

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.715:539.25

ВЛИЯНИЕ ДОБАВКИ КАЛЬЦИЯ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПРОВОДНИКОВОГО СПЛАВА Al–0.5% Fe–0.2% Si–0.2% Zr–0.1% Sc

© 2020 г. Н. О. Короткова^а, *, Н. А. Белов^а, Н. Н. Авксентьева^а, А. А. Аксенов^а

^аНИТУ “МИСус”, Ленинский пр., 4, Москва, 119049 Россия

*e-mail: kruglova.natalie@gmail.com

Поступила в редакцию 23.05.2019 г.

После доработки 25.06.2019 г.

Принята к публикации 13.08.2019 г.

Рассмотрен низколегированный сплав системы Al–Ca–Fe–Si–Zr–Sc. Образцы сплава получены в состояниях и при условиях, моделирующих промышленный технологический процесс получения проволоки. Исследовано влияние термообработки на удельную электропроводность и твердость сплава в виде слитка и листов. Показано, что образцы сплава с добавкой кальция в нагартованном состоянии позволяют достичь комплекса электропроводности, прочности и термостойкости, сопоставимого с требованиями современных стандартов к кабельно–проводниковым полуфабрикатам. Объектом сравнения выступал низколегированный сплав системы Al–Fe–Si–Zr.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, проводниковые сплавы, фазовый состав, электропроводность, термическая обработка, термостойкость

DOI: 10.31857/S001532302001009X

ВВЕДЕНИЕ

В последние годы существенно увеличивается применение алюминиевых сплавов электротехнического назначения взамен меди, что позволяет существенно снизить массу кабельной продукции [1]. В изделиях ответственного назначения (в частности, в авиации и космической отрасли), нашли применение термостойкие алюминиевые сплавы, легированные редкоземельными металлами (РЗМ). Среди них проводниковый сплав 01417, содержащий около 7% РЗМ (здесь и далее мас. %, если иное не оговорено) [2]. В последние годы развивается и другое направление: создание низколегированных проводниковых термостойких алюминиевых сплавов с добавкой циркония [3–5]. Эти сплавы нашли значительное применение для изготовления проволоки, используемой в проводах высоковольтных ЛЭП, в которых возможны нагревы до 300°C, за счет реализации в структуре наночастицы фазы Al_3Zr ($L1_2$), резко повышающей температуру рекристаллизации [6–8]. Сравнение физико-механических и технологических характеристик сплавов этих двух групп говорит в пользу сплавов с добавкой циркония [9]. Однако для достижения наибольшего эффекта концентрация этой добавки должна быть не менее 0.3% [10, 11]. Поскольку добавка циркония способствует резкому повышению температуры ликвидуса, температуры плавки и литья та-

ких сплавов должны быть существенно выше по сравнению с обычными сплавами, что не всегда реализуемо в промышленных условиях. Другой проблемой является длительное время отжига для достижения требуемой степени распада алюминиевого твердого раствора (далее (Al)). Добавка скандия позволяет избежать этих проблем, но учитывая высокую стоимость скандия, его концентрация не должна превышать 0.1% [12]. В источнике [13] показано, что достижения наилучшего баланса между физико-механическими свойствами, технологичностью и экономностью легирования можно добиться при содержании около 0.2% Zr и 0.1% Sc в сплаве.

Некоторое упрочнение алюминиевых сплавов без существенного снижения электропроводности можно получить при добавлении железа в количестве до 1%, что реализовано в ряде марочных сплавов (например, 8079, 8176, 8076). С точки зрения наилучшей пластичности (это, в частности, важно для обеспечения необходимой технологичности при волочении) наиболее благоприятной морфологией среди железистых фаз обладает фаза Al_3Fe_2Si [14, 15]. Однако для ее получения необходимо некоторое количество кремния, избыток которого растворяется в (Al), что отрицательно сказывается на удельной электропроводности (УЭП). Т.е. задача состоит в том, чтобы связать Fe и Si в фа-

Таблица 1. Химический состав экспериментальных сплавов

Маркировка	Содержание, мас. %					
	Fe	Si	Zr	Ca	Sc	Al
А1Ж	0.87	0.11	0.28	—	—	Основа
АК0.5Ж	0.50	0.26	0.18	0.51	0.08	

зы с благоприятной (не игольчатой) морфологией и минимизировать концентрацию Si в (Al).

