

УДК 620.181 : 669

<https://doi.org/10.17073/0021-3438-2024-1-42-54>

Научная статья

Research article



Влияние температурных режимов закалки на формирование структуры, ликвационные процессы и свойства сплава AM4,5Кд + 0,2 мас.% La после искусственного старения

Н.А. Славинская, Х. Ри, Э.Х. Ри, А.С. Живетьев

Тихоокеанский государственный университет

Россия, 680035, г. Хабаровск, ул. Тихоокеанская, 136

✉ Андрей Сергеевич Живетьев (007881@pnu.edu.ru)

Аннотация: Методами электронно-микроскопического исследования и микрорентгеноспектрального анализа элементов идентифицированы структурные составляющие сплава AM4,5Кд + 0,2 мас.% La после закалки с различных температур ($t = 535\text{--}605\text{ }^\circ\text{C}$) и искусственного старения при $t = 155\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 4 ч. Повышение температуры закалки от 535 до 605 $^\circ\text{C}$ способствует укрупнению структурных составляющих – α -твердого раствора, алюминидов различного состава, эвтектики. Установлено, что металлическая основа неоднородна по химическому составу и состоит из двух видов твердого раствора – α_1 и α_2 . В α_2 -твердом растворе растворяются в большей степени Cu и Mn, по сравнению с α_1 -твердым раствором. С увеличением температуры закалки до 605 $^\circ\text{C}$ содержание меди в α_1 -твердом растворе уменьшается, в то же время в α_2 -твердом растворе концентрация меди изменяется по экстремальной зависимости с двумя ее максимумами при температурах 545 $^\circ\text{C}$ (4,5 ат.%) и 585 $^\circ\text{C}$ (8,7 ат.%). Содержание марганца в α_1 -твердом растворе резко снижается до температуры закалки 545 $^\circ\text{C}$, а затем остается без изменения до $t = 605\text{ }^\circ\text{C}$ (0,2 ат.%). Содержание марганца в α_2 -твердом растворе изменяется также по экстремальной зависимости с максимумом концентрации при $t = 545\text{ }^\circ\text{C}$ (4,3 ат.% Mn). Дальнейшее повышение температуры закалки способствует резкому уменьшению содержания марганца от 1,0 ат.% при $t = 565\text{ }^\circ\text{C}$ до 0,3 ат.% Mn при температуре закалки 605 $^\circ\text{C}$. Таким образом, максимальная растворимость Cu и Mn в α_2 -твердом растворе наблюдается при температуре закалки 545 $^\circ\text{C}$. При температуре закалки 585 $^\circ\text{C}$ фиксируется только повышенное содержание меди (~8,7 ат.%). В зависимости от температуры закалки кристаллизуются алюминиды легирующих элементов с различной стехиометрией. Наиболее часто встречаются комплексно-легированные алюминиды титана $\text{Al}_x\text{Ti}_y\text{La}_z\text{Cu}_w\text{Cd}_v$ и меди $\text{Al}_x\text{Cu}_y\text{Mn}_z\text{Cd}_v$. Увеличение температуры закалки до 535–545 $^\circ\text{C}$ способствует росту твердости сплава AM4,5Кд + 0,2 мас.% La до 98–104 НВ с последующим ее снижением (60 НВ) до температуры закалки 605 $^\circ\text{C}$. Сплав без термической обработки имел твердость 60 НВ. Оптимальный режим закалки сплава AM4,5Кд + 0,2 мас.% La соответствует температуре 535–545 $^\circ\text{C}$, при которой наблюдаются максимальные твердость сплава и микротвердость интерметаллида.

Ключевые слова: алюминиевый сплав AM4,5Кд, модифицирование La, закалка, искусственное старение, фазовый состав, алюминиды, твердость, микротвердость.

Для цитирования: Славинская Н.А., Ри Х., Ри Э.Х., Живетьев А.С. Влияние температурных режимов закалки на формирование структуры, ликвационные процессы и свойства сплава AM4,5Кд + 0,2 мас.% La после искусственного старения. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2024;30(1):42–54.

<https://doi.org/10.17073/0021-3438-2024-1-42-54>

Effects of quenching temperature on the structure, segregation, and properties of the AM4.5Kd + 0.2 wt.% La alloy after artificial aging

N.A. Slavinskaya, H. Ri, E.H. Ri, A.S. Zhivetev

Pacific National University

136 Tikhookeanskaya Str., Khabarovsk 680035, Russia

✉ Andrei S. Zhivetev (007881@pnu.edu.ru)

Abstract: The identification of structural components in the AM4.5Kd + 0.2 wt.% La alloy, subjected to quenching at different temperatures (535–605 °C) and artificial aging at 155 °C for 4 h, was conducted through electron microscopy and XRD. An increase in the quenching temperature from 535 to 605 °C promotes the enlargement of structural components, including the α -solid solution, various aluminides, and eutectics. We observed that the base metal is not homogeneous in its chemical composition, consisting of two types of solid solutions: α_1 and α_2 . The Cu and Mn solubility in the α_2 -solid solution is higher than in the α_1 -solid solution. As the quenching temperature increases to $t_q = 605$ °C, the copper content in the α_1 -solid solution decreases. In contrast, the copper content in the α_2 -solid solution follows a curve with two maxima at 545 °C (4.5 at.%) and 585 °C (8.7 at.%). The Mn content in the α_1 -solid solution decreases sharply to the 545 °C quenching temperature and remains relatively constant up to $t_q = 605$ °C (0.2 at.%). The Mn content in the α_2 -solid solution follows a curve with its maximum at $t_q = 545$ °C (4.3 at.% Mn). Subsequent temperature rise results in a sharp drop in Mn content from 1.0 at.% at $t = 565$ °C to 0.3 at.% at 605 °C. Hence, the max solubility of Cu and Mn in the α_2 -solid solution occurs at 545 °C. At 585 °C, only an elevated Cu content (~8.7 at.%) was observed. Aluminides of alloying elements with different stoichiometries crystallize at different quenching temperatures, with complex $Al_xTi_yLa_zCu_wCd_v$ and $Al_xCu_yMn_zCd_v$ alloyed aluminides being most commonly found. Increasing the quenching temperature to 535–545 °C results in higher hardness of the AM4.5Kd + 0.2 wt.% of La alloy, reaching 98–104 HB, with subsequent decrease to 60 HB as the quenching temperature reaches 605 °C. The hardness of the unhardened alloy is 60 HB. The optimal quenching temperature for the AM4.5Kd + 0.2 wt.% of La alloy is in the range of 535–545 °C. This temperature corresponds to the highest hardness of the alloy and the microhardness of the aluminide.

Keywords: AM4.5Kd aluminum alloy, La addition, quenching, aging, phase composition, aluminides, hardness, microhardness.

For citation: Slavinskaya N.A., Ri H., Ri E.H., Zhivetev A.S. The influence of tempering temperature conditions on the formation of the structure, liquation processes and properties of the alloy AM4.5Kd + 0.2 wt.% La after artificial aging. *Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy*. 2024;30(1):42–54. <https://doi.org/10.17073/0021-3438-2024-1-42-54>

Введение

Упрочнение алюминиевых сплавов при нормальных и повышенных температурах является перспективным направлением в области производства легких, надежных и долговечных деталей для авиа- и автомобилестроения [1], обладающих прочностными свойствами на уровне серых чугунов и углеродистых сталей [2]. Вместе с тем алюминиевые сплавы уступают последним по износостойкости [3; 4].

Установлено, что среди стандартных алюминиевых сплавов высокой жаропрочностью обладают сплавы на базе системы Al–Cu: литейные типа AM5 (ГОСТ 1583-93) и деформируемые типа 1201, Д16, АК4-1 (ГОСТ 4784-97). Однако их жаропрочность сохраняется до температур 200–250 °C [2].

