$ 5 h: a – light-field image; b–d - dark-field images in phase reflexes

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МНОГОСТУПЕНЧАТОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ В АВИАЛЯХ С ИЗБЫТКОМ КРЕМНИЯ И ДОБАВКАМИ СКАНДИЯ И ЦИРКОНИЯ

В сплаве 0,6Mg1Si (без добавок Sc и Zr) после используемого стандартного режима термообработки (550 °С, 8 ч + 180 °С, 5 ч) в целом обнаруживается картина, схожая с наблюдаемой в сплаве 0,6Mg1Si0,3Sc0,15Zr после его трехступенчатой обработки. На изображениях микроструктуры выявляются высокодисперсные игловидные выделения β -типа, характеризующиеся высокой объемной долей и плотностью распределения в пространстве (рисунок 7). Тонкие иглы зон Гинье-

Пристона (далее ЗГП), характеризующиеся длиной до 20 нм и диаметром до 3 нм (рисунок 7, а, б), более крупные частицы фазы β'' длиной 70–120 нм и диаметром до 5 нм (рисунок 7, в, г). В то же время необходимо отметить, что в отличие от сплава 0,6Mg1Si0,3Sc0,15Zr, в базовом сплаве выделения β'' гораздо более дисперсные, в нем также присутствуют ЗГП и отсутствуют крупные частицы β -фазы.

Влияние многоступенчатого отжига на микротвердость и её связь с микроструктурой

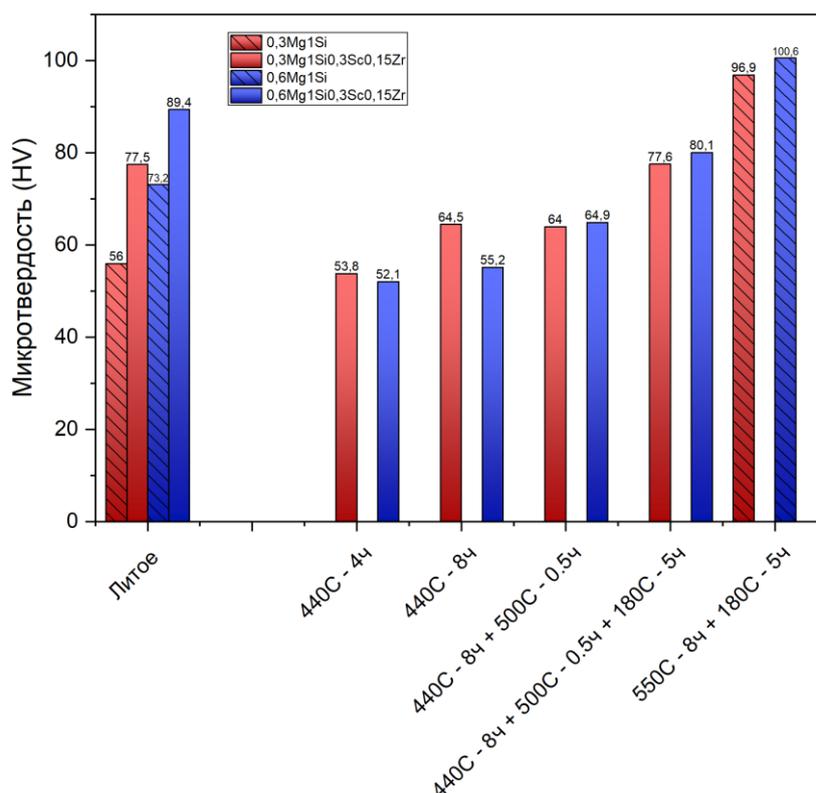


Рисунок 8 – Микротвердость в литом состоянии и после различных ТО

Figure 8 – Microhardness in the cast state and after various HT

В литом состоянии модифицированный скандием и цирконием сплав показывает большие значения микротвердости, чем сплав без добавок данных элементов (рисунок 8). Это может говорить как о влиянии твердорастворного упрочнения, так и дисперсионном упрочнении полуккогерентными частицами типа $Al_3(ScZr)$. Стоит отметить, что даже полуккогерентные дисперсоиды $Al_3(ScZr)$ могут оказывать определённое упрочняющее воздействие [22]. Необходимо отметить, что в отличие от результатов работы [19], полностью когерентных частиц в данном сплаве обнаружено не было. Это может быть связано с тем, что в процессе применения ТЕМ площадь исследования, как правило, ограни-