Анализ исследований в области конструирования сплавов эвтектического типа [16] выявил перспективность добавки кальция в сплавах электротехнического назначения. Кальций, практически не растворяясь в алюминии, способен нейтрализовать вредное воздействие примесей Fe и Si за счет образования интерметаллидов эвтектического происхождения, имеющих компактную морфологию. Это, в свою очередь, позволит получить комплекс физико-механических свойств деформированных полуфабрикатов, сопоставимый с современными требованиями к кабельно-проводниковой продукции. В связи с этим целесообразен анализ многокомпонентной системы Al–Ca–Fe–Si–Zr–Sc. Назначение такого анализа состоит в обосновании концентраций и температур деформационно-термической обработки, при которых можно реализовать структуру, сочетающую минимально легированный (Al), благоприятную морфологию Fe- и Si-содержащих фаз и достаточно большое количество наночастиц $Al_3(Zr,Sc)$ ($L1_2$).

Целью данной работы является обоснование возможности использования малой добавки кальция для реализации оптимальной структуры в тер-

мостойком низколегированном проводниковом алюминиевом сплаве.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Объектами исследования являются 2 модельных сплава: АК0.5Ж системы Al–Ca–Fe–Si–Zr–Sc и А1Ж системы Al–Fe–Si–Zr. Выплавку сплавов производили в печи сопротивления в графитошамотном тигле на базе первичного алюминия А85 (ГОСТ 11069-2001). Цирконий и скандий вводили в виде лигатур AlZr15 и AlSc2 (ГОСТ 53777-2010) при температуре заведомо выше ликвидуса ($t = 790 \pm 10^\circ\text{C}$). Железо и кремний добавляли в виде лигатур AlFe10 и AlSi10 (ГОСТ Р 53777-2010) соответственно. Кальций вводили в виде металла по ТУ 083.5.314-94. Плоские слитки сечением 15×60 мм получали литьем в графитовую изложницу. Анализ химического состава сплавов проводили на эмиссионном спектрометре ARL4460, результаты которого отражены в табл. 1.

Литье экспериментальных слитков осуществляли в условиях моделирования промышленного процесса получения литой заготовки. Полученные образцы подвергали деформационной обработке, моделирующей промышленные процессы получения катанки и проволоки. Схема эксперимента отображена на рис. 1. Объектом, моделирующим катанку, выступал лист, прошедший прокатку при температуре 350°C до толщины 2 мм (состояние С2), проволоку имитировал холоднокатаный лист толщиной 1 мм (состояние С3).

Полученные экспериментальные образцы в трех состояниях подвергали отжигу в муфельной электропечи SNOL 8,2/1100 в интервале $t = 300\text{--}600^\circ\text{C}$ с шагом 50°C и выдержкой 3 ч на каждой ступени отжига.

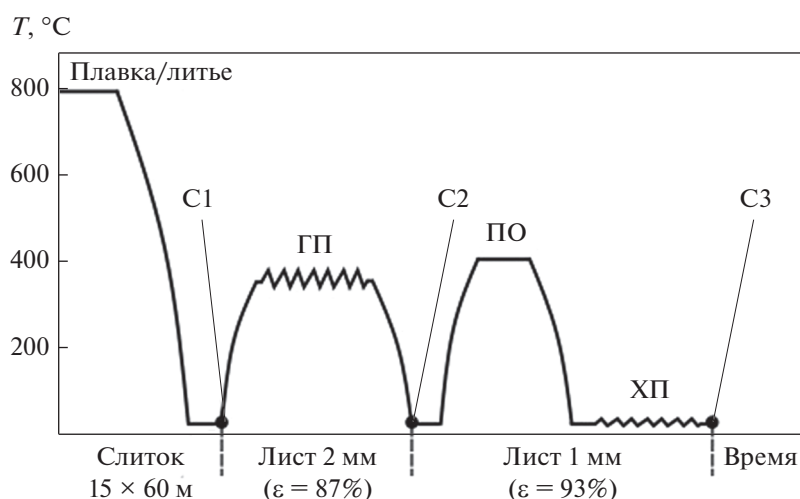
**Рис. 1.** Схема получения экспериментальных образцов.

