

ВЛИЯНИЕ ДОБАВКИ КРЕМНИЯ НА УДЕЛЬНОЕ ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЕ И ТВЕРДОСТЬ СПЛАВА Al–1%Fe–0,3%Zr

© 2018 г. Н.А. Белов, Н.О. Короткова, А.Н. Алабин, С.С. Мишуров

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва

ОК «РУСАЛ», г. Москва

Статья поступила в редакцию 11.07.17 г., доработана 07.11.17 г., подписана в печать 16.11.17 г.

Расчетными методами с помощью программного обеспечения Thermo-Calc проанализированы изотермические сечения диаграммы сплава Al–Fe–Si–Zr при температурах 450 °C и 600 °C, а также политермические сечения при концентрациях кремния до 2 мас.% и циркония до 1 мас.%. Показано, что в равновесных условиях благоприятного фазового состава, состоящего из алюминиевого твердого раствора (Al), фазы $\text{Al}_3\text{Fe}_2\text{Si}$ и Zr, полностью входящего в состав твердого раствора (Al) в процессе получения литой заготовки, можно добиться при концентрациях кремния 0,27–0,47 мас.%. Для реализации в неравновесных условиях вышеперечисленных структурных составляющих и обеспечения вхождения Zr в состав (Al) экспериментальные слитки получали при повышенной скорости охлаждения (более 10 К/с). Металлографический анализ литой структуры экспериментальных образцов выявил желательную структуру при содержаниях в сплаве 0,25 мас.% Si и 0,3 мас.% Zr. Микроструктура сплава Al–1%Fe–0,3%Zr–0,5%Si также содержит эвтектику (Al) + $\text{Al}_3\text{Fe}_2\text{Si}$, но при ступенчатом отжиге при 600 °C отмечена частичная трансформация фазы $\text{Al}_3\text{Fe}_2\text{Si}$ в Al_3Fe . Структура сплава с 0,25 мас.% Si в состоянии отжига при 600 °C содержит фрагментированные частицы вырожденной эвтектики (Al) + $\text{Al}_3\text{Fe}_2\text{Si}$ по границам дендритных ячеек. Установлено, что соотношение Si : Fe = 1 : 2 в сплаве оказывает положительное влияние на его механические свойства, особенно на твердость, без существенного снижения удельной электропроводности в процессе отжига, что объясняется образованием в структуре частиц фазы $\text{Al}_3\text{Fe}_2\text{Si}$ компактной морфологии. Более того, кремний ускоряет распад твердого раствора по цирконию, о чем свидетельствуют экспериментальные графики зависимости твердости и удельного электросопротивления от степени отжига. С помощью функции оптимизации при заданных параметрах твердости и удельного электросопротивления наилучший комплекс свойств показал сплав Al–1%Fe–0,3%Zr–0,25%Si в состоянии отжига при 450 °C.

Ключевые слова: электрическое сопротивление, электротехнический алюминий, наночастицы Al_3Zr (L_{12}), фаза $\text{Al}_3\text{Fe}_2\text{Si}$, термическая обработка.

Белов Н.А. — докт. техн. наук, профессор кафедры литейных технологий и художественной обработки материалов (ЛТИХОМ) МИСиС, вед. инженер кафедры обработки металлов давлением (ОМД) МИСиС (119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4). E-mail: nikolay-belov@yandex.ru.

Короткова Н.О. — аспирант, инженер кафедры ОМД МИСиС. E-mail: darkhopex@mail.ru.

Алабин А.Н. — руководитель проекта технической дирекции ОК «РУСАЛ» (121096, г. Москва ул. Василисы Кожиной, 1). E-mail: alex_alabin@mail.ru.

Мишуров С.С. — вед. инженер кафедры ОМД МИСиС. E-mail: mishurovs@mail.ru.

Для цитирования: Белов Н.А., Короткова Н.О., Алабин А.Н., Мишуров С.С. Влияние добавки кремния на удельное электросопротивление и твердость сплава Al–1%Fe–0,3%Zr // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2018. No. 2. С. 50–58. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2018-2-50-58.

Belov N.A., Korotkova N.O., Alabin A.N., Mishurov S.S.

Effect of silicon addition on specific electrical resistivity and hardness of Al–1%Fe–0,3%Zr alloy

Calculation methods and Thermo-Calc software were used to analyze isothermal sections of the Al–Fe–Si–Zr alloy diagram at 450 °C and 600 °C, and polythermal sections at the concentrations of silicon up to 2 wt.% and zirconium up to 1 wt.%. It has been shown that a favorable phase composition consisting of an aluminum solid solution (Al) and an $\text{Al}_3\text{Fe}_2\text{Si}$ phase with zirconium contained in a solid solution (Al) can be achieved under equilibrium conditions when making a cast section at silicon concentrations of 0,27–0,47 wt.%. In order to implement the process under non-equilibrium conditions of the abovementioned structural components and to ensure Zr inclusion in the (Al) composition, test ingots were made at an increased cooling rate (over 10 K/s). The metallographic analysis of the sample cast structure revealed the desired structure at 0,25 wt.% of Si and 0,3 wt.% of Zr in the alloy. The Al–1%Fe–0,3%Zr–0,5%Si alloy microstructure also contains the (Al) + $\text{Al}_3\text{Fe}_2\text{Si}$ eutectic, but it is observed that the $\text{Al}_3\text{Fe}_2\text{Si}$ phase is partially transformed into Al_3Fe in step annealing at 600 °C. The structure of the alloy with 0,25 wt.% of silicon in the T600 state contains fragmented particles of the (Al) + $\text{Al}_3\text{Fe}_2\text{Si}$ degenerate eutectic along the boundaries of dendritic cells. It has been found that the Si : Fe = 1 : 2 ratio in

the alloy has a positive effect on its mechanical properties, especially hardness, without any significant conductivity reduction in the annealing process. This effect is explained by compact morphology formation in the structure of $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ phase particles. Moreover, silicon accelerates solid solution decomposition in terms of zirconium, as shown by the experimental graphs of hardness and resistivity dependence on the annealing step. Using the optimization function for the given hardness and resistivity parameters, the $\text{Al}-1\%\text{Fe}-0,3\%\text{Zr}-0,25\%\text{Si}$ alloy demonstrated the best set of properties in the T450 state.

