

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.017

ВЛИЯНИЕ ПРИМЕСЕЙ ЖЕЛЕЗА И КРЕМНИЯ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА $\text{Al}-6.3\text{Cu}-3.2\text{Y}$

© 2020 г. С. М. Амер^а, Р. Ю. Барков^а, А. В. Поздняков^{а, *}

^аНИТУ “МИСЦ”, Ленинский просп., 4, Москва, 119049 Россия

*e-mail: pozdnikov@misis.ru

Поступила в редакцию 02.04.2020 г.

После доработки 24.04.2020 г.

Принята к публикации 25.04.2020 г.

Исследовано влияние примесей железа и кремния на фазовый состав и механические свойства деформируемого алюминиевого сплава $\text{Al}-6.3\text{Cu}-3.2\text{Y}$. По результатам рентгенофазового анализа в литом сплаве выявлено наличие фаз $\text{Al}_8\text{Cu}_4\text{Y}$, $(\text{Al}, \text{Cu})_{11}\text{Y}$, Al_2Cu и AlCu , и отмечено наличие пиков, которые, вероятно, соответствуют фазе $\text{Al}_{11}\text{Cu}_2\text{Y}_2\text{Si}_2$. На фоне фрагментированной компактной эвтектики выделяются вытянутые иглообразные включения фазы $\text{Al}_{11}\text{Cu}_2\text{Y}_2\text{Si}_2$, не изменяющей свою морфологию в процессе гомогенизации. При температурах отжига деформированных листов до 300°C структура сплава представлена вытянутыми вдоль направления прокатки зернами и имеет несколько более высокую твердость, чем тот же сплав без примесей, что обусловлено наличием большего количества достаточно дисперсных интерметаллидных частиц в структуре. С увеличением температуры отжига снижается различие в твердости между рассматриваемыми сплавами. Начиная с 350°C , происходит рекристаллизация, твердость сплавов выравнивается. После отжига при 100 и 150°C исследуемый сплав демонстрирует хороший уровень прочностных характеристик: условный предел текучести составляет 284–325 МПа, условный предел прочности 304–369 МПа, что на 20–30 МПа больше, чем в сплаве без примесей. В целом наличие постоянных примесей железа и кремния для алюминия не оказывает негативного влияния на характеристики механических свойств исследованного сплава.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, иттрий, микроструктура, термическая обработка, рекристаллизация, механические свойства

DOI: 10.31857/S0015323020090028

ВВЕДЕНИЕ

Единственным недостатком прочных как при комнатной, так и при повышенных температурах сплавов на основе системы $\text{Al}-\text{Cu}$ является самая низкая среди всех алюминиевых сплавов технологичность при литье [1–6]. Улучшения технологичности на примере снижения склонности к образованию трещин кристаллизационного происхождения до уровня близкого к медистым силуминам, возможно добиться за счет легирования эвтектикообразующими элементами [5, 6]. С другой стороны, поиск новых перспективных систем легирования является также актуальной задачей. Исследования последних лет показали, что сплавы квазибинарных разрезов $\text{Al}-\text{Al}_8\text{Cu}_4\text{Y}$ [7, 8] и $\text{Al}-\text{Al}_8\text{Cu}_4\text{Er}$ [9, 10] в тройных системах $\text{Al}-\text{Cu}-\text{Y}$ и $\text{Al}-\text{Cu}-\text{Er}$ отличаются узким интервалом кристаллизации (менее 40°C) и хорошим уровнем характеристик механических свойств [11–13]. При этом эвтектические фазы $\text{Al}_8\text{Cu}_4\text{Y}$ и $\text{Al}_8\text{Cu}_4\text{Er}$ сохраняют высокую дисперсность в процессе высокотемпературной гомогенизации [11–15]. Поми-

