

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.715:539.25

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПРОВОДНИКОВОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Al–7% РЗМ, ПОЛУЧЕННОГО ЛИТЬЕМ В ЭЛЕКТРОМАГНИТНОМ КРИСТАЛЛИЗАТОРЕ

© 2020 г. Н. О. Короткова^{а, *}, Н. А. Белов^а, В. Н. Тимофеев^б, М. М. Мотков^б, С. О. Черкасов^а

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

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

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

Поступила в редакцию 29.11.2018 г.

После доработки 24.09.2019 г.

Принята к публикации 25.09.2019 г.

Проведен сравнительный анализ проволоки, полученной различными способами из термостойкого проводникового сплава Al–7% РЗМ, а именно: литьем в электромагнитном кристаллизаторе (ЭМК) и с использованием гранульной технологии (RS/PM). Изучено влияние температуры отжига (до 600°C включительно) на структуру прутков сплава Al–7% РЗМ, полученных по технологии ЭМК. Проанализированы механические свойства и удельное электрическое сопротивление термостойкой алюминиевой проволоки. Показано, что проволока, полученная из прутка, отлитого в электромагнитном кристаллизаторе, по физико-механическим свойствам не уступает проволоке, полученной по гранульной технологии.

Ключевые слова: проводниковый сплав, электромагнитный кристаллизатор, Al–РЗМ, термическая обработка, электропроводность

DOI: 10.31857/S0015323020020096

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время в различных областях техники сильно возрос интерес к термостойким материалам на основе алюминиевых сплавов, которые должны сочетать высокую электропроводность и достаточную прочность, сохраняющуюся после нагревов вплоть до 250–300°C [1–3]. Последнее требование исключает использование традиционных проводов, изготовленных из технического алюминия и сплавов типа АВЕ, поскольку даже кратковременный нагрев свыше ~200–250°C приводит к их сильному разупрочнению [4, 5]. В работах Всероссийского института легких сплавов, проводившихся в 70–90-х г. прошлого века под руководством Добаткина [6, 7], для создания термостойких сплавов было предложено легировать алюминий добавками церия и других РЗМ (в частности, в виде мишметалла – Мm), способных обеспечить значительное повышение характеристик жаропрочности. Результаты проведенных исследований нашли отражение в составе сплава 01417 (Al–7% РЗМ по ТУ 1–809–1038–96), который ориентирован на гранульную технологию производства – быстрое затвердевание с последующими операциями порошковой

металлургии (известной как RS/PM). Жаропрочный алюминиевый сплав марки 01417 предназначен для изготовления проволоки длительно работающей при температуре до 250°C, и в настоящее время из него изготавливают бортпровода авиалайнеров взамен медных проводов, при этом достигается снижение в весе изделия от 100 до 300 кг. Выигрыш в весе по удельной электропроводимости по сравнению с медной проволокой составляет до 30% [8].

Поскольку гранульная технология достаточно сложна, на предприятии ООО “НПЦ Магнитной гидродинамики” разработана альтернативная технология, которая состоит в получении длиннономерных слитков малого сечения литьем в электромагнитном кристаллизаторе (ЭМК) [9]. Исходя из того, что скорости охлаждения в обоих случаях примерно одинаковые (около 10³°C/с), то и конечные свойства проволоки также предполагались сопоставимыми. Таким образом, использование новой технологии ЭМК предполагает выигрыш по технологичности. Для обоснования вышеприведенных аспектов необходимо проведение комплекса исследований, что и являлось целью данной работы:

Таблица 1. Химический состав сплава 01417

Диаметр заготовки	Содержание компонента в сплаве, мас. %						
	La	Ce	Pr	Fe	Si	Sm	Al
Ø9.5 мм	2.3	4.4	0.1	0.2	0.1	0.0	Основа
Ø4.0 мм	2.5	4.7	0.1	0.2	0.1	0.1	

1) изучение формирования структуры сплава 01417, полученного по технологии ЭМК, от исходного прутка до проволоки в процессе деформационно-термической обработки;

2) определение влияния температуры отжига на механические свойства проволоки;

3) сравнительный анализ комплекса базовых свойств (прочность/электропроводность/термостойкость) проволоки из сплава 01417, полученной по двум технологиям: новой ЭМК и базовой (гранульной).

МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исходными объектами исследования служили заготовки из сплава 01417 в виде прутков диаметром 9.5 и 4 мм, полученные методом ЭМК в производственных условиях ООО «НПЦ Магнитной гидродинамики» [10]. Состав исходных прутков по данным спектрального анализа приведен в табл. 1.

Предварительно изучали влияние температуры отжига на микроструктуру прутков, поскольку для сплавов такого типа морфология эвтектических включений определяет, с одной стороны, технологическую пластичность при деформационной обработке, а с другой стороны, конечные свойства деформированного полуфабриката [11]. Предварительная термическая обработка экспериментальных образцов производилась в интервале 300–600°C с шагом 100°C в муфельной электропечи SNOL 8.2/1100. Поскольку исследуемые

образцы сплава 01417 характеризуются высокодисперсным строением эвтектики, практически не выявляемой в световом микроскопе, микроструктуру изучали на сканирующем электронном микроскопе «TESCAN VEGA 3».

Помимо структурных исследований для каждой ступени отжига производились измерения твердости, коррелируемой с прочностью, на микротвердомере Metkon DURALINE MH-6 при следующих параметрах: нагрузка – 1 Н, время теста – 10 с.

Далее из этих прутков, отожженных по выбранному режиму, в лабораторных условиях МИСиС на вальцах ВЭМ-3м была получена катаная проволока квадратного сечения (2 × 2 мм). Из катаной проволоки вручную (с использованием фильеров различного диаметра) была получена проволока диаметром 1 и 0.5 мм, которую изучали в исходном и отожженном состояниях. Вся технологическая схема деформационно-термической обработки исходных прутков приведена на рис. 1, а эволюция структуры на различных этапах отражена в табл. 2.

Испытания проволоки на растяжение проводили на универсальной машине Z250 Zwick/Roell по ГОСТ 1497-84 при скорости нагружения 10 мм/мин. На проволоке диаметром 1 мм кроме механических свойств измеряли удельное электропротивление с помощью цифрового миллиомметра GOM-802 (GP + RS) по ГОСТ 7229-76. По измеренной величине рассчитывали удельную электропроводность.

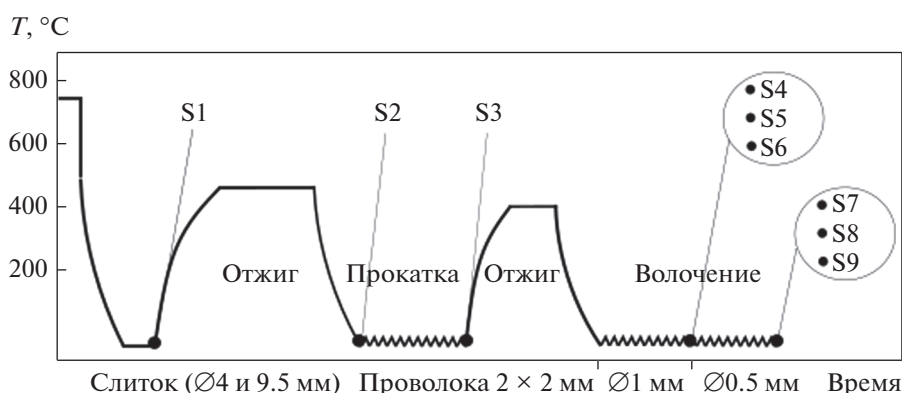


Рис. 1. Технологическая схема получения проволоки из исходных прутков сплава 01417.

