

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.715:539.434

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЛАВА Al–1% Ca–0.5% Fe–0.25% Si–0.5% Zr, ПОЛУЧЕННОГО ЛИТЬЕМ В ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫЙ КРИСТАЛЛИЗАТОР

© 2021 г. Н. О. Короткова^{а, *}, С. О. Черкасов^а, В. Н. Тимофеев^б, А. А. Аксенов^а

^аНИТУ “МИСиС”, Ленинский просп., д. 4, Москва, 119049 Россия

^бСибирский федеральный университет, просп. Свободный, 79/10, Красноярск, 660041 Россия

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

Поступила в редакцию 02.12.2020 г.

После доработки 29.01.2021 г.

Принята к публикации 09.02.2021 г.

Проведен анализ структуры, механических свойств и электросопротивления холоднокатаной проволоки из сплава Al–1% Ca–0.5% Fe–0.25% Si–0.5% Zr, получаемого методом литья в электромагнитный кристаллизатор. Объектом сравнения являлась термостойкая проволока из сплава Al–7% РЗМ (01417), разработанного для гранульной технологии порошковой металлургии (RS/PM). Показано, что добавка кальция в присутствии железа и кремния позволяет получить фазовый состав, обеспечивающий термическую стабильность при нагреве до 300°C включительно.

Ключевые слова: проводниковые алюминиевые сплавы, удельное электросопротивление, термомеханическая обработка, микроструктура, механические свойства

DOI: 10.31857/S0015323021060061

ВВЕДЕНИЕ

Одним из ведущих направлений развития авиастроения является снижение веса авиатехники. По данным [1, 2], вес бортовой кабельной сети (БКС) авиаконструкций составляет ~20–25% от общего веса. При этом использование алюминиевых проводов вместо медных позволяет снизить вес БКС до 30% [3–5]. Все это делает алюминий весьма привлекательным материалом для обеспечения электротехнических нужд авиации.

Условия эксплуатации бортовых проводов предусматривают их нагревы до 250°C. Поскольку температура рекристаллизации нелегированного алюминия (типа А7Е) ниже 250°C [6], то задача повышения термической стабильности провода при сохранении уровня электрической проводимости является актуальной. В работах [7, 8] под руководством Добаткина был предложен способ повышения термостойкости алюминия за счет введения добавок редкоземельных металлов (РЗМ, в основном, Се и La). Данный подход нашел реализацию в составе сплава Al–7% РЗМ (01417 по ТУ 1-809-1038-96), получаемого по гранульной технологии с последующими операциями порошковой металлургии (технология RS/PM).

Ввиду сложности исполнения технологии RS/PM предприятием “НПЦ Магнитной гидродинамики” для производства слитков с мелкодисперсной структурой был предложен способ

литья в электромагнитный кристаллизатор (технология ЭМК) [9]. Технология ЭМК обеспечивает скорости охлаждения литой заготовки, сопоставимые со скоростями при технологии RS/PM. В частности, сравнительный анализ электропроводности и прочности волооченой проволоки из сплава 01417 [10], полученного по технологии RS/PM и технологии ЭМК, показал сопоставимые значения.

В то же время оценка свойств электропроводности, прочности и термостойкости, проведенная в [11] в условиях моделирования процесса непрерывного литья и прокатки для сплава состава Al–0.5% Ca–0.5% Fe–0.25% Si–0.2% Zr–0.1% Sc, показала сбалансированное сочетание этих характеристик. Результаты исследования, приведенные в работе [12], показали, что наличие в сплаве 4 мас. % Ca, 1 мас. % Fe и 0,6 мас. % Si позволяет реализовать тип структуры аналогичный структуре сплава 01417 за счет образования дисперсной эвтектики (Al) + Al₄Ca + Al₁₀CaFe₂ + Al₂CaSi₂. Стоит отметить, что использование кальция в качестве легирующей добавки положительно сказывается на снижении общей плотности сплава. А наноразмерные дисперсоиды Al₃Zr (L1₂), формирующиеся в процессе отжига, являются эффективными антирекристаллизаторами за счет торможения движения дислокаций [13–16].

