

**ПРОЧНОСТЬ  
И ПЛАСТИЧНОСТЬ**

УДК 669.715:539.4

**СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НОВЫХ ЛИТЕЙНЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ  
СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМ Al–Cu–Y И Al–Cu–Er**

© 2021 г. С. М. Амер<sup>а, б</sup>, Р. Ю. Барков<sup>а</sup>, А. С. Просвиряков<sup>а</sup>, А. В. Поздняков<sup>а, \*</sup>

<sup>а</sup>НИТУ “МИСис”, Ленинский просп., 4, Москва, 119049 Россия

<sup>б</sup>Университет Аль-Азхар, Департамент горного дела, металлургии и нефтяной инженерии,  
Инженерный факультет, Каир, 11884 Египет

\*e-mail: pozdniakov@misis.ru

Поступила в редакцию 08.02.2021 г.

После доработки 27.04.2021 г.

Принята к публикации 30.04.2021 г.

Исследована микроструктура и механические свойства новых жаропрочных литейных алюминиевых сплавов Al–5.6Cu–2.0Y–1Mg–0.8Mn–0.3Zr–0.15Ti–0.15Fe–0.15Si и Al–5.4Cu–3.0Er–1.1Mg–0.9Mn–0.3Zr–0.15Ti–0.15Fe–0.15Si. Модифицирование титаном способствует уменьшению размера зерна со 190 до 40 мкм в сплаве с иттрием, а в сплаве с эрбием размер зерна составляет 25 мкм. По уровню литейных свойств сплавы сопоставимы с силуминами, легированными медью и магнием. Наибольший упрочняющий эффект после закалки достигнут в процессе старения при 210°C, твердость составляет 130–133 HV. Предел текучести на растяжение при комнатной температуре составляет 303–306 МПа при относительном удлинении 0.4%. При повышенных температурах 200 и 250°C предел текучести снижается до 246–250 и 209–215 МПа, а удлинение возрастает до 3 и 4–5.5% соответственно. Предел длительной 100-часовой прочности при 250°C составляет 117–118 МПа. Высокую жаропрочность новым сплавам обеспечивают достаточно легированный твердый раствор, наличие упрочняющих дисперсоидов фаз Al<sub>3</sub>(Zr,Er), Al<sub>3</sub>(Zr,Y), Al<sub>20</sub>Cu<sub>2</sub>Mn<sub>3</sub> и фаз кристаллизационного происхождения Al<sub>8</sub>Cu<sub>4</sub>Y, (Al,Cu)<sub>11</sub>Y<sub>3</sub>, (Al,Cu,Y,Mn) и Al<sub>8</sub>Cu<sub>4</sub>Er Al<sub>3</sub>Er, (Al,Cu,Er,Mn).

*Ключевые слова:* алюминиевые сплавы, редкоземельные металлы, иттрий, эрбий, дисперсоиды, микроструктура, термическая обработка, твердость, прочность, длительная прочность

**DOI:** 10.31857/S0015323021090023

**ВВЕДЕНИЕ**

Большую часть литейных алюминиевых сплавов [1–3] с наилучшими литейными свойствами [2–4] составляют силумины. Однако сплавы на основе системы Al–Si уступают алюминиево-медным по уровню механических свойств, особенно при повышенных температурах [2, 3]. При этом сплавы на основе системы Al–Cu имеют наихудшую среди алюминиевых сплавов технологичность при литье [4–6]. Повышения технологичности при литье алюминиево-медных сплавов можно достичь за счет легирования эвтектикообразующими элементами, такими как Fe, Si, Mn, Ni, Ca [2–8]. С другой стороны, поиск новых систем легирования может позволить создать новые материалы, которые будут сочетать необходимый комплекс свойств. Так, например, сплавы на основе систем Al–Cu–Ce [9, 10], Al–Cu–Y [11, 12], Al–Cu–Er [12, 13], Al–Ca [7, 8, 14], имея узкий интервал кристаллизации и структуру, представленную дисперсной эвтектикой, являются весьма перспективными. При этом стоит отметить, что иттрий и эрбий в алюминиевых спла-

