

## ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА НА ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЕ И ТВЕРДОСТЬ ГОРЯЧЕКАТАНЫХ ЛИСТОВ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ, СОДЕРЖАЩИХ ДО 0,5 % Zr

© 2016 г. **Н.А. Белов, А.М. Достаева, П.К. Шуркин, Н.О. Короткова, А.А. Яковлев**

Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва  
Карагандинский государственный технический университет (КарГТУ), Респ. Казахстан

*Статья поступила в редакцию 11.09.14 г., доработана 01.03.16 г., подписана в печать 07.03.16 г.*

Проведено исследование влияния многоступенчатого отжига до 650 °С на величину удельного электросопротивления и твердость горячекатанных листов низколегированных алюминиевых сплавов, содержащих до 0,5 мас.% Zr. Экспериментальные образцы получены в условиях, приближенных к реализуемым на промышленных установках непрерывного литья и прокатки. Описаны методики проведения испытаний, в том числе термической обработки. Осуществлен металлографический анализ литой (исходной) структуры, а также структуры экспериментальных образцов, прошедших деформацию. По результатам выполненных физико-механических испытаний построены зависимости удельного электросопротивления ( $\rho$ ) и твердости от температуры последней ступени отжига. Расчетными и экспериментальными методами установлено, что величина  $\rho$  в основном зависит от концентрации циркония в твердом растворе алюминия. Определено оптимальное соотношение между концентрацией циркония в сплаве и температурой отжига, позволяющее получить наилучшее сочетание характеристик твердости и удельного электросопротивления.

**Ключевые слова:** алюминий электротехнический, алюминиевая катанка, термообработка, фазовый состав, микроструктура.

**Белов Н.А.** – докт. техн. наук, профессор кафедры литейных технологий и художественной обработки материалов (ЛТиХОМ) МИСиС, зам. директора Инжинирингового центра «Литейные технологии и материалы» (ИЦ «ЛТМ») МИСиС (119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4). E-mail: nikolay-belov@yandex.ru.

**Достаева А.М.** – канд. техн. наук, ст. преподаватель кафедры нанотехнологий и металлургии КарГТУ (100027, Респ. Казахстан, г. Караганда, б-р Мира, 56). E-mail: ardak\_erkekyz@mail.ru.

**Шуркин П.К.** – магистрант кафедры ЛТиХОМ МИСиС. E-mail: pa.shurkin@yandex.ru.

**Короткова Н.О.** – аспирант кафедры ЛТиХОМ МИСиС. E-mail: kruglova.natalie@gmail.com.

**Яковлев А.А.** – канд. техн. наук, начальник участка ИЦ «ЛТМ». E-mail: yakovlev.misis@gmail.com.

**Для цитирования:** Белов Н.А., Достаева А.М., Шуркин П.К., Короткова Н.О., Яковлев А.А. Влияние отжига на электросопротивление и твердость горячекатанных листов алюминиевых сплавов, содержащих до 0,5 мас.% Zr // Изв. вузов. Цвет. металлургия. 2016. No. 3. С. 48–55. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2016-3-48-55.

*Belov N.A., Dostaeva A.M., Shurkin P.K., Korotkova N.O., Yakovlev A.A.*

### **Impact of annealing on electrical resistivity and hardness of hot-rolled alloyed aluminum sheets with Zr content up to 0,5 wt.%**

The study covers the influence of multi-stage annealing (up to 650 °C) on the value of electrical resistivity and hardness of low-alloy hot-rolled sheets made of aluminum alloys containing up to 0,5 wt.% of Zr. Experimental samples were produced in conditions close to those implemented in industrial machines for continuous casting and rolling. Testing methods including heat treatment were described. The structure of the cast (initial structure) as well as the structure of deformed experimental samples was analyzed. The graphs of the specific electrical resistivity ( $\rho$ ) and hardness dependence on the temperature of the last annealing stage were drawn according to the results of the physical and mechanical tests. It was determined by computational and experimental techniques that the  $\rho$  value depends mainly on zirconium content in aluminum solid solution. The optimal ratio between zirconium content in alloy and annealing temperature providing the best combination of hardness and electrical resistivity was defined.

**Keywords:** electrical aluminum, aluminum rod, heat treatment, phase composition, microstructure.

**Belov N.A.** – Dr. Sci. (Eng.), professor of the Department of foundry technologies and material art working (FT&MAW), deputy director of the Engineering Centre «Foundry technologies and materials», National University of Science and Technology «MISIS» (NUST «MISIS») (119049, Russia, Moscow, Leninsky pr., 4). E-mail: nikolay-belov@yandex.ru.

**Dostaeva A.M.** – Ph.D., senior lecturer, Department of nanotechnology and metallurgy, Karaganda State Technical University (100027, Resp. Kazakhstan, Karaganda, b. Mira, 56). E-mail: ardak\_erkekyz@mail.ru.