По совокупности приведенных аспектов была сформулирована цель настоящей работы: прове-

Таблица 1. Фактический химический состав экспериментального сплава AlKЖЦр

Элемент	Содержание, мас. %
Ca	0.81 ± 0.02
Fe	0.48 ± 0.03
Si	0.24 ± 0.02
Zr	0.46 ± 0.05
Al	Основа

дение сравнительного анализа электропроводности, прочности и термостойкости проволоки из сплава на базе системы Al–Ca–Fe–Si–Zr, производимого по технологии ЭМК, и сплава 01417, получаемого по технологии RS/PM.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ МЕТОДИКИ

Объектом исследования являлся сплав AlKЖЦр расчетного состава Al–1% Ca–0.5% Fe–0.25% Si–0.5% Zr в виде литого прутка диаметром 8 мм, полученного по технологии ЭМК. Поскольку в сплаве 01417 содержится около 9 об. % эвтектической фазы при реализации технологии RS/PM [17], то выбор состава сплава AlKЖЦр определялся ранее полученными результатами по диаграмме состояния Al–Ca–Fe–Si [18, 19] и из расчета суммарной доли вторых фаз около 5 об. % с увеличением доли Al₄Ca в эвтектике [11]. Добавка Zr задана на уровне предельной растворимости элемента при применяемой скорости охлаждения слитка [20–22]. Фактический состав сплава приведен в табл. 1. Сплав приготавливали на базе алюминия марки А85 ГОСТ 11609–2001. Анализ фазового состава производили с помощью программного обеспечения Thermo-Calc (база TTAL5).

Далее из литого прутка холодной прокаткой на вальцах ВЭМ 3М была получена проволока с квадратным сечением 1 × 1 мм. Проволоку подвергали одноступенчатой термической обработке с целью оценки термической стабильности, а также отжигали по двухступенчатым режимам с целью образования в микроструктуре наноразмерных дисперсоидов Al₃Zr (*L*₁₂). Режимы обработки проволоки приведены в табл. 2.

Влияние температуры отжига на удельную электропроводность (далее УЭП) и твердость оценивали на литом образце и холоднокатаном листе толщиной 2 мм, полученном из литого прутка. Температурный диапазон отжигов находился в интервале 300–600 °С с шагом 50 °С и выдержкой 3 часа на каждой ступени. Величину УЭП оценивали методом вихревых токов на

Таблица 2. Режимы термообработки холоднокатаной проволоки из сплава AlKЖЦр

Обозначение	Режим отжига	
	Температура, °С	Время, ч
S0	холоднокатаное, исходное	
ST300	одноступенчатый отжиг	
	300	1
S400	двухступенчатый отжиг:	
	350	3
	400	3
	двухступенчатый отжиг:	
S450	350	3
	450	3

структуроскопе ВЭ-26НП по методике ГОСТ Р ИСО 15549–2009. Значения удельного электросопротивления (*УЭС*) рассчитывали, как обратную величину от удельной электропроводности. Измерение твердости производили на микротвердомере Metkon DURALINE MH-6 при нагрузке – 1 Н, времени теста – 10 с по методике ГОСТ 2999–75.

Микроструктуру слитков и листов изучали на сканирующем электронном микроскопе TESCAN VEGA 3 SBH (СЭМ) с использованием энергодисперсионной приставки для микроанализа (MPCA) X-Act Oxford Instruments. Механические испытания холоднокатаной проволоки сечением 1 мм², полученной из литого прутка, проводили на испытательной машине Zwick Roell Z250 по методике ГОСТ 10446–80. Значения удельного электросопротивления проволоки получены с помощью миллиметра GOM-804 по методике ГОСТ 7229–76.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Микроструктура литого прутка характеризуется тонкими прожилками эвтектики по границам дендритных ячеек алюминиевого твердого раствора (Al) (рис. 1а).

