

УДК 669.017

<https://doi.org/10.17073/0021-3438-2023-2-49-56>

Научная статья

Research article



Механические свойства и электропроводность холоднодеформированного сплава Al–Y–Sc–Er

Л.Е. Горлов, М.В. Главатских, Р.Ю. Барков, А.В. Поздняков

Национальный исследовательский технический университет «МИСИС»

119049, Россия, г. Москва, Ленинский пр-т, 4

✉ Леонид Евгеньевич Горлов (gorlov@edu.misis.ru)

Аннотация: Алюминиевые сплавы, легированные редкоземельными и переходными металлами, являются перспективными материалами для транспортировки электроэнергии ввиду высоких показателей прочности, термической стабильности и электропроводности. В работе определены особенности упрочнения, механические свойства и электропроводность сплава Al–0,2Y–0,2Sc–0,3Er после холодной прокатки. Литая структура сплава представлена алюминиевым твердым раствором (Al) и дисперсной эвтектикой с фазой τ_2 (Al₇₅₋₇₆Er₁₁₋₁₇Y₇₋₁₄) при полном растворении скандия в (Al) и содержании иттрия и эрбия на уровне 0,2–0,3 % каждого. Холодная прокатка слитка ускоряет упрочнение при отжиге при температурах 270 и 300 °С, уменьшая время достижения пиковой твердости. Максимальное упрочнение за счет выделения L1₂-дисперсоидов фазы Al₃(Sc,Y,Er) со средним размером частиц до 10 нм достигается после 7 ч отжига при температуре 300 °С после холодной прокатки, что говорит о превалировании гетерогенного механизма зарождения за счет дефектов, накопленных в процессе холодной прокатки, стимулирующих упрочнение. Частицы эвтектики располагаются преимущественно вдоль границ, вытягиваясь в направлении прокатки, и вне зависимости от режима получения листа сплав демонстрирует высокую термическую стабильность до 400 °С. В процессе отжига листов до 450 °С сохраняется нерекристаллизованная структура. Отжиг слитка при $t = 300$ °С в течение 7 ч и холодная прокатка с последующим отжигом в тех же условиях обеспечивают высокий уровень механических свойств и электропроводности: $\sigma_{0,2} = 194$ МПа, $\sigma_b = 210$ МПа, $\delta = 12,1$ % и IACS – 60,1 %. Сплав продемонстрировал высокую стабильность предела текучести вплоть до 100 ч отжига при $t = 300$ °С.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, скандий, иттрий, рекристаллизация, механические свойства, электропроводность

Благодарности: Работа выполнена при финансовой поддержке грантов НШ-1752.2022.4 и МК 3457.2022.4.

Для цитирования: Горлов Л.Е., Главатских М.В., Барков Р.Ю., Поздняков А.В. Механические свойства и электропроводность холоднодеформированного сплава Al–Y–Sc–Er. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2023;29(2):49–56. <https://doi.org/10.17073/0021-3438-2023-2-49-56>

Mechanical properties and electrical conductivity of Al–Y–Sc–Er cold worked alloy

L.E. Gorlov, M.V. Glavatskikh, R.Yu. Barkov, A.V. Pozdniakov

National University of Science and Technology “MISIS”

4 bld. 1 Leninkiy Prosp., Moscow 119049, Russia

✉ Leonid E. Gorlov (gorlov@edu.misis.ru)

Abstract: Aluminum alloys alloyed with rare earth and transition metal are promising materials for electric energy transportation due to their high properties of strength, thermal stability, and electrical conductivity. The features of strengthening, their mechanical properties and electrical conductivity of Al–0.2Y–0.2Sc–0.3Er alloy after cold rolling have been established. The alloy as a cast structure is presented by aluminum solid solution (Al) and dispersed eutectics with τ_2 (Al₇₅₋₇₆Er₁₁₋₁₇Y₇₋₁₄) phase upon complete dissolution of scandium in (Al), and

a content of yttrium and erbium at the level of 0.2–0.3 % each. Cold rolling the ingot accelerates strengthening upon annealing at 270 and 300 °C, reducing the time of achieving peak hardness. The maximum strengthening due to precipitation of $L1_2$ dispersoid of $Al_3(Sc,Y,Er)$ phase with the average particle size up to 10 nm is achieved after 7 h of annealing at 300 °C after cold rolling. This shows the prevailing heterogeneous mechanism of nucleation due to defects accumulated during cold rolling which stimulates strengthening. The eutectic particles are located mainly along the boundaries, elongated in the rolling direction. Irrespective of the mode of sheet fabrication, the alloy demonstrates high thermal stability up to 400 °C. During annealing of the sheets to 450 °C, their non-recrystallized structure is retained. Ingot annealing at $t = 300$ °C in 7 h and cold rolling with subsequent annealing under the same conditions provide a high level of mechanical properties and electrical conductivity: $\sigma_{0,2} = 194$ МПа, $\sigma_u = 210$ МПа, $\delta = 12.1$ % and IACS – 60,1 %. The alloy has demonstrated high yield stress up to 100 h of annealing at $t = 300$ °C.