Keywords: electrical resistance, electrical aluminum, Al_3Zr ($L1_2$) nanoparticles, $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ phase, heat treatment.

Belov N.A. — Dr. Sci. (Tech.), Prof., Department of foundry technologies and material art working (FT&MAW), Chief engineer, Department of metal deformation process, National University of Science and Technology «MISIS» (NUST «MISIS») (119049, Russia, Moscow, Leninsky pr., 4). E-mail: nikolay-belov@yandex.ru.

Korotkova N.O. — Postgraduate student, Department of metal deformation process, NUST «MISIS». E-mail: darkhopex@mail.ru.

Alabin A.N. — Project manager of technical management, UC «RUSAL» (121096, Russia, Moscow, Vasilisyy kozhinoy ul, 1). E-mail: alex_alabin@mail.ru.

Mishurov S.S. — Chief engineer, Department of metal deformation process, NUST «MISIS». E-mail: mishurovs@mail.ru.

Citation: Belov N.A., Korotkova N.O., Alabin A.N., Mishurov S.S. Vliyaniye dobavki kremniya na udel'noye elektrosoprotivleniye i tverdosť splava $\text{Al}-1\%\text{Fe}-0,3\%\text{Zr}$. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya*. 2018. No. 2. P. 50–58.

DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2018-2-50-58.

Введение

Основными контролируемыми свойствами алюминия электротехнического назначения являются удельное электросопротивление (УЭС), прочность и термостойкость. Известно, что дополнительное легирование алюминия технической чистоты приводит к повышению величины УЭС [1]. Следовательно, выбор легирующих элементов, позволяющих добиться оптимального сочетания основных характеристик, ограничен и требует решения задачи оптимизации. С точки зрения упрочнения и термостойкости наиболее эффективно зарекомендовала себя добавка циркония. При соблюдении технологии деформационно-термической обработки возможно получить оптимальный комплекс прочности и УЭС за счет нивелирования отрицательного влияния железо-содержащих включений на удельную электропроводность. Такой эффект достигается путем выделения циркония из твердого раствора алюминия (Al) в процессе термообработки в виде наночастиц фазы Al_3Zr ($L1_2$) [2]. Также цирконий максимально повышает температуру рекристаллизации деформированной структуры [1, 2]. Однако данная технология требует сложной многоступенчатой термообработки или длительной выдержки [2–4].

По литературным данным [3–7] кремний способствует ускорению распада (Al) по цирконию. Вместе с тем его содержание ограничено на уровне примеси из-за высокой растворимости в (Al) в электротехническом алюминии [1, 4]. Так же, как и кремний, железо является вредной примесью, с одной стороны, снижающей УЭС, а с другой — по-

зволяющей добиться дополнительного упрочнения за счет формирования в структуре кристаллов фазы Al_3Fe [1]. При этом железо обладает незначительной растворимостью в алюминии: 0,005 мас.% при $t = 450^\circ\text{C}$ [8].

Также из известно, что при определенном соотношении элементов ($\text{Fe} : \text{Si} = 2$) можно добиться снижения УЭС с сохранением эффекта упрочнения за счет образования фазового состава благоприятной морфологии [1, 9]. Именно данный процесс является ключевым, что и определило задачи настоящей работы:

— изучение влияния термообработки на УЭС и твердость, коррелируемую с прочностью, слитков системы $\text{Al}-\text{Fe}-\text{Si}-\text{Zr}$;

— выявление возможности оптимизации как состава сплава, так и режима отжига.

Методика эксперимента

Основными объектами исследования являлись 4 сплава на базе системы $\text{Al}-\text{Fe}-\text{Si}-\text{Zr}$. Выплавка их образцов производилась в печи сопротивления в графитошамотном тигле на базе первичного алюминия А99 (ГОСТ 11069-2001). Цирконий вводился в виде лигатуры $\text{Al}-15\%\text{Zr}$ (ГОСТ 53777-2010) при температуре заведомо выше ликвидуса ($t = 850 \div 900^\circ\text{C}$) [4, 10]. Железо и кремний добавлялись в виде лигатур AlFe_{10} и AlSi_{10} ¹ (ГОСТ Р 53777-2010)

¹ Здесь и далее содержание компонентов приводится в мас.%.

Таблица 1

Химический состав экспериментальных сплавов

Сплав	Концентрация, мас. %			
	Fe	Si	Zr	Al
Al1Fe0,3Zr	0,83	0,01	0,41	Основа
Al1Fe0,3Zr0,25Si	0,87	0,21	0,41	
Al1Fe0,3Zr0,5Si	0,91	0,42	0,40	
Al1Fe0,3Zr1Si	0,93	0,75	0,32	
Al1Fe	1,01	0,01	0,00	

**Рис. 1.** Экспериментальные образцы (10×40×200 мм) в графитовой изложнице

соответственно. Плоские слитки сечением 10×40 мм (рис. 1) получали литьем в графитовую изложницу. Анализ химического состава сплавов проводился на эмиссионном спектрометре ARL4460, и его результаты приведены в табл. 1.

