

Влияние термической обработки на микроструктуру и механические свойства сплава Al–Mg–Si–Sc–Zr с избытком Si

© 2023

Арышенский Евгений Владимирович^{*1,2,4}, доктор технических наук, доцент, старший научный сотрудник лаборатории электронной микроскопии и обработки изображений, ведущий научный сотрудник
Лапшов Максим Александрович^{2,5}, инженер
Коновалов Сергей Валерьевич^{1,2,6}, доктор технических наук, профессор, проректор по научной и инновационной деятельности, главный научный сотрудник
*Малкин Кирилл Александрович*², лаборант
Распосиенко Дмитрий Юрьевич^{3,7}, кандидат технических наук, старший научный сотрудник лаборатории цветных сплавов
Макаров Владимир Викторович^{2,3,8}, научный сотрудник лаборатории цветных сплавов, младший научный сотрудник

¹Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк (Россия)

²Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, Самара (Россия)

³Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения РАН, Екатеринбург (Россия)

*E-mail: ar-evgenii@yandex.ru,
arishenskiy_ev@sibsiu.ru

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3875-7749>

⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1306-4578>

⁶ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-4809-8660>

⁷ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7670-9054>

⁸ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7306-3657>

Поступила в редакцию 06.10.2023

Принята к публикации 31.10.2023

Аннотация: В работе исследовался сплав Al–Mg–Si, не содержащий скандия и циркония, а также сплав Al–Mg–Si–Sc–Zr с избытком кремния. Для сплава Al_{0,3}Mg₁Si_{0,3}Sc_{0,15}Zr была проведена многоступенчатая термическая обработка, включающая в себя отжиг при температуре 440 °C в течение 8 ч, высокотемпературный отжиг при 500 °C в течение 0,5 ч и искусственное старение при температуре 180 °C с выдержкой 5 ч. Сплав Al_{0,3}Mg₁Si подвергался отжигу при 550 °C в течение 8 ч, затем проводилось искусственное старение аналогично сплаву с добавками Sc и Zr. Для изучения тонкой структуры проводилось исследование при помощи просвечивающей электронной микроскопии. В литом состоянии и после каждой стадии термической обработки определялись механические свойства сплавов. Установлено, что в сплаве, легированном Sc и Zr, уже на стадии формирования литой структуры происходит образование частиц Al₃Sc. При последующем искусственном старении происходит распад пересыщенного твердого раствора с образованием частиц β" (Mg₅Si₆), улучшающих механические свойства. Установлено, что в сплаве с содержанием скандия формируется меньше частиц β" (Mg₅Si₆), в результате его прочностные свойства несколько хуже, чем у базового сплава. Кроме того, данные частицы крупнее, чем в сплаве, не содержащем скандий. Это объясняется тем, что для сплава со скандиевыми добавками невозможно проведение полноценной закалки.

Ключевые слова: Al–Mg–Si–Sc–Zr; избыток Si; многоступенчатая термическая обработка; искусственное старение; ПЭМ; механические свойства; Al₃Sc; Mg₅Si₆.

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

Для цитирования: Арышенский Е.В., Лапшов М.А., Коновалов С.В., Малкин К.А., Распосиенко Д.Ю., Макаров В.В. Влияние термической обработки на микроструктуру и механические свойства сплава Al–Mg–Si–Sc–Zr с избытком Si // Frontier Materials & Technologies. 2023. № 4. С. 9–17. DOI: 10.18323/2782-4039-2023-4-66-1.

ВВЕДЕНИЕ

Алюминиевые сплавы сочетают в себе высокую пластичность, приемлемую прочность, хорошую свариваемость и высокую коррозионную стойкость, что и определяет их высокую востребованность в различных отраслях современной промышленности. Одними из самых широко используемых алюминиевых сплавов являются сплавы системы Al–Mg–Si. Они получили в отечественной литературе название «авиаль» и нашли свое основное применение в авиации и автомобилестроении. Данные сплавы способны к упрочнению в ходе терми-

ческой обработки за счет выделения упрочняющей фазы Mg₂Si. Отметим, что при соотношении Mg/Si < 1,73 говорят об избытке кремния, а при Mg/Si > 1,73 – о его недостатке [1–3]. Избыток кремния ускоряет процесс формирования фазы β" (Mg₅Si₆) и способствует более равномерному ее выделению [4].

Алюминиевые сплавы зачастую дополнительно легируют Sc. Он оказывает модифицирующий эффект литой структуры, а также увеличивает ее прочность за счет выделения высокодисперсных частиц Al₃Sc [5–7]. Обычно совместно со скандием вводят цирконий, который термостабилизирует частицы Al₃Sc и повышает

эффективность измельчения литой структуры [8; 9]. В то же время добавление скандия в систему Al–Mg–Si не всегда приводит к повышению прочностных свойств. Это вызвано тем, что скандий и кремний склонны к соединению в фазу Sc₂Si₂Al, не являющуюся упрочняющей. Повышение содержания кремния приводит к увеличению вероятности образования данной фазы [10]. Несмотря на это, упрочняющие наночастицы Al₃Sc были обнаружены даже в сплавах системы Al–Mg–Si с высоким содержанием кремния [11–13]. Однако для одновременного получения упрочняющих частиц Al₃Sc и β" (Mg₅Si₆) в сплавах с избытком кремния требуется многоступенчатая термическая обработка. Одним из ее вариантов может быть следующая последовательность: отжиг при 440 °C для выделения Al₃Sc, закалка при 500 °C в течение 30 мин для частичного растворения Mg и Si и старение при 180 °C в течение 5 ч для формирования β" (Mg₅Si₆) [14]. В то же время влияние данной термической обработки на формирование механических свойств и микроструктуры в сплавах при соотношении Mg/Si ≤ 0,6 ранее не исследовалось.

Цель исследования – изучение влияния термической обработки на формирование микроструктуры и механические свойства сплава Al–Mg–Si с избытком кремния и дополнительным легированием Sc и Zr.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

В работе проведены исследования сплава Al_{0,3}Mg₁Si_{0,3}Sc_{0,15}Zr в литом состоянии, а также после различных термических обработок по режимам, приведенным в таблице 1. Для оценки влияния скандия и циркония аналогичные исследования проводились на базовом сплаве Al_{0,3}Mg₁Si (без добавок Sc и Zr).

Литье осуществляли в стальной кокиль для обеспечения приближенной к реальной промышленной технологии скорости кристаллизации и охлаждения литой структуры. 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. Термическую обработку образцов осуществляли в муфельной электропечи с закалкой в воду, после чего определяли их механические свойства.