**Shurkin P.K.** – master's degree student, Department of FT&MAW, NUST «MISIS». E-mail: pa.shurkin@yandex.ru.

**Korotkova N.O.** – postgraduate student, Department of FT&MAW, NUST «MISIS». E-mail: kruglova.natalie@gmail.com.

**Yakovlev A.A.** – Cand. Sci. (Eng.), section manager, the Engineering Centre «Foundry technologies and materials», NUST «MISIS». E-mail: yakovlev.misis@gmail.com.

**Citation:** Belov N.A., Dostaeva A.M., Shurkin P.K., Korotkova N.O., Yakovlev A.A. Vliyaniye otzhiga na elektrosoprotivlenie i tverdosť goryachekatanykh listov alyuminievykh splavov, sodержashchikh do 0,5 mas.% Zr. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya*. 2016. No. 3. P. 48–55. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2016-3-48-55.

## Введение

В последние годы в энергетике наблюдается устойчивый интерес к алюминиевым сплавам, которые сочетают высокую электропроводность и достаточную прочность, сохраняющуюся после нагревов вплоть до 250–300 °С. Традиционные провода, сделанные из технического алюминия марки А5Е, не удовлетворяют данным требованиям, поскольку они сильно разупрочняются даже после кратковременных нагревов при таких температурах [1, 2]. Для решения данной проблемы наиболее перспективно создание провода, выполненного из низколегированного алюминиевого сплава с добавкой циркония [3–6].

Исходной заготовкой для алюминиевой проволоки, из которой делают провода, является катанка, которую, как правило, получают способом непрерывного литья и прокатки [7], в частности на установках типа «Properzzi» и «Southwire». Достижение требуемых характеристик на проволоке, изготовленной из сплава Al–Zr, прежде всего удельного электрического сопротивления (УЭС) и прочности (после нагревов до 300 °С), определяется микроструктурой катанки. Термостойкость алюминиевой проволоки зависит от концентрации циркония в сплаве, а также от технологических режимов плавки, литья и термической обработки.

Положительное влияние циркония на термостойкость обусловлено наночастицами фазы  $L1_2$   $Al_3Zr$ , которые формируются в катанке в процессе отжига [8–10]. Именно данный процесс является ключевым, что и определило задачи, поставленные в данной работе:

а) получить горячекатаные листы алюминиевых сплавов, содержащих до 0,5 мас.% Zr, в условиях, приближенных к тем, которые реализуются на промышленных установках непрерывного литья и прокатки;

б) изучить влияние температуры отжига (до 650 °С включительно) на электросопротивление и твердость этих листов;

в) обосновать оптимальное соотношение между концентрацией циркония и температурой отжига.

## Методика эксперимента

Основными объектами исследования были листы алюминиевых сплавов, содержащих до 0,5 % Zr. Экспериментальные сплавы готовили в электрической печи сопротивления в графитошамотном тигле из первичного алюминия марки А7Е (ГОСТ 11069-2001). Цирконий вводили в расплав в виде лигатуры Al–15%Zr (ГОСТ 53777-2010) при  $t = 850 \div 900$  °С (заведомо выше ликвидуса) [11]. Плоские слитки с размерами 40×120×200 мм получали литьем в графитовую изложницу. Из этих слитков изготавливали листы (рис. 1) по следующему режиму: нагрев литых слитков до 450 °С и далее прокатка за 6 проходов до листа толщиной 5 мм, что соответствует степени обжатия 87,5 %.

Анализ химического состава сплавов проводили на эмиссионном спектрометре ARL4460 — результаты приведены в табл. 1.

Отжиг листов осуществляли в муфельной электропечи СНОЛ по ступенчатым режимам при  $t = 300 \div 650$  °С с шагом 50 °С и выдержкой 3 ч на каждой ступени (табл. 2) с точностью поддержания температуры в пределах  $\pm 5$  °С.

Для каждого режима измеряли удельную электрическую проводимость ( $\Omega$ ) и твердость по Виккерсу ( $HV$ ). Значения  $\Omega$  определяли методом



**Рис. 1.** Внешний вид экспериментального слитка и полученный из него лист

Таблица 1

**Химический состав экспериментальных сплавов**

Сплав		Концентрация, мас.%			
№	Обозначение	Si	Fe	Zr	Al
1	00Zr	0,073	0,140	—	Основа
2	02Zr	0,072	0,139	0,180	Основа
3	03Zr	0,074	0,131	0,283	Основа
4	04Zr	0,080	0,140	0,380	Основа
5	05Zr	0,075	0,133	0,476	Основа

Таблица 2

**Режимы отжига слитков сплавов системы Al–Zr–Si**

Обозначение	Режим отжига
T300	300 °С, 3 ч
T350	T300 +350 °С, 3 ч
T400	T350 +400 °С, 3 ч
T450	T400 +450 °С, 3 ч
T500	T450 +500 °С, 3 ч
T550	T500 +550 °С, 3 ч
T600	T550 +600 °С, 3 ч
T650	T600 +650 °С, 3 ч

вихревых токов на приборе ВЭ-26НП, а затем их пересчитывали в УЭС ( $\rho$ ). Твердость по Виккерсу оценивали на твердомере «Wilson Wolpert 930 N» при следующих параметрах: нагрузка — 50 Н, время выдержки — 15 с.

