

УДК 669.71

ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТИ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТОНКИХ ПРОВОДОВ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ Al–0.25%Zr–(Si, Er, Hf, Nb)

© 2025 г. Я. С. Шадрина^a, *, А. А. Бобров^a, А. В. Нохрин^a, Н. Н. Берендеев^a,
В. И. Копылов^a, В. Н. Чувильдеев^a, Н. Ю. Табачкова^{b, c}

^aНациональный исследовательский Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского,
пр-т Гагарина, 23, Нижний Новгород, 603022 Россия

^bНациональный исследовательский технологический университет “МИСИС”,
Ленинский пр-т, 4, Москва, 119049 Россия

^cИнститут общей физики им. А.М. Прохорова РАН, ул. Вавилова, 38, Москва, 119991 Россия

*e-mail: yashadrina@nifti.unn.ru

Поступила в редакцию 15.12.2023 г.

После доработки 13.11.2024 г.

Принята к публикации 02.12.2024 г.

Исследована термическая стабильность тонких проводов (проволок) из алюминиевых сплавов Al–0.25%Zr, дополнительно легированных Si, Er, Hf, Nb. Литые заготовки получали методом индукционного литья в вакууме; проволоку диаметром 0.3 мм получили путем волочения с предварительной деформационной обработкой заготовок. Изучено влияние температуры отжига на механические свойства и удельное электросопротивление (УЭС) алюминиевых проводов. Исследована микроструктура проводов в рекристаллизованном состоянии. Показано, что при увеличении температуры отжига происходит монотонное уменьшение предела прочности, микротвердости и УЭС. Установлено, что пластичность проволоки немонотонно (с максимумом) зависит от температуры отжига. Определены оптимальные режимы отжига, обеспечивающие наилучшее сочетание предела прочности, микротвердости и УЭС алюминиевой проволоки.

Ключевые слова: алюминий, провод, прочность, электросопротивление

DOI: 10.31857/S0015323025020116, **EDN:** AYHNSM

ВВЕДЕНИЕ

Высокопрочные алюминиевые сплавы с повышенной удельной электропроводностью рассматриваются в качестве замены медных сплавов [1–3], широко применяемых для изготовления проводов в авиации и автомобилестроении. Тонкий алюминиевый провод диаметром до 0.5 мм с высокой прочностью и электропроводностью может применяться также в электроэнергетике. Традиционный подход к разработке проводниковых алюминиевых сплавов состоит в их легировании элементами, которые слабо влияют на удельную электропроводность, но увеличивают прочность.

В настоящее время наиболее распространены эвтектические алюминиевые сплавы, содержащие большую суммарную концентрацию таких редкоземельных элементов (РЗЭ), как La, Ce, Sm и др. [4–9]. Вторым примером являются сплавы системы Al–Mg–Si [10–19], обладающие

хорошей пластичностью, что позволяет изготавливать из них тонкие провода, но их прочность часто недостаточна. Деформационная обработка алюминиевых сплавов позволяет повысить их прочность, но отрицательно влияет на их пластичность и термическую стабильность. Важно отметить, что к современным проводниковым алюминиевым сплавам предъявляются повышенные требования по длительной термической стабильности (см., напр., ГОСТ Р МЭК 62004–2014 – не менее 130 МПа). Современные проводниковые эвтектические алюминиевые сплавы и сплавы Al–Mg–Si обладают хорошей термической стабильностью при малых временах отжига, но при длительных испытаниях часто их характеристики резко снижаются.

Активно разрабатываются проводниковые сплавы системы Al–Zr [20, 21]. В данных сплавах при повышенной температуре (более 350°C) и длительной выдержке (50–100 ч) образуются

упрочняющие частицы Al_3Zr со структурой $L1_2$. Отметим, что для современных проводниковых сплавов необходимо обеспечение сверхдлительной стабильности структуры при температуре 180–220°C, близкой к температуре начала рекристаллизации чистого алюминия. В сплавах системы Al–Zr частицы выделяются при более высоких температурах или существенно больших временах отжига [22, 23]. Это приводит к необходимости проводить дополнительный отжиг заготовок алюминиевых сплавов перед волочением или раскаткой, что отрицательно влияет на технологическую пластичность заготовки.

Вторая проблема сплавов Al–Zr – это прерывистый распад твердого раствора, который приводит к выделению крупных частиц игольчатой (веретенообразной) формы [24–26]. Теория прерывистого распада твердого раствора в настоящее время достаточно подробно разработана, и мы не будем здесь останавливаться на этом вопросе. Важно лишь отметить, что выделение таких частиц приводит к снижению технологической пластичности алюминиевого сплава и к увеличению числа обрывов провода при его холодном волочении. Для решения данной проблемы сплавы системы Al–Zr легируют элементами (Er, Hf, Y и др.), обеспечивающими снижение температуры начала распада твердого раствора Zr в Al [27–31]. Перспективным является сочетание комплексного легирования с многостадийной термической обработкой, которая также позволяет снизить интенсивность прерывистого распада твердого раствора [24].

Цель работы – изготовление и исследование термической стабильности тонких проводов, изготовленных из мелкозернистых сплавов Al–0.25%Zr, дополнительно легированных Si, Er, Hf, Nb. Результаты исследований термической стабильности микроструктуры, механических свойств и удельного электросопротивления (УЭС) заготовок из этих мелкозернистых алюминиевых сплавов ранее были описаны в работе [32].

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ

Объектами исследования служили провода из микролегированных алюминиевых сплавов диаметром 0.3 мм. Химический состав алюминиевых сплавов описан в табл. 1.

Крупнозернистые заготовки сплавов размером 20×20×160 мм были получены методом индукционного литья из высокочистого алюминия A99(997) с помощью литейной машины INDUTHERM VTC-200. Режимы изготовления заготовок указаны в табл. 2. Для изготовления сплавов использовали лигатуры Al–3%Zr, Al–3%Hf, Al–3%Si, Al–3%Er, Al–2%Nb, полученные методом индукционного литья с последующей прокаткой в фольгу толщиной 0.2 мм. Далее заготовки подвергали равноканальному угловому прессованию (РКУП) и ротационной ковке (РК). РКУП осуществляли на гидравлическом прессе Ficer HF400L, в оснастке квадратного сечения. С помощью ротационно-ковочной машины HMP P5-4-21H изготовлены цилиндрические заготовки диаметром 6 мм и длиной 1.3–1.5 м. После РК заготовки не подвергали отжигу. Изготовление тонкого провода диаметром 0.3 мм осуществляли методом волочения при комнатной температуре, с помощью стана для волочения RODENT CGDE-1200 15.420. Для волочения использовали твердосплавные фильеры. Режимы деформационной обработки заготовок перед волочением указаны в табл. 2.

