

**ПРОЧНОСТЬ  
И ПЛАСТИЧНОСТЬ**

УДК 669.295:539.389.2

**ВЛИЯНИЕ Mn НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СВОЙСТВА  
СПЛАВА Al–Cu–Y–Zr**

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

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

\*e-mail: pozdnyakov@isis.ru

Поступила в редакцию 03.08.2020 г.

После доработки 11.08.2020 г.

Принята к публикации 18.08.2020 г.

Исследовано влияние марганца на микроструктуру, фазовый состав и механические свойства термически упрочняемого деформируемого сплава Al–5.5Cu–2.0Y–0.3Zr. В литой структуре сплава идентифицирована четверная фаза на основе алюминия с соотношением Cu/Mn/Y равным 4/2/1, которой предположительно соответствует химическое соединение Al<sub>25</sub>Cu<sub>4</sub>Mn<sub>2</sub>Y. Максимальное упрочнение в процессе старения слитка после закалки достигнуто через 5 ч отжига при 210°C. В процессе термической обработки в сплаве образуется 3 типа выделений. Выделения фаз Al<sub>20</sub>Cu<sub>2</sub>Mn<sub>3</sub> и Al<sub>3</sub>(Zr,Y) образуются в процессе гомогенизации при температуре 605°C. Частицы фазы Al<sub>3</sub>(Zr,Y) имеют размер 30–50 нм, а фазы Al<sub>20</sub>Cu<sub>2</sub>Mn<sub>3</sub> – 200–250 нм в длину и 150–200 нм в ширину. Диаметр дискообразных выделений метастабильной фазы θ' (Al<sub>2</sub>Cu), образованной при старении, составляет 80–200 нм при толщине около 5 нм. После прокатки и отжига в течение 1 и 2 ч наблюдается максимум твердости при температуре 150°C, связанный с тем, что старение превалирует над разупрочнением, которое сдерживают дисперсоиды фаз Al<sub>20</sub>Cu<sub>2</sub>Mn<sub>3</sub> и Al<sub>3</sub>(Zr,Y) и достаточно дисперсные частицы фаз Al<sub>8</sub>Cu<sub>4</sub>Y и (Al,Cu)<sub>11</sub>Y<sub>3</sub> кристаллизационного происхождения. При 210°C разупрочнение деформированного сплава перекрывает эффект от старения, и твердость незначительно снижается. Добавка марганца позволяет сохранить существенно более высокий уровень твердости в исследуемом сплаве при температурах отжига вплоть до 550°C и повысить температуру начала рекристаллизации до 350–400°C. По результатам испытаний на одноосное растяжение исследуемый сплав демонстрирует высокий уровень характеристик механических свойств после отжига прокатанных листов при 150°C: σ<sub>0,2</sub> = 330–334 МПа, σ<sub>в</sub> = 374 МПа при δ = 3.6–5.5%.

