

**ПРОЧНОСТЬ  
И ПЛАСТИЧНОСТЬ**

УДК 669.715:539.531

**ВЛИЯНИЕ Yb НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА  
СПЛАВОВ Al–Mg–Mn–Zr–Sc И Al–Mg–Cr–Zr–Sc  
С НИЗКОЙ КОНЦЕНТРАЦИЕЙ СКАНДИЯ**

© 2020 г. А. В. Поздняков<sup>а</sup>, \*, Р. Ю. Барков<sup>а</sup>, В. С. Левченко<sup>а</sup>

<sup>а</sup>НИТУ “МИСиС”, Ленинский пр., 4, Москва, 119049 Россия

\*e-mail: pozdniakov@misis.ru

Поступила в редакцию 19.03.2019 г.

После доработки 17.07.2019 г.

Принята к публикации 20.08.2019 г.

Исследованы микроструктура, фазовый состав и механические свойства новых сплавов Al–6.0Mg–0.2Mn–0.05Sc–0.25Zr–0.3Yb и Al–6.0Mg–0.2Cr–0.05Sc–0.25Zr–0.3Yb с пониженной концентрацией скандия. Иттербий приводит к формированию четверной фазы (Al, Mg, Yb, Si) кристаллизационного происхождения в сплаве Al–6.0Mg–0.2Mn–0.05Sc–0.25Zr–0.3Yb. Фазы (Al, Fe, Si), (Al, Mg, Yb, Si) и (Al, Fe, Yb) выявлены в слитке сплава Al–6.0Mg–0.2Cr–0.05Sc–0.25Zr–0.3Yb. Наибольший эффект упрочнения в процессе отжига слитков достигнут при температуре 440°C после 10 часов выдержки за счет выделения дисперсоидов  $L1_2$  фазы состава  $Al_3(Sc, Zr, Yb)$ . Оптимальное сочетание прочностных характеристик и пластичности достигается в результате отжига прокатанных листов при 200°C в течение 1 часа в сплаве Al–6.0Mg–0.2Cr–0.05Sc–0.25Zr–0.3Yb: условный предел текучести равен 356 МПа, условный предел прочности составил 443 МПа, а относительное удлинение – 10.5%.

*Ключевые слова:* алюминиевые сплавы, иттербий, микроструктура, механические свойства