Исследования микротвердости H_v проводили в центре поперечного сечения провода с использованием твердомера Qness A60+ при нагрузке 20 г. Средняя погрешность измерения H_v составляла 3.5% от измеренного значения. Для проведения измерения образцы проводов запрессовывали в бакелит с помощью станка Buehler Simplimet 1000 и подвергали механической полировке с помощью станка Buehler AutoMet 250; на финальном этапе проводили полировку на коллоидной суспензии SiO_2 (50 нм). Температура и время запрессовки составляли 160°C и 15 мин соответственно.

Таблица 1. Химический состав сплавов исследуемых сплавов

Сплав	Химический состав, мас. % (ат. %)					
	Al	Zr	Si	Er	Hf	Nb
1	Ост.	0.25 (0.074)	0.15 (0.097)	0.25 (0.041)	0.20 (0.030)	—
2			0.15 (0.096)	0.25 (0.040)	—	—
3			0.15 (0.096)	—	—	—
4			—	—	0.15 (0.023)	—
5			—	—	0.25 (0.038)	—
6			—	—	—	0.15 (0.044)

Таблица 2. Режимы изготовления проводов

Режимы изготовления	Сплав	1	2	3	4	5	6
Этап 1: Индукционное литье							
Изложница, мм		22×22×160, медь					
Керамический тигель, см³		150					
Продувка аргоном перед плавкой, циклы		3					
Продувка аргоном во время нагрева, циклы		3					
Перемешивание расплава		Индукционное					
Мощность нагрева, кВт		4.5					
Температура выдерживания расплава, °С		800					
Время до расплавления компонентов, с		505	455	475	485	500	492
Время выдержки перед разливкой, мин		20					
Температура разливки, °С		780					
Время охлаждения, с		50–250					
в т. ч. время вибрации, с		50					
Этап 2: РКУП							
Температура, °С		250					
Число циклов		4					
Скорость, мм/с		0.1					
Угол пересечения каналов, °		90					
Этап 3: Ротационная ковка							
Температура, °С		20°С					
Схема деформации, мм		Ø 20 → 6					
Суммарная степень накопленной деформации, %		70					
Этап 4: Волочение							
Температура, °С		20°С					
Схема деформации, мм		Ø 6 → 0.3					
Суммарная степень накопленной деформации, %		95					

Исследование микроструктуры проводили на растровом электронном микроскопе (РЭМ) Jeol JSM-6490 с энергодисперсионным микроанализом Oxford Instruments INCA 350 и просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ) Jeol JEM-2100F с энергодисперсионным рентгеновским спектрометром Jeol JED-2300.

Для испытаний на растяжение использована разрывная машина Lloyd Instruments LR5K Plus. Испытания образцов длиной 0.6 м проводили при комнатной температуре, при скорости деформации 10 мм/мин (0.001 с⁻¹). В процессе испытаний фиксировали диаграмму “напряжение σ – деформация ϵ ”, по которой определяли предел прочности σ_B и относительное удлинение до разрушения δ . Фрактографическое исследование изломов образцов проводили на РЭМ Jeol JSM-6490.

Термическую обработку образцов проводили в воздушной печи ЭКПС-10. Точность поддержания температуры составляла 5°С.

Для измерения УЭС провода использовали цифровой L-C-R измеритель Е7-8. Для каждого образца длиной 0.6 м исследовали площадь поперечного сечения в 10 точках с точностью измерения диаметра образца 10 мкм. Погрешность измерения УЭС составляла 0.05 мкОм·хсм.

Далее провода, изготовленные из сплавов № 1–6 (см. табл. 1), для краткости будем обозначать как провода № 1–6.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Провода в исходном состоянии имеют сильно деформированную структуру; средний размер фрагментов составляет ~0.2–0.5 мкм. Химический состав проводов не оказывает заметного влияния на параметры микроструктуры сплавов в исходном (неотожженном) состоянии.

В табл. 3 приведены результаты исследований свойств проводов в исходном состоянии.

Таблица 3. Свойства проводов в исходном состоянии

№	1	2	3	4	5	6
Свойства проводов						
Hv , МПа	565 ± 15	545 ± 20	520 ± 20	495 ± 10	515 ± 15	395 ± 10
σ_B , МПа	268 ± 16	260 ± 10	261 ± 19	186 ± 18	224 ± 22	170 ± 15
δ , %	0.3 ± 0.2	1.0 ± 0.6	0.6 ± 0.4	1.5 ± 0.7	2.2 ± 0.5	1.9 ± 1.5
ρ , мкОм·см	3.53 ± 0.05	3.35 ± 0.05	3.35 ± 0.05	3.48 ± 0.05	3.44 ± 0.05	3.31 ± 0.05
Характеристики заготовок после РКУП + РК						
Hv , МПа	500 ± 15	510 ± 20	465 ± 15	420 ± 15	430 ± 15	400 ± 10
ρ , мкОм·см	3.47 ± 0.03	3.45 ± 0.04	3.23 ± 0.04	3.15 ± 0.02	3.16 ± 0.02	3.43 ± 0.04

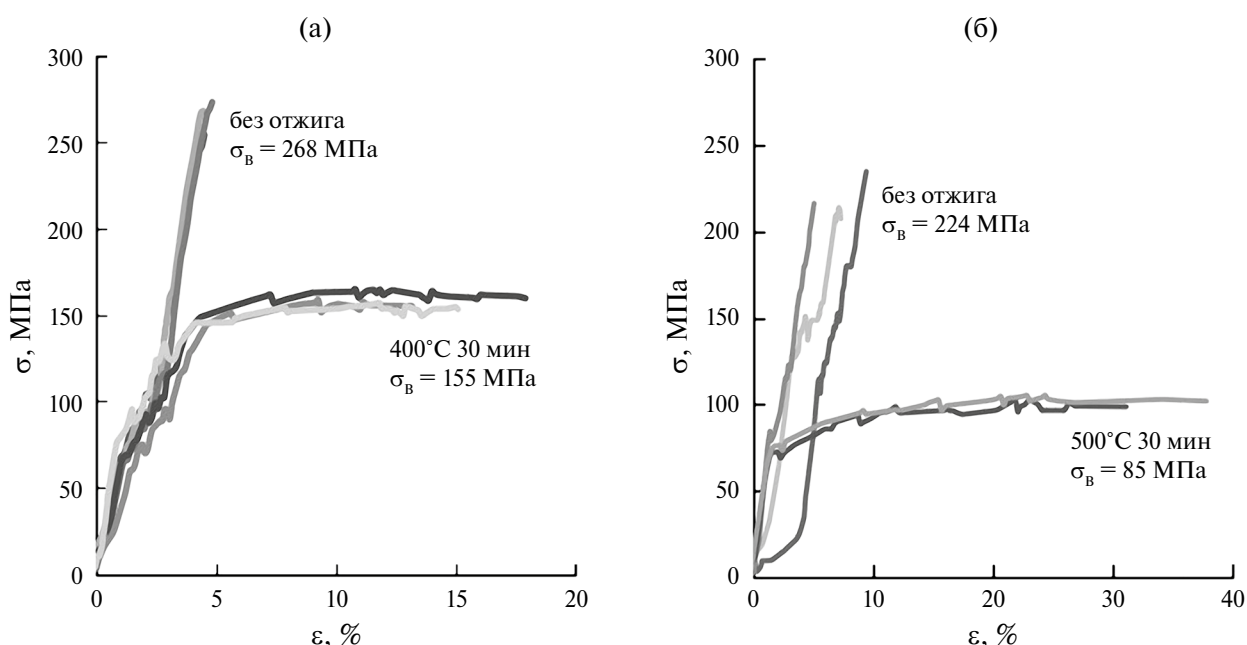


Рис. 1. Диаграммы растяжения образцов проводов № 1 (а) и № 5 (б).

