

Научная статья

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

УДК 536.425

doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2022.04.008

ИССЛЕДОВАНИЕ РАСПАДА ПЕРЕСЫЩЕННОГО ТВЕРДОГО РАСТВОРА В НОВЫХ ВЫСОКОМАГНИЕВЫХ СПЛАВАХ, ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ МАЛЫМИ СКАНДИЕВЫМИ ДОБАВКАМИ

Александр Алексеевич Рагазин¹, Евгений Владимирович Арышенский^{2†},
Владимир Юрьевич Арышенский³, Александр Михайлович Дриц⁴,
Сергей Валерьевич Коновалов⁵

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

^{1, 3, 4} АО «Арконик СМЗ», Алма-Атинская, 29 кор. 33/34, 443051, Самара, Россия

⁵ Сибирский государственный индустриальный университет, Кирова, 42, 654007, Новокузнецк, Россия

¹ alexsander.ragazin@arconic.com, <https://orcid.org/0000-0002-6762-7436>

² ar-evgenii@ya.ru[†], <https://orcid.org/0000-0003-3875-7749>

³ arysh54@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0001-6869-4764>

⁴ dritsam@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-9468-8736>

⁵ konovalov@sibsiu.ru, <https://orcid.org/0000-0003-4809-8660>

Аннотация. Цель работы является изучение распада пересыщенного твердого в алюминиевых сплавах с высокими содержанием магния и малыми добавками скандия 1590, 1580 и 01570. Исследование проводили на образцах, полученных литьем в стальной кокиль. Образцы анализировали методом сравнения электропроводимости. После исследования образцов в литом состоянии, их отжигали при различных температурах в диапазоне от 260 °С до 440 °С, с различными выдержками от 2 до 100 часов. Литое состояние принято, как максимально насыщенного раствора, а при отжиге пересыщенный раствор распадается, а его электросопротивление уменьшается. Выходя из этого положения построены С-кривые 50 % и 80 % распада пересыщенного твердого раствора исследуемых сплавов. Установлено, что новый сплав 1590 является более термостабильным на всем диапазоне исследуемых температур, при этом температура, при которой скорость распада максимальная находится в интервале 350–370 °С. Сплав 1580 так же демонстрирует значительную термостабильность пересыщенного твердого раствора скандия, в то время как 1570 распад происходит наиболее быстро. Наиболее интенсивно распад пересыщенного твердого раствора происходит в сплавах 1580 и 1590 при температурах 450–470 °С.

Ключевые слова: алюминий, малые добавки скандия, электросопротивление, кинетика распада, С-кривые, пересыщенный твердый раствор.

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

Для цитирования: Рагазин А.А., Арышенский Е.В., Арышенский В.Ю., Дриц А.М., Коновалов С.В. Исследование распада пересыщенного твердого раствора в новых высокомагниевого сплавах экономнолегированных малыми скандиевыми добавками // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2022. Т. 19, № 4. С. 491–500. doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2022.04.008.

Original article

**STUDIES OF SUPERSATURATED SOLID SOLUTION DECOMPOSITION
IN NEW MAGNESIUM RICH ALUMINUM ALLOYS WITH MINOR SCANDIUM ADDITIONS****Alexander A. Ragazin¹, Evgenii V. Aryshenskii^{2†}, Vladimir Yu. Aryshenskii,
Alexander M. Drits⁴, Sergei V. Konovalov⁵**^{1, 2, 3, 4, 5} Samara National Research University, Moskovskoe shosse, 34, Samara, 443086, Russia^{1, 3, 4} JSC «Arconic SMZ», Alma-Atinskaya Str., 29-33/34, Samara, 443051, Russia⁵ Siberian State Industrial University, Kirova Str., 42, Novokuznetsk, 654007, Russia¹ aleksander.ragazin@arconic.com, <https://orcid.org/0000-0002-6762-7436>² ar-evgenii@ya.ru[†], <https://orcid.org/0000-0003-3875-7749>³ arysh54@mail.ru, <https://orcid.org/0000-0001-6869-4764>⁴ dritsam@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-9468-8736>⁵ konovalov@sibsiu.ru, <https://orcid.org/0000-0003-4809-8660>

Abstract. The study focuses on decomposition of supersaturated solid solutions in magnesium rich aluminum alloys with small additions of scandium, 1590, 1580 and 01570. The samples produced by casting into a steel mold were used in the study. The samples were analyzed by electrical conductivity comparison method. After as-cast samples examining, they were annealed at various temperatures ranging from 260 °C to 440 °C, with various soaking times ranging from 2 to 100 hours. As-cast state is assumed to be supersaturated solution, decomposing during annealing with decreasing electrical resistance. The subject alloys supersaturated solution 50 % and 80 % decomposition C-curves have been constructed based on this assumption. It has been established that the new 1590 alloy is more thermally stable over the entire range of temperatures under study, while max decomposition rate is observed at 350-370 °C temperature range. 1580 alloy also exhibits significant thermal stability of scandium supersaturated solid solution, at the same time 1570 alloy demonstrates the highest decomposition rate. The most intensive supersaturated solid solution decomposition occurs in 1580 and 1590 alloys at 450-470 °C temperatures.

Keywords: aluminum, small additions of scandium, electrical resistance, decomposition kinetics, C-curves, supersaturated solid solution.

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

For citation: Ragazin, A. A., Aryshenskii, E. V., Aryshenskii, V. Yu., Drits, A. M. & Konovalov, S. V. (2022). Studies of supersaturated solid solution decomposition in new magnesium rich aluminum alloys with minor scandium additions. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya (Basic Problems of Material Science (BPMS))*, 4(19), 491–500. (In Russ.). doi: 10.25712/ASTU.1811-1416.2022.03.008.