Микроструктуру слитков и листов изучали на световом (СМ) и электронном сканирующем (СЭМ) микроскопах — «Axio Observer MAT» и «Tescan VEGA 3» соответственно. Для приготовления шлифов использовали как механическую, так и электролитическую полировку, которую выполняли при напряжении 12 В в электролите, содержащем 6 частей  $C_2H_5OH$ , 1 часть  $HClO_4$  и 1 часть глицерина.

Изучение тонкой структуры (прежде всего, с целью выявления вторичных выделений  $Al_3Zr$ ) проводили на просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ) высокого разрешения JEM2100 с ускоряющим напряжением 200 кВ. Объектами исследования были фольги, полученные утонением из листов.

Для количественного анализа фазового состава (расчет массовой доли фаз и концентраций элементов в алюминиевом твердом растворе — далее

(Al)) использовали программу «Thermo-Calc» (база данных TTAL5).

### Экспериментальные результаты и их обсуждение

Металлографический анализ слитков показывает отсутствие различий в микроструктурах экспериментальных сплавов, поскольку цирконий при кристаллизации полностью вошел в состав алюминиевого твердого раствора, а концентрации Fe и Si примерно одинаковы (см. табл. 1). Наблюдаемая микроструктура всех Al–Zr-сплавов практически не отличается от микроструктуры электролитического алюминия марки А7Е: отмечаются включения фазы (Al, Fe, Si) в виде скелетообразных фрагментов или прожилок по границам дендритных ячеек (Al) [12]. В процессе прокатки равноосная зеренная структура трансформировалась в волокнистую, включения железосодержащей фазы также вытянулись.

Отжиг не оказывает заметного влияния на структуру, выявляемую световым микроскопом, поэтому структурные и фазовые превращения в процессе отжига оценивали по изменению УЭС и твердости, а также по результатам расчета. Согласно диаграмме состояния Al–Zr, экспериментальные сплавы (если не учитывать примеси Fe и Si) почти при всех температурах попадают в двухфазную область (Al) +  $Al_3Zr$  (см. рис. 2). Исключения составляют сплавы 02Zr и 03Zr, которые при  $t = 650$  °С должны быть однофазными. Количественные значения параметров фазового состава при характерных температурах приведены в табл. 3. Расчет проводили как для стабильного, так и для метастабильного равновесия, соответственно чему образуются фазы  $D0_{23}$  и  $L1_2$  [13]. Из табл. 3 видно, что растворимость Zr в (Al) заметно увеличивается при  $t > 400$ –450 °С. При этом растворимость по

Таблица 3  
**Расчетные параметры структуры экспериментальных сплавов после разных режимов отжига**

Сплав	$t, ^\circ\text{C}$	Стабильное равновесие		Метастабильное равновесие	
		$C_{\text{Zr-(Al)}}, \text{ мас.}\%$	$Q, \text{ мас.}\%$	$C_{\text{Zr-(Al)}}, \text{ мас.}\%$	$Q, \text{ мас.}\%$
02Zr	300	0,003	0,33	0,037	0,27
	350	0,009	0,32	0,072	0,20
	400	0,019	0,30	0,125	0,10
	450	0,038	0,27	0,180	0
	500	0,068	0,21	0,180	0
	550	0,113	0,13	—	—
	600	0,178	<0,01	—	—
	650	0,180	0	—	—
03Zr	300	0,003	0,52	0,037	0,46
	350	0,009	0,51	0,072	0,39
	400	0,019	0,49	0,125	0,29
	450	0,038	0,46	0,203	0,14
	500	0,068	0,40	0,283	0
	550	0,113	0,32	—	—
	600	0,178	0,19	—	—
	650	0,267	0,02	—	—
04Zr	300	0,003	0,71	0,037	0,65
	350	0,009	0,70	0,072	0,58
	400	0,019	0,68	0,125	0,48
	450	0,038	0,65	0,203	0,33
	500	0,068	0,59	0,309	0,14
	550	0,113	0,51	—	—
	600	0,178	0,38	—	—
	650	0,267	0,21	—	—
05Zr	300	0,003	0,90	0,037	
	350	0,009	0,89	0,072	
	400	0,019	0,87	0,125	
	450	0,038	0,84	0,203	
	500	0,068	0,78	0,309	
	550	0,113	0,69	—	—
	600	0,178	0,57	—	—
	650	0,267	0,40	—	—