Таблица 2. Деформационно-термическая обработка образцов из сплава 01417 (к рис. 2)

Обозначение	Технологические операции	Планируемые изменения в структуре
S1	Литой пруток (диаметр 9.5 и 4.0 мм)	Высокодисперсная эвтектика (Al) + Al _n Mm ₃
S2	Отжиг прутков при 450°C в течение 3-х ч	Фрагментированные частицы эвтектической фазы субмикронного размера
S3	Прокатка прутков до 2 мм	Деформационное упрочнение
S4	Волочение 2 мм проволоки до 1 мм	Деформационное упрочнение
S5	Отжиг 1 мм проволоки при 300°C в течение 3-х ч	Дорекристаллизационная (субзеренная) структура
S6	Отжиг 1 мм проволоки при 400°C в течение 3-х ч	Рекристаллизованная структура
S7	Волочение 1 мм проволоки до 0.5 мм	Деформационное упрочнение
S8	Отжиг 0.5 мм проволоки при 300°C в течение 3-х ч	Дорекристаллизационная (субзеренная) структура
S9	Отжиг 0.5 мм проволоки при 400°C в течение 3-х ч	Рекристаллизованная структура

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Диаграмма Al–Ce (это распространяется и на большинство других РЗМ, в том числе мишметалл) имеет эвтектическое строение при очень низкой растворимости церия в (Al) [6, 7, 12–15]. Наиболее достоверные параметры эвтектической реакции $L \rightarrow (Al) + Al_{11}Ce_3$ (также обозначается как Al₄Ce) по данным [12, 14, 15] составляют 9.8% и 645°C.

С ростом скорости кристаллизации (V_c) максимальная растворимость Ce в (Al) меняется незначительно, но происходит диспергирование эвтектики и сдвиг эвтектической точки в сторону большего содержания церия. По данным [6] для $V_c = 10^3$ К/с эвтектическая концентрация составляет около 15% Ce. Поскольку лантан и другие РЗМ, входящие в мишметалл, имеют изоморфные фазы с алюминием (их обобщенная формула Al₁₁RE₃) [16], то это значение можно принимать и для сплавов системы Al–RE. Из этого следует, что сплав 01417 должен содержать примерно равные доли первичного алюминиевого твердого раствора и эвтектики.

На первоначальном этапе исследовали исходную структуру прутков диаметром 9.5 мм (П1) и 4 мм (П2), полученных в электромагнитном кристаллизаторе. Микроструктура литых образцов, приведенная на рис. 2а, 2б, подобна микроструктуре доэвтектических силуминов типа АК7 [17]. Однако РЗМ-содержащая эвтектика намного дисперснее, чем алюминиево-кремниевая эвтектика. Размер эвтектических ветвей алюминидной фазы Al₁₁RE₃ составляет менее 200 нм и с трудом выявляется даже методом СЭМ. Отжиг при 300°C не приводит к заметным изменениям по сравнению с литой структурой. При повышении температуры до 400°C выявляется частичная фрагментация частиц эвтектического происхождения

(рис. 2в, 2г). В прутке П2 формоизменение частиц заметнее, что, вероятно, связано с несколько более тонким строением литой структуры из-за более высокой скорости охлаждения при кристаллизации. Это подтверждается определением среднего размера дендритной ячейки, который составил 1.99 (± 0.06) мкм и 1.78 (± 0.06) мкм для прутков П1 и П2 соответственно. После отжига при 500°C помимо фрагментации наблюдается также сфероидизация образовавшихся частиц алюминидной фазы. При повышении температуры выдержки до 600°C наблюдается укрупнение частиц, что согласуется с известными закономерностями [11, 17].

Помимо анализа микроструктур, на каждом этапе многоступенчатого отжига производили измерения твердости с целью оценки прочностных характеристик двух прутков различного диаметра. Результаты приведены на рис. 3, из которого видно, что при увеличении температуры отжига происходит снижение твердости, что объясняется процессами фрагментации и сфероидизации высокодисперсной эвтектики [18]. При этом экспериментальные образцы разных диаметров на всех этапах термообработки показали сопоставимые значения твердости. Поскольку формирование крупных частиц фазы Al₁₁RE₃ ведет к разупрочнению (рис. 3), а исходная (нефрагментированная) структура не обеспечивает достаточную деформационную пластичность [5–7, 18], то выбор оптимальной температуры отжига прутковых заготовок приобретает первостепенное значение. На основе анализа полученных экспериментальных и литературных данных [6, 18] для рассматриваемых объектов исследования была выбрана температура 450°C (рис. 1).