чена несколькими зёрнами. В то же время, согласно приведенным в [19] данным, кристаллографическая ориентация зёрна может влиять на морфологию и когерентность частиц $Al_3(ScZr)$. Поэтому в данном случае отсутствие полностью когерентных частиц может объясняться тем, что содержащие их зёрна просто не попали в поле зрения в ходе исследования с помощью ТЕМ. Необходимо отметить, что дисперсоиды, формирующиеся в ходе непрерывного распада, выделяются в большем количестве, обладают меньшим размером и в целом вызывают более сильный упрочняющий эффект. Таким образом, прерывистый распад оказывает негативный эффект: так, в процессе него тратится скан-

дий, необходимый для формирования частиц $Al_3(ScZr)$ в ходе непрерывного распада при последующей термической обработке.

Негативным фактом также является формирование первичных интерметаллидов типа $(AlSi)_3Sc$, так как они также забирают часть скандия, необходимого для протекания стабильного непрерывного распада. Проблемы усугубляются еще и тем, что, согласно фазовой диаграмме, приведенной в [19], при данной концентрации скандия и циркония невозможно растворение уже выделившихся интерметаллидов типа $Al_3(ScZr)$ в пересыщенный твердый раствор. Кроме того, первичные интерметаллиды $(AlSi)_3ScZr$ содержат в себе кремний, необходимый для образования частиц β'' , что будет отрицательно влиять на процесс их формирования. Наличие в литом состоянии интерметаллидов типа $Fe_2Mg_7Si_{10}Al_{18}$ и $\beta(Mg_2Si)$ также является негативным фактором, поскольку они содержат в себе кремний и магний, необходимые для образования β'' -фазы.

При отжиге на протяжении 4 часов при температуре 440 °C происходит потеря прочности, связанная прежде всего с выходом магния и кремния из пересыщенного твердого раствора и образованием частиц типа $\beta(Mg_2Si)$ и роста размеров $Fe_2Mg_7Si_{10}Al_{18}$. При повышении времени выдержки происходит небольшое увеличение микротвердости, связанное с выделением частиц $Al_3(ScZr)$. Таким образом, непрерывный распад все же происходит, но число частиц, выделяющихся в виде нанодисперсоидов, достаточно мало и не оказывает серьезного эффекта на прочностные свойства. Это, как уже упоминалось, связано прежде всего с прерывистым распадом и образованием первичных частиц $(AlSi)_3ScZr$, что, в свою очередь, ограничивает возможности формирования наночастиц при непрерывном распаде.

Последующий нагрев не ведет к существенным изменениям в микротвердости: это объясняется тем, что большинство частиц β'' -фазы не растворяется после данной ступени, а растворение $Fe_2Mg_7Si_{10}Al_{18}$ происходит лишь частично. Это и отражается на результатах заключительного искусственного старения: частиц β'' в сплаве с добавками скандия и циркония значительно меньше, чем в базовом сплаве, а зоны Гинье-Пристона вообще отсутствуют.

Можно констатировать, что, с одной стороны, из-за прерывистого распада, а также образования крупных первичных интерметаллидов возможность формирования наночастиц Al_3Sc при последующей термической обработке ограничена. В то же время в отли-

чие от базового сплава, где возможна полноценная закалка при температуре 550 °C, кратковременная обработка при 500 °C в течение 30 минут не дает возможности растворить кремниевые- и магниевосодержащие интерметаллиды. Стоит отметить, что такое краткое время и более низкая температура были выбраны для того, чтобы образовавшиеся наночастицы типа $Al_3(ScZr)$ не успевали коагулировать. Однако, учитывая их малое количество в сплаве $0,6Mg_1Si_0,3Sc_0,15Zr$, в целом такая закалка бесполезна. В результате в базовом сплаве выделяется куда больше частиц типа $\beta''(Mg_2Si)$ и ЗГП, чем в сплаве с добавками циркония и скандия. Таким образом, добавки циркония (0,15 вес. %) и скандия (0,3 вес. %) в сплавы системы Al-Mg-Si с большим избытком кремния оказывают скорее негативный эффект для недеформированных образцов.