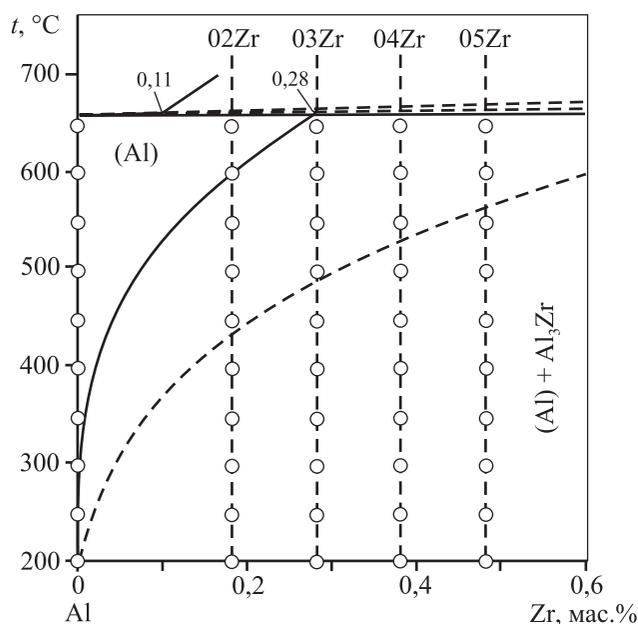
Примечание.  $C_{\text{Zr-(Al)}}$  — концентрация циркония в алюминиевом твердом растворе;  $Q$  — массовая доля фазы  $\text{Al}_3\text{Zr}$ .

метастабильному варианту, по сравнению со стабильным, существенно выше.

Зависимости УЭС экспериментальных сплавов от температуры последней ступени отжига имеют сложный характер (рис. 3, а). В отличие от нелегированного алюминия (сплав 00Zr), у которого разброс значений УЭС (в зависимости от режима

отжига) сопоставим с экспериментальной погрешностью, в сплавах с добавкой циркония выявляются значимые изменения. Особенно они велики при максимальной концентрации циркония в сплаве ( $C_{\text{Zr}}$ ) — так, разница в значениях  $\rho$  у сплава 05Zr составляет  $5,4 \cdot 10^{-9}$  Ом·м (или ~15 %).

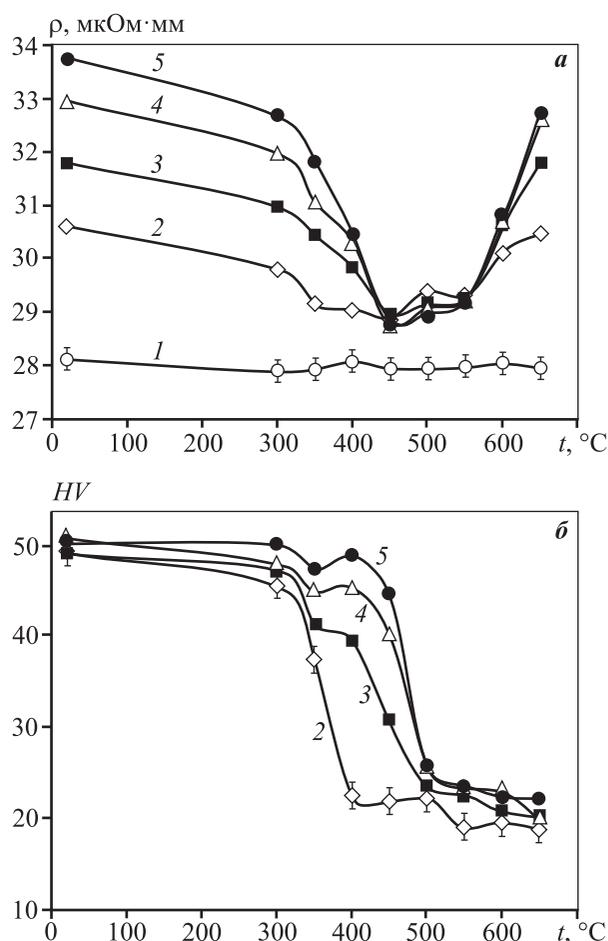
Как следует из зависимостей, показанных на



**Рис. 2.** Фрагмент диаграммы состояния Al–Zr с отмеченными состояниями экспериментальных сплавов при разных режимах отжига (см. табл. 2) Штриховая линия – сольвус метастабильной фазы L1<sub>2</sub>