Отжиг экспериментальных образцов осуществлялся в муфельной электропечи SNOL 8,2/1100 с точностью поддержания температуры $\pm 5^\circ\text{C}$ в интервале $t = 300\div 600^\circ\text{C}$ с шагом 50°C и выдержкой 3 ч на каждой ступени отжига с последующим охлаждением на воздухе. Режимы отжига представлены в табл. 2.

Для каждой ступени отжига производились измерения основных физико-механических свойств, контролируемых на проволоке электротехнического назначения: удельное электросопротивление и прочность. УЭС рассчитывалась как величина, обратная удельной электрической проводимости, которая, в свою очередь, определялась методом вихревых токов с помощью вихревого структуроскопа ВЭ-26НП. Твердость, коррелируемая с прочностью, оценивалась на универсальном твердоме Wilson Wolpert 930 М при нагрузке 50 Н в течение 15 с.

Таблица 2

Режимы термической обработки**экспериментальных образцов системы Al–Fe–Si–Zr**

Обозначение	Режим отжига	
	$t, ^\circ\text{C}$	$\tau, \text{ч}$
T200	200	3
T250	200 + 250	3
T300	250 + 300	3
T350	300 + 350	3
T400	350 + 400	3
T450	400 + 450	3
T500	450 + 500	3
T550	500 + 550	3
T600	550 + 600	3

Микроструктура экспериментальных образцов изучалась на световом и сканирующем электронных микроскопах — Axio Observer MAT и TESCAN VEGA 3. На этапе пробоподготовки образцов использовалась электролитическая полировка при напряжении 12 В в электролите, содержащем 6 частей $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$, 1 часть HClO_4 и 1 часть глицерина. Качественный анализ фазового состава осуществлялся с помощью программы Thermo-Calc в базе TTAL5.

Экспериментальные результаты и их обсуждение

Металлографический анализ литой микроструктуры не выявил присутствия первичных кристаллов фазы Al_3Zr , что говорит о полном вхождении циркония в твердый раствор алюминия (Al) [11–13]. Добавки кремния и железа, напротив, оказывают влияние на литую структуру сплавов (рис. 2) в виде выделений фаз эвтектического происхождения в зависимости от концентрации элементов (в основном, кремния) в сплаве. Выделение метастабильной фазы Al_6Fe в структуре сплава Al1Fe0,3Zr говорит о высокой скорости его кристаллизации [14]. Однако фаза Al_6Fe нестабильна [9] и в ходе термической обработки переходит в стабильную фазу Al_3Fe (см. рис. 2, б). В образце с добавкой 0,25 мас. % Si литая структура содержит твердый раствор (Al) и фазу $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ в виде вырожденной эвтектики по границам дендритных ячеек. В процессе термической обработки частицы фазы фрагментируются, и при температуре отжига 600°C она остается стабильной.