Наличие первичных кристаллов Al₃Zr (*D*₀₂₃) в структуре прутка не выявлено. Параметр дендритной ячейки (*d*) составил 2.30 ± 0.07 мкм, что соответствует скорости охлаждения *V*_с ~ 10³–10⁴ К/с согласно [23]. Расчет фазового состава в условиях метастабильного равновесия по цирконию сплава AlKЖЦр в сравнении со сплавом АК0.5Ж [11] выявил рост долей двух фаз – Al₄Ca и Al₃Zr (*L*₁₂) (табл. 3). Поскольку в сплаве Al–0.5% Fe–0.2% Si–0.2% Zr–0.1% Sc [11] установлено наличие фаз

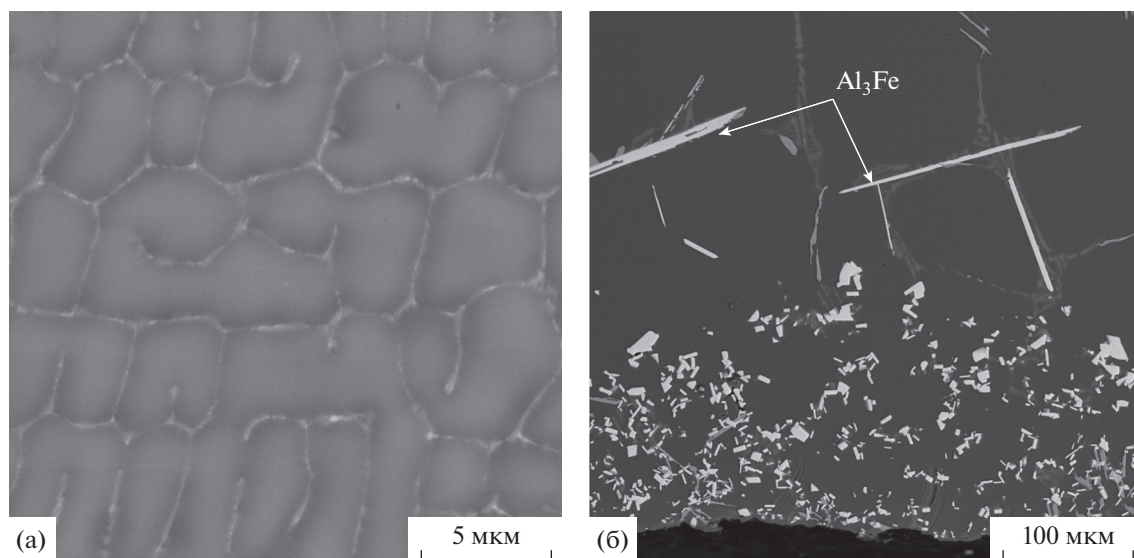


Рис. 1. Микроструктура сплава А1КЖЦр (СЭМ): а – исходное состояние (литой пруток), б – медленное охлаждение.

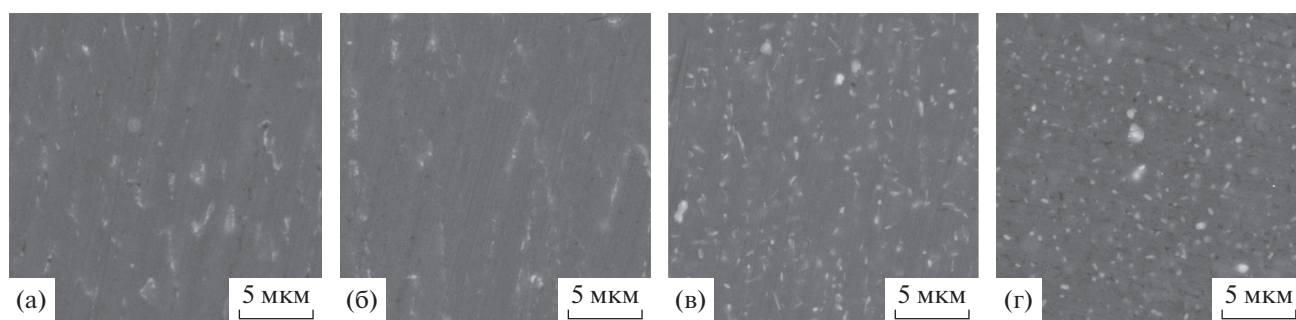


Рис. 2. Микроструктура (СЭМ) холоднокатаного сплава (листа толщиной 2 мм) в исходном состоянии (а) и после отжига при температурах: 400 (б), 500 (в), 600°С (г).

