DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2022-3-77-85

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЛАВА AI-Cu-Yb С ПРИМЕСЯМИ ЖЕЛЕЗА И КРЕМНИЯ

© 2022 г. М.В. Барков, О.И. Мамзурина, М.В. Главатских, Р.Ю. Барков, А.В. Поздняков

Национальный исследовательский технологический университет (НИТУ) «МИСиС», г. Москва, Россия

Статья поступила в редакцию 25.02.22 г., доработана 23.03.22г., подписана в печать 25.03.22 г.

Аннотация: Определено влияние примесей железа и кремния на фазовый состав и свойства квазибинарного сплава Al–4,3Cu–2,2Yb. В микроструктуре литого сплава помимо алюминиевого твердого раствора и дисперсной эвтектики ((Al) + Al₈Cu₄Yb), в которой растворено около 1 % железа, идентифицированы фазы Al₃Yb/(Al,Cu)₁₇Yb₂ и Al₈₀Yb₅Cu₆Si₈ (последней не обнаружено в сплаве аналогичного состава без примесей). После гомогенизационного отжига при температуре t = 590 °C в течение 3 ч структура представлена компактными фрагментированными и коагулированными интерметаллидами размером 1–2 мкм и твердым раствором (Al) с максимальным содержанием меди 2,1 %. Твердость деформированных листов существенно снижается через 30 мин отжига, а затем в последующие 5,5 ч слабо меняется при t = 150 + 210 °C. После отжига при t = 180 °C ($\tau = 3$ ч) в структуре сплава формируется субструктура с размером субзерна 200–400 нм. Разупрочнение после отжига прокатанных листов при температурах до 250 °C происходит за счет протекания процессов возврата и полигонизации, а выше 300 °C – за счет рекристаллизации. После отжига при t = 300 °C ($\tau = 1$ ч) размер рекристаллизованного зерна составляет 7 мкм. Зерно увеличивается до 16 мкм после отжига при t = 550 °C ($\tau = 1$ ч). Исследуемый сплав демонстрирует высокий уровень механических свойств (условный предел текучести – 205–273 МПа, предел прочности – 215–302 МПа, относительное удлинение – 2,3–5,6%) в отожженном после прокатки состоянии. Примеси железа и кремния не приводят к образованию грубых пластинчатых интерметаллидных фаз и не снижают пластичности исследованного сплава.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, иттербий, примеси, микроструктура, фазовый состав, твердость.

- Барков М.В. студент кафедры «Металловедение цветных металлов» (МЦМ) НИТУ «МИСиС»
- (119991, г. Москва, Ленинский пр-т, 4). E-mail: erconu@yandex.ru.

Мамзурина О.И. - ст. препод. кафедры МЦМ, НИТУ «МИСиС». E-mail: mamzurina.oi@misis.ru.

Главатских М.В. – аспирант кафедры МЦМ, НИТУ «МИСиС».

E-mail: glavatskikh@edu.misis.ru.

Барков Р.Ю. – канд. техн. наук, ассистент кафедры МЦМ, НИТУ «МИСиС». E-mail: barkov@misis.ru.

Поздняков А.В. – канд. техн. наук, доцент, доцент кафедры МЦМ, НИТУ «МИСиС».

E-mail: pozdniakov@misis.ru.

Для цитирования: Барков М.В., Мамзурина О.И., Главатских М.В., Барков Р.Ю., Поздняков А.В. Структура и свойства сплава Al–Cu–Yb с примесями железа и кремния. Известия вузов. Цветная металлургия. 2022. Т. 28. No. 3. C. 77–85. DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2022-3-77-85.