Размеры и морфология мелкодисперсных частиц изучались с помощью просвечивающей электронной микро-

скопии (ПЭМ) для режимов термической обработки, приведенных в таблице 1. Исследование проводили на микроскопе высокого разрешения Tecnai G2 30 Twin, оснащенной 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.

Пробоподготовку проводили на аппаратах Meta-serv 250, TenuPol-5, Ultrasonic Disk Cutter, PIPS II инструментальными методами.

Механические свойства определялись на универсальной испытательной машине (Zwick/Roell Z050) в соответствии с ISO 6892-1 в литом состоянии и для каждой ступени термической обработки. Размеры образцов выбирались в соответствии с DIN 50125. Расчеты получаемых в результате испытаний свойств, а именно предела текучести (σ_{0,2}) и предела прочности (σ_B), были проведены в соответствии с ГОСТ 1497-84 и ГОСТ 11150-84.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В литой структуре сплава Al_{0,3}Mg₁Si_{0,3}Sc_{0,15}Zr были обнаружены частицы упрочняющей фазы, имеющие различную морфологию (рис. 1). При этом в одних зернах обнаружены частицы, имеющие равноосную форму, а в других – иглообразную. Равноосные частицы, средний размер которых составляет 30–40 нм, выделяются в объеме зерна относительно однородно (рис. 1 а). В структуре зерен, где присутствуют иглообразные частицы, наблюдаются свободные от выделений зоны, их ширина составляет ~500 нм, т. е. при относительно плотном скоплении иглообразных частиц выделение равноосных дисперсоидов в таких зонах полностью отсутствует. Кроме того, в объеме единичного зерна, как правило, наблюдается единственная ориентировка иглообразных частиц из всех кристаллографически эквивалентных (рис. 1 б). Из этого можно заключить, что для благоприятного роста таких частиц необходима соответствующая ориентация зерна (относительно градиента температур при кристаллизации). Из анализа результатов ПЭМ следует, что все наблюдаемые частицы образовались в ходе прерывистого распада пересыщенного скандиевого раствора при движении межзеренных границ.

С помощью ПЭМ в образце после отжига сплава Al_{0,3}Mg₁Si_{0,3}Sc_{0,15}Zr в течение 8 ч при температуре 440 °C обнаружены фазы на основе Sc. Они представлены в виде игольчатых выделений диаметром до 40 нм и протяженностью несколько микрон. Следует

Таблица 1. Схема термической обработки сплавов
Table 1. Scheme of thermal treatment of alloys

Сплав	Термическая обработка
Al _{0,3} Mg ₁ Si _{0,3} Sc _{0,15} Zr	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)
Al _{0,3} Mg ₁ Si	(550 °C, 8 ч) + (180 °C, 5 ч)

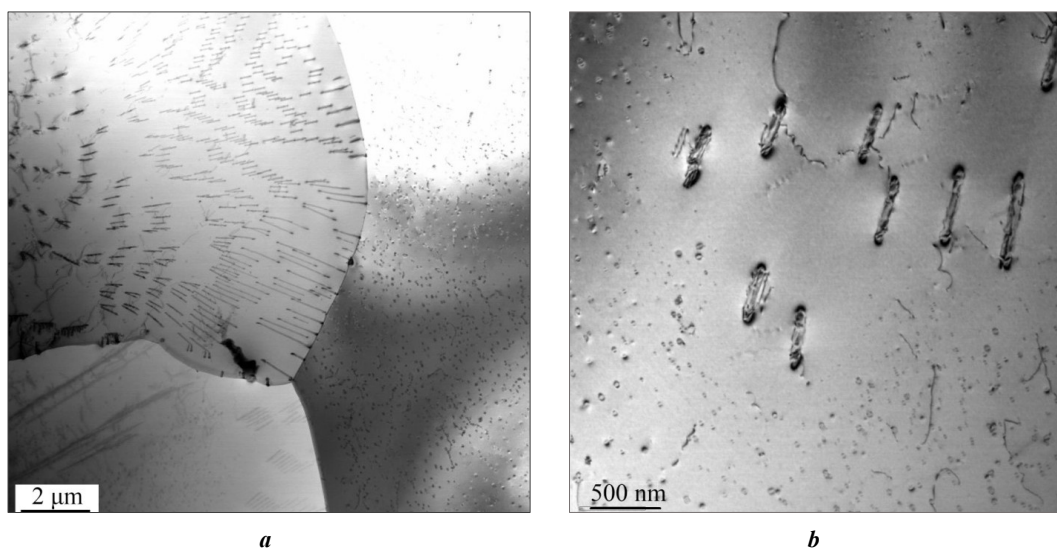


Рис. 1. Электронно-микроскопические изображения микроструктуры сплава $Al_{0.3}Mg_{1.0}Si_{0.3}Sc_{0.15}Zr$ в литом состоянии:
 а, б – светлопольные изображения

Fig. 1. Electron microscopic images of the microstructure of the $Al_{0.3}Mg_{1.0}Si_{0.3}Sc_{0.15}Zr$ alloy in the as-cast condition:
 a, b – light-field images

отметить их высокую объемную долю при относительно небольшой плотности распределения. Кроме того, наблюдаются равноосные частицы, диаметр которых составляет 20 нм (рис. 2 с), они выстроены в цепочки, что, по-видимому, может быть связано с гетерогенным зарождением фазы Al_3Sc на дислокациях. Отметим, что игольчатые выделения, как и равноосные, по всей видимости, являются ранее обнаруженными частицами типа Al_3Sc , выделившимися в результате непрерывного распада при остывании литой заготовки (рис. 2).

В сплаве $Al_{0.3}Mg_{1.0}Si_{0.3}Sc_{0.15}Zr$ после отжига по режиму (440 °С, 8 ч) + (500 °С, 0,5 ч) + (180 °С, 5 ч) (рис. 3) наблюдаются стержневидные выделения длиной 500 нм и диаметром около 200 нм, содержащие в себе Al, Si, Sc и Zr. Учитывая размеры и морфологию упомянутых выше частиц, можно предположить, что данные частицы представляют собой равновесную фазу Sc_2Si_2Al , способную, по всей видимости, частично растворять цирконий. Судя по всему, даже кратковременного нагрева при температуре 500 °С достаточно для ее формирования. По границам зерен наблюдаются частицы, выделившиеся при прерывистом распаде после литья (рис. 3 а, 3 б).

