

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.715:539.4

ВЛИЯНИЕ Yb НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЭЛЕКТРОПРОВОДНОГО СПЛАВА Al–Y–Sc

© 2020 г. Р. Ю. Барков^{а, *}, О. А. Яковцева^а, О. И. Мамзурина^а, И. С. Логинова^а,
С. В. Медведева^а, А. С. Просвиряков^а, А. В. Михайловская^а, А. В. Поздняков^а

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

*e-mail: barkov@misis.ru

Поступила в редакцию 04.12.2019 г.

После доработки 14.01.2020 г.

Принята к публикации 20.01.2020 г.

Исследовано влияние добавки иттербия на фазовый состав, упрочнение при отжиге до и после прокатки, электропроводность и механические свойства сплава Al–0.2% Y–0.2Sc. В литой структуре помимо алюминиевого твердого раствора выявлена дисперсная эвтектика, в которой интерметаллидная фаза размером 100–250 нм обогащена иттрием и иттербием. Максимальное упрочнение слитка достигается после отжига при 300°C в течение 3 ч за счет выделения дисперсоидов Al₃Me. Отжиг деформированных листов при 300°C приводит к росту твердости и предела текучести, что связано с иницированием процесса дораспада алюминиевого твердого раствора. Т.е. добавка иттербия стимулирует гетерогенное зарождение дисперсоидов Al₃Me в процессе отжига после прокатки. При этом электропроводность по международному стандарту на отожженную медь с увеличением температуры и времени отжига увеличивается от 54 до 54.9% и 57.7% после отжига при 200°C и 300°C соответственно.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, иттрий, иттербий, микроструктура механические свойства, электропроводность

DOI: 10.31857/S0015323020060029

ВВЕДЕНИЕ

Скандий в алюминиевых сплавах является эффективным упрочнителем и антирекристаллизатором за счет способности образовывать пересыщенный твердый раствор при кристаллизации, распад которого при отжиге слитков приводит к формированию наноразмерных когерентных дисперсоидов L1₂-фазы Al₃Sc [1–9]. Выделение частиц фазы Al₃Sc происходит гомогенно в матрице алюминиевого твердого раствора [1]. Когерентные частицы эффективны в определенном интервале температур и склонны к потере когерентности при температурах выше 400°C [6]. Добавка циркония приводит к повышению термической устойчивости дисперсоидов с образованием выделений фазы Al₃(Sc_{1-x}Zr_x) [10]. В последние годы активно проводятся исследования влияния добавок иттрия [11–24] и иттербия [25–37] на структуру и свойства алюминия [11–19, 25–32] и сплавов на его основе [20–24, 33–37], которые образуют сложную фазу Al₃Me (Me–Sc, Zr, Y, Yb и др.). Легирование иттрием сплавов на основе систем Al–Zr [11–15] и Al–Sc–Zr [16–19] приводит к повышению плотности выделений дисперсоидов фаз типа Al₃Me и температуры начала рекристаллиза-

ции [11–19]. Упрочнение деформируемых сплавов на основе систем Al–Mg и Al–Cu, легированных иттрием происходит по тому же принципу [20–24]. Добавка иттербия уже в двойных сплавах приводит к образованию выделений Al₃Yb [25, 28], что способствует существенному приросту твердости слитков в процессе отжига. Комплексное легирование приводит к большему эффекту упрочнения за счет образования более сложных выделений фазы Al₃M [26, 27, 29–32]. Совместно с хромом и цирконием иттербий способствует повышению коррозионной стойкости высокопрочных алюминиевых сплавов [33–35] и прочности магналиев [37].

Данная работа направлена на исследование влияния малой добавки иттербия на структуру и прочностные характеристики свойства сплава Al–0.2Y–0.2Sc, имеющего повышенную электропроводность.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТОВ

Исследуемый сплав состава Al–0.2% Y–0.2% Sc–0.3% Yb (AlYScYb) выплавлен в электрической печи сопротивления с использованием алюминия