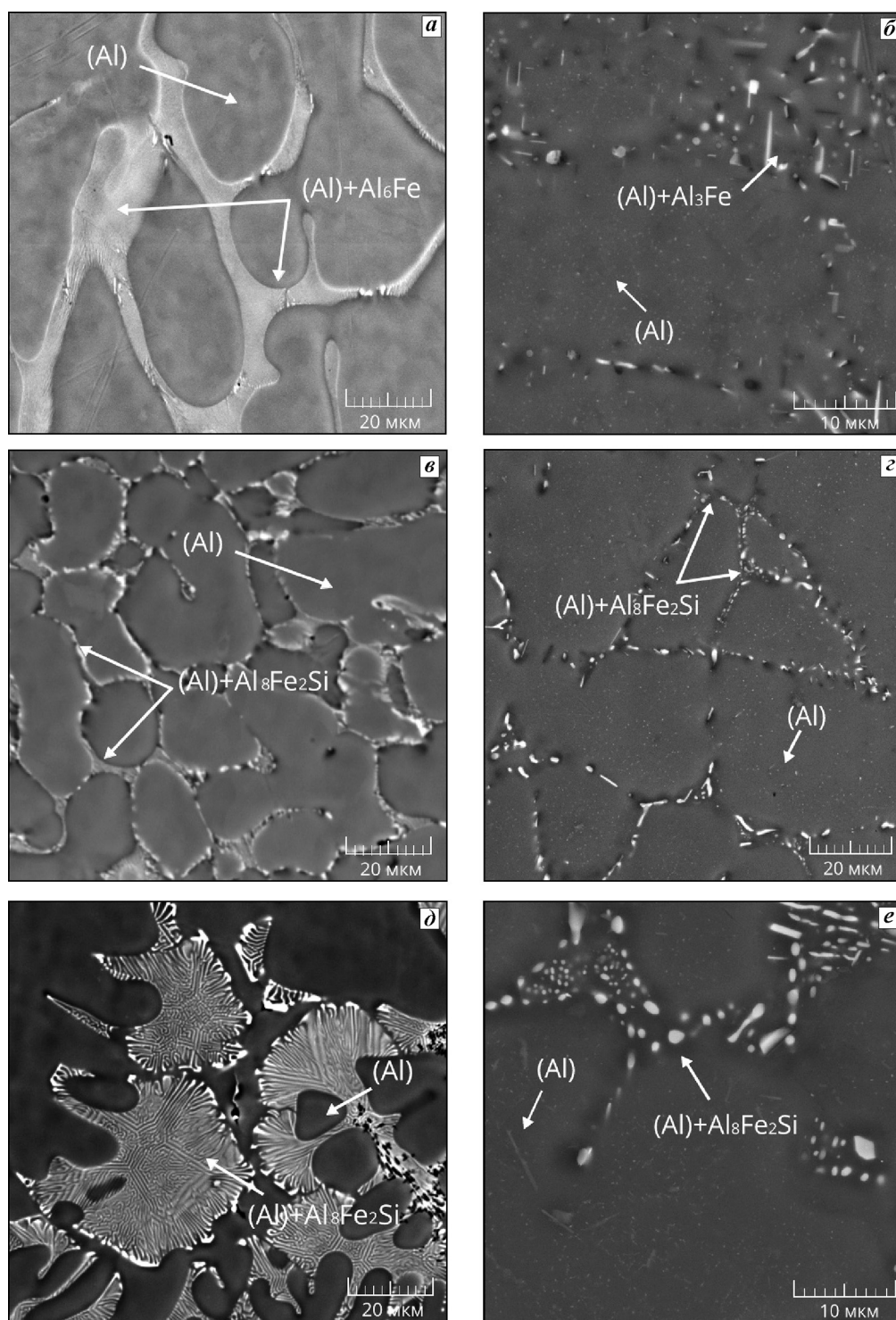


Рис. 2. Структура экспериментальных сплавов: Al1Fe0,3Zr , Al1Fe0,3Zr0,25Si и Al1Fe0,3Zr0,5Si в исходном состоянии (слева) и в состоянии T600 (справа)

Сплав Al1Fe0,3Zr0,5Si также содержит в структуре двойную эвтектику $(\text{Al}) + \text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$, что согласуется с литературными данными [15] и говорит о подавлении эвтектической реакции $L \rightarrow (\text{Al}) + \text{Al}_5\text{FeSi}$ [9].

В отожженном состоянии при $t = 600^\circ\text{C}$ у сплава с 0,5 мас.% Si заметен частичный переход фазы $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ в Al_3Fe игольчатой морфологии [9]. Выделение свободного кремния (Si) в структуре сплава, содержащего 1 мас.% Si, с одной стороны, говорит

о максимальной легированности твердого раствора (Al) [3, 4], с другой, согласно литературным данным [9, 15], — о смещении границ промежуточных реакций и фазовых областей в условиях повышенных скоростей охлаждения, подавлении эвтектических реакций $L \rightarrow (Al) + Al_3FeSi$ и $L \rightarrow (Al) + Al_3FeSi + (Si)$ (соотношение Fe : Si = 1 : 1 [9]) и, как следствие, образовании в структуре фаз Al_8Fe_2Si и

(Si). Стоит отметить, что фаза Al_8Fe_2Si является наиболее благоприятной с точки зрения влияния на физико-механические свойства [3, 8, 15]. У всех экспериментальных сплавов в состоянии Т600 в структуре наблюдается выделение стабильной модификации фазы Al_3Zr ($D0_{23}$) [13, 16–19].

Поскольку железо в силу своей низкой растворимости в (Al) выделяется в виде избыточных Fe-со-