После искусственного старения при 180 °С в течение 5 ч основной упрочняющей фазой для сплава данного состава становится фаза β'' (Mg_5Si_6), выделяющаяся в виде стержней длиной до 70 нм (рис. 4 а). Следует отметить довольно высокую объемную долю и размер частиц β'' , на что указывают ярко выраженные рефлексы данной фазы на соответствующих электронограммах (рис. 4 б). При этом, несмотря на довольно большие размеры выделений β'' , они сохраняют свою когерентность с алюминиевой матрицей.

В сплаве $Al_{0.3}Mg_{1.0}Si$ наблюдается выделение фаз на основе Si в виде многоугольников неправильной формы размерами до 300 нм, образующихся, судя по всему, в процессе нагрева под закалку (рис. 5 а). При искусственном старении при 180 °С в течение 5 ч образуются

высокодисперсные игольчатые выделения зоны Гинье – Престона и β'' -фазы (рис. 5 б, 6 а). В целом картина схожа со сплавом $Al_{0.3}Mg_{1.0}Si_{0.3}Sc_{0.15}Zr$ после трехступенчатой термообработки, однако следует отметить, что упрочняющих частиц Mg_5Si_6 в базовом сплаве обнаружено больше.

На рис. 7 представлены механические свойства рассматриваемых сплавов в литом состоянии и после термической обработки. В литом состоянии добавка скандия и циркония позволяют значительно повысить свойства сплава: предел текучести на 32 МПа, предел прочности на 60 МПа. Отжиг $Al_{0.3}Mg_{1.0}Si_{0.3}Sc_{0.15}Zr$ при 440 °С в течение 8 ч не приводит к существенному изменению предела текучести, а также вызывает снижение предела прочности на 32 МПа. Трехступенчатый отжиг легированного Sc и Zr сплава по маршруту (440 °С, 8 ч) + (500 °С, 0,5 ч) + (180 °С, 5 ч) способствует повышению предела текучести на 8 МПа, а предела прочности – на 17 МПа относительно литого состояния. Однако у базового сплава после нагрева под закалку с последующим искусственным старением (550 °С, 8 ч) + (180 °С, 5 ч) показатели значительно выше – предел текучести повысился на 106 МПа, предел прочности – на 70 МПа.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Установлено, что в литом состоянии сплав $Al_{0.3}Mg_{1.0}Si_{0.3}Sc_{0.15}Zr$ имеет более высокие показатели прочности, что связано в первую очередь с появлением частиц типа Al_3Sc , как полукогерентных, так и полностью когерентных алюминиевой матрице. Отметим, что кремний существенно ускоряет прерывистый распад и фактически делает появление таких частиц неизбежным [7].

Последующий отжиг (440 °С, 8 ч) не приводит к существенному изменению предела текучести и, кроме того, вызывает снижение предела прочности. Это связано, во-первых, с тем, что большая часть скандия

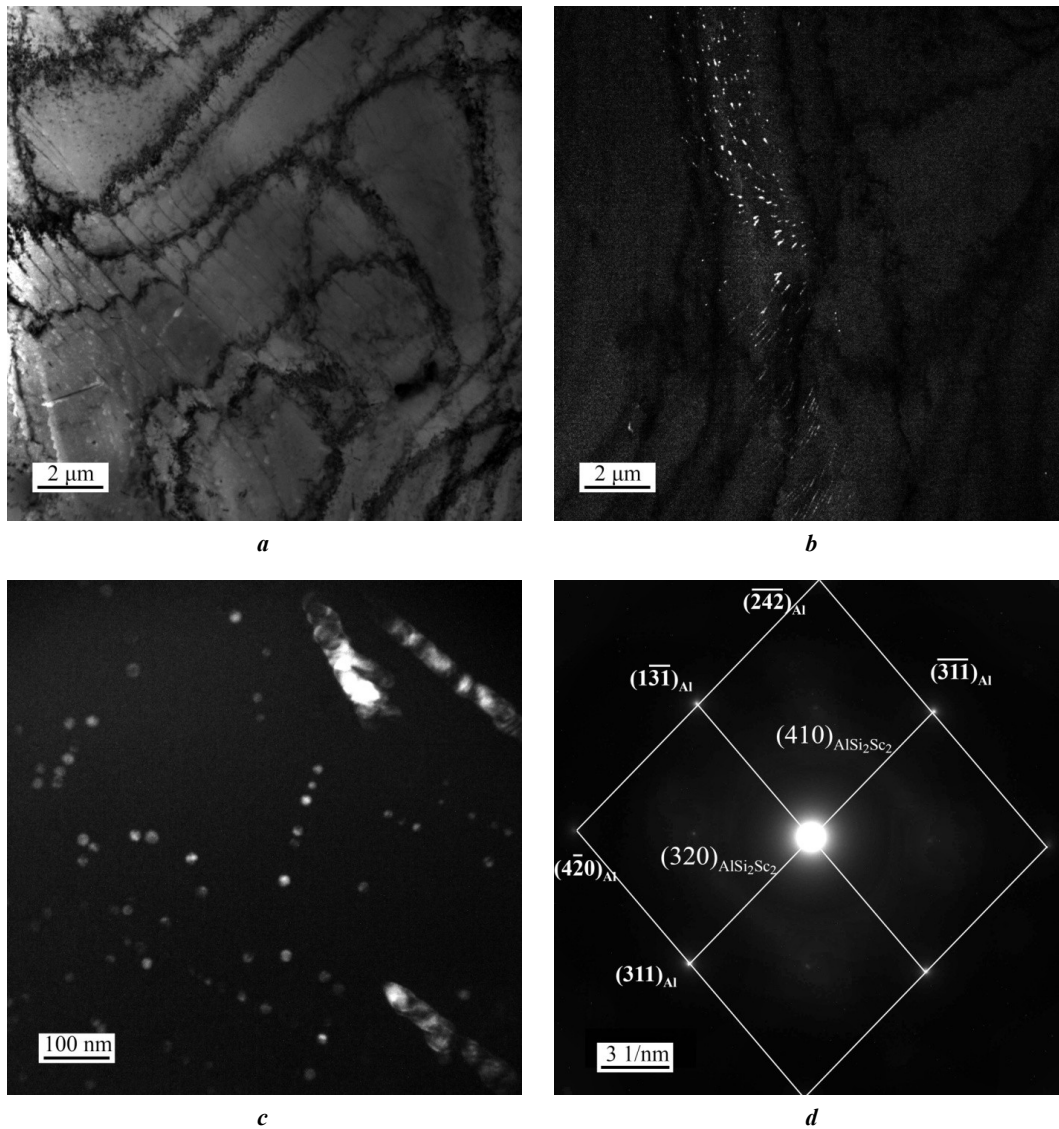


Рис. 2. Электронно-микроскопические изображения микроструктуры сплава $Al_{0,3}Mg_{1,0}Si_{0,3}Sc_{0,15}Zr$ после отжига при $440\text{ }^{\circ}C$ в течение 8 ч:

- a* – светлопольное изображение;
- b, c* – темнопольные изображения в рефлексе $(110)_{Al_3Sc}$;
- d* – микроэлектронограмма (ось зоны) $[2\bar{1}5]_{Al}$

Fig. 2. Electron microscopic images of the microstructure of the $Al_{0.3}Mg_{1.0}Si_{0.3}Sc_{0.15}Zr$ alloy after annealing at $440\text{ }^{\circ}C$ for 8 h:

- a* – light-field image;
- b, c* – dark-field images in reflex $(110)_{Al_3Sc}$;
- d* – microelectronogram (zone axis $[2\bar{1}5]_{Al}$)

выделяется из пересыщенного твердого раствора при остывании слитка в процессе литья, после чего новых упрочняющих частиц уже не образуется. Снижение прочностных свойств также может быть вызвано выделением магния в виде частиц Mg_2Si из пересыщенного твердого раствора, что, согласно расчетам, представленным в [15], начинается при температурах ниже $500\text{ }^{\circ}C$.

После заключительного искусственного старения прочностные показатели в сплаве со скандиевыми до-

бавками несколько вырастают, прежде всего из-за формирования частиц β'' (Mg_5Si_6), наличие которых подтверждается данными ПЭМ. В то же время вызываемый ими рост прочности невелик по сравнению с базовым сплавом, причина этому – крупный размер данных частиц. В базовом сплаве при старении формируется большее количество частиц β'' (Mg_5Si_6) по сравнению со сплавом, содержащим скандий, что вызывает более существенный рост прочности. Это связано с тем, что в базовом сплаве возможно проведение полноценной

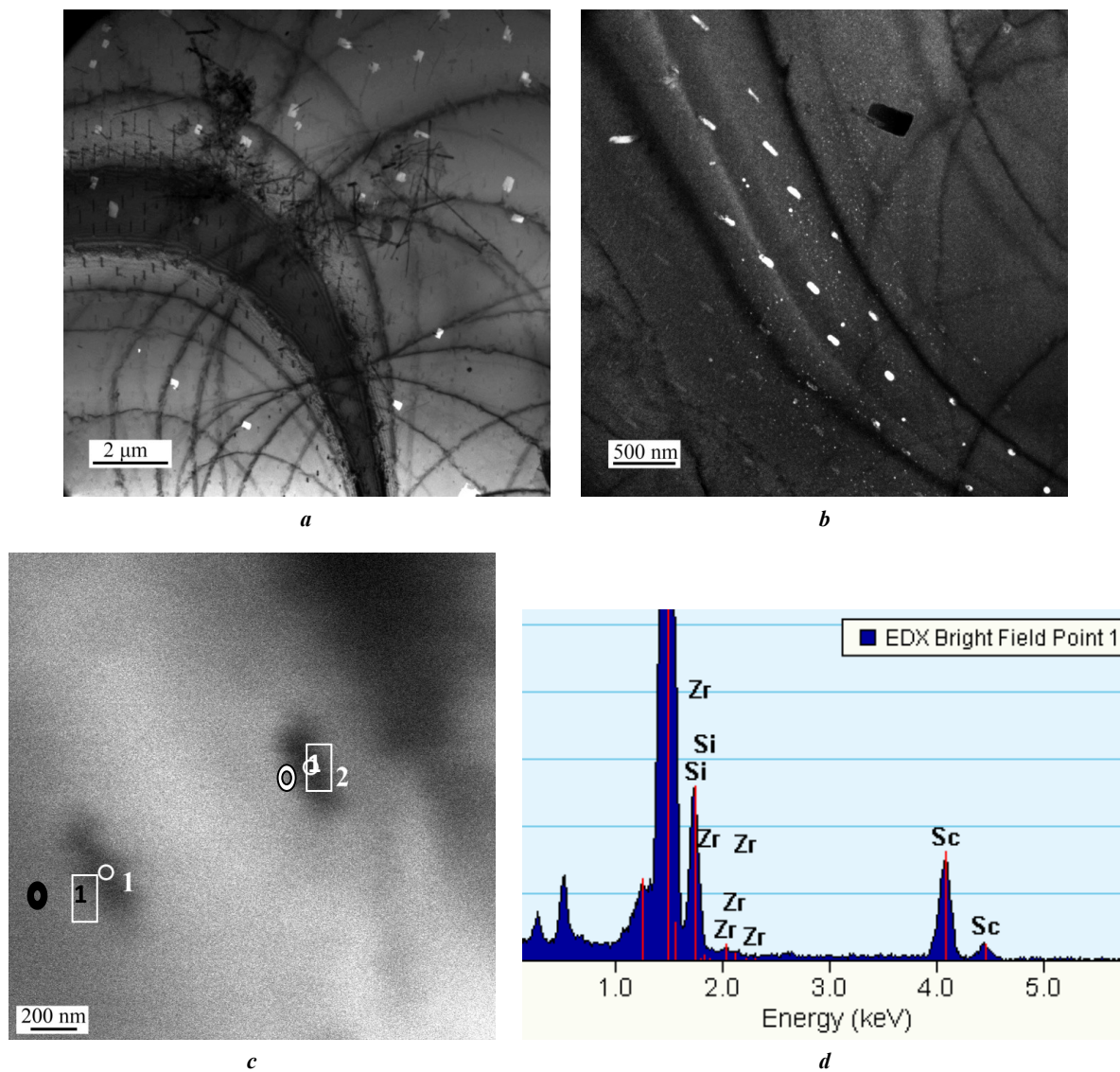


Рис. 3. Электронно-микроскопические изображения микроструктуры сплава $Al_{0.3}Mg_1Si_{0.3}Sc_{0.15}Zr$ после отжига по режиму $(440\text{ }^{\circ}\text{C}, 8\text{ ч}) + (500\text{ }^{\circ}\text{C}, 0,5\text{ ч}) + (180\text{ }^{\circ}\text{C}, 5\text{ ч})$:

a – светлопольное изображение;

b – темнопольное изображение в рефлексе фазы $(100)Al_3(Sc,Zr)$;

c – светлопольное изображение в режиме сканирования на просвет (STEM);

d – спектр характеристического излучения в точке 1 на рис. 3 **c**

Fig. 3. Electron microscopic images of the $Al_{0.3}Mg_1Si_{0.3}Sc_{0.15}Zr$ alloy microstructure after annealing at $(440\text{ }^{\circ}\text{C}, 8\text{ h}) + (500\text{ }^{\circ}\text{C}, 0,5\text{ h}) + (180\text{ }^{\circ}\text{C}, 5\text{ h})$:

a – light-field image;

b – dark-field image in the $(100)Al_3(Sc,Zr)$ phase reflex;

c – light-field image in transmission scanning mode (STEM);

d – spectrum of characteristic radiation at point 1 in Fig. 3 **c**

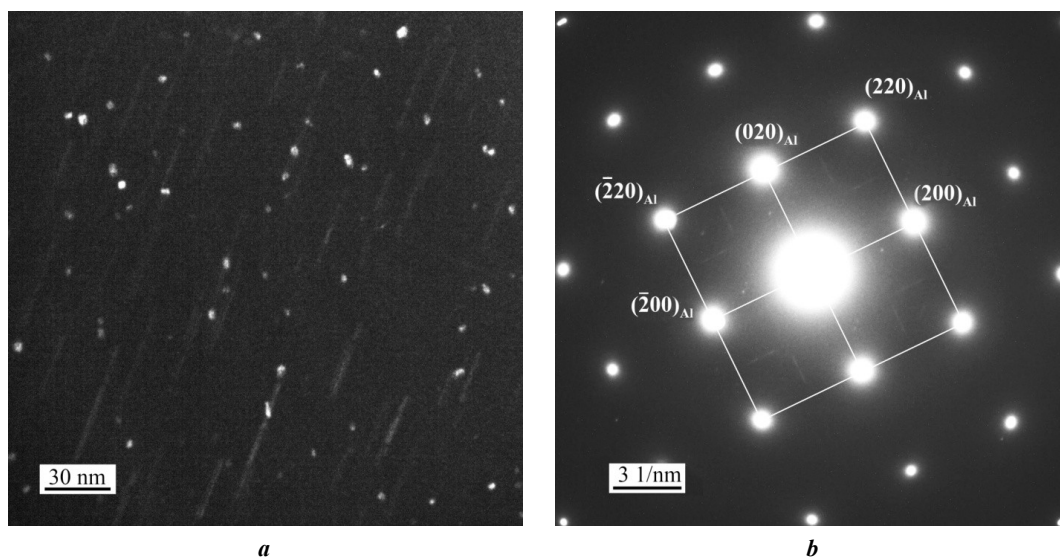


Рис. 4. Электронно-микроскопические изображения микроструктуры сплава $Al_{0.3}Mg_1Si_{0.3}Sc_{0.15}Zr$ после отжига по режиму $(440\text{ }^{\circ}C, 8\text{ ч}) + (500\text{ }^{\circ}C, 0.5\text{ ч}) + (180\text{ }^{\circ}C, 5\text{ ч})$:

a – темнопольное изображение в рефлексах фаз;

b – микроэлектронграмма, ось зоны $[001]_{Al}$

Fig. 4. Electron microscopic images of the $Al_{0.3}Mg_1Si_{0.3}Sc_{0.15}Zr$ alloy microstructure after annealing at $(440\text{ }^{\circ}C, 8\text{ h}) + (500\text{ }^{\circ}C, 0.5\text{ h}) + (180\text{ }^{\circ}C, 5\text{ h})$:

a – dark-field image in phase reflexes;

b – microelectronogram, zone axis $[001]_{Al}$

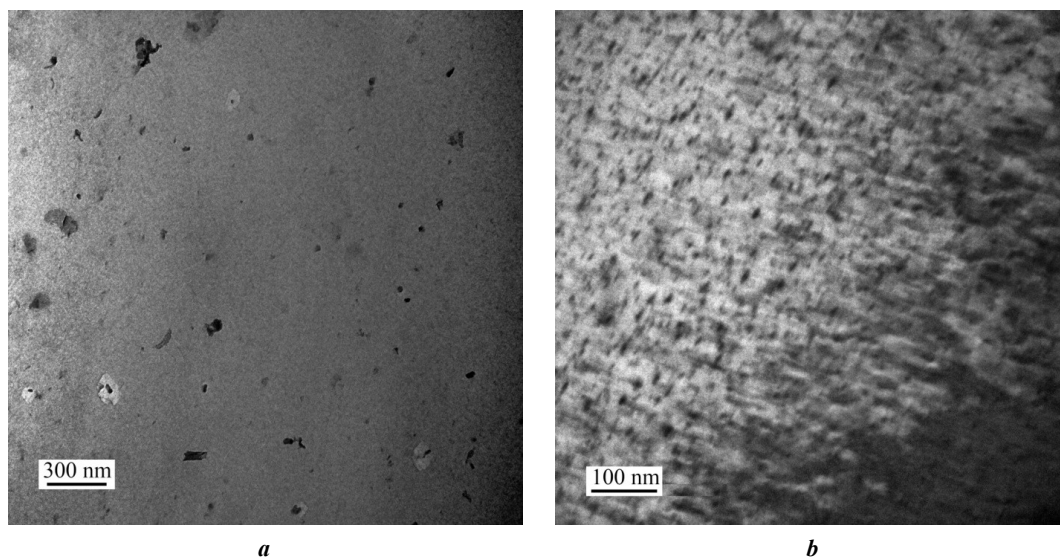


Рис. 5. Электронно-микроскопические изображения микроструктуры сплава $Al_{0.3}Mg_1Si$ после отжига по режиму $(550\text{ }^{\circ}C, 8\text{ ч}) + (180\text{ }^{\circ}C, 5\text{ ч})$:

a, b – светлопольные изображения

Fig. 5. Electron microscopic images of the $Al_{0.3}Mg_1Si$ alloy microstructure after annealing at $(550\text{ }^{\circ}C, 8\text{ h}) + (180\text{ }^{\circ}C, 5\text{ h})$:

a, b – light-field images

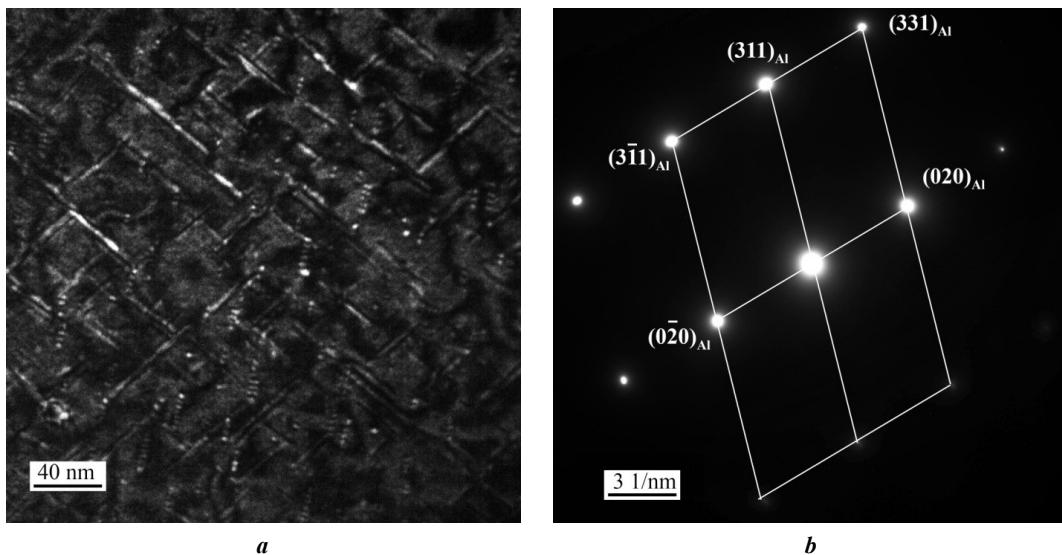


Рис. 6. Электронно-микроскопические изображения микроструктуры сплава $Al_{0,3}Mg_1Si$ после отжига по режиму $(550\text{ }^{\circ}C, 8\text{ ч}) + (180\text{ }^{\circ}C, 5\text{ ч})$:

a – темнопольное изображение в рефлексах фаз; **b** – микроэлектроннограмма

Fig. 6. Electron microscopic images of the $Al_{0.3}Mg_1Si$ alloy microstructure after annealing at $(550\text{ }^{\circ}C, 8\text{ h}) + (180\text{ }^{\circ}C, 5\text{ h})$:

a – dark-field image in phase reflexes; **b** – microelectronogram

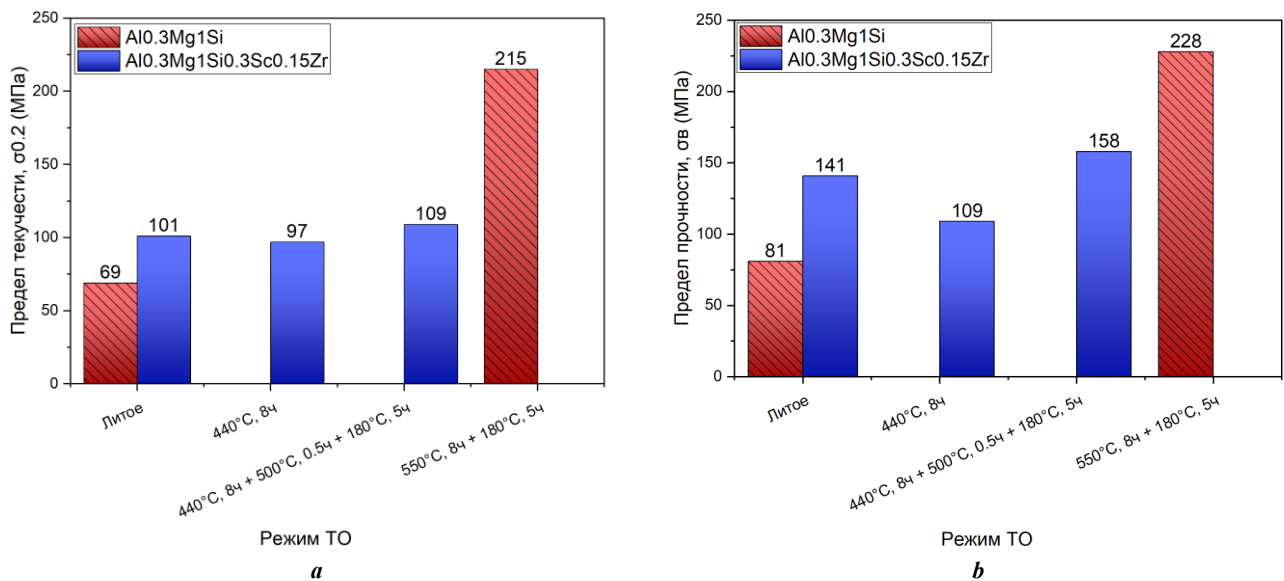


Рис. 7. Механические свойства рассматриваемых сплавов после термической обработки:

a – предел текучести; **b** – предел прочности

Fig. 7. Mechanical properties of the alloys under consideration after thermal treatment:

a – yield strength; **b** – tensile strength

закалки при температуре $550\text{ }^{\circ}C$ и выдержки в течение 8 ч. Такой режим позволяет растворить магний и тем самым способствует выделению намного большего количества частиц β'' (Mg_5Si_6).

В то же время полноценную закалку невозможно провести в сплаве, содержащем скандий, так как она будет полностью нивелировать упрочняющий эффект от частиц Al_3Sc . Это объясняется тем, что при нагреве до температуры $550\text{ }^{\circ}C$ и выдержке в течение 8 ч происходит коагуляция частиц, в результате

чего вызываемый ими упрочняющий эффект полностью утрачивается. Таким образом, добавки скандия в сплавы $Al-Mg-Si$ вызывают существенный рост прочности только в литом состоянии на стадии распада пересыщенного твердого раствора. Последующие ступени термической обработки не позволяют полноценно выделить оба типа упрочняющих частиц. В результате механические свойства базового сплава выше, чем сплава, содержащего скандий.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

1. В сплавах серии Al–Mg–Si с дополнительным легированием Sc и Zr наблюдаются улучшенные механические свойства в литом состоянии по сравнению с базовым сплавом. Основной причиной этого является образование упрочняющих частиц типа Al₃Sc, выделяющихся в процессе охлаждения литой структуры. Улучшению механических свойств также способствует твердорастворное упрочнение скандием и цирконием.