Технологическая обработка литых прутков П1 и П2, как видно из табл. 2 и рис. 1, включала в себя отжиг литой заготовки (S2), получение холоднокатаной проволоки сечением 2 × 2 мм (S3),

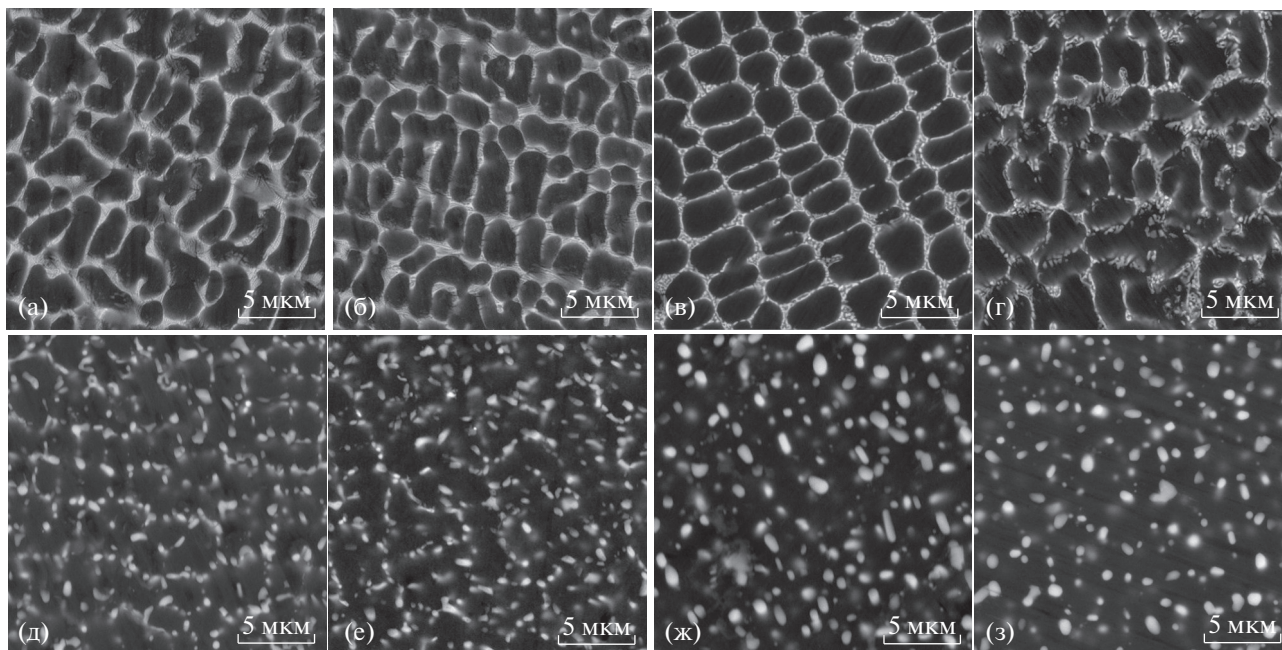


Рис. 2. Влияние температуры отжига на микроструктуру прутков сплава 01470 диаметром 9.5 мм (а, в, д, ж) и 4 мм (б, г, е, з), СЭМ: а, б – исходное состояние; в, г – 400°C; д, е – 500°C; ж, з – 600°C, время отжига при всех температурах отжига – 3 ч.