мо того, добавки иттрия и эрбия совместно с цирконием и/или скандием и отдельно склонны к образованию дисперсоидов из пересыщенного твердого раствора в процессе отжига слитков, что способствует дополнительному упрочнению как в чистом алюминии [16–22], так и в сплавах на его основе [14, 15, 23–28]. Авторами работ [29–31] показано, что легирование малыми добавками кремния алюминия с редкоземельными металлами способствует ускорению кинетики упрочнения в процессе отжига. В работе [32] установлено, что совместное наличие примесей Fe и Si в сплаве $\text{Al}-\text{Zr}-\text{Sc}$ приводит к частичному связыванию скандия в фазы кристаллизационного происхождения и соответствующему обеднению им алюминиевой матрицы. А добавка иттрия приводит к образованию фазы $(\text{Al}, \text{Y}, \text{Fe}, \text{Si})/\text{Al}_{10}\text{Fe}_2\text{Y}$, при этом скандий полностью растворяется в матрице [32]. Наличие примесей в сплаве $\text{Al}-\text{Y}-\text{Er}-\text{Zr}-\text{Sc}$ несколько снижает эффект упрочнения из-за частичного связывания циркония, эрбия и иттрия в фазы кристаллизационного происхождения с ит-

Таблица 1. Составы исследуемых сплавов

Название сплава	Концентрация легирующих элементов (расч./эксп.), мас. %				
	Al	Cu	Y	Fe	Si
AlCuY	ост.	6.5/6.4	2.7/2.9	0.05/—	0.05/—
AlCuYFeSi	ост.	6.5/6.3	2.7/3.2	0.15/0.15	0.15/0.2

трием и эрбием [33]. Примесь кремния в сплаве Al—Cu—Er приводит к образованию кристаллизационной фазы $\text{Al}_3\text{Er}_2\text{Si}_2$, имеющей игольчатую форму, а железо при этом растворяется в других интерметаллидах [34].

Цель настоящей работы — определение влияния примесей железа и кремния на фазовый состав и механические свойства сплава Al—6.3Cu—3.2Y.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТОВ

С использованием лигатур Al—53.5% Cu, Al—8% Y и алюминия марок А85 и А99 выплавлены сплавы (табл. 1) в электрической печи сопротивления “Nabertherm”. Плавку и разливку проводили при температуре 750°C. Заливку сплавов осуществляли в медную водоохлаждаемую изложницу (20 × 40 × 100 мм). Скорость охлаждения при кристаллизации составляет примерно 15 К/мин. Гомогенизацию проводили при температуре 605°C в течение 1 и 3 ч. Слиток после гомогенизации в течение 1 ч был прокатан до толщины 10 мм при температуре 440°C и до 1 мм при комнатной температуре.

Подготовку шлифов для микроструктурных исследований производили на шлифовально-полировальной установке Struers Labopol-5. Микроструктурные исследования и идентификацию фаз проводили на световом микроскопе (СМ) Neophot 30 и сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) TESCAN VEGA 3LMH с использованием энергодисперсионного детектора X-Max 80. Термическую обработку проводили в сушильных шкафах “Nabertherm” и “SNOL” с точностью поддержания температуры ±1°C. Твердость измеряли стандартным методом Виккерса. Испытания на растяжение проводились с использованием испытательной машины Zwick/Roell Z250 Allround.

РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТОВ И ОБСУЖДЕНИЕ

Микроструктура сплава AlCuYFeSi представлена алюминиевой матрицей, дисперсной эвтектикой и отдельными светлыми включениями (рис. 1а). По результатам рентгенофазового анализа (серая линия для сплава AlCuY, черная линия для сплава AlCuYFeSi на рис. 1б) выявлено наличие фаз $\text{Al}_8\text{Cu}_4\text{Y}$, $(\text{Al,Cu})_{11}\text{Y}_3$, Al_2Cu и AlCu, что хорошо со-

ответствует ранее проведенным исследованиям на сплавах близкого состава без примесей [11, 14]. Так же отмечено наличие пиков, которые, вероятно, соответствуют фазе, образованной примесями. В процессе гомогенизации происходит фрагментация и сфероидизация иттрий-содержащих фаз и частичное растворение неравновесного избытка медьсодержащих фаз, при этом концентрация меди в твердом растворе увеличивается с 1.7 до 2.1%. На фоне фрагментированной компактной эвтектики выделяются вытянутые иглообразные включения фаз, содержащих иттрий, медь и кремнием (карты распределения элементов в выделенной области на рис. 1в, 1г). Согласно точечному анализу в СЭМ иглообразные включения содержат в мас. %: 29Y, 18Cu и 8Si, что в пересчете на атомные доли представляет фазу с соотношением Cu/Y/Si близким к 1. Примерная эмпирическая формула соединения может быть записана как $\text{Al}_{11}\text{Cu}_2\text{Y}_2\text{Si}_2$. Размер частиц находится в интервале 0.2–1 мкм в толщину и 1–4 мкм в длину при объемной доле не более 0.6%. Примесь железа растворяется в фазах $\text{Al}_8\text{Cu}_4\text{Y}$ и $(\text{Al,Cu})_{11}\text{Y}_3$ при концентрации около 1%, не изменяя их морфологии. Размер фаз кристаллизационного происхождения в процессе гомогенизации увеличивается до 2–2.5 мкм после 1 ч отжига и практически не изменяется с увеличением времени до 3 ч (рис. 1в, 1г). При этом доля частиц кристаллизационного происхождения размером менее 1 мкм составляет более 80%.