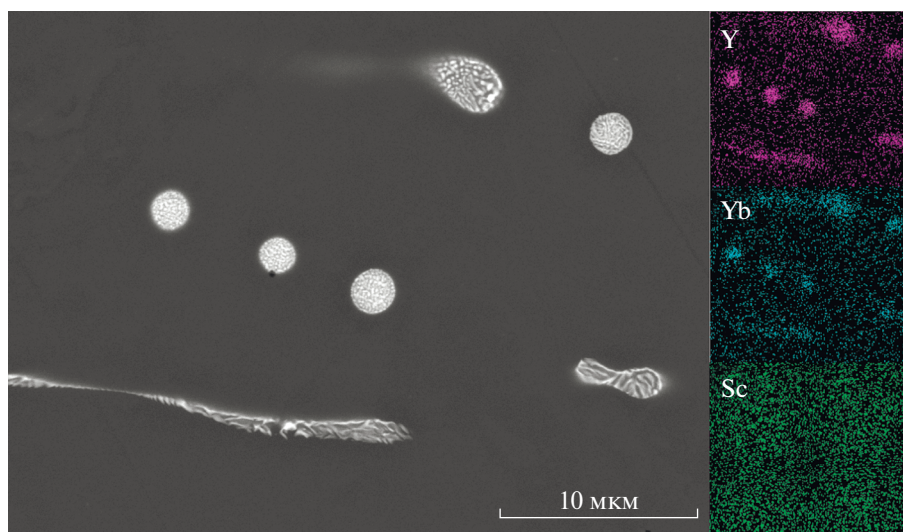


Рис. 1. Микроструктура сплава в литом состоянии и распределение легирующих элементов между фазами (СЭМ).

марки А99 [38], лигатур Al–10% Y, Al–10% Yb и Al–2% Sc.

Термическую обработку проводили в сушильном шкафу “Nabertherm N30/65A” с точностью поддержания температуры 1°C. Прокатку слитков проводили на лабораторном стане ДУО-300 с шириной валков 300 мм.

После отжига при 300°C в течение 3 ч слиток прокатывали при температуре 300°C от толщины 20 до 10 мм и при комнатной температуре до толщины 1 мм.

Металлографические исследования и идентификацию фаз проводили при помощи светового микроскопа (СМ) Axiovert 200 MMAT “CarlZeiss”, растрового электронного микроскопа (РЭМ) TESCAN VEGA 3LMN с использованием энергодисперсионного детектора X-Max 80 и просвечивающего электронного микроскопа JEOL 2000-EX с рабочим напряжением 120 кВ. Образцы были подготовлены в стандартном электролите А2 на установке электролитического утонения Struers TenuPol-5. Подготовку шлифов для микроструктурных исследований производили на установке Struers LaborPol-5 с использованием шлифовальной бумаги различной дисперсности и суспензии на основе коллоидного оксида кремния.

Твердость измеряли стандартным методом Виккерса на автоматизированном универсальном твердомере 930N фирмы Wolpert согласно ГОСТ 2999-75, ошибка в определении не превышала 3 HV. Механические характеристики при растяжении определяли на универсальной испытательной машине Zwick/Roell Z250 серии Allround в комплексе с автоматическим датчиком продольной деформации согласно ГОСТ 1497-84. Среднее квадратичное отклонение от среднего

значения было в пределах 1–2% (5 МПа) от измеряемой величины. Электропроводность сплавов анализировали методом “двойного моста” с использованием миллиомметра INSTEK GOM-802 на образцах с поперечным сечением 1 × 5 мм² и длиной 70 мм.

РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТОВ И ОБСУЖДЕНИЕ

Микроструктура сплава AlYScYb в литом состоянии представлена на рис. 1. В структуре помимо алюминиевого твердого раствора выявлена дисперсная эвтектика, в которой интерметаллидная фаза обогащена иттрием и иттербием (см. карты распределения легирующих элементов на рис. 1). Скандий однородно распределен в алюминиевом твердом растворе, а концентрация иттрия и иттербия в растворе составляет по 0.1–0.2% согласно результатам микрорентгеноспектрального анализа. Размер эвтектической фазы кристаллизационного происхождения находится в интервале 100–250 нм. Похожая структура была получена в сплаве Al–0.2% Y–0.2Sc (AlYSc) [18].