Таблица 2. Расчетный фазовый состав экспериментальных сплавов при 300°C

Сплав	Массовая доля (Q_m) фазовых составляющих						
	(Al)	Al ₃ Fe	Al ₈ Fe ₂ Si	Al ₄ Ca	Al ₂ CaSi ₂	L ₁₂	Al ₁₀ CaFe ₂
А1Ж	97.17	1.17	1.20	—	—	0.46	—
АК0.5Ж	96.29	—	—	0.46	0.70	0.52	2.07

На каждой ступени отжига измеряли твердость и удельное электросопротивление (УЭС). УЭС рассчитывали как величину, обратную удельной электропроводности, которую определяли с помощью вихревого структуроскопа ВЭ-26НП. Твердость оценивали на универсальном твердомере Wilson Wolpert 930 М при нагрузке 50 Н, время теста 15 с. Для определения прочности и пластичности листов применяли методики испытаний на одноосное растяжение, регламентированные ГОСТ 1497-84, ГОСТ 11701-84, ГОСТ 10446-80, на универсальной испытательной машине Zwick Z250. Микроструктуру образцов изучали на световом и сканирующем электронных микроскопах – Axio Observer MAT и TESCAN VEGA 3 SBH. Анализ фазового состава осуществляли с помощью программного обеспечения Thermo-Calc в базе TTAL5.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Химический состав сплава А1Ж выбран, исходя из средних концентраций Fe и Si в промышленных проводниковых сплавах типа 8079, 8176 и 8076. Содержание Zr в сплаве (табл. 1) было задано, исходя из предельных возможностей промышленного оборудования [6, 13].

Расчетный фазовый состав сплавов АК0.5Ж и А1Ж (табл. 2) показал, что при температуре 300°C Q_m матричной фазы (Al) двух экспериментальных сплавов обладает сопоставимыми значениями.

На рис. 2 приведены результаты качественного расчета фазового состава системы Al–Ca–Fe–Si–Zr–Sc в условиях реализации метастабильной фазы Al₃(Zr,Sc). Политермическое сечение (рис. 2а) демонстрирует широкий интервал искомой фазовой области (Al) + Al₄Ca + Al₂CaSi₂ + Al₁₀CaFe₂ + Al₃(Zr,Sc)(L₁₂). Изотермическое сечение при температуре максимального распада (Al) по Zr 450°C [6, 11, 21], приведенное на рис. 2б, также отображает широкий интервал выбранного фазового состава, что можно сказать и об изотермическом сечении, построенном при 230°C (максимальной температуре эксплуатации проволоки по ГОСТ Р МЭК 62004-2014).

Количественный расчет состава (Al) для сплава АК0.5Ж (табл. 3) показал, что Si практически отсутствует в (Al), имея растворимость при макси-

мальной температуре в тысячных долях. Согласно источникам [16, 22] о нерастворимости Ca, полученные значения не представляются достоверными. По совокупности полученных расчетных данных (табл. 2 и 3) сплав АК0.5Ж не должен уступать по электропроводности сплаву А1Ж.

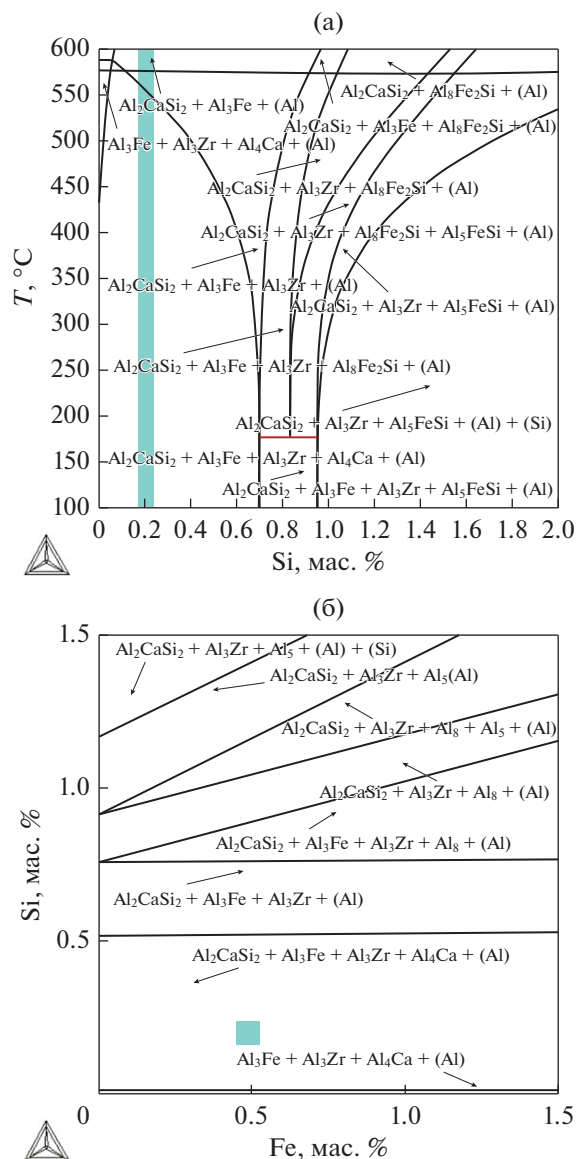


Рис. 2. Политермическое (а) и изотермическое сечения диаграммы Al–Ca–Fe–Si–Zr–Sc при 450°C (б).

