

Научная статья

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

УДК 669.017.3

doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2024.01.012

## ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ТРЁХСТУПЕНЧАТОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ УПРОЧНЯЮЩИХ ЧАСТИЦ ТИПА $(AlSi)_3(Sc,Zr)$ И $(Mg_5Si_6)$ В СПЛАВАХ СЕРИИ Al–Mg–Si, ЭКОНОМНО ЛЕГИРОВАННЫХ Sc И Zr

Евгений Владимирович Арышенский<sup>1†</sup>, Максим Александрович Лапшов<sup>2</sup>,  
Сергей Валерьевич Коновалов<sup>3</sup>, Дмитрий Юрьевич Распосиенко<sup>4</sup>,  
Кирилл Александрович Малкин<sup>5</sup>, Владимир Викторович Макаров<sup>6</sup>

<sup>1,3</sup> Сибирский государственный индустриальный университет, ул. Кирова, 42, 654007, Новокузнецк, Россия

<sup>1, 2, 3, 5, 6</sup> Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, Московское шоссе, 34, 443086, Самара, Россия

<sup>4</sup> Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук, ул. С. Ковалевской, 18, 620108, Екатеринбург, Россия

<sup>1</sup> arishenskiy.ev@ssau.ru<sup>†</sup>, <https://orcid.org/0000-0003-3875-7749>

<sup>2</sup> lapshov.m.syz@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-3767-4004>

<sup>3</sup> konovalov@sibsiu.ru, <https://orcid.org/0000-0003-4809-8660>

<sup>4</sup> dmitrijrasp@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-7670-9054>

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

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

**Аннотация.** Проведено исследование сплава  $_{0,6}Mg_1Si$ , с добавками скандия (0,05 %) и циркония (0,15 %), и изучены особенности его упрочнения как с помощью  $\beta''$ -фазы ( $Mg_5Si_6$ ), так и  $Al_3Sc$  (и ее модификации). Для сплава  $_{0,6}Mg_1Si_{0,05}Sc_{0,15}Zr$  многоступенчатая термическая обработка была осуществлена следующим образом: 550 °C 8 ч + 440 °C 8 ч + 500 °C 0,5 ч + 180 °C 5 ч, для сплава  $_{0,6}Mg_1Si$ : 550 °C 8 ч + 180 °C 5 ч. Изучение мелкодисперсных упрочняющих частиц проводилось с помощью просвечивающей электронной микроскопии. Кроме того, после каждого этапа термической обработки определялись механические свойства. Было установлено, что без применения термической обработки добавки Sc и Zr способствуют увеличению предела текучести в 3 раза и предела прочности в 2 раза. После термической обработки базовый сплав показывает большие прочностные показатели, чем легированный цирконием и скандием. Более низкие значения прочности связаны прежде всего с тем, что при естественном старении формируется в сплаве с добавками скандия формируется меньшее количество  $\beta''$ -фазы ( $Mg_5Si_6$ ) чем в базовом сплаве. Это связано с тем, что в сплаве с содержанием скандия невозможно проведение полноценной закалки, так как она будет вызывать растворение образовавшихся частиц  $(AlSi)_3(Sc,Zr)$ . В тоже время количество частиц формирующихся в ходе термической обработки частиц  $(AlSi)_3(Sc,Zr)$  достаточно мало кроме того они имеют неравноостную форму и не вносят заметного вклада в упрочнение.

**Ключевые слова:** авиали, скандий, легирующие компоненты, термическая обработка, просвечивающая микроскопия, механические свойства, упрочнение.

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

**Для цитирования:** Арышенский Е.В., Лапшов М.А., Коновалов С.В., Распосиенко Д.Ю., Малкин К.А., Макаров В.В. Изучение влияния трёхступенчатой термической обработки на формирование упрочняющих частиц типа  $(AlSi)_3(Sc,Zr)$  и  $(Mg_5Si_6)$  в сплавах серии Al–Mg–Si, экономно легированных Sc и Zr // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2024. Т. 21, № 1. С. 101–111. doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2024.01.012.

Original article

## STUDY OF THREE-STAGE THERMAL TREATMENT EFFECT ON $(\text{AlSi})_3(\text{Sc,Zr})$ AND $(\text{Mg}_5\text{Si}_6)$ TYPE STRENGTHENING PARTICLES FORMATION IN Al–Mg–Si SERIES ALLOYS WITH LEAN Sc AND Zr ADDITION

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

<sup>1,3</sup> Siberian State Industrial University, Kirova Str., 42, Novokuzneck, 654007, Russia

<sup>1,2,3,5,6</sup> Samara National Research University, Moskovskoe shosse, 34, Samara, 443086, Russia

<sup>4</sup> M.N. Mikheev Institute of Metal Physics of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, S. Kovalevskaya Str., 18, Ekaterinburg, 620108, Russia

<sup>1</sup> arishenskiy.ev@ssau.ru<sup>†</sup>, <https://orcid.org/0000-0003-3875-7749>

<sup>2</sup> lapshov.m.syz@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-3767-4004>

<sup>3</sup> konovalov@sibsiu.ru, <https://orcid.org/0000-0003-4809-8660>

<sup>4</sup> dmitrijrasp@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-7670-9054>

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

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

**Abstract.**  $_{0.6}\text{Mg}_1\text{Si}$  alloy with scandium (0.05 %) and zirconium (0.15 %) additions was studied to understand the special features of its strengthening with the aid of both  $\beta''$ -phase ( $\text{Mg}_5\text{Si}_6$ ) and  $\text{Al}_3\text{Sc}$  (and its modifications).  $_{0.6}\text{Mg}_1\text{Si}_{0.05}\text{Sc}_{0.15}\text{Zr}$  was subjected to multi-stage thermal treatment with the following parameters: 550 °C 8 h + 440 °C 8 h + 500 °C 0.5 h + 180 °C 5 h; for  $_{0.6}\text{Mg}_1\text{Si}$  alloy: 550 °C 8 h + 180 °C 5 h. Fine strengthening particles were studied using transmission electron microscopy (TEM). In addition, mechanical properties were defined after each stage of thermal treatment. It was found out, that Sc and Zr additions facilitate triple yield strength and double ultimate strength improvement if thermal treatment is not applied. Base alloy demonstrates better strength characteristics after thermal treatment compared to the alloy with zirconium and scandium additions. Lower strength values are mainly associated with lower number of  $\beta''$ -phase ( $\text{Mg}_5\text{Si}_6$ ) in the alloy with scandium additions vs base alloy during natural aging. This is related to inability to perform full-scale hardening of the alloy with scandium contents, as it will result in dissolution of formed  $(\text{AlSi})_3(\text{Sc,Zr})$  particles. At the same time the number of  $(\text{AlSi})_3(\text{Sc,Zr})$  particles, formed during thermal treatment, is fairly small, they have non-equiaxed shape and do not significantly contribute to strengthening.