рис. 3, а, при использовании многоступенчатого отжига минимальные значения УЭС достигаются при  $t = 450\text{ °C}$ , что может быть обусловлено максимальным снижением концентрации циркония в алюминиевом твердом растворе ( $C_{Zr-(Al)}$ ). Это не согласуется с расчетными данными по метастабильному варианту, согласно которым величина  $C_{Zr-(Al)}$  при этой температуре весьма значительна (см. табл. 3). Данному факту можно найти два объяснения. Во-первых, при низких температурах ( $<400\text{ °C}$ ) диффузия циркония в (Al) сравнительно мала, поэтому процесс полного распада требует существенно большего времени [14, 15]. В частности, по данным [10], даже 500-часовой отжиг при  $t = 300\text{ °C}$  недостаточен. Во-вторых, при  $t = 450\text{ °C}$ , вероятно, следует ориентироваться на равновесную растворимость Zr в (Al) (для фазы D0<sub>23</sub>), которая существенно меньше, чем для метастабильного варианта (см. рис. 2, табл. 3). Дальнейший рост значений УЭС после отжига при  $t = 450\text{ °C}$  можно объяснить повышением растворимости Zr в (Al), что в данном случае подтверждается расчетным методом (см. табл. 3)

Из зависимостей твердости от температуры последней ступени отжига (см. рис. 3, б) следует, что деформационное упрочнение у всех Zr-содержащих сплавов сохраняется до  $t = 300\text{ °C}$  включительно. Следует отметить, что технический алю-

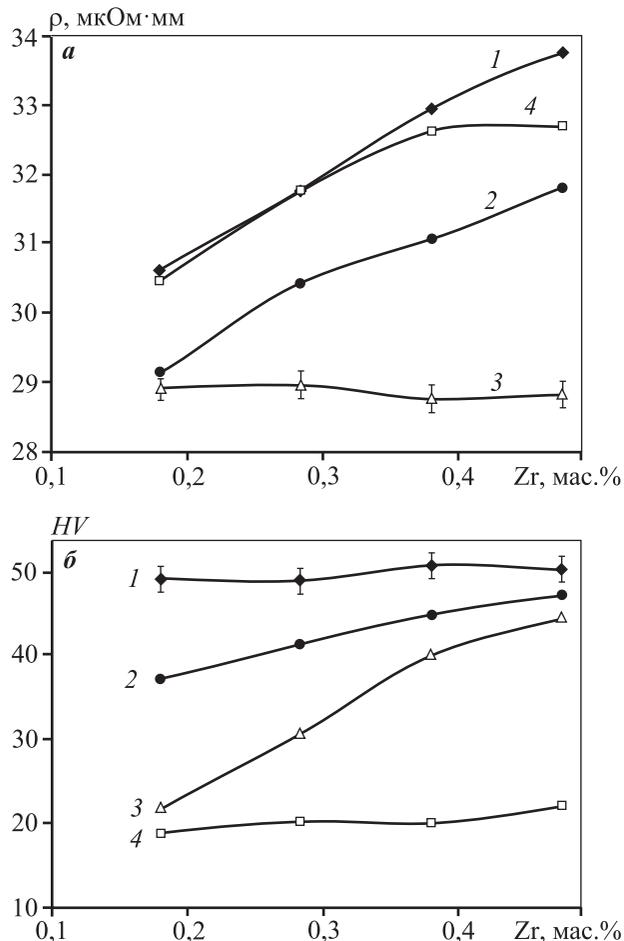


**Рис. 3.** Влияние температуры последней ступени отжига на удельное электросопротивление (а) и твердость (б) листов экспериментальных сплавов 1 – 00Zr, 2 – 02Zr, 3 – 03Zr, 4 – 04Zr, 5 – 05Zr

миний (в частности, в виде листов) при этой температуре полностью разупрочняется: его твердость не превышает 20 HV [2]. При повышении температуры начинает сказываться влияние величины  $C_{Zr}$ . В сплавах 02Zr и 03Zr заметное разупрочнение наблюдается при 350 и 400 °C соответственно. В более легированных сплавах 04Zr и 05Zr твердость достаточно высока и при  $t = 450\text{ °C}$ . При  $t \geq 500\text{ °C}$  все сплавы сильно разупрочняются, разница между ними нивелируется.

Более наглядно влияние величины  $C_{Zr}$  на УЭС и твердость после наиболее характерных режимов отжига отражено на рис. 4. В исходном состоянии зависимость между  $\rho$  и  $C_{Zr}$  близка к линейной (с небольшим отклонением в сторону снижения при повышенных значениях  $C_{Zr}$ ) (см. рис. 4, а). Это можно объяснить тем, что в процессе получения листов цирконий в основном остался в (Al) и только в сплавах 04Zr и 05Zr, вероятно, прошел

небольшой распад. Зависимость  $\rho$ — $C_{Zr}$  для состояния Т350 имеет близкий характер, но сами значения  $\rho$  ниже примерно на  $(1,5 \div 2,0) \cdot 10^{-9}$  Ом·м, что свидетельствует о частичном выделении Zr из (Al).