Введение

Одним из перспективных направлений развития современного материаловедения является изучение сплавов системы Al-Mg с добавками переходных элементов (ПЭ). Малая диффузионная подвижность переходных металлов в кристаллической решетке алюминия позволяет получать при кристаллизации сплавов пересыщенные твёрдые растворы даже при сравнительно невысоких скоростях охлаждения, характерных при промышленном литье слитков [1-3]. При проведении термической обработки алюминиевых сплавов с добавлением переходных элементов происходит выделение из пересыщенного твердого раствора дисперсных когерентных дисперсоидов с ГЦК решеткой структурного типа $L1_2 Al_3(ПЭ1x, ПЭ2(1-x))$ подавляются процессы возврата и рекристаллизации и повышая, тем самым прочностные харак-

теристики изделий полученных горячей деформацией [4-8]. Кроме того введение переходных металлов, как правило существенно модифицирует литую структуру [8, 9]. Наибольший эффект при этом достигается при легировании малыми добавками Sc, добавление которого в том числе приводит к формированию упрочняющей фазы Al_3Sc [10(7)]. Именно поэтому уже в 70-х годах отечественные ученые начали использовать скандий для разработки новых сплавов [11]. Кроме того было обнаружено что дисперсоиды Al_3Sc при температурном воздействии быстро коагулируют, фаза Al_3Sc увеличивает в размерах, а граница с алюминиевой матрицей теряет когерентность нивелируя эффект упрочнения. Существенно стабилизировать данные частицы за счет замедления диффузии скандия может добавка циркония [12]. Один из наиболее распространённых алюминиевых сплавов, легированных малыми

скандиево-циркониевыми добавками, является алюминиевый сплав с высоким содержанием магния 01570 [13]. Однако стоимость полуфабрикатов из сплава 01570 значительно выше таких высоко магниевого сплавов как АмГ5 и АмГ6, что связано с большой стоимостью вводимого скандия. Одним из путей снижения их стоимости является уменьшение содержания скандия. Компанией ООО «РУСАЛ» совместно с Сибирским Федеральным университетом был создан экономно легированный скандием алюминиевый сплав марки 1580 [14]. Содержание скандия в сплаве составляет (0,05-0,14 %). С целью компенсации потери прочности авторы сплава 1580 добавили в сплав следующие легирующие компоненты: до 0,18 % Zr, до 0,8 % Mn, до 0,18 % Cr и до 0,15 % Ti. Увеличение содержания в сплаве марганца, титана, хрома упрочняют сплав за счет выделения мелкодисперсных фаз алюминидов этих металлов, не взаимодействуя со скандием. [15]. При этом сплав 1580 уступает по механическим свойствам сплаву 01570. [16].

Учеными Самарского университета так же был создан экономно легированным скандием сплав 1590¹ [17] с комплексными добавками Zr/Er/Hf. В тоже время для обоих этих сплавов не существует данных о влиянии режимов термической обработки на распад пересыщенного твердого раствора. Данные о его распаде позволяют выбрать наиболее благоприятные для выпадения наночастиц температурно-временные интервалы и оценить их термостабильность. Поэтому целью этой работы является изучение распада пересыщенного твердого раствора в новых высоко магниевого сплавах с экономным скандиевым легированием 1580 и 1590. Это позволит не только научно обоснованно выбирать режимы термической обработки в данных сплавах, но и сравнить насколько экономное легирование скандием и Hf, Er добавками изменяет термостабильность пересыщенного твердого раствора по сравнению со сплавами с более высоким содержанием скандия на примере 01570.

Методика эксперимента

Для изучения кинетики распада пересыщенного твердого раствора производили замер электропроводности на образцах сплавов 1580, 01570 и сплава системы Al-Mg с добавлением редкоземельных металлов (Zr, Sc, Hf, Er). Для

отливки слитков из алюминиевых сплавов 1580, 1570 и сплава системы Al-Mg с добавлением редкоземельных металлов (Zr, Sc, Hf, Er) использовали индукционную печь средней частоты, размеры слитков 20x40x400мм, отливали в стальной кокиль с последующим охлаждением слитка в воде. Масса отлитого слитка составляла 5 кг. В качестве шихты для сплава использовали следующие материалы: алюминий марки А85, магний марки МГ90, цинк марки Ц1, лигатура марок Al-Sc₂, Al-Zr₅, Al-Hf₂, Al-Er₅, Al-Cr₅ и легирующие таблетки марки Mn₉₀Al₁₀. В первую очередь производилась загрузка алюминия и его плавление. После расплавления алюминия и достижения температуры 730 °С производилось снятие шлака с поверхности расплава. Далее расплав нагревался до температуры 770-790 °С и производилась присадка лигатур AlSc₂, AlZr₅, Al-Hf₂, Al-Er₅, порциями массой не более 300 г с последующим перемешиванием и выдержкой расплава в течение 5 мин. После присадки всей рассчитанной лигатуры расплав охлаждался до температуры 750 °С и производилась присадка легирующих компонентов (Mg, Zn, Mn) по расчету. Далее производилось перемешивание расплава в течение 3-х минут с последующим нагревом расплава до температуры 740 °С и отбор пробы на экспресс-анализ химического состава плавки. Химический состав сплавов (см. таблицу 1) определялся спектральным методом на атомно-эмиссионном спектрометре ARL 3460. Предел допускаемой значений погрешности при измерении химического состава следующий: в диапазоне от 0,02 до 0,05-0,0066 %, в диапазоне от 0,05 до 0,1-0,012 %, в диапазоне от 0,1 до 0,2-0,02 %, в диапазоне от 0,2 до 0,5-0,04 %, в диапазоне от 5 до 10-0,33 %. Содержание компонентов Hf и Er определялось расчетным путем ввиду отсутствия стандартных образцов. Перед заливкой расплавленного металла в литейную форму его рафинировали карналлитовым флюсом, вводимым из расчета 5 г на 1 кг шихты. После этого с поверхности расплавленного металла снимался шлак, и металл заливался в стальной кокиль при равномерном времени заливки 20-30 с. Слитки отливали в стальной кокиль при температуре расплава 730-750 °С. После затвердевания слиток извлекался из кокиля и охлаждался в воде. Отжиг слитков производили в муфельной электрической печи при температурах 260 °С, 370 °С, 440 °С и выдержкой 2 ч, 4 ч, 8 ч, 16 ч, 24 ч, 48 ч, 72 ч и 100 ч с

¹ В настоящее время нет организации, которая бы присваивала номера новым алюминиевым сплавам. Поэтому авторы сами присвоили сплаву номер 1590

последующим охлаждением в воде для фиксации пересыщенного твердого раствора. Оценку степени растворения скандия в алюминии производили методом замера электропроводности.