Таблица 3. Расчетные значения массовой доли ($Q_{m(Al)}$) и состава твердого раствора (Al) от ступени отжига для сплава АК0.5Ж

Температура, °С	Концентрация, мас. %						$Q_{m(Al)}$, %
	Al	Ca	Fe	Si	Zr	Sc	
200	99.995	0.002	—	—	0.003	—	96.276
250	99.985	0.006	—	—	0.008	—	96.300
300	99.964	0.015	—	—	0.017	0.002	96.357
350	99.923	0.036	—	0.001	0.033	0.006	96.469
400	99.852	0.074	0.002	0.003	0.073	0.013	96.668
450	99.739	0.137	0.004	0.008	0.087	0.026	96.991
500	99.569	0.233	0.008	0.018	0.018	0.047	97.480

Таблица 4. Концентрация компонентов сплава в анализируемом спектре образца сплава АК0.5Ж

Наименование спектра	Содержание элемента в спектре, мас. %					
	Al	Ca	Fe	Si	Zr	Sc
S 1	99.6	0.00	0.00	0.00	0.42	0.03
S 2	99.3	0.06	0.04	0.04	0.54	0.00
S 3	99.6	0.00	0.00	0.09	0.25	0.02
S 4	95.5	3.84	0.23	0.33	0.00	0.11
S 5	90.3	6.71	2.36	0.46	0.12	0.04
S 6	69.7	1.50	28.56	0.08	0.08	0.05
S 7	89.1	8.55	1.60	0.57	0.00	0.18
S 8	80.9	3.14	15.53	0.35	0.04	0.04
S 9	88.4	0.74	10.23	0.11	0.52	0.04
S 10	88.5	9.20	1.50	0.59	0.00	0.17
S 11	96.0	2.97	0.46	0.19	0.28	0.10
S 12	85.8	0.08	13.92	0.00	0.10	0.06
S 13	82.5	0.97	16.34	0.11	0.00	0.10
S 14	89.5	1.47	8.81	0.04	0.10	0.06
S 15	89.8	8.29	0.99	0.73	0.00	0.17

Литая микроструктура сплавов АК0.5Ж и А1Ж (рис. 3), подвергнутая также микрорентгеноспектральному анализу (МРСА), не выявила наличие первичных кристаллов Zr-содержащей фазы.

Исходя из данных по спектрам S1–S3 (рис. 3а, табл. 4), содержание Si в (Al) в сплаве АК0.5Ж не превышает 0.1%, а Zr полностью входит в состав (Al). Распределение Sc вызвало потребность экспериментальной проверки полученных результатов, поскольку спектры S1–S3, которые соответствуют области твердого раствора, и спектры S10 и S15, описывающие состав эвтектики, показывают, что Sc входит в состав эвтектики. Анализ спектров, отвечающих области эвтектики, выявляет наличие фазы $Al_{10}CaFe_2$ (спектр S8 наиболее приближен к стехиометрическому составу фазы),

спектры S7, S10 и S15 обогащены Ca и содержат Si, что позволяет сделать заключение о присутствии фазы Al_2CaSi_2 [16]. Таким образом, литая микроструктура сплава АК0.5Ж представлена четверной эвтектикой (Al) + Al_4Ca + Al_2CaSi_2 + $Al_{10}CaFe_2$ [19, 20], расположенной по границам дендритных ячеек (Al).

Количественные результаты МРСА образца сплава А1Ж (табл. 5) показали содержание Si в составе (Al) не более 0.1% (спектры S1–S2, S7–S8 на рис. 3б), как и у сплава АК0.5Ж. Можно предположить, что сплав А1Ж обладает более высокой электропроводностью по сравнению со сплавом АК0.5Ж, поскольку он обладает большей долей $Q_{m(Al)}$ (табл. 2). При этом анализ в области второй фазы выявляет как наличие соединения Al_8Fe_2Si