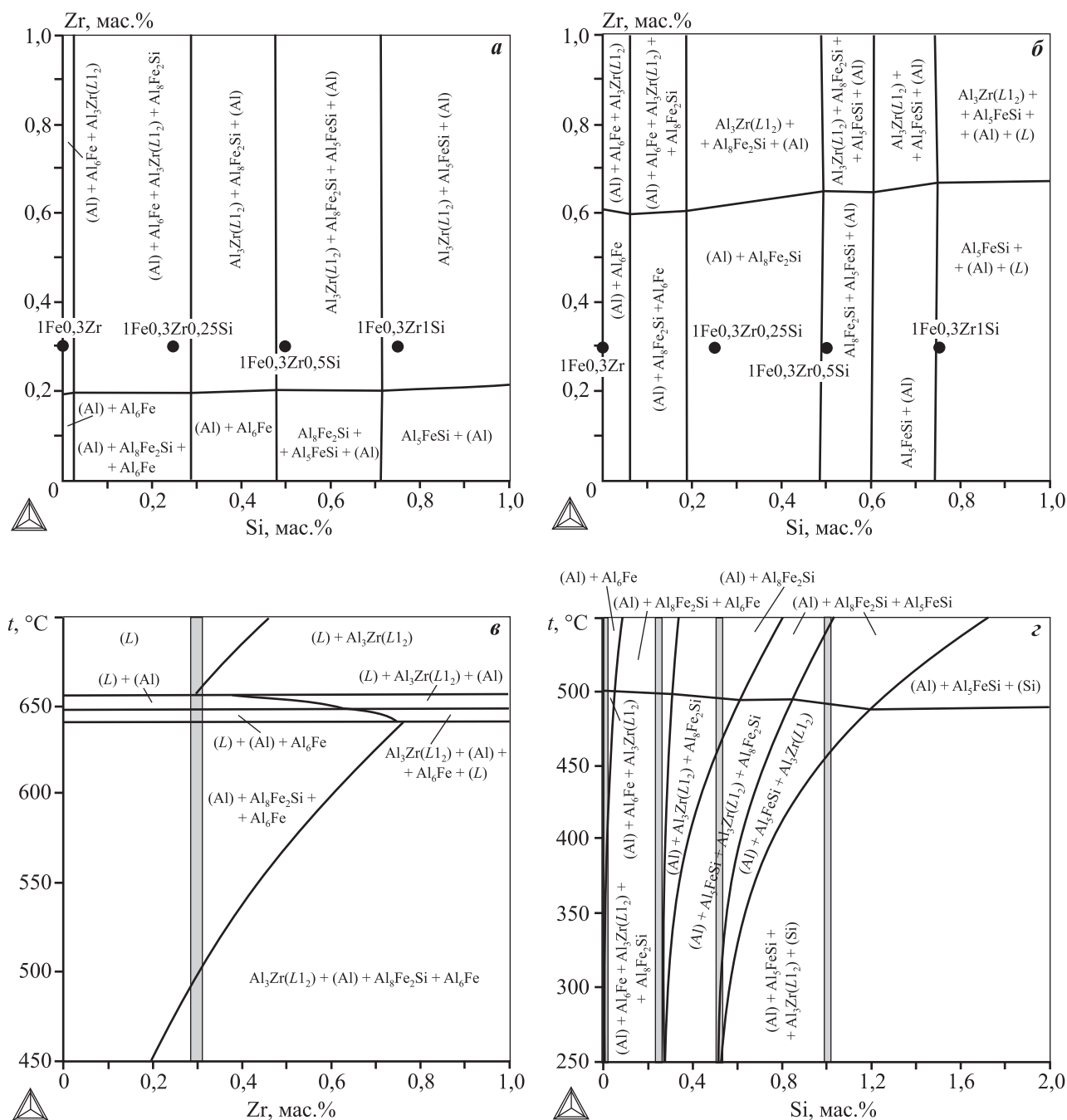


Рис. 3. Изотермические сечения диаграммы Al–Fe–Si–Zr при 450 °C (а) и 600 °C (б); политермические сечения диаграммы Al–Fe–Si–Zr при 1 мас.% Fe, 0,25 мас.% Si (в), 1 мас.% Fe, 0,3 мас.% Zr (г)

державших фаз [8, 9, 15], а растворимость кремния в (Al) значительно зависит от температуры [4–6, 20, 21], фазовый состав сплавов этой группы может сильно меняться. Описанные аспекты отображают изотермические и политермические сечения диаграммы Al–Fe–Si–Zr (см. рис. 3) в условиях образования метастабильных фаз Al_3Zr ($L1_2$) и Al_6Fe , что говорит о высокой скорости кристаллизации ($v_c \geq 10$ K/c) [9]. При $t = 450$ °C изотермическое сечение содержит две четырехфазные области: (Al) + Al_6Fe + $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ + Al_3Zr и (Al) + $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ + Al_5FeSi + Al_3Zr . Однако, как демонстрирует политермическое сечение (см. рис. 3, з), при $t < 450$ °C ожидается появление третьей — (Al) + Al_5FeSi + Al_3Zr + (Si), которая расширяется при понижении температуры из-за уменьшения растворимости (Si) в (Al), как видно из разреза.

Согласно политермическому сечению с переменным содержанием кремния (см. рис. 3, в) появление $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ без присутствия других железистых фаз в структуре сплава можно ожидать при содержании кремния ~0,4 мас.% по нонвариантной перитектической реакции $L + \text{Al}_3\text{Fe} \rightarrow (\text{Al}) + \text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ при равновесном варианте реализации диаграммы [3]. Однако реальная кристаллизация всегда протекает неравновесно, и повышение скорости охлаждения ($v_c \geq 10$ K/c) ведет к сдвигу диаграммы в область меньшей концентрации кремния [9]. Также согласно источникам [14, 15] и результатам анализа литой микроструктуры в сплавах с добавкой Si наблюдается подавление эвтектических реакций $L \rightarrow (\text{Al}) + \text{Al}_6\text{Fe}$, $L \rightarrow (\text{Al}) + \text{Al}_5\text{FeSi}$ и $L \rightarrow (\text{Al}) + \text{Al}_5\text{FeSi} + (\text{Si})$ в присутствии в структуре сплавов фаз $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ и (Si), как видно на рис. 2, в и г.

Фазовые и структурные превращения в образцах экспериментальных сплавов в процессе проведения термической обработки оценивались по изменению величины УЭС и твердости.

Зависимость удельного электросопротивления от температуры отжига имеет сложный характер, как это отражает рис. 4, а. Можно сказать, что наиболее высокие значения УЭС фиксируются у сплавов в исходном состоянии, что объясняется максимальной легированностью твердого раствора (Al). У образца Al1Fe0,3Zr величина УЭС не меняется (изменения сопоставимы с погрешностью прибора) до температуры 350 °C. Такой характер зависимости можно объяснить присутствием в твердом растворе (Al) циркония, не оказывающего влияния на изменение УЭС до этой температуры. Падение значений УЭС для кривой Al1Fe0,3Zr после

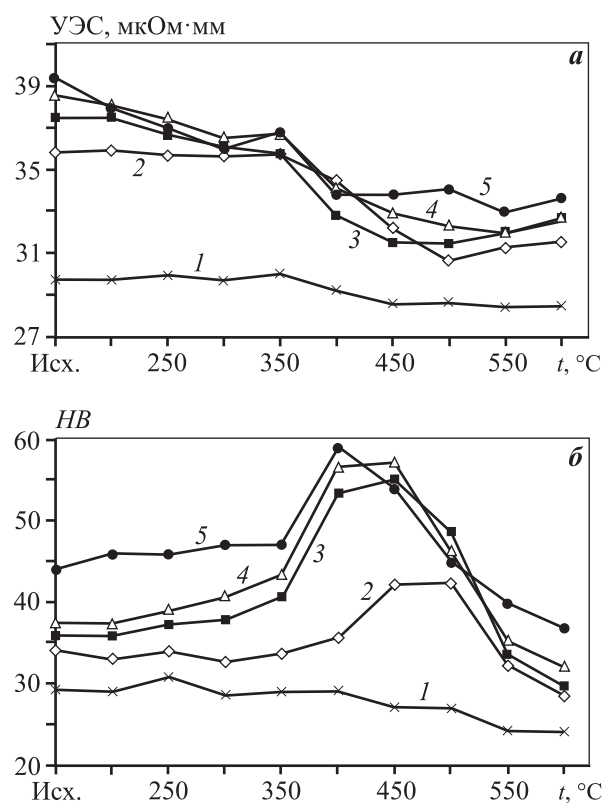


Рис. 4. Графики зависимости УЭС (а) и твердости HB (б) от ступени отжига экспериментальных образцов
1 — Al1Fe, 2 — Al1Fe0,3Zr, 3 — Al1Fe0,3Zr0,25Si, 4 — Al1Fe0,3Zr0,5Si, 5 — Al1Fe0,3Zr1Si

ступенчатого отжига при 350 °C объясняется началом распада твердого раствора по цирконию [2].