Keywords: aluminum alloys, scandium, yttrium, recrystallization, mechanical properties, electrical conductivity

Acknowledgments: This work was supported by the grants НШ-1752.2022.4 and МК 3457.2022.4.

For citation: Gorlov L.E., Glavatskikh M.V., Barkov R.Yu., Pozdniakov A.V. Mechanical properties and electrical conductivity of Al–Y–Sc–Er cold worked alloy. *Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy*. 2023;29(2):49–56. <https://doi.org/10.17073/0021-3438-2023-2-49-56>

Введение

Упрочнение сплавов системы Al–Sc в процессе отжига слитков обеспечивает образование структурированных $L1_2$ -дисперсоидов [1–11]. Дополнительное легирование цирконием приводит к повышению термической стабильности выделений за счет формирования $L1_2$ -дисперсоидов фазы $Al_3(Sc_xZr_y)$ [12–19]. Так были разработаны высокопрочные электропроводные сплавы на основе системы Al–Sc–Zr [20, 21]. Сплав Al–0,35Sc–0,2Zr¹ после термомодеформационной обработки имеет хорошее сочетание прочности ($\sigma_b = 210$ МПа), пластичности ($\delta = 7,6$ %) и электропроводности (IACS – 60,2 %) [20]. Более дешевый сплав, содержащий 0,06 % Sc, имеет меньшую прочность (194 МПа) при большей электропроводности (IACS – 61 %) [21].

В последние годы проявляется большой интерес к другим редкоземельным металлам (РЗМ), в частности к Y, Yb, Er и Gd [22–34]. Их малые количества при кристаллизации присутствуют в алюминиевом твердом растворе, а при отжиге в сплавах со скандием замещают его в $L1_2$ -дисперсоидах, повышая тем самым плотность их выделения и механические свойства сплавов [22–31]. Так, например, сплав Al–0,2Y–0,2Sc после прокатки и отжига показал хорошее сочетание характеристик: предел текучести до 183 МПа, предел прочности до 202 МПа, относительное удлинение до 15,8 % при электропроводности 60,8–61,5 % [31]. Дальнейшее упрочнение было достигнуто за счет дополнительного легирования 0,3 % иттербия [32]. В результате в сплаве Al–0,2Y–0,2Sc–0,3Yb предел прочности

увеличился до 244 МПа при снижении пластичности до 7,6–11,9 % и электропроводности до 57–57,7 % [32]. Примерно тот же уровень свойств получен в листах сплава Al–0,3Er–0,2Sc–0,2Yb за счет выделения дисперсоидов размером 4–8 нм [33]. Для сравнения дисперсоиды фазы $Al_3(Er,Y,Zr)$ в бесскандиевом сплаве Al–0,3Er–0,2Y–0,2Zr обеспечивают меньшее упрочнение ($\sigma_b \leq 156$ МПа) при той же электропроводности [34].

В работе [35] показано существенное влияние отжига перед деформацией на механические свойства и электропроводность нового сплава Al–0,2Y–0,2Sc–0,3Er. Отжиг слитка, горячая и холодная прокатки с последующим отжигом обеспечивают следующее сочетание свойств: $\sigma_{0,2} = 191$ МПа, $\sigma_b = 207$ МПа, $\delta = 14$ % и IACS – 59,7 %.

Цель настоящей работы — установить влияние термической обработки на свойства холоднодеформированного электропроводного сплава Al–0,2Y–0,2Sc–0,3Er.

Методика экспериментов

Сплав Al–0,2Y–0,2Sc–0,3Er (AlYScEr) выплавляли в печи сопротивления из алюминия чистой 99,99 % и лигатур Al–9Y, Al–2Sc и Al–10Er. Слитки шириной 40 мм, толщиной 20 мм и высотой 120 мм получали кристаллизацией в медной водоохлаждаемой изложнице со скоростью охлаждения ≈ 15 К/с. Прокатку слитков в литом состоянии (Т1) и после отжига при $t = 300$ °C в течение 7 ч (Т2) осуществляли при комнатной температуре до толщины 1 мм. Для микроструктурных исследований использовали световой микроскоп (СМ) Axiovert 200MMAT («Carl Zeiss», Германия), сканирующий электронный микроскоп (СЭМ) TESCAN

¹ Здесь и далее по тексту содержания компонентов приводятся в мас.%, если не указано иное.