Удельная электрическая проводимость измерялась согласно ГОСТ 27333–87 вихретоковым измерителем цветных металлов ВЭ-27НЦ/4-5 с относительной погрешностью $\pm 2\%$ при температуре 25...30 °С.

Таблица 1. Химический состав исследуемых сплавов

Table 1. Chemical composition of the studied alloys

Сплав	Массовая доля элемента, %											
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Sc	Zr	Er	Hf
1590	0,04	0,07	0,01	0,41	5,57	0,01	0,22	0,01	0,14	0,1	0,11	0,05
01570	0,11	0,18	0,01	0,42	6,25	0,001	0,01	0,02	0,25	0,08	-	
1580	0,08	0,13	0,01	0,58	5,28	0,13	0,02	0,03	0,13	0,1	-	

Для получения количественной оценки (%) степени насыщенности раствора использовали результаты измерения электропроводности в разных состояниях. Для наглядности представления результатов на графиках электропроводность переводили в обратную величину – электросопротивление, которое, согласно [18], прямо пропорционально количеству растворенного элемента в алюминии. Электросопротивление литых слитков принимали за ноль % распада, т.е. условно считали, что в них не происходит распад твердого раствора скандия в алюминии, за 100 % распада условно принимали электросопротивление соответствующее химическому равновесному составу сплава при данной температуре. Промежуточные значения рассчитывали исходя из условия равномерного изменения электросопротивления в зависимости от % распада. Результаты расчетов представлены в виде С-кривых в осях температура-время выдержки. Кроме того в литом состоянии были изучены химический состав крупных интерметаллидных частиц и твердого пересыщенного раствора на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) JEOL 6390A. Методика подготовки образцов состояла в механическом шлифовании, полировании и электрополировании. Электрополирование шлифов проводили при температуре 85–110 °С и напряжении 10–30 В в электролите следующего состава: H₃PO₄ 500 мл, H₂SO₄ 300 мл, CrO₃ 50 г, H₂O 50 мл.

Результаты и обсуждение

В сплаве 01570 после литья остаются первичные интерметаллиды Al₃(ScZr), содержащие Sc, Zr (рис.1а) [19]. Кроме того в нем в интерметаллидные фазы Al₈(Fe,Mn), и Mg₂Si. весьма

распространённые в алюминиевых сплавах содержащие магний и цирконий [20]. В сплаве 1580 наблюдаются интерметаллидные фазы типа Al₈(Fe,Mn) и Mg₂Si, интерметаллидные соединения с цирконием и скандием на сканирующем микроскопе не выявлено (рис.1б), первичные интерметаллиды типа Al₃(ScZr) в нем не наблюдаются, что можно объяснить более низкой концентрацией в нем скандия. В сплаве 1590, как и в сплаве 1580 выявлены одержажие железо и марганец Al₈(Fe,Mn), а так же фазы Mg₂Si. При этом в сплаве 1590 выявлены первичные частицы, типа Al₃(ScHf), при этом необходимо отметить, что они значительно меньше, чем интерметаллиды Al₃(ScZr). Интерметаллидные соединения, содержащие эрбий, цирконий не выявлены (рис.1в).

В таблице 2 представлено электросопротивление сплавов марок 01570, 1580, 1590 в литом состоянии. Из таблицы видно, что наибольшее электросопротивление соответствует сплаву 1580. В сплаве 01570 ниже, чем в 1590 это объясняется, тем, что в нем повышено содержание железа, кремния и скандия рост содержания которых значительно (по сравнению с другими элементами) повышают электросопротивление алюминия [21, 22]. В сплаве 1580 электросопротивление наивысшее, причина этого присутствие в сплаве высокого значения хрома, который среди всех остальных присутствующих элементов максимально повышает электросопротивление алюминиевого сплава (0,3 мкОм·м) [23]. Кроме того, электросопротивление растет за счет содержания марганца, который же значительно повышает электросопротивление [24].