Снижение УЭС для сплавов, в состав которых входит кремний, на ступени T300 также объясняется началом выделения из твердого раствора (Al) метастабильных частиц Al_3Zr ($L1_2$). В свою очередь, из анализа зависимостей УЭС и HB (см. рис. 4) от ступени отжига можно сделать вывод об ускорении кремнием распада твердого раствора по цирконию, что согласуется с литературными данными [3–5]. Так, для сплавов, содержащих 0,25 и 1 мас.% Si, разница в значениях УЭС между ступенями отжига T350 и T400 составляет 3,0 мΩ·мм для каждого, а для образца Al1Fe0,3Zr — 1,3 мΩ·мм. При этом сплав Al1Fe0,3Zr0,25Si имеет более низкое значение УЭС на ступени отжига при 400 °C (32,8 мΩ·мм) по сравнению с Al1Fe0,3Zr (34,5 мΩ·мм). Сплав Al1Fe обладает наименьшим значением УЭС среди всех экспериментальных материалов, поскольку не содержит в своем составе элементов (Zr и Si), имеющих значительную для электропроводности растворимость в твердом растворе (Al).

Сплавы с добавкой кремния характеризуются более высокой твердостью в исходном литом состоянии, чем Al1Fe и Al1Fe0,3Zr, поскольку кремний частично находится в составе твердого раствора. При этом наибольшее значение твердости фиксируется у сплава с максимальной концентрацией кремния (1 мас.%) — 59 НВ при отжиге 400 °С. Образцы с добавкой 0,5 и 0,25 мас.% Si, достигая максимума при 400 °С (57 и 54 НВ соответственно), сохраняют этот показатель и при 450 °С, в то время как сплав с 1 мас.% Si испытывает разупрочнение до 54 НВ. Такой характер зависимости можно объяснить повышением растворимости кремния в твердом растворе (Al) с ростом температуры и его количеством, перешедшим в состав (Al) за счет эвтектических включений, преимущественно у образца Al1Fe0,3Zr1Si. Далее сплавы Al1Fe0,3Zr0,25Si и Al1Fe0,3Zr0,5Si после отжига при 450 °С испытывают разупрочнение — сказывается влияние Si в (Al).

Снижение твердости у сплавов с добавкой циркония после 500 °С объясняется трансформацией частиц фазы Al_3Zr из метастабильной модификации $L1_2$ в стабильную $D0_{23}$. Уменьшение твердости сплава Al1Fe можно объяснить фрагментацией железистой фазы Al_6Fe и ее переходом в стабильную Al_3Fe . Сравнивая образцы Al1Fe0,3Zr и Al1Fe0,3Zr0,25Si, можно сделать вывод что при температуре максимального распада твердого раствора (Al) по цирконию (450 °С) [2—5] добавка кремния в количестве 0,25 мас.% приводит к увеличению твердости на 13 НВ и снижению УЭС на 0,7 мкОм·мм. Отжиг по режиму T400 позволяет повысить твердость на 10 НВ у сплава Al1Fe0,3Zr0,25Si

Таблица 3
Результат расчета функции желательности Харрингтона (D)

Сплав	Состояние	УЭС, мкОм·мм	НВ	D
Al1Fe	Исх.	29,7	29	0,258
	T350	30	29	0,253
	T400	29,2	29	0,265
	T450	28,6	27	0,428
Al1Fe0,3Zr	Исх.	35,8	34	0,154
	T350	35,8	34	0,154
	T400	34,5	36	0,217
	T450	32,2	42	0,362
Al1Fe0,3Zr0,25Si	Исх.	37,5	36	0,103
	T350	35,8	41	0,199
	T400	32,8	54	0,441
	T450	31,6	55	0,506
Al1Fe0,3Zr0,5Si	Исх.	38,6	38	0,072
	T350	36,7	43	0,204
	T400	34,1	57	0,471
	T450	32,9	57	0,456
Al1Fe0,3Zr1Si	Исх.	39,4	44	0,058
	T350	36,8	47	0,179
	T400	33,8	59	0,415
	T450	33,8	54	0,387
Удовлетворительный уровень		32,8	45	0,37
Хороший уровень		28,5	65	0,7