**DOI:** 10.31857/S0015323020010118

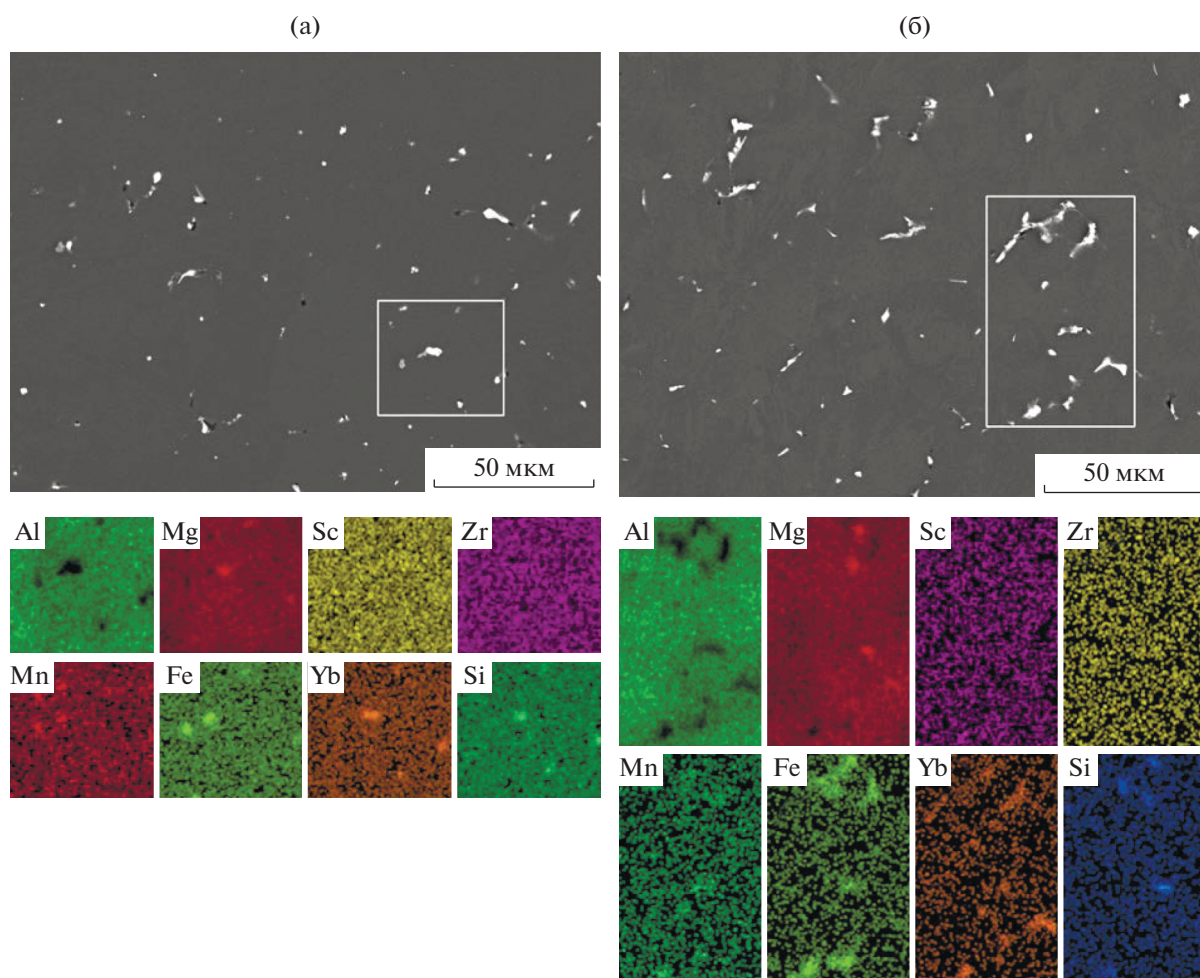
**ВВЕДЕНИЕ**

В последние годы много внимания уделяется изучению влияния таких редкоземельных элементов как Er, Y, Yb на структуру и свойства алюминия [1–15] и сплавов на его основе [16–24]. Er, Y, Yb в алюминиевых сплавах с добавками Zr и/или Sc образуют  $L1_2$  дисперсоиды в процессе отжига слитков:  $Al_3Er$  [1],  $Al_3(Zr, Er)$  [2],  $Al_3(Zr, Sc, Er)$  [2],  $Al_3Y$  [3],  $Al_3(Zr, Y)$  [3, 4],  $Al_3(Er, Y)$  [5],  $Al_3(Er, Y, Zr)$  [5],  $Al_3Yb$  [6, 7],  $Al_3(Zr, Yb)$  [8–11] и  $Al_3(Zr, Sc, Yb)$  [10, 12]. В результате чего за счет введения таких добавок повышается термическая стабильность наноразмерных выделений, температура начала рекристаллизации и эффект упрочнения при отжиге. Er, Y, Yb являются перспективной заменой дорогостоящего скандия в сплавах систем Al–Mg [16–21] и Al–Zn–Mg–Cu [22–24]. Однако влияние Yb на структуру, фазовый состав и механические свойства сплавов на основе системы Al–Mg весьма слабо изучено. Настоящее исследование направлено на изучение влияния Yb на фазовый состав и механические свойства новых деформируемых сплавов Al–Mg–Mn–Zr–Sc и Al–Mg–Cr–Zr–Sc с низким содержанием скандия.

**МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТОВ**

Сплавы составов Al–6.0Mg–0.2Mn–0.05Sc–0.25Zr–0.3Yb (Сплав 1) и Al–6.0Mg–0.2Cr–0.05Sc–0.25Zr–0.3Yb (Сплав 2) выплавлены в печи сопротивления из чистого Al (99.85) и Mg (99.90) и лигатур Al–10Mn, Al–10Cr, Al–3.5Zr, Al–2Sc и Al–8.5Yb. Отжиг слитков перед прокаткой проводили при температуре 440°C в течение 10 ч. На лабораторном стане продольной прокатки с шириной бочки 250 мм получены нагартованные листы толщиной 1 мм из слитка толщиной 28 мм. Слитки были прокатаны при температуре 440°C с толщины 28 до 6 мм и с толщины 6 до 1 мм при комнатной температуре. Термическую обработку слитков и листов проводили в сушильных шкафах Snol и Nabertherm с точностью поддержания температуры  $\pm 1^\circ\text{C}$ .

Микроструктурные исследования проводили на световом микроскопе Neophot-30 (СМ) и сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) TESCAN Vega 3LMH. Тонкую структуру сплавов исследовали на просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ) JEOL 2000-EX с рабочим напряжением 120 кВ. Образцы были подготовлены в стандартном электролите А2 (спиртовой рас-



**Рис. 1.** Микроструктуры (СЭМ) слитков и распределение легирующих элементов между фазами в выделенной области (белый прямоугольник) в сплавах 1 (а) и 2 (б).

твор хлорной кислоты) на установке электролитического утонения Struers Tenupol-5.

Механические свойства листов определяли по результатам испытаний на одноосное растяжение и твердость. Ошибка в определении характеристик прочности и пластичности по результатам испытаний на растяжение не превышала 5 МПа и 0.5% соответственно. Испытания на растяжение проводили на универсальной испытательной машине Zwick/Roll Z250 серии Allround в комплексе с автоматическим датчиком продольной деформации. Твердость определяли методом Виккерса на универсальном твердомере Wolpert Hardness Tester при нагрузке 50 Н.

#### РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТОВ И ОБСУЖДЕНИЕ

Микроструктуры литых сплавов 1 и 2 и распределение легирующих элементов между фазами в выделенной области (белый прямоуголь-

ник) представлены на рис. 1. Скандий и цирконий полностью растворены в алюминиевом твердом растворе, а концентрация иттербия в нем составляет 0.1–0.2% по массе согласно результатам точечного анализа в СЭМ. На рис. 1а фаза серого цвета в сплаве 1 обогащена марганцем и железом. Предположительно это фаза  $Al_6(Mn,Fe)$ . Повышенная концентрация Mg, Yb и Si отмечена в светлой фазе (рис. 1а).

Распределение элементов между фазами кристаллизационного происхождения в сплаве 2 более сложное (рис. 1б). Наличие хрома в избыточных фазах не отмечено. Кремний и железо образовали фазу с алюминием, вероятнее всего это фаза  $Al_8Fe_2Si$ . Отмечено также наличие четверной фазы (Al, Mg, Yb, Si) и фазы, обогащенной железом и иттербием (Al, Fe, Yb) (рис. 1б).

В результате в сплаве 1 выявлено наличие фаз  $Al_6(Mn,Fe)$  и (Al, Mg, Yb, Si), а в сплаве 2 –  $Al_8Fe_2Si$ , (Al, Mg, Yb, Si) и (Al, Fe, Yb).