**Keywords:** arial, scandium, alloying components, thermal treatment, transmission microscopy, mechanical properties, strengthening.

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

**For citation:** Aryshenskii, E. V., Lapshov, M. A., Konovalov, S. V., Rasposienko, D. Yu., Malkin, K. A. & Makarov, V. V. (2024). Study of three-stage thermal treatment effect on  $(\text{AlSi})_3(\text{Sc,Zr})$  and  $(\text{Mg}_5\text{Si}_6)$  type strengthening particles formation in Al–Mg–Si series alloys with lean Sc and Zr addition. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya (Basic Problems of Material Science (BPMS))*, 21(1), 101–111. (In Russ.). doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2024.01.012.

### Введение

В современной промышленности широко используются алюминиевые сплавы, что объясняется их достаточно малой плотностью, высокой пластичностью и приемлемыми прочностными характеристиками [1-3]. Наиболее популярными сплавами в промышленности являются авиали [4-5], сплавы системы Al–Mg–Si. Эти сплавы, как правило, обладают высокими прочностными характеристиками, свариваемостью и коррозионной стойкостью [6-8]. Механические свойства обусловлены выделением

метастабильной  $\beta''$ -фазы ( $\text{Mg}_5\text{Si}_6$ ), которая является модификацией стабильной равновесной  $\beta$ -фазы ( $\text{Mg}_2\text{Si}$ ) (силицид магния) [9]. Необходимо отметить, что массовое соотношение Mg к Si в равновесной  $\beta$ -фазе составляет 1,73. Добавленные в алюминиевый сплав Mg и Si в таком соотношении при равновесных условиях будут полностью израсходованы на образование частицы  $\text{Mg}_2\text{Si}$  [10]. Отклонения от этого соотношения будет причиной появления свободного кремния или магния. Следует отметить, что высокое содержание Si в составе сплава оказывает положительное влияние на прочностные характеристики [11].

С помощью легирования сплавов Sc и Zr можно добиться дальнейшего улучшения прочностных свойств. Добавки Sc способствуют повышению удельной прочности, деформируемости, свариваемости и коррозионной стойкости [12]. Данные эффекты объясняются тем, что в ходе термической обработки (ТО) из твердого раствора выделяются наноразмерные упрочняющие частицы  $Al_3Sc$  [13]. Также стоит отметить, что Sc является модификатором литой структуры [14]. Zr добавляется для термической стабилизации частиц  $Al_3Sc$ , кроме того он повышает эффективность измельчения литой структуры скандием [15-16].

Однако легирование сплавов системы Al–Mg–Si скандием может вызывать формирование упрочняющих  $(AlSi)_3Sc$  наночастиц, а с другой стороны, способствовать образованию равновесной фазы  $AlSc_2Si_2$ , не оказывающей влияние на прочностные свойства. Следует отметить, что образование последней в большей степени зависит от количества свободного кремния, то есть с уменьшением соотношения Mg/Si увеличивается вероятность ее образования [17].

Одним из возможных путей для одновременного получения частиц  $(AlSi)_3Sc$  и  $\beta''$ -фазы является снижение содержания скандия до 0,07 %, позволяющее полностью растворить его в твердом растворе [18], а также многоступенчатая термическая обработка. Последняя должна заключаться в нагреве при 550 °C в течение 8 ч для полного растворения неравновесных первичных частиц или продуктов прерывистого распада, содержащих скандий в пересыщенном твердом растворе, следующий нагрев при 440 °C при 8 ч выдержки должен способствовать выделению упрочняющих наночастиц типа  $Al_3Sc$ , нагрев при 500 °C с выдержкой в течение 0,5 ч – полному или частичному растворению магния (вновь выделяющегося на второй ступени термической обработки) и заключи-

тельное искусственное старение при температуре 180 °C и выдержки в течение 5 ч для выделения упрочняющей фазы  $\beta''$  [19]. Целью данной работы является изучение ранее не исследованного вопроса об эффекте описанной выше термической обработки на структуру и механические свойства в сплавах с соотношением  $Mg/Si \geq 0,6$  и малыми добавками скандия и циркония.

### Методика эксперимента

Для изучения был выбран сплав с соотношением Mg/Si – 0,6 и дополнительным легированием Sc(0,05 %) и Zr(0,15 %) –  $_{0,6}Mg_1Si_{0,05}Sc_{0,15}Zr$ . Для оценки влияния дополнительных легирующих компонентов на механические свойства и структуру был отлит и параллельно исследован сплав  $_{0,6}Mg_1Si$ , не содержащий скандия и циркония.

Литье осуществляли в стальной кокиль для обеспечения приближенной к реальной промышленной технологии скоростей кристаллизации и охлаждения литой структуры [20]. Масса отлитых слитков составила 4,5 кг. В качестве шихты для сплава использовались следующие материалы: алюминий марки А85, магний марки МГ90, лигатура  $Al_2Si$ , лигатуры Al– $Sc_2$  и Al–Zr<sub>5</sub>. 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 окислы 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, после чего определялись механические свойства.