вах являются эффективными дисперсоидообразующими элементами совместно с цирконием и/или скандием [15–29]. При этом эрбий является хорошим модификатором зерна [16–18], малая добавка иттрия в сплав Al–5Cu снижает горячеломкость [30]. Тройные сплавы систем Al–Cu–Y [11] и Al–Cu–Er [31] на квазибинарных разрезах Al–Al<sub>8</sub>Cu<sub>4</sub>Y и Al–Al<sub>8</sub>Cu<sub>4</sub>Er имеют узкий интервал кристаллизации, и, соответственно, низкую склонность к образованию трещин кристаллизационного происхождения. При этом механические свойства этих сплавов весьма невелики [11–13]. Дополнительное легирование цирконием [32, 33] и совместно цирконием и марганцем [34, 35] приводит к существенному повышению прочностных характеристик сплавов после деформации. После закалки и старения литых сплавов эффект упрочнения невелик ввиду небольшого количества меди в твердом растворе после закалки [32–35]. Добавка марганца приводит к образованию фаз кристаллизационного происхождения Al<sub>25</sub>Cu<sub>4</sub>Mn<sub>2</sub>Er [34] и Al<sub>25</sub>Cu<sub>4</sub>Mn<sub>2</sub>Y [35], и по форме напоминающей “китайские иеро-

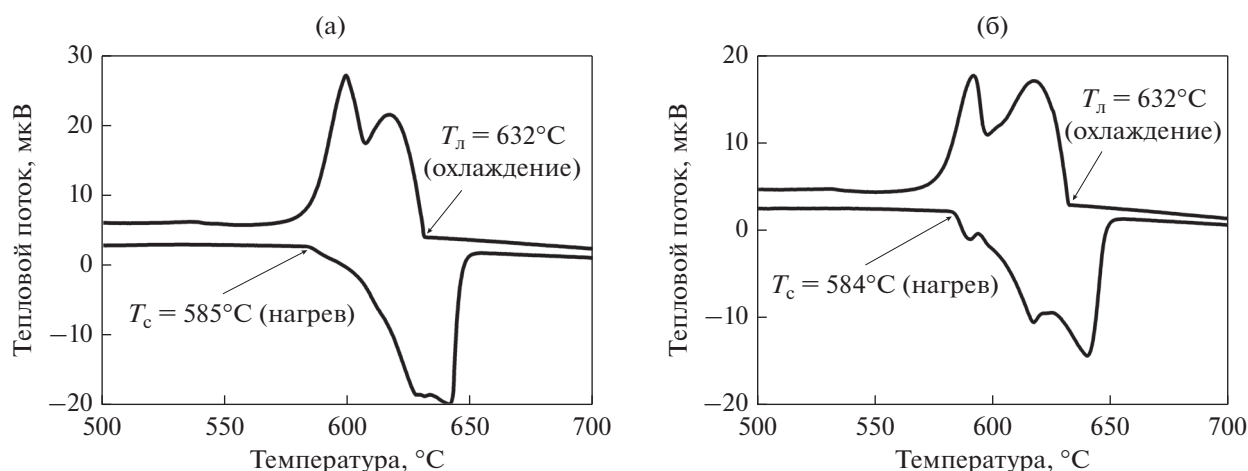


Рис. 1. ДСК-кривые сплавов AlCuYMg (а) и AlCuErMg (б).

глифы” фазы  $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$  [2, 3, 6]. Примеси железа и кремния не оказывают существенного влияния на механические свойства тройных сплавов [36, 37]. Железо растворяется в фазах кристаллизационного происхождения, не изменяя их морфологии, а кремний приводит к образованию достаточно компактных фаз  $Al_3Er_2Si_2$  и  $Al_{11}Cu_2Y_2Si_2$  [36, 37].

Данная работа представляет исследование структуры и свойств при комнатной и повышенных температурах новых литейных алюминиевых сплавов на основе систем Al–Cu–Y и Al–Cu–Er, дополнительно легированных цирконием, марганцем, титаном, магнием и содержащих примеси железа и кремния.

#### МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТОВ

Сплавы составов (в мас. %) Al–5.6Cu–2.0Y–1Mg–0.8Mn–0.3Zr–0.15Ti–0.15Fe–0.15Si (AlCuYMg) и Al–5.4Cu–3.0Er–1.1Mg–0.9Mn–0.3Zr–0.15Ti–0.15Fe–0.15Si (AlCuErMg) выплавлены в печи сопротивления при температуре 830°C. Для выплавки использованы алюминий марки А7 и лигатуры Al–51.7Cu, Al–10Y, Al–8Er, Al–10Mn, Al–5Zr, Al–5Ti–1V и магний марки Mg90. Сплавы были разлиты в медную водоохлаждаемую изложницу с размером внутренней полости 20 × 40 × 120 мм и стальной кокиль для получения образцов для испытаний на одноосное растяжение. Для испытаний на растяжение вытачивали образцы с головками и диаметром рабочей части 5 мм. Показатель горячеломкости (ПГ) определяли по карандашной пробе путем трех заливок в стальной разъемный кокиль комнатной температуры и подогретый до 250°C [2, 4–6]. Плотность сплавов определяли методом гидростатического взвешивания. Дифференциальный сканирующий калориметр (ДСК) Labsys Setaram использован для определения тем-