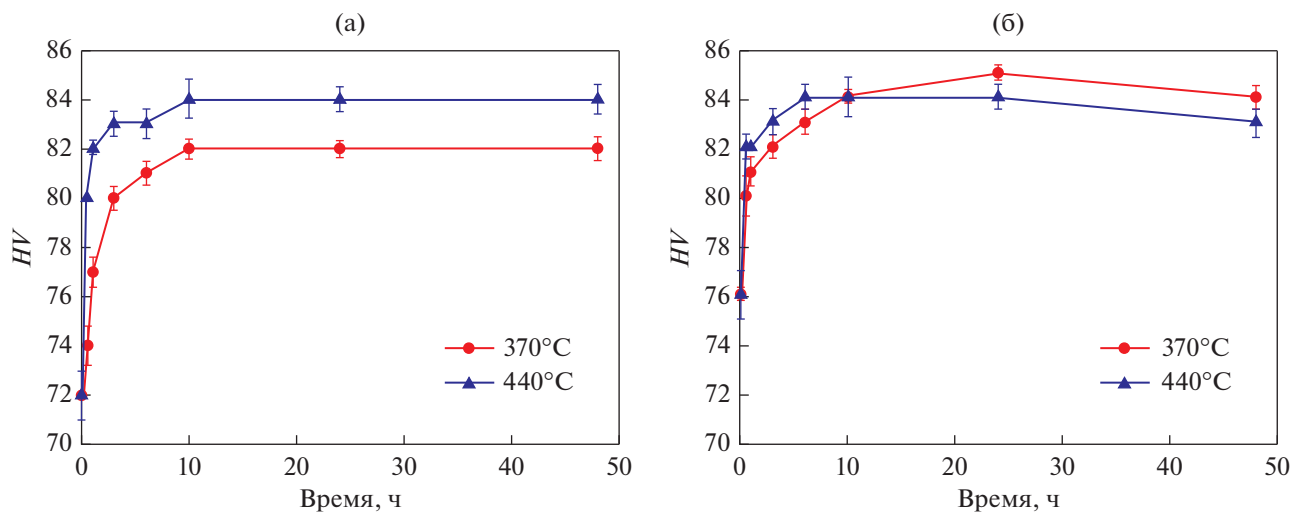


Рис. 2. Зависимость твердости от времени отжига слитков при 370 и 440°C: а – сплав 1; б – сплав 2.

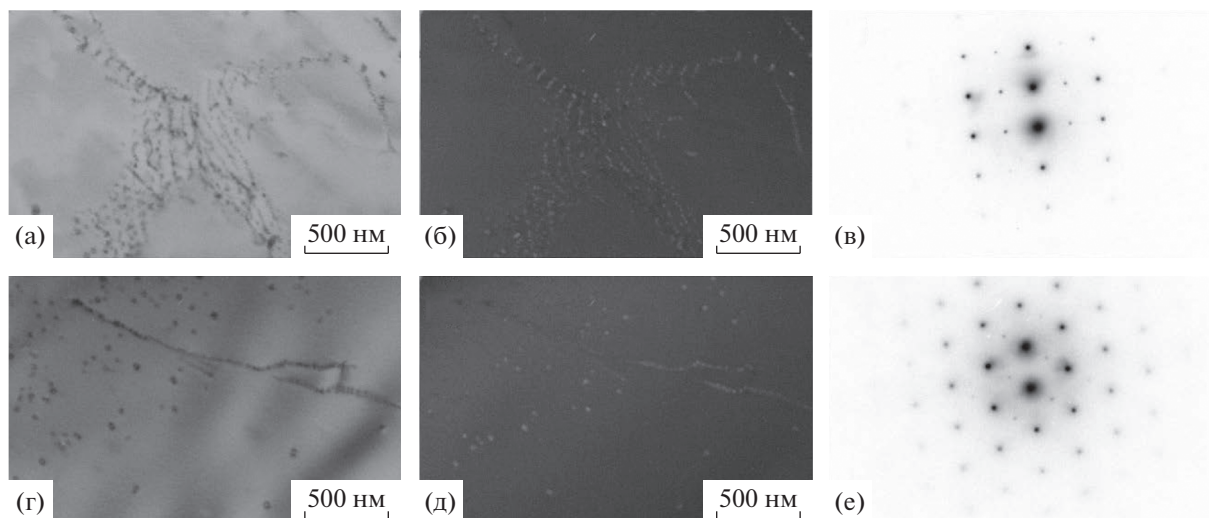


Рис. 3. Тонкая структура (ПЭМ) исследованных сплавов после отжига 440°C в течение 10 ч: а–в – сплав 1; г–е – сплав 2 (а, г – светлопольное изображение, б, д – темнопольное изображение, в, е – микроэлектроннограмма).