ВЫВОДЫ

1. При кристаллизации сплава $0,6Mg_1Si_0,15Zr_0,3Sc$ в нём формируются первичные интерметаллидные частицы типа $(AlSi)_3Sc$, а затем при остывании формируются полукогерентные частицы длиной 40 нм и диаметром 10 нм со схожим химическим составом. В результате количество скандия в пересыщенном твердом растворе значительно сокращается. Поэтому в ходе непрерывного распада при последующей термической обработке формируется ограниченное количество когерентных частиц $(AlSi)_3Sc$, практически не влияющих на прочностные свойства.

2. Кратковременная закалка сплава $0,6Mg_1Si_0,15Zr_0,3Sc$ не приводит к растворению Mg и Si в пересыщенном твердом растворе. В результате этого количество формирующихся частиц β'' значительно больше, чем в базовом сплаве, а их прочностные характеристики выше.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Алаттар А.Л., Никитина Л.Н., Бажин В.Ю. Повышение физико-механических свойств алюминиевых сплавов, армированных частицами карбида бора // *Электротехнология*. 2022. № 7. С. 13–22.
2. Kosov Y.I., Bazhin V.Y. Synthesis of an aluminum–erbium master alloy from chloride–fluoride melts // *Russian Metallurgy (Metally)*. 2018. Т. 2018. № 2. С. 139–148. doi : 10.1134/S0036029518020088.
3. Bazhin V.Y., Kosov Y.I., Lobacheva O.L., Dzhevaga N.V. Synthesis of aluminum-based scandium–yttrium master alloys // *Russian Metallurgy (Metally)*. 2015. Т. 2015. № 7. С. 516–520. doi : 10.1134/S0036029515070034.
4. Бенариев И., Бер Л.Б., Антипов К.В., Сбитнева С.В. Тенденции развития деформируемых сплавов системы Al-Mg-Si-(Cu). Часть 1 (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2019. № 3 (56). С. 14–22. doi : 10.18577/2071-9140-2019-0-3-14-22.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МНОГОСТУПЕНЧАТОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ В АВИАЛЯХ С ИЗБЫТКОМ КРЕМНИЯ И ДОБАВКАМИ СКАНДИЯ И ЦИРКОНИЯ