Анализ отечественных и зарубежных литературных источников показал, что термическая обработка (ТО) алюминиевых сплавов различных систем для получения заданных механических и эксплуатационных свойств является востребованным и зачастую единственно возможным способом создания необходимых структур в сплаве [5–11]. Авторами [5; 8] проведена работа по выбору оптимальных режимов ТО для увеличения механических и эксплуатационных [11] свойств сплавов системы Al–Cu–Mg. В статье [7] приводится исследование зависимости структуры проволоки из алюминия с 7 % редкоземельных металлов (РЗМ) от температуры отжига 300–600 °C.

Влияние ТО алюминиевых сплавов системы Al—Mg на их структуру и механические показатели оценивалось в работах [6; 9].

Таким образом, исходя из вышесказанного, исследование влияния термической обработки алюминиевых сплавов на их свойства является актуальной научной темой.

Стоит отметить активное использование моделирования процессов, происходящих при ТО [12–14]. В работах [15–17] авторы демонстрируют высокую согласованность результатов моделирования структуры, свойств и процессов в сплаве системы Al—Cu—Cd и экспериментальных данных.

Наряду с другими методами улучшения свойств сплавов, модифицирование остается весьма перспективным способом управления структурой и свойствами сплава [1; 18–29]. Широкое распространение получили модифицирующие добавки, содержащие в составе Ti и В. Авторы [18; 19; 22–24] при использовании модификаторов этого типа отмечают изменение морфологии дендритной α -Al фазы, большую степень равноосности зерен, появление новых центров кристаллизации из соединений Ti и В, что приводит к существенному измельчению структуры сплава и, как следствие, повышению его механических свойств. Введение добавок, содержащих РЗМ и металлы переходной группы (до 1 мас.%), также способствует улучшению литой и термически обработанной структуры алюминиевых сплавов. В случае применения добавок Er и Eu наблюдали уменьшение размеров интерметаллических фаз [20], а с добавкой 0,1 мас.% Sc — увеличение нанотвердости некоторых интерметаллидов [21]. Введение в сплав Се до 0,5 % привело к снижению размеров включений β -Al₃FeSi с 51 до 21 мкм [29]. В статье [25] отмечено, что добавка Sr в сплав АК7ч помимо улучшения механических показателей оказывает влияние на литейные свойства, изменяет характер затвердевания отливки и увеличивает рассредоточенность пор, что окажет положительное влияние на герметичность корпусных деталей.

В работе [30] подробно исследовали влияние металлического лантана и церия на структурообразование, ликвационные процессы и свойства (твердость, микротвердость) сплава AM4,5Кд (ВАЛ 10) в литом состоянии. Было выявлено, что добавки лантана приводят к измельчению структурных составляющих и перераспределению элементов в них, а также к повышению микротвердости.

В отличие от силуминов, влияние РЗМ (в частности, лантана) на структурообразование, лик-

вационные процессы и свойства сплава AM4,5Кд в литом состоянии изучено недостаточно. Поскольку для повышения свойств сплавов AM4,5Кд применяют термообработку — закалку с последующим старением, исследование комплексного воздействия модифицирования и ТО представляет научный и практический интерес.

Цель работы — изучение влияния различных температур закалки (535, 545, 565, 585, 605 °С) на структурообразование, ликвационные процессы и свойства сплава AM4,5Кд, модифицированного 0,2 мас.% La, после полной (закалка и искусственное старение) термической обработки.

Методики исследования

В качестве исходного материала был выбран сплав AM4,5Кд (ВАЛ10), ГОСТ 1583-93. Получение расплава и его модифицирование проводились в печи «Graficarbo», масса плавки составляла 0,7 кг. В графитовый тигель, разогретый до температуры 450 °С, загружали исходный сплав AM4,5Кд с последующим нагревом до $t = 740$ °С. После плавления осуществлялась выдержка в течение 5 мин для стабилизации температуры в заданном интервале, затем вводился металлический лантан (LaM-1) в алюминиевой фольге. Последующая выдержка в течение 5 мин была необходима для равномерного распределения La в сплаве, далее следовали нагрев до $t = 740$ °С, выдержка 5 мин и разливка. Все операции проводились в среде аргона. Разливку осуществляли в металлический кокиль диаметром 30 мм и высотой 50 мм.

Рекомендуются следующие режимы термической обработки сплава AM4,5Кд (ВАЛ 10) для отливок [5]: вид ТО — Т5, температура нагрева 545_{-5}^{+3} , время выдержки 10–14 ч, охлаждающая среда — вода ($t = 20 \pm 100$ °С). В работе принят следующий режим ТО: нагрев под закалку (535, 545, 565, 585, 605 °С), выдержка 2,5 ч, закалка в воде (20 °С), искусственное старение при $t = 155$ °С в течение 4,0 ч.

Усредненный химический состав после выплавки, %: Al — 94,62; Cu — 4,3; Mn — 0,55; Ti — 0,19; La — 0,17; Si — 0,1; Fe — 0,07.

Микрорентгеноспектральный анализ (МРСА) проводился на аналитическом исследовательском комплексе на базе FE-SEM Hitachi Su70 (Япония) с приставками энерго- (Thermo Fisher Scientific MagnaRay) и волнодисперсионного (Thermo Fisher Scientific MagnaRay) микрорентгеноспектрального анализа.

Испытания на микротвердость (HV) осуществляли по методике Виккерса в соответствии с ГОСТами 2999-75 и 9450-76 с помощью автоматизированного твердомера Shimadzu HNV-G (Япония).

Результаты исследования и их обсуждение

Изучалось влияние температуры закалки (535, 545, 565, 585 и 605 °C) на структурообразова-

ние, ликвационные процессы, микротвердость структурных составляющих и твердость сплава AM4,5Кд + 0,2 мас.% La. Старение проводилось при температуре 155 °C в течение 4 ч.

Электронно-микроскопическое исследование структуры на растровом электронном микроскопе показало, что увеличение температуры закалки способствует укрупнению структурных составляющих — α -твердого раствора и алюминидов металлов (рис. 1).