Слиток после гомогенизации при 605°C в течение 1 ч прокатан. На рис. 2 представлена микроструктура 1 мм листа. В процессе прокатки происходит частичное дробление иглообразных выделений, и в целом они не отличаются большой длиной.

На рис. 3 представлена эволюция твердости в процессе 1-часового отжига в температурном интервале 100–550°C и в зависимости от времени (0.5–6 ч) при температурах 150, 180 и 250°C. При низких температурах отжига (до 300°C) сплав сохраняет нерекристаллизованную структуру и имеет несколько более высокую твердость чем тот же сплав без примесей железа и кремния (рис. 3), что обусловлено наличием большего количества достаточно дисперсных интерметаллидных частиц в структуре. При этом с увеличением температуры отжига снижается разница в твердости между рассматриваемыми композициями, а при увеличении

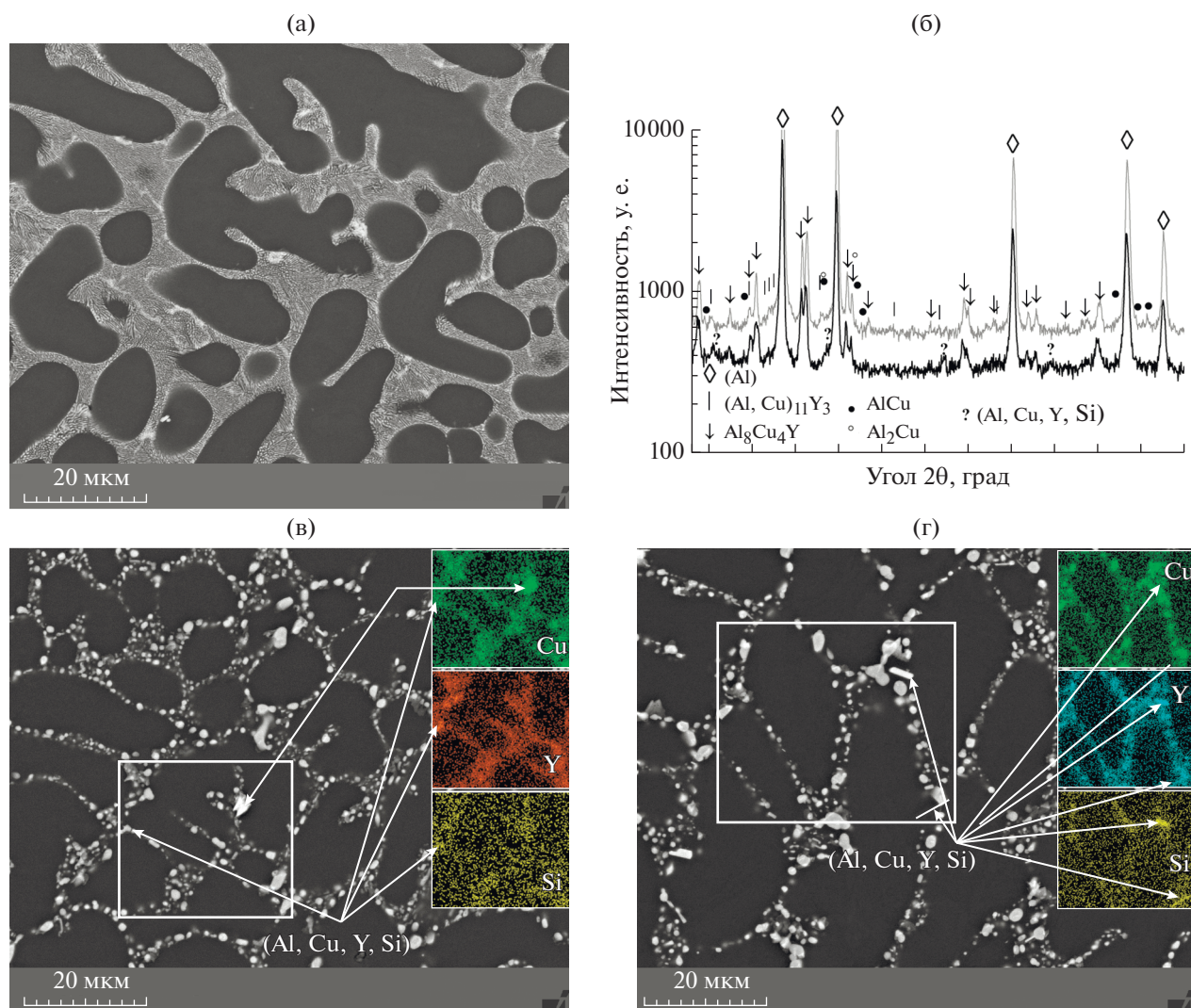


Рис. 1. Микроструктура (а, в, г) (СЭМ) и рентгенограмма (б) сплава AlCuYFeSi: а – литое состояние, б – отжиг при 605°C в течение 1 ч, в – отжиг при 605°C в течение 3 ч.

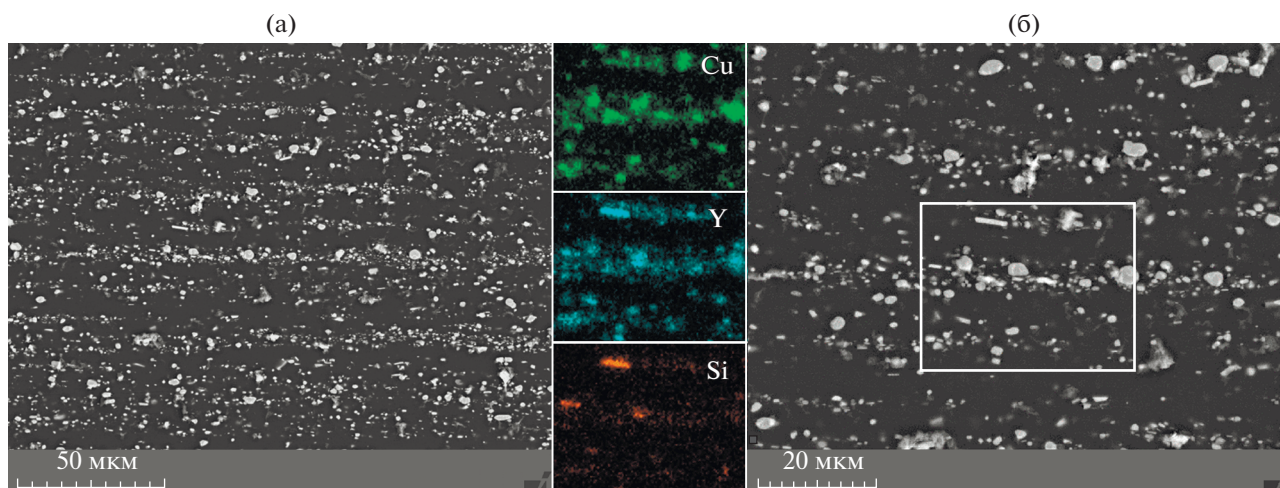


Рис. 2. Микроструктура и распределение легирующих элементов между фазами в прокатанном состоянии.