ператур солидуса и ликвидуса. Гомогенизационный отжиг проводили при 575°C в течение 1, 3 и 6 ч. После отжига 575°C, 3 ч сплав закаливали и проводили старение в интервале температур 150–210°C. Микроструктурные исследования и идентификацию фаз проводили на световом микроскопе (СМ) Zeiss, сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) TESCAN VEGA 3LMH и рентгеновском дифрактометре Bruker D8 Advance. Твердость измеряли стандартным методом Виккерса (HV) при нагрузке 5 кг. Испытания на растяжение при комнатной и повышенных температурах проводили на универсальной испытательной машине Zwick/Roll Z250. Испытания на определении предела длительной 100-часовой прочности при 250°C проводили на испытательной машине Instron M3. Испытания на сжатие при комнатной и повышенной температурах проводили на комплексе Gleeble-3800.

#### РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТОВ И ОБСУЖДЕНИЕ

ПГ исследуемых сплавов по карандашной пробе составляет 12–14 мм. При заливке в кокиль при комнатной температуре трещины обнаруживали на участках рабочей части диаметром 10 и 12 мм, при заливке в кокиль предварительно подогретый до 250°C – только на участке диаметром 10 мм. Близкий уровень литейных свойств имеют медистые силумины [4, 5]. Интервал кристаллизации исследуемых сплавов составляет примерно 50°C (ДСК-кривые на рис. 1), что примерно на 20°C больше чем в тех же сплавах без магния [11–13, 32–36]. Добавка магния снижает температуру солидуса до 585°C, что примерно на 40°C ниже, чем в сплавах без него. Плотность сплавов AlCuYMg и AlCuErMg составляет 2.83 и 2.89 г/см<sup>3</sup> соответ-

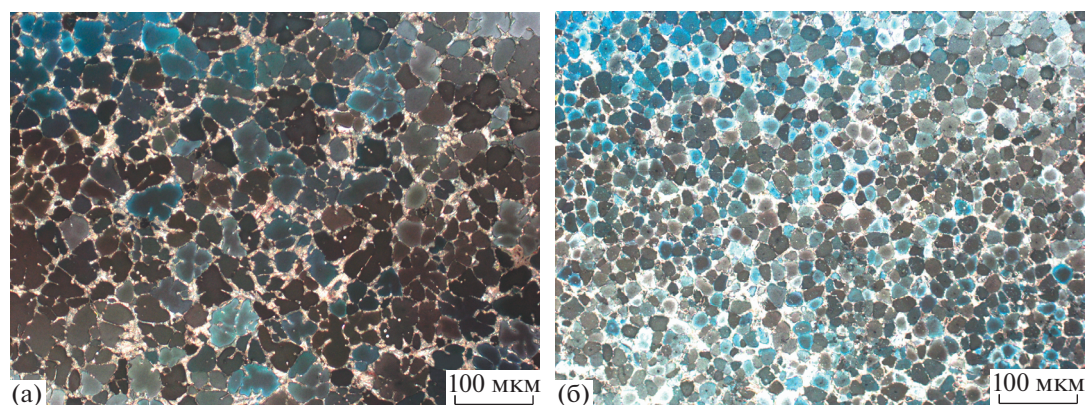


Рис. 2. Зеренная структура литых сплавов AlCuYMg (а) и AlCuErMg (б) (СМ).