Таблица 1. Схема термической обработки сплавов

Table 1. Scheme of heat treatment of alloys

Сплав	Термическая обработка
$_{0,6}Mg_1Si_{0,05}Sc_{0,15}Zr$	550 °C 8 ч + 440 °C 8 ч + 500 °C 0,5 ч + 180 °C 5 ч
$_{0,6}Mg_1Si$	550 °C 8 ч + 180 °C 5 ч

Размер и морфологию мелкодисперсных частиц изучали методами просвечивающей микроскопии (ПЭМ). Исследование проводили на оборудовании ЦКП ИФМ УрО РАН на микроскопе высокого разрешения Tescan G2 30

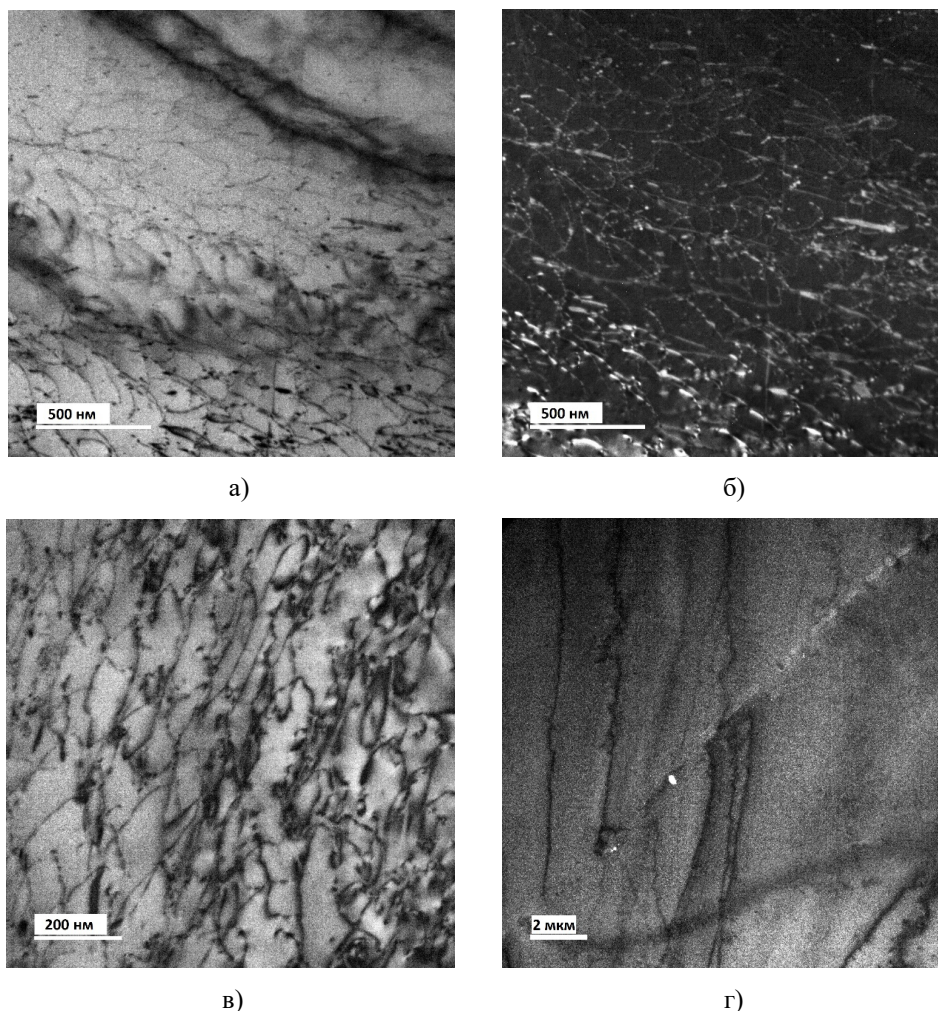
Twinn, оснащенном системой энергодисперсионного рентгеноанализа EDAX, при ускоряющем напряжении 300 кВ с использованием стандартных методик: светлопольных, темнопольных изображений и электронной микроди-

фракции. Линейные размеры элементов структуры определялись прямыми измерениями в плоскости наблюдения.

Пробоподготовку проводили на аппаратах Metaserv 250, TenuPol-5, Ultrasonic Disk Cutter, PIPS II инструментальными методами. Исследование механических свойств сплава проводили в литом состоянии, а также после каждого этапа термической обработки. Механические свойства определялись в соответствии с ISO 6892-1 на универсальной испытательной машине (Zwick/Roell Z050). Размеры образцов выбирались в соответствии с DIN 50125. Расчеты получаемых в результате испытаний свойств – предела текучести ( $\sigma_{0,2}$ ) и предела прочности ( $\sigma_B$ ) – были проведены в соответствии с ГОСТ 1497-84 и ГОСТ 11150-84.

## Результаты и обсуждение

Проведенное электронно-микроскопическое исследование показало, что образцы сплава с добавками скандия и циркония в исходном литом состоянии характеризуются однофазной структурой (рис.1). На изображениях микроструктуры по границам зерен алюминиевого твердого раствора выявляются крупные интерметаллидные частицы кристаллизационного происхождения размером до нескольких микрон (рис.1г). Было обнаружено, что некоторые из них обогащены атомами Zr и Sc. Образование подобных выделений нежелательно, поскольку снижает потенциал упрочнения при следующей термической обработке 550 °С 8 ч + 440 °С 8 ч.