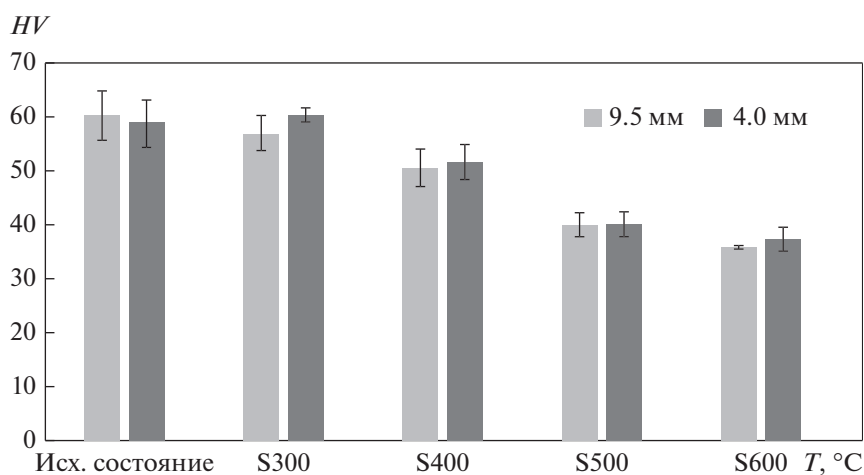


Рис. 3. Влияние температуры отжига на твердость прутков сплава 01470, время отжига 3 ч.

промежуточный отжиг с последующим волочением до 1 (S4) и 0.5 мм (S7). Полученная после волочения проволока подвергалась механическим испытаниям на разрыв в трех состояниях: исходном (S4, S7), после нагрева до 300°C (S5, S8), и после нагрева до 400°C (S6, S9). Результаты испытаний на растяжение приведены в табл. 3, из которой видно, что диаметр исходного прутка мало сказывается на механических свойствах проволоки. В частности, в состоянии S4 временное сопротивление составляет около 230 МПа при пластичности материала около 1%. Отжиг при 300°C приводит к незначительному снижению проч-

ностных характеристик, что позволяет предположить его дорекристаллизационный характер [11]. После отжига при 400°C наблюдается снижение прочности и рост пластичности до 8%. Данное изменение механических свойств, очевидно, может быть связано с рекристаллизацией, что для подобных систем легирования рассмотрено в [17].

При определении величины удельной электропроводности выявлено значимое различие: проволока П1 (9.5 мм) в состоянии S4 обладает удельной электропроводностью 52.3% IACS, проволока П2 (4.0 мм) в аналогичных условиях – 56.1% IACS. Данный факт, по-видимому, можно

Таблица 3. Механические свойства проволоки сплава 01417

Обозначение	Маркировка образца	Механические свойства		
		σ_B , МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	δ , %
S4	Ø1 (с 4)	233	207	0.8
	Ø1 (с 9.5)	226	196	1.0
S5	Ø1 (с 4)	203	201	0.2
	Ø1 (с 9.5)	201	188	0.4
S6	Ø1 (с 4)	170	164	2.8
	Ø1 (с 9.5)	164	155	8.0
S7	Ø0.5 (с 4)	221	193	1.2
	Ø0.5 (с 9.5)	221	187	1.2
S8	Ø0.5 (с 4)	200	186	0.4
	Ø0.5 (с 9.5)	200	179	0.5
S9	Ø0.5 (с 4)	167	152	9.1
	Ø0.5 (с 9.5)	165	146	9.6

объяснить различием в размерных параметрах структуры, таких как размер дендритной ячейки, а также расстояние между пластинами эвтектики, что оказывает столь существенное влияние.

Поскольку в производственных условиях на установках непрерывного литья и прокатки (Continuous Properzi) выпускается катанка 9.5 мм

электротехнического назначения, то особый интерес для проведения структурных исследований представляет проволока П1, полученная из литой заготовки аналогичного диаметра. На рис. 4 приведены микроструктуры проволоки П1 диаметром 1 мм в исходном (S4) и отожженном при 400°C (S6) состояниях при различных увеличениях. Анализ микроструктур показал, что в исходном состоянии прослеживается направление волочения (рис. 4а).

Отжиг при 400°C приводит к сфероидизации и некоторому укрупнению за счет коалесценции эвтектических частиц [17, 19] со средним размером около 0.5 мкм (рис. 4б). В целом микроструктура проволоки во всех состояниях характеризуется субмикронным размером РЗМ-содержащих частиц. Это подтверждает правильность выбора температуры отжига исходных прутков, поскольку достигается сочетание достаточной технологичности при деформационной обработке и дисперсности структуры [6, 20, 21].