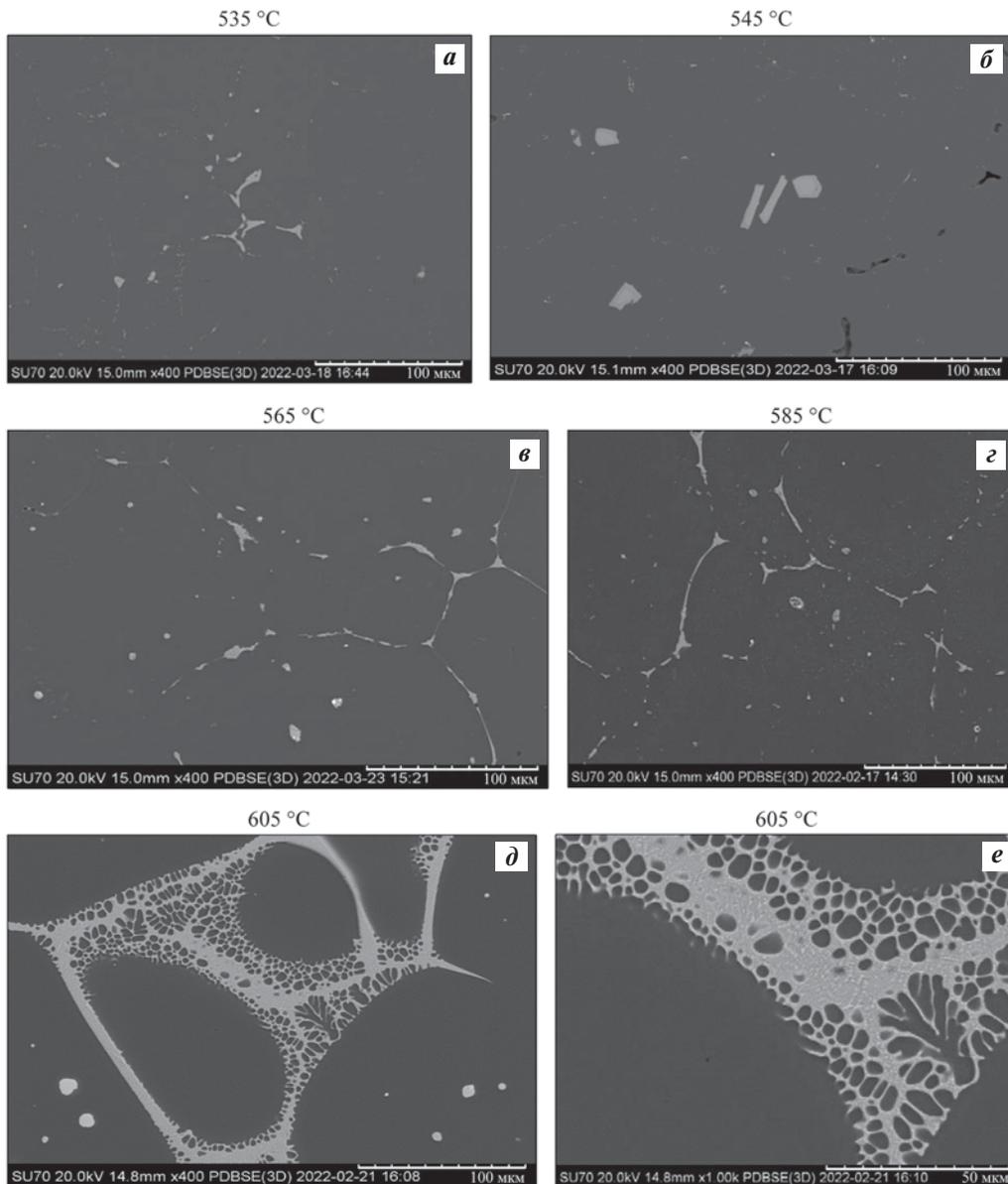


Рис. 1. Микроструктура сплава AM4,5Кд + 0,2 мас.% La в зависимости от температуры закалки (t_3) и после искусственного старения при температуре 155 °C

t_3 , °C: 535 (а), 545 (б), 565 (в), 585 (г), 605 (д, е)

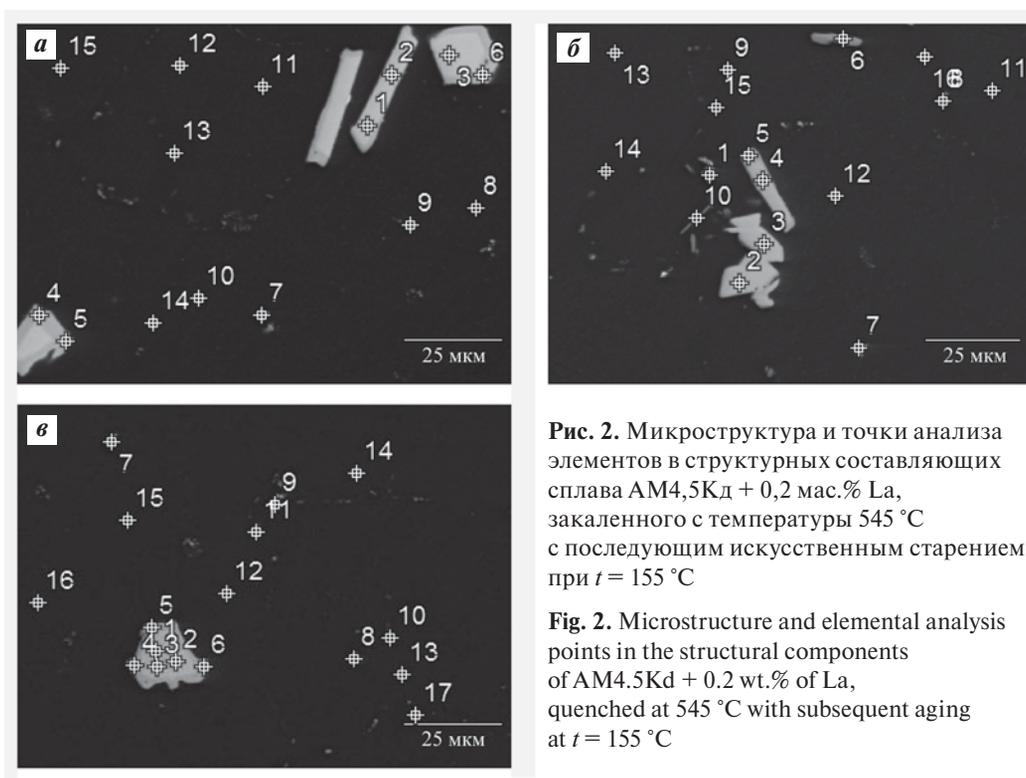
Fig. 1. Microstructure of the AM4.5Kd + 0.2 wt.% of La alloy vs. the quenching temperature (t_q) and after aging at 155 °C

t_q , °C: 535 (а), 545 (б), 565 (в), 585 (г), 605 (д, е)

Таблица 1. Состав структурных составляющих сплава АМ4,5Кд + 0,2 мас.% La после закалки (545 °С) и последующего искусственного старения (155 °С)

Table 1. Composition of the structural components of AM4.5Kd alloy + 0.2 wt.% of La after quenching (545 °С) and subsequent aging (155 °С)

Структурные составляющие	Точки анализа элементов (см. рис. 2)	Содержание элементов, ат.%						
		Al	Ti	Mn	Fe	Cu	Cd	La
α_1 -твердый раствор Cu, Mn и Ti в алюминии	11–17	97,45	0,15	0,33	–	2,27	–	–
α_2 -твердый раствор Cu, Mn и Fe в алюминии	8–10	89,8	–	4,25	1,22	4,7	0,08	0,46
Легированный алюминид $Al_{5,45}(Ti, La, Cd, Cu)$	2–6	84,5	8,52	–	–	0,95	1,63	3,41
		$Al_{84,5}(Ti, La, Cd, Cu)_{15,5} = Al_{5,45}(Ti, La, Cd, Cu)$						
Легированный алюминид $Al_{5,5}(Cu, La, Mn, Fe)$	1	84,6	–	1,56	0,33	9,82	–	3,68
		$Al_{84,6}(Cu, La, Mn, Fe)_{15,4} = Al_{5,5}(Cu, La, Mn, Fe)$						

Рис. 2. Микроструктура и точки анализа элементов в структурных составляющих сплава АМ4,5Кд + 0,2 мас.% La, закаленного с температуры 545 °С с последующим искусственным старением при $t = 155$ °СFig. 2. Microstructure and elemental analysis points in the structural components of AM4.5Kd + 0.2 wt.% of La, quenched at 545 °С with subsequent aging at $t = 155$ °С

Начиная с температуры закалки $t_3 = 565$ °С являются границы раздела α -твердого раствора. Внутри зерен α -твердого раствора кристаллизуются интерметаллидные включения шаровидной формы.

Методом МРСА элементов идентифицированы структурные составляющие, кристаллизующиеся при различных температурах закалки с последующим искусственным старением.

В качестве примеров рассмотрим две температуры закалки: 545 °С (рис. 2, 3 и табл. 1) и 605 °С (рис. 4 и табл. 2), при которых происходят струк-

турные изменения с образованием различных алюминидов металлов.

Из рис. 2, 3 и табл. 1 следует, что при $t_3 = 545$ °С в структуре закаленного (с последующим искусственным старением) сплава АМ4,5Кд + 0,2 мас.% La кристаллизуются следующие структуры: α_1 - и α_2 -твердые растворы, алюминиды типа $Al_{5,45}(Ti, La, Cd, Cu)$ и алюминид типа $Al_{5,5}(Cu, La, Mn, Fe)$. Кристаллы легированного алюминид $Al_{5,45}(Ti, La, Cd, Cu)$ имеют компактную форму в виде многогранника или пластин с шириной несколько микрон и длиной порядка 25–30 мкм.