5. Benedyk J.C. Aluminum alloys for lightweight automotive structures // *Materials, design and manufacturing for lightweight vehicles*. Woodhead Publishing, 2010. С. 79–113. С. 1–7. doi : 10.1533/9781845697822.1.79.
6. Колобнев Н.И., Бер Л.Б., Хохлатова Л.Б., Рябов Д.К. Структура, свойства и применение сплавов системы Al-Mg-Si-(Cu) // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2011. № 9. С. 40–45.
7. Edwards G.A., Stiller K., Dunlop G.L., Couper M.J. The precipitation sequence in Al-Mg-Si alloys // *Acta materialia*. 1998. Т. 46. № 11. С. 3893–3904. doi : 10.1016/S1359-6454(98)00059-7.
8. Murayama M., Hono K. Pre-precipitate clusters and precipitation processes in Al-Mg-Si alloys // *Acta materialia*. 1999. Т. 47. № 5. С. 1537–1548. doi : 10.1016/S1359-6454(99)00033-6.
9. Meyruey G., Massardier V., Lefebvre W., Perez M. Over-ageing of an Al-Mg-Si alloy with silicon excess // *Materials Science and Engineering: A*. 2018. Т. 730. С. 92–105. doi : 10.1016/j.msea.2018.05.094.
10. Колачев Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. МИСиС, 2005.
11. 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. Т. 38. № 8. С. 347–352. doi : 10.1007/BF01395323.
12. Zakharov V.V. Combined alloying of aluminum alloys with scandium and zirconium // *Metal Science and Heat Treatment*. 2014. Т. 56. № 5–6. С. 281–286. doi : 10.1007/s11041-014-9746-5.
13. Рохлин Л.Л., Бочвар Н.Р., Табачкова Н.Ю., Суханов А.В. Влияние скандия на кинетику и упрочнение при старении сплавов системы al-mg 2si // *Технология легких сплавов*. 2015. № 2. С. 53–62.
14. Vlach M., Smola B., Stulíková I., Očenášek V. Microstructure and mechanical properties of the AA6082 aluminium alloy with small additions of Sc and Zr // *International journal of materials research*. 2009. Т. 100. № 3. С. 420–423. doi : 10.3139/146.110022.
15. Jiang S., Wang R. Grain size-dependent Mg/Si ratio effect on the microstructure and mechanical/electrical properties of Al-Mg-Si-Sc alloys // *Journal of Materials Science & Technology*. 2019. Т. 35. № 7. С. 1354–1363. doi : 10.1016/j.jmst.2019.03.011.
16. Cabibbo M., Evangelista E. A TEM study of the combined effect of severe plastic deformation and (Zr), (Sc+ Zr)-containing dispersoids on an Al-Mg-Si alloy // *Journal of materials science*. 2006. Т. 41. С. 5329–5338. doi : 10.1007/s10853-006-0306-2.
17. Aryshenskii E., Lapshov M., Hirsch J., Kononov S., Bazhenov V., Drits A., Zaitsev D. Influence of the small sc and zr additions on the as-cast microstructure of al-mg-si alloys with excess silicon // *Metals*. 2021. Т. 11. № 11. С. 1797. doi : 10.3390/met11111797.
18. Vlach M., Smola B., Stulíková I., Očenášek V. Microstructure and mechanical properties of the AA6082 aluminium alloy with small additions of Sc and Zr // *International journal of materials research*. 2009. Т. 100. № 3. С. 420–423. doi : 10.3139/146.110022.
19. Aryshenskii E., Lapshov M., Kononov S., Hirsch J., Aryshenskii V., Sbitneva S. The Casting Rate Impact on the Microstructure in Al-Mg-Si Alloy with Silicon Excess and Small Zr, Sc Additives // *Metals*. 2021. Т. 11. № 12. С. 2056. doi : 10.3390/met11122056.
20. Du Y., Chang Y.A., Liu S., Huang B., Xie F.Y., Yang Y., Chen S.L. Thermodynamic description of the Al-Fe-Mg-Mn-Si system and investigation of microstructure and microsegregation during directional solidification of an Al-Fe-Mg-Mn-Si alloy // *International Journal of Materials Research*. 2022. Т. 96. № 12. С. 1351–1362. doi : 10.3139/ijmr-2005-0235.
21. Norman A.F., Prangnell P.B., McEwen R.S. The solidification behaviour of dilute aluminium-scandium alloys // *Acta materialia*. 1998. Т. 46. № 16. С. 5715–5732. doi : 10.1016/S1359-6454(98)00257-2.
22. Röyset J., Ryum N. Scandium in aluminium alloys // *International Materials Reviews*. 2005. Т. 50. № 1. С. 19–44. doi : 10.1179/174328005X14311.
23. Kumar S., Babu N.H., Scamans G.M., Eskin D.G., Fan Z. Solidification behaviour of an AA5754 Al alloy ingot cast with high impurity content // *International journal of materials research*. 2012. Т. 103. № 10. С. 1228–1234. doi : 10.3139/146.110760.
24. Engler O., Miller-Jupp S. Control of second-phase particles in the Al-Mg-Mn alloy AA 5083 // *Journal of Alloys and Compounds*. 2016. Т. 689. С. 998–1010. doi : 10.1016/j.jallcom.2016.08.070.
25. Lech-Grega M., Boczkal S. Iron Phases in Model Al-Mg-Si-Cu Alloys // *Materials Science Forum*. Trans Tech Publications Ltd, 2011. Т. 674. С. 135–140. doi : 10.4028/www.scientific.net/MSF.674.135.

Информация об авторах

Е. В. Арышенский – доктор технических наук, доцент, старший научный сотрудник научно-исследовательской лаборатории электронной микроскопии и обработки изображений СибГИУ, ведущий научный сотрудник ОНИЛ-4 Самарского университета.

М. А. Лапшов – инженер ОНИЛ-4 Самарского университета.

Д. Ю. Распосиенко – кандидат технических наук, ведущий научный сотрудник, заведующий лабораторией цветных сплавов института физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук.