2. Отжиг при 440 °С не приводит к существенному увеличению количества частиц Al₃Sc. Это связано с тем, что выделение основной части скандия из твердого раствора происходит на стадии остывания слитка. Предел текучести на данной ступени термической обработки не изменяется, а предел прочности уменьшается. Уменьшение данного показателя связано, прежде всего, с выделением магния из пересыщенного твердого раствора.

3. Искусственное старение в режиме (180 °С, 5 ч) приводит к образованию упрочняющих частиц β" (Mg₅Si₆), которые значительно повышают показатели механических свойств в обоих типах сплава. Однако в базовом сплаве количество этих частиц больше, а вызываемый ими упрочняющий эффект выше. В первую очередь это связано с тем, что для сплава без Sc и Zr возможна полноценная закалка (550 °С, 8 ч), способствующая растворению Mg и Si.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Edwards G.A., Stiller K., Dunlop G.L., Couper M.J. The precipitation sequence in Al–Mg–Si alloys // *Acta Materialia*. 1998. Vol. 46. № 11. P. 3893–3904. DOI: [10.1016/S1359-6454\(98\)00059-7](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(98)00059-7).
2. Murayama M., Hono K. Pre-precipitate clusters and precipitation processes in Al–Mg–Si alloys // *Acta Materialia*. 1999. Vol. 47. № 5. P. 1537–1548. DOI: [10.1016/S1359-6454\(99\)00033-6](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(99)00033-6).
3. Meyruey G., Massadier V., Lefebvre W., Perez M. Over-ageing of an Al–Mg–Si alloy with silicon excess // *Materials Science and Engineering: A*. 2018. Vol. 730. P. 92–105. DOI: [10.1016/j.msea.2018.05.094](https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.05.094).
4. Matsuda K., Ikeno S., Terayama K., Matsui H., Sato T., Uetani Ya. Comparison of precipitates between excess Si-type and balanced-type Al–Mg–Si alloys during continuous heating // *Metallurgical and materials transactions*. 2005. Vol. 36. № 8. P. 2007–2012. DOI: [10.1007/s11661-005-0321-y](https://doi.org/10.1007/s11661-005-0321-y).
5. Елагин В.И., Захаров В.В., Ростова Т.Д. Перспективы легирования алюминиевых сплавов скандием // *Цветные металлы*. 1982. № 2. С. 96–99.
6. Dorin T., Ramajayam M., Vahid A., Langan T. Aluminium scandium alloys // *Fundamentals of aluminium metallurgy*. 2018. P. 439–494. DOI: [10.1016/B978-0-08-102063-0.00012-6](https://doi.org/10.1016/B978-0-08-102063-0.00012-6).
7. Røyset J., Ryum N. Scandium in aluminium alloys // *International Materials Reviews*. 2005. Vol. 50. № 1. P. 19–44. DOI: [10.1179/174328005X14311](https://doi.org/10.1179/174328005X14311).
8. Lityńska-Dobrzyńska L. Effect of heat treatment on the sequence of phases formation in Al–Mg–Si alloy with Sc and Zr additions // *Archives of Metallurgy and Materials*. 2006. Vol. 51. № 4. P. 555–560.
9. Mikhaylovskaya A.V., Mochugovskiy A.G., Levchenko V.S., Tabachkova N.Yu., Mufalo W., Portnoy K. Precipitation behavior of L1₂ Al₃Zr phase in Al–Mg–Zr alloy // *Materials Characterization*. 2018. Vol. 139. P. 30–37. DOI: [10.1016/j.matchar.2018.02.030](https://doi.org/10.1016/j.matchar.2018.02.030).

10. Рохлин Л.Л., Бочвар Н.Р., Табачкова Н.Ю., Суханов А.В. Влияние скандия на кинетику и упрочнение при старении сплавов системы Al–Mg₂Si // *Технология легких сплавов*. 2015. № 2. С. 53–62. EDN: [VKABCF](https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.03.011).
11. 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. Vol. 100. № 3. P. 420–423. DOI: [10.3139/146.110022](https://doi.org/10.3139/146.110022).
12. Jiang Shengyu, Wang Ruihong. 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. Vol. 35. № 7. P. 1354–1363. DOI: [10.1016/j.jmst.2019.03.011](https://doi.org/10.1016/j.jmst.2019.03.011).
13. 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. Vol. 41. P. 5329–5338. DOI: [10.1007/s10853-006-0306-2](https://doi.org/10.1007/s10853-006-0306-2).
14. Gao Y.H., Kuang J., Zhang Jinyu, Liu G., Sun J. Tailoring precipitation strategy to optimize microstructural evolution, aging hardening and creep resistance in an Al–Cu–Sc alloy by isochronal aging // *Materials Science and Engineering: A*. 2020. Vol. 795. Article number 139943. DOI: [10.1016/j.msea.2020.139943](https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139943).
15. Aryshenskii E., Lapshov M., Hirsh J., Konovalev 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. Vol. 11. № 11. Article number 1797. DOI: [10.3390/met11111797](https://doi.org/10.3390/met11111797).

REFERENCES

1. Edwards G.A., Stiller K., Dunlop G.L., Couper M.J. The precipitation sequence in Al–Mg–Si alloys. *Acta Materialia*, 1998, vol. 46, no. 11, pp. 3893–3904. DOI: [10.1016/S1359-6454\(98\)00059-7](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(98)00059-7).
2. Murayama M., Hono K. Pre-precipitate clusters and precipitation processes in Al–Mg–Si alloys. *Acta Materialia*, 1999, vol. 47, no. 5, pp. 1537–1548. DOI: [10.1016/S1359-6454\(99\)00033-6](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(99)00033-6).
3. Meyruey G., Massadier V., Lefebvre W., Perez M. Over-ageing of an Al–Mg–Si alloy with silicon excess. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, vol. 730, pp. 92–105. DOI: [10.1016/j.msea.2018.05.094](https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.05.094).
4. Matsuda K., Ikeno S., Terayama K., Matsui H., Sato T., Uetani Ya. Comparison of precipitates between excess Si-type and balanced-type Al–Mg–Si alloys during continuous heating. *Metallurgical and materials transactions*, 2005, vol. 36, no. 8, pp. 2007–2012. DOI: [10.1007/s11661-005-0321-y](https://doi.org/10.1007/s11661-005-0321-y).
5. Elagin V.I., Zakharov V.V., Rostova T.D. Prospects for alloying aluminum alloys with scandium. *Tsvetnye metally*, 1982, no. 2, pp. 96–99.
6. Dorin T., Ramajayam M., Vahid A., Langan T. Aluminium scandium alloys. *Fundamentals of aluminium metallurgy*, 2018, pp. 439–494. DOI: [10.1016/B978-0-08-102063-0.00012-6](https://doi.org/10.1016/B978-0-08-102063-0.00012-6).
7. Røyset J., Ryum N. Scandium in aluminium alloys. *International Materials Reviews*, 2005, vol. 50, no. 1, pp. 19–44. DOI: [10.1179/174328005X14311](https://doi.org/10.1179/174328005X14311).
8. Lityńska-Dobrzyńska L. Effect of heat treatment on the sequence of phases formation in Al–Mg–Si alloy