Structure and properties of Al-Cu-Yb alloy with iron and silicon impurities

M.V. Barkov, O.I. Mamzurina, M.V. Glavatskikh, R.Yu. Barkov, A.V. Pozdniakov

National University of Science and Technology (NUST) «MISIS», Moscow, Russia

Received 25.02.2022, revised 23.03.2022, accepted for publication 25.03.2022

Abstract: The effect of iron and silicon impurities on the phase composition and properties of the Al–4.3Cu–2.2Yb quasi-binary alloy was determined. In addition to the aluminum solid solution and dispersed eutectic ((Al) + Al₈Cu₄Yb) containing about 1 % of dissolved iron, Al₃Yb/(Al,Cu)₁₇Yb₂ and Al₈₀Yb₅Cu₆Si₈ phases were identified in the cast alloy microstructure (the latter was not found in an alloy of a similar composition but without impurities). After homogenization annealing at t = 590 °C for 3 h, the structure is represented by compact fragmented and coagulated intermetallic compounds 1–2 µm in size, and a solid solution (Al) with a maximum copper content of 2.1 %. The hardness of deformed sheets significantly decreases after 30 min of annealing, and then changes slightly in the following 5.5 h of annealing at t = 150+ +210 °C. After annealing at 180 °C ($\tau = 3$ h), a substructure with a subgrain size of 200–400 nm is formed in the alloy structure. Rolled sheet softening occurs due to recovery and polygonization processes after annealing at temperatures up to 250 °C, and due to recrystallization after annealing at t = 550 °C ($\tau = 1$ h). The alloy under study has a high level of mechanical properties (conditional yield limit is 205–273 MPa,

tensile strength is 215-302 MPa, relative elongation is 2.3-5.6 %) in the annealed state after rolling. Iron and silicon impurities do not lead to the formation of coarse lamellar intermetallic phases and do not reduce the ductility of the investigated alloy.

Keywords: aluminum alloys, ytterbium, impurities, microstructure, phase composition, hardness.

Barkov M.V. – student of the Department of physical metallurgy of non-ferrous metals (PMNFM), National University of Science and Technology (NUST) «MISIS» (119991, Russia, Moscow, Leninkii pr., 4). E-mail: erconu@yandex.ru.

 $Mamzurina \ O.I.-senior \ lecturer \ of \ the \ Department \ of \ PMNFM, \ NUST \ «MISIS».$

E-mail: mamzurina.oi@misis.ru.

Glavatskikh. M.V. – graduate student of the Department of PMNFM, NUST «MISIS». E-mail: glavatskikh@edu.misis.ru. **Barkov R.Y.** – Cand. Sci. (Eng.), assistant of the Department of PMNFM, NUST «MISIS». E-mail: barkov@misis.ru.

Pozdniakov A.V. – Cand. Sci. (Eng.), associate professor of the Department of PMNFM, NUST «MISIS». E-mail: pozdniakov@misis.ru.

For citation: Barkov M.V., Mamzurina O.I., Glavatskikh M.V., Barkov R.Yu., Pozdniakov A.V. Structure and properties of AL-Cu-Yb alloy with iron and silicon impurities. Izvestiya Vuzov. Tsvetnaya Metallurgiya (Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy). 2022. Vol. 28. No. 3. P. 77–85 (In Russ.). DOI: dx.doi.org/10.17073/0021-3438-2022-3-77-85.

Введение

Контроль влияния примесей железа и кремния в алюминиевых сплавах на их фазовый состав, микроструктуру и, соответственно, свойства является обязательным при создании новых материалов. В зависимости от содержания примесей и их соотношения в Al-сплавах морфология фаз может существенно изменяться, что сказывается как на конечных механических характеристиках материала, так и на его технологичности при обработке давлением [1, 2].

Изучать влияние примесей в процессе создания новых сплавов обязательно и актуально. В последние годы активно ведется разработка сплавов, легированных редкоземельными металлами (РЗМ). При этом легирование осуществляется не только малыми добавками РЗМ, но и с использованием их в качестве основных легирующих компонентов как для литейных, так и деформируемых сплавов. Сплавы квазибинарных разрезов тройных систем Al-Ce-Cu [3, 4], Al-Cu-Y [5-10], Al-Cu-Er [6, 9-14], Al-Cu-Yb и Al-Cu-Gd [15] показали свою перспективность для разработки новых высокотехнологичных и жаропрочных литейных и деформируемых сплавов [9, 10]. Сплавы тройных систем имеют узкий интервал кристаллизации, а эвтектические фазы — высокую стойкость к коагуляции [3-6, 11, 15]. Легирование цирконием, марганцем, титаном, а особенно магнием позволяет существенно повысить прочностные характеристики сплавов [7-10, 12-14]. Наличие по 0,15 % примесей железа и кремния в тройных сплавах Al-Cu-Y, Al-Cu-Er и Al-Cu-Gd приводит к образованию в процессе кристаллизации достаточно компактных фаз с кремнием — $Al_{11}Cu_2Y_2Si_2$, $Al_3Er_2Si_2$ и $Al_{80}Gd_5Cu_8Si_5$ соответственно [16—18]. Железо при этом растворяется в других фазах кристаллизационного происхождения, не образуя грубых пластинчатых частиц. В малолегированных сплавах кремний в присутствии РЗМ [19—21] обуславливает ускорение дисперсионного упрочнения при отжиге слитков. В сплаве Al—Y—Sc при наличии примесей железа и кремния образуется фаза (AlYFeSi) в процессе кристаллизации, при этом скандий полностью растворяется в алюминиевом твердом растворе [22]. В сплаве Al-Y-Er-Zr-Sc снижается эффект упрочнения из-за частичного связывания циркония, эрбия и иттрия в фазы кристаллизационного происхождения с железом и кремнием (AlSiFeEr(Zr)) и (AlSiErY(Zr)) [23]. Сплавы, легированные иттербием совместно с другими РЗМ, демонстрируют высокий уровень свойств за счет дисперсоидов, которые образуются в процессе отжига слитков [24—34]. Малые добавки иттербия в алюминиевых сплавах способствуют повышению коррозионной стойкости [31, 32] и являются адекватной заменой дорогостоящему скандию в магналиях.