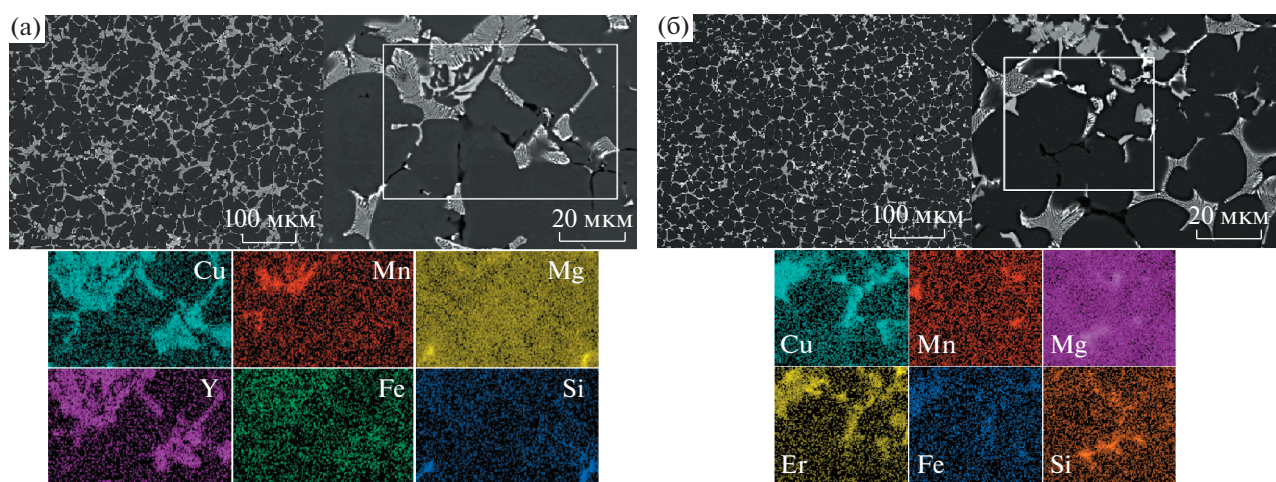


Рис. 3. Микроструктура литых сплавов и распределение легирующих элементов между фазами в выделенной области (белый прямоугольник) в сплавах AlCuYMg (а) и AlCuErMg (б) (СЭМ).

ственно, что связано с наличием более тяжелого эрбия в сплаве AlCuErMg.

Рисунок 2 иллюстрирует зеренную структуру литых сплавов. Модифицированные титаном сплавы имеют более мелкое зерно в сравнение со сплавами без добавок [32, 33]. К примеру, в сплаве Al–Cu–Y–Zr размер зерна составляет примерно 190 мкм [32], а в исследованном в настоящей работе сплаве AlCuYMg с 0.15% Ti—40 мкм. В сплаве же с эрбием AlCuErMg размер зерна еще меньше и составляет 25 мкм, что подтверждает эффективную модифицирующую способность добавки Ti.

Согласно анализу фазового состава посредством СЭМ (рис. 2) и рентгенограммам (рис. 3), в слитках сплавов присутствуют фазы  $Al_8Cu_4Y$ ,  $(Al,Cu)_{11}Y_3$ , AlCu,  $Al_8Cu_4Er$  и  $Al_3Er$ , а также четверные фазы  $(Al,Cu,Y,Mn)$  и  $(Al,Cu,Er,Mn)$ , идентифицированные как  $Al_{25}Cu_4Mn_2Er$  [34] и  $Al_{25}Cu_4Mn_2Y$  [35]. Железо растворяется в фазах кристаллизационного происхождения (карты

распределения легирующих элементов на рис. 3). Кремний с магнием образуют фазу, которая по морфологии и контрасту соответствует  $Mg_2Si$ . Ввиду большого количества фаз в сплаве, малой доли  $Mg_2Si$  в структуре, выявить ее пики на рентгенограмме не удалось (рис. 4). Помимо образования фазы  $Mg_2Si$ , магний не оказал влияния на фазовый состав сплавов. На рис. 4 приведены для сравнения рентгенограммы сплавов без магния.

Слитки сплавов отжигали при температуре 575°C (на 10°C ниже солидуса (рис. 1)) перед закалкой в течение 1, 3 и 6 ч. В литом состоянии концентрация меди в твердом растворе составляет 1.1%, магния — 0.6%, циркония, иттрия — по 0.2–0.3%, марганца — 0.8%. В процессе гомогенизационного отжига перед закалкой происходит растворение неравновесного избытка фаз кристаллизационного происхождения. Фаза  $Mg_2Si$  практически полностью растворяется после 1 ч отжига. Полное насыщение твердого раствора медью и