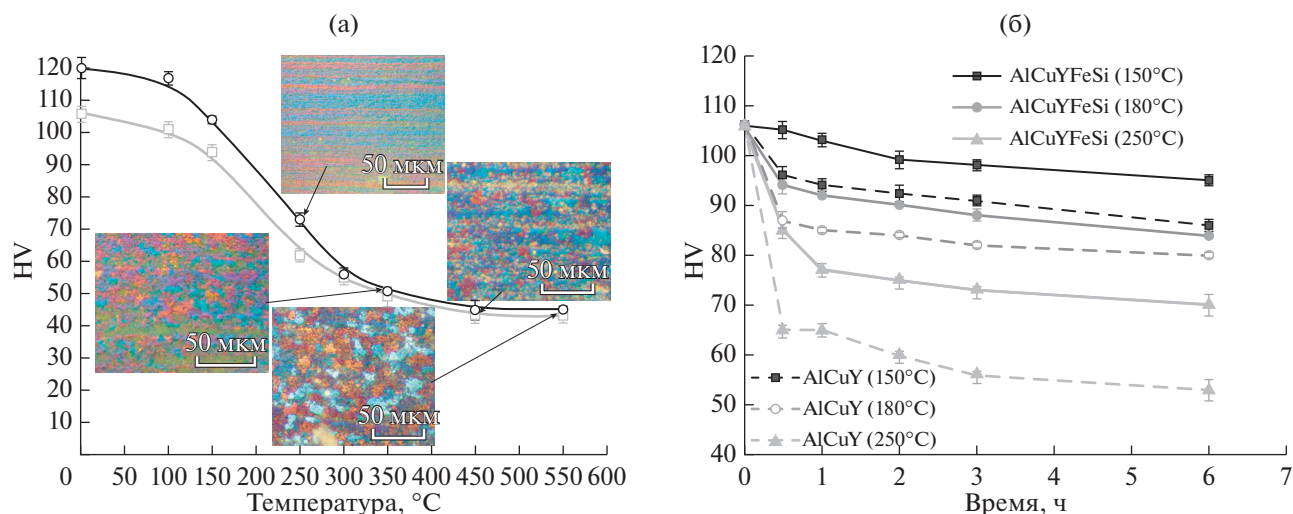


Рис. 3. Зависимость твердости от температуры отжига в течение 1 ч (а) (серая линия для сплава AlCuY, черная линия для сплава AlCuYFeSi) и времени после отжига при 100, 180 и 250°C (б).

температуры до 550°C происходит рекристаллизация и твердость сплавов выравнивается. В соответствии с этим примеси железа и кремния не оказывают влияния на процессы рекристаллизации в сплаве Al–6% Cu–4.05% Er, но при этом твердость сплава с примесями выше в состояниях после отжига при низких температурах (150–250°C). Стоит отметить, что разупрочнение при температурах 150–250°C происходит в первый час отжига и с увеличением времени до 6 ч твердость практически не изменяется (рис. 3б).

В табл. 2 сопоставлены результаты испытаний на одноосное растяжение исследуемого сплава в сравнение со сплавом близкого состава без примесей. После отжига при 100 и 150°C исследуемый сплав демонстрирует хороший уровень прочностных характеристик: условный предел текучести составляет 284–325 МПа, условный предел прочности 304–369 МПа, что на 20–30 МПа больше, чем в сплаве без примесей. Однако сплавы имеют весьма низкую пластичность из-за нерекристаллизован-

ной структуры и наличия большой объемной доли интерметаллидов в структуре. Повышения пластичности до уровня более 10% удается достигнуть после отжига при 250°C, однако при этом достаточно сильно снижается предел текучести. В целом наличие постоянных примесей железа и кремния для алюминия не оказывает негативного влияния на характеристики механических свойств исследованного сплава.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведено исследование влияния примесей железа и кремния на фазовый состав и механические свойства деформируемого алюминиевого сплава Al–6.3Cu–3.2Y. В литой структуре выявлено наличие фаз $\text{Al}_8\text{Cu}_4\text{Y}$, $(\text{Al}, \text{Cu})_{11}\text{Y}_3$, Al_2Cu и AlCu , и отмечено наличие пиков, которые, вероятно, соответствуют фазе $\text{Al}_{11}\text{Cu}_2\text{Y}_2\text{Si}_2$. На фоне фрагментированной компактной эвтектики выделяются вытянутые иглообразные включения фазы

Таблица 2. Характеристики механических свойств после испытаний на одноосное растяжение в деформированном и отожженном состояниях в сплавах AlCuYFeSi/AlCuY [13]