Al_4Ca , $Al_{10}CaFe_2$ и Al_2CaSi_2 ожидаема реализация в структуре сплава А1КЖЦр данных соединений в составе эвтектики. Анализ структуры медленно закристаллизованного сплава А1КЖЦр (рис. 1б) показал огрубление структурных составляющих, а также выявил наличие соединения Al_3Fe игольчатой морфологии. Согласно [18, 24] изменение фазового

состава обусловлено подавлением перитектической реакции $L + Al_3Fe \rightarrow (Al) + Al_{10}CaFe_2 + Al_2CaSi_2$.

Анализ изменений в микроструктуре в процессе отжига листа показал, что при 400°С имеет место частичная фрагментация частиц (рис. 2б), выявляемая при сравнении с исходной структурой холоднокатаного сплава (рис. 2а). При температу-

Таблица 3. Фазовый состав экспериментального сплава А1КЖЦр и сплава АК0.5Ж [11] при температуре 300°С

Сплав	Массовая доля (Q_m) вторых фаз				Суммарная объемная доля вторых фаз (ΣQ_v)
	Al_4Ca	Al_2CaSi_2	$L1_2$	$Al_{10}CaFe_2$	
А1КЖЦр	1.66	0.64	0.91	1.98	4.74
АК0.5Ж	0.46	0.70	0.52	2.07	3.24

ре отжига 500°C (рис. 2в) наблюдается сфероидизация интерметаллидов кальций-содержащих фаз (Al_4Ca , $Al_{10}CaFe_2$, Al_2CaSi_2). При 600°C (рис. 2г) имеет место общее огрубление структуры за счет роста частиц, прежде всего $Al_{10}CaFe_2$, идентифицируемых методом МРСА.

На образцах из литого прутка и холоднокатаного листа экспериментального сплава также были получены значения УЭС и твердости после отжигов в температурном интервале 300–600°C. Поскольку определение УЭС для литого образца ограничено возможностями измерительного прибора, удельное электросопротивление анализировали только в холоднокатаном сплаве. Анализ значений УЭС в зависимости от режима отжига (рис. 3) выявил снижение значений после 350°C, что вызвано процессом распада (Al) по Zr. При температуре отжига 450°C УЭС составляет 30.9 нОм м, минимальное значение – 30.0 нОм м достигается в результате отжига при 500°C. После отжига при 550°C эта величина составляет 30.3 нОм м. Полученные значения после отжига при 450°C говорят о стабильности фазового состава при высоких температурах. Общий разброс значений невелик и составляет 9.4 нОм м.

Анализ зависимостей твердости литого и деформированного сплава от температуры отжига выявил интересное соотношение: деформационное упрочнение холоднокатаного листа (с разницей в ~30 HV относительно литого сплава) сохраняется до 300°C включительно. Поскольку данная температура недостаточна для прохождения распада (Al) по Zr, такой эффект можно объяснить отсутствием структурных изменений эвтектических фаз при нагреве, и можно говорить об их термической стабильности. Незначительное колебание значений при 350°C, вероятно, обусловлено процессом образования зон Гинье–Престона и предвыделений [25, 26], характерных для начала распада (Al) по Zr. При температуре свыше 450°C для холоднокатаного листа характерно разупрочнение, что объясняется процессами изменения микроструктуры, описанными выше, изменением модификации частиц фазы Al_3Zr с $L1_2$ на $D0_{23}$ [25, 26] и далее закономерно протекающим процессом рекристаллизации [16, 19]. Литой сплав также демонстрирует стабильность значений твердости до температуры 350°C. Затем при температуре отжига 450°C, соответствующей максимальной скорости распада (Al) по Zr, твердость достигает максимума (~60 HV). Отжиг при температуре выше 450°C приводит к разупрочнению, что вызвано огрублением структуры за счет формоизменения и роста частиц. Примечательно, что при температуре отжига 450°C значения HV для прутка и для листа практически одинаковы. Поскольку при этой