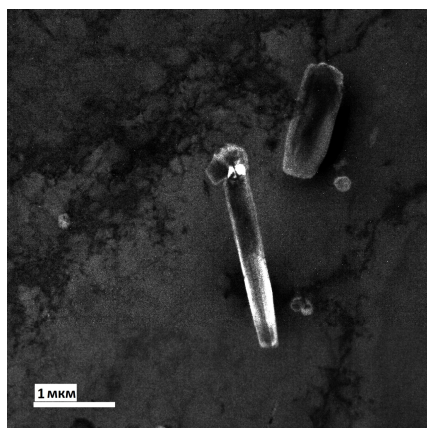


**Рис.1.** Электронно-микроскопические изображения микроструктуры сплава  $0,6\text{Mg}_1\text{Si}_{0,05}\text{Sc}_{0,15}\text{Zr}$  в литом состоянии: а, в, г – светлопольные изображения; б – темнопольное изображение в рефлекс  $(200)_{\text{Al}}$

**Fig.1.** Electron microscopic images of the microstructure of alloy  $0,6\text{Mg}_1\text{Si}_{0,05}\text{Sc}_{0,15}\text{Zr}$  in the cast state: а, с, d – light-field images; б – dark-field image in reflex  $(200)_{\text{Al}}$

Проведенная высокотемпературная обработка сплава  $0,6Mg_1Si_{0,05}Sc_{0,15}Zr$  при  $550\text{ }^\circ\text{C}$  8 ч,  $440\text{ }^\circ\text{C}$  8 ч приводит к образованию сразу нескольких типов частиц. В структуре наблюдаются 2 типа выделений: в виде крупных пластин длиной до 2,5 мкм и более дисперсные – до 300 нм (рис.2а,б). Качественная оценка показала, что оба типа выделений характеризуются невысокой плотностью распределения в про-

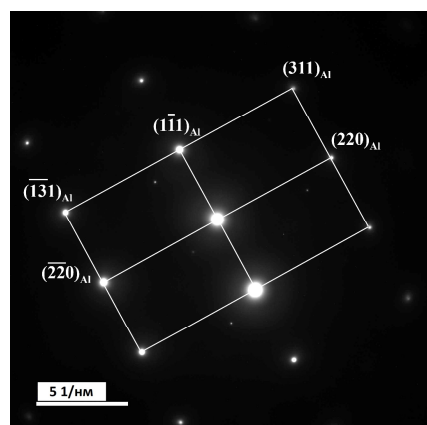
странстве и объемной долей. Исследование химического состава выделений и анализ соответствующих микроэлектроннограмм позволил сделать вывод о том, что пластины микронного масштаба представляют собой выделения на основе кремния (рис.2е,ж), а более дисперсные являются скандийсодержащими фазами  $(AlSi)_3(Sc,Zr)$  и  $AlSc_2Si_2$  (рис.2в,д).



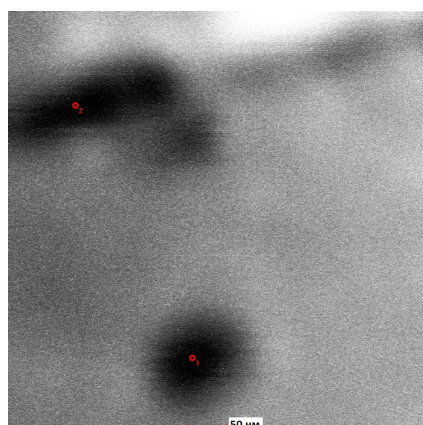
а)



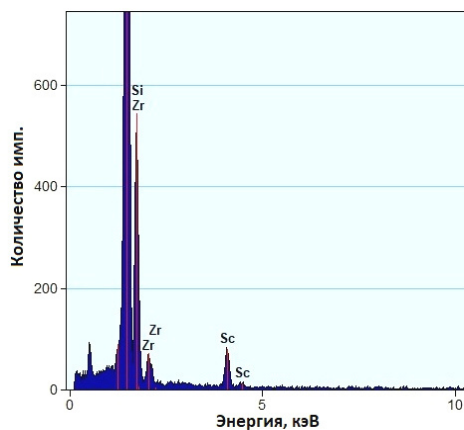
б)



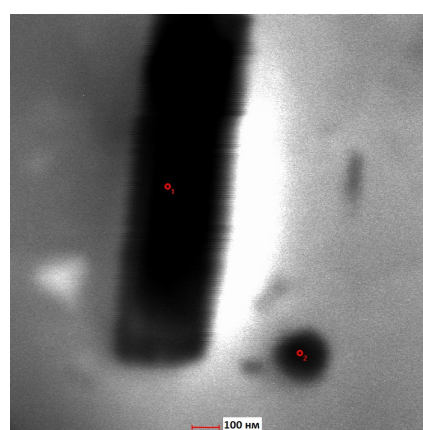
в)



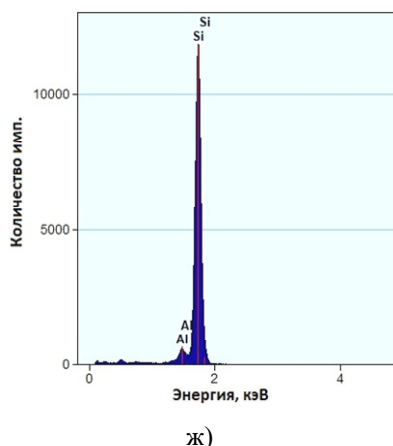
г)



д)



е)



**Рис.2.** Электронно-микроскопические изображения микроструктуры сплава  $_{0,6}\text{Mg}_1\text{Si}_{0,05}\text{Sc}_{0,15}\text{Zr}$  после отжига  $550\text{ }^\circ\text{C}$  8 ч +  $440\text{ }^\circ\text{C}$  8 ч: а, б – темнопольные изображения в рефлексе: а –  $(110)_{\text{Al}_3\text{Sc}}$ ; б –  $(111)_{\text{Sc}}$ ;

в – микроэлектроннограмма; г, е – светлопольные изображения в режиме сканирования на просвет (STEM); д, ж – спектры характеристического излучения в точке: д – в точке 2 на рис.2г; ж – в точке 1 на рис.2е

**Fig.2.** Electron microscopic images of the microstructure of  $_{0,6}\text{Mg}_1\text{Si}_{0,05}\text{Sc}_{0,15}\text{Zr}$  alloy after annealing  $550\text{ }^\circ\text{C}$  8 h +  $440\text{ }^\circ\text{C}$  8 h: а, б – dark-field images in reflex: а –  $(110)_{\text{Al}_3\text{Sc}}$ ; б –  $(111)_{\text{Sc}}$ ; в – microelectronogram; г, е – light-field images in scanning mode per lumen (STEM); д, е – light-field images in scanning mode per lumen (STEM); ф, г – characteristic radiation spectra at the point: е – at point 2 in Fig.2д; г – at point 1 in Fig.2е