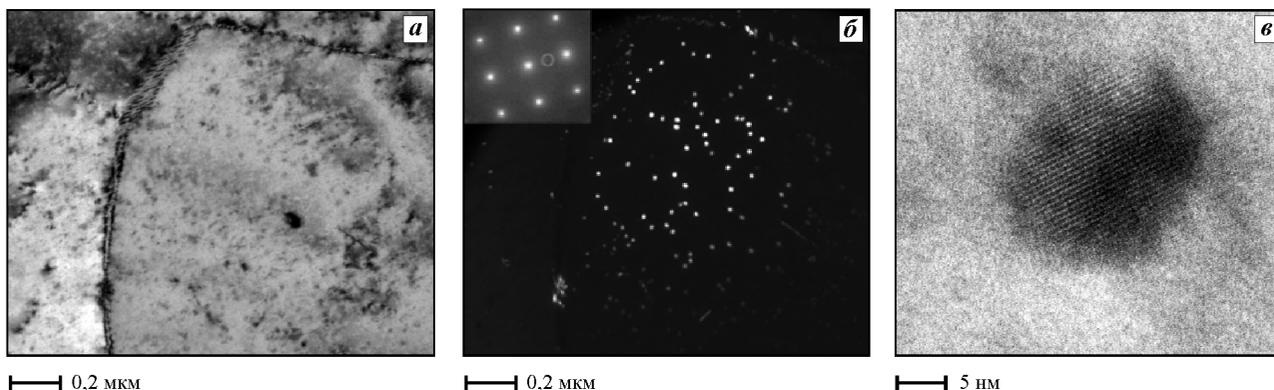


**Рис. 4.** Влияние концентрации циркония на удельное электросопротивление (*a*) и твердость (*b*) листов после разных режимов отжига  
1 – исходное состояние, 2 – режим Т350, 3 – Т450, 4 – Т650

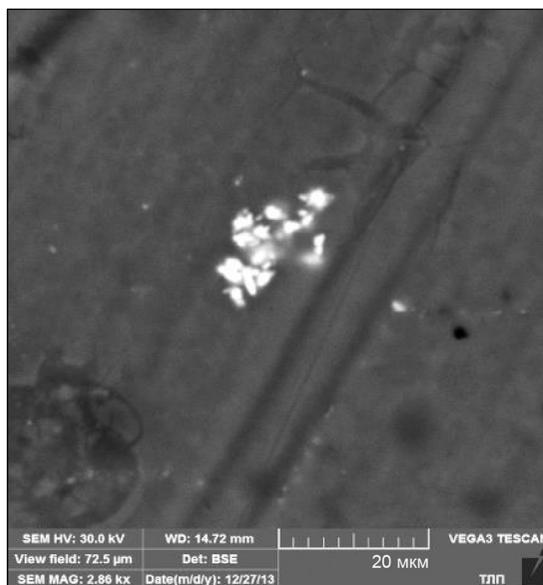
Наиболее интересная картина наблюдается в состоянии Т450, при котором величина УЭС практически не зависит от  $C_{Zr}$ . Отсюда можно заключить, что влияние вторичных выделений  $Al_3Zr$  на УЭС намного меньше по сравнению с влиянием  $C_{Zr-(Al)}$ . Это следует из того, что экспериментальные сплавы в данном состоянии отличаются только количеством Zr-содержащих частиц (см. табл. 3). После отжига при  $t = 650$  °С (состояние Т650, см. рис. 4, *a*) разница между сплавами также обусловлена величиной  $C_{Zr-(Al)}$ , которая, согласно диаграмме Al—Zr, может достигать 0,28 мас.% (см. рис. 2).

Зависимости твердости от  $C_{Zr}$  (см. рис. 4, *b*) обусловлены, главным образом, количеством наночастиц фазы  $L1_2$  ( $Al_3Zr$ ), которые определяют сохранение наклепа. Наиболее заметно влияние  $C_{Zr}$  проявляется после отжига по режимам Т350, Т400 и Т450, когда количество этих наночастиц в каждом сплаве максимально. Средний размер этих частиц не превышает 10 нм, о чем свидетельствует рис. 5, *в*, демонстрирующий частицу фазы  $Al_3Zr$ , полученную в увеличении с электронограммы на рис. 5, *б*. При нагреве свыше 450 °С происходят огрубление частиц и последующая их трансформация в стабильную фазу  $D0_{23}$ , которую можно увидеть методом СЭМ. После отжига по режиму Т600 размер выделений стабильной фазы достигает 2 мкм (рис. 6).