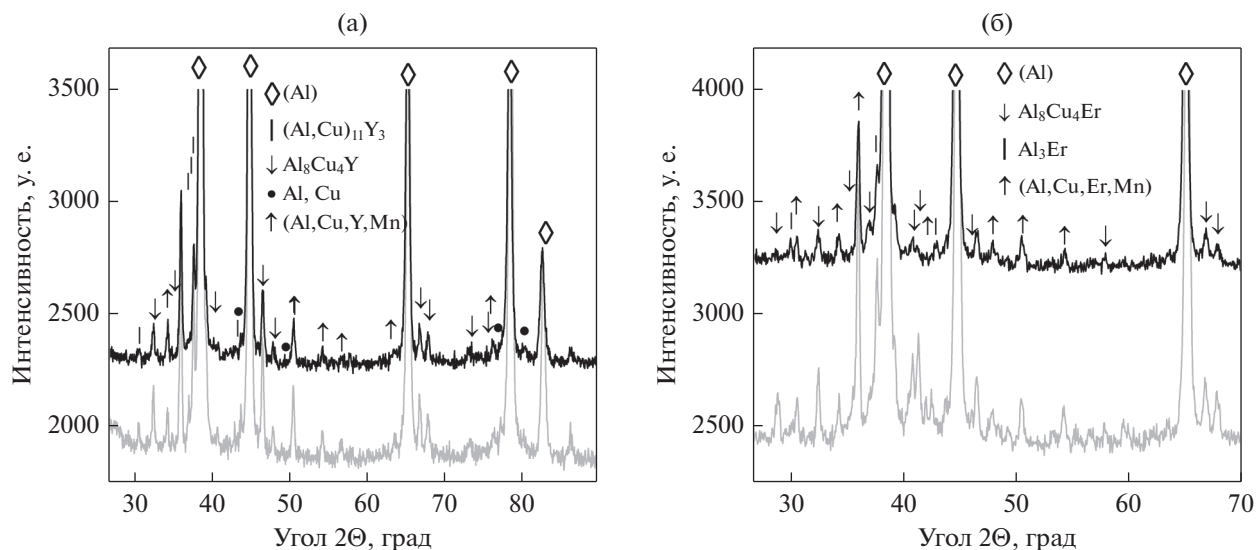


Рис. 4. Рентгеновские дифрактограммы сплавов AlCuYMg (а) и AlCuErMg (б) (черные линии) в сравнение со сплавами без магния (серые линии).

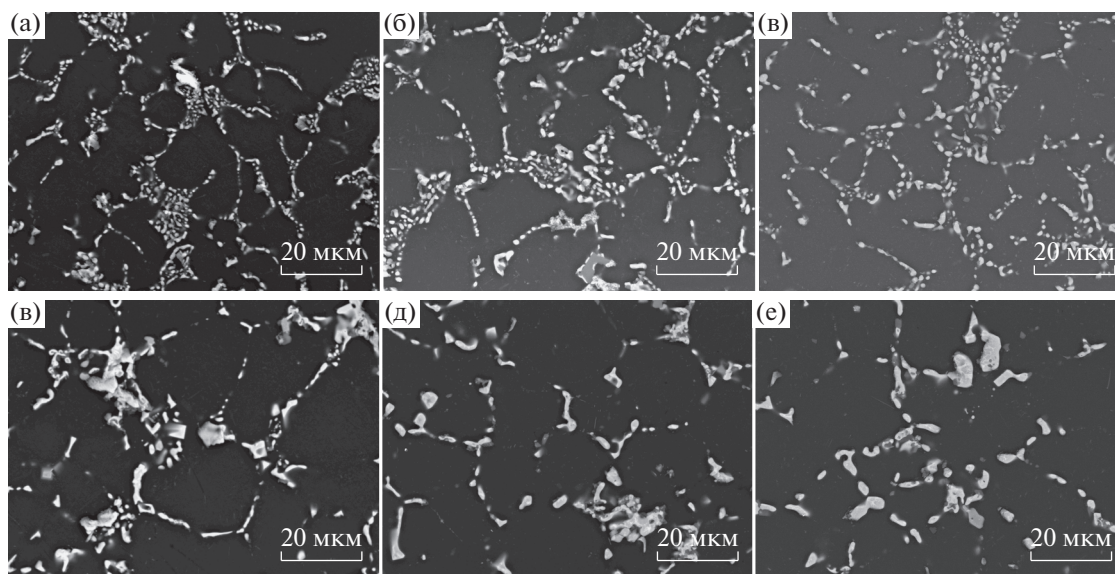


Рис. 5. Микроструктуры сплавов AlCuYMg (а–в) и AlCuErMg (г–е) после отжига при 575°C в течение 1 (а, г), 3 (б, д) и 6 (в, е) ч (СЭМ).

магнием происходит после 3 ч отжига, а после 6 ч состав твердого раствора не изменяется. В результате после трех часов гомогенизации в твердом растворе находится примерно 2.1–2.2Cu и 1–1.1Mg, концентрация остальных добавок не изменяется. В процессе отжига также происходит фрагментация и сфероидизация фаз кристаллизационного происхождения. При этом увеличение времени отжига с 1 до 6 ч не приводит к существенному росту частиц. Параллельно с процессами гомогенизации происходят процессы гетерогенизации. Как показано в работах [34, 35], в процессе вы-

сокотемпературной гомогенизации образуются дисперсоиды фаз  $Al_3(Zr,Er)$  и  $Al_3(Zr,Y)$  в сплавах без магния AlCuEr [33] и AlCuY [34] соответственно, а также фаза  $Al_{20}Cu_2Mn_3$ . В теле зерна на изображениях микроструктур на рис. 5 можно увидеть дисперсные светлые включения, которые соответствуют описанным фазам.