VEGA 3LMH (Чешская Республика), просвечивающий электронный микроскоп (ПЭМ) JEM 2100 (Япония). Для получения образцов для ПЭМ применяли установку электролитической полировки Struers Tenupol-5 (Дания). Твердость измеряли методом Виккерса на твердомере Wilson/Wolpert 930N (Германия) при нагрузке 5 кг.

Испытания на одноосное растяжение проводили на установке Zwick/Roell Z250 (Германия) при скорости деформации $3 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. При этом использовали образцы с рабочей длиной 20 мм и шириной 6 мм, вырезанные из листа в направлении прокатки.

Электросопротивление измеряли на образцах длиной 70 мм и шириной 5 мм, вырезанных из листов методом «двойной мост» с использованием миллиомметра INSTEK GOM-802 (Китай).

Результаты экспериментов и их обсуждение

Исходная микроструктура слитка и фазовый состав сплава AlYScEr детально исследованы в

работе [35]. Алюминиевый твердый раствор (Al) и дисперсная эвтектика с фазой τ_2 ($\text{Al}_{75-76}\text{Er}_{11-17}\text{Y}_{7-14}$) представлены в литой структуре. При этом скандий полностью растворен в (Al), а содержание иттрия и эрбия находится на уровне 0,2–0,3 % каждого. Максимальное упрочнение за счет выделения L_{12} -дисперсоидов фазы $\text{Al}_3(\text{Sc},\text{Y},\text{Er})$ достигнуто после 7 ч отжига при температуре 300 °С.

На рис. 1 представлена микроструктура слитка сплава после отжига, обеспечивающего максимальную твердость. Размер выделений не превышает 10 нм. Частицы фазы $\text{Al}_3(\text{Sc},\text{Y},\text{Er})$ выделены на изображениях ПЭМ, на электронограмме присутствуют соответствующие рефлексы, расположенные между основными от решетки (Al).

На рис. 2 приведены микроструктура и распределение легирующих элементов между фазами в выделенной области в холоднокатаном состоянии на примере листа, полученного по режиму T1. Частицы эвтектики располагаются преимущественно вдоль границ, вытягиваясь в направлении прокатки.

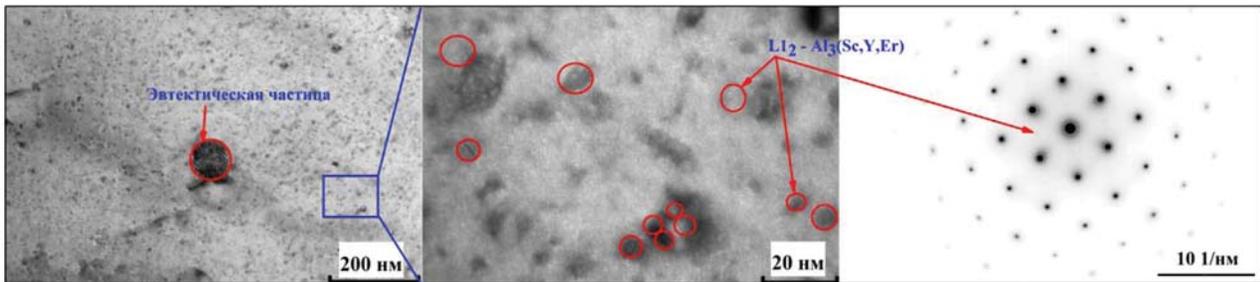


Рис. 1. Микроструктура (ПЭМ) и микроэлектронограмма сплава AlYScEr после отжига при $t = 300 \text{ °C}$ в течение 7 ч
Fig. 1. Microstructure (TEM) and diffraction pattern of AlYScEr alloy after annealing at $t = 300 \text{ °C}$ in 7 h

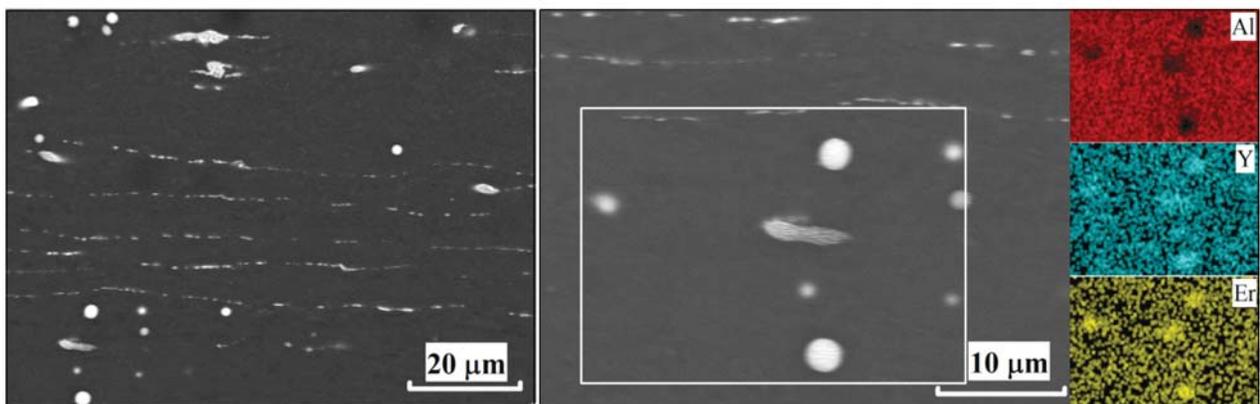


Рис. 2. Микроструктура (СЭМ) и распределение легирующих элементов между фазами в выделенной области в холоднокатаном состоянии на примере режима T1