Образцы сплава отжигали при температурах 300, 370 и 440°C в течение разного времени для определения режима, обеспечивающего максимальное упрочнение. Кривые зависимости твердости от времени отжига проходят через максимум в исследуемом температурном интервале. С увеличением температуры отжига сокращается время достижения максимума твердости с 3–4 ч до 0.5 ч. Максимальный прирост твердости в 38 HV достигается после отжига при 300°C, а при более высоких температурах максимум существенно ниже (рис. 2). При этом разупрочнение при уве-

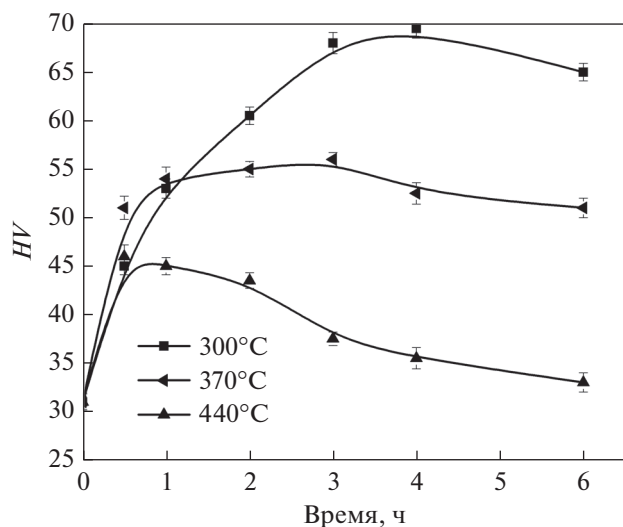


Рис. 2. Зависимость твердости от времени отжига слитка при температурах 300, 370 и 440°C.

личении времени выдержки усиливается с ростом температуры.

Упрочнение в процессе отжига слитков происходит за счет выделения дисперсоидов Al_3Me . На рис. 3 представлена микроструктура сплава после отжига при 300°C в течение 3 ч и микроэлектронограмма в оси зоны (112). Выделения фазы Al_3Me имеют $L1_2$ -структуру. Можно отметить достаточно однородное распределение дисперсоидов, зарождающихся преимущественно гомогенно в матрице.

На рис. 4 представлены зависимости твердости от времени отжига холоднокатаных листов сплава при температурах 100–550°C в течение 1 ч и при температурах 150, 200 и 300°C в течение разного времени в сравнении со сплавом $AlYSc$ [18]. Зеренная структура сплава $AlYScYb$ сохраняется нерекристаллизованной вплоть до 450°C (вставка на рис. 4а). При температуре 550°C полностью проходит рекристаллизация и твердость резко снижается (рис. 4а). Аналогичная зеренная структура отмечена в сплаве $AlYSc$ [18]. Добавка иттербия не

оказало существенного влияния на температуру начала рекристаллизации, она осталась в интервале 450–550°C. Однако отмечено существенное влияние добавки иттербия на кинетику изменения твердости в процессе отжига прокатанных листов. На температурной зависимости твердости при 300–350°C отмечено появление локального максимума (рис. 4а). Повышение твердости выявлено также на временной зависимости при 300°C (рис. 4б). Через 0.5 ч отжига при 300°C твердость возрастает от 67 до 76 HV и практически не изменяется при увеличении времени отжига до 7 ч. Накопление дефектов при прокатке повышает вероятность гетерогенного зарождения, и упрочнение можно связать с дораспадом алюминиевого твердого раствора и повышением плотности распределения дисперсоидов Al_3Me . Отжиг при низких температурах (150 и 200°C) не приводит к изменению твердости листов (рис. 4б). Вероятно, температуры 150–200°C низки для инициирования дораспада твердого раствора.

Важно отметить, что эффекта упрочнения не выявили в сплаве без иттербия (рис. 4б), в случае которого наблюдали разупрочнение, вызванное полигонизацией [18, 19]. Таким образом, можно предположить, что добавка иттербия стимулирует гетерогенное зарождение дисперсоидов Al_3Me .

Результаты определения характеристик прочности и пластичности при одноосном растяжении листов в деформированном и отожженном состояниях хорошо коррелируют с твердостью. В табл. 1 представлены механические характеристики при одноосном растяжении исследуемого сплава в сравнении со сплавом без Yb. В деформированном состоянии предел текучести составляет 212 МПа, в процессе отжига при 200°C не изменяется, и увеличивается до 231 МПа после 1 ч отжига при 300°C. При этом стоит отметить, что предел текучести сплава с добавкой Yb на 30–50 МПа выше, чем в сплаве без него (табл. 1).