Наличие вышеуказанных структур подтверждается кривыми распределения элементов в структурных составляющих сплава AM4,5Кд + 0,2 мас.% La, закаленного с температуры 545 °С

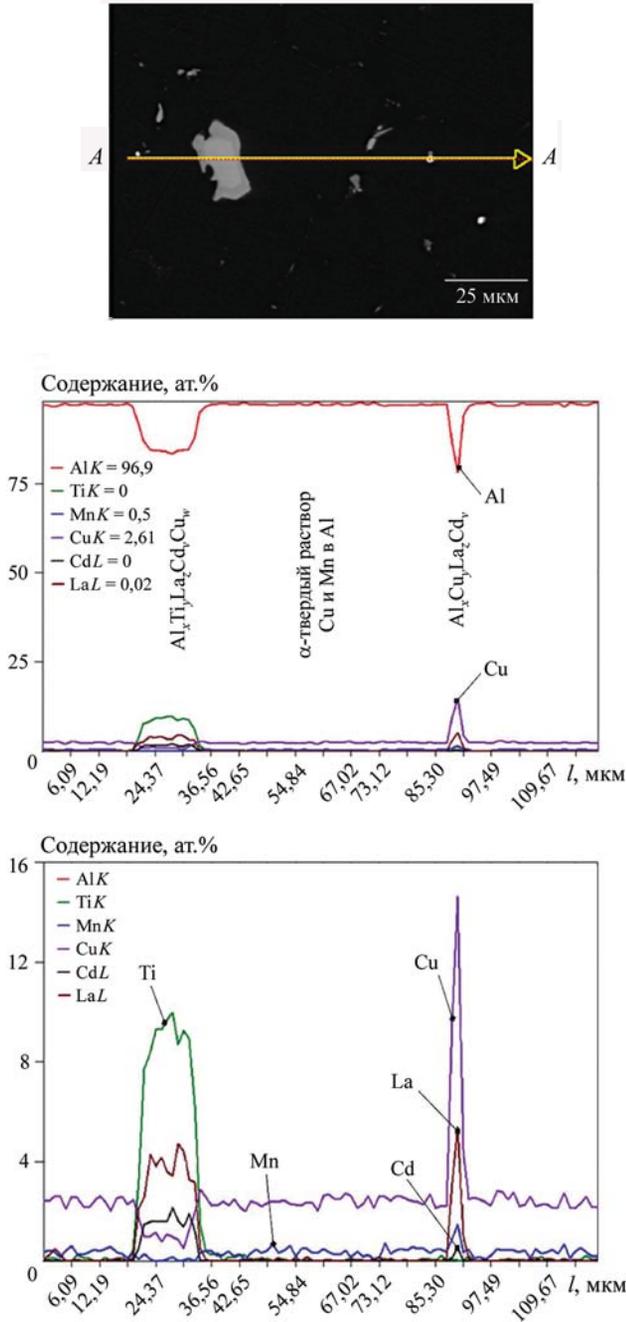


Рис. 3. Кривые распределения элементов в структурных составляющих сплава AM4,5Кд + 0,2 мас.% La, закаленного с температуры 545 °С с последующим искусственным старением, по направлению профиля А–А

Fig. 3. Element distribution curves in the structural components of the AM4.5Kd + 0.2 wt.% of La alloy quenched at 545 °С with subsequent aging, along the A–A line

с последующим искусственным старением, по направлению профиля А–А (рис. 3).

В структуре закаленного с высокой температуры 605 °С сплава AM4,5Кд + 0,2 мас.% La с последующим старением (рис. 4, табл. 2) кристаллизуются аналогичные алюминиды, но с иной стехиометрией — Al_{6,0}(Ti, La, Cu, Cd) и Al_{3,83}(Cu, La, Ti, Cd, Mn). Дополнительно кристаллизуется алюминид

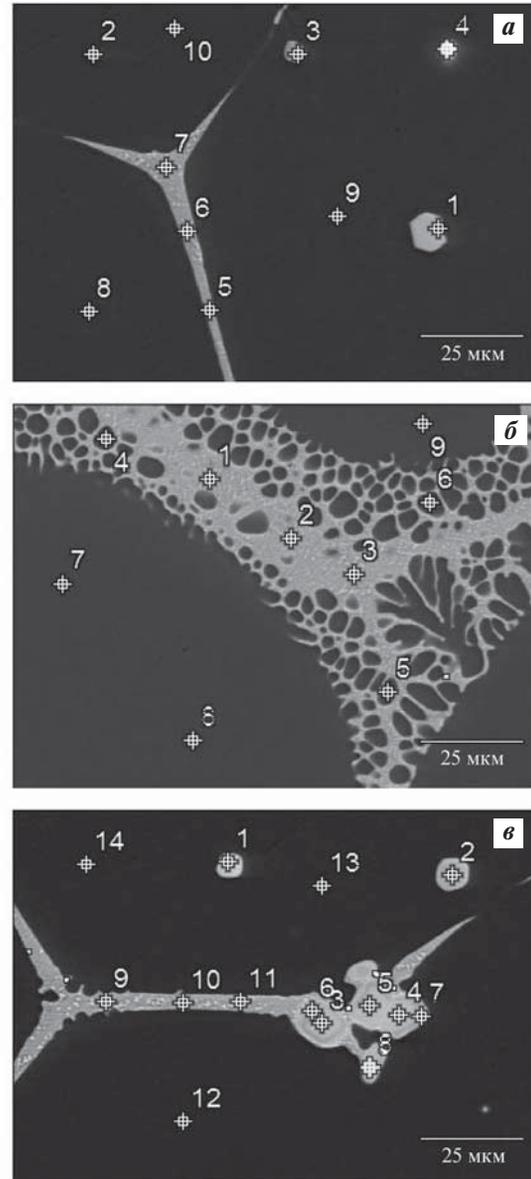


Рис. 4. Микроструктура и точки анализа элементов в структурных составляющих сплава AM4,5Кд + 0,2 мас.% La, закаленного с температуры 605 °С с последующим искусственным старением при $t = 155$ °С

Fig. 4. Microstructure and elemental analysis points in the structural constituents of the AM4.5Kd + 0.2 wt.% of La alloy, quenched at 605 °С with subsequent aging at $t = 155$ °С

типа $Al_{3,63}(Cu, La, Mn, Fe)$, кристаллы которого располагаются в составе эвтектики (на рис. 4 точки 5–7 (а), 1–3 (б), 9–11 (в)) или в виде светлых включений шаровидной формы (точки 1–2 (в)).

Из табл. 3 и рис. 5 следует, что металлическая

основа (α -твердый раствор) не однородна по химическому составу и обнаружено два типа твердых растворов — α_1 и α_2 .

При увеличении температуры закалки до 605 °С содержание меди в α_1 -твердом растворе уменьша-

Таблица 2. Состав структурных составляющих сплава AM4,5Кд + 0,2 мас.% La после закалки (605 °С) и последующего искусственного старения (155 °С)

Table 2. Composition of the structural components of AM4.5Kd alloy + 0.2 wt.% of La after quenching (605 °С) and subsequent aging (155 °С)

Структурные составляющие	Точки анализа элементов (см. рис. 4)	Содержание элементов, ат.%						
		Al	Ti	Mn	Fe	Cu	Cd	La
α_1 -твердый раствор Cu, Mn и Ti в Al	8–10 (а)	98,2	0,11	0,44	–	1,27	–	–
	7–9 (б)							
	12–14 (в)							
α_2 -твердый раствор Cu, Mn и Ti в Al	4–6 (б)	95,7	–	0,7	–	3,94	–	–
Легированный алюминид $Al_{3,63}(Cu, Cd, Mn, Fe)$	5–7 (а)	78,4	–	0,32	0,27	20,5	0,5	–
	1–3 (б)							
	9–11 (в)							
	1–2 (в)							
		$Al_{78,4}(Cu, Cd, Mn, Fe)_{21,6} = Al_{3,63}(Cu, Cd, Mn, Fe)$						
Легированный алюминид $Al_{3,83}(Cu, La, Ti, Cd, Mn)$	1–2 (а)	79,3	1,23	0,48	–	13,5	0,21	5,32
		$Al_{79,3}(Cu, La, Ti, Cd, Mn)_{20,7} = Al_{3,83}(Cu, La, Ti, Cd, Mn)$						
Легированный алюминид $Al_{6,0}(Ti, La, Cu, Cd)$	3–8 (в)	85,7	8,6	–	–	1,27	0,41	3,98
		$Al_{85,7}(Ti, La, Cu, Cd)_{14,3} = Al_{6,0}(Ti, La, Cu, Cd)$						