Квазибинарные сплавы с большим количеством эвтектики являются альтернативой легированию эвтектикообразующими элементами при создании новых литейных алюминиевых сплавов [35—42]. В частности, сплав Al—Cu—Yb [15], имеющий атомное соотношение элементов Cu/Yb = = 4/1, находится на квазибинарном разрезе [43], характеризуется узким интервалом кристаллизации, а также, за счет присутствия фаз Al₈Cu₄Yb и Al₃Yb, демонстрирует хорошие механические свойства. В целях расширения области применения данных сплавов необходимо изучать влияние примесей железа и кремния.

Настоящая работа представляет результаты исследования структуры и свойств после прокатки тройного квазибинарного сплава Al—4,3Cu—2,2Yb с примесями железа и кремния в количестве 0,3 %.

Методика экспериментов

Сплав для исследования выплавлен в печи сопротивления из алюминия (99,7 %), меди (99,9 %) и лигатуры Al—10Yb. Расплав заливали в медную водоохлаждаемую изложницу с внутренней полостью $20 \times 40 \times 100$ мм при скорости охлаждения около 15 K/c. Термическую обработку проводили в печах «Nabertherm» (Германия) и «Snol» (AB UMEGA, Литва) с вентилятором. Точность поддержания температуры в печах составляла 1 °C.

Подготовку шлифов для микроструктурных исследований выполняли на шлифовально-полировальной установке «Labopol-5» (Struers, Дания). Микроструктурные исследования и идентификацию фаз проводили на световом микроскопе (CM) «Zeiss» (Германия) и сканирующем электронном микроскопе (CЭМ) «Vega 3LMH» (Tescan, Чехия) с использованием энергодисперсионного детектора «X-Max 80» (Oxford Instruments, Великобритания). Калориметрический анализ осуществляли на дифференциальном сканирующем калориметре (ДСК) «Labsys Setaram» (Франция). Для рентгенофазового анализа использовали дифрактометр «D8 Advanced» (Brucker, США).

Слиток после термической обработки (гомогенизации при t = 590 °C в течение 3 ч) был прокатан до толщины 10 мм при t = 440 °C и до толщины 1 мм при комнатной температуре. Отжиг после прокатки проводили при $t = 100 \div 550$ °C в течение различного времени. Твердость измеряли стандартным методом Виккерса. Испытания на растяжение выполняли на машине «Zwick/Roll Z250» серии «Allround» (Zwick Roell AG, Германия) с автоматическим датчиком продольной деформации.

Результаты экспериментов и их обсуждение

На рис. 1, *а* приведена микроструктура слитка исследуемого сплава. Она представлена алюминиевым твердым раствором (Al), дисперсной эвтектикой и отдельными более светлыми и серыми включениями. Концентрация меди в (Al), согласно результатам точечного анализа в СЭМ, составляет 1,6%, а содержание иттербия и кремния — до 0,2% каждого. Дисперсная эвтектика состоит из (Al) и фазы, обогащенной медью и иттербием, в которой также отмечено наличие железа (до 1%) и кремния (до 0,7%). На рис. 1, *a* на картах распределения легирующих элементов между фазами отмечены области с повышенной концентрацией кремния и железа, соответствующие участкам структуры с отдельными светлыми включениями. Серые частицы (левый верхний угол карт распределения) обогащены только медью.

Температура солидуса сплава, согласно ДСКанализу, составляет 602 °С. В соответствии с этим гомогенизацию слитка проводили при t = 590 °С в течение 3 ч. Режим гомогенизации соответствует режиму сплава близкого состава без примесей [15].