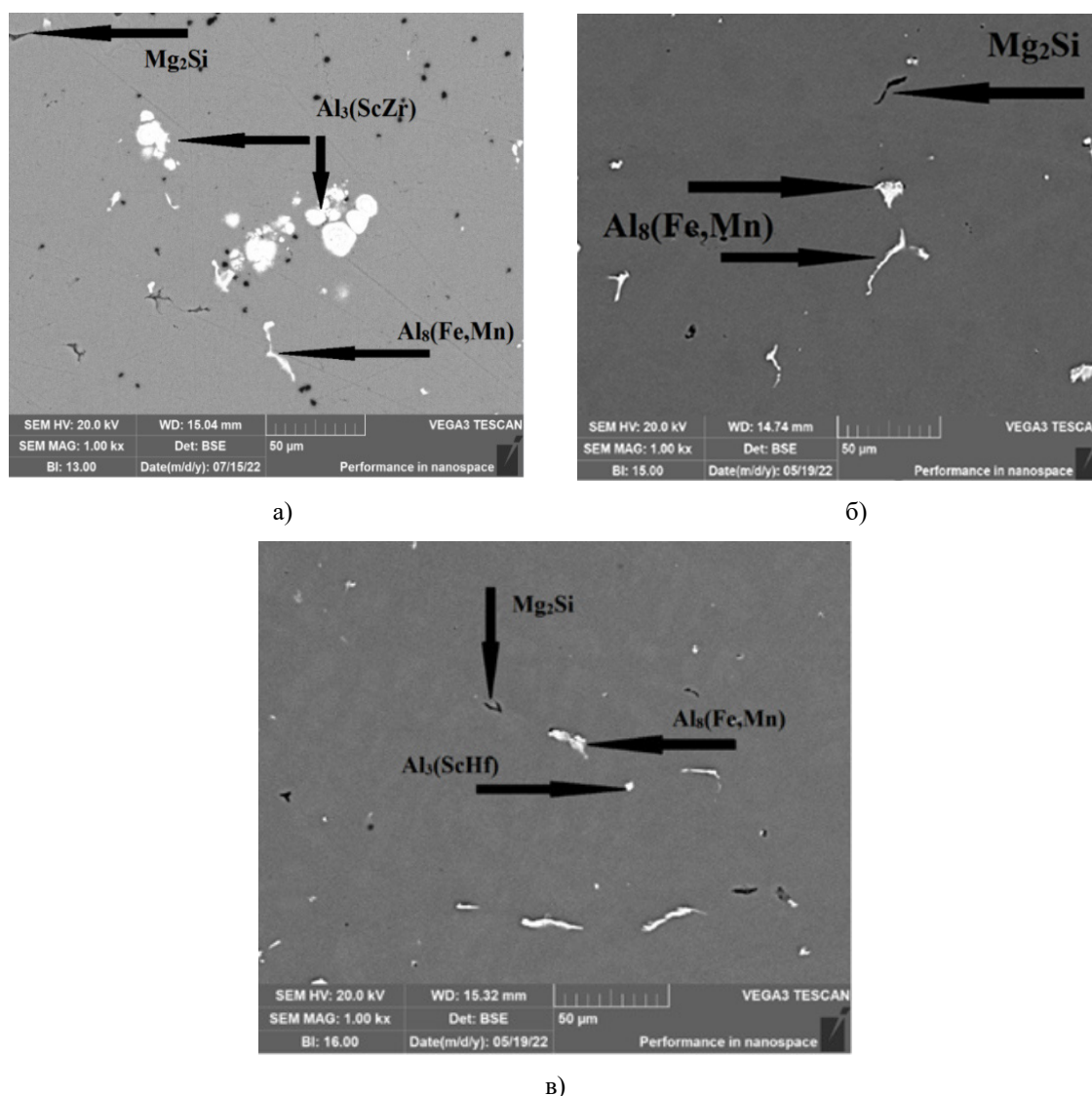


Рис.1. Химический состав крупных интерметаллидных частиц в сплаве 01570 (а), 1580 (б), 1590 (в)

Fig.1. Chemical composition of large intermetallic particles in alloy 01570 (a), 1580 (b), 1590 (c)

Таблица 2. Показатели электросопротивления в сплавах 01570, 1580, 1590 в литом состоянии

Table 2. Electrical resistance indicators in alloys 01570, 1580, 1590 in the cast state

Марка сплава	Электросопротивление, мкОм·м
01570	0,080
1580	0,083
1590	0,076

Из графика, представленного на рис.2 видно, что наибольшие значения по электросопротивлению после термообработки при температуре 260 °С наблюдаются в сплаве 1580, это связано с наличием в сплаве хрома 0,13 % и повышенным содержанием Mn – 0,65 %, для диффузии которых требуются большие температуры [25]. Некоторое снижение электросо-

противления объясняется выходом скандия из пересыщенного твердого раствора в виде частиц Al_3ScZr [26].

В сплаве 01570 из-за большого количества скандия происходит более резкое снижение электросопротивления уже после 2 часов выдержки, что объясняется выпадением из твердого раствора частиц типа Al_3ScZr . При даль-

нейшей выдержке существенного изменения электросопротивления в данном сплаве не происходит. В сплаве 1590 электросопротивление уменьшается более плавно и намного больше,

чем в остальных сплавах, это связано с тем, что присутствие эрбия и гафния снижает диффузию скандия в сплаве и замедляет формирования частиц $Al_3(Zr, Sc, Hf, Er)$.

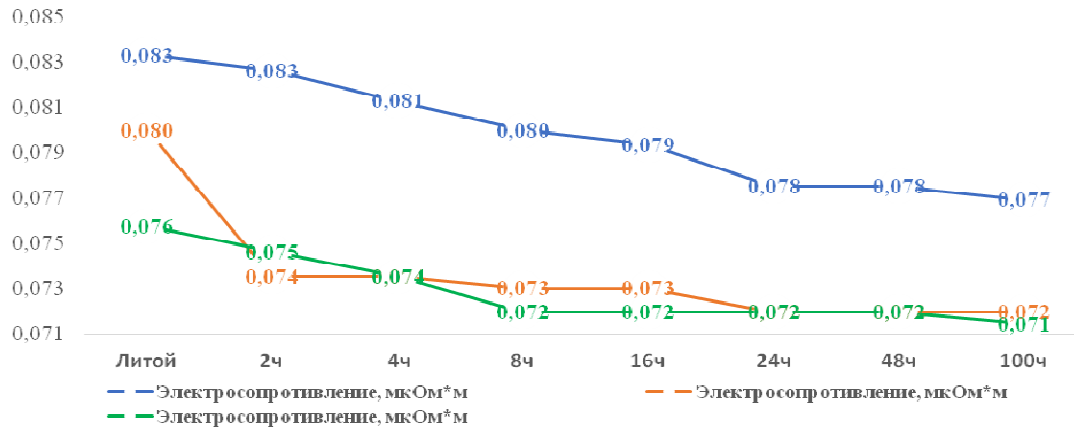


Рис.2. Кривые по электросопротивлению сплавов 01570, 1580, 1590 при температуре 260 °С

Fig.2. Curves for electrical resistance of alloys 01570, 1580, 1590 at a temperature of 260 °С