Состояние	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
Деформированное	$354 \pm 3 / 294 \pm 1$	$391 \pm 1 / 333 \pm 2$	$2.6 \pm 0.5 / 3.6 \pm 0.2$
Отжиг 100°C, 1 час	$325 \pm 1 / 277 \pm 1$	$369 \pm 2 / 319 \pm 1$	$3.2 \pm 0.2 / 1.6 \pm 0.1$
Отжиг 100°C, 3 часа	$313 \pm 3 / 277 \pm 3$	$359 \pm 1 / 313 \pm 1$	$4.0 \pm 0.1 / 3.0 \pm 0.8$
Отжиг 150°C, 1 час	$290 \pm 2 / 257 \pm 2$	$318 \pm 3 / 284 \pm 1$	$3.5 \pm 0.3 / 2.8 \pm 0.9$
Отжиг 150°C, 3 часа	$284 \pm 3 / 254 \pm 1$	$304 \pm 2 / 273 \pm 1$	$3.1 \pm 0.6 / 2.2 \pm 0.4$
Отжиг 250°C, 0.5 часа	$227 \pm 3 / 198 \pm 3$	$230 \pm 2 / 203 \pm 1$	$10.3 \pm 0.7 / 13.0 \pm 0.9$

$\text{Al}_{11}\text{Cu}_2\text{Y}_2\text{Si}_2$ толщиной 0.2–1 мкм и длиной 1–4 мкм в количестве не более 0.6%, не изменяющей свою морфологию в процессе гомогенизации. Примесь железа растворяется в фазах $\text{Al}_8\text{Cu}_4\text{Y}$ и $(\text{Al}, \text{Cu})_{11}\text{Y}_3$ в количестве около 1%, не изменяя их морфологии. При температурах отжига деформированных листов до 300°C структура сплава представлена вытянутыми вдоль направления прокатки зернами и имеет несколько более высокую твердость, чем тот же сплав без примесей, что обусловлено наличием большего количества достаточно дисперсных интерметаллидных частиц кристаллизационного происхождения в структуре. С увеличением температуры отжига снижается различие в твердости между рассматриваемыми сплавами. Начиная с 350°C происходит рекристаллизация и твердость сплавов выравнивается. Исследуемый сплав демонстрирует хороший уровень прочностных характеристик после отжига при 100 и 150°C: условный предел текучести составляет 284–325 МПа, условный предел прочности 304–369 МПа, что на 20–30 МПа больше, чем в сплаве без примесей. В целом наличие постоянных для алюминия примесей железа и кремния не оказывает негативного влияния на характеристики механических свойств исследованного сплава, ввиду образования малого количества достаточно компактной фазы $\text{Al}_{11}\text{Cu}_2\text{Y}_2\text{Si}_2$.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Научного Фонда (проект № 19-79-10242).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Новиков И.И. Горячеломкость цветных металлов и сплавов. М.: Наука, 1966.
2. Eskin D.G., Suyitno, Katgerman L. Mechanical properties in the semi-solid state and hot tearing of aluminium alloys // *Prog. in Mat. Sci.* 2004. V. 49. P. 629–711.
3. Zolotarevsky V.S., Belov N.A., Glazoff M.V. Casting Aluminum Alloys, Alcoa Technical Center, Alcoa Center, PA, United States. 2007. 530 p.
4. ASM HANDBOOK. Properties and Selection: Non-ferrous Alloys and Special-Purpose Materials. V. 2. The Materials Information Company, 2010.
5. Zolotarevskiy V.S., Pozdniakov A.V. Determining the hot cracking index of Al–Si–Cu–Mg casting alloys calculated using the effective solidification range // *Int. J. Cast Met. Res.* 2014. V. 27. № 4. P. 193–198.
6. Zolotarevskiy V.S., Pozdniakov A.V., Churyumov A.Yu. Search for promising compositions for developing new multiphase casting alloys based on Al–Cu–Mg matrix using thermodynamic calculations and mathematic simulation // *Phys. of Met. and Metall.* 2012. V. 113. № 11. P. 1052–1060.
7. Krachan T., Stel'makhovych B., Kuz'ma Yu. The Y–Cu–Al system // *J. All. Comp.* 2003. V. 349. P. 134–139.
8. Zhang L., Masset P.J., Tao X., Huang G., Luo H., Liu L., Jin Z. Thermodynamic description of the Al–Cu–Y ternary system, CALPHAD: Comp. // *Coup. Ph. Diag. Thermochem.* 2011. V. 35. P. 574–579.
9. Zhang L., Masset P.J., Cao F., Meng F., Liu L., Jin Z. Phase relationships in the Al-rich region of the Al–Cu–Er system // *J. All. Comp.* 2011. V. 509. P. 3822–3831.