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

К. А. Малкин – лаборант ОНИЛ-4 Самарского университета.

В. В. Макаров – научный сотрудник, лаборатории цветных сплавов института физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук, младший научный сотрудник ОНИЛ-4 Самарского университета.

REFERENCES

1. Alattar, A.L., Nikitina, L.N. & Bazhin, V.YU. (2010). improving the physical and mechanical properties of aluminum alloys reinforced with boron carbide particles. *Electrometallurgy*, (7), 13-22. (In Russ.).
2. Kosov, Y.I. & Bazhin, V.Y. (2018). Synthesis of an aluminum-erbium master alloy from chloride-fluoride melts. *Russian Metallurgy (Metally)*, (2), 139-148. doi : 10.1134/S0036029518020088.
3. Bazhin, V.Y., Kosov, Y.I., Lobacheva, O.L. & Dzhevaga, N.V. (2015). Synthesis of aluminum-based scandium-yttrium master alloys. *Russian Metallurgy (Metally)*, (7), 516-520. doi : 10.1134/S0036029515070034.

4. Benarieb, I., Ber, L.B., Antipov, K.V. & Sbitneva, S.V. (2019). Trends in the development of deformable alloys of the Al-Mg-Si-(Cu) system. Part 1 (review). *Aviation materials and technologies*, (3 (56)), 14-22. (In Russ.). doi : 10.18577/2071-9140-2019-0-3-14-22.
5. Benedyk, J.C. (2010). Aluminum alloys for lightweight automotive structures. In *Materials, design and manufacturing for lightweight vehicles* (pp. 79-113). Woodhead Publishing. doi : 10.1533/9781845697822.1.79.
6. Kolobnev, N.I., Ber, L.B., Khokhlatova, L.B. & Ryabov, D.K. (2011). Structure, properties and application of alloys of the Al-Mg-Si-(Cu) system. *Metallography and heat treatment of metals*, (9), 40-45.
7. Edwards, G.A., Stiller, K., Dunlop, G.L. & Couper, M.J. (1998). The precipitation sequence in Al-Mg-Si alloys. *Acta materialia*, 46(11), 3893-3904. doi : 10.1016/S1359-6454(98)00059-7.
8. Murayama, M. & Hono, K. (1999). Pre-precipitate clusters and precipitation processes in Al-Mg-Si alloys. *Acta materialia*, 47(5), 1537-1548. doi : 10.1016/S1359-6454(99)00033-6.
9. Meyruey, G., Massardier, V., Lefebvre, W. & Perez, M. (2018). Over-ageing of an Al-Mg-Si alloy with silicon excess. *Materials Science and Engineering: A*, 730, 92-105. doi : 10.1016/j.msea.2018.05.094.
10. Kolachev, B.A., Elagin, V.I. & Livanov, V.A. (2005). Metallography and heat treatment of non-ferrous metals and alloys. Missis. (In Russ.).
11. Davydov, V.G., Elagin, V.I., Zakharov, V.V. & Rostoval, D. (1996). Alloying aluminum alloys with scandium and zirconium additives. *Metal Science and Heat Treatment*, 38(8), 347-352. doi : 10.1007/BF01395323.
12. Zakharov, V.V. (2014). Combined alloying of aluminum alloys with scandium and zirconium. *Metal Science and Heat Treatment*, 56(5-6), 281-286. doi : 10.1007/s11041-014-9746-5.
13. Rokhlin, L.L., Bocharov, N.R., Tabachkova, N.Yu. & Sukhanov, A.V. (2015). Effect of scandium on kinetics and hardening during aging of alloys of the Al-Mg₂Si system. *Technology of light alloys*, (2), 53-62. (In Russ.).
14. Vlach, M., Smola, B., Stulíková, I. & Očenášek, V. (2009). Microstructure and mechanical properties of the AA6082 aluminium alloy with small additions of Sc and Zr. *International journal of materials research*, 100(3), 420-423. doi : 10.3139/146.110022.
15. Jiang, S. & Wang, R. (2019). Grain size-dependent Mg/Si ratio effect on the microstructure and mechanical/electrical properties of Al-Mg-Si-Sc alloys. *Journal of Materials Science & Technology*, 35(7), 1354-1363. doi : 10.1016/j.jmst.2019.03.011.