Результаты измерений на образцах, отожжённых при 370 °С, представлены на рис.3. Электросопротивление в сплаве 1580 снижается в два этапа, первый этап связан с непосредственным выпадением частиц Al_3ScZr , второй – с выпадением частиц $AlCr_4$ и $Al_{12}Mn$. В сплаве 01570 так же наблюдается резкое снижение электросопротивления при выдержке в два часа, при выдержке 48 часов электросопротивление так же начинает падать, однако в данном случае оно скорее связано с началом постепен-

ной коагуляцией частиц Al_3ScZr , а не появлением новых дисперсоидов. Электросопротивление в сплаве 1590 при выдержке в два часа так же снижается, однако, не так резко, как в сплаве 01570. При выдержке 48 часов в сплаве 1590 так же наблюдается тенденция к снижению электросопротивления, однако, оно не столь резкое как в сплаве 1580. Это так же объясняется действием Hf и Er которые замедляют диффузию скандия тем самым препятствуют коагуляции частиц $Al_3(Zr, Sc, Hf, Er)$.

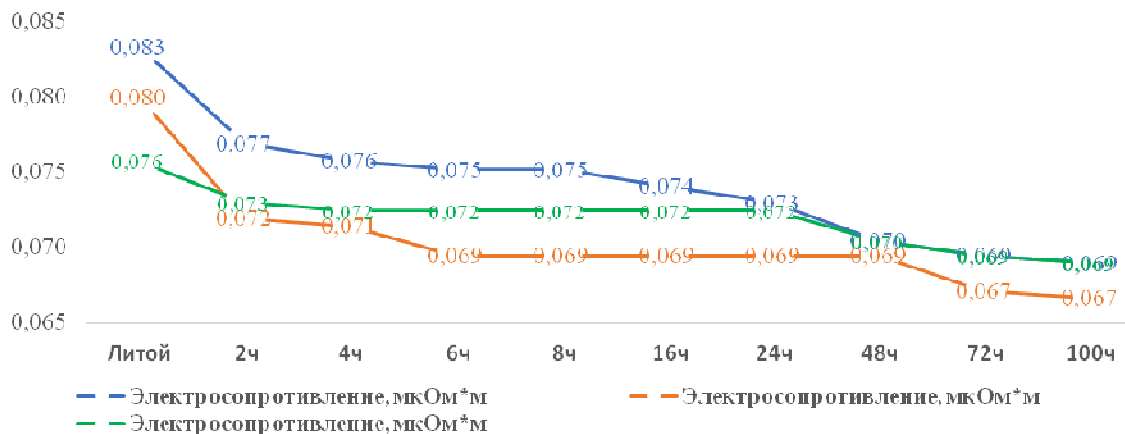


Рис.3. Кривые по электросопротивлению сплавов 01570, 1580, 1590 при температуре 370 °С

Fig.3. Curves of electrical resistance of alloys 01570, 1580, 1590 at a temperature of 370 °С

Результаты измерений на образцах, отожжённых при 440 °С, представлены на рис.4. Из графика видно, что при повышенных температурах отжига очень быстро уменьшается электросопротивление на образцах сплава

01570, кривая имеет резкий угол падения в течение первых 2-х часов с дальнейшим затуханием скорости уменьшения. После происходит плавное снижение электросопротивления.

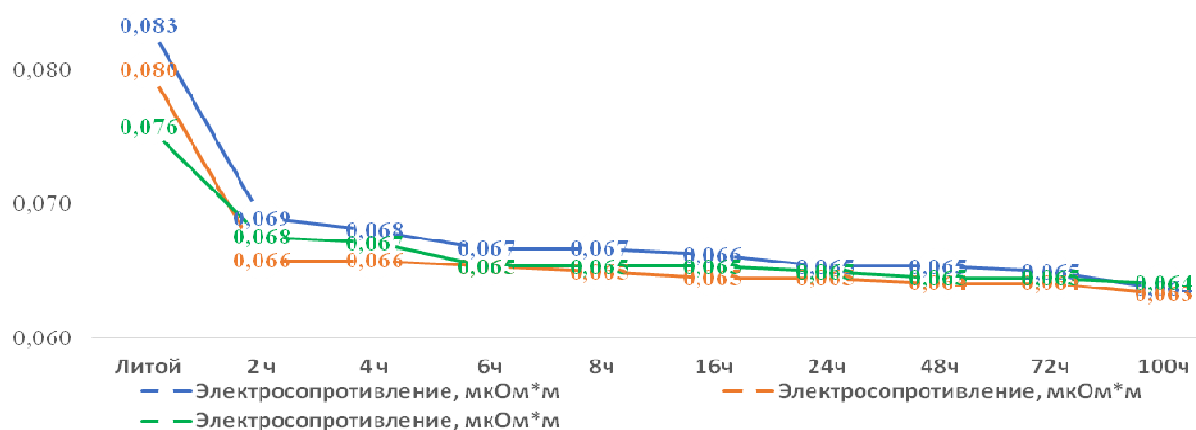


Рис.4. Кривые по электросопротивлению сплавов 01570, 1580, 1590 при температуре 440 °С

Fig.4. Curves of electrical resistance of alloys 01570, 1580, 1590 at a temperature of 440 °С

Таким образом, в сплаве 01570 при температурах 450 °С наиболее интенсивно распад пересыщенного твердого раствора происходит в первые два часа. Учитывая достаточно резкое падения электросопротивления возможна частичная коагуляция упрочняющих частиц Al_3ScZr . Сплав 1580 демонстрирует похожую тенденцию, его электросопротивление резко падает, однако за тем происходит плавное снижение. Как уже отмечалось, снижение электросопротивления после 2 часов выдержки в сплаве 01570 практически не наблюдается, такое отличие можно объяснить, что в сплаве 1590 происходит выпадение частиц типа частиц $AlCr_4$ и $Al_{12}Mn$. В сплаве 1590 скорость снижения электросопротивления наименьшая, отсутствует этап ускоренного падения, что опять же можно объяснить связывающим эффектом гафния и эрбия, вся кривая имеет пологий вид с

небольшим падением которое начинается при выдержке 48 ч.