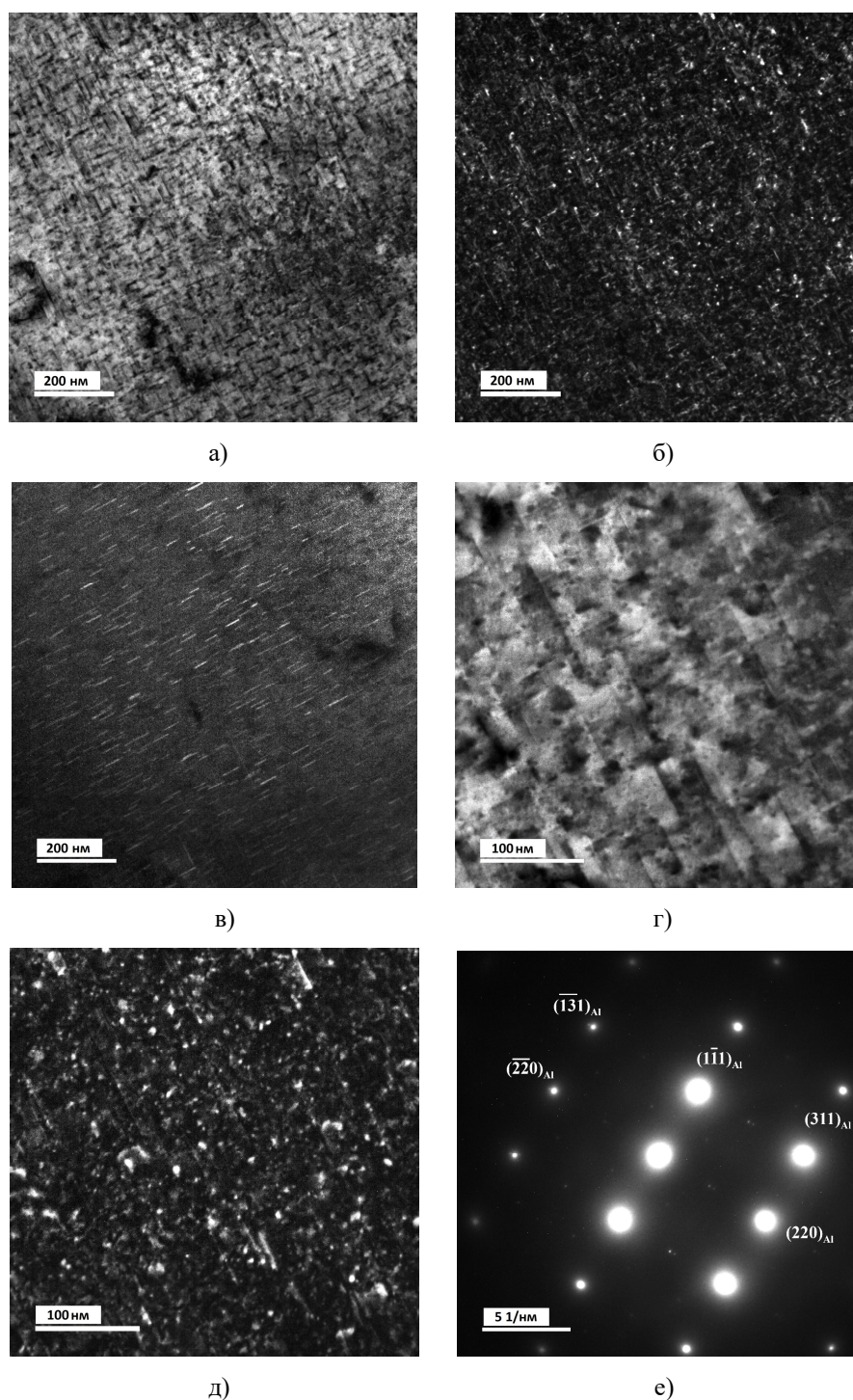
Искусственное старение при  $180\text{ }^\circ\text{C}$  в течение 5 ч приводит к распаду пересыщенного твердого раствора алюминия с образованием метастабильных  $\beta''$ - и  $\beta'$ - фаз ( $\text{Mg}_9\text{Si}_5$ ), характеризующихся высокой плотностью распределения и объемной долей (рис.3). Высокодисперсные частицы  $\beta''$ -фазы, когерентные с алюминиевой матрицей, равномерно распределены в объеме зерен в виде очень тонких игл длиной до 50 нм (рис.3а-б, г-д). На фоне их наблюдаются частицы большего диаметра и длиной до 70 нм  $\beta'$ -фазы (рис.3в).

На рис.4 представлены результаты ПЭМ для базового сплава  $_{0,6}\text{Mg}_1\text{Si}$  после нагрева под закалку ( $550\text{ }^\circ\text{C}$  8 ч) и последующего искусственного старения ( $180\text{ }^\circ\text{C}$  5 ч). На изображениях микроструктуры обнаружено два типа частиц:  $\beta''$ -типа и зоны Гинье-Престона (ЗГП), выделяющихся в виде высокодисперсных игл (рис.4). Тонкие иглы ЗГП характеризуются длиной до 20 нм и диаметром до 3 нм, более крупные частицы длиной до 70-120 нм и диаметром до 5 нм являются частицами  $\beta''$ . Следует отметить, что наличие ЗГП на заключительном этапе обработки имеет нежелательный характер, т.к. данные частицы вносят меньший вклад в упрочнение, чем  $\beta''$ . В целом выделений  $\beta''$  значительно больше, чем в сплаве, содержащем скандий.

На рис.5 представлены показатели механических свойств для каждого режима термической обработки рассматриваемых сплавов. Добавки скандия и циркония существенно улуч-

шают механические свойства сплава  $_{0,6}\text{Mg}_1\text{Si}$  в литом состоянии – предел текучести в 3 раза (87 МПа), предел прочности почти в 2 раза (79 МПа), что, по всей видимости, связано с выделениями  $(\text{AlSi})_3(\text{Sc,Zr})$ . Хотя напрямую данные частицы обнаружены не были, можно предположить, что данные частицы не попали в поле исследования просвечивающего микроскопа из-за крупного размера кристаллитов и потому, что их выделение зависит от кристаллографического направления зерен [18]. Кроме того, улучшение механических свойств можно напрямую связать с твердорастворным упрочнением, вызываемым Zr, и Sc.