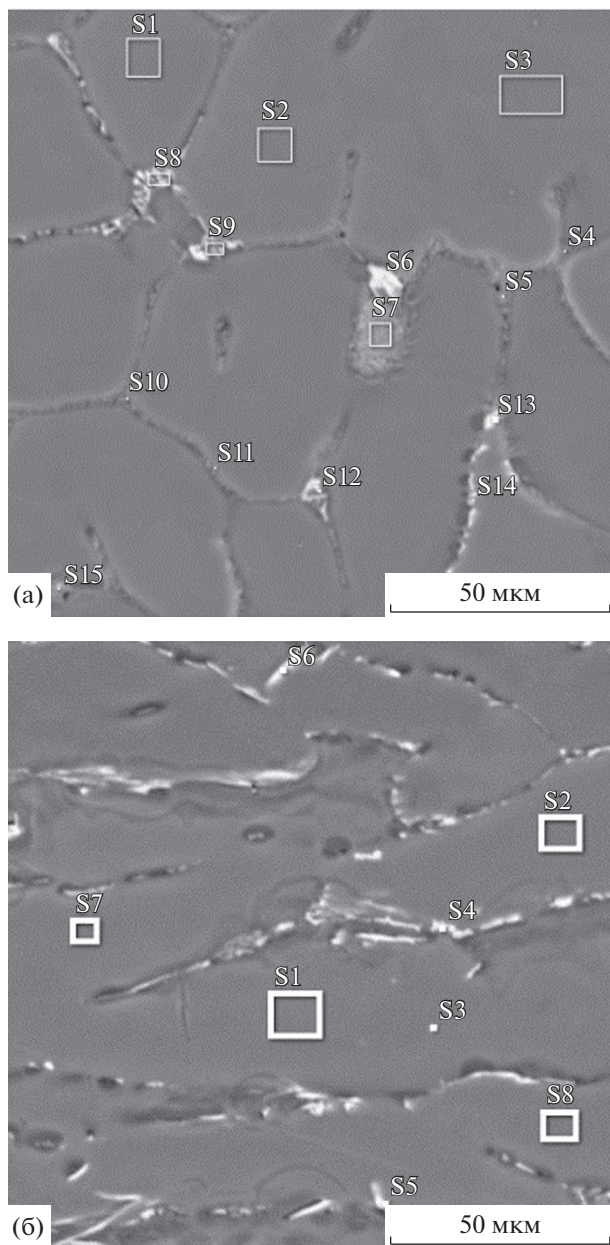


Рис. 3. Микроструктура и области МРСА для сплава АК0.5Ж (а) и А1Ж (б), литое состояние.

(спектры S3–S5), так и Al_3Fe (спектр S6), что согласуется с проведенным расчетным моделированием фазового состава (табл. 2). Из полученных данных по распределению Zr можно сделать вывод, что он полностью входит в состав (Al). Вследствие внутридендритной ликвации его концентрация достаточно сильно различается между анализируемыми участками (Al). Учитывая литературные данные по растворимости Fe в (Al) [22], его наличием в спектре S2 следует пренебречь. Таким образом структура сплава А1Ж на рис. 3б представлена эвтектикой (Al) + Al_3Fe + Al_8Fe_2Si ,

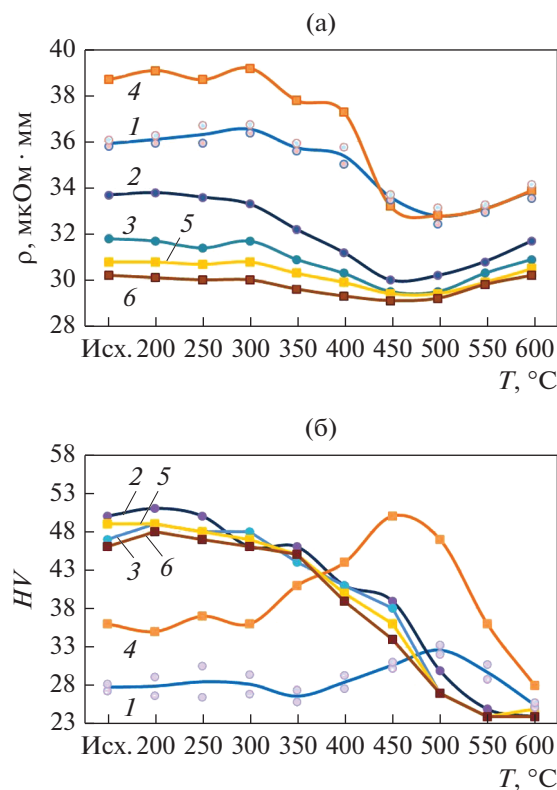


Рис. 4. Зависимости УЭС (а) и твердости (б) от режима отжига экспериментальных сплавов А1Ж и АК0.5Ж: 1 и 4 – в состоянии С1 (рис. 1); 2 и 5 – в состоянии С2; 3 и 6 – в состоянии С3.

распределенной по границам дендритных ячеек (Al) [21].

Далее согласно определенной методике эксперимента для сплавов А1Ж и АК0.5Ж в трех состояниях, отвечающих схеме на рис. 1, были получены значения УЭС и твердости после отжигов по многоступенчатому режимам. Результаты отражены на рис. 4.