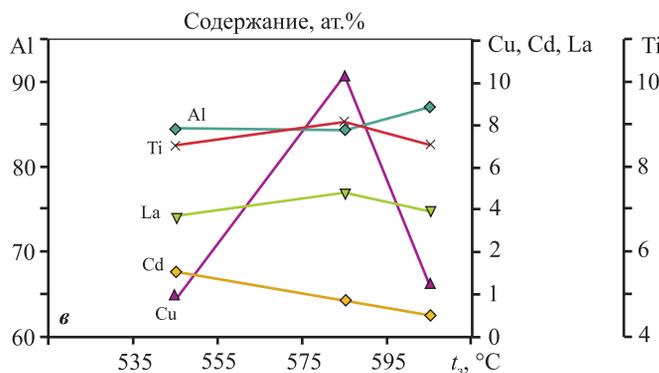
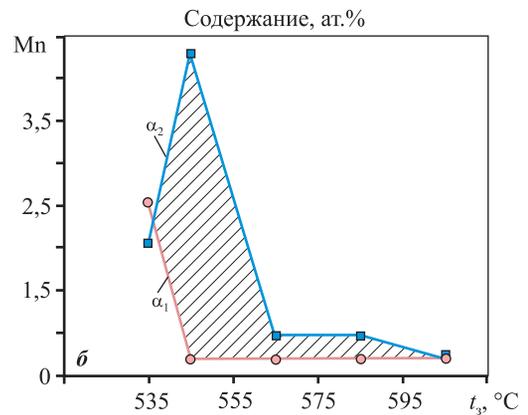
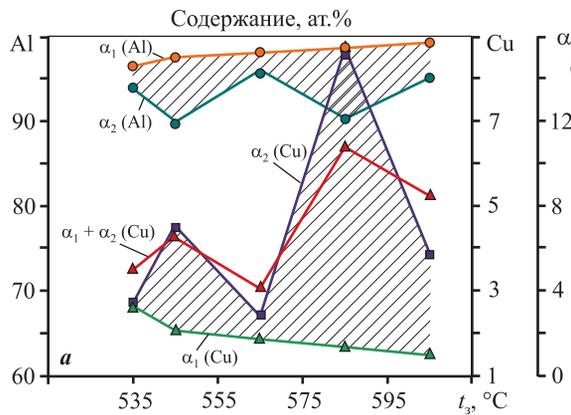


Рис. 5. Влияние температуры закалки сплава AM4,5Кд + 0,2 мас.% La на растворимость Cu и Mn в α -твердых растворах (а, б), а также Cu, Cd, La и Ti в легированном алюминиде $Al_xTi_yLa_zMn_vCd_w$ (в)

Fig. 5. Quenching temperature of the AM4.5Kd + 0.2 wt.% of La alloy vs. the Cu and Mn solubility in the α -solid solutions (а, б), and vs. Cu, Cd, La, and Ti solubility in the $Al_xTi_yLa_zMn_vCd_w$ alloyed aluminate (в)

Таблица 3. Содержание элементов (ат.%) в структурных составляющих сплава АМ4,5Кд + 0,2 мас.% La в зависимости от температуры закалки с последующим старением

Table 3. Elemental composition (at.%) in the structural components of the АМ4,5Кд + 0.2 wt.% of La alloy vs. the quenching temperature with subsequent aging

$t_3, ^\circ\text{C}$	α_1 -твердый раствор	α_2 -твердый раствор	$\text{Al}_x\text{Cu}_y\text{Mn}_z\text{Fe}_v$	$\text{Al}_x\text{Cu}_y\text{Mn}_z\text{La}_p\text{Cd}_w$	$\text{Al}_x\text{Ti}_y\text{La}_z\text{Cu}_p\text{Cd}_w$	$\text{Al}_x\text{Cu}_y\text{La}_z\text{Mn}_p\text{Fe}_v$	$\text{Al}_x\text{Cu}_y\text{Ti}_z\text{Mn}_p$	$\text{Al}_x\text{Cu}_y\text{Mn}_z\text{Fe}_v\text{Cd}_w\text{La}$	$\text{Al}_x\text{Cu}_y\text{Cd}_z\text{Mn}_p\text{Fe}_v$
535	97,1 Al 0,31 Mn 2,55 Cu $\alpha_1 + \alpha_2 = 5,13 \text{ Cu}$ $\alpha_1 + \alpha_2 = 2,67 \text{ Mn}$	93,3 Al 2,12 Mn 0,28 Fe 2,58 Cu	74,38 Al 0,1 Mn 24,62 Cu 0 Fe $\text{Al}_{2,9}(\text{Cu}, \text{Mn})$	85,35 Al 1,2 Mn 0,16 Fe 1,54 Cu 1,75 La 0,09 Cd $\text{Al}_{5,83}(\text{Cu}, \text{La}, \text{Mn}, \text{Fe})$	—	—	—	—	—
	89,4 Al 0,15 Ti 0,33 Mn 2,07 Cu $\alpha_1 + \alpha_2 = 6,77 \text{ Cu}$ $\alpha_1 + \alpha_2 = 4,58 \text{ Mn}$	89,4 Al 4,25 Mn 1,22 Fe 4,7 Cu 0,46 La	—	84,5 Al 8,52 Ti 0,95 Cu 1,63 Cd 3,41 La $\text{Al}_{5,45}(\text{Ti}, \text{La}, \text{Cu}, \text{Cd})$ $\text{Al}_{5,5}(\text{Cu}, \text{La}, \text{Mn}, \text{Fe})$	84,6 Al 1,56 Mn 0,33 Fe 9,82 Cu 3,68 La	—	—	—	—
565	97,65 Al 0,12 Ti 0,25 Mn 1,98 Cu $\alpha_1 + \alpha_2 = 4,27 \text{ Cu}$ $\alpha_1 + \alpha_2 = 1,03 \text{ Mn}$	96,96 Al 0,78 Mn 2,26 Cu	—	80,9 Al 1,55 Mn 13,44 Cu 0,32 Cd 3,5 La $\text{Al}_{4,24}(\text{Cu}, \text{La}, \text{Mn})$	—	81,6 Al 7,9 Mn 1,32 Fe 9,05 Cu 0,15 La $\text{Al}_{4,4}(\text{Cu}, \text{Mn}, \text{Fe}, \text{La})$	—	—	—
	97,80 Al 0,365 Mn 1,93 Cu $\alpha_1 + \alpha_2 = 10,77 \text{ Cu}$ $\alpha_1 + \alpha_2 = 1,22 \text{ Mn}$	90,2 Al 0,85 Mn 0,09 Fe 8,84 Cu	72,5 Al 0,11 Mn 0,22 Fe 27,2 Cu $\text{Al}_{2,64}(\text{Cu}, \text{Fe}, \text{Mn})$	—	84,8 Al 9,1 Ti 10,9 Cu 0,73 Cd 4,28 La $\text{Al}_{5,6}(\text{Ti}, \text{Cu}, \text{La}, \text{Cd})$	—	80,5 Al 9,09 Ti 1,18 Mn 9,22 Cu $\text{Al}_{4,12}(\text{Cu}, \text{Ti}, \text{Mn})$ $\text{Al}_{3,6}(\text{Cu}, \text{La}, \text{Cd}, \text{Fe}, \text{Mn})$	78,3 Al 1,84 Mn 0,26 Fe 15,18 Cu 0,37 Cd 4,03 La	—
605	98,2 Al 0,11 Ti 0,44 Mn 1,27 Cu $\alpha_1 + \alpha_2 = 5,21 \text{ Cu}$ $\alpha_1 + \alpha_2 = 0,44 \text{ Mn}$	95,7 Al 0,44 Mn 3,94 Cu	—	85,7 Al 8,6 Ti 1,27 Cu 0,41 Cd 3,98 La $\text{Al}_{6,0}(\text{Ti}, \text{La}, \text{Cu}, \text{Cd})$	—	79,3 Al 1,23 Ti 0,48 Mn 13,5 Cu 0,21 Cd 5,32 La 0 Fe $\text{Al}_{3,83}(\text{Cu}, \text{La}, \text{Ti}, \text{Cd}, \text{Mn})$	78,4 Al 0,32 Mn 0,27 Fe 20,5 Cu 0,5 Cd	—	—
	Примечание. Жирным шрифтом показано стехиометрическое соотношение компонентов.								