Минимальная микротвердость (395 МПа) в исходном состоянии наблюдается для провода, изготовленного из сплава Al-0.25Zr-0.15Nb (сплав № 6). Значения микротвердости для проводов № 1–5 лежат в интервале от 495 МПа (сплав № 4) до 565 МПа (сплав № 1). Это превышает значения микротвердости для данных сплавов в литом состоянии на 150 (сплав № 6) и 250 МПа (сплавы № 1–5) [32], но близко к твердости исходных мелкозернистых заготовок (табл. 3).

Испытания на растяжение показали, что в исходном состоянии провода № 1, № 2 и № 3 обладают наибольшими значениями предела прочности. Кривые растяжения $\sigma(\epsilon)$ имеют типичный вид для сильно упрочненных металлов; стадия равномерного пластического течения мала (рис. 1).

Относительное удлинение до разрушения δ составляет ~1% (табл. 3). Несмотря на малую

пластичность, фрактографический анализ показал, что провода из всех сплавов в исходном состоянии разрушаются вязко; изломы представляют собой совокупность ямок различных размеров (рис. 2).

Наименьшим значением УЭС в исходном состоянии обладают провода № 4 (3.11 мкОм·см) и № 5 (3.12 мкОм·см). Наибольшее УЭС наблюдается для провода № 1 (3.53 мкОм·см), который содержит максимальную концентрацию легирующих элементов.

Результаты исследования термической стабильности проводов представлены на рис. 3. Для всех сплавов наблюдается монотонно спадающий характер зависимости микротвердости от температуры 30-минутного отжига. Из рис. 3а видно, что разупрочнение материала проводов № 1–5 начинается при нагреве до температуры 200°C. Анализ зависимостей $Hv(T)$ показывает,

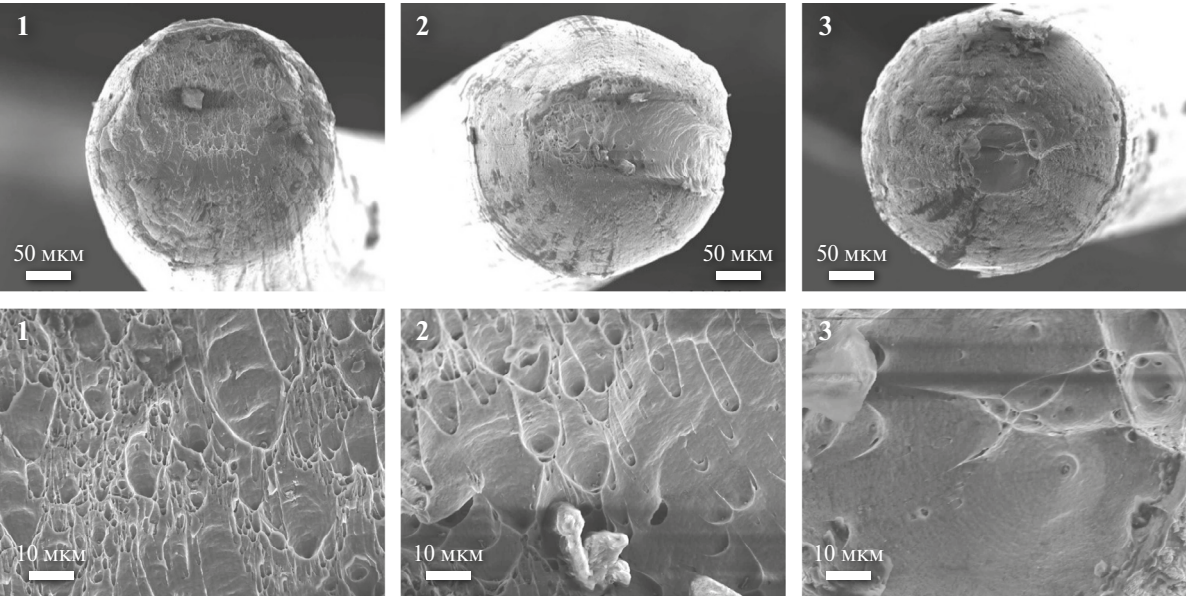


Рис. 2. Фрактографический анализ изломов проводов в исходном состоянии. Номера на рисунках соответствуют номерам сплавов в табл. 1. РЭМ.