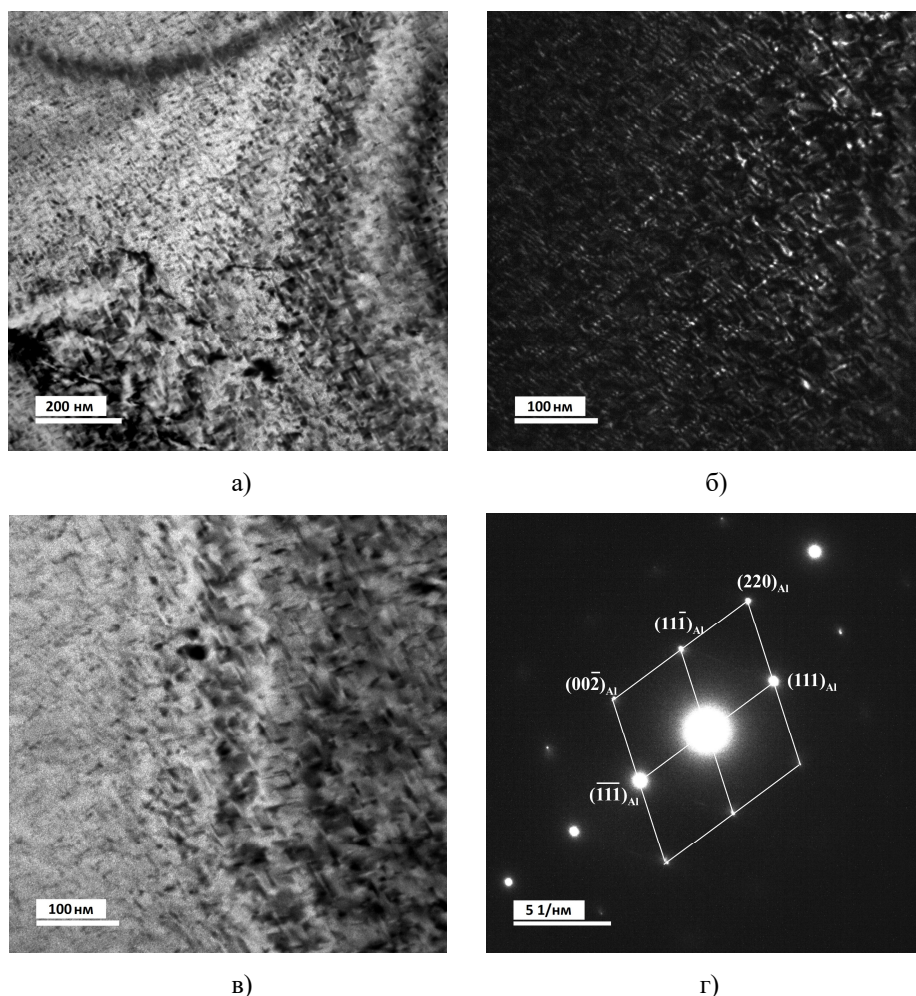
Повышение предела прочности после нагрева под закалку с температурой ( $550\text{ }^\circ\text{C}$ ) свидетельствует об активных процессах твердорастворного упрочнения и растворения крупных первичных интерметаллидов. Снижение механических характеристик при нагреве  $440\text{ }^\circ\text{C}$  8 ч говорит, во-первых, о том, что частиц типа  $(\text{AlSi})_3(\text{Sc,Zr})$  выделяется недостаточно и они не обладают нужной морфологией для эффективного процесса упрочнения. Во-вторых, свидетельствует о выделении элементов, по всей видимости, преимущественно магния из пересыщенного твердого раствора, которое согласно расчетам, приведенным в [20], активно происходит при температурах ниже  $500\text{ }^\circ\text{C}$ . Отметим, что одним из способов повысить эффективность данной термической обработки является понижение температуры нагрева с  $440\text{ }^\circ\text{C}$  до  $350\text{--}400\text{ }^\circ\text{C}$ .



**Рис.3.** Электронно-микроскопические изображения микроструктуры сплава  $_{0,6}Mg_1Si_{0,05}Sc_{0,15}Zr$  после серии отжигов  $550\text{ }^{\circ}C\ 8\text{ ч} + 440\text{ }^{\circ}C\ 8\text{ ч} + 500\text{ }^{\circ}C\ 0,5\text{ ч} + 180\text{ }^{\circ}C\ 5\text{ ч}$ : а, г – светлопольные изображения; б, в, д – темнопольные изображения в рефлексе; б, д –  $(120)_{\beta'}$ ; в –  $(200)_{\beta'}$ ;

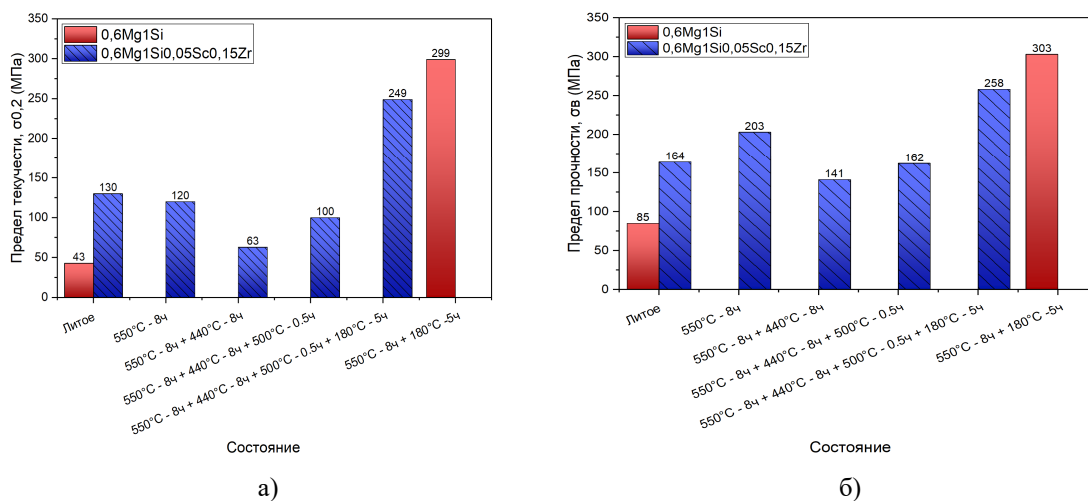
(е) – микроэлектронграмма – ось зоны  $[1\ \bar{1}2]_{Al}$