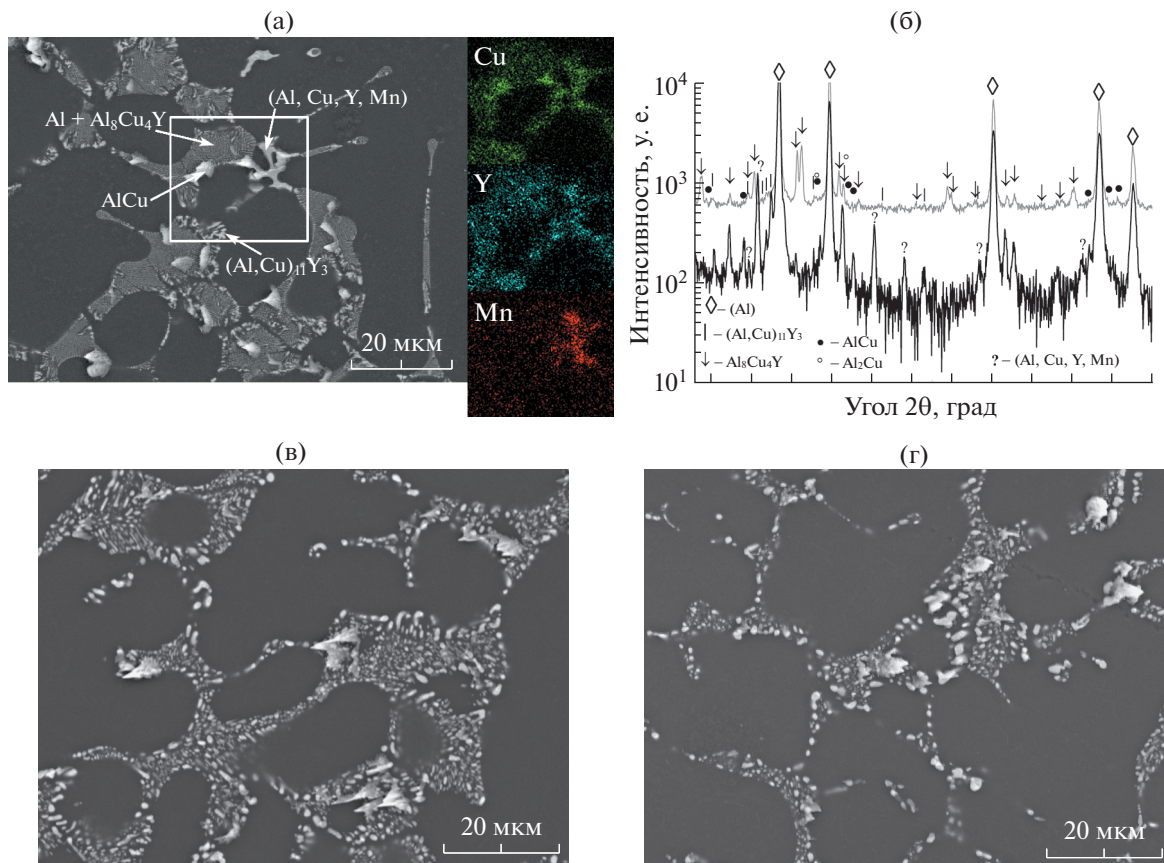
*Ключевые слова:* алюминиевые сплавы, редкоземельные металлы, иттрий, дисперсоиды, микроструктура, термическая обработка, твердость, прочность

DOI: 10.31857/S0015323020120025

**ВВЕДЕНИЕ**

Литейные и деформируемые сплавы на основе системы Al–Cu отличаются высокими характеристиками механических свойств и самой низкой среди всех алюминиевых сплавов технологичностью при литье [1–6]. Составы практически всех промышленных сплавов на основе системы Al–Cu соответствуют области твердых растворов на диаграмме состояния [1–3], в результате они имеют матричный тип структуры и высокую склонность к образованию трещин кристаллизационного происхождения [3–6]. Легирование алюминиевомедных сплавов эвтектикообразующими элементами позволяет сформировать сложную многофазную структуру и повысить литейные и прочностные характеристики [5, 6]. Малые добавки редкоземельных металлов (РЗМ) позволяют улучшить механические и технологические свойства [7–16]. Упрочнение при этом до-

стигается в основном за счет выделения в процессе гомогенизации слитков дисперсоидов L<sub>12</sub>-фазы Al<sub>3</sub>M [10–16]. Снижения горячеломкости можно добиться за счет модифицирования зеренной структуры [14, 16, 17]. С другой стороны, квазибинарные сплавы некоторых тройных систем Al–Cu–РЗМ, в частности с Се [18, 19], Y [20, 21] и Er [21–23], представляют большой интерес благодаря узкому интервалу кристаллизации и высокой термической стабильности фаз кристаллизационного происхождения. Легирование цирконием тройных сплавов систем Al–Cu–Y и Al–Cu–Er позволяет существенно повысить характеристики механических свойств прокатанных листов за счет выделения дисперсоидов Al<sub>3</sub>(Zr,Y) [24] и Al<sub>3</sub>(Zr,Er) [25]. Настоящее исследование направлено на определение влияния добавки марганца на микроструктуру, фазовый состав и механические свойства сплава Al–5.5Cu–2.0Y–0.3Zr.



**Рис. 1.** Микроструктура (а, в, г) (СЭМ) и рентгенограмма (серая линия – тот же сплав без марганца) (б) исследуемого сплава: а, б – литое состояние (на изображении а показано распределение легирующих элементов между фазами в белом прямоугольнике); в – отжиг при 605°C в течение 1 ч; г – отжиг при 605°C в течение 3 ч.

## МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТОВ

Сплав Al–5.5Cu–2.0Y–0.8Mn–0.3Zr (мас. %) выплавлен в печи сопротивления из чистого алюминия А99 и лигатур Al–51.7Cu, Al–10Y, Al–10Mn, Al–5Zr при температуре 750°C и разлит в медную водоохлаждаемую изложницу с размером внутренней полости 20 × 40 × 120 мм. Дифференциальный сканирующий калориметр (ДСК) Lab-sys Setaram использован для определения температуры солидуса. Гомогенизационный отжиг проводили при 605°C в течение 1 и 3 ч. После отжига 605°C, 1 ч сплав закачивали и проводили старение в интервале температур 150–225°C. Слиток после закалки был прокатан до толщины 10 мм при температуре 440°C и до 1 мм при комнатной температуре. После прокатки сплав отжигали при 150–550°C в течение 1–10 ч. Микроструктурные исследования и идентификацию фаз проводили на световом микроскопе (СМ) Zeiss, сканирующем (СЭМ) TESCAN VEGA 3LMН, просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ) JEM 2100 и рентгеновском дифрактометре Bruker D8 Advance. Твердость измеряли стандартным методом Виккерса (*HV*) при нагрузке 5 кг. Испытания на рас-

тяжение проводили на универсальной испытательной машине Zwick/Roll Z250.

## РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТОВ И ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1 представлена микроструктура и фазовый состав исследуемого сплава в литом и термообработанном состоянии. В литой структуре (согласно СЭМ и рентгенограммы) помимо алюминиевого твердого раствора (Al) присутствует дисперсная эвтектика ((Al) + Al<sub>8</sub>Cu<sub>4</sub>Y), фазы (Al,Cu)<sub>11</sub>Y<sub>3</sub> и AlCu, расположенные на границах дендритных ячеек (Al) (рис. 1а, 1б). Также согласно результатам рентгеновского анализа в сплаве присутствует небольшое количество фазы Al<sub>2</sub>Cu (рис. 1б). На основании распределения легирующих элементов между фазами (белый прямоугольник на рис. 1а) в сплаве выявлена четверная фаза, обогащенная медью, марганцем и иттрием (рис. 1а), а на рентгенограмме (рис. 1б) присутствует несколько неидентифицированных пиков обозначенных знаком “?”. Точечный анализ в СЭМ показывает, что атомное соотношение

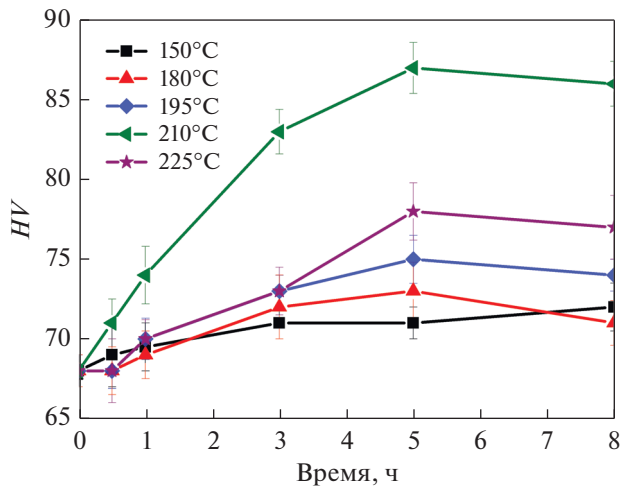


Рис. 2. Зависимости  $HV$  закаленного сплава от времени старения в интервале температур 150–225°C.

Cu/Mn/Y в этой фазе равно 4/2/1. Химическое соединение  $Al_{25}Cu_4Mn_2Y$  может соответствовать найденной четверной фазе. Практически такая же фаза, но содержащая эрбий обнаружена в сплаве системы Al–Cu–Er–Mn–Zr [26]. Морфология четверной фазы напоминает “китайский шрифт”, свойственный эвтектической фазе  $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$  [3, 5, 6]. Примерно 1.6% Cu, 0.7% Mn, 0.3% Zr и 0.1–0.2% Y растворено в (Al) после кристаллизации. Согласно данным ДСК-анализа температура солидуса сплава составляет 613°C. На рис. 1в, 1г представлены микроstructures сплава после 1 и 3 ч отжига при 605°C. В процессе гомогенизации перед закалкой при температуре 605°C происходит фрагментация, сфероидизация и рост эвтектической фазы  $Al_8Cu_4Y$ . В результате растворение неравновесного избытка медьсодержащих фаз концентрация меди в твердом растворе повышается до 2.5% после 1 ч отжига и не изменяется с увеличением времени до 3 ч. После 1 ч отжига произведена закалка сплава с температуры

605°C и последующее старение в интервале температур 150–225°C.