Значения электропроводности по международному стандарту на отожженную медь (МСНОМ) в деформированном и отожженном состояниях спла-

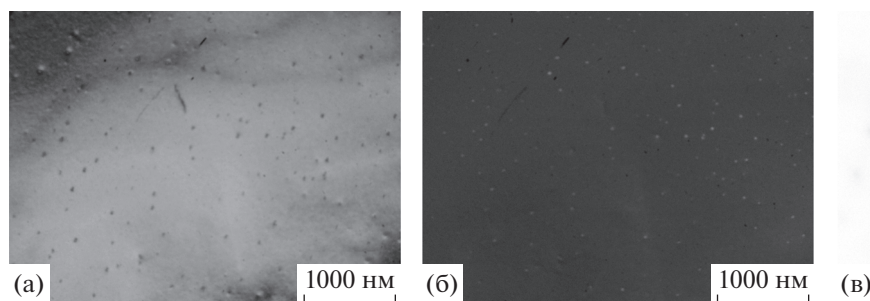


Рис. 3. Микроструктура сплава после отжига при 300°C в течение 3 часов (а — светлопольное изображение, б — темнопольное изображение) и микроэлектронограмма в оси зоны (112) (в).

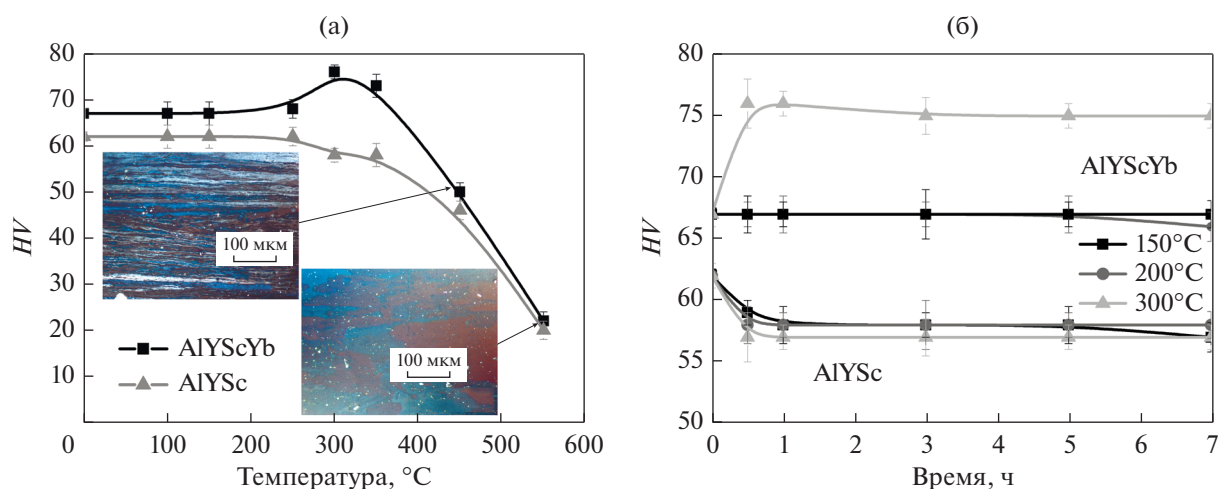


Рис. 4. Зависимость твердости от времени отжига 1 мм листов при температурах 100–550°C в течение 1 часа (а) и при температурах 150, 200 и 300°C в течение разного времени (б) в сравнении со сплавом AlYSc [18].

вов AlYScYb и AlYSc, электротехнического алюминиевого сплава 1350 и чистого Al представлены в табл. 2. Электропроводность сплава AlYScYb с увеличением температуры и времени отжига увеличивается от 54 до 54,9% (отжиг 200°C) и 57,7% МСНОМ (отжиг 300°C), что вызвано уменьшением числа дефектов.