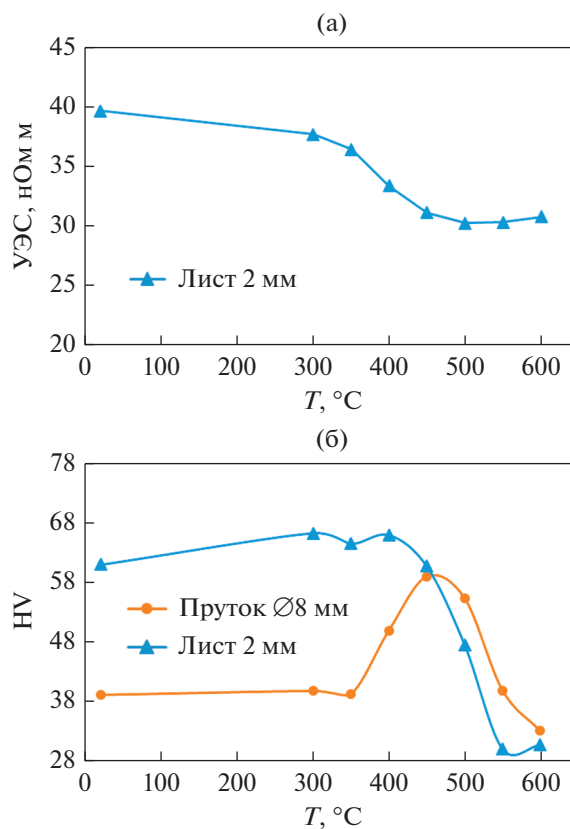


Рис. 3. Влияние температуры отжига на удельное электросопротивление (а) и твердость (б) экспериментальных образцов из сплава AlKЖЦр.

температуре происходит фрагментация Ca-содержащих частиц (рис. 2а–2в), и следовало бы ожидать процесса движения дислокаций, то вероятно при этой температуре основную роль выполняют дисперсоиды Al_3Zr ($L1_2$), сохраняющие размер около 10 нм [6, 16].

Основываясь на полученном в процессе отжигов эффекте упрочнения, термостойкости, а также показателях УЭС холоднокатаного листа и литого прутка (рис. 3) была определена дальнейшая схема получения проволоки. Схема термомеханической обработки состояла в получении холоднокатаной проволоки сечением 1 мм² (степень обжатия 98%) и проведении ступенчатых отжигов проволоки с целью выделения дисперсоидов Al_3Zr ($L1_2$) из (Al) (табл. 2) [6, 13]. Результаты механических испытаний на одноосное растяжение, а также полученные значения электросопротивления проволоки в исходном состоянии, после ступенчатых отжигов приведены в табл. 4. Объектом сравнения являлась холоднокатаная проволока из сплава 01417, полученная по технологии RS/PM [7].

Таблица 4. Сравнение физико-механических свойств холоднокатаной проволоки из сплава А1КЖЦр и из сплава 01417 [7]

Сплав	Состояние	Механические свойства		Физические свойства	
		σ_B , МПа	δ , %	УЭС, мкОм м	%, IACS
А1КЖЦр	S0 (холоднокатаное)	268 ± 2	2.9 ± 0.7	0.044 ± 0.001	39
	ST300	276 ± 5	1.1 ± 0.4	—	—
	S400	198 ± 7	3.1 ± 0.5	0.035 ± 0.002	49
	S450	180 ± 2	3.5 ± 0.5	0.032 ± 0.001	54
01417 RS/PM	холоднокатаное	180–230	2.5–4.6	0.031–0.032	56–54