Fig. 2. Microstructure (SEM) and distribution of dopants between the phases in highlighted region in cold rolled state as exemplified by mode T1

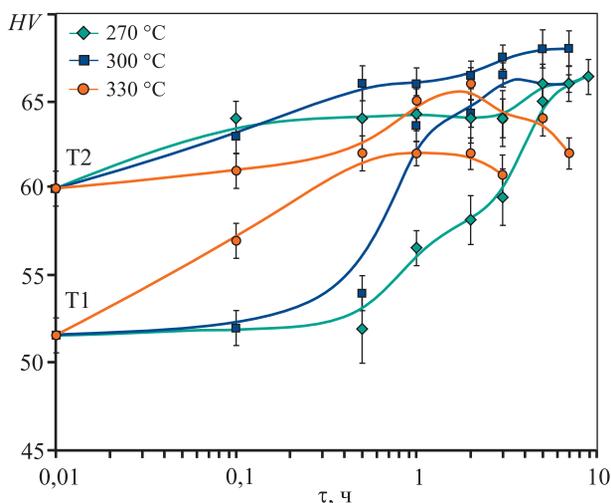


Рис. 3. Зависимости твердости от времени отжига при разных температурах

Fig. 3. Hardness as a function of annealing time at various temperatures

После прокатки листы отжигали при температурах 270–330 °С. На рис. 3 представлены зависимости твердости от времени отжига. В листах, полученных по режиму Т1 (холодная прокатка слитка), происходит существенное упрочнение. При этом с увеличением температуры с 270 до 300 °С достигается одинаковая максимальная

твердость 66 HV после 7 и 3 ч соответственно. Для сравнения в слитке в процессе отжига при $t = 300$ °С максимум твердости (61 HV) достигается за 7 ч, а при 270 °С — за 24 ч [35].

Холодная прокатка существенно ускоряет распад (Al), позволяя достигнуть большей твердости в листах, чем в слитке. Накопленные в процессе холодной прокатки дефекты стимулируют упрочнение за счет выделения $L1_2$ -дисперсоидов, что говорит о превалировании гетерогенного механизма зарождения. Тот же тезис можно подтвердить результатами анализа эволюции твердости образцов, полученных по режиму Т2. Отжиг листов, отожженных перед прокаткой на максимальную твердость, при температурах 270–300 °С приводит к росту твердости на 6–8 HV, т.е. термического стимула для полного распада твердого раствора при отжиге слитка недостаточно. В совокупности с последующей холодной прокаткой и отжигом при $t = 300$ °С в течение 5–7 ч сплав AlYScEr демонстрирует максимальную твердость — 68 HV. В процессе отжига при $t = 330$ °С также наблюдается некоторое упрочнение, которое через ≈ 1 ч перекрывают процессы полигонизации, приводящие к снижению твердости в совокупности с укрупнением дисперсоидов.