Увеличение плотности дисперсоидов, приводящее к росту твердости и предела текучести, также оказывает существенное влияние на повышение электропроводности, связанное с обеднением алюминиевой матрицы. Отметим, что при некритичном снижении электропроводности, в сравнении с электротехническим алюминиевым сплавом 1350,

Таблица 1. Механические свойства при одноосном растяжении в сравнение со сплавом AlYSc

| Состояние | AlYSc [18] | | | AlYScYb | | |
|------------------|----------------------|------------------|--------------|----------------------|------------------|--------------|
| | $\sigma_{0.2}$, МПа | σ_B , МПа | δ , % | $\sigma_{0.2}$, МПа | σ_B , МПа | δ , % |
| Деформированное | 186 ± 2 | 201 ± 1 | 11.8 ± 0.2 | 212 ± 1 | 225 ± 1 | 8.6 ± 0.6 |
| Отжиг 200°C, 1 ч | 178 ± 1 | 198 ± 1 | 10.7 ± 0.8 | 213 ± 1 | 230 ± 1 | 8.7 ± 1.2 |
| Отжиг 200°C, 5 ч | 174 ± 1 | 194 ± 1 | 12.2 ± 0.4 | 212 ± 2 | 228 ± 2 | 11.5 ± 0.8 |
| Отжиг 200°C, 7 ч | 178 ± 1 | 200 ± 1 | 15.1 ± 0.8 | 211 ± 2 | 228 ± 2 | 10.8 ± 0.7 |
| Отжиг 300°C, 1 ч | 179 ± 2 | 200 ± 2 | 16.5 ± 0.5 | 231 ± 1 | 244 ± 1 | 7.6 ± 0.8 |
| Отжиг 300°C, 5 ч | 177 ± 2 | 199 ± 3 | 15.2 ± 0.4 | 226 ± 2 | 240 ± 3 | 10.8 ± 0.4 |
| Отжиг 300°C, 7 ч | 183 ± 3 | 202 ± 2 | 15.8 ± 0.3 | 226 ± 2 | 241 ± 2 | 11.9 ± 0.2 |

Таблица 2. Электропроводность по МСНОМ в сравнение со сплавом AlYSc, с чистым Al и электротехническим алюминиевым сплавом 1350

| Состояние | МСНОМ, % | | | |
|------------------|------------|---------|------------------|-----------|
| | AlYSc [18] | AlYScYb | Al (99.99%) [38] | 1350 [38] |
| Деформированное | 59.3 | 54.0 | | |
| Отжиг 200°C, 1 ч | 60.2 | 54.7 | | |
| Отжиг 200°C, 5 ч | 60.2 | 54.9 | | |
| Отжиг 200°C, 7 ч | 60.5 | 54.9 | 64.5 | 61 |
| Отжиг 300°C, 1 ч | 60.8 | 57.0 | | |
| Отжиг 300°C, 5 ч | 61.5 | 57.7 | | |
| Отжиг 300°C, 7 ч | 61.5 | 57.7 | | |

исследуемый сплав имеет значительно больший предел текучести – 226–231 МПа против 110 МПа для сплава 1350.

ВЫВОДЫ

Исследовано влияние добавки 0.3% Yb на фазовый состав, упрочнение при отжиге до и после прокатки сплава Al–0.2% Y–0.2Sc с повышенной прочностью и электропроводностью. Структура слитка представлена алюминиевым твердым раствором и дисперсной эвтектикой с размером интерметаллидной фазы 100–250 нм, обогащенной иттрием и иттербием. Повышение твердости образцов сплава в 38 HV достигается после отжига при 300°C в течение 3 ч за счет выделения когерентных дисперсоидов фазы Al₃Me с L1₂-структурой. Установлено, что отжиг листов при 300°C приводит к росту твердости и предела текучести, что может быть следствием увеличения плотности дисперсоидов за счет дополнительного распада алюминиевого твердого раствора, инициированного предварительной холодной деформацией.

Увеличение плотности дисперсоидов, приводящее к росту твердости и предела текучести, также оказывает существенное влияние на повышение электропроводности, связанное с обеднением алюминиевой матрицы. При этом электропроводность с увеличением температуры и времени отжига увеличивается от 54 до 54.9% и 57.7% МСНОМ после отжига при 200 и 300°C соответственно, а наибольший предел текучести составляет 231 МПа при относительном удлинении 7%.