Для анализа характера разрушения проволоки изучали структуру изломов с использованием метода СЭМ (как в отраженных, так и во вторичных электронах). Во всех случаях имеет место ямочный характер излома (рис. 5). Можно сказать, что местом зарождения ямок являлась граница раздела между матрицей и включениями. Фрактограмма

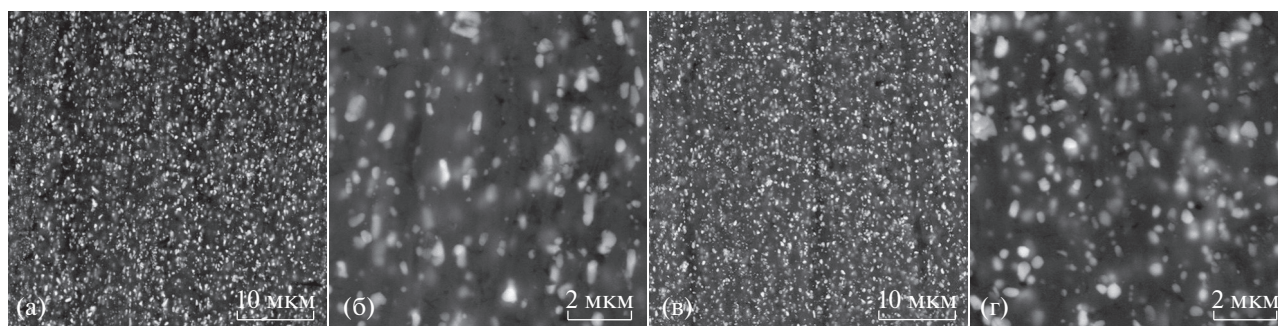


Рис. 4. Микроструктура проволоки диаметром 1 мм, полученной из прутка 9.5 мм сплава 01417, в различных состояниях, СЭМ: а, б – S4; в, г – S6 (см. табл. 2).

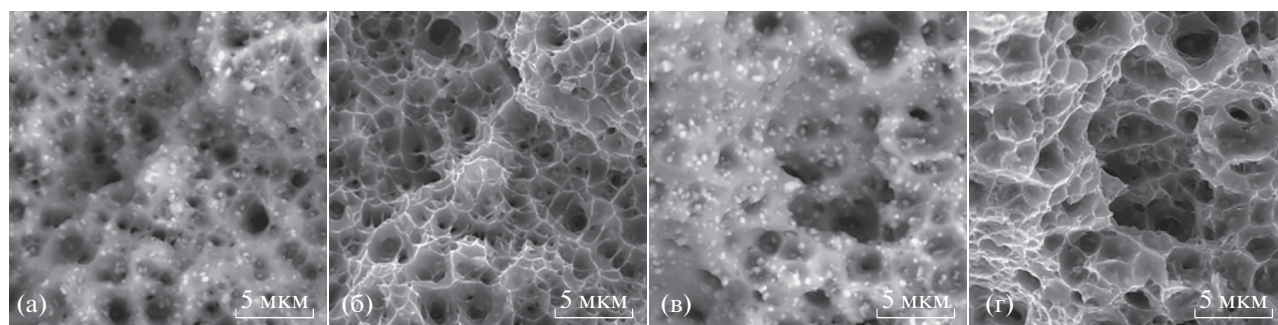


Рис. 5. Фрактограммы проволоки диаметром 1 мм, полученной из прутка 9.5 мм сплава 01417, после испытания на разрыв, СЭМ: а, б – S4; в, г – S6 (см. табл. 2); а, в – в отраженных электронах, б, г – во вторичных электронах.

Таблица 4. Физико-механические свойства экспериментальных образцов проволоки и проволоки, полученной из сплава 01417 по технологии RS/PM [6]

Обозначение	Механические свойства		Физические свойства	
	σ_B , МПа	δ , %	ρ , мкОм м	% IACS
П1	226	1.0	0.033	52
П2	233	0.8	0.031	56
01417 RS/PM	180–230	4.6–2.5	0.031–0.032	56–54

излома проволоки П1 в состоянии S6 (рис. 5в, 5г) фиксирует более глубокие ямки по сравнению с состоянием S4 (рис. 5а, 5б), что подтверждают полученные экспериментальные данные по пластичности двух состояний (табл. 3).