На рис. 2 представлены зависимости  $HV$  от времени старения. Увеличение температуры старения со 150 до 210°C приводит к повышению упрочняющего эффекта, а максимальное упрочнение достигнуто после 5 ч отжига при 210°C.

Повышение температуры отжига до 225°C приводит к перестариванию, однако твердость при этом выше чем после отжига при более низких температурах (рис. 2).

На рис. 3 представлена тонкая структура исследуемого сплава в состаренном при 210°C после закалки состоянии. В структуре найдено 3 типа выделений. Выделения фаз  $Al_{20}Cu_2Mn_3$  и  $Al_3(Zr,Y)$  образуются в процессе гомогенизации при температуре 605°C. Округлые выделения дисперсоидов фазы  $Al_3(Zr,Y)$  имеют размер 30–50 нм. Такие же выделения, но несколько меньшего размера, были выявлены в сплаве Al–Cu–Y–Zr после отжига при 590°C [24]. Фаза  $Al_{20}Cu_2Mn_3$  имеет размер 200–250 нм в длину и 150–200 нм в ширину. Внутри выделений фазы  $Al_{20}Cu_2Mn_3$  выявлены двойниковые границы и муаровый эффект (правое изображение на рис. 3), свойственный марганцовистым выделениям в алюминиевых сплавах [27–29]. Дискообразные выделения метастабильной фазы  $\theta''(Al_2Cu)$ , образованные при старении, имеют диаметр 80–200 нм при толщине около 5 нм.

Закаленный от 605°C после часовой выдержки слиток был прокатан до 1 мм листа. На рис. 4 представлены зависимости твердости  $HV$  от температуры и времени отжига. В процессе отжига при низких температурах (до 250°C) в сплаве протекают два конкурирующих процесса. Процесс разупрочнения, связанный с уменьшением концентрации дефектов и полигонизацией, конкурирует с процессом упрочнения, обусловленным выделением метастабильной фазы  $\theta''(Al_2Cu)$  или старением. При температуре 150°C наблюдается пик твердости после 1 и 2 ч отжига (см. рис. 4б). В дан-

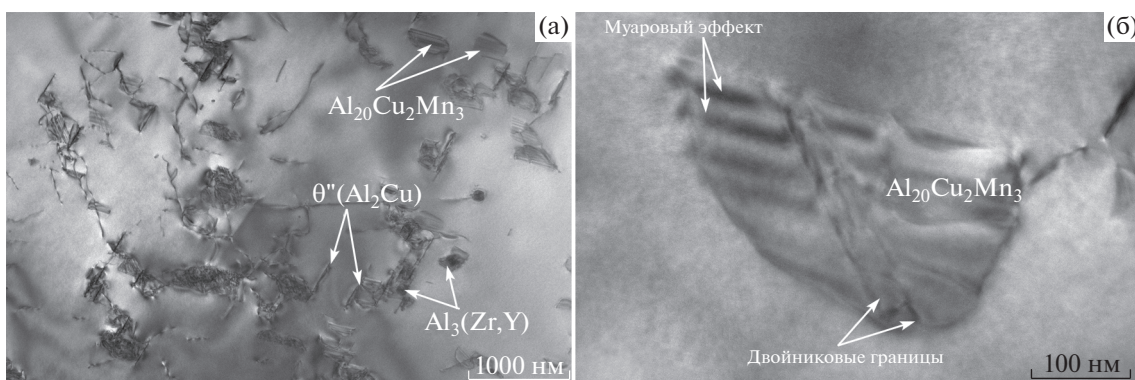


Рис. 3. Микроstructure исследуемого сплава после 1 ч выдержки при 605°C и 5 ч старения при 210°C (ПЭМ).