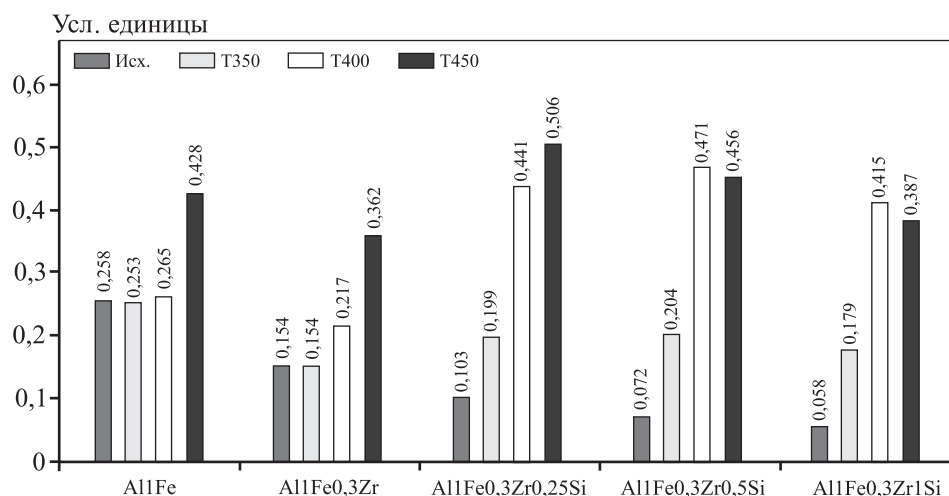


Рис. 5. Обобщенная функция желательности Харрингтона (метод оптимизации)

и на 16 HB у Al1Fe0,3Zr0,5Si по сравнению с образцом Al1Fe0,3Zr , что говорит о положительном влиянии кремния и согласуется с литературными данными [4] об ускорении им распада твердого раствора по цирконию.

По совокупности полученных экспериментальных результатов для определения наилучшего сочетания УЭС и HB для сплавов анализируемых составов использовалась функция желательности Харрингтона (D) [22]. Поскольку ее расчет предполагает определение уровней свойств, то в качестве ориентира были выбраны значения УЭС, удовлетворяющие требованиям ГОСТ Р МЭК 62004-2014. Так как после состояния T450 все сплавы имеют тенденцию к разупрочнению, более высокие температуры отжига не рассматривались. Для расчета были заданы средний уровень свойств 0,37 (HB — 45 и УЭС — 32,8 мКОм·мм) и хороший уровень 0,7 (HB — 65 и УЭС — 28,5 мКОм·мм.) Как видно из данных рис. 5 и табл. 3, по совокупности характеристик твердости и удельного электросопротивления наилучшим образом показал себя сплав состава Al1Fe0,3Zr0,25Si в состоянии T450.

Выводы

1. Изучено влияние отжига на электросопротивление и величину твердости слитков сплавов системы Al—Fe—Si—Zr , содержащих 1 мас.% железа, 0,3 мас.% циркония и 0,25—1,0 мас.% кремния.

2. Показано, что уже при небольших концентрациях кремния (0,25 мас.%) можно ожидать ускоренного распада твердого раствора алюминия (Al) по цирконию, а также фрагментации фазы $\text{Al}_3\text{Fe}_2\text{Si}$ в процессе термообработки, что положительно сказывается на УЭС уже при температуре ступенчатого отжига 400 °С. Большее содержание кремния (0,5 и 1,0 мас.%) в сплаве негативно сказывается на величине УЭС за счет как повышения растворимости кремния в (Al), так и частичного перехода фазы $\text{Al}_3\text{Fe}_2\text{Si}$ в Al_3Fe игольчатой морфологии.

3. Экспериментальными методами показано положительное влияние добавки кремния на величину твердости (HB), коррелируемую с прочностью, за счет ускорения распада по цирконию и присутствия в сплаве частиц фазы $\text{Al}_3\text{Fe}_2\text{Si}$ компактной морфологии в отожженном состоянии при соотношении $\text{Fe} : \text{Si} = 1 : 4$ в условиях ускоренного затвердевания литой заготовки.

4. С помощью функции оптимизации по сово-

купности полученных экспериментальных данных определено оптимальное сочетание основных контролируемых свойств проводниковых сплавов — УЭС и прочности. Наилучшими характеристиками обладает сплав с добавкой 0,25 мас.% Si (Al1Fe0,3Zr0,25Si) после ступенчатого отжига по режиму T450.

Статья подготовлена в рамках Соглашения № 11.7172.2017/8.9 «Исследования в области синтеза конструкционных и функциональных материалов на основе алюминия и железа, функционально-градиентных покрытий нового поколения и создание новых подходов их диагностики».

Литература/References

1. Воронцова Л.А. Алюминий и алюминиевые сплавы в электротехнических изделиях. М.: Энергия, 1971; Vorontsova L.A. Alyuminii i alyuminievye splavy v elektrotekhnicheskikh izdeliyakh [Aluminium and aluminum alloys in electrical products]. Moscow: Energiya, 1971.
2. Белов Н.А., Алабин А.Н., Прохоров А.Ю. Влияние добавки циркония на прочность и электросопротивление холоднокатаных алюминиевых листов. *Изв. вузов. Цвет. металлургия*. 2009. No. 4. С. 42—47; Belov N.A., Alabin A.N., Prohorov A. Yu. Vliyanie dobavki cirkoniya na prochnost i ehlektrosoprotivlenie holodnokatanyh alyuminievyyh listov [The influence of zirconium addition on the strength and electrical resistance of cold-rolled aluminum sheets]. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya*. 2009. No. 4. P. 42—47.
3. Alabin A., Belov N. Effect of iron and silicon on strength and electrical resistivity of Al—Zr wire alloys. In: *Proc. 13-th Inter. Conf. on Aluminum Alloys*. (ICAA13). Pittsburgh: Wiley, 2012. P. 1539—1544.
4. Алабин А.Н., Белов Н.А., Короткова Н.О., Самошина М.Е. Влияние отжига на электросопротивление и упрочнение низколегированных сплавов системы Al—Zr—Si . *МИТОМ*. 2016. No. 9. С. 16—20; Alabin A.N., Belov N.A., Korotkova N.O., Samoshina M.E. Vliyanie otzhiga na ehlektrosoprotivlenie i uprochnenie nizkolegirovannykh splavov sistemy Al—Zr—Si [The effect of annealing on electrical resistivity and hardening of low-alloy alloys of the Al—Zr—Si system]. *MITOM*. 2016. No. 9. P. 16—20.
5. Booth-Morrison C., Mao Z., Diaz M., Dunand D.C., Wolverton C., Seidman D.N. Role of silicon in accelerating the nucleation of $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ precipitates in dilute Al—Sc—Zr alloys. *Acta Mater*. 2012. No. 60. P. 4740—4752.
6. Liu Ya., Tang M., Wu Ch., Wang J., Su X. Progress on phase equilibria of the Al—Si—Zr system at 700 and 900 °C. *J. Alloys and Compounds*. 2017. No. 693. P. 357—365.