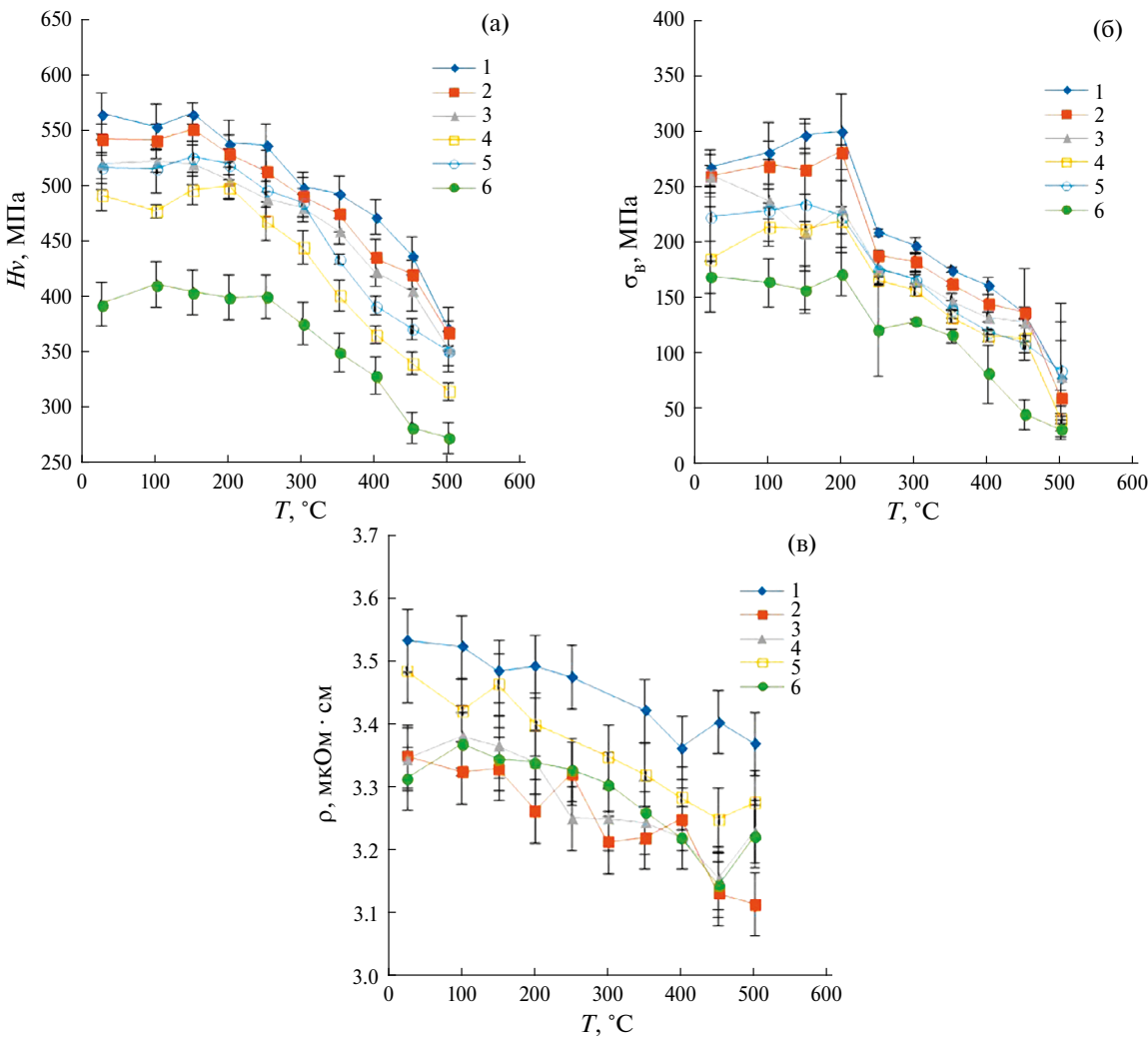


Рис. 3. Зависимости H_v (а), σ_B (б), ρ (в) от температуры 30-минутного отжига алюминиевых проводов.

что добавление к сплаву Al–0.25%Zr ниобия (сплав № 6) негативно сказывается на его твердости и прочности. Основной причиной является то, что в присутствии Nb образуются крупные частицы $\text{Al}_3(\text{Zr}, \text{Nb})$ со структурой $\text{D}_{0_{23}}$ [33]. Это приводит к уменьшению объемной доли частиц Al_3Zr со структурой L_{12} , дающих наибольший вклад в прочность и термическую стабильность мелкозернистого сплава. Максимальной твердостью после 30-минутного отжига при 500°C обладают провода № 1 и № 2 (рис. 3а). Отметим, что твердость отожженных проводов оказывается больше твердости заготовок, отожженных при тех же температурах (см. [32]).

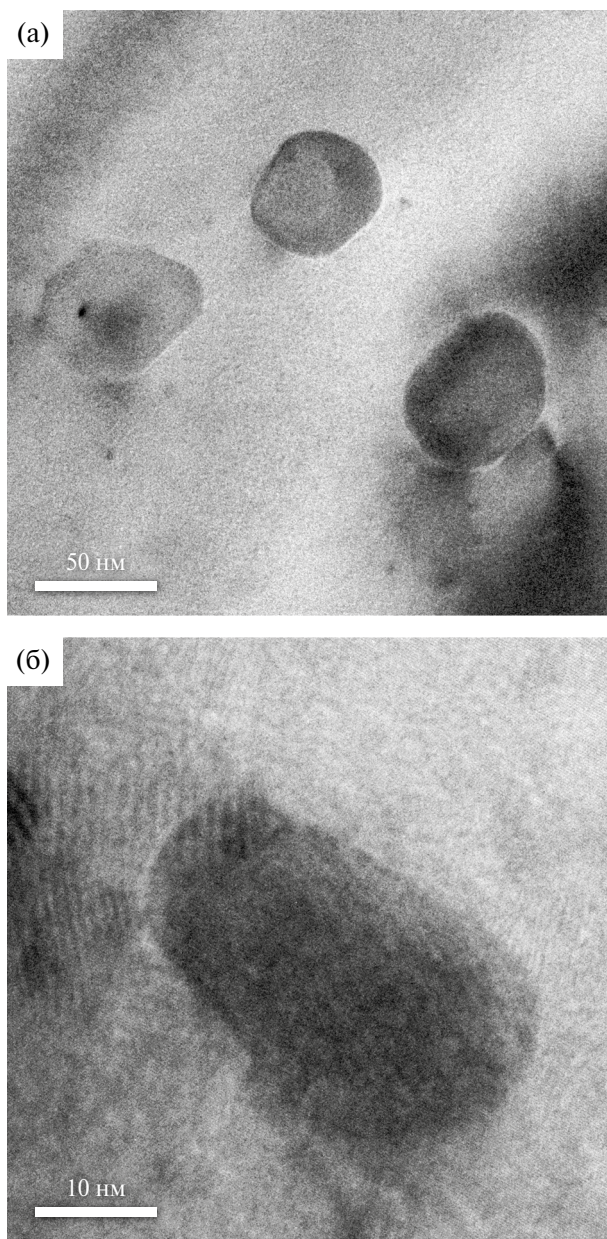


Рис. 4. Частицы Al_3Zr в проводах из сплава № 2 (а) и № 5 (б) после отжига при 300°C. ПЭМ.

Для всех сплавов наблюдается уменьшение УЭС при увеличении температуры отжига на ~ 0.2 мкОм·см (рис. 3в). Интенсивное уменьшение УЭС, обусловленное распадом твердого раствора в алюминиевых сплавах, начинается после нагрева до 200–250°C. Минимальное УЭС после отжига при 500°C характерно для сплава № 2, но следует отметить, что его величина существенно превышает УЭС чистого алюминия (~2.7 мкОм·см). Полученный результат свидетельствует о том, что в исследуемых проводах полного распада твердого раствора не произошло.