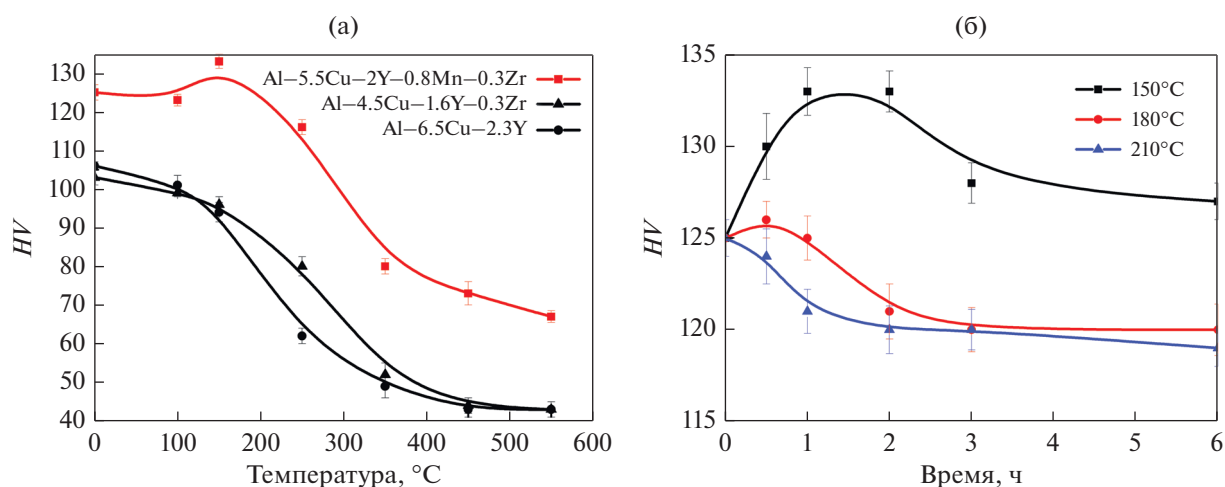


Рис. 4. Зависимость твердости деформированного сплава от температуры отжига в течение 1 ч (а) и времени отжига при 100, 180 и 210°C (б).

ном случае процесс старения превалирует над разупрочнением, которое в свою очередь, сдерживают дисперсоиды фаз  $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$  и  $\text{Al}_3(\text{Zr}, \text{Y})$  и достаточно дисперсные частицы фаз  $\text{Al}_8\text{Cu}_4\text{Y}$  и  $(\text{Al}, \text{Cu})_{11}\text{Y}_3$  кристаллизационного происхождения. С повышением температуры отжига до 180°C обнаруживается уже слабый максимум твердости при меньших временах отжига, а при 210°C разупрочнение перекрывает эффект от старения (см. рис. 4б). На рис. 4а для сравнения приведены аналогичные зависимости твердости от температуры отжига для сплавов  $\text{Al}-6.5\text{Cu}-2.3\text{Y}$  [21] и  $\text{Al}-4.5\text{Cu}-1.6\text{Y}-0.3\text{Zr}$  [24]. Можно отметить, что добавка марганца позволяет сохранить существенно более высокий уровень твердости в исследуемом сплаве при температурах отжига вплоть до

550°C. Рекристаллизация в исследуемом сплаве начинается в интервале температур 350–400°C (рис. 5а, 5б). При 400°C наблюдается частично рекристаллизованная структура (см. рис. 5б), для сравнения в сплаве  $\text{Al}-4.5\text{Cu}-1.6\text{Y}-0.3\text{Zr}$  без добавки марганца после отжига при 350°C структура была полностью рекристаллизована. С увеличением температуры отжига размер зерна незначительно увеличивается и составляет в среднем 11 мкм после отжига при 550°C.