Результаты сравнения базовых свойств проволоки сплава 01470, полученной по двум технологиям (ЭМК и гранульной), отражены в табл. 4. Для гранульной технологии использовали данные для проволоки диаметром 2 мм, приведенные в [6]. Из табл. 4 видно, что временное сопротивление разрыву показывает сопоставимые значения, что можно сказать и об электропроводности проволоки. Разница в значениях пластичности объясняется технологией деформационной обработки. По совокупности механических свойств и электропроводности проволока, полученная из литого прутка П2, не уступает свойствам проволоки, полученной по гранульной технологии. Таким образом, предложенная технология ЭМК представляется перспективной для производства проволоки не только из конкретного сплава 01417, но и других сплавов подобного типа, требуемая структура которых реализуется в условиях быстрой кристаллизации.

ВЫВОДЫ

1. Изучено влияние температуры отжига (до 600°C включительно) на структуру прутков сплава Al–7% РЗМ, полученных по технологии ЭМК. Показано, что при нагреве до 300°C входящие в состав высокодисперсной эвтектики алюминиды, содержащие РЗМ, практически не изменяются. При 400°C отмечаются следы фрагментации, а при более высоких температурах происходит сфероидизация эвтектических включений и их укрупнение (до 1.5 мкм), что сопровождается снижением твердости.

2. Показано, что полностью сфероидизированная структура, достигаемая после отжига при 450°C, позволяет получать проволоку диаметром до 0.5 мм включительно. В процессе деформации происходит формирование волокнистой структуры алюминиевых зерен с равномерно распределенными в них частицами РЗМ-содержащих алюминидов субмикронного размера.

3. Установлено, что отжиг проволоки при 300°C практически не снижает ее прочностные свойства. Отжиг при 400°C приводит к снижению прочности и росту пластичности, что обусловлено протеканием рекристаллизации.

4. Сравнительный анализ комплекса базовых свойств (прочность/электропроводность/термическая стабильность) проволоки сплава Al–7% РЗМ, полученной по новой (ЭМК) и базовой (гранульной) технологиям, показывает близкие значения, что согласуется с близостью их микроструктуры.

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

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Белый Д.И.* Алюминиевые провода для токопроводящих жил кабельных изделий // Кабели и провода. 2012. № 1 С. 8–15
2. *Бернгардт В.А., Дроздова Т.Н., Орелкина Т.А., Жереб В.П., Федорова О.В.* Исследование влияния легирующих элементов на прочность и термостойкость алюминиевых сплавов электротехнического назначения // Журн. СФУ. Техника и технологии. 2016. № 6. С. 872–879.
3. *Бибиков А.М., Гречников Ф.В., Гольдбухт Г.Е., Демьяненко Е.Г., Попов И.П., Николенко К.А.* Принципы легирования наноструктурных деформируемых проводниковых Al-сплавов // Металлургия машиностроения. 2013. № 5. С. 9–14.
4. *Алюминий.* Свойства и физическое металловедение: Справочник / Под ред. Дж. Хэтча. М.: Металлургия, 1989. 422 с.
5. *Belov N.A., Alabin A.N., Prokhorov A. Yu.* The influence that a zirconium additive has on the strength and electrical resistance of cold-rolled aluminum sheets // Russian J. Non-Ferrous Metals. 2009. V. 50. № 4. P. 357–362.
<https://doi.org/10.3103/S1067821209040099>
6. *Добаткин В.И., Елагин В.И., Федоров В.М.* Быстрозакристаллизованные алюминиевые сплавы. М.: ВИЛС, 1995, 341 с.
7. *Елагин В.И.* Структурное упрочнение алюминиевых сплавов: идея В.И. Добаткина и ее развитие в