Слитки исследованных сплавов отжигали при температурах 370 и 440°C в течение разного времени. Результаты измерения твердости отожженных образцов представлены на рис. 2. Наибольший эффект упрочнения до 84 HV в исследованных сплавах достигнут после 10 часов отжига при температуре 440°C. На рис. 3 представлены результаты исследования тонкой структуры. Дисперсоиды фазы со структурой  $L1_2$  выделяются как гомогенно в теле зерна, так и гетерогенно на дислокациях. Частицы фаз  $Al_3Sc$  [25, 26],  $Al_3(Sc,Zr)$  [27] и  $Al_3Yb$  [6, 7] обычно зарождаются гомогенно.

В связи с этим можно предположить, что дисперсоиды, которые расположены на дислокациях, скорее всего, соответствуют фазе  $Al_3(Sc,Zr,Yb)$ .

После отжига при 440°C в течение 10 ч слитки были прокатаны до 1 мм листов. Зависимость твердости от времени отжига листов представлена на рис. 4. После прокатки твердость возросла до 160 HV. Сплав 2 демонстрирует меньшую склонность к разупрочнению в результате отжига при 100, 150, 200 и 250°C (рис. 4). При температурах отжига до 200°C твердость не снижается менее 140 HV.

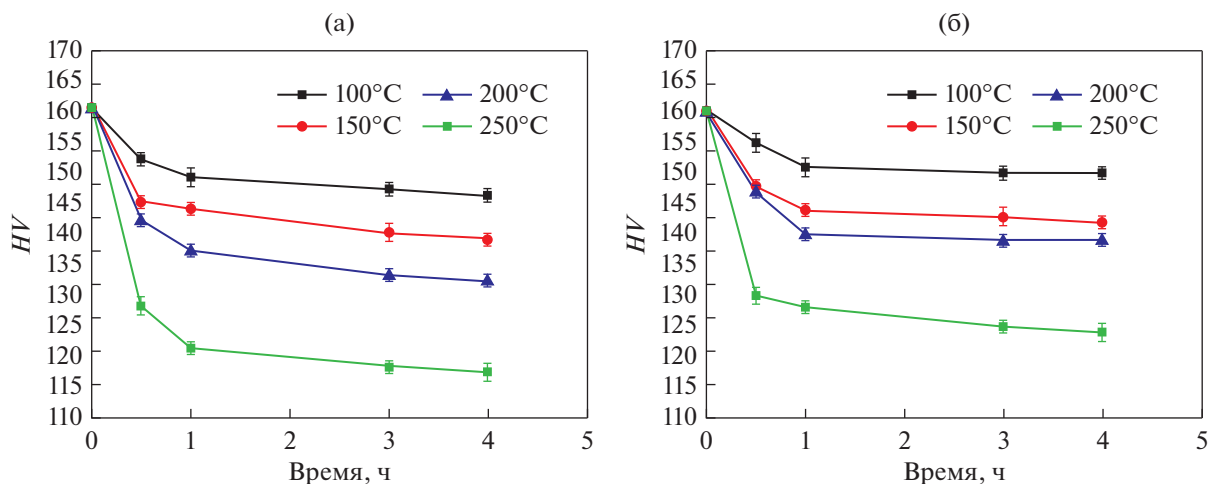


Рис. 4. Зависимость твердости от времени отжига листов: а – сплав 1; б – сплав 2.

Сплав 2 имеет более высокий предел текучести и относительное удлинение как в деформированном, так и отожженном состояниях, чем сплав 1 (табл. 1). Оптимальное сочетание прочности и пластичности достигнуто после отжига при 200°C в течение 1 ч в сплаве 2 (табл. 1). Более легированный скандием сплав 1570 (Al–5.7Mg–0.4Mn–0.25Sc–0.1Zr) имеет примерно такой же уровень

характеристик механических свойств после одного часа отжига при 200°C:  $\sigma_{0.2} = 353$  МПа,  $\sigma_B = 463$  МПа и  $\delta = 11.4\%$  [18]. Для сравнения промышленный лист сплава 1545 К (Al–4.7Mg–0.32Mn–0.21Sc–0.09Zr) в отожженном состоянии имеет более низкие характеристики прочности:  $\sigma_{0.2} = 272$  МПа,  $\sigma_B = 373$  МПа, но большую пластичность  $\delta = 16\%$  [28]. Оптимизация технологии