Результаты испытаний на одноосное растяжение представлены в табл. 1. В деформированном состоянии условный предел текучести составляет 346 МПа при удлинении 2.4%. В процессе отжига при 150°C происходит незначительное снижение  $\sigma_{0.2}$  менее, чем на 15 МПа, удлинение при этом

Таблица 1. Характеристики механических свойств после испытаний на одноосное растяжение в деформированном и отожженном состояниях

Состояние	$\sigma_{0.2}$ , МПа	$\sigma_b$ , МПа	$\delta$ , %
Деформированное	$346 \pm 2$	$378 \pm 3$	$2.4 \pm 0.1$
Отжиг при 150°C в течение 2 ч	$330 \pm 4$	$374 \pm 4$	$3.9 \pm 0.1$
Отжиг при 150°C в течение 6 ч	$334 \pm 1$	$374 \pm 1$	$3.6 \pm 0.5$
Отжиг при 150°C в течение 10 ч	$333 \pm 2$	$375 \pm 1$	$5.5 \pm 0.3$
Отжиг при 180°C в течение 3 ч	$310 \pm 10$	$357 \pm 8$	$5.2 \pm 0.3$
Отжиг при 180°C в течение 6 ч	$321 \pm 2$	$365 \pm 1$	$4.4 \pm 0.8$
Отжиг при 180°C в течение 10 ч	$317 \pm 3$	$362 \pm 1$	$4.9 \pm 0.3$
Отжиг при 210°C в течение 1 ч	$313 \pm 1$	$361 \pm 2$	$5.1 \pm 0.5$
Отжиг при 210°C в течение 6 ч	$308 \pm 2$	$354 \pm 1$	$4.0 \pm 0.3$
Отжиг при 210°C в течение 10 ч	$311 \pm 2$	$354 \pm 1$	$5.5 \pm 0.5$

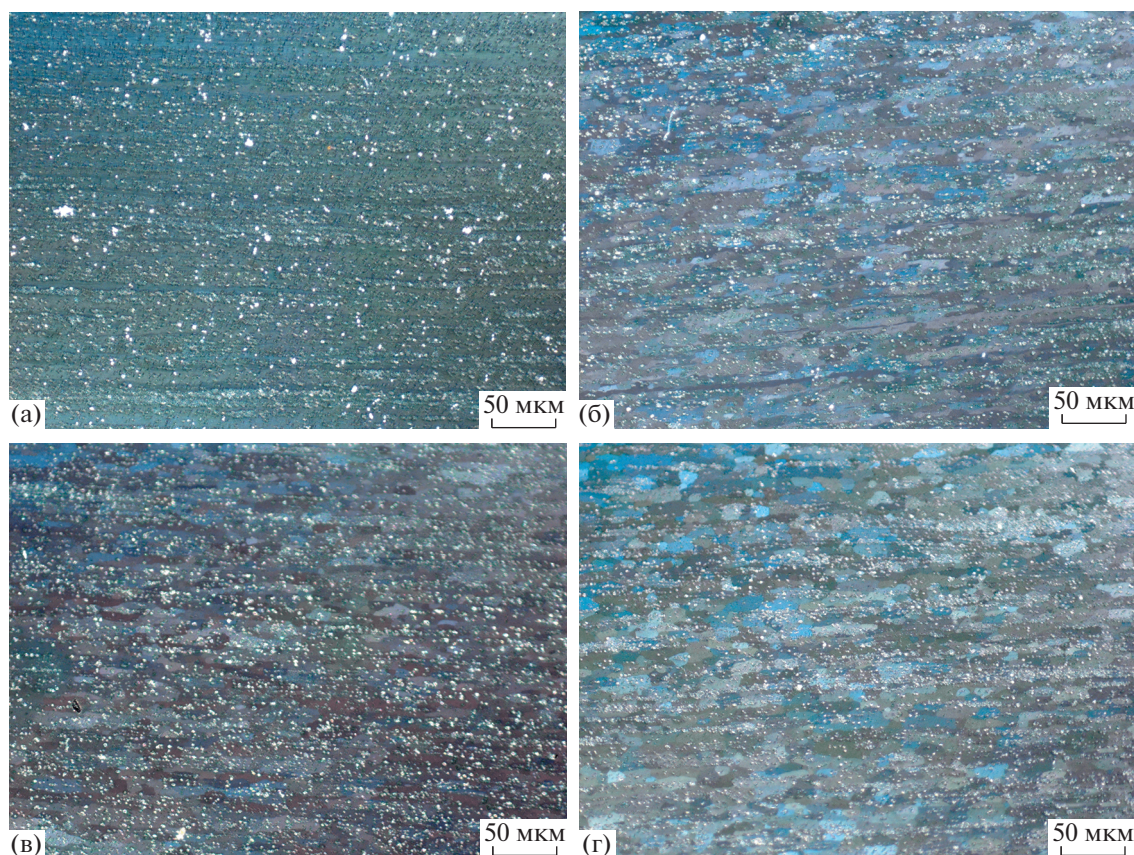


Рис. 5. Зеренная структура исследуемого сплава после прокатки и последующего отжига при 350, 400, 450 и 550°C в течение 1 ч.