На рис. 4 представлены зависимости твердо-

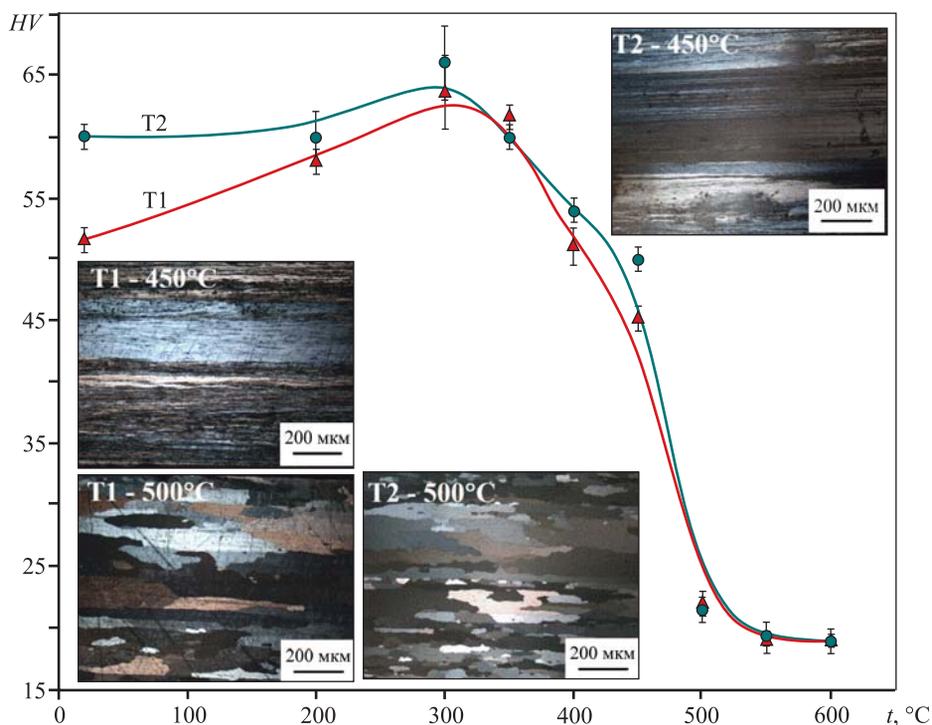


Рис. 4. Зависимости твердости от температуры 1-часового отжига и зеренная структура (СМ) листов

Fig. 4. Hardness as a function of temperature of 1 h annealing and granular structure (OM) of sheets

сти от температуры 1-часового отжига и зеренная структура листов в интервале температур рекристаллизации. В процессе отжига до 450 °С в сплаве сохраняется нерекристаллизованная структура, при этом твердость снижается незначительно (до 45 и 50 HV) в листах, полученных по режимам T1 и T2 соответственно. Большая твердость в образце, обработанном по режиму T2 (отжиг перед прокаткой), говорит о формировании в нем более дисперсной и однородной полигонизованной структуры. Аналогичные результаты получены в работе [35] на этом же сплаве, подвергнутом предварительному отжигу, горячей и холодной прокаткам. Резкое снижение твердости до 19 HV происходит после 1-часового отжига при $t = 550$ °С, когда структура полностью рекристаллизуется. При этом вне зависимости от режима получения листа сплав демонстрирует высокую термическую стабильность до 400 °С, твердость составляет 51–54 HV.

В табл. 1 представлены результаты испыта-

ний на одноосное растяжение образцов сплава AlYScEr, полученных по разным режимам. После прокатки слиток (режим T1) имеет предел текучести $\sigma_{0,2} = 167$ МПа. В процессе отжига при $t = 300$ °С этот показатель увеличивается до 192 МПа через 4 ч и практически не снижается при дальнейшем увеличении времени отжига до 100 ч.

Сплав, полученный по режиму T1, отличается высокой термической стабильностью. Предварительно отожженный перед прокаткой лист (T2) имеет $\sigma_{0,2} = 195$ МПа. С увеличением времени отжига при $t = 300$ °С с 1 до 7 ч предел текучести практически не изменяется, а после 100 ч незначительно снижается до 180 МПа. При этом относительное удлинение (δ) с увеличением времени отжига растет за счет обеднения (Al) и уменьшения концентрации дефектов.

По тем же причинам происходит повышение электропроводности в листах с увеличением продолжительности отжига при $t = 300$ °С (табл. 2).

Таблица 1. Результаты испытаний на растяжение листов сплава AlYScEr, полученных по разным режимам

Table 1. Experimental results of tensile tests of sheets from AlYScEr alloy fabricated according to different modes

Состояние	T1			T2		
	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
Деформированное	167±1	174±1	11±1	195±1	205±1	7±1
После отжига						
$t = 300$ °С, 1 ч	186±2	198±2	8±1	198±3	212±2	7±2
$t = 300$ °С, 4 ч	192±2	204±1	9±1	195±2	210±1	13,5±1,5
$t = 300$ °С, 7 ч	190±1	205±1	12±4	194±1	210±1	12,1±0,5
$t = 300$ °С, 100 ч	189±1	205±1	13±1	180±1	197±1	12,8±0,8

Таблица 2. Электропроводность листов сплава AlYScEr, алюминия и электротехнического сплава 1350 (A5E)

Table 2. Electrical conductivity of sheets from AlYScEr alloy, aluminum, and electrotechnical alloy 1350 (A5E)

Состояние	IACS, %			
	T1	T2	Al (99,99%) [36]	1350 [36]
Деформированное	54,4	58,1	64,5	61
После отжига				
$t = 300$ °С, 1 ч	57,7	59,0		
$t = 300$ °С, 4 ч	59,4	59,8		
$t = 300$ °С, 7 ч	59,6	60,1		
$t = 300$ °С, 100 ч	59,8	60,5		

При этом после 100-часового отжига электропроводность нового сплава близка к таковой электро-технического сплава 1350 (А5Е), который имеет существенно меньший предел текучести (110 МПа) [36]. При этом режим Т2 обеспечивает лучшую электропроводность. Для сравнения электропроводный сплав А5Е имеет меньший предел прочности в отожженном состоянии $\sigma_b = 120 \div 160$ МПа при примерно той же электропроводности IACS — 60,5 % (удельное электросопротивление — $0,0285 \text{ Ом} \cdot \text{мм}^2/\text{м}$) [37].