ется, в то же время концентрация меди в α_2 -твердом растворе изменяется по экстремальной зависимости с двумя ее максимумами при $t_3 = 545$ и 585 °С. Аналогичным образом изменяется суммарное содержание меди в твердых растворах. Концентрация алюминия изменяется по обратной зависимости растворимости меди в α -твердом растворе. Содержание Al в α_1 -твердом растворе монотонно возрастает до $t_3 = 605$ °С (см. рис. 5, а).

Содержание Mn в α_1 -твердом растворе резко снижается до $t_3 = 545$ °С, а затем остается без изменения до $t_3 = 605$ °С (см. рис. 5, б). Концентрация Mn в α_2 -твердом растворе изменяется по экстремальной зависимости с ее максимумом при $t_3 = 545$ °С и последующим уменьшением до $t_3 = 605$ °С. Таким образом, максимальная суммарная растворимость меди и марганца наблюдается в α_2 -твердом растворе при температуре 545 °С, а при температуре закалки 585 °С фиксируется только повышенное содержание меди в α_2 -твердом растворе. Следовательно, можно ожидать повышение микротвердости α -твердого раствора при указанных температурах закалки.

Из табл. 3 следует, что температура закалки усиливает ликвационные процессы и влияет на стехиометрии кристаллизующихся алюминидов металлов. Чаще всего кристаллизуются модифицированные лантаном алюминиды состава $Al_xTi_yLa_zCu_vCd_w$ при $t_3 = 545\text{--}605$ °С. При температуре закалки 585 °С кристаллизуется алюминид состава $Al_{4,12}(Cu, Ti, Mn)$ с содержаниями 9,09 ат.% Ti и 9,22 ат.% Cu, а при $t_3 = 605$ °С — алюминид $Al_{3,63}(Cu, Cd, Mn, Fe)$ (см. табл. 3).

В модифицированном легированном алюминиде $Al_xTi_yLa_zMn_vCd_w$ максимальная растворимость легирующих элементов (Cu, La, Ti) наблюдается при $t_3 = 585$ °С. В этом алюминиде содержание Cd снижается, а концентрация Al возрастает (см. рис. 5, в).

Из алюминидов металлов измерению микротвердости подвергали алюминиды типа $Al_xTi_yLa_zMn_vCd_w$ (см. рис. 5, в).

Максимальная твердость (98–104 НВ) сплава АМ4,5Кд + 0,2 мас.% La наблюдается при температурах закалки 535–545 °С. При $t_3 = 605$ °С твердость сплава резко снижена до ~60 НВ (рис. 6, а).

Максимальная микротвердость металлической основы (α -твердого раствора) отмечается при $t_3 = 535\text{--}545$ °С и соответствует ~150 НВ (см. рис. 6, б).

Из рис. 2, 4 и табл. 1, 2 следует, что все интерметаллиды, кроме комплексно-легированного алюминида $Al_xTi_yLa_zMn_vCd_w$, имеют дисперсную

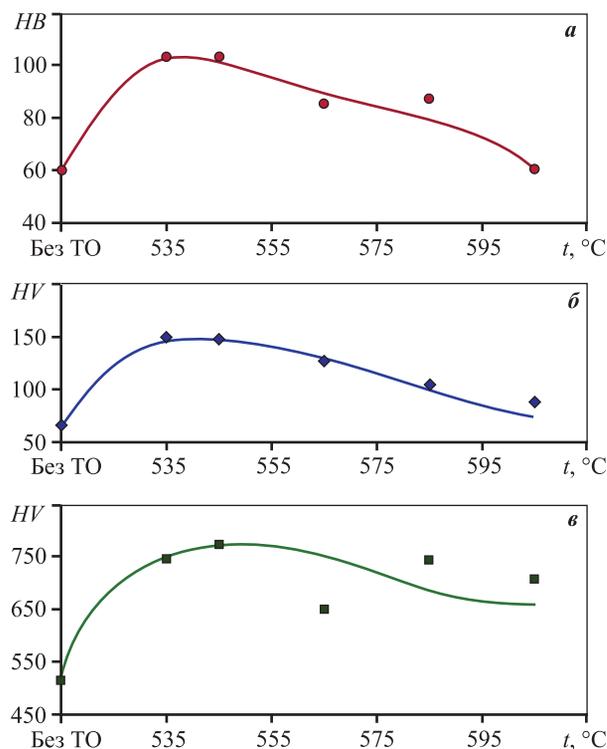


Рис. 6. Влияние температуры закалки на твердость сплава АМ4,5Кд + 0,2 мас.% La (а) и микротвердость α -твердого раствора (б) и легированного алюминида типа $Al_xTi_yLa_zMn_vCd_w$ (в)

Fig. 6. Quenching temperature vs. the hardness of the АМ4.5Кд + 0.2 wt.% of La alloy (а), α -solid solution microhardness (б), and $Al_xTi_yLa_zMn_vCd_w$ alloyed aluminide microhardness (в)

структуру, поэтому не удалось измерить их микротвердость.

Микротвердость легированного алюминида $Al_xTi_yLa_zMn_vCd_w$ соответствует 760 НВ при $t_3 = 535\text{--}545$ °С с последующим снижением до 660 НВ при $t_3 = 605$ °С (см. рис. 6, в).

Таким образом, максимальная твердость исследованного сплава наблюдается при температурах закалки 535–545 °С, что обусловлено высокой микротвердостью α -твердого раствора вследствие повышенного содержания меди и марганца. Между изменениями твердости сплава АМ4,5Кд + 0,2 мас.% La, микротвердости α -твердого раствора и комплексно-легированного алюминида $Al_xTi_yLa_zMn_vCd_w$ и их составами существует определенная связь.

Выводы

1. Повышение температуры закалки от 535 до 605 °С с последующим искусственным старением (155 °С, время выдержки 4 ч) способствует укруп-

нению структурных составляющих — α -твердого раствора, алюминидов металлов и эвтектики.

2. Методом микрорентгеноспектрального анализа элементов идентифицированы структурные составляющие сплава АМ4,5Кд + 0,2 мас. % La при различных температурах закалки.

3. Установлено, что металлическая основа (α -твердый раствор) неоднородна по химическому составу: в α_1 -твердом растворе содержание меди и марганца снижается от 2,6 ат.% Cu и 2,5 ат.% Mn при температуре 535 °С до 1,27 ат.% Cu и 0,44 ат.% Mn при температуре закалки 605 °С. В α_2 -твердом растворе растворимость Cu и Mn изменяется по экстремальной зависимости от температуры закалки с максимумами содержания меди (4,5 ат.%) и марганца (4,25 ат.%) при $t_3 = 545$ °С. В α_2 -твердом растворе обнаружен второй пик по содержанию меди (8,7 ат.%) при $t_3 = 585$ °С. Концентрация Mn при $t_3 = 585$ °С соответствует 1,0 ат.%.