С точки зрения получения наибольшего упрочнения весь цирконий должен быть связан в наночастицы фазы  $L1_2$ , а для этого температура отжига должна быть наименьшей, поскольку в этом случае равновесные значения  $C_{Zr}$  минимальны (см. табл. 3). Очевидно, что для практического применения этот путь неприемлем, так как необходимое время выдержки слишком велико. Кроме того,



**Рис. 5.** Выделения метастабильной фазы  $Al_3Zr$  ( $L1_2$ ) в сплаве 03Zr после отжига по режиму Т400 (см. табл. 1, 2) (ПЭМ)  
*a* – изображение границы зерна на реплике; *б* – темнопольное изображение с электронограммой; *в* – частица  $Al_3Zr$  в светлом поле



**Рис. 6.** Выделения стабильной фазы  $Al_3Zr$  ( $D0_{23}$ ) в сплаве 04Zr после отжига по режиму T600 (см. табл. 1, 2) (СЭМ)

необходимо принять во внимание, что термостойкие сплавы следует подвергать стабилизирующей термообработке при температуре, превышающей максимальную рабочую температуру. Из полученных экспериментальных данных и результатов расчета можно сделать следующий вывод: наилучших значений УЭС и твердости (которая имеет тесную корреляцию с прочностными свойствами) можно добиться, если температура термообработки находится в пределах 400–450 °С, а концентрация циркония составляет не менее 0,3 %. В частности, отжиг горячекатаных листов сплава 05Zr по режиму T450 позволяет получить УЭС всего на 3 % выше, чем у технического алюминия марки А5Е. При этом твердость данного сплава более чем в 2 раза выше.

## Выводы

**1.** Изучено влияние режимов отжига (до 650 °С включительно) на удельное электросопротивление и твердость горячекатаных листов алюминиевых сплавов, содержащих до 0,5 мас.% Zr, полученных в условиях, приближенных к тем, которые реализуются на промышленных установках непрерывного литья и прокатки.

**2.** С использованием расчетных и экспериментальных методов установлено, что УЭС в основном зависит от концентрации циркония в алюминиевом твердом растворе, которая после 3-часо-

вой выдержки минимальна при  $t = 450$  °С. С другой стороны, термостойкость обусловлена, главным образом, количеством наночастиц фазы  $L1_2$  ( $Al_3Zr$ ), которые определяют сохранение деформационного упрочнения.

**3.** Показано, что наилучшего сочетания значений УЭС, прочности и термостойкости можно добиться, если температура термообработки находится в пределах 400–450 °С, а концентрация циркония составляет не менее 0,3 %.

*Работа проведена в рамках соглашения № 14.578.21.0004 (уникальный идентификатор проекта RFMEFI57814X0004) о предоставлении субсидии Минобрнауки России в рамках реализации ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014–2020 годы», а также гранта Президента Российской Федерации для поддержки ведущих научных школ (НШ-9899.2016.8).*

## Литература

1. 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.
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.
3. Uliasz P., Knych T., Mamala A., Smyrak B. Aluminium alloys / Eds. J. Hirsch, B. Skrotzki, G. Gottstein. Weinheim: WILEY-VCH, 2008. P. 248–255.
4. Zhou W.W., Cai B., Li W.J., Liu Z.X., Yang S. Heat-resistant Al–0.2Sc–0.04Zr electrical conductor // Mater. Sci. Eng. A. 2012. No. 552. P. 353–358.
5. Belov N.A. Principles of optimising the structure of creep-resisting casting aluminium alloys using transition metals // J. Adv. Mater. 1994. No. 1 (4). P. 321–329.
6. Kenichi Sato, Kazuhisa Yamauchi, Yasumasa Hanaki. High conductive heat-resistant aluminum alloy: Pat. 4402763 (USA). 1983.
7. Воронцова Л.А. Алюминий и алюминиевые сплавы в электротехнических изделиях. М.: Энергия, 1971.
8. Booth-Morrison C., Dunand D.C., Seidman D.N. Coarsening resistance at 400 °C of precipitation-strengthened Al–Zr–Sc–Er alloys // Acta Mater. 2011. No. 59. P. 7029–7042.
9. Knipling K.E., Karnesky R.A., Lee C.P., Dunand D.C., Seidman D.N. Precipitation evolution in Al–0.1Sc, Al–0.1Zr and Al–0.1Sc–0.1Zr (at.%) alloys during isochronal aging // Acta Mater. 2010. No. 58. P. 5184–5195.