Выводы

Определены особенности упрочнения, механические свойства и электропроводность сплава Al—0,2Y—0,2Sc—0,3Er после холодной прокатки.

1. Холодная прокатка слитка ускоряет упрочнение при отжиге при $t = 270$ и 300 °С, уменьшая время достижения пиковой твердости с 24 и 7 ч для слитка и до 7 и 3 ч для листа соответственно. Накопленные в процессе холодной прокатки дефекты стимулируют упрочнение за счет выделения $L1_2$ -дисперсоидов, что говорит о превалировании гетерогенного механизма зарождения дисперсоидов.

2. В процессе отжига листов до 450 °С сохраняется нерекристаллизованная структура. При этом твердость листов, полученных по режимам Т1 (прокатка слитка) и Т2 (прокатка после отжига на максимальную твердость), составляет 45 и 50 HV соответственно. Большая твердость в образце, полученном по режиму Т2, свидетельствует о формировании в нем более дисперсной и однородной полигонизованной структуры.

3. Отжиг слитка при $t = 300$ °С в течение 7 ч и холодная прокатка с последующим отжигом при 300 °С в течение 7 ч обеспечивают высокий уровень механических свойств и электропроводности: $\sigma_{0,2} = 194$ МПа, $\sigma_b = 210$ МПа, $\delta = 12,1$ % и IACS — 60,1 %.

Список литературы/References

- Drits M.E., Dutkiewicz J., Toropova L.S., Salawa J. The effect of solution treatment on the ageing processes of Al—Sc alloys. *Crystal Research and Technology*. 1984;19:1325—1330. <https://doi.org/10.1002/crat.2170191014>
- Drits M.Ye., Ber L.B., Bykov Yu.G., Toropova L.S., Anastaseva G.K. Aging of alloy Al—0.3at.%Sc. *Physics of Metals and Metallography*. 1984;57(6):118—126.
- Blake N., Hopkins M.A. Constitution and age hardening of Al—Sc alloys. *Journal of Materials Science*. 1985;20:2861—2867. <https://doi.org/10.1007/BF00553049>
- Torma T., Kovács-Csetényi E., Turmezey T., Ungár T., Kovács I. Hardening mechanisms in Al—Sc alloys. *Journal of Materials Science*. 1989;24:3924—3927. <https://doi.org/10.1007/bf01168955>
- Brodova I.G., Polents I.V., Korzhavina O.A., Popel P.S., Korshunov I.P., Esin V.O. Structural investigations of rapidly crystallized Al—Sc alloys. *Melts Moscow*. 1992;4(5):392—397.
- Nakayama M., Furuta A., Miura Y. Precipitation of Al_3Sc in Al—0.23wt.%Sc alloy. *Materials Transactions*. 1997;38(10):852—857. <https://doi.org/10.2320/matertrans1989.38.852>
- Norman A.F., Prangnell P.B., McEwen R.S. The solidification behaviour of dilute aluminium-scandium alloys. *Acta Materialia*. 1998;46:5715—5732. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(98\)00257-2](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(98)00257-2)
- Hyde K.B., Norman A.F., Prangnell P.B. The growth morphology and nucleation mechanism of primary $L1_2$ Al_3Sc particles in Al—Sc alloys. *Materials Science Forum*. 2000;331-337:1013—1018. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.331-337.1013>
- Davydov V.G., Rostova T.D., Zakharov V.V., Filatov Y.A., Yelagin V.I. Scientific principles of making an alloying addition of scandium to aluminium alloys. *Materials Science and Engineering: A*. 2000;280:30—36. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(99\)00652-8](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(99)00652-8)
- Jones M.J., Humphreys F.J. Interaction of recrystallization and precipitation: the effect of Al_3Sc on the recrystallization behavior of deformed aluminium. *Acta Materialia*. 2003;51:2149—2159. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(03\)00002-8](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(03)00002-8)
- Costa S., Puga H., Barbosa J., Pinto A.M.P. The effect of Sc additions on the microstructure and age hardening behaviour of as cast Al—Sc alloys. *Materials and Design*. 2012;42:347—352. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2012.06.019>
- Fuller C.B., Seidman D.N., Dunand D.C. Mechanical properties of Al(Sc,Zr) alloys at ambient and elevated temperatures. *Acta Materialia*. 2003;51(16):4803—4814. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(03\)00320-3](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(03)00320-3)
- Robson J.D. A new model for prediction of dispersoid precipitation in aluminium alloys containing zirconium and scandium. *Acta Materialia*. 2004;52:1409—1421. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2003.11.023>
- Forbord B., Lefebvre W., Danoix F., Hallem H., Marthinsen K. Three dimensional atom probe investigation on the formation of $Al_3(Sc,Zr)$ -dispersoids in aluminium alloys. *Scripta Materialia*. 2004;51:333. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2004.03.033>