Таким образом, во всех случаях сплав 1590 пересыщенный твердый раствор демонстрирует гораздо большую стабильность, чем в сплавах 01570 и 1580.

Для построения С-кривых распада использовали результаты измерения электропроводности на отожженных образцах.

На рис.5 видно, что распад на сплаве 1570 протекает быстрее, чем на остальных сплавах, этому способствует большое количество скандия (от 0,12 до 0,26 % вес.). Сплав 1580 демонстрирует несколько более медленную кинетику распада, чем 1570. Во всех сплавах при снижении степени насыщенности раствора уменьшается скорость распада пересыщенного твердого раствор, что особенно заметно на примере 1580.

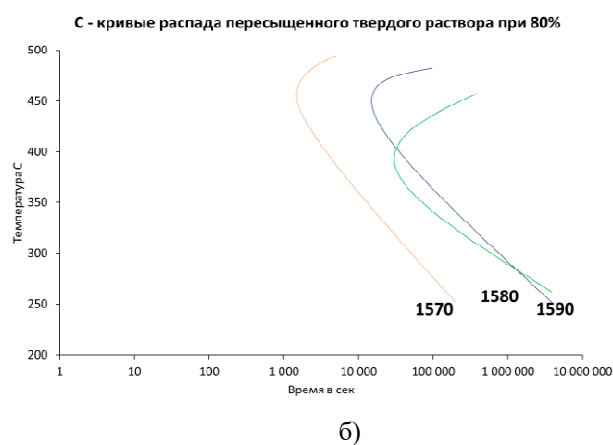
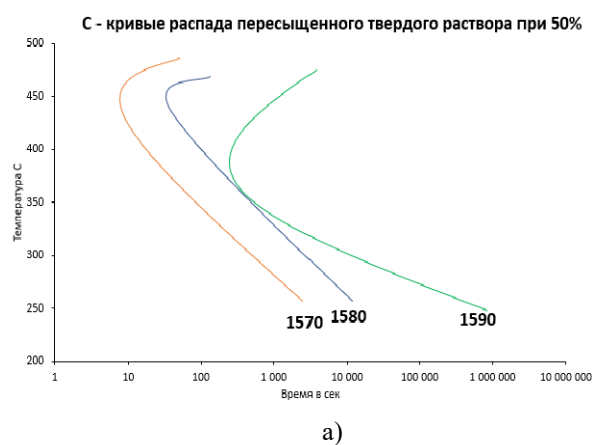


Рис.5. С-кривые распада пересыщенного твердого раствора при 50 % (а) и 80 % (б)

Fig.5. C-decay curves of supersaturated solid solution at 50 % (a) and 80 % (b)

Стоит отметить, что при распаде 50 % пересыщенного твердого раствора пиковые температуры для сплавов 1570 и 1580, при которых наблюдается наиболее интенсивный распад, практически совпадают (450–470 °С). Это объясняется тем, что в обоих случаях основными продуктами распада являются частицы $Al_3(ScZr)$ которые при данных температурах, очень активно происходит процесс их коагуляции. В случае сплава 1590 распад пересыщенного твердого раствора наиболее интенсивно происходит при температурах 370–350 °С. Это может объясняться выделением из пересыщенного твердого раствора частиц $Al_3(ScZrEr)$ и $Al_3(ScZrEr)$. Основное объяснение этому может заключаться в том что Al_3Er является ядром для данных частиц [24] и формируется быстрее и при более низких температурах чем Al_3Sc за счет того что диффузия Er выше чем Sc [27]. В тоже время Hf будет препятствовать коагуляции наночастиц частиц при высоких температурах, замедляя распад пересыщенного твердого раствора 450–470 °С.

Заключение

Исследования показали, что в сплавах 1580 и 1590 распад пересыщенного твердого раствора происходит медленнее, чем в сплаве 01570, одна из причин меньше содержания скандия, который склонен к более быстрому распаду. В сплавах 1580 и 01570 распад наиболее интенсивно происходит при температуре 450 °С, т.к. она соответствует максимальной скорости выпадения из пересыщенного твердого раствора частиц типа Al_3ScZr . Сплав 1590 обладает самой медленной кинетикой распада с пиком при температуре 350 °С. Такие отличия связаны, прежде всего, с влиянием гафния, который замедляет распад пересыщенного твердого раствора скандия. Кроме того, это связано с тем, что более низкое содержания скандия в сплавах 1580 и 1590 снижает скорость распада пересыщенного твердого раствора.