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки РФ в рамках государственного задания № 11.7172.2017/8.9 на 2017–2020 гг.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Hyland R.W. Homogeneous nucleation kinetics of Al₃Sc in a dilute Al–Sc alloy // *Metal. Trans. A*. 1992. V. 23. P. 1947.
2. 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 // *Mater. Sci. Eng. A*. 2000. V. 280. P. 30–36.
3. Rostova T.D., Davydov V.G., Yelagin V.I., Zakharov V.V. Effect of scandium on recrystallization of aluminum and its alloys // *Mater. Sci. F*. 2000. V. 331–337. P. 793–798.
4. Zakharov V.V. Effect of scandium on the structure and properties of aluminum alloys // *Met. Sci. Heat Treat*. 2003. V. 45. № 7–8. P. 246–253.
5. Jones M.J., Humphreys F.J. Interaction of recrystallization and precipitation: the effect of Al₃Sc on the recrystallization behavior of deformed aluminium // *Acta Mater*. 2003. V. 51. P. 2149–2159.
6. Iwamura S., Miura Y. Loss in coherency and coarsening behavior of Al₃Sc precipitates // *Acta Mater*. 2004. V. 52. P. 591–600.
7. 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 // *Mater. Des*. 2012. V. 42. P. 347–352.
8. Zakharov V.V., Rostova T.D. Hardening of aluminum alloys due to scandium alloying // *Met. Sci. Heat Treat*. 2014. V. 55. № 11–12. P. 660–664.
9. Zakharov V.V., Fisenko I.A., Alloying Aluminum Alloys with Scandium // *Met. Sci. Heat Treat*. 2017. V. 59. № 5–6. P. 278–284.
10. Fuller C.B., Seidman D.N. Temporal evolution of the nanostructure of Al₃(Sc,Zr) alloys: Part II-coarsening of Al₃(Sc_{1-x}Zr_x) precipitates // *Acta Mater*. 2005. V. 53. № 20. P. 5415–5428.
11. Zhang Y., Gao H., Kuai Y., Han Y., Wang J., Sun B., Gu S., You W. Effects of Y additions on the precipitation and recrystallization of Al–Zr alloys // *Mater. Charact*. 2013. V. 86. P. 1–8.
12. Zhang Y., Gu J., Tian Y., Gao H., Wang J., Sun B. Microstructural evolution and mechanical property of Al–Zr and Al–Zr–Y alloys // *Mater. Sci. Eng. A*. 2014. V. 616. P. 132–140.
13. Gao H., Feng W., Wang Y. Structural and compositional evolution of Al₃(Zr,Y) precipitates in Al–Zr–Y alloy // *Mater. Charact*. 2016. V. 121. P. 195–198.
14. Gao H., Feng W., Gu J., Wang J., Sun B. Aging and recrystallization behavior of precipitation strengthened Al–0.25Zr–0.03Y alloy // *J. Alloys. Compd*. 2017. V. 696. P. 1039–1045.
15. 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 behavior, mechanical properties and electrical conductivity of the novel Al–Er–Y alloy // *J. Alloys and Compd*. 2018. V. 765. P. 1–6.
16. Pozdnyakov A.V., Osipenkova A.A., Popov D.A., Makhov S.V., Napalkov V.I. 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 // *Met. Sci. Heat Treat*. 2017. V. 58. P. 537–542.
17. Pozdniakov A.V., Aytmagambetov A.A., Makhov S.V., Napalkov V.I. Effect of impurities of Fe and Si on the structure and strengthening upon annealing of the Al–0.2% Zr–0.1% Sc alloys with and without Y additive // *Phys. Met. Metall*. 2017. V. 118. P. 479–484.
18. Pozdniakov A.V., Barkov R.Yu. Microstructure and mechanical properties of novel Al–Y–Sc alloys with high thermal stability and electrical conductivity // *J. Mater. Sci. Technol*. 2020. V. 36. P. 1–6.
19. Pozdnyakov A.V., Barkov R.Yu. Effect of impurities on the phase composition and properties of a new alloy of the Al–Y–Er–Zr–Sc system // *Metallurgist*. 2019. V. 63. № 1–2. P. 79–86.
20. Cao F., Zhu X., Wang S., Shi Lu, Xu G., Wen J. Quasi-superplasticity of a banded-grained Al–Mg–Y alloy processed by continuous casting–extrusion // *Mater. Sci. Eng. A*. 2017. V. 690. P. 433–445.
21. Barkov R.Y., Pozdniakov A.V., Tkachuk E., Zolotarevskiy V.S. Effect of Y on microstructure and mechanical properties of Al–Mg–Mn–Zr–Sc alloy with low Sc content // *Mater. Lett*. 2018. V. 217. P. 135–138.