15. Belov N.A., Alabin A.N., Eskin D.G., Istomin-Kastrovskii V.V. Optimization of hardening of Al–Zr–Sc cast alloys. *Journal of Materials Science*. 2006;41:5890–5899. <https://doi.org/10.1007/S10853-006-0265-7>
16. Knipling K.E., Karnesky R.A., Lee C.P., Seidman D.N. Precipitation evolution in Al–0.1Sc, Al–0.1Zr and Al–0.1Sc–0.1Zr (at.%) alloys during isochronal aging. *Acta Materialia*. 2010;58(15):5184–5195. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.05.054>
17. Song M., Fang Y. He S. Effects of Zr content on the yield strength of an Al–Sc alloy. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2011;20:377–381. <https://doi.org/10.1007/s11665-010-9693-2>
18. Rokhlin L.L., Bochvar N.R., Leonova N.P. Study of decomposition of oversaturated solid solution in Al–Sc–Zr alloys at different ratio of scandium and zirconium. *Inorganic Materials: Applied Research*. 2011;2:517–520. <https://doi.org/10.1134/S2075113311050170>
19. McNamara C.T., Kampe S.L., Sanders P.G., Swenson D.J. The effect of cold work on the precipitation and recrystallization kinetics in Al–Sc–Zr alloys. *Light Metals*. 2013;379–382. https://doi.org/10.1007/978-3-319-65136-1_66
20. Guan R., Shen Y., Zhao Z., Wang X. A high-strength, ductile Al–0.35Sc–0.2Zr alloy with good electrical conductivity strengthened by coherent nanosized-precipitates. *Journal of Materials Science and Technology*. 2017;33:215–223. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2017.01.017>
21. Liu L., Jiang J.-T., Zhang B., Shao W.-Z., Zhen L. Enhancement of strength and electrical conductivity for a dilute Al–Sc–Zr alloy via heat treatments and cold drawing. *Journal of Materials Science and Technology*. 2019;35(6):962–971. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2018.12.023>
22. Harada Y., Dunand D.C. Microstructure of Al₃Sc with ternary transition-metal additions. *Materials Science and Engineering: A*. 2002;329/331:686–695. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(01\)01608-2](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(01)01608-2)
23. Karnesky R.A., van Dalen M.E., Dunand D.C., Seidman D.N. Effects of substituting rare-earth elements for scandium in a precipitation-strengthened Al–0.08at.%Sc alloy. *Scripta Materialia*. 2006;55(5):437–440. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2006.05.021>
24. van Dalen M.E., Dunand D.C., Seidman D.N. Nanoscale precipitation and mechanical properties of Al–0.06at.%Sc alloys microalloyed with Yb or Gd. *Journal of Materials Science*. 2006;41:7814–7823. <https://doi.org/10.1007/S10853-006-0664-9>
25. Rokhlin L.L., Dobatkina T.V., Bochvar N.R., Lysova E.V., Tarytina I.E. Effect of yttrium and chromium on the recrystallization of Al–Sc alloys. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2007;335–339. <https://doi.org/10.1134/s0036029507040131>
26. Harada Y., Dunand D.C. Microstructure of Al₃Sc with ternary transition-metal additions. *Intermetallics*. 2009;17(1-2):17–24. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2008.09.002>
27. Karnesky R.A., Dunand D.C., Seidman D.N. Evolution of nanoscale precipitates in Al microalloyed with Sc and Er. *Acta Materialia*. 2009;57(14):4022–4031. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2009.04.034>
28. Krug M.E., Werber A., Dunand D.C., Seidman D.N. Core–shell nanoscale precipitates in Al–0.06at.%Sc microalloyed with Tb, Ho, Tm or Lu. *Acta Materialia*. 2010;58(1):134–145. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2009.08.074>
29. Rokhlin L.L., Bochvar N.R., Boselli J., Dobatkina T.V. Investigation of the phase relations in the Al-Rich alloys of the Al–Sc–Hf system in solid state. *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*. 2010;31:327–332. <https://doi.org/10.1007/S11669-010-9710-Z>
30. Van Dalen M.E., Dunand D.C., Seidman D.N. Microstructural evolution and creep properties of precipitation-strengthened Al–0.06Sc–0.02Gd and Al–0.06Sc–0.02Yb (at.%) alloys. *Acta Materialia*. 2011;59(13):5224–5237. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.04.059>
31. Pozdniakov A.V., Barkov R.Yu. Microstructure and mechanical properties of novel Al–Y–Sc alloys with high thermal stability and electrical conductivity. *Journal of Materials Science and Technology*. 2020:1–6. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2019.08.006>
32. Barkov R.Yu., Yakovtseva O.A., Mamzurina O.I., Loginova I.S., Medvedeva S.V., Prosviryakov A. S., Mikhaylovskaya A.V., Pozdniakov A.V. Effect of Yb on the Structure and Properties of an Electroconductive Al–Y–Sc Alloy. *Physics of Metals and Metallography*. 2020;121(6):604–609. <https://doi.org/10.1134/S0031918X20060022>
33. Barkov R.Yu., Mikhaylovskaya A.V., Yakovtseva O.A., Loginova I.S., Prosviryakov A.S., Pozdniakov A.V. Effects of thermomechanical treatment on the microstructure, precipitation strengthening, internal friction, and thermal stability of Al–Er–Yb–Sc alloys with good electrical conductivity. *Journal of Alloys and Compounds*. 2021;855(1):157–367. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.157367>
34. Pozdniakov A.V., Barkov R.Yu., Prosviryakov A.S., Churyumov A.Yu., Golovin I.S., Zolotarevskiy V.S. Effect of Zr on the microstructure, recrystallization behav-