На рис. 3б представлены результаты испытаний на растяжение. Характер изменения кривых $\sigma(\epsilon)$ после отжига показан на рис. 1; на кривых $\sigma(\epsilon)$ для отожженных сплавов наблюдается явно выраженная стадия равномерного пластического течения. Как видно из рис. 1 и рис. 3, отжиг приводит к снижению предела прочности и немонотонному изменению удлинения до разрушения. Для всех образцов проводов, кроме изготовленных из сплава № 5, наблюдается увеличение удлинения до разрушения после нагрева до 400–450°C и снижение пластичности при увеличении температуры отжига до 500°C. После отжига при 500°C величина δ не превышает 7% для всех сплавов кроме № 5. Для провода № 5 величина $\delta \sim 32\%$. Результаты электронно-микроскопических исследований показывают, что при этих температурах происходит рост выделившихся в результате отжига частиц $\text{Al}_3(\text{Zr}, \text{X})$ (рис. 4), а также наблюдается аномальный рост зерен (рис. 5а). Отметим, что в сплаве № 5 после отжига сохраняется однородная мелкозернистая микроструктура со средним размером зерна ~ 5 мкм (рис. 5б), что, вероятно, обуславливает его повышенную пластичность после отжига при температуре 500°C (рис. 3в). Частицы при этом выделяются преимущественно в объеме зерен (рис. 4).

Фрактографический анализ (рис. 6) области разрушения показывает, что отжиг приводит к изменению характера изломов; ямок на поверхности излома не обнаружено.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Микротвердость заготовок № 1–6 составляла 500±15 МПа (№ 1), 510±20 МПа (сплав № 2), 465±15 МПа (№ 3), 420±15 МПа (№ 4), 430±15 МПа (№ 5) и 400±10 МПа (№ 6) [32]. Таким образом, микротвердость проводов в исходном состоянии оказывается выше, чем микротвердость заготовок. УЭС проводов близко к УЭС заготовок.

Зависимости предела прочности от микротвердости исследуемых алюминиевых проводов

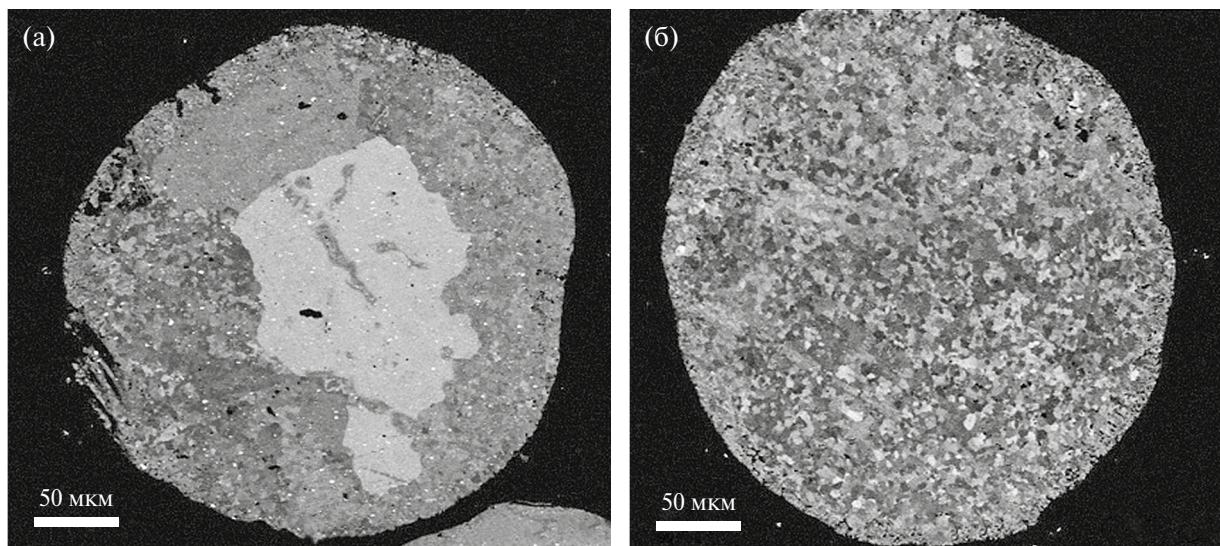


Рис. 5. РЭМ-изображения микроструктуры провода № 2 (а) и № 5 (б) после отжига при температуре 500°C (30 мин). РЭМ.

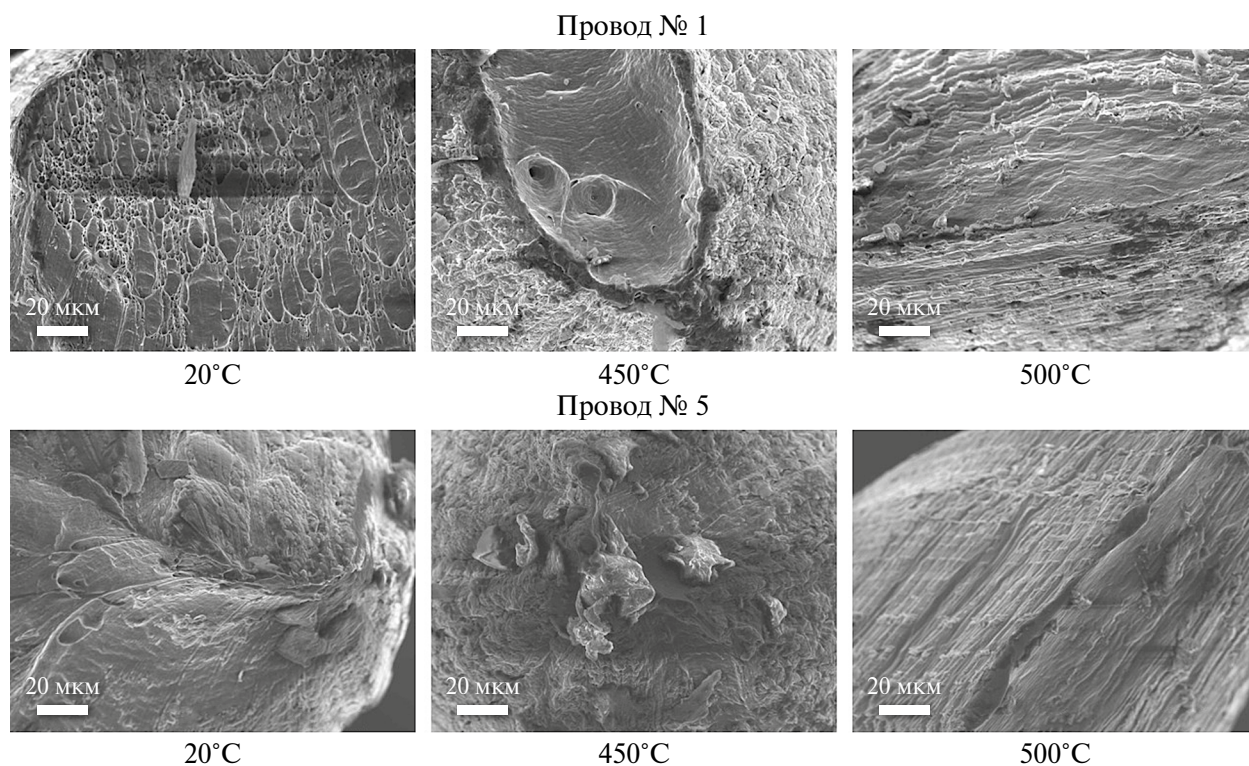


Рис. 6. Фрактографический анализ изломов образцов провода № 1 и № 5 после термической обработки (30 мин) при различных температурах. РЭМ.