Снижение значений УЭС при 450 °C для всех кривых (рис. 4а) обусловлено распадом (Al) по Zr и образованием вторичных выделений $Al_3Zr(L_1)$ и $Al_3(Zr,Sc)(L_2)$ для сплавов А1Ж и АК0.5Ж, соответственно.

Кривая 4 сплава АК0.5Ж (рис. 4а) описывается наибольшими значениями УЭС до температуры 450 °C. Поскольку результаты МРСА в области (Al) выявили сопоставимую концентрацию Si в (Al), то высокие значения кривой 4 по сравнению с кривой 1 сплава А1Ж обусловлены разницей в доле вторых фаз двух сплавов, а также количеством Zr и Sc, растворенного в (Al) (табл. 2). При этом значения УЭС на кривой 4 при отжигах выше 500 °C практически не отличаются от значений на кривой 1, что говорит о сопоставимых концентрациях Si в (Al), растворимость которого в (Al)

Таблица 5. Концентрация компонентов сплава в анализируемом спектре образца сплава А1Ж

Наименование спектра	Содержание элемента в спектре, мас. %			
	Al	Fe	Si	Zr
S 1	99.7	0.05	0.00	0.25
S 2	99.6	0.18	0.00	0.21
S 3	89.3	7.48	3.23	0.00
S 4	83.7	15.20	1.02	0.00
S 5	95.6	3.79	0.55	0.02
S 6	88.3	10.70	0.69	0.20
S 7	99.7	0.00	0.00	0.27
S 8	99.4	0.09	0.00	0.47

при этих температурах растет, что повышает значения УЭС. Также оказывает влияние и трансформация метастабильной модификации $L1_2$ соединений Al_3Zr и $Al_3(Zr,Sc)$ в стабильную модификацию $D0_{23}$ [13]. Стоит отметить влияние Sc, способствующее снижению УЭС на кривой 4 при температуре 350°C (разница с предыдущей ступенью отжига для сплава АК0.5Ж составила 1.4 мкОм · мм, для сплава А1Ж 0.8 – мкОм · мм).

Кривая 1 испытывает резкое снижение при температуре 450°C, УЭС достигает своего минимального значения при отжиге при 500°C. Из источников [16, 21] известно о влиянии Si, ускоряющем распад (Al) по Zr, из чего следует, что данная концентрация Si в сплаве недостаточна для достижения подобного эффекта.

Особо стоит отметить кривые 5 и 6: диапазон изменения значений УЭС колеблется в пределах 0.7 и 0.5 мкОм · мм соответственно. Отсутствие выраженных максимумов и минимумов на данных кривых говорит о стабильности фазового состава в процессе отжигов, а также о произошедшем распаде (Al) прежде всего по Sc и, частично, по Zr в процессе прокатки при 350°C. Снижение значений УЭС при 450°C вызвано остаточным выделением Zr из (Al). Значение УЭС сплава АК0.5Ж в исходном состоянии С2 (кривая 5, без отжига) составило 30.8 мкОм мм, в исходном состоянии С3 (кривая 6) – 30.2 мкОм · мм, в то время как сплав А1Ж имеет значения 33.7 и 31.8 мкОм · мм в аналогичных состояниях. Такой эффект объясняется, прежде всего, положительным влиянием добавки Sc. Вклад также вносит наличие в структуре сплава АК0.5Ж мелкодисперсной четверной эвтектики (Al) + Al_4Ca + Al_2CaSi_2 + $Al_{10}CaFe_2$. Морфология данной эвтектики более благоприятна для снижения УЭС по сравнению с фазой Al_3Fe , кристаллизующейся в виде иголок, размер которых может превышать 15 мкм (рис. 36).

Влияние термической обработки на упрочение сплавов А1Ж и АК0.5Ж отображено на рис. 46 для трех состояний, моделирующих процессы полу-