Как видно из табл. 4, холоднокатаная проволока (S0) из экспериментального сплава А1КЖЦр обладает более высоким пределом прочности и сопоставимой пластичностью по сравнению с проволокой из сплава 01417 в аналогичном состоянии. Низкие значения удельного электросопротивления для проволоки из сплава А1КЖЦр в состоянии S0 обусловлены, прежде всего, цирконием, растворенным в твердом растворе алюминия. Последующая термическая обработка позволяет существенно снизить удельное электросопротивление до уровня УЭС сплава 01417. Двухступенчатый отжиг по режиму S400 снижает предел прочности на 60 МПа, при неизменной пластичности. А отжиг по режиму S450 снижает прочность до 180 МПа, при росте абсолютного значения пластичности и электропроводности (как обратной величине электросопротивления). Полученные результаты показывают, что обработка проволоки из сплава А1КЖЦр по режиму S450 позволяет достичь уровня свойств сопоставимого со свой-

ствами проволоки из сплава 01417. Фрактограммы проволоки в исходном состоянии (S0) и состоянии S450 демонстрируют вязкие мелкоячеистые изломы (рис. 4). Изломы проволоки образованы при осевом растяжении и имеют локальное утонение (шейку) в месте наибольшей локализации деформации.

Особого внимания заслуживают значения механических свойств экспериментальной проволоки после одноступенчатого отжига при 300°C (ST300). Поскольку при данной температуре цирконий не оказывает своего влияния [6, 17], то полученный эффект может быть обусловлен только устойчивостью к нагревам структурных составляющих эвтектического происхождения. Данные значения демонстрируют возможность получения термически стабильного проводникового материала на базе системы Al–Ca–Fe–Si, что влечет за собой дополнительное преимущество в экономических показателях.

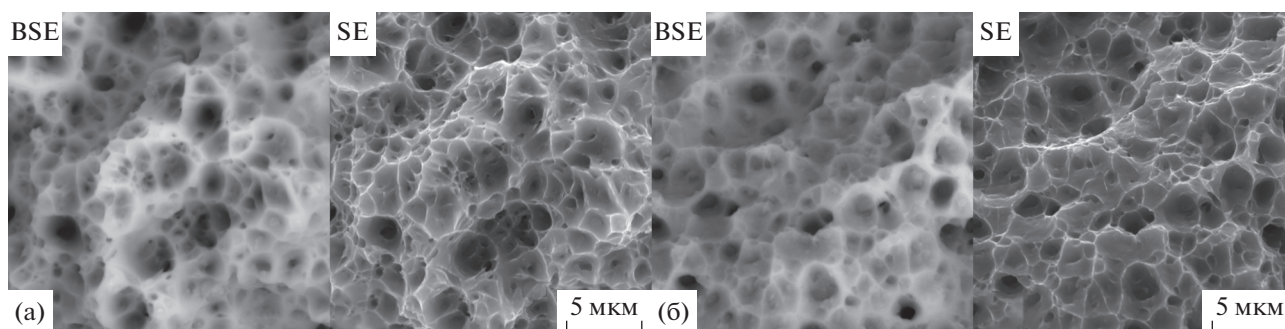


Рис. 4. Фрактограммы холоднокатаной проволоки сечением 1 мм² из сплава А1КЖЦр после испытания на разрыв (СЭМ): а) исходное состояние (S0), б) S450 (см. табл. 2). BSE – детектор обратно отраженных электронов, SE – детектор вторичных электронов.

ВЫВОДЫ

1. Изучено влияние температуры отжига на структуру, удельное электросопротивление и твердость холоднокатаного листа из сплава Al–1% Ca–0.5% Fe–0.25% Si–0.5% Zr, полученного из прутка, отлитого по технологии литья в электромагнитный кристаллизатор. Установлено, что отжиг снижает электросопротивление и при 450°C оно составляет 0.031 мкОм м. Значения твердости для листа остаются высокими и практически не меняются до 450°C.