16. Cabibbo, M. & Evangelista, E. (2006). A TEM study of the combined effect of severe plastic deformation and (Zr), (Sc+ Zr)-containing dispersoids on an Al-Mg-Si alloy. *Journal of materials science*, 41, 5329-5338. doi : 10.1007/s10853-006-0306-2.
17. Aryshenskii, E., Lapshov, M., Hirsch, J., Kononov, S., Bazhenov, V., Drits, A. & Zaitsev, D. (2021). Influence of the small Sc and Zr additions on the as-cast microstructure of Al-Mg-Si alloys with excess silicon. *Metals*, 11(11), 1797. doi : 10.3390/met11111797.
18. Vlach, M., Smola, B., Stulíková, I. & Očenášek, V. (2009). Microstructure and mechanical properties of the AA6082 aluminium alloy with small additions of Sc and Zr. *International journal of materials research*, 100(3), 420-423. doi : 10.3139/146.110022.
19. Aryshenskii, E., Lapshov, M., Kononov, S., Hirsch, J., Aryshenskii, V. & Sbitneva, S. (2021). The Casting Rate Impact on the Microstructure in Al-Mg-Si Alloy with Silicon Excess and Small Zr, Sc Additives. *Metals*, 11(12), 2056. doi : 10.3390/met11122056.
20. Du, Y., Chang, Y.A., Liu, S., Huang, B., Xie, F.Y., Yang, Y. & Chen, S.L. (2022). Thermodynamic description of the Al-Fe-Mg-Mn-Si system and investigation of microstructure and microsegregation during directional solidification of an Al-Fe-Mg-Mn-Si alloy. *International Journal of Materials Research*, 96(12), 1351-1362. doi : 10.3139/ijmr-2005-0235.
21. Norman, A.F., Prangnell, P.B. & McEwen, R.S. (1998). The solidification behaviour of dilute aluminium-scandium alloys. *Acta materialia*, 46(16), 5715-5732. doi : 10.1016/S1359-6454(98)00257-2.
22. Røyset, J. & Ryum, N. (2005). Scandium in aluminium alloys. *International Materials Reviews*, 50(1), 19-44. doi : 10.1179/174328005X14311.
23. Kumar, S., Babu, N.H., Scamans, G.M., Eskin, D.G. & Fan, Z. (2012). Solidification behaviour of an AA5754 Al alloy ingot cast with high impurity content. *International journal of materials research*, 103(10), 1228-1234. doi : 10.3139/146.110760.
24. Engler, O. & Miller-Jupp, S. (2016). Control of second-phase particles in the Al-Mg-Mn alloy AA 5083. *Journal of Alloys and Compounds*, 689, 998-1010. doi : 10.1016/j.jallcom.2016.08.070.
25. Lech-Grega, M. & Boczkal, S. (2011, March). Iron Phases in Model Al-Mg-Si-Cu Alloys. In *Materials Science Forum* (Vol. 674, P. 135-140). Trans Tech Publications Ltd. doi : 10.4028/www.scientific.net/MSF.674.135.

Information about the authors

E. V. Aryshensky - Doctor of Technical Sciences, Associate Professor, Senior Researcher at the Research Laboratory of Electron Microscopy and Image Processing of SibGIU. Leading Researcher of ONIL-4 Samara University.

M. A. Lapshov - Engineer of ONIL-4 Samara University.

D. Y. Rasposiyenko - Candidate of Technical Sciences, Leading researcher, Head of the Laboratory of Non-ferrous Alloys of the Institute of Metal Physics named after M.N. Mikheev of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences.

S. V. Kononov - 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.

K. A. Malkin - is a laboratory assistant at ONIL-4 Samara University.

V. V. Makarov - is a researcher at the Laboratory of Non-ferrous Alloys of the Institute of Metal Physics named after M.N. Mikheev of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences. Juniorresearcher at ONIL-4 Samara University.

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Статья поступила в редакцию 16 марта 2023; одобрена после рецензирования 18 сентября 2023; принята к публикации 20 ноября 2023.

The article was received by the editorial board on 16 Mar 2023; approved after editing on 18 Sep 2023; accepted for publication on 20 Nov 2023.