После трех часов гомогенизации при 575°C сплавы были закалены и состарены при 150, 180 и 210°C. Зависимости твердости от времени старения представлены на рис. 6. Вне зависимости от

**Таблица 1.** Характеристики механических свойств по результатам испытаний на растяжение

Сплав	20°C			200°C			250°C		
	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %
AlCuYMg	306 ± 1	322 ± 2	0.4 ± 0.1	250 ± 8	280 ± 20	3 ± 1	215 ± 5	244 ± 3	5.5 ± 1.5
AlCuErMg	303 ± 2	319 ± 4	0.4 ± 0.1	246 ± 8	280 ± 20	3 ± 1	209 ± 4	235 ± 5	4 ± 2

температуры старения сплавы показывают существенный упрочняющий эффект – твердость увеличивается с 80–85 HV до 120–133 HV. Несколько больший упрочняющий эффект происходит в результате старения при 210°C. Упрочнение в процессе старения происходит за счет выделения метастабильной фазы  $S$  ( $Al_2CuMg$ ). Твердый раствор в исследуемых сплавах по меди и магнию близок к твердому раствору в жаропрочном деформируемом сплаве АК4-1 [38], в котором упрочнение при старении происходит за счет метастабильных выделений фазы  $S$ .

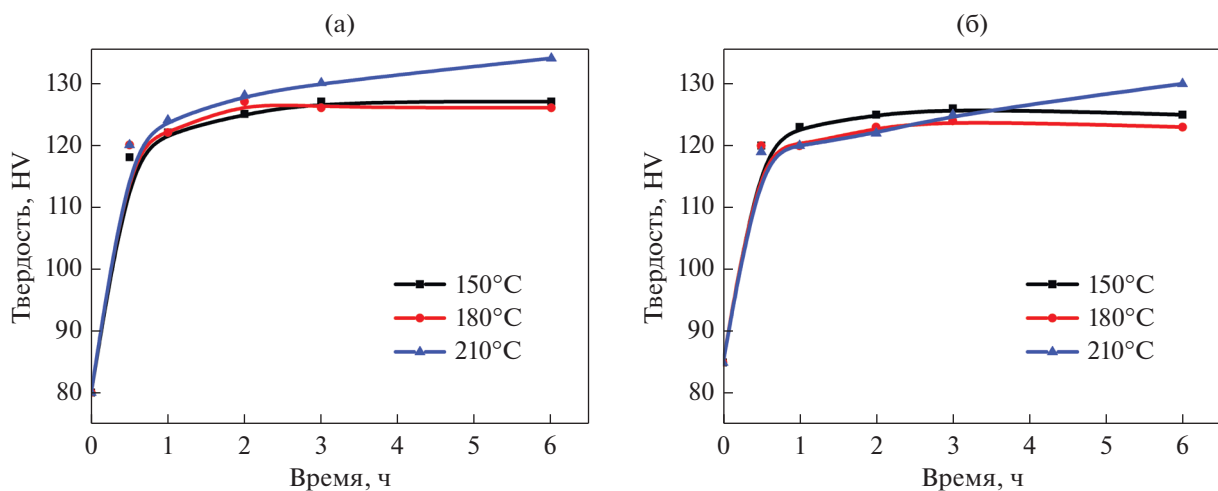
После старения, обеспечивающего максимальную твердость, при 210°C в течение 6 ч, были определены характеристики механических свойств по результатам испытаний на растяжение (табл. 1), сжатие (табл. 2) при комнатной и повышенных температурах. Оба сплава имеют предел текучести на растяжение при комнатной температуре равный 303–306 МПа при удлинении 0.4%. При повышении температуры испытания до 200 и 250°C предел текучести снижается до 246–250 и 209–2115 МПа, а удлинение возрастает до 3 и 4–5.5% соответственно. Для сравнения стандартный литый алюминиевый сплав АМ5 [1] имеет примерно такой же предел прочности 314–333 МПа, большее относительное удлинение 2–8% и показатель горячеломкости по карандашной пробе более 16 мм [4–6].

**Таблица 2.** Предел текучести на сжатие (в МПа) при повышенных температурах

Сплав	200°C	250°C	300°C
AlCuYMg	237 ± 12	223 ± 13	151 ± 7
AlCuErMg	243 ± 8	197 ± 10	160 ± 8

Предел текучести на сжатие при повышенных температурах (табл. 2) достаточно хорошо коррелирует с пределом текучести на растяжение (табл. 1). Предел текучести на сжатие при 300°C составляет 151–160 МПа, в то время как для большинства алюминиевых сплавов при повышении температуры выше 250°C предел текучести снижается ниже 100 МПа [39]. Для сравнения жаропрочные композиционные материалы на основе сплава Al–5Cu–0.8Mn, армированные карбидом бора, имеют меньший предел текучести на сжатие при 250°C равный 160 МПа [40].