- ior, mechanical properties and electrical conductivity of the novel Al—Er—Y alloy. *Journal of Alloys and Compounds*. 2018;765:1—6.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.06.163>
35. Liu X., Du Y., Liu S., Cheng K., Zhang Z. Phase equilibria and crystal structure of ternary compounds in Al-rich corner of Al—Er—Y system at 673 and 873K. *Journal of Materials Science and Technology*. 2021;60:128—138.
<https://doi.org/10.1016/j.jmst.2020.04.047>
36. ASM Handbook. Properties and selection: Nonferrous alloys and special-purpose materials. V.2. The Materials Information Company, 2010.

Информация об авторах

Леонид Евгеньевич Горлов — студент кафедры металлургии цветных металлов (МЦМ), Национальный исследовательский технический университет «МИСИС» (НИТУ МИСИС).

<https://orcid.org/0000-0002-1631-8772>

E-mail: gorlov@edu.misis.ru

Мария Владимировна Главатских — аспирант кафедры МЦМ, НИТУ МИСИС.

<https://orcid.org/0000-0002-1350-1440>

E-mail: glavatskikh@edu.misis.ru

Руслан Юрьевич Барков — к.т.н., ассистент кафедры МЦМ, НИТУ МИСИС.

<https://orcid.org/0000-0003-1443-5577>

E-mail: barkov@misis.ru

Андрей Владимирович Поздняков — к.т.н., доцент кафедры МЦМ, НИТУ МИСИС.

<https://orcid.org/0000-0002-3116-5057>

E-mail: pozdniakov@misis.ru

Information about the authors

Leonid E. Gorlov — Student, Department of Physical Metallurgy of Non-Ferrous Metals, National University of Science and Technology (NUST) “MISIS”.

<https://orcid.org/0000-0002-1631-8772>

E-mail: gorlov@edu.misis.ru

Mariya V. Glavatskikh — Graduate Student, Department of Physical Metallurgy of Non-Ferrous Metals, NUST MISIS.

<https://orcid.org/0000-0002-1350-1440>

E-mail: glavatskikh@edu.misis.ru

Ruslan Yu. Barkov — Cand. Sci. (Eng.), Assistant, Department of Physical Metallurgy of Non-Ferrous Metals, NUST MISIS.

<https://orcid.org/0000-0003-1443-5577>

E-mail: barkov@misis.ru

Andrei V. Pozdniakov — Cand. Sci. (Eng.), Associate Professor, Department of Physical Metallurgy of Non-Ferrous Metals, NUST MISIS.

<https://orcid.org/0000-0002-3116-5057>

E-mail: pozdniakov@misis.ru

Вклад авторов

Л.Е. Горлов — методология, обработка данных, формальный анализ, участие в обсуждении результатов, подготовка текста статьи.

М.В. Главатских — исследование, визуализация, участие в обсуждении результатов.

Р.Ю. Барков — обработка данных, контроль, получение финансирования, участие в обсуждении результатов.

А.В. Поздняков — концептуализация, написание и подготовка первоначального проекта, рецензирование и научное редактирование.

Contribution of the authors

L.E. Gorlov — methodology, data processing, formal analysis, participated in discussion of results, wrote article

M.V. Glavatskikh — research, visualization, participated in the discussion of the results

R.Yu. Barkov — data processing, monitoring, obtaining funding, participated in discussion of results

A.V. Pozdniakov — conceptualization, writing and preparation of the initial draft, reviewing and editing

Статья поступила в редакцию 06.10.2022, доработана 13.12.2022, подписана в печать 20.12.2022

The article was submitted 06.10.2022, revised 13.12.2022, accepted for publication 20.12.2022