чения проволоки на промышленных установках непрерывного литья и прокатки. Зависимости УЭС от температуры отжига показали для сплава АК0.5Ж, что введение добавки Sc позволяет существенно снизить УЭС уже в процессе горячей прокатки за счет распада (Al) по Sc. Свой вклад Sc вносит и в повышение твердости при отжиге 350°C (кривая 4), что также объясняется распадом (Al) по Sc. Кривая 4 для сплава АК0.5Ж достигает максимума значений на более ранней ступени отжига (450°C) по сравнению со сплавом А1Ж (максимум значений при 500°C на кривой 1). Падение твердости после 450°C на кривой 4 вызвано несколькими факторами: укрупнением вторичных Sc- и Zr-содержащих выделений, фрагментацией и последующей сфероидизацией Ca-содержащих фаз эвтектического происхождения. Кривая 1 характеризуется повышением твердости при температуре отжига 350°C, что связано с началом распада (Al) по Zr. Поскольку, как было обозначено выше, концентрация Si в сплаве недостаточна для получения эффекта повышенного роста твердости в присутствии этой добавки, то прирост составил 5HV против 14 HV в сплаве АК0.5Ж. Падение значений после 500°C для сплава А1Ж связано с трансформацией модификации вторичных выделений Al_3Zr , а также фрагментацией и сфероидизацией частиц фазы Al_8Fe_2Si [21].

Обладая различными по характеру зависимостями в литом состоянии (С1), экспериментальные сплавы в состояниях С2 и С3 демонстрируют принципиально сопоставимые показатели. Общей тенденцией является сохранение деформационного упрочнения до 350°C. Дальнейшее снижение твердости обусловлено протеканием процессом трансформации модификации из $L1_2$ в $D0_{23}$ Sc- и Zr-содержащих вторичных выделений, определяющих сохранение наклепа. При температурах свыше 450°C имеет место рекристаллизация. При этом для сплава АК0.5Ж характерен меньший разброс значений по сравнению со сплавом А1Ж.

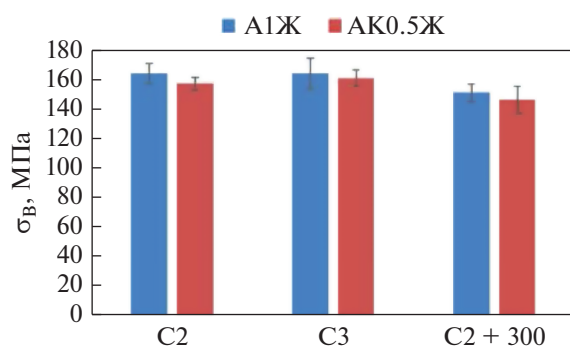


Рис. 5. Показатель предела прочности в различных состояниях экспериментальных образцов.

Далее были получены значения показателя предела прочности (рис. 5) и пластичности для двух сплавов в следующих состояниях: С2, С3, С3 после отжига при температуре 300°C с выдержкой 3 часа (С3 + 300). Результаты испытаний показали, что сплав АК0.5Ж, обладая в состоянии С2 пределом прочности около 160 МПа (для сплава А1Ж – 166 МПа), в состоянии С3, имитирующем свойства проволоки, показывает сопоставимые значения со сплавом А1Ж. При этом падение прочности в состоянии С3+300 для сплава А1Ж составило 7.8%, для сплава АК0.5Ж – 9.2%. Оба полученных значения отвечают требованиям современных стандартов по термостойкости, предъявляемым к проводниковой продукции.

Относительное удлинение в состоянии С2 составило 2% для сплава АК0.5Ж и 4% для сплава А1Ж. При этом состояние С3, которому предшествовал промежуточный отжиг при температуре 400°C в течение 1 ч, характеризуется повышением пластичности у сплава АК0.5Ж до 4%, и снижением у сплава А1Ж до 2%. В состоянии С3+300 значения повысились на 1% у обоих сплавов.

ВЫВОДЫ

1. Расчетным путем проведен качественный и количественный анализ фазового состава системы Al–Zr–Sc–Ca–Fe–Si, что позволило выявить концентрации, при которых достигается минимальная легированность алюминиевого твердого раствора.

2. Показано, что добавка кальция позволяет связать железо и кремний в тройные соединения, эвтектические включения которых имеют благоприятную морфологию, а также существенно снизить растворимость кремния в алюминиевом твердом растворе.

3. Экспериментальное исследование физико-механических свойств сплава системы Al–Ca–Fe–Si–Zr–Sc выявило возможность использования новой системы легирования в электротехниче-

ских целях. Удельное электросопротивление холоднокатаных листов составляет 30.2 мкОм · мм, при временном сопротивлении разрыву около 160 МПа и потери прочности менее 10% при нагреве до 300°C включительно