Предел длительной прочности  $\sigma_{100}^{250°C}$  составляет 117–118 МПа. Для сравнения для сплава 201.0 на основе системы Al–Cu–Mg предел 100-часовой прочности при 260°C составляет 95 МПа [39]. Высокую жаропрочность обеспечивают достаточно легированный твердый раствор, наличие упрочняющих дисперсоидов фаз  $Al_3(Zr,Er)$ ,  $Al_3(Zr,Y)$ ,  $Al_{20}Cu_2Mn_3$  и фаз кристаллизационного происхождения  $Al_8Cu_4Y$ ,  $(Al,Cu)_{11}Y_3$ ,  $(Al,Cu,Y,Mn)$  и

**Рис. 6.** Зависимости твердости HV от времени старения сплавов AlCuYMg (а) и AlCuErMg (б).

$Al_8Cu_4Er$   $Al_3Er$ , (Al,Cu,Er,Mn) в сплавах AlCuYMg и AlCuErMg соответственно.

Исследована микроструктура и механические свойства новых жаропрочных литейных алюминиевых сплавов на основе систем Al–Cu–Y и Al–Cu–Er, дополнительно легированных цирконием, марганцем, титаном, магнием и содержащих примеси железа и кремния. Модифицирование титаном способствует уменьшению размера зерна со 190 до 40 мкм в сплаве с иттрием, а в сплаве с эрбием размер зерна составляет 25 мкм. ПГ исследуемых сплавов по карандашной пробе составляет 12–14 мм, что сопоставимо с уровнем литейных свойств силуминов, легированных медью и магнием. Сплавы упрочняются старением. Наибольший упрочняющий эффект достигнут после старения при 210°C, твердость составляет 130–133HV. Предел текучести на растяжение при комнатной температуре составляет 303–306 МПа при удлинении 0,4%. При повышении температуры испытания до 200 и 250°C предел текучести снижается до 246–250 и 209–215 МПа, а удлинение возрастает до 3 и 4–5.5% соответственно.

Предел длительной прочности  $\sigma_{100}^{250^\circ C}$  составляет 117–118 МПа. Высокую жаропрочность новым сплавам обеспечивают достаточно легированный твердый раствор, наличие упрочняющих дисперсидов фаз  $Al_3(Zr,Er)$ ,  $Al_3(Zr,Y)$ ,  $Al_{20}Cu_2Mn_3$  и фаз кристаллизационного происхождения  $Al_8Cu_4Y$ ,  $(Al,Cu)_{11}Y_3$ ,  $(Al,Cu,Y,Mn)$  и  $Al_8Cu_4Er$   $Al_3Er$ , (Al,Cu,Er,Mn).

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

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- ГОСТ 1583–93. Сплавы алюминиевые литейные ТУ–Минск: ИПК Изд-во стандартов, 2000.
- Золоторевский В.С., Белов Н.А. Металловедение литейных алюминиевых сплавов. М.: МИСиС, 2005. 376 с.
- Zolotarevsky V.S., Belov N.A., Glazoff M.V. Casting Aluminum Alloys, Alcoa Technical Center, Alcoa Center, PA, United States, 2007. 530 p.
- Новиков И.И. Горячеломкость цветных металлов и сплавов. М.: Наука, 1966. 299 с.
- 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.
- 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 // ФММ. 2012. Т. 113. № 11. С. 1111–1120.
- 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 // Изв. вузов. Цветная металлургия. 2020. № 1. С. 48–58.
- 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 // ФММ. 2020. Т. 121. № 2. С. 149–156.
- 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. V. 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. V. 55. P. 5473–5482.
- 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.
- 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 // ФММ. 2020. Т. 121. № 5. С. 528–534.
- Поздняков А.В., Барков Р.Ю., Сарсенбаев Ж., Хаммеес Е., Просвиряков А.С. Эволюция микроструктуры и механических свойств нового деформируемого сплава системы Al–Cu–Er // ФММ. 2019. Т. 120. № 6. С. 668–672.
- Белов Н.А., Наумова Е.А., Базлова Т.А., Алексеева Е.В. Структура, фазовый состав и упрочнение литейных алюминиевых сплавов системы Al–Ca–Mg–Sc // ФММ. 2016. Т. 117. № 2. С. 208–215.
- Поздняков А.В., Осипенкова А.А., Попов Д.А., Махов С.В., Напалков В.И. Влияние малых добавок Y, Sm, Gd, Hf и Er на структуру и твердость сплава Al–0.2% Zr–0.1% Sc. Металловедение и термическая обработка металлов // МИТОМ. 2016. Т. 58. № 9. С. 25–30.
- 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.
- НАО H.L., Ni D.R., Zhang Z., Wang D., Xiao B.L., Ma Z.Y. Microstructure and mechanical properties of Al–Mg–Er sheets jointed by friction stir welding // Mater. and Des. 2013. V. 52. P. 706–712.
- Барков Р.Ю., Просвиряков А.С., Хомутов М.Г., Поздняков А.В. Влияние содержания Zr и Er на структуру и свойства сплава Al–5Si–1.3Cu–0.5Mg // ФММ. 2021. Т. 122. № 6. С. 658–664.
- Pozdniakov A.V., Barkov R.Yu., Prosviryakov A.S., Churyumov A.Yu., Golovin I.S., Zolotarevskiy V.S. Effect of Zr on the microstructure, recrystallization behavior, mechanical properties and electrical conductivity of the novel Al–Er–Y alloy // J. All. Comp. 2018. V. 765. P. 1–6.
- Pozdniakov A.V., Barkov R.Yu. Microstructure and mechanical properties of novel Al–Y–Sc alloys with high thermal stability and electrical conductivity // J. Mater. Sci. & Techn. 2020. V. 36. P. 1–6.
- 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.