Список литературы

1. Елагин В.И. Легирование деформируемых алюминиевых сплавов переходными металлами. Металлургия, 1975. 248 с.
2. Резник П.Л. Влияние параметров обработки на структуру и механические свойства слитков и полуфабрикатов алюминиевых сплавов систем Al–Mg–Mn–Sc–Zr и Al–Cu–Mg–Si: дис. ... канд. техн. наук. Екатеринбург, 2017. 192 с.
3. Петров А.П., Головкин П.А. Режимы горячей деформации и технологическая пластичность сплавов систем Al–Mg и Al–Mg–Sc. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2006. С. 213–221.
4. Reiso O., Westengen H., Auran L. Årdal og Sunndal Verk a.s. Sunndalsøra, Aluminium. 1980. P. 186–188.
5. Hyland R.W. Homogeneous nucleation kinetics of Al_3Sc in a dilute Al–Sc alloy // Metallurgical Transactions A. 1992. V. 23, N 7. P. 1947–1955.
6. Røyset J. Effects of Scandium addition in wrought Aluminium alloys. Ph.D. Thesis, NTNU. 2001.
7. Wen S.P., Gao K.Y., Li Y., Huang H., Nie Z.R. Synergetic effect of Er and Zr on the precipitation hardening of Al–Er–Zr alloy // Scripta Materialia. 2011. V. 65, N 7. P. 592–595.
8. Ocenasek V., Slamova M. Resistance to recrystallization due to Sc and Zr addition to Al–Mg alloys // Materials Characterization. 2001. V. 47, N 2. P. 157–162.
9. Li H.Y., Li D.W., Zhu Z.X., Chen B.A., Xin C.H.E.N., Yang C.L., Wei K.A.N.G. Grain refinement mechanism of as-cast aluminum by hafnium // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. 2016. V. 26, N 12. P. 3059–3069.
10. Елагин В.И. Состояние и пути повышения трещиностойкости высокопрочных алюминиевых сплавов // Металловедение и термическая обработка металлов. 2002. № 9. С. 10–19.
11. Якивчук О.В. Разработка технологии получения длинномерных деформированных полуфабрикатов из сплавов системы Al–Mg, легированных скандием, и исследование их свойств: дис. ... канд. техн. наук. Красноярск, 2018. 141 с.
12. Захаров В.В., Елагин В.И., Ростова Т.Д., Филатов Т.Ю. Металловедческие принципы легирования алюминиевых сплавов скандием // Технология легких сплавов. 2010. № 1. С. 67–73.
13. Дриц М.Е., Торопова Л.С., Быков Ю.Г., Елагин В.И., Филатов Ю.А., Захаров В.В., Золоторевский Ю.С., Макаров А.Г. Сплав на основе алюминия. А.с. 704266 СССР. 1979.
14. ГОСТ 4784–2019. Алюминий и сплавы алюминиевые деформируемые. Марки. Введ. 01.09.2019. М.: Стандартинформ, 2019.
15. Fuller C.B., Seidman D.N., Dunand D.C. Mechanical properties of Al (Sc, Zr) alloys at ambient and elevated temperatures // Acta materialia. 2003. V. 51, N 16. P. 4803–4814.
16. Соседков С.М., Дриц А.М., Арышенский В.Ю. Яшин В.В. Деформационное упрочнение плит из сплавов 1565ч, AMg6, 01570 и

1580 при холодной прокатке // Технология легких сплавов. 2020. № 1. С. 39–43.

17. Дриц А.М., Арышенский В.Ю., Арышенский Е.В., Захаров В.В. Свариваемый термически не упрочняемый сплав на основе системы Al–Mg. Патент № 2726520 РФ, 2006. 6 с.

18. Захаров В.В., Филатов Ю.А., Телешов В.В. Работы ОАО "ВИЛС" в области создания деформируемых алюминиевых сплавов на основе новых систем легирования // Технология легких сплавов. 2018. № 4. С. 16–23.

19. Alabin A.N., Belov N.A. Effect of Iron and Silicon on Strength and Electrical Resistivity of Al–Zr Wire Alloys // ICAA13 Pittsburgh. Springer, Cham. 2012. P. 1539–1544.

20. Hyde K.B., Norman A.F., Prangnell P.B. The growth morphology and nucleation mechanism of primary L_{12} Al_3Sc particles in Al–Sc alloys // Materials science forum. Trans Tech Publications Ltd. 2000. V. 331. P. 1013–1018.

21. Totten G.E., MacKenzie D.S. (ed.). Handbook of aluminum: V. 1: physical metallurgy and processes. CRC press, 2003. 1296 p.

22. Kaiser M.S. et al. Effect of scandium on the microstructure and ageing behaviour of cast Al–6Mg alloy // Materials Characterization. 2008. V. 59, N 11. P. 1661–1666.

23. Фомин Н.Е., Ивлев В.И., Юдин В.А. Влияние примесей на электросопротивление меди и алюминия // Инженерные технологии и системы. 2014. № 1–2. С. 50–57.

24. Воронцова Л.А. Алюминий и алюминиевые сплавы электротехнической промышленности. Москва, СССР: Энергия, 1971. 174 с.

25. Рохлин Л.Л., Бочвар Н.Р., и др. Протяженность области алюминиевого твердого раствора в сплавах Al–Sc–Mn–Cr и влияние вводимых переходных металлов на рекристаллизацию алюминия // Перспективные материалы. 2009. № 3. С. 17–23.

26. Booth-Morrison C., Dunand D. C., Seidman D. N. Coarsening resistance at 400 °C of precipitation-strengthened Al–Zr–Sc–Er alloys // Acta Materialia. 2011. V. 59, N 18. P. 7029–7042.

Информация об авторах

А. А. Рагазин – инженер ОНИЛ № 4 Самарского университета, ведущий инженер технолог плавильно-литейного производства АО “Арконик СМЗ”.

Е. В. Арышенский – кандидат технических наук, доцент, научный руководитель ОНИЛ № 4 Самарского университета.

В. Ю. Арышенский – доктор технических наук, профессор, доцент кафедры обработки

металлов давлением Самарского университета, главный прокатчик АО “Арконик СМЗ”.

А. М. Дриц – кандидат технических наук, ведущий научный сотрудник ОНИЛ №4 Самарского университета, директор по развитию бизнеса и технологий АО “Арконик СМЗ”.

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

References

1. Elagin, V. I. (1975). Alloying of deformable aluminum alloys with transition metals. Metallurgy, P. 248. (In Russ.).

2. Reznik, P. L. (2017). Influence of processing parameters on the structure and mechanical properties of ingots and semi-finished aluminum alloys of Al–Mg–Mn–Sc–Zr and Al–Cu–Mg–Si systems: dis. ... cand. tech. Sciences. Yekaterinburg. P. 192. (In Russ.).

3. Petrov, A. P. & Golovkin, P. A. (2006). Hot deformation modes and technological plasticity of alloys of Al–Mg and Al–Mg–Sc. M.: FIZMATLIT. P. 213–221. (In Russ.).

4. Reiso, O., Westengen, H. & Auran, L. (1980). Årdal og Sunndal Verk a.s. Sunndalsøra, Aluminium. P. 186–188.

5. Hyland, R. W. (1992). Homogeneous nucleation kinetics of Al_3Sc in a dilute Al–Sc alloy. Metallurgical Transactions A, 23(7), 1947–1955.