4. В зависимости от температуры закалки кристаллизуются алюминиды легирующих элементов с различной стехиометрией. Наиболее часто встречаются комплексно-легируемые алюминиды $Al_xTi_yLa_zCu_vCd_w$ и $Al_xCu_yMn_zCd_v$ в сплавах в интервале температур 545–605 °С. При температуре закалки 585 °С наблюдается максимальное содержание легирующих элементов Cu, Ti, La в алюминиде типа $Al_xTi_yLa_zCu_vCd_w$. При этом концентрация кадмия снижается, а алюминия, наоборот, повышается до $t_3 = 605$ °С.

5. Повышение температуры закалки до 535–545 °С способствует росту твердости сплава АМ4,5Кд + 0,2 мас.% La до 98–104 НВ с последующим ее снижением до 60 НВ с увеличением температуры закалки до 605 °С. Незакаленный сплав имел твердость 60 НВ.

6. Установлена закономерность изменения твердости сплава, микротвердости α -твердого раствора и комплексно-легируемого алюминиды $Al_xTi_yLa_zCu_vCd_w$ и их состава.

7. Оптимальный режим закалки сплава АМ4,5Кд соответствует $t = 535 \div 545$ °С — в этом случае наблюдаются максимальные твердости сплава и легируемого алюминиды типа $Al_xTi_yLa_zMn_vCd_w$.

Список литературы/References

- Огородов Д.В., Трапезников А.В., Попов Д.А., Пентюхин С.И. Развитие литейных алюминиевых сплавов в ВИАМ (к 120-летию со дня рождения И.Ф. Колобнева). *Труды ВИАМ*. 2017;2(50):105–112.
- Огородов Д.В., Трапезников А.В., Попов Д.А., Пентюхин С.И. Развитие литейных алюминиевых сплавов в ВИАМ (к 120-летию со дня рождения И.Ф. Колобнева). *Труды ВИАМ*. 2017;2(50):105–122. (In Russ.).
- Белов Н.А., Алабин А.Н. Перспективные алюминиевые сплавы с повышенной жаростойкостью для арматуростроения как возможная альтернатива сталям и чугунам. *Арматуростроение*. 2010;2(65):50–54. Belov N.A., Alabin A.N. Promising aluminum alloys with increased heat resistance for reinforcement engineering as a possible alternative to steels and cast iron. *Armaturostroenie*. 2010;2(65):50–54. (In Russ.).
- Красова Ф.И., Фридляндер И.Н. Промышленные алюминиевые сплавы. М.: Metallurgiya, 1984. 528 с.
- Алиева С.Г., Альтман М.Б., Амбарцумян С.М. Промышленные алюминиевые сплавы. М.: Metallurgiya, 1984. 527 с.
- Patel N., Joshi M., Singh A., Pradhan A.K. Effect of solution heat treatment on microstructure and some properties of Al–Cu–Mg alloy. *Transactions of the Indian Institute of Metals*. 2023;76(10):2681–2689. <https://doi.org/10.1007/s12666-023-02961-x>
- Арышенский Е.В., Арышенский В.Ю., Дриц А.М., Гречников Ф.В., Рагазин А.А. Влияние режимов термической обработки на механические свойства алюминиевых сплавов 1570, 1580 и 1590. *Вестник Самарского университета: Аэрокосмическая техника, технологии и машиностроение*. 2022;21(4):76–87. Aryshensky E.V., Aryshensky V.Yu., Drits A.M., Grechnikov F.V., Ragazin A.A. Thermal treatment effect on the mechanical properties of 1570, 1580 and 1590 aluminum alloys. *Vestnik of Samara University. Aerospace and Mechanical Engineering*. 2022;21(4):76–87. (In Russ.). <https://doi.org/10.18287/2541-7533-2022-21-4-76-87>
- Короткова Н.О., Белов Н.А., Тимофеев В.Н., Мотков М.М., Черкасов С.О. Влияние режима термической обработки на структуру и свойства проводникового алюминиевого сплава Al–7%PЗМ, полученного литьем в электромагнитном кристаллизаторе. *Физика металлов и металловедение*. 2020;121(2): 200–206. Korotkova N.O., Belov N.A., Timofeev V.N., Motkov M.M., Cherkasov S.O. Influence of heat treatment on the structure and properties of an Al–7% REM conductive aluminum alloy casted in an electromagnetic crystallizer. *Physics of Metals and Metallography*. 2020;121(2): 173–179. <https://doi.org/10.31857/S0015323020020096>
- Паитова О.В., Бобрук Е.В., Скотникова М.А. Оптимизация структуры и свойств алюминиевого сплава системы Al–Cu–Mg. *Известия высших учебных заведений. Приборостроение*. 2020;63(5):476–482.

- Paitova O.V., Bobruk E.V., Skotnikova M.A. Optimization of the structure and properties of the Al—Cu—Mg system aluminum alloy. *Journal of Instrument Engineering*. 2020;63(5):476—482. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17586/0021-3454-2020-63-5-476-482>
9. Зенин М.Н., Гурьев А.М., Иванов С.Г., Гурьев М.А., Черных Е.В. Влияние высокотемпературного отжига алюминиевых сплавов АМг6 и В95 на их структурно-фазовое состояние и прочностные свойства. *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2022;19(1):106—114.
 Zenin M.N., Guryev A.M., Ivanov S.G., Guryev M.A., Chernykh E.V. Influence of high-temperature annealing of aluminum alloys АМg6 and V95 on their structural-phase state and strength proper-ties. *Fundamental'nye Problemy Sovremennogo Materialovedenia (Basic Problems of Material Science (BPMS))*. 2022;19(1):106—114. (In Russ.).
<https://doi.org/10.25712/ASTU.1811-1416.2022.01.012>
 10. Zhou W.B., Teng G.B., Liu C.Y., Qi H.Q., Huang H.F., Chen Y., Jiang H.J. Microstructures and mechanical properties of binary Al—Zn alloys fabricated by casting and heat treatment. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2017;26:3977—3982.
<https://doi.org/10.1007/s11665-017-2852-y>
 11. Tan E. Change in the wear characteristics of T6 heat-treated 2024, 6063, and 7075 alloys at different quenching temperatures. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2023;32:1—13.
<https://doi.org/10.1007/s11665-023-08177-w>
 12. Anjabin N. Modeling the age-hardening process of aluminum alloys containing the prolate/oblate shape precipitates. *Metals and Materials International*. 2021;27:1620—1630. <https://doi.org/10.1007/s12540-019-00579-7>
 13. Александров А.А., Буторин Д.В., Данеев Р.А., Лившиц А.В. Система компьютерного моделирования термических остаточных напряжений. *Вестник Ростовского государственного университета путей сообщения*. 2019;(4):8—16.
 Alexandrov A.A., Butorin D.V., Daneev R.A., Livshits A.V. Error estimation of the heat transfer coefficient determination devices based on mathematical modeling. *Vestnik RGPUS*. 2019;(4):8—16. (In Russ.).
 14. Кривопапов И.В., Батурин А.П., Ерисов Я.А. Применение компьютерного моделирования для определения влияния параметров закалки на геометрию штамповок из алюминиевого сплава АК6. *Известия Самарского научного центра Российской академии наук*. 2021;23(6):5—9.
 Krivopalov I.V., Baturin A.P., Erisov Ya.A. Application of computer simulation to determine the influence of quenching parameters on the geometry of parts from АК6 aluminium alloy. *Izvestiya Samarskogo Nauchnogo Tsentra Rossiiskoi Akademii Nauk*. 2021;23(6):5—9. (In Russ.).
<https://doi.org/10.37313/1990-5378-2021-23-6-5-9>
 15. Hu Y., Wang G., Ye M., Wang S., Wang L., Rong Y. A precipitation hardening model for Al—Cu—Cd alloys. *Materials & Design*. 2018;151:123—132.
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2018.04.057>
 16. Hu Y., Wang G., Ji Y., Wang L., Rong Y., Chen L.Q. Study of θ' precipitation behavior in Al—Cu—Cd alloys by phase-field modeling. *Materials Science and Engineering: A*. 2019;746:105—114.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.01.012>
 17. Liu X., Wang G., Hu Y., Ji Y., Rong Y., Hu Y., Chen L.Q. Multi-scale simulation of Al—Cu—Cd alloy for yield strength prediction of large components in quenching-aging process. *Materials Science and Engineering: A*. 2021;814:141223.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141223>
 18. Choudhary C., Bar H.N., Arif S. Sahoo K.L., Mandal D. Effect of structural refinement and modification on the mechanical properties of Al—7Si alloy. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2023;1—13.
<https://doi.org/10.1007/s11665-023-08313-6>
 19. Ruan Q., Meng C., Xie Z., Tao Z., Wu J., Peng Y., Tang H., Chen P. Effect of (Ti+V)B₂ on the grain structure of Al—7Si alloy. *Transactions of the Indian Institute of Metals*. 2023;76(10):2765—2771.
<https://doi.org/10.1007/s12666-023-02954-w>
 20. Sahin H., Dispinar D. Effect of rare earth elements erbium and europium addition on microstructure and mechanical properties of A356 (Al—7Si—0.3Mg) alloy. *International Journal of Metalcasting*. 2023;17(4):2612—2621.
<https://doi.org/10.1007/s40962-023-01060-3>
 21. Лапоногова П.А., Колисова М.В., Гончаров А.В., Дзюба Г.С. Применение скандия для модифицирования алюминиевых сплавов на примере ВАЛ10. В сб.: *Инновационные технологии в литейном производстве*. М.: ИИУ МГОУ, 2019. С. 75—78.
 22. Амер С.М. Барков Р.Ю., Просвирыков 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;122(9):977—983.
 Amer S.M., Barkov R.Y., Prosviryakov A.S., Pozdnyakov A.V. Structure and properties of new heat-resistant cast alloys based on the Al—Cu—Y and Al—Cu—Er systems. *Physics of Metals and Metallography*. 2021;122(9):908-914.
<https://doi.org/10.31857/S0015323021090023>
 23. Баженов В.Е., Баранов И.И., Титов А.Ю., Санников А.В., Ожерелков Д.Ю., Лыскович А.А., Колтыгин А.В., Белов В.Д. Изучение влияния добавок Ti, Sr и В на жидкотекучесть алюминиевого сплава