возрастает более, чем вдвое. При увеличении температуры отжига до 210°C предел текучести снижается до 308–313 МПа. При этом стоит отметить, что при времени отжига до 10 ч  $\sigma_{0,2}$  практически не изменяется, оставаясь на уровне, полученном после одночасового отжига. Для сравнения сплав близкого состава без марганца Al–4.5Cu–1.6Y–0.3Zr имеет  $\sigma_{0,2} = 270$  МПа после отжига при 150°C [24]. Согласно ГОСТ в листах из сплава Д16 системы Al–Cu–Mg предел текучести составляет 230–360 МПа [30]. А в отожженных магналиях условный предел текучести составляет 260–409 МПа [31, 32].

### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Исследовано влияние марганца на микроструктуру, фазовый состав и механические свойства термически упрочняемого деформируемого сплава Al–5.5Cu–2.0Y–0.3Zr. В литой структуре сплава выявлена четверная фаза, обогащенная медью, марганцем и иттрием с соотношением Cu/Mn/Y равным 4/2/1, которой предположи-

тельно соответствует химическое соединение  $\text{Al}_{25}\text{Cu}_4\text{Mn}_2\text{Y}$ .

После закалки старение в интервале температур от 150 до 225°C показывает максимальное упрочнение после 5 ч отжига при 210°C. В процессе отжига перед закалкой и старения в сплаве выделяются 3 типа дисперсоидов. Выделения фаз  $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$  и  $\text{Al}_3(\text{Zr}, \text{Y})$  образуются в процессе гомогенизации при температуре 605°C. Округлые выделения дисперсоидов фазы  $\text{Al}_3(\text{Zr}, \text{Y})$  имеют размер 30–50 нм. Фаза  $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$  имеет размер 200–250 нм в длину и 150–200 нм в ширину. Дiskoобразные выделения метастабильной фазы  $\theta''(\text{Al}_2\text{Cu})$ , образованные при старении, имеют диаметр 80–200 нм при толщине около 5 нм.

Отжиг прокатанных листов в течение 1 и 2 ч при температуре 150°C приводит к росту твердости, т.е. старение превалирует над разупрочнением, которое сдерживают дисперсоиды фаз  $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$  и  $\text{Al}_3(\text{Zr}, \text{Y})$  и достаточно дисперсные частицы фаз  $\text{Al}_8\text{Cu}_4\text{Y}$  и  $(\text{Al}, \text{Cu})_{11}\text{Y}_3$  кристаллизационного происхождения. При 210°C разупрочнение перекрывает эффект от старения, и твердость не-

значительно снижается. Добавка марганца позволяет сохранить существенно более высокий уровень твердости в исследуемом сплаве при температурах отжига вплоть до 550°C и повысить температуру начала рекристаллизации до 350–400°C. По результатам испытаний на одноосное растяжение исследуемый сплав демонстрирует высокий уровень характеристик механических свойств после отжига прокатанных листов при 150°C:  $\sigma_{0.2} = 330$ –334 МПа,  $\sigma_B = 374$  МПа при  $\delta = 3.6$ –5.5%.