В процессе гомогенизации происходят растворение неравновесного избытка фаз кристаллизационного происхождения, фрагментация и сфероидизация равновесных интерметаллидов. После отжига продолжительностью 3 ч (рис. 1, δ) микроструктура стабилизируется, размер частиц избыточных фаз составляет 1–2 мкм, а содержание меди в твердом растворе достигает максимума в 2,1 %. При этом в процессе гомогенизации в микроструктуре выделяются отдельные частицы размером 1,0-1,5 мкм, обогащенные медью, иттербием и кремнием. Химический анализ в СЭМ показывает наличие в них 20-30 % Yb, 10-15 % Cu и 5-6 % Si, что при пересчете в атомные доли позволяет записать формулу фазы как Al₈₀Yb₆Cu₆Si₈. С учетом особенностей точечного анализа в СЭМ содержание основных элементов в фазе занижено, так как анализ охватывает окружающую частицу матрицу (Al). При этом данный факт не окажет существенного влияния на определенное соотношение Yb/Cu/Si в фазе Al₈₀Yb₆Cu₆Si₈

Основной эвтектической фазой в сплаве является фаза Al₈Cu₄Yb, как и в сплаве без примесей [15]. Но при этом в частицах данной фазы растворяется железо без значительного изменения параметров кристаллической решетки. На рентгенограмме выявлены основные пики данной фазы при $\theta = 32 \div 32,5^\circ$, $35,5^\circ$, $40 \div 41^\circ$ и 46° (рентгенограмма для сплава AlCuYbFeSi). Для сравнения в сплаве без примесей отмечены те же пики (рентгенограмма для сплава AlCuYb на рис. 2). Более светлые включе-



Рис. 1. Микроструктура в литом состоянии (*a*) и после гомогенизации в течение 3 ч при t = 590 °C (б) Показано распределение легирующих элементов между фазами в выделенных участках

Fig. 1. Microstructure in as-cast condition (*a*) and after homogenization for 3 h at t = 590 °C ($\boldsymbol{\delta}$) Distribution of alloying elements between phases in highlighted areas is shown

ния в микроструктуре могут соответствовать фазе Al₃Yb/(Al,Cu)₁₇Yb₂ — пик на рентгенограмме при θ =37°. Апики при θ =31°, 33,5°, 37°, 46°, 47,5°, которых нет в сплаве без примесей, предположительно соответствуют фазе с примесью кремния (AlYbCuSi), которая идентифицирована как Al₈₀Yb₆Cu₆Si₈. Фаза близкого состава Al₈₀Gd₅Cu₈Si₅ выявлена в сплаве Al—Cu—Gd—Fe—Si, при этом на рентгенограмме этого сплава присутствуют неидентифицированные пики на тех же углах [18].

После гомогенизации при t = 590 °C в течение 3 ч слиток сплава прокатан в лист толщиной 1 мм. На рис. 3 видно, что в процессе прокатки избыточные фазы однородно распределяются в микроструктуре, выстраиваясь в направлении деформации.

Зависимости твердости от времени отжига при t = 150, 180 и 210 °C, а также от температуры отжига в течение 1 ч представлены на рис. 4. После прокатки твердость составляет 101 \pm 2 HV. В процессе отжига при температурах до 250 °C разупрочнение происходит за счет протекания процессов возврата и полигонизации. Твердость существенно сни-



Рис. 2. Рентгенограммы исследуемого сплава AlCuYbFeSi (серая линия) и сплава AlCuYb без примесей (черная линия [15])

Fig. 2. *X*-ray patterns of the AlCuYbFeSi alloy under study (grey line) and AlCuYb alloy free from impurities (black line [15])



Рис. 3. Микроструктура в холоднодеформированном состоянии и распределение легирующих элементов между фазами в выделенном участке





Рис. 4. Зависимости твердости деформированного листа от времени после отжигов при различных температурах (*a*) и от температуры отжига в течение 1 ч (*б*) Вставка: *a* – субструктура ПЭМ, *б* – зеренная структура СМ

Fig. 4. Dependences of deformed sheet hardness on the time after annealing at different temperatures (*a*) and on annealing temperature for 1 h (δ)

Insert: a - TEM substructure, $\delta - \text{LM}$ grain structure

жается после 0,5 ч отжига и затем слабо меняется (до $\tau = 6$ ч) при $t = 150 \div 210$ °С (рис. 4, *a*).