6. Røyset, J. (2001). Effects of Scandium addition in wrought Aluminium alloys. Ph.D. Thesis, NTNU.

7. Wen, S. P., Gao, K. Y., Li, Y., Huang, H., & Nie, Z. R. (2011). Synergetic effect of Er and Zr on the precipitation hardening of Al–Er–Zr alloy. Scripta materialia, 65(7), 592–595.

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

9. Li, H. Y., Li, D. W., Zhu, Z. X., Chen, B. A., Xin, C. H. E. N., Yang, C. L. & Wei, K. A. N. G. (2016). Grain refinement mechanism of as-cast aluminum by hafnium. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 26(12), 3059–3069.

10. Elagin, V. I. (2002). State and ways of increasing crack resistance of high-strength aluminum alloys. Metallurgy and heat treatment of metals, (9), 10–19. (In Russ.).

11. Yakiviyuk, O. V. (2018). Development of technology for the production of long-deformed semi-finished products from scandium-doped Al–Mg alloys and the study of their properties: dis. ...

- cand. tech. Sciences. Krasnoyarsk. P. 141. (In Russ.).
12. Zakharov, V. V., Elagin, V. I., Rostova, T. D. & Filatov, T. Yu. (2010). Metallographic principles of alloying aluminum alloys with scandium. *Technology of light alloys*, (1), 67–73. (In Russ.).
13. Drits, M. E., Toropova, L. S., Bykov, Yu. G., Elagin, V. I., Filatov, Yu. A., Zakharov, V. V., Zolotarevsky, Yu. S. & Makarov, A. G. (1979). Aluminum-based alloy. A.S. 704266 USSR. (In Russ.).
14. (2019). GOST 4784-2019. Aluminum and aluminum alloys are deformable. Stamps. Introduction. 01.09.2019. Moscow: Standartinform. (In Russ.).
15. Fuller, C. B., Seidman, D. N., & Dunand, D. C. (2003). Mechanical properties of Al (Sc, Zr) alloys at ambient and elevated temperatures. *Acta materialia*, 51(16), 4803–4814.
16. Neighbors, S. M., Drits, A. M., Kryshensky, V. Yu. & Yashin, V. V. (2020). Deformation hardening of plates made of alloy 1565ch, AMg6, 01570 and 1580 during cold rolling. *Technology of light alloys*, (1), 39–43. (In Russ.).
17. Drits, A. M., Aryshensky, V. Yu., Aryshensky, E. V. & Zakharov, V. V. (2006). Weldable non-hardenable alloy based on the Al–Mg system. Patent N 2726520 RF. P. 6. (In Russ.).
18. Zakharov, V. V., Filatov, Yu. A. & Telezhov, V. V. (2018). Works of JSC "VILS" in the field of creating deformable aluminum alloys based on new alloying systems. *Technology of light alloys*, (4), 16–23. (In Russ.).
19. Alabin, A. N. & Belov, N. A. (2012). Effect of Iron and Silicon on Strength and Electrical Resistivity of Al–Zr Wire Alloys. In ICAA13 Pittsburgh. Springer, Cham. P. 1539–1544.
20. Hyde, K. B., Norman, A. F., & Prangnell, P. B. (2000). The growth morphology and nucleation mechanism of primary Ll_2 Al_3Sc particles in Al–Sc alloys. In *Materials science forum. Trans Tech Publications Ltd.*, 331, 1013–1018.
21. Totten, G. E., & MacKenzie, D. S. (Eds.). (2003). Handbook of aluminum: V. 1: physical metallurgy and processes. CRC press. P. 1296.
22. Kaiser, M. S., Datta, S., Roychowdhury, A. & Banerjee, M. K. (2008). Effect of scandium on the microstructure and ageing behaviour of cast Al–6Mg alloy. *Materials Characterization*, 59(11), 1661–1666.
23. Fomin, N. E., Ivlev, V. I. & Yudin, V. A. (2014). Influence of impurities on electrical resistance of copper and aluminum. *Engineering technologies and systems*, (1–2), 50–57. (In Russ.).
24. Vorontsova, L.A. Aluminum and aluminum alloys of the electrical industry. Moscow, USSR: Energy.1971. P. 174. (In Russ.).
25. Rokhlin, L. L., Bochvar, N. R., Dobatkina, T. V., Tarytina, I. E., & Leonova, N. P. (2009). Extension of Al Based Solid Solution in Al–Sc–Mn–Cr Alloys and Effect of Alloying Transition Metals on Recrystallization of Aluminum. *Perspektivnye Mater*, (3), 17–22. (In Russ.).
26. Booth-Morrison, C., Dunand, D. C. & Seidman, D. N. (2011). Coarsening resistance at 400 °C of precipitation-strengthened Al–Zr–Sc–Er alloys. *Acta Materialia*, 59(18), 7029–7042.

Information about the authors

A. A. Ragazin – Engineer of ONIL No. 4 of Samara University, Leading Engineer Technologist of the smelting and foundry production of JSC "Arkonik SMZ".

E. V. Aryshenskii – Candidate of Technical Sciences, Associate Professor, Scientific Supervisor of ONIL No. 4 of Samara University.

V. Y. Aryshensky – Doctor of Technical Sciences, Professor, Associate Professor of the Department of Metal Processing by Pressure of Samara University, chief distributor of JSC "Arconic SMZ".

A. M. Drits – Candidate of Technical Sciences, Leading Researcher at ONIL No. 4 of Samara University, Director of Business and Technology Development at Arconic SMZ JSC.

S. V. Konovalov – Doctor of Technical Science, Professor, Vice Rector, Siberian State Industrial University.

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

Статья поступила в редакцию 14.11.2022; одобрена после рецензирования 24.11.2022; принята к публикации 29.11.2022.

The article was received by the editorial board on 14 Nov. 22; approved after reviewing 24 Nov. 22; accepted for publication 29 Nov. 22.