**Fig.3.** Electron microscopic images of the alloy microstructure  $_{0,6}Mg_1Si_{0,05}Sc_{0,15}Zr$  after a series of annealing  $550\text{ }^{\circ}C\ 8\text{ h} + 440\text{ }^{\circ}C\ 8\text{ h} + 500\text{ }^{\circ}C\ 0.5\text{ h} + 180\text{ }^{\circ}C\ 5\text{ h}$ : а, d – light-field images; б, c, e – dark-field images in reflex: б, d –  $(120)_{\beta'}$ ; c –  $(200)_{\beta'}$ ; e – microelectronogram – zone axis  $[1\ \bar{1}2]_{Al}$



**Рис.4.** Электронно-микроскопические изображения микроструктуры сплава  $0,6Mg_1Si$  после отжигов  $550\text{ }^\circ\text{C}$  8 ч +  $180\text{ }^\circ\text{C}$  5 ч: а, в – светлопольные изображения; б – темнопольное изображение в рефлексах фаз; г – микроэлектронграмма

**Fig.4.** Electron microscopic images of the microstructure of the alloy  $0,6Mg_1Si$  after annealing  $550\text{ }^\circ\text{C}$  8 h +  $180\text{ }^\circ\text{C}$  5 h: a, c – light-field images; b – dark-field image in phase reflexes; d – microelectronogram



**Рис.5.** Механические свойства рассматриваемых сплавов: (а) предел текучести; (б) предел прочности  
**Fig.5.** Mechanical properties of the alloys in question: (a) yield strength; (b) ultimate strength



Кратковременный высокотемпературный отжиг при температуре 500 °С на протяжении 30 минут способствует небольшому повышению как предела прочности, так и предела текучести, что, по всей видимости, говорит о растворении  $Mg_2Si$  в пересыщенный твердый раствор. Трёхступенчатый отжиг по описанным выше режимам и дополнительное искусственное старение (180 °С 5 ч) повышают предел прочности на 119 МПа, предел текучести на 94 МПа относительно литого состояния. Упрочнение происходит за счет образования метастабильной  $\beta''$ -фазы. Однако механические свойства сплава  $_{0,6}Mg_1Si_{0,05}Sc_{0,15}Zr$  ниже, чем сплава  $_{0,6}Mg_1Si$  после двухступенчатой ТО (550 °С 8 ч + 180 °С 5 ч), несмотря на наличие в микроструктуре ЗПП. Это объясняется тем, что в целом выделения  $\beta''$ -фазы в базовом сплаве мельче и более дисперсные. По всей видимости, это связано с тем, что для базового сплава возможно проведение полноценной закалки с температурой 550 °С на протяжении 8 часов, позволяющей эффективнее растворить магний, а следовательно, обеспечить более мелкодисперсное формирование  $\beta''$ -фазы. В то же время в сплаве с выделившимися наночастицами  $(AlSi)_3(Sc,Zr)$  полноценная закалка при температурах 550 °С будет приводить к их растворению в пересыщенный твердый раствор.

### Выводы

В литом состоянии добавки скандия и циркония вызывают значительное улучшение механических свойств сплава  $_{0,6}Mg_1Si_{0,05}Sc_{0,15}Zr$  по сравнению с базовой композицией  $_{0,6}Mg_1Si$ , по всей видимости, за счет образования наночастиц  $(AlSi)_3(Sc,Zr)$ . Однако при дальнейшей термической обработке данная картина изменяется и после искусственного старения прочностные характеристики выше в базовом сплаве. Во-первых, это связано с тем, что при термической обработке формируется небольшое количество полукогерентных  $(AlSi)_3(Sc,Zr)$ , которые вносят незначительный вклад в упрочнение. Во-вторых, для сплавов, содержащих скандий и цирконий, невозможно провести полноценную закалку (550 °С) с целью растворения магния, что приводит к образованию меньшего, по сравнению с базовым сплавом, количества частиц  $\beta''$ -фазы  $(Mg_5Si_6)$  на заключительном этапе термообработки.

### 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. Bazhin V.Y., Kosov Y.I., Lobacheva O.L., Dzhevaga N.V., Synthesis of aluminum-based scandium-yttrium master alloys // *Russian Metallurgy (Metally)*. 2015. V. 2015, N 7. P. 516–520.
3. Kosov Y.I., Bazhin V.Y. Synthesis of an aluminum-erbium master alloy from chloride-fluoride melts // *Russian Metallurgy (Metally)*. 2018. V. 2018, N 2. P. 139–148.
4. Murayama M., Hono K. Pre-precipitate clusters and precipitation processes in Al–Mg–Si alloys // *Acta materialia*. 1999. V. 47, N 5. P. 1537–1548.
5. 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.
6. Niranjani V.L., Kumar K.C.H., Sarma V.S. Development of high strength Al–Mg–Si AA6061 alloy through cold rolling and ageing // *Materials Science and Engineering: A*. 2009. V. 515, N 1–2. P. 169–174.
7. Polmear I. Light alloys: from traditional alloys to nanocrystals. Elsevier, 2005. 421 p.
8. Gutema E.M., Bazhin V.Y. Hardness of aluminum metal matrix composite reinforced with magnesium coated particles of silicon carbide-squeeze casting // *Innovation-Based Development of the Mineral Resources Sector: Challenges and Prospects: Proceedings of the 11th Russian-German Raw Materials Conference, November 7–8, 2018, Potsdam, Germany*. CRC Press, 2018. P. 383.
9. Колачев Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.А. *Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов*. МИСиС, 2005. 432 с.
10. Edwards G.A., Stiller K., Dunlop G.L., Couper L.J. The precipitation sequence in Al–Mg–Si alloys // *Acta materialia*. 1998. V. 46, N 11. P. 3893–3904.
11. 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. V. 730. P. 92–105.