На вставке рис. 4, а показано, что после отжига при t = 180 °C в течение 3 ч в структуре сплава формируется субструктура с размером субзерна 200—400 нм. После отжига при температурах до 250 °C зеренная структура в сплаве сохраняется нерекристаллизованной (вставки структур на рис. 4, δ). Полностью рекристаллизация проходит после отжига при t = 300 °C в течение 1 ч, а размер зерна составляет 7 мкм (вставка микроструктуры на рис. 4, δ). С увеличением температуры отжига деформированного листа до 550 °С размер рекристаллизованного зерна возрастает до 16 мкм. Сплав с примесями имеет несколько более высокую твердость по сравнению со сплавом близкого состава без примесей [15]. Такое же влияние оказывают примеси Fe и Si на свойства сплавов Al—Cu—Y [16] и Al—Cu—Er [17].

В таблице представлены значения условного

Характеристики механических свойств исследуемого сплава после испытаний на одноосное растяжение в деформированном и отожженном состояниях

Mechanical properties of the alloy under study after uniaxial tensile tests in deformed and annealed states

Температура термической обработки в течение 1 ч, °С	σ _{0,2} , МПа	σ _в , МПа	δ, %
Без ТО			
(сплав без примесей)	303 ± 2	327 ± 2	$3,2 \pm 0,8$
Без ТО	290 ± 5	320 ± 6	$2,0\pm0,2$
100	273 ± 2	302 ± 4	3,6±0,4
150	238 ± 1	262 ± 1	$4,2\pm0,4$
180	227 ± 1	243 ± 3	$5,6\pm0,8$
210	205 ± 5	215 ± 3	4,0±2,0

предела текучести ($\sigma_{0,2}$), предела прочности (σ_{B}) и относительного удлинения (δ) после испытаний на одноосное растяжение в деформированном и отожженном состояниях. Исследуемый сплав демонстрирует высокий уровень механических свойств. Результаты по пределу текучести достаточно хорошо коррелируют с твердостью (см. рис. 4). В деформированном состоянии предел текучести составляет 290 МПа при удлинении 2 %. С увеличением температуры отжига со 100 до 180 °С предел текучести снижается с 273 до 227 МПа, а относительное удлинение при этом возрастает с 3,6 до 5,6 %. При этом относительное удлинение в сплаве без примесей находится на том же уровне: 3,1—5,6 % [15].

Примеси железа и кремния не приводят к образованию грубых пластинчатых интерметаллидов и не снижают пластичности сплава.

Заключение

Исследовано влияние примесей железа (до 0,15 мас.%) и кремния (до 0,15 мас.%) на фазовый состав и свойства квазибинарного сплава Al— 4,3Cu—2,2Yb. В микроструктуре помимо алюминиевого твердого раствора и дисперсной эвтектики ((Al) + Al₈Cu₄Yb), в которой растворено около 1 % железа, идентифицированы фазы Al₃Yb/(Al,Cu)₁₇Yb₂ и (AlYbCuSi) примерного состава Al₈₀Yb₅Cu₆Si₈. После гомогенизации при t =

= 590 °C в течение 3 ч структура представлена компактными фрагментированными и коагулированными интерметаллидами размером 1-2 мкм и твердым раствором (Al) с максимальным содержанием меди в 2,1 %. Разупрочнение в процессе отжига при температурах до 250 °C прокатанных листов связано с прохождением процессов возврата и полигонизации; рекристаллизация проходит при t > 300 °C. После отжига при t = 300 °C в течение 1 ч размер рекристаллизованного зерна составляет 7 мкм, а при $t = 550 \,^{\circ}\text{C}$ ($\tau = 1 \,\text{ч}$) он увеличивается до 16 мкм. Сплав с примесями имеет передел текучести 205—273 МПа, предел прочности 215—302 МПа при удлинении 2,3-5,6 % в отожженном после прокатки состоянии. Примеси железа и кремния не приводят к образованию грубых пластинчатых интерметаллидов и не снижают пластичность сплава.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 21-79-00193).

Acknowledgments. The research was funded by the Russian Science Foundation (Project No. 21-79-00193).

Литература/References

- Zolotorevsky V.S., Belov N.A., Glazoff M.V. Casting aluminum alloys. Alcoa Technical Center, Alcoa Center, PA, US, 2007.
- Белов Н.А., Хван А.В. Структура и фазовый состав сплавов системы Al—Ce—Cu в области квазибинарного разреза Al—Al₈CeCu₄. Известия вузов. Цветная металлургия. 2007. No. 1. C. 46—51.