7. Gao T., Ceguerra A., Breen A., Liu X., Wu Y., Ringer S. Precipitation behaviors of cubic and tetragonal Zr-rich phase in Al—(Si—)Zr alloys. *J. Alloys and Compounds*. 2016. No. 674. P. 125—130.
8. Энтони У.У., Элиот Ф.Р., Болл М.Д. Алюминий. Свойства и физическое металловедение: Справ. изд. Под ред. Дж.Е. Хэтча. Пер. с англ. М.: Металлургия, 1989; *Entoni U.U., Eliot F.R., Boll M.D. Alyuminii. Svoistva i fizicheskoe metallovedenie* [Aluminum. Properties and physical metallurgy]: Reference book (Ed. J.E. Hatch). Moscow: Metallurgiya, 1989.
9. Belov N.A., Aksenov A.A., Eskin D.G. Iron in aluminum alloys: impurity and alloying element. London: Francis and Taylor, 2002.
10. Uliasz P., Knych T., Mamala A., Smyrak B. Investigation in properties' design of heat resistant Al—Zr—Sc alloy wires assigned for electrical application' in aluminum alloys: their physical and mechanical properties (Eds. J. Hirsch. B. Scrotzki, G. Gottstein). In: *Proc. 11-th Inter. Conf. on Aluminum Alloys* (ICAA11). Germany, Aachen, 2008. P. 248—255.
11. Deschamp A., Guyo P. In situ small-angle scattering study of the precipitation kinetics in an Al—Zr—Sc alloy. *Acta Mater.* 2007. No. 55. P. 2775—2783.
12. Booth-Morrison C., Seidman D. N., Dunand D.C. Effect of Er additions on ambient and high-temperature strength of precipitation-strengthened Al—Zr—Sc—Si alloys. *Acta Mater.* 2012. No. 60. P. 3643—3654.
13. Zadirli E., Tecer H., Sahin M., Yılmaz E., Kirindi T., Гындыз М. Effect of heat treatments on the microhardness and tensile strength of Al—0,25 wt.% Zr alloy. *J. Alloys and Compnd.* 2015. No. 632. P. 229—237.
14. Guo C., Du Z., Li C., Zhang B., Tao M. Thermodynamic description of the Al—Fe—Zr system. *Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry*. 2008. No. 32. P. 637—649.
15. Moustafa M.A. Effect of iron content on the formation of β -Al₃FeSi and porosity in Al—Si eutectic alloys. *J. Mater. Proces. Technol.* 2009. No. 209. P. 605—610.
16. Mahmoud A.E., Mahfouz M.G., Gad-Elrab H.G. Influence of zirconium on the grain refinement of Al 6063 alloy. *J. Eng. Res. Appl.* 2014. P. 188—194.
17. Беспалов В.М. Исследование совмещенных процессов обработки сплавов системы Al—Zr для получения длинномерных деформированных полуфабрикатов электротехнического назначения: Авторефер. дис. канд. техн. наук. Красноярск: СФУ, 2014; *Bespalov V.M. Issledovanie sovmeshchennyh processov obrabotki splavov sistemy Al—Zr dlya polucheniya dlinnomernyh deformirovannyh polufabrikatov ehlektrotekhnicheskogo naznacheniya* [Research of the combined processes of processing of alloys of the Al—Zr system for obtaining long-dimensioned deformed semifinished products of electrotechnical]: Abstr. of Diss. PhD. Krasnoyarsk: SibFU, 2014.
18. Deng Y., Yin Zh., Pan Q., Xu G., Duan Yu., Wang Y. Nano-structure evolution of secondary Al₃(Sc_{1-x}Zr_x) particles during superplastic deformation and their effects on deformation mechanism in Al—Zn—Mg alloys. *J. Alloys and Compnd.* 2017. No. 695. P. 142—153.
19. Taendl J., Orthacker A., Amenitsch H., Kothleitner G., Poletti C. Influence of the degree of scandium supersaturation on the precipitation kinetics of rapidly solidified Al—Mg—Sc—Zr alloys. *Acta Mater.* 2016. No. 117. P. 43—50.
20. Lin Y.C., Xia Yu.-Chi., Qiang Jiang Yu., Hua-Min Zhou, Lei-Ting Li. Precipitation hardening of 2024-T3 aluminum alloy during creep aging. *Mater. Sci. Eng. A*. 2013. No. 565. P. 420—429.
21. Muggerud A. Marie F., Mørtzell E. A., Li Ya., Holmestad R. Dispersoid strengthening in AA3xxx alloys with varying Mn and Si content during annealing at low temperatures. *Mater. Sci. Eng. A*. 2013. No. 567. P. 21—28.
22. Harrington E. The desirability function. *Industrial Quality Control*. 1965. No. 21. P. 494—498.