представлены на рис. 7. Из рисунка видно, что между σ_B и H_V наблюдается надежная корреляция, но характер зависимости $\sigma_B(H_V)$ отличен от обычной линейной функции.

На рис. 8 обобщены результаты исследований УЭС и предела прочности проводов. Штриховыми линиями отмечен уровень характеристик, который должен быть обеспечен в новых

проводниковых сплавах, выступающих в качестве замены промышленного сплава 01417 ($\rho \leq 3.0\text{--}3.1$ мкОм·см, $\sigma_B \geq 160\text{--}200$ МПа) (см. [34]).

Анализ представленных на рис. 8 данных показывает, что провода имеют более высокие значения УЭС ($\rho > 3.1$ мкОм·см), но после термической обработки (200°C, 30 мин) все провода обладают необходимыми значениями предела

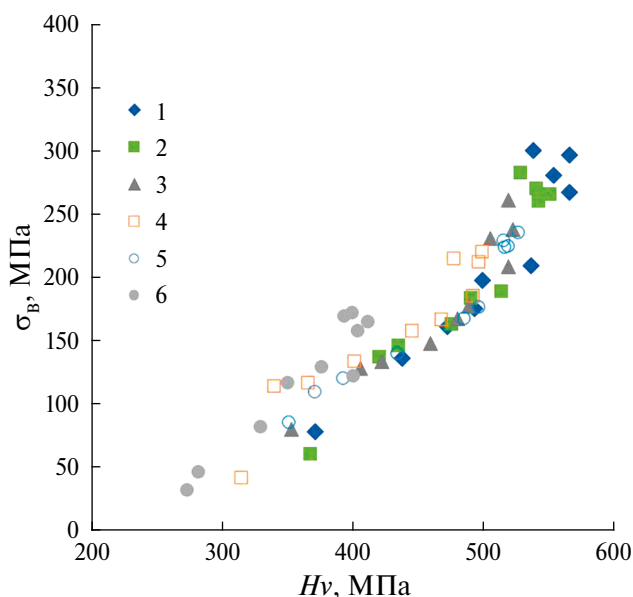


Рис. 7. Зависимости предела прочности от микротвердости исследуемых алюминиевых проводов.

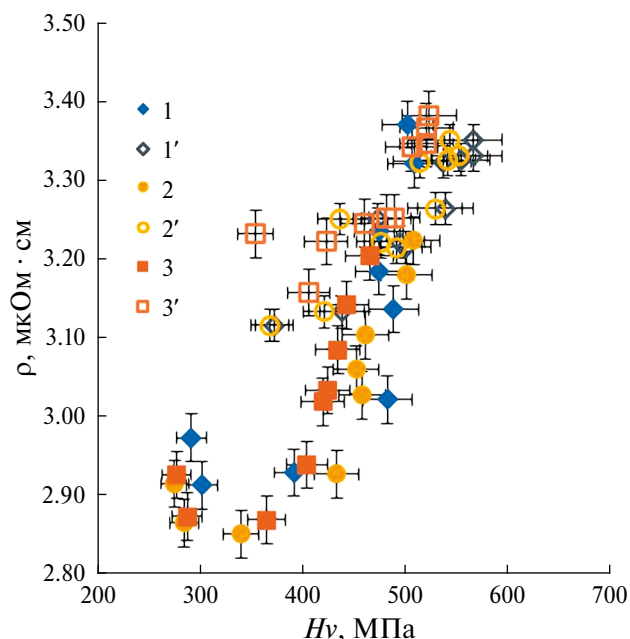


Рис. 9. Диаграмма “микротвердость — УЭС” для проводов (светлые маркеры) и заготовок (закрашенные маркеры) из сплавов № 1, 2 и 3.

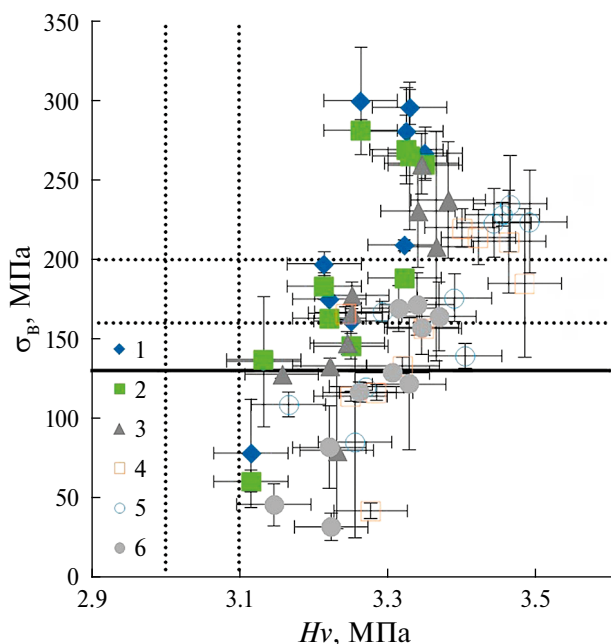


Рис. 8. Диаграмма “УЭС (ρ) — предел прочности (σ_B)” для проводов (закрашенные маркеры) и заготовок (светлые маркеры).

прочности. Отметим также, что в соответствии с требованиями ГОСТ Р МЭК 62004–2014 1-часовой отжиг при 400°C моделирует длительную (более 350 тыс. ч) эксплуатацию провода при 150°C. Полученный результат означает, что разработанные провода обладают необходимым уровнем термической стойкости прочности.

По нашему мнению, основной причиной повышенных значений УЭС отожженных проводов является незавершенность процесса распада твердого раствора. Это крайне неожиданный результат, поскольку, как видно из работы [32], УЭС мелкозернистых заготовок из сплавов № 1–6 после отжига 500°C оказывается в интервале 2.9–3.1 мкОм·см, что соответствует выдвигаемым требованиям. Поскольку УЭС заготовок, измеряемое вихретоковым методом, близко к УЭС проводов (табл. 3), то наблюдаемые различия для отожженных заготовок и отожженных проводов связаны, очевидно, с различиями в характере выделения частиц второй фазы.

Таким образом, отожженные провода обладают одновременно повышенной (по отношению к мелкозернистым заготовкам) твердостью и УЭС. Наиболее наглядно это видно из представленной на рис. 9 диаграммы “микротвердость — УЭС”, на которой проведено сравнение данных для проводов и заготовок.

Обычно предполагается, что дополнительная деформация оказывает слабое влияние на процесс выделения частиц Al_3X [34], но может оказывать влияние на механизм их выделения [36].