Belov N.A., Khvan A.V. Structure and phase composition of alloys of the Al–Ce–Cu system in the region of the Al–Al₈CeCu₄ quasi-binary join. *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2007. Vol. 48. P. 45–50.

- Belov N.A., Khvan A.V., Alabin A.N. Microstructure and phase composition of Al—Ce—Cu alloys in the Al-rich corner. Mater. Sci. Forum. 2006. Vol. 519—521 (part 1). P. 395—400
- Belov N.A., Khvan A.V. The ternary Al—Ce—Cu phase diagram in the aluminum-rich corner. Acta Mater. 2007. Vol. 55. P. 5473—5482.
- Pozdniakov A.V., Barkov R.Y. Microstructure and materials characterisation of the novel Al—Cu—Y alloy. Mater. Sci. Tech. 2018. Vol. 34 (12). P. 1489–1496.
- Амер С.М., Барков Р.Ю., Яковцева О.А., Поздняков А.В. Сравнительный анализ структуры и свойств квазибинарных сплавов Al—6,5Cu—2.3Y и Al—6Cu— 4,05Er. Физика металлов и металловедение. 2020. Т. 121. No. 5. C. 528—534.

Amer S.M., Barkov R.Yu., Yakovtseva O.A., Pozdniakov A.V. Comparative analysis of structure and properties of quasibinary Al–6.5Cu–2,3Y and Al–6Cu–4.05Er alloys. *Fizika metallov i metallovedenie.* 2020. Vol. 121. No. 5. P. 528–534 (In Russ.).

- 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. Vol. 758. P. 28–35.
- Амер С.М., Барков Р.Ю., Поздняков А.В. Влияние Мп на фазовый состав и свойства сплава Al—Cu—Y—Zr. Физика металлов и металловедение. 2020. Т. 121. No. 12. C. 1331—1337.

Amer S.M., Barkov R.Yu., Pozdniakov A.V. Effect of Mn on the phase composition and properties of Al—Cu—Y—Zr *Alloy. Phys. Met. Metall.* 2020. Vol. 121 (12). P. 1227—1232.

 Амер С.М., Барков Р.Ю., Просвиряков А.С., Поздняков А.В. Структура и свойства новых литейных жаропрочных сплавов на основе систем Al—Cu—Y и Al—Cu—Er. Физика металлов и металловедение. 2021. Т. 122. No. 9. C. 977—983.

Amer S.M., Barkov R.Yu., Prosviryakov A.S., Pozdniakov A.V. Structure and properties of new heat-resistant cast alloys based on the Al—Cu—Y and Al—Cu—Er systems. *Phys. Met. Metall.* 2021. Vol. 122. P. 908—914.

 Амер С.М., Барков Р.Ю., Просвиряков А.С., Поздняков А.В. Структура и свойства новых деформируемых сплавов на основе систем Al—Cu—Y и Al—Cu— Ег. Физика металлов и металловедение. 2021. Т. 122. No. 9. C. 984—992.

Amer S.M., Barkov R.Yu., Prosviryakov A.S., Pozdniakov A.V. Structure and properties of new wrought Al-Cu-Y and Al-Cu-Er based alloys. *Phys. Met. Metall.* 2021. Vol. 122. P. 915–922.

 Поздняков А.В., Барков Р.Ю., Сарсенбаев Ж., Кхамеес Е., Просвиряков А.С. Эволюция микроструктуры и механических свойств нового деформируемого сплава системы А1—Си—Ег. Физика металлов и металловедение. 2019. Т. 120. No. 6. С. 668—672.

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. Vol. 120 (6). P. 614-619.

- 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. Technol. 2020. Vol. 36 (4). P. 453–459.
- 13. Amer S.M., Mikhaylovskaya A.V., Barkov R.Yu., Kotov A.D., Mochugovskiy A.G., Yakovtseva O.A., Glavatskikh M.V., Loginova I.S., Medvedeva S.V., Pozdniakov A.V. Effect of

homogenization treatment regime on microstructure, recrystallization behavior, mechanical properties, and superplasticity of Al-Cu-Er-Zr alloy. *JOM*. 2021. Vol. 73 (10). P. 3092–3101.