Таблица 1. Результаты испытаний на одноосное растяжение

Состояние	Al–6.0Mg–0.2Mn–0.05Sc–0.25Zr–0.3Yb			Al–6.0Mg–0.2Cr–0.05Sc–0.25Zr–0.3Yb		
	$\sigma_{0.2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	$\sigma_{0.2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %
Деформированное	425	482	3.9	456	497	5.0
100°C, 1 ч	400	467	5.6	414	475	7.8
100°C, 3 ч	394	465	5.4	406	473	7.8
100°C, 4 ч	388	465	7.5	408	472	8.7
150°C, 1 ч	372	466	8.5	390	461	9.7
150°C, 2 ч	372	465	7.2	384	461	8.2
150°C, 3 ч	362	456	6.7	384	466	7.5
200°C, 1 ч	338	433	6.0	356	443	10.5
200°C, 3 ч	322	428	6.5	346	442	10.4
250°C, 15 мин	316	412	8.1	341	428	12.3
250°C, 30 мин	318	418	10.7	335	421	11.9

прокатки приводит к повышению прочности сплава 1545 К, но при этом относительное удлинение снижается до 7.5% [29].

### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Исследовано влияние добавки 0.3% Yb на фазовый состав и механические свойства листов сплавов Al–6.0Mg–0.2Mn–0.05Sc–0.25Zr и Al–6.0Mg–0.2Cr–0.05Sc–0.25Zr с пониженным содержанием скандия. Фазы Al<sub>6</sub>(Mn,Fe) и (Al,Mg,Yb,Si) выявлены в литой структуре сплава Al–6.0Mg–0.2Mn–0.05Sc–0.25Zr–0.3Yb. В литой структуре сплава Al–6.0Mg–0.2Cr–0.05Sc–0.25Zr–0,3Yb присутствуют фазы (Al,Fe,Si), (Al,Mg,Yb,Si) и (Al,Fe,Yb). Упрочнение в процессе отжига слитков достигается за счет выделения дисперсоидов L<sub>12</sub> фазы состава Al<sub>3</sub>(Sc,Zr,Yb). Сплав Al–6.0Mg–0.2Cr–0.05Sc–0.25Zr–0.3Yb демонстрирует меньшую склонность к разупрочнению в результате отжига прокатанных листов при 100, 150, 200 и 250°C. Оптимальное сочетание прочности и пластичности достигнуто после отжига при 200°C в течение 1 ч в сплаве Al–6.0Mg–0.2Cr–0.05Sc–0.25Zr–0.3Yb:  $\sigma_{0.2} = 356$  МПа,  $\sigma_B = 443$  МПа и  $\delta = 10.5\%$ .

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Научного Фонда (проект № 17-79-10256).