10. Zhang L.G., Liu L.B., Huang G.X., Qi H.Y., Jia B.R., Jin Z.P. Thermodynamic assessment of the Al–Cu–Er system // *Comp. Coup. Ph. Diag. and Thermochem.* 2008. V. 32. P. 527–534.
11. Pozdniakov A.V., Barkov R.Y. Microstructure and materials characterisation of the novel Al–Cu–Y alloy // *Mater. Sci. and Tech.* 2018. V. 34(12). P. 1489–1496.
12. Pozdnyakov A.V., Barkov R.Yu., Sarsenbaev Zh., Amer S.M., Prosviryakov A.S. Evolution of Microstructure and Mechanical Properties of a New Al–Cu–Er Wrought Alloy // *Phys. Met. Metall.* 2019. V. 120(6). P. 614–619.
13. Amer S.M., Barkov R.Yu., Yakovtseva O.A., Pozdniakov A.V. Comparative analysis of structure and properties of quasi-binary Al–6.5Cu–2.3Y and Al–6Cu–4.05Er alloys // *Phys. Met. Metall.* 2020. V. 121(5). P. 528–534.
14. 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 // *Mat. Sci. Eng. A* 2019. V. 758. P. 28–35.
15. Amer S.M., Barkov R. Yu., Yakovtseva O.A., Loginova I.S., Pozdniakov A.V. Effect of Zr on microstructure and mechanical properties of the Al–Cu–Er alloy // *Mater. Sci. Tech.* 2020. V. 36(4). P. 453–459.
16. 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.
17. Zhang Y., Gao K., Wen S., Huang H., Nie Z., Zhou D. The study on the coarsening process and precipitation strengthening of Al_3Er precipitate in Al–Er binary alloy // *J. Alloys Compd.* 2014. V. 610. P. 27–34.
18. 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.
19. Gao H., Feng W., Wang Y. Structural and compositional evolution of $\text{Al}_3(\text{Zr}, \text{Y})$ precipitates in Al–Zr–Y alloy // *Mater. Char.* 2016. V. 121. P. 195–198.
20. Gao H., Feng W., Gu J., Wang J., Sun B. Aging and recrystallization behavior of precipitation strengthened Al–0.25Zr–0.03Y alloy // *J. All. and Comp.* 2017. V. 696. P. 1039–1045.
21. 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.
22. 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. All. Comp.* 2018. V. 765. P. 1–6.
23. 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. Des.* 2013. V. 52. P. 706–712.
24. Dongxi Y., Xiaoyan L., Dingyong H., Hui H. Effect of minor Er and Zr on microstructure and mechanical properties of Al–Mg–Mn alloy (5083) welded joints // *Mater. Sci. Eng. A.* 2013. V. 561. P. 226–231.
 25. Wen S.P., Wang W., Zhao W.H., Wu X.L., Gao K.Y., Huang H., Nie Z.R. // Precipitation hardening and recrystallization behavior of Al–Mg–Er–Zr alloys // *J. All. Comp.* 2016. V. 687. P. 143–151.
 26. 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. Let.* 2017. V. 202. P. 116–119.
 27. 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. and Eng. A.* 2017. V. 690. P. 433–445.
 28. 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. Let.* 2018. V. 217. P. 135–138.
 29. Vo N.Q., Dunand D.C., Seidman D.N. Improving aging and creep resistance in a dilute Al–Sc alloy by microalloying with Si, Zr and Er // *Acta Mater.* 2014. V. 63. P. 73–85.
 30. De Luca A., Dunand D.C., Seidman D.N. Mechanical properties and optimization of the aging of a dilute Al–Sc–Er–Zr–Si alloy with a high Zr/Sc ratio // *Acta Mater.* 2016. V. 119. P. 35–42.
 31. Booth-Morrison C., Seidman D.N., Dunand D.C. Effect of Er additions on ambient and high-temperature strength of precipitation-strengthened Al–Zr–Sc–Si alloys // *Acta Mater.* 2012. V. 60. P. 3643–3654.
 32. 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(5). P. 479–484.
 33. 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.
 34. Amer S.M., Barkov R.Yu., Pozdniakov A.V. Effect of Impurities On Phase Composition And Properties Of Al–6% Cu–4.05% Er Wrought Alloy // *Phys. Met. Metall.* 2020. V. 121(5). P. 1–5.