- Amer S., Yakovtseva O., Loginova I., Medvedeva S., Prosviryakov Al., Bazlov A, Barkov R. Pozdniakov A. The phase composition and mechanical properties of the novel precipitation-strengthening Al—Cu—Er—Mn—Zr alloy. Appl. Sci. 2020. Vol. 10. P. 5345.
- 15. *Amer S., Barkov R., Pozdniakov A.* Microstructure and mechanical properties of novel quasibinary Al–Cu–Yb and Al–Cu–Gd alloys. *Metals.* 2021. Vol. 11. P. 476.
- Амер С.М., Барков Р.Ю., Поздняков А.В. Влияние примесей железа и кремния нафазовый состав и механические свойства сплава Al—6,3Cu—3,2Y. Физика металлов и металловедение. 2020. Т. 121. No. 10. С. 1095—1100.

Amer S.M., Barkov R.Yu., Pozdniakov A.V. Effect of iron and silicon impurities on phase composition and mechanical properties of Al–6.3Cu–3.2Y alloy. *Phys. Met. Metall.* 2020. Vol. 121 (10). P. 1002–1007.

- Амер С.М., Барков Р.Ю., Поздняков А.В. Влияние примесей на фазовый состав и свойства деформируемого сплава Al—6%Cu—4,05%Er. Физика металлов и металловедение. 2020. Т. 121. No. 5. С. 550—554.
 Amer S.M., Barkov R.Yu., Pozdniakov A.V. Effect of impurities on the phase composition and properties of a wrought Al—6% Cu—4.05% Er alloy. Phys. Met. Metall. 2020. Vol. 121 (5). P. 495—499.
- Барков М.В., Мамзурина О.И., Главатских М.В., Барков Р.Ю., Поздняков А.В. Влияние примесей на фазовый состав и свойства сплава Al—Cu—Gd. Физика металлов и металловедение. 2022. Т. 123. No. 6. С. 1–6.
 - Barkov M.V., Mamzurina O.I., Glavatskikh M.V., Barkov R.Yu., Pozdnyakov A.V. Influence of impurities on phase composition and properties of Al—Cu—Gd alloy. Fizika metallov i metallovedenie. 2022. Vol. 123. No. 6. P. 1–6 (In Russ.).
- 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. Vol. 63. P. 73–85.
- 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. Vol. 119. P. 35–42.
- 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. Vol. 60. P. 3643–3654.

- 22. Поздняков А.В., Айтмагамбетов А.Р., Махов С.В., Напалков В.И. Влияние примесеи Fe и Si на структуру и эффект упрочнения при отжиге сплава Al-0,2%Zr-0,1%Sc без и с добавкой Y. Физика металлов и металловедение. 2017. Т. 118. No. 5. C. 507-512. 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. Vol. 118 (5). P. 479-484.
- Поздняков А.В., Барков Р.Ю. Влияние примесей на фазовый состав и свойства нового сплава системы Al—Y—Er—Zr—Sc. *Металлург.* 2019. No. 1. С. 65—70. *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. Vol. 63 (1—2). P. 79—86.
- 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 Compd. 2014. Vol. 599. P. 65–70.
- 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. Vol. 535. P. 311-315.
- 26. Барков Р.Ю., Яковцева О.А., Мамзурина О.И., Логинова И.С., Медведева С.В., Просвиряков А.С., Михайловская А.В., Поздняков А.В. Влияние Yb на структуру и свойства электропроводного сплава Al—Y—Sc. Физика металлов и металловедение. 2020. Т. 121. No. 6. С. 667—672.
 - Barkov R.Y., Yakovtseva O.A., Mamzurina O.I., Loginova I.S., Medvedeva S.V., Proviryakov A.S., Mikhaylovskaya A.V., Pozdniakov A.V. Effect of Yb on the structure and properties of An electroconductive Al—Y—Sc alloy. *Phys. Met. Metall.* 2020. Vol. 121. No. 6. P. 604–609.
- 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. Vol. 4. P. 65–69.
- 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. Vol. 59. P. 7615–7626.
- 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. Let.* 2012. Vol. 75. P. 192–195.
- 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. Vol. 69. P. 477–480.

- 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. Vol. 51. P. 2872–2877.
- 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. *Mater. Sci. Eng.* 2008 Vol. 497. P. 426–431.
- Song M., Wu Z., He Y. Effects of Yb on the mechanical properties and microstructures of an Al-Mg alloy. Mater. Sci. Eng. 2008. Vol. 497. P. 519-523.
- 34. Поздняков А.В., Барков Р.Ю., Левченко В.С. Влияние Yb на фазовый состав и механические свойства сплавов Al-Mg-Mn-Zr-Sc и Al-Mg-Cr-Zr-Sc с низкой концентрацией скандия. Физика металлов и металловедение. 2020. Т. 121. No. 1. С. 93-98. 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. Vol. 121 (1). P. 84-88.
- Zolotorevskiy 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. Vol. 27. No. 4. P. 193–198.
- 36. Золоторевский В.С., Поздняков А.В., Чурюмов А.Ю. Поиск перспективных композиций для создания новых многофазных литейных сплавов на основе матрицы Al—Cu—Mg с использованием термодинамических расчетов и математического моделирования. Физика металлов и металловедении. 2012. Т. 113. No. 11. C. 1—10.