- A356.2 (AK7пч). *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2022;28(4):55–66.
- Vazhenov V.E., Baranov I.I., Titov A.Yu., Sannikov A.V., Ozherelkov D.Yu., Lyskovich A.A., Koltygin A.V., Belov V.D. Influence of Ti, Sr and B additions on the fluidity of A356.2 aluminium alloy. *Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy*. 2022;28(4):55–66. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0022-3438-2021-4-55-66>
24. Абрамов А.А. Лигатура алюминий–титан–бор — эффективный модификатор зерна литейных алюминиевых сплавов. *Металлургия машиностроения*. 2021(2):2–4.
- Abramov A.A. Aluminium-titanium-boron alloying composition as an effective grain modifier for cast aluminum alloys. *Metallurgiya Mashinostroeniya*. 2021;(2):2–4. (In Russ.).
25. Андрушевич А.А., Садоха М.А. Усадочные явления в силуминах при обработке модификаторами длительного действия. *Литье и металлургия*. 2022;(3):30–35.
- Andrushevich A.A., Sadokha M.A. Shrinkage phenomena in silumins when treated with long-acting modifiers. *Litiyo i Metallurgiya (Foundry Production and Metallurgy)*. 2022;(3):30–35. (In Russ.).
<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2022-3-30-35>
26. Шляпцева А.Д., Петров И.А., Ряховский А.П. Комплексное модифицирование промышленных силовых сплавов. *Теория и технология металлургического производства*. 2021;1(36):4–10.
- Shlyaptseva A.D., Petrov I.A., Ryakhovsky A.P. Complex modification of industrial silumins. *Teoriya i Tekhnologiya Metallurgicheskogo Proizvodstva*. 2021;1(36):4–10. (In Russ.).
27. Ри Х., Ри Э.Х., Зернова Т.С., Калаушин М.А., Ри В.Э., Ермаков М.А. Модификатор: Пат. 2521915 (РФ). 2012.
28. Добаткин В.А., Елагин В.И., Федоров В.М. Быстрозакристаллизующиеся алюминиевые сплавы. М.: ВИЛС, 1995. 341 с.
29. Xiao-hui Ao, Shu-ming Xing, Bai-shui Yu, Qing-you Han. Effect of Ce addition on microstructures and mechanical properties of A380 aluminum alloy prepared by squeeze-casting. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*. 2018;25(5):553–564.
<https://doi.org/10.1007/s12613-018-1602-y>
30. Ри Э.Х., Приходько А.А., Славинская Н.А. Структурообразование и свойства литейного сплава ВАЛ 10, модифицированного церием и лантаном. *Металлургия машиностроения*. 2020;(2):24–30.
- Ri E.H., Prikhodko A.A., Slavinskaya N.A. Structure forming and properties of VAL10 cast alloy modified with cerium and lanthanum. *Metallurgiya Mashinostroeniya*. 2020;(2):24–30. (In Russ.).

Информация об авторах

Надежда Александровна Славинская — аспирант кафедры «Литейное производство и технологии металлов» (ЛПИТМ) Тихоокеанского государственного университета (ТОГУ).

<https://orcid.org/0009-0006-6712-4923>

E-mail: 2016101722@pnu.edu.ru

Хосен Ри — д.т.н., профессор кафедры ЛПИТМ университета ТОГУ.

<https://orcid.org/0000-0001-7633-8989>

E-mail: opirus@list.ru

Эрнст Хосенович Ри — д.т.н., профессор, заведующий кафедрой «Литейное производство и технологии металлов» ЛПИТМ университета ТОГУ.

<https://orcid.org/0000-0001-7784-1252>

E-mail: 003232@pnu.edu.ru

Андрей Сергеевич Живетев — к.т.н., доцент кафедры ЛПИТМ университета ТОГУ.

<https://orcid.org/0000-0003-2932-0203>

E-mail: 007881@pnu.edu.ru

Information about the authors

Nadezhda A. Slavinskaya — Postgraduate Student of the Department of foundry production and technologies of metals of the Pacific National University (PNU).

<https://orcid.org/0009-0006-6712-4923>

E-mail: 2016101722@pnu.edu.ru

Hosen Ri — Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Department of foundry production and technology of metals of PNU.

<https://orcid.org/0000-0001-7633-8989>

E-mail: opirus@list.ru

Ernst H. Ri — Dr. Sci. (Eng.), Head of the Department of foundry production and technologies of metals of PNU.

<https://orcid.org/0000-0001-7784-1252>

E-mail: 003232@pnu.edu.ru

Andrei S. Zhivetev — Cand. Sci (Eng.), Assistant Professor of the Department of foundry production and technology of metals of PNU.

<https://orcid.org/0000-0003-2932-0203>

E-mail: 007881@pnu.edu.ru

Вклад авторов

Н.А. Славинская – подготовка и проведение экспериментов, выполнение расчетов, обработка полученных результатов, подготовка текста статьи.

Х. Ри – формирование основной концепции, постановка цели и задачи исследования, подготовка текста статьи, формулировка выводов.

Э.Х. Ри – проведение расчетов, анализ результатов исследований.

А.С. Живетьев – планирование и проведение экспериментов, ресурсное обеспечение испытаний.

Contribution of the authors

N.A. Slavinskaya – conducted experiments, performed calculations, processed results, and contributed to paper authoring.

H. Ri – formulated the problem statement, developed the research concept, authored the text, and drew conclusions.

E.H. Ri – conducted calculations, processed results.

A.S. Zhivetev – provided resources for experiments.

Статья поступила в редакцию 12.01.2023, доработана 09.11.2023, подписана в печать 13.11.2023

The article was submitted 12.01.2023, revised 09.11.2023, accepted for publication 13.11.2023