2. Экспериментальным путем установлено, что холоднокатаная проволока из сплава Al–1% Ca–0.5% Fe–0.25% Si–0.5% Zr, полученного с применением технологии литья в электромагнитный кристаллизатор, обладает более высоким пределом прочности, сопоставимой пластичностью по сравнению с проволокой из сплава Al–7% РЗМ, полученного по технологии RS/PM. Однако высокое электросопротивление материала за счет растворенного циркония требует проведения термической обработки.

3. Показано, что достичь сопоставимого со сплавом Al–7% РЗМ уровня свойств прочности, электропроводности и пластичности на проволоке из сплава Al–1% Ca–0.5% Fe–0.25% Si–0.5% Zr позволяет двухступенчатый отжиг при температурах 350 и 450°C с выдержкой 3 ч на каждой ступени.

4. Установлено, что за счет образования Ca-содержащих фаз эвтектического происхождения возможно обеспечение термической стабильности сплава до 300°C включительно. Это позволяет рассматривать систему Al–Ca–Fe–Si в качестве перспективной для разработки проводниковых экономнолегированных термостойких сплавов.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 20-79-00239).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Егер С.М., Матвеев А.М., Шаталов И.А.* Основы авиационной техники. 2-е изд. Под ред. И.А. Шаталова. М.: Изд-во МАИ, 1999. 576 с.
2. *Avdulov A.A., Sergeev N.V., Gudkov I.S., Timofeev V.N., Gorokhov Yu.V., Avdulova Yu.S.* Wire production development of special aluminum alloys based on electromagnetic mold casting method and continuous extrusion process known as conform // *J. Sib. Fed. Univ. Eng. technol.* 2017. V. 10(1). P. 85–94. <https://doi.org/10.17516/1999-494X-2017-10-1-85-94>
3. Технический справочник: Кабели, провода, материалы для кабельной индустрии. 3-е изд. М.: НКП “Эллипс”, 2006. 360 с.
4. *Вульф Б.К., Ромадин К.П.* Авиационное материаловедение. 3-е изд. М.: Машиностроение, 1967. 422 с.
5. *Матвеев Ю.В., Гаврилова В.П., Баранов В.В.* Легкие проводниковые материалы для авиапродов // *Кабели и провода.* 2006. № 5. С. 22–23.
6. *Belov N.A., Alabin A.N., Prokhorov A.Y.* The influence that a zirconium additive has on the strength and electrical resistance of cold-rolled aluminum sheets. // *Russ. J. Non-ferrous Met.* 2009. V. 50. P. 357–362. <https://doi.org/10.3103/S1067821209040099>
7. *Добаткин В.И., Елагин В.И., Федоров В.М.* Быстро-закристаллизованные алюминиевые сплавы. М.: ВИЛС, 1995. 341 с.
8. *Добаткин В.И., Елагин В.И., Федоров В.М.* Гранулируемые алюминиевые сплавы с особыми физическими свойствами // *Авиационная промышленность.* 1990. № 7. С. 55–57.
9. *Первухин М.В., Тимофеев В.Н.* Современные электротехнологии для производства высококачественных алюминиевых сплавов. Красноярск: СФУ, 2015. 155 с.
10. *Korotkova N.O., Belov N.A., Timofeev V.N., Motkov M.M., Cherkasov S.O.* Influence of heat treatment on the structure and properties of an Al–7% REM conductive aluminum alloy casted in an electromagnetic crystallizer // *Phys. Met. Metal.* 2020. V. 121. № 2. P. 182–188. <https://doi.org/10.1134/S0031918X2002009X>
11. *Korotkova N.O., Belov N.A., Avksentieva N.N., Aksenov A.A.* Effect of calcium additives on the phase composition and physicomechanical properties of a conductive alloy Al–0.5% Fe–0.2% Si–0.2% Zr–0.1% Sc // *Phys. Met. Metal.* 2020. V. 121. № 1. P. 95–101. <https://doi.org/10.1134/S0031918X20010093>
12. *Belov, N.A., Akopyan, T.K., Korotkova, N.O., Naumova E.A., Pesin A.M., Letyagin N.V.* Structure and properties of Al–Ca(Fe, Si, Zr, Sc) wire alloy manufactured from as-cast billet // *JOM.* 2020. V. 72. P. 3760–3768. <https://doi.org/10.1007/s11837-020-04342-x>
13. *Çadırlı E., Tecer H., Sahin M., Yılmaz E., Kirıncı T., Gündüz M.* Effect of heat treatments on the microhardness and tensile strength of Al–0.25 wt % Zr alloy // *J. Alloys Compd.* 2015. V. 632. P. 229–237. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.01.193>
14. *Orlova T.S., Mavlyutov A.M., Latynina T.A., Ubyivovk E.V., Murashkin M.Y., Schneider R., Gerthsen D., Valiev R.Z.* Influence of severe plastic deformation on microstructure strength and electrical conductivity of aged Al–0.4Zr (wt %) alloy // *Rev. Adv. Mater. Sci.* 2018. V. 55. P. 92–101. <https://doi.org/10.1515/rams-2018-0032>
15. *Yuan W., Liang Zh.* Effect of Zr addition on properties of Al–Mg–Si aluminum alloy used for all aluminum alloy conductor // *Mater. Des.* 2011. V. 32 № 8–9. P. 4195–4200. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.04.034>
16. *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. V. 56. P. 114–127. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2007.09.004>