10. Белов Н.А., Алабин А.Н., Прохоров А.Ю., Скворцов Н.В. Влияние промежуточного отжига на электросопротивление проволоки низколегированных алюминиевых сплавов системы Al—Zr—Fe—Si // *Металловедение и терм. обраб. металлов*. 2012. No. 4. С. 14—19.
11. Мондольфо Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов: Пер. с англ. М.: Металлургия, 1979.
12. Belov N.A., Aksenov A.A., Eskin D.G. Iron in aluminum alloys: impurity and alloying element. London: Francis and Taylor, 2002.
13. Sigli C. Zirconium solubility in aluminum alloys // *Proc. ICAA9* (Brisbane, August 2004). P. 1353—1358.
14. Lefebvre W., Danoix F., Hallem H., Forbord B., Bostel A., Marthinsen K. Precipitation kinetic of Al<sub>3</sub>(Sc,Zr) dispersoids in aluminium // *J. Alloys Compd.* 2009. No. 470. P. 107—110.
15. Knipling K.E., Dunand D.C., Seidman D.N. Precipitation evolution in Al—Zr and Al—Zr—Ti alloys during isothermal aging at 375—425 °C // *Acta Mater.* 2008. No. 56. P. 114—127.
5. Belov N.A. Principles of optimising the structure of creep-resisting casting aluminium alloys using transition metals. *J. Adv. Mater.* 1994. No. 1 (4). P. 321—329.
6. Kenichi Sato, Kazuhisa Yamauchi, Yasumasa Hanaki. High conductive heat-resistant aluminum alloy: Pat. 4402763 (USA). 1983.
7. Vorontsova L.A. Alyuminii i alyuminievye splavy v elektrotekhnicheskikh izdeliyakh [Aluminium and aluminum alloys in electrical products]. Moscow: Energiya. 1971.
8. Booth-Morrison C., Dunand D.C., Seidman D.N. Coarsening resistance at 400 °C of precipitation-strengthened Al—Zr—Sc—Er alloys. *Acta Mater.* 2011. No. 59. P. 7029—7042.
9. Knipling K.E., Karnesky R.A., Lee C.P., Dunand D.C., Seidman D.N. Precipitation evolution in Al—0.1Sc, Al—0.1Zr and Al—0.1Sc—0.1Zr (at.%) alloys during isochronal aging. *Acta Mater.* 2010. No. 58. P. 5184—5195.
10. Belov N.A., Alabin A.N., Prohorov A.Yu., Skvortsov N.V. Vliyanie promezhutochnogo otzhiga na elektrosoprotivlenie provoloki nizkolegirovannykh alyuminievyykh splavov sistemy Al—Zr—Fe—Si [Influence of intermediate annealing on the electrical resistance of the wire low-alloy aluminum alloys of Al—Zr—Fe—Si]. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*. 2012. No. 4. P. 14—19.

## References

1. Eentoni U.U., Eliot F.R., Boll M.D. Alyuminii. Svoistva i fizicheskoe metallovedenie [Aluminum. Properties and physical metallurgy]: Reference book under the editorship. Ed. J.E. Hatch. Moscow: Metallurgiya, 1989.
2. Belov N.A., Alabin A.N., Prohorov A.Ju. Vliyanie dobavki tsirkoniya na prochnost' i elektrosoprotivlenie kholodnokatanykh alyuminievyykh listov [Effect of additives on the strength of zirconium, and cold-rolled aluminum sheet resistivity]. *Izv. vuzov. Tsvet. metallurgiya*. 2009. No. 4. P. 42—47.
3. Uliasz P., Knych T., Mamala A., Smyrak B. Aluminium alloys. Eds. J. Hirsch, B. Skrotzki, G. Gottstein. Weinheim: WILEY-VCH, 2008. P. 248—255.
4. Zhou W.W., Cai B., Li W.J., Liu Z.X., Yang S. Heat-resistant Al—0.2Sc—0.04Zr electrical conductor. *Mater. Sci. Eng. A*. 2012. No. 552. P. 353—358.
11. Mondol'fo L.F. Struktura i svoistva alyuminievyykh splavov [The structure and properties of aluminum alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1979.
12. Belov N.A., Aksenov A.A., Eskin D.G. Iron in aluminum alloys: impurity and alloying element. London: Francis and Taylor, 2002
13. Sigli C. Zirconium solubility in aluminum alloys. In: *Proc. ICAA9* (Brisbane, August 2004). P. 1353-1358.
14. Lefebvre W., Danoix F., Hallem H., Forbord B., Bostel A., Marthinsen K. Precipitation kinetic of Al<sub>3</sub>(Sc,Zr) dispersoids in aluminium. *J. Alloys Compd.* 2009. No. 470. P. 107—110.
15. Knipling K.E., Dunand D.C., Seidman D.N. Precipitation evolution in Al—Zr and Al—Zr—Ti alloys during isothermal aging at 375—425 °C. *Acta Mater.* 2008. No. 56. P. 114—127.