- with Sc and Zr additions. *Archives of Metallurgy and Materials*, 2006, vol. 51, no. 4, pp. 555–560.
9. Mikhaylovskaya A.V., Mochugovskiy A.G., Levchenko V.S., Tabachkova N.Yu., Mufalo W., Portnoy K. Precipitation behavior of $L1_2$ Al_3Zr phase in Al–Mg–Zr alloy. *Materials Characterization*, 2018, vol. 139, pp. 30–37. DOI: [10.1016/j.matchar.2018.02.030](https://doi.org/10.1016/j.matchar.2018.02.030).
 10. Rokhlin L.L., Bochvar N.R., Tabachkova N.Yu., Sukhanov A.V. The Effect of Scandium on Kinetics and Strengthening of Al–Mg₂Si System Alloys in the Case of Ageing. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2015, no. 2, pp. 53–62. EDN: [VKABCFE](https://www.vkabcfe.com).
 11. Vlach M., Smola B., Stuliková 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, vol. 100, no. 3, pp. 420–423. DOI: [10.3139/146.110022](https://doi.org/10.3139/146.110022).
 12. Jiang Shengyu, Wang Ruihong. 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, vol. 35, no. 7, pp. 1354–1363. DOI: [10.1016/j.jmst.2019.03.011](https://doi.org/10.1016/j.jmst.2019.03.011).
 13. 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, vol. 41, pp. 5329–5338. DOI: [10.1007/s10853-006-0306-2](https://doi.org/10.1007/s10853-006-0306-2).
 14. Gao Y.H., Kuang J., Zhang Jinyu, Liu G., Sun J. Tailoring precipitation strategy to optimize microstructural evolution, aging hardening and creep resistance in an Al–Cu–Sc alloy by isochronal aging. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, vol. 795, article number 139943. DOI: [10.1016/j.msea.2020.139943](https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139943).
 15. Aryshenskii E., Lapshov M., Hirsh J., Konovalov 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, vol. 11, no. 11, article number 1797. DOI: [10.3390/met11111797](https://doi.org/10.3390/met11111797).

The influence of thermal treatment on microstructure and mechanical properties of the Si-rich Al–Mg–Si–Sc–Zr alloy

© 2023

Evgeny V. Aryshenskii*^{1,2,4}, Doctor of Sciences (Engineering), Associate Professor, senior researcher of the Laboratory of Electron Microscopy and Image Processing, leading researcher

Maksim A. Lapshov^{2,5}, engineer

Sergey V. Konovalov^{1,2,6}, Doctor of Sciences (Engineer), Professor, Vice-rector for Science and Innovative Activities, chief researcher

Kirill A. Malkin², laboratory assistant

Dmitry Yu. Rasposienko^{3,7}, PhD (Engineering), senior researcher of the Laboratory of Non-ferrous Alloys

Vladimir V. Makarov^{2,3,8}, researcher of the Laboratory of Non-ferrous Alloys, junior researcher

¹Siberian State Industrial University, Novokuznetsk (Russia)

²Academician S.P. Korolev Samara National Research University, Samara (Russia)

³M.N. Mikheev Institute of Metal Physics of the Ural Branch of RAS, Yekaterinburg (Russia)

*E-mail: ar-evgenii@yandex.ru,
arishenskii_ev@sibsiu.ru

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3875-7749>

⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1306-4578>

⁶ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-4809-8660>

⁷ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7670-9054>

⁸ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7306-3657>

Received 06.10.2023

Accepted 31.10.2023

Abstract: The paper studies the Al–Mg–Si alloy that does not contain scandium and zirconium, as well as the silicon-rich Al–Mg–Si–Sc–Zr alloy. Multistage thermal treatment was carried out for the $Al_{0.3}Mg_{1.5}Si_{0.3}Sc_{0.15}Zr$ alloy, which included annealing at a temperature of 440 °C for 8 h, high-temperature annealing at 500 °C for 0.5 h, and artificial aging at a temperature of 180 °C with soaking for 5 h. The $Al_{0.3}Mg_{1.5}Si$ alloy was annealed at 550 °C for 8 h, and then artificial aging was carried out similarly to the alloy with Sc and Zr additives. To study the fine structure, transmission electron microscopy was used. In the as-cast condition and after each stage of thermal treatment, the mechanical properties of the alloys were determined. It has been found that in an alloy doped with Sc and Zr, the formation of Al_3Sc particles occurs already at the stage of formation of the cast structure. During subsequent artificial aging, the supersaturated solid solution decomposes with the formation of β'' (Mg_5Si_6) particles improving mechanical properties. It has been found that in the scandium-containing alloy, fewer β'' (Mg_5Si_6) particles are formed, as a result of which its strength properties are slightly worse than those of the base alloy are. Moreover, these particles are larger than in an alloy that does not contain scandium. This is explained by the fact that complete quenching is impossible for an alloy with scandium additives.

Keywords: Al–Mg–Si–Sc–Zr; excess Si; multistage thermal treatment; artificial aging; TEM; mechanical properties; Al_3Sc ; Mg_5Si_6 .

Acknowledgements: The study was funded by the Russian Science Foundation grant No. 21-19-00548, <https://rscf.ru/project/21-19-00548/>.

For citation: Aryshenskii E.V., Lapshov M.A., Konovalov S.V., Malkin K.A., Rasposienko D.Yu., Makarov V.V. The influence of thermal treatment on microstructure and mechanical properties of the Si-rich Al–Mg–Si–Sc–Zr alloy. *Frontier Materials & Technologies*, 2023, no. 4, pp. 9–17. DOI: 10.18323/2782-4039-2023-4-66-1.