12. Elagin V.I., Zakharov V.V., Rostova T.D. Prospects in alloying of aluminium alloys with scandium // *Tsvetnye metally*. 1982. P. 96–99.

13. Zakharov V.V. Combined alloying of aluminum alloys with scandium and zirconium // *Metal Science and Heat Treatment*. 2014. V. 56, N 5–6. P. 281–286.

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

15. 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. V. 38, N 8. P. 347–352.

16. Рохлин Л.Л., Бочвар Н.Р., Табачкова Н.Ю., Суханов А.В. Влияние скандия на кинетику и упрочнение при старении сплавов системы Al–Mg<sub>2</sub>Si // *Технология легких сплавов*. 2015. № 2. P. 53–62.

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. V. 11, N 11. P. 1797.

18. Babaniaris S., Ramajayam M., Jiang L., Langan T., Dorin T. Tailored precipitation route for the effective utilisation of Sc and Zr in an Al–Mg–Si alloy // *Materialia*. 2020. T. 10. P. 100656.

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. V. 11, N 12. P. 2056.

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

### Информация об авторах

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

М. А. Лапишов – инженер ОНИЛ №4, аспирант, Самарского университета.

С. В. Коновалов – доктор технических наук, профессор, проректор по научной и инновационной деятельности Сибирского государственного индустриального университета; глав-

ный научный сотрудник ОНИЛ-4 Самарского университета.

Д. Ю. Распосиенко – кандидат технических наук, старший научный сотрудник лаборатории цветных сплавов Института физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук.

К. А. Малкин – лаборант ОНИЛ №4, студент Самарского университета.

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

### References

1. Alattar, A. L., Nikitina, L. N. & Bazhin, V. Yu. (2022). Improving the physical and mechanical properties of aluminum alloys reinforced with boron carbide particles, *Electrometallurgy*, (7). 13–22. (In Russ.).

2. Bazhin, V. Y., Kosov, Y. I., Lobacheva, O. L. & Dzhevaga, N. V. (2015). Synthesis of aluminum-based scandium-yttrium master alloys. *Russian Metallurgy (Metally)*, 2015(7), 516–520.

3. Kosov, Y. I. & Bazhin, V. Y. (2018). Synthesis of an aluminum-erbium master alloy from chloride-fluoride melts. *Russian Metallurgy (Metally)*, 2018(2), 139–148.

4. Murayama, M. & Hono, K. (1999). Pre-precipitate clusters and precipitation processes in Al–Mg–Si alloys. *Acta materialia*, 47(5), 1537–1548.

5. 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.).

6. Niranjani, V. L., Kumar, K. H. & Sarma, V. S. (2009). Development of high strength Al–Mg–Si AA6061 alloy through cold rolling and ageing. *Materials Science and Engineering: A*, 515(1–2), 169–174.

7. Polmear, I. (2005). *Light alloys: from traditional alloys to nanocrystals*. Elsevier. P. 421.

8. Gutema, E. M. & Bazhin, V. Y. (2018). Hardness of aluminum metal matrix composite reinforced with magnesium coated particles of silicon carbide-squeeze casting. In *Innovation-Based Development of the Mineral Resources Sector: Challenges and Prospects: Proceedings of the 11th*

*Russian-German Raw Materials Conference, November 7–8, 2018, Potsdam, Germany*. CRC Press. P. 383.

9. Kolachev, B. A., Elagin, V. I. & Livanov, V. A. (2005). Metallurgy and heat treatment of non-ferrous metals and alloys. Missis. P. 432. (In Russ.).

10. 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.

11. 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.

12. Elagin, V. I., Zakharov, V. V. & Rostova, T. D. (1982). Prospects in alloying of aluminium alloys with scandium. *Tsvetnye metally*, 96–99.

13. Zakharov, V. V. (2014). Combined alloying of aluminum alloys with scandium and zirconium. *Metal Science and Heat Treatment*, 56(5–6), 281–286.

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

15. 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.

16. Rokhlin, L. L., Bochvar, N. R., Tabachkova, N. Yu., & Sukhanov, A.V. (2015). Effect of scandium on kinetics and hardening during aging of alloys of the Al–Mg<sub>2</sub>Si system. *Technology of light alloys*, (2), 53–62. (In Russ.).

17. Aryshenskii, E., Lapshov, M., Hirsch, J., Konovalov, 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.

18. Babaniaris, S., Ramajayam, M., Jiang, L., Langan, T. & Dorin, T. (2020). Tailored precipitation route for the effective utilisation of Sc and Zr in an Al–Mg–Si alloy. *Materialia*, 10, 100656.

19. Aryshenskii, E., Lapshov, M., Konovalov, 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.

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

### Information about the authors

*E.V. Aryshenskii* – Doctor of Technical Sciences, Associate Professor, Senior Researcher of the Research Laboratory of Electron Microscopy and Image Processing, Leading Scientific Supervisor of ONIL No. 4 of Samara University.

*M. A. Lapshov* – Engineer of ONIL No. 4, Postgraduate Student 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 of the Samara University.

*D. Yu. Rasposienko* – Candidate of Technical Sciences, Senior 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.

*K. A. Malkin* – Laboratory Assistant of ONIL No. 4, Student of the Samara University.

*V. V. Makarov* – 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; Researcher at ONIL-4 of the Samara University.

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

Статья поступила в редакцию 08.11.2023; одобрена после рецензирования 16.01.2024; принята к публикации 07.02.2024.

The article was received by the editorial board on 08 Nov. 23; approved after reviewing 16 Jan. 24; accepted for publication 07 Feb. 24.