Работа выполнена при поддержке Задания № 11.2072.2017/4.6 на выполнение проекта по теме “Разработка технологии получения деформированных полуфабрикатов из алюмоматричных эвтектических композитов, упрочняемых наночастицами фазы $L1_2$ без использования закалки”.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- ГОСТ Р МЭК 62004-2014. Проволока из термостойкого алюминиевого сплава для провода воздушной линии электропередачи. М.: Стандартинформ, 2015.
- Добаткин В.И., Елагин В.И., Федоров В.М. Быстрозакристаллизованные сплавы. М.: ВИЛС, 1995.
- Patent EP 0 787 811 A1. Miyazaki, Kenji. High-strength heat-resistant aluminium alloy, conductive wire, overhead wire and method of preparing the aluminium alloy. Publication 06.08.1997. Bulletin 1997/32.
- Patent JP 63 293146 A. Nishio Masanobu, Kishida Hitoshi, Kishikawa Yoshiki. Manufacture of high strength heat resistant aluminum alloy for electric conduction. Publication 30.11.1988.
- Патент РФ 2458151 Российская Федерация, МПК С21С1/02. Алюминиевый сплав / Баранов В.Н., Биронт В.С., Довженко Н.Н., Падалка В.А., Сидельников С.Б. [и др.]; опубл. 10.08.2012.
- Белов Н.А., Алабин А.Н., Прохоров А.Ю. Влияние добавки циркония на прочность и электросопротивление холоднокатаных алюминиевых листов // Изв. Вузов. Цвет. мет. 2009. № 4. С. 42–47.
- 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. Hirsch J., Scrotzki B., Gottstein G.) // In: Proc. 11-th Inter. Conf. on Aluminum Alloys. (ICAA11). Aachen. 2008. P. 248–255.
- Deng Y., Yin Zh., Pan Q., Xu G., Duan Yu., Wang Y. Nano-structure evolution of secondary $Al_3(Sc_{1-x}Zr_x)$ particles during superplastic deformation and their effects on deformation mechanism in Al–Zn–Mg alloys // J. Alloys Compd. 2017. № 695. P. 142–153.
- Belov N.A., Alabin A.N., Teleulova A.R. Comparative analysis of alloying additives as applied to the production of heat-resistant aluminum-base wire // Met. Sci. Heat Treat. 2012. № 9. P. 455–459.
- Белый Д.И. Алюминиевые сплавы для токопроводящих жил кабельных изделий. Кабели и провода. 2012. № 1. С. 8–15.
- Zadirli E., Tecer H., Sahin M., Yılmaz E., Kirindi T., Gündüz M. Effect of heat treatments on the microhardness and tensile strength of Al–0.25 wt % Zr alloy // J. Alloys Compd. 2015. № 632. P. 229–237.
- Рохлин Л.Л., Бочвар Н.Р., Леонова Н.П. Исследование распада пересыщенного твердого раствора в

- сплавах Al–Sc–Zr при различном соотношении скандия и циркония // Перспективные материалы. 2011. № 3. С. 88–92.
13. *Belov N.A., Alabin A.N., Eskin D.G., Istomin-Kastrovskii V.V.* Optimization of hardening of Al–Zr–Sc cast alloys // *J. Mater. Sci.* 2006. № 41. P. 90–5899.
 14. *Kuijpers N.C.W.* Kinetics of the β -AlFeSi to α -Al(FeMn)Si transformation in Al–Mg–Si alloys // Doctorate thesis. Netherlands, 2004.
 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. № 209. P. 605–610.
 16. *Белов Н.А., Наумова Е.А., Акопян Т.К.* Эвтектические сплавы на основе алюминия: новые системы легирования. М.: Руда и металлы, 2016.
 17. *Valiev R.Z., Murashkin M.Yu., Sabirov I.* A nanostructural design to produce high-strength Al alloys with enhanced electrical conductivity // *Scripta Mater.* 2014. № 76. P. 13–16.
 18. *Воронцова Л.А.* Алюминий и алюминиевые сплавы в электротехнических изделиях. М.: Энергия, 1971.
 19. *Belov N.A., Naumova E.A., Doroshenko V.V., Bazlova T.A.* Effect of phase composition and hardening of casting aluminum alloys of the Al–Ca–Si system. *Russ // J. Non-Ferr. Met.* 2016. № 7. P. 695–702.
 20. *Белов Н.А., Наумова Е.А., Илюхин В.Д., Дорошенко В.В.* Структура и механические свойства отливок сплава Al–6% Ca–1% Fe, полученных литьем под давлением // *Цвет. мет.* 2017. № 3. С. 69–74.
 21. *Белов Н.А., Короткова Н.О., Алабин А.Н., Мишуров С.С.* Влияние добавки кремния на удельное электросопротивление и твердость сплавов Al–1% Fe–0.3% Zr // *Изв. вузов. Цвет. мет.* 2018. № 2. С. 50–58.
 22. *Мондольфо Л.Ф.* Структура и свойства алюминиевых сплавов. М.: Металлургия, 1979.