Zolotorevskii V.S., Pozdnyakov A.V., Churyumov A.Y. Search for promising compositions for developing new multiphase casting alloys based on Al—Zn—Mg matrix using thermodynamic calculations and mathematic simulation. *Phys. Met. Metall.* 2014. Vol. 115. No. 3. P. 286–294.

 Шуркин П.К., Белов Н.А., Мусин А.Ф., Аксенов А.А. Новый высокопрочный литейный алюминиевый сплав на основе системы Al—Zn—Mg—Ca—Fe, не требующий термообработки. Известия вузов. Цветная металлургия. 2020. No. 1. C. 48—58.

Shurkin P.K., Belov N.A., Musin A.F., Aksenov A.A. New high-strength casting Al—Zn—Mg—Ca—Fe-based aluminum alloy without heat treatment. *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2020. Vol. 61. No. 2. P. 179–187.

 Шуркин П.К., Белов Н.А., Мусин А.Ф., Самошина М.Е. Влияние кальция и кремния на характер кристаллизации и упрочнение сплава Al—8%Zn—3%Mg. Физика металлов и металловедение. 2020. Т. 121. No. 2. C. 149—156. Shurkin P.K., Belov N.A., Musin A.F., Samoshina M.E. Effect of calcium and silicon on the character of solidification and strengthening of the Al-8%Zn-3%Mg alloy. *Phys. Met. Metall.* 2020. Vol. 121. No. 2. P. 135-142.

39. Белов Н.А., Наумова Е.А., Дорошенко В.В., Авксентьева Н.Н. Совместное влияние кальция и кремния на фазовый состав и структуру сплава Al—10%Mg. Известия вузов. Цветная металлургия. 2017. No. 6. С. 53—62.

Belov N.A., Naumova E.A., Doroshenko V.V., Avxentieva N.N. Combined effect of calcium and silicon on the phase composition and structure of Al-10%Mg alloy. Russ. J. Non-Ferr. Met. 2018. Vol. 59. P. 67-75.

 Логинова И.С., Сазера М.В., Попов Н.А., Поздняков А.В., Солонин А.Н. Особенности структурообразования в сплаве системы Al—Fe—Mn при кристаллизации с различными скоростями охлаждения. Известия вузов. Цветная металлургия. 2020. No. 6. С. 76—86.

Loginova I.S., Sazera M.V., Popov N.A., Pozdnyakov A.V., Solonin A.N. Features of structure formation in an Al-Fe-Mn alloy upon crystallization with various cooling rates. *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2021. Vol. 62. P. 72-81. Белов Н.А., Наумова Е.А., Дорошенко В.В., Базлова Т.А. Влияние скандия на фазовый состав и упрочнение литейных алюминиевых сплавов системы Al—Ca— Si. Известия вузов. Цветная металлургия. 2016. No. 5. C. 61—68.

Belov N.A., Naumova E.A., Doroshenko V.V., Bazlova T.A. Effect of scandium on the phase composition and hardening of casting aluminum alloys of the Al— Ca—Si system. Russ. J. Non-Ferr. Met. 2016. Vol. 57. P. 695–702.

Белов Н.А., Алабин А.Н., Санников А.В., Деев В.Б. Первичная кристаллизация интерметаллидов в системе Al—Fe—Mn—Ni—Si применительно к литейным сплавам на основе алюминиевоникелевой эвтектики. Известия вузов. Цветная металлургия. 2014. No. 3. C. 45—50.

Belov N.A., Alabin A.N., Sannikov A.V., Deev V.B. Primary crystallization in the Al—Fe—Mn—Ni—Si system as applied to casting alloys based on aluminumnickel eutectic. *Russ. J. Non-Ferr. Met.* 2014 Vol. 55. P. 356—364.

 Huang G., Liu L., Zhang L., Jin Z. Thermodynamic description of the Al—Cu—Yb ternary system supported by first-principles calculations. J. Min. Metall., Sect. B. 2016. Vol. 52. P. 177–183.