- работах ВИЛСА // Технология легких сплавов. 2005. № 1–4. С. 32–39.
8. *Матвеев Ю.В., Гаврилова В.П., Баранов В.В.* Легкие проводниковые материалы для авиационных кабелей и проводов // Кабели и провода. 2006. № 5. С. 22–23.
 9. *Авдулов А.А., Усынина Г.П., Сергеев Н.В., Гудков И.С.* Отличительные особенности структуры и свойств длинномерных слитков малого сечения из алюминиевых сплавов, отлитых в электромагнитный кристаллизатор // Цветные металлы. 2017. № 7. С. 73–76.
<https://doi.org/10.17580/tsm.2017.07.12>
 10. *Первухин М.В., Тимофеев В.Н.* Современные электротехнологии для производства высококачественных алюминиевых сплавов. Красноярск: СФУ, 2015, 156 с.
 11. *Новиков И.И.* Теория термической обработки металлов. М.: Металлургия, 1978, 392 с.
 12. *Belov N.A., Khvan A.V.* The ternary Al–Ce–Cu phase diagram in the Al-rich corner // *Acta Materialia*. 2007. V. 55. № 16. P. 5473–5482.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2007.06.009>
 13. *Weiss D.* Castability and Characteristics of High Cerium Aluminum Alloys // *IntechOpen*. 2017. V. 4. P. 47–56.
<https://doi.org/10.5772/intechopen.72830>
 14. *Bo H., Jin S., Zhang L.G., Chen X.M., Chen H.M., Liu L.B., Zheng F., Jin Z.P.* Thermodynamic assessment of Al–Ce–Cu system // *J. Alloys and Compounds*. 2009. V. 484. P. 286–295.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2009.04.083>
 15. *Zujun C., Gang K., Chunshan C., Yanqi W., Haotang P.* Experimental investigation of eutectic point in Al-rich Al–La, Al–Ce, Al–Pr and Al–Nd systems // *J. Rare Earths*. 2017. № 10 P. 1022–1026.
[https://doi.org/10.1016/S1002-0721\(17\)61008-1](https://doi.org/10.1016/S1002-0721(17)61008-1)
 16. *Sims Z.C., Weiss D., McCall S.K., McGuire M.A., Ott R.T., Geer T., Rios O., Turchi P.A.E.* Cerium-based, intermetallic-strengthened aluminum casting alloy: high-volume co-product development // *J. Miner. Met. Mater. Soc.* 2016. № 7. P. 1940–1947.
<https://doi.org/10.1007/s11837-016-1943-9>
 17. *Glazoff M.V., Khvan A.V., Zolotarevsky V.S., Belov N.A., Dinsdale A.T.* Casting aluminum alloys. Their physical and mechanical properties. Kidlington: Elsevier, 2019. 540 с.
 18. *Mogucheva A.A., Zybkin D.V., Kaibyshev R.O.* Effect of annealing on the structure and properties of aluminum alloy Al–8% MM // *Metal Science and Heat Treatment*. 2012. № 53. P. 450–454.
<https://doi.org/10.1007/s11041-012-9414-6>
 19. *Belov N.A., Naumova E.A., Eskin D.G.* Casting alloys of the Al–Ce–Ni system: microstructural approach to alloy design // *Materials Science and Engineering A*. 1999. V. 271. P. 134–142.
[https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(99\)00343-3](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(99)00343-3)
 20. *Medvedev A.E., Murashkin M.Yu., Enikeev N.A., Valiev R.Z., Hodgson P.D., Lapovok R.* Enhancement of mechanical and electrical properties of Al-RE alloys by optimizing rare-earth concentration and thermo-mechanical treatment // *J. Alloys and Compounds*. 2018. V. 745. P. 696–704.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.02.247>
 21. *Murashkin M.Yu., Sabirov I., Medvedev A.E., Enikeev N.A., Lefebvre W., Valiev R.Z., Sauvage X.* Mechanical and electrical properties of an ultrafine grained Al–8.5 wt % RE (RE = 5.4 wt % Ce, 3.1 wt % La) alloy processed by severe plastic deformation // *Mater. Design*. 2016. V. 90. P. 433–442.
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.10.163>