22. *Pozdniakov A.V., Barkov R.Y.* Microstructure and materials characterisation of the novel Al–Cu–Y alloy // *Mater. Sci. Technol.* 2018. V. 34. № 12. P. 1489–1496.
23. *Amer S.M., Barkov R.Yu., Yakovtseva O.A., Pozdniakov A.V.* Comparative analysis of structure and properties of quasibinary alloys Al–6.5 Cu–2.3 Y and Al–6 Cu–4.05 Er // *Phys. Met. Metall.* 2020. (in press).
24. *Pozdniakov A.V., Barkov R.Yu., Amer S.M., Levchenko V.S., Kotov A.D., Mikhaylovskaya A.V.* Microstructure, mechanical properties and superplasticity of the Al–Cu–Y–Zr alloy // *Mater. Sci. Eng. A.* 2019. V. 758. P. 28–35.
25. *Tang C., Zhou D.* Precipitation hardening behavior of dilute binary Al–Yb alloy // *Trans. Nonferrous Met. Soc. China.* 2014. V. 24. P. 2326–2330.
26. *Wen S.P., Gao K.Y., Huang H., Wang W., Nie Z.R.* Role of Yb and Si on the precipitation hardening and recrystallization of dilute Al–Zr alloys // *J. Alloys and Compd.* 2014. V. 599. P. 65–70.
27. *Peng G., Chen K., Fang H., Chen S.* A study of nanoscale Al₃(Zr,Yb) dispersoids structure and thermal stability in Al–Zr–Yb alloy // *Mater. Sci. Eng. A.* 2012. V. 535. P. 311–315.
28. *Zhang Y., Gao K., Wen S., Huang H., Wang W., Zhu Z., Nie Z., Zhou D.* Determination of Er and Yb solvuses and trialuminide nucleation in Al–Er and Al–Yb alloys // *J. Alloys and Compd.* 2014. V. 590 P. 526–534.
29. *Nhon Q.Vo, Davaadorj B., Amirreza S., Evander R., Dunand D.C.* Effect of Yb microadditions on creep resistance of a dilute Al–Er–Sc–Zr alloy // *Materialia.* 2018. V. 4. P. 65–69.
30. *Van Dalen M.E., Gyger T., Dunand D.C., Seidman D.N.* Effects of Yb and Zr microalloying additions on the microstructure and mechanical properties of dilute Al–Sc alloys // *Acta Mater.* 2011. V. 59. P. 7615–7626.
31. *Fang H.C., Shang P.J., Huang L.P., Chen K.H., Liu G., Xiong X.* Precipitates and precipitation behavior in Al–Zr–Yb–Cr alloys // *Mater. Lett.* 2012. V. 75. P. 192–195.
32. *Zhang Y., Zhou W., Gao H., Han Y., Wang K., Wang J., Sun B., Gu S., You W.* Precipitation evolution of Al–Zr–Yb alloys during isochronal aging // *Scr. Mater.* 2013. V. 69. P. 477–480.
33. *Peng G., Chen K., Fang H., Chen S.* EIS Study on Pitting Corrosion of 7150 Aluminum Alloy in Sodium Chloride and Hydrochloric Acid Solution // *Mat. Des.* 2012. V.36. P. 279–283.
34. *Fang H.C., Chen K.H., Chen X., Chao H., Peng G.S.* Effect of Cr, Yb and Zr additions on localized corrosion of Al–Zn–Mg–Cu alloy // *Corr. Sci.* 2009. V. 51. P. 2872–2877.
35. *Chen K.H., Fang H.C., Zhang Z., Chena X., Liu G.* Effect of Yb, Cr. and Zr additions on recrystallization and corrosion resistance of Al–Zn–Mg–Cu alloys // *Mat. Sci. Eng.* 2008. V. 497. P. 426–431.
36. *Song M., Wu Z., He Y.* Effects of Yb on the mechanical properties and microstructures of an Al–Mg alloy // *Mat. Sci. Eng.* 2008. V. 497. P. 519–523.
37. *Pozdnyakov A.V., Barkov R.Yu., Levchenko V.S.* Influence of Yb on the Phase Composition and Mechanical Properties of Low-Scandium Al–Mg–Mn–Zr–Sc and Al–Mg–Cr–Zr–Sc Alloys // *Phys. Met. Metall.* 2020. V. 121. № 1. P. 84–88.
38. *ASM Handbook. Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials. V. 2. The Materials Information Company, 2010.*