22. *Wen S.P., Gao K.Y., Li Y., Huang H., Nie Z.R.* Synergetic effect of Er and Zr on the precipitation hardening of Al–Er–Zr alloy // *Scr. Mater.* 2011. V. 65. P. 592–595.
23. *Wen S.P., Gao K.Y., Huang H., Wang W., Nie Z.R.* Precipitation evolution in Al–Er–Zr alloys during aging at elevated temperature // *J. Alloys Compd.* 2013. V. 574. P. 92–97.
24. *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.
25. *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.
26. *Song M., Du K., Huang Z.Y., Huang H., Nie Z.R., Ye H.Q.* Deformation-induced dissolution and growth of precipitates in an Al–Mg–Er alloy during high-cycle fatigue // *Acta Mater.* 2014. V. 81. P. 409–419.
27. *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. and Comp.* 2016. V. 687. P. 143–151.
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. Letters.* 2018. V. 217. P. 135–138.
29. *Барков Р.Ю., Мочуговский А.Г., Хомутов М.Г., Поздняков А.В.* Влияние малых добавок Zr и Er на фазовый состав и механические свойства сплава Al–5Si–1.3Cu–0.5Mg // *ФММ.* 2021. Т. 122. № 2. С. 173–180.
30. *Li M., Wang H., Wei Z., Zhu Z.* The effect of Y on the hot-tearing resistance of Al–5 wt % Cu based alloy // *Mat. and Des.* 2010. V. 31. P. 2483–2487.
31. *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. of All. and Comp.* 2011. V. 509. P. 3822–3831.
32. *Pozdniakov A.V., Barkov R.Yu., Amer S.M., Levchenko V.S., Kotov A.D., Mikhaylovskaya A.V.* Microstructure, mechanical properties and superplasticity of the Al–Cu–Y–Zr alloy // *Mater. Sci. Eng. A.* 2019. V. 758. P. 28–35.
33. *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.
34. *Amer S.M., Yakovtseva O.A., Loginova I.S., Medvedeva S.V., Prosviryakov A.S., Bazlov A.I., Barkov R.Yu., Pozdniakov A.V.* The Phase Composition and Mechanical Properties of the Novel Precipitation-Strengthening Al–Cu–Er–Mn–Zr Alloy // *Appl. Sci.* 2020. V. 10. № 15. P. 5345–5353.
35. *Амер С.М., Барков Р.Ю., Поздняков А.В.* Влияние Mn на фазовый состав и свойства сплава Al–Cu–Y–Zr // *ФММ.* 2020. Т. 121. № 12. С. 1331–1337.
36. *Амер С.М., Барков Р.Ю., Поздняков А.В.* Влияние примесей на фазовый состав и свойства деформируемого сплава Al–6% Cu–4.05% Er // *ФММ.* 2020. Т. 121. № 5. С. 550–554.
37. *Амер С.М., Барков Р.Ю., Поздняков А.В.* Влияние примесей железа и кремния на фазовый состав и механические свойства сплава Al–6.3Cu–3.2Y // *ФММ.* 2020. Т. 121. № 10. С. 1095–1100.
38. ГОСТ 4784–2019. Алюминий и сплавы алюминиевые деформируемые. Марки: ИПК Изд-во стандартов, 2019.
39. *ASM HANDBOOK.* Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials. V. 2. The Materials Information Company, 2010.
40. *Lotfy A., Pozdniakov A.V., Zolotarevskiy V.S., Mohamed E., Abou El-Khair M.T., Daoud A., Fairouz F.* Microstructure, compression and creep properties of Al–5% Cu–0.8Mn/5% B<sub>4</sub>C composites // *Mater. Res. Exp.* 2019. V. 6. P. 095530.