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Wen S.P., Gao K.Y., Huang H., Wang W., Nie Z.R.*, Precipitation evolution in Al–Er–Zr alloys during aging at elevated temperature // *J. Alloys Compd.* 2013. V. 574. P. 92–97.
2. *Booth-Morrison C., Dunand D.C., Seidman D.N.* Coarsening resistance at 400°C of precipitation-strengthened Al–Zr–Sc–Er alloys // *Acta Mater.* 2011. V. 59. P. 7029–7042.
3. *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.
4. *Gao H., Feng W., Wang Y.* Structural and compositional evolution of Al<sub>3</sub>(Zr,Y) precipitates in Al–Zr–Y alloy // *Mater. Charact.* 2016. V. 121. P. 195–198.
5. *Pozdniakov A.V., Barkov R.Y., Prosviryakov A.S., Churyumov A.Y., 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 Compd.* 2018. V. 765. P. 1–6.
6. *Tang C., Zhou D.* Precipitation hardening behavior of dilute binary Al–Yb alloy // *Trans. Nonferrous Met. Soc. China.* 2014. V. 24. P. 2326–2330.
7. *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.
8. *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.
9. *Peng G., Chen K., Fang H., Chen S.* A study of nanoscale Al<sub>3</sub>(Zr,Yb) dispersoids structure and thermal stability in Al–Zr–Yb alloy // *Mater. Sci Eng. A.* 2012. V. 535. P. 311–315.
10. *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.
11. *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.
12. *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.
13. *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 // *The Phys. of Met. and Metall.* 2017. V. 118. № 5. P. 479–484.
14. *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. and Heat Treat.* 2017. V. 58. № 9–10. P. 537–542.
15. *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.
16. *He L.Z., Li X.H., Liu X.T., Wang X.J., Zhang H.T., Cui J.Z.* Effects of homogenization on microstructures and properties of a new type Al–Mg–Mn–Zr–Ti–Er alloy // *Mater. Sci. and Eng. A.* 2010. V. 527. P. 7510–7518.
17. *Hao H.L., Ni D.R., Zhang Z., Wang D., Xiao B.L., Ma Z.Y.* Microstructure and mechanical properties of Al–Mg–Er sheets jointed by friction stir welding // *Mater. and Des.* 2013. V. 52. P. 706–712.
18. *Pozdniakov A.V., Yarasu V., Barkov R.Yu., Yakovtseva O.A., Makhov S.V., Napalkov V.I.* Microstructure and mechanical properties of novel Al–Mg–Mn–Zr–Sc–Er alloy // *Mat. Lett.* 2017. V. 202. P. 116–119.
19. *Cao F., Zhu X., Wang S., Shi L., Xu G., Wen J.* Quasi-superplasticity of a banded-grained Al–Mg–Y alloy processed by continuous casting-extrusion // *Mater. Sci. and Eng. A.* 2017. V. 690. P. 433–445.
20. *Barkov R.Yu., 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 // *Mat. Lett.* 2018. V. 217. P. 135–138.

21. *Song M., Wu Z., He Y.* Effects of Yb on the mechanical properties and microstructures of an Al–Mg alloy // *Mat. Sci. Eng. A.* 2008. V. 497. P. 519–523.
22. *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.3 6. P. 279–283.
23. *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.
24. *Chen K.H., Fang H.C., Zhang Z., Chen X., Liu G.* Effect of Yb, Cr, and Zr additions on recrystallization and corrosion resistance of Al–Zn–Mg–Cu alloys // *Mat. Sci. Eng. A.* 2008. V. 497. P. 426–431.
25. *Hyland R.W.* Homogeneous nucleation kinetics of Al<sub>3</sub>Sc in a dilute Al–Sc alloy // *Metal. Trans. A.* 1992. V. 23. № 7. P. 1947–1955.
26. *Iwamura S., Miura Y.* Loss in coherency and coarsening behavior of Al<sub>3</sub>Sc precipitates // *Acta Materialia.* 2004. V. 52. P. 591–600.
27. *Fuller C.B., Seidman D.N.* Temporal evolution of the nanostructure of Al(Sc,Zr) alloys: Part II-coarsening of Al<sub>3</sub>(Sc<sub>1-x</sub>Zr<sub>x</sub>) precipitates // *Acta Mater.* 2005. V. 53. № 20. P. 5415–5428.
28. *Zolotarevskiy V.S., Dobrojinskaja R.I., Cheverikin V.V., Khamnagdaeva E.A., Pozdniakov A.V., Levchenko V.S., Besogonova E.S.* Evolution of structure and mechanical properties of Al–4.7Mg–0.32Mn–0.21Sc–0.09Zr alloy sheets after accumulated deformation during rolling // *Phys. Met. Metal.* 2016. V. 117. № 11. P. 1163–1169.
29. *Zolotarevskiy V.S., Dobrojinskaja R.I., Cheverikin V.V., Khamnagdaeva E.A., Pozdniakov A.V., Levchenko V.S., Besogonova E.S.* Strength and Substructure of Al–4.7Mg–0.32Mn–0.21Sc–0.09Zr Alloy Sheets // *Phys. Met. Metal.* 2017. V. 118. № 4. P. 407–414.