17. *Belov N.A., Alabin A.N., Teleuova A.R.* Comparative analysis of alloying additives as applied to the production of heat-resistant aluminum-base wires // *Met. Sci. Heat. Treat.* 2012. V.53. P. 455–459. <https://doi.org/10.1007/s11041-012-9415-5>
18. *Belov N.A., Naumova E.A., Akopyan T.K., Doroshenko V.V.* Phase Diagram of the Al–Ca–Fe–Si system and its application for the design of aluminum matrix composites // *JOM.* 2018. V. 70. P. 2710–2715. <https://doi.org/10.1007/s11837-018-2948-3>
19. *Белов Н.А., Наумова Е.А., Акопян Т.К.* Эвтектические сплавы на основе алюминия: новые системы легирования. М.: Руда и Металлы, 2016. 256 с.
20. *Brubak J.P., Efstol B., Ladiszlaldesz F.* Aluminium alloy, a method of making it and an application of the alloy. Patent US 5067994. Publication: 1991–11–26.
21. *Kenichi S., Kazuhisa Y., Yasumasa H., Takasi K., Minoru Y.* High conductive heat-resistant aluminum alloy. Patent US 4402763. Publication: 1983–09–06.
22. *Jabłoński M., Knych T.A., Smyrak B.* New aluminium alloys for electrical wires of fine diameter for automotive industry // *Arch. Metall. Mater.* 2009. V. 54. № 3. P. 671–676. https://www.researchgate.net/publication/263734063_New_aluminium_alloys_for_electrical_wires_of_fine_diameter_for_automotive_industry.
23. *Телеуов В.В.* Фундаментальная закономерность изменения структуры при кристаллизации алюминиевых сплавов с разной скоростью охлаждения // *Технология легких сплавов.* 2015. № 2. С. 13–18.
24. *Belov N.A., Naumova E.A., Ilyukhin V.D., Doroshenko V.V.* Structure and mechanical properties of Al–6% Ca–1% Fe alloy foundry goods, obtained by die casting // *Tsvet. Met.* 2017. V. 3. P. 55–61. <https://doi.org/10.17580/tsm.2017.03.11>
25. *Lefebvre W., Danoix F., Hallem H., Forbord B., Bostel A., Marthinsen K.* Precipitation kinetic of Al₃(Sc, Zr) dispersoids in aluminium // *J. Alloys Compd.* 2009. V. 470. P. 107–110. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2008.02.043>
26. *Clouet E., Barbu A., Lae L., Martin G.* Precipitation kinetics of Al₃Zr and Al₃Sc in aluminum alloys modeled with cluster dynamics // *Acta Mater.* 2005. V. 53. P. 2313–2325. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2005.01.038>