Из анализа зависимостей УЭС от времени отжига с использованием уравнения Мела–Джонса–Аврами–Колмогорова было показано, что основным механизмом распада твердого раствора в исследуемых мелкозернистых сплавах

№ 1–6 является выделение частиц на ядрах решеточных дислокаций [32].

Провода № 1–6 после отжига при 500°C имеют более мелкозернистую микроструктуру, чем заготовки, отожженные при тех же температурах (см. [32]). Это приводит к тому, что твердость отожженных проводов превышает твердость отожженных заготовок.

Полученный результат означает, что в соответствии с уравнением Зинера при отжиге проводов выделяются частицы меньшего размера, чем при отжиге заготовок. По нашему мнению, это связано с преимущественным выделением частиц в объеме зерен при отжиге проводов (рис. 4), в то время как при нагреве заготовок частицы выделяются по ядрам решеточных дислокаций ([32]). Поскольку коэффициент диффузии в кристаллической решетке намного меньше коэффициента диффузии по ядрам дислокаций, то интенсивность выделения и роста частиц при отжиге проводов будет меньше, чем при отжиге мелкозернистых заготовок.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Исследованы особенности изменения механических свойств и удельного электросопротивления проводов из алюминиевых сплавов Al–0.25%Zr, микролегированных Si, Er, Hf, Nb.

Показано, что после отжига провода из сплава № 5 (Al–0.25Zr–0.25Hf) при 500°C наблюдается однородная мелкозернистая структура и увеличение пластичности до 7%.

Установлено, что в результате отжига проводов наблюдается снижение интенсивности изменения УЭС по сравнению с изменением УЭС в мелкозернистых заготовках, из которых были изготовлены данные провода методом волочения. Оптимальным сочетанием прочности и УЭС обладает сплав № 2 (Al–0.25Zr–0.10Si–0.25Er) после термической обработки при 300°C (30 мин).

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (грант №20-19-00672 <https://rscf.ru/project/20-19-00672/> ФГАОУ ВО “Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского”, Нижегородская обл.). Исследования микроструктуры с использованием метода ПЭМ проведены на оборудовании ЦКП “Материаловедение и металлургия” НИТУ “МИСИС” при финансовой поддержке Минобрнауки России.

Авторы данной работы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Medvedev A., Arutyunyan A., Lomakin I., Bondarenko A., Kazykhanov V., Enikeev N., Raab G., Murashkin M. Fatigue properties of ultra-fine grained Al–Mg–Si wires with enhanced mechanical strength and electrical conductivity // *Metals*. 2018. V. 8. Iss. 12. P. 1034.
2. Yang C., Masquellier N., Gandiolle C., Sauvage X. Multifunctional properties of composition graded Al wires // *Scripta Mater*. 2020. V. 189. P. 21–24.
3. Moisy F., Gueydan A., Sauvage X., Keller C., Guillet A., Nguyen N., Martinez M., Hug E. Elaboration of architected copper clad aluminum composites by a multi-step drawing process // *Mater. Sci. Forum*. 2018. V. 941. P. 1914–1919.
4. Мамвеев Ю.А., Гаврилова В.П., Баранов В.В. // *Кабели и провода*. 2006. № 5. 300. С. 22–23.
5. Gorokhov Yu., Timofeev V., Pervukhin M., Belokopytov V., Motkov M., Erdineev N., Kosyachenko I., Yakunina O., Strigin A. Manufacturing Technology of Aluminium Wire from Alloy 01417 with Adjusted Level of Mechanical Properties // *J. Siberian Federal University. Eng. Techn.* 2019. V. 12. P. 842–851.
6. Murashkin M., Sabirov I., Medvedev A., Enikeev N., LeFebvre W., Valiev R., Sauvage X. Mechanical and electrical properties of an ultrafine grained Al–8.5wt%RE (RE = 5.4wt.%Ce, 3.1wt.%La) alloy processed by severe plastic deformation // *Mater. Design*. 2016. V. 90. P. 433–442.
7. Medvedev A., Murashkin M., Enikeev N., Valiev R., Hodgson P., Lapovok R. Enhancement of mechanical and electrical properties of Al–Re alloys by optimizing rare-earth concentration and thermo-mechanical treatment // *J. Alloys Compounds*. 2018. V. 745. P. 696–704.
8. Medvedev A., Murashkin M., Enikeev N., Bikhmukhametov I., Valiev R., Hodgson P., Lapovok R. Effect of the eutectic Al–(Ce,La) phase morphology on microstructure, mechanical properties, electrical conductivity and heat resistance of Al–4.5(Ce,La) alloy after SPD and subsequent annealing // *J. Alloys Compounds*. 2019. V. 796. P. 321–330.
9. Zhang Yu., Wei F., Mao J., Niu G. The difference of La and Ce as additives of electrical conductivity aluminum alloys // *Mater. Characterization*. 2019. V. 158. P. 109963.
10. Karabay S. Modification of AA-6201 alloy for manufacturing of high conductivity and extra high conductivity wires with property of high tensile stress after artificial aging heat treatment for all-aluminium alloy conductors // *Mater. Design*. 2006. V. 27. I. 10. P. 821–832.
11. Cervantes E., Guerrero M., Ramos J., Montes S. Influence of Natural Aging and Cold Deformation on the Mechanical and Electrical Properties of 6201-T81 Aluminum Alloy Wires // *MRS Online Proceedings Library*. 2010. V. 1275. P. 309.
12. Lin G., Zhang Z., Wang H., Zhou K., Wei Yu. Enhanced strength and electrical conductivity of Al–Mg–Si alloy

- by thermo-mechanical treatment // Mater. Sci. Eng. A. 2016. V. 650. P. 210–217.
13. Zhao N., Ban Ch., Wang H., Cui J. Optimized Combination of Strength and Electrical Conductivity of Al–Mg–Si Alloy Processed by ECAP with Two-Step Temperature // Materials. 2020. V. 13. P. 1511.
14. Han Y., Shao D., Chen B., Peng Z., Zhu Z., Zhang Q., Chen X., Liu G., Li X. Effect of Mg/Si ratio on the microstructure and hardness-conductivity relationship of ultrafine-grained Al–Mg–Si alloys // Journal of Materials Science. 2017. V. 52. P. 1–15.
15. Murashkin M., Medvedev A., Kazykhanov V., Krokhin A., Raab G., Enikeev N., Valev R. Enhanced mechanical properties and electrical conductivity in ultrafine-grained Al 6101 alloy processed via ECAP-Conform // Metals. 2015. V. 5. P. 2148–2164.
16. Khangholi S., Javiani M., Maltais A., Chen X. Optimization of mechanical properties and electrical conductivity in Al–Mg–Si 6201 alloys with different Mg/Si ratios // J. Mater. Research. 2020. V. 35. P. 2765–2776.
17. Yuan W., Liang Zh. Effect of Zr addition on properties of Al–Mg–Si aluminum alloy used for all aluminum alloy conductor // Mater. Design. 2011. V. 32. P. 4195–4200.
18. Mikhaylovskaya A., Ghayoumabadi M. Superplasticity and mechanical properties of Al–Mg–Si alloy doped with eutectic-forming Ni and Fe, and dispersoid-forming Sc and Zr elements // Mater. Sci. Eng. A. V. 817. P. 141319.
19. Alshwawreh N., Alhamarneh B., Altwarah Q., Qandour Sh., Barghout Sh., Ayasrah O. Electrical Resistivity and Tensile Strength Relationship in Heat-Treated All Aluminum Alloy Wire Conductors // Materials. 2021. V. 14. P. 5738.
20. Latynina T., Mavlyutov A., Valiev R., Murashkin M., Orlova T. The effect of hardening by annealing in ultrafine-grained Al-0.4Zr alloy: Influence of Zr microadditives // Philosoph. Magazine. 2019. V. 99. Iss. 19. P. 2424–2443.
21. Belov N., Korotkova N., Akopyan T., Murashkin M., Timofeev V. Structure and properties of Al-0.6wt.%Zr wire alloy manufactured by direct drawing of electromagnetically cast wire rod // Metals. 2020. V. 10. I. 6. P. 769.
22. Lamarão P., Oliveira C., Quaresma J. Precipitation hardening in dilute Al-Zr alloys // J. Mater. Research Techn. 2017. V. 7. Iss. 1. P. 66–72.
23. Alvarez-Antolin F., Amghouz Z., Cofino-Villar A., Gonzalez-Pocino A., Melero M.G. Decrease in Electrical Resistivity below 28 nΩm by Aging in Hyperperitectic Al–Zr Alloys Treated at High Temperatures // Metals. 2021. V. 11(8). P. 1171.
24. Mikhaylovskaya A., Mochugovskiy A., Levchenko V., Tabachkova N., Mufalo W., Portnoy V. Precipitation behavior of L1₂ Al₃Zr phase in Al–Mg–Zr alloy // Mater. Characterization. 2018. V. 139. P. 30–37.
25. Nes E., Billdal H. The mechanism of discontinuous precipitation of the metastable Al₃Zr phase from an Al–Zr solid solution // Acta Metal. 1977. V. 25. P. 1039–1046.
26. Melton K. The structure and properties of a cold-rolled and annealed Al-0.8wt%Zr alloy // J. Mater. Sci. 1975. V. 10. P. 1651–1654.
27. Booth-Morrison Ch., Dunand D., Seidman D. Coarsening resistance at 400°C of precipitation-strengthened Al–Zr–Sc–Er alloys // Acta Mater. 2011. V. 59. P. 7029–7042.
28. Pozdnyakov A., Osipenkova A., Popov D., Makhov S., Napalkov V. Effect of low additions of Y, Sm, Gd, Hf and Er on the structure and hardness of alloy Al-0.2%Zr-0.1%Sc // Metal Sci. Heat Treatment. 2017. V. 58. P. 537–542.
29. Voroshilov D., Motkov M., Sidelnikov S., Sokolov R., Durnopyanov A., Konstantinov I., Bepalov V., Bermeshev T., Gudkov I., Voroshilova M., Mansurov Yu., Berngardt V. Obtaining Al–Zr–Hf wire using electromagnetic casting, combined rolling-extrusion, and drawing // International J. Light. Mater. Manufacture. 2022. V. 5. P. 352–368.
30. Li H., Gao Zh., Yin H., Jiang H., Su X., Bin J. Effects of Er and Zr additions on precipitation and recrystallization of pure aluminum // Scripta Materialia. 2023. V. 68. P. 59–62.
31. Комельков А.В., Нохрин А.В., Бобров А.А., Швецова А.А., Сахаров Н.В., Фаддеев М.А. Исследование термической стабильности литых проводниковых микролегированных алюминиевых сплавов // ФММ. 2023. Т. 124. № 6. С. 483–491.
32. Nokhrin A., Nagicheva G., Chuvil'deev V., Kopylov V., Bobrov A., Tabachkova N. Effect of Er, Si, Hf and Nb additives on the thermal stability if microstructure, electrical resistivity and microhardness of fine-grained aluminum alloys of Al-0.25%Zr // Materials. 2023. V. 16. P. 2114.
33. Schmid F., Gehringer D., Kremmer T., Cattini L., Ugowitz P.J., Holec D., Pogatscher S. Stabilization of Al₃Zr allotropes in dilute aluminum alloys via the addition of ternary elements // Materialia. 2022. V. 21. P. 101321.
34. Матвеев Ю.А., Гаврилова В.П., Баранов В.В. Легкие проводниковые материалы для авиапроводов // Кабели и провода. 2006. № 5. С. 22–24.
35. Захаров В.В., Фисенко И.А. Влияние деформации на распад твердого раствора скандия в алюминии // Технология легких сплавов. 2020. № 1. С. 44–47.
36. Чувильдеев В.Н., Нохрин А.В., Смирнова Е.С., Копылов В.И. Исследование механизмов распада твердого раствора в литых и микроструктурных сплавах системы алюминий-скандий. III. Анализ экспериментальных данных // Металлы. 2012. № 6. С. 82–92.

THERMAL STABILITY OF ELECTRICAL CONDUCTIVITY AND MECHANICAL PROPERTIES OF THIN WIRES FROM ALUMINUM ALLOYS Al–0.25%Zr–(Si, Er, Hf, Nb)

I. S. Shadrina^{1,*}, A. A. Bobrov¹, A. V. Nokhrin¹, N. N. Berendeev¹, V. I. Kopylov¹,
V. N. Chuvildeev¹, and N. Yu. Tabachkova^{2,3}

¹*Lobachevsky State University of Nizhny Novgorod, Nizhny Novgorod, 603022 Russia*

²*National Research Technological University MISiS, Moscow, 119049 Russia*

³*A.M. Prokhorov Institute of General Physics of the Russian Academy of Sciences, Moscow, 119991 Russia*

**e-mail: yashadrina@nifti.unn.ru*

The thermal stability of thin wires made of aluminum alloys Al–0.25%Zr, additionally alloyed with Si, Er, Hf, Nb, was studied. Cast blanks were obtained by induction casting in vacuum; wire with a diameter of 0.3 mm was obtained by drawing with preliminary deformation treatment of the blanks. The effect of the annealing temperature on the mechanical properties and specific electric resistivity (SER) of aluminum wires has been studied. The microstructure of wires in the recrystallized state is investigated. It is shown that as the annealing temperature increases, there is a monotonous decrease in tensile strength, micro-hardness, and SER. It is established that the ductility of the wire does not monotonously (with a maximum) depend on the annealing temperature. Optimal annealing modes have been determined, providing the best combination of tensile strength, microhardness and SER of aluminum wire.

Keywords: aluminum, wire, strength, electric resistivity