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.
- ГОСТ 4784–2019. Алюминий и сплавы алюминиевые деформируемые. Марки: ИПК Изд-во стандартов, 2019
- 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., Pozdnyakov 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.
- Zolotarevskiy V.S., Pozdnyakov A.V., Churyumov A.Yu. Search for promising compositions for developing new multiphase casting alloys based on Al–Cu–Mg matrix using thermodynamic calculations and mathematic simulation // Phys. Met. Metall. 2012. V. 113. № 11. P. 1052–1060.
- Pozdnyakov A.V., Osipenkova A.A., Popov D.A., Makhov S.V., Napalkov V.I. Effect of Low Additions of Y, Sm, Gd, Hf and Er on the Structure and Hardness of Alloy Al–0.2% Zr–0.1% Sc // Met. Sci. Heat Treat. 2017. V. 58. № 9–10. P. 537–542.
- Pozdnyakov A.V., Aytmagambetov A.A., Makhov S.V., Napalkov V.I. Effect of impurities of Fe and Si on the structure and strengthening upon annealing of the Al–0.2% Zr–0.1% Sc alloys with and without Y additive // Phys. Met. Metall. 2017. V. 118. № 5. P. 479–484.
- Pozdnyakov A.V., Barkov R.Yu. Effect of impurities on the phase composition and properties of a new alloy of the Al–Y–Er–Zr–Sc system // Metallurgist 2019. V. 63. № 1–2. P. 79–86.
- Pozdnyakov 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. Alloys Compd. 2018. V. 765. P. 1–6.
- Pozdnyakov 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. Technol. 2020. V. 36. P. 1–6.
- Pozdnyakov A.V., Yarasu V., Barkov R.Yu., Yakovtseva O.A., Makhov S.V., Napalkov V.I. Microstructure and mechanical properties of novel Al–Mg–Mn–Zr–Sc–Er alloy // Mat. Lett. 2017. V. 202. P. 116–119.
- 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.
- Hao H.L., Ni D.R., Zhang Z., Wang D., Xiao B.L., Ma Z.Y. Microstructure and mechanical properties of Al–Mg–Er sheets jointed by friction stir welding // Mater. Des. 2013. V. 52. P. 706–712.
- Wen S.P., Wang W., Zhao W.H., Wu X.L., Gao K.Y., Huang H., Nie Z.R. Precipitation hardening and recrystallization behavior of Al–Mg–Er–Zr alloys // J. All. Comp. 2016. V. 687. P. 143–151.
- Barkov R.Yu., Pozdnyakov 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 // Mater. Lett. 2018. V. 217. P. 135–138.
- 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.
- 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.
- Pozdnyakov A.V., Barkov R.Y. Microstructure and materials characterisation of the novel Al–Cu–Y alloy // Mater. Sci. Tech. 2018. V. 34. № 12. P. 1489–1496.
- Amer S.M., Barkov R.Y., Yakovtseva O.A., Pozdnyakov, A.V. Comparative Analysis of Structure and Properties of Quasibinary Al–6.5Cu–2.3Y and Al–6Cu–4.05Er Alloys // Phys. Met. Metall. 2020. V. 121. № 5. P. 476–482.
- Pozdnyakov A.V., Barkov R.Yu., Sarsenbaev Zh., Amer S.M., Prosviryakov A.S. Evolution of Microstructure and Mechanical Properties of a New Al–Cu–Er Wrought Alloy // Phys. Met. Metall. 2019. V. 120. № 6. P. 614–619.
- Amer S.M., Barkov R.Y., Pozdnyakov A.V. Effect of Impurities on the Phase Composition and Properties of a Wrought Al–6% Cu–4.05% Er Alloy // Phys. of Met. and Metall. 2020. V. 121. № 5. P. 495–499.
- Pozdnyakov 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.
- Amer S.M., Barkov R.Yu., Yakovtseva O.A., Loginova I.S., Pozdnyakov 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.
- Amer S.M., Yakovtseva O.A., Loginova I.S., Medvedeva S.V., Prosviryakov A.S., Bazlov A.I., Barkov R.Yu. and Pozdnyakov 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.
27. *Mikhaylovskaya A.V., Kishchik A.A., Kotov A.D., Rofman O.V., Tabachkova N.Yu.* Precipitation behavior and high strain rate superplasticity in a novel fine-grained aluminum based alloy // *Mater. Sci. Eng. A.* 2019. V. 760. P. 37–46.
28. *Mochugovskiy A.G., Tabachkova N.Yu., Mikhaylovskaya A.V.* Annealing induced precipitation of nanoscale icosahedral quasicrystals in aluminum based alloy // *Mat. Lett.* 2019. V. 247. P. 200–203.
29. *Kishchik A.A., Mikhaylovskaya A.V., Levchenko V.S., Portnoy V.K.* Formation of microstructure and the superplasticity of Al–Mg-based alloys // *Phys. Met. Metall.* 2017. V. 118. № 1. P. 96–103.
30. ГОСТ 21631–76. Листы из алюминия и алюминиевых сплавов. Технические условия. Стандартиформ, 2008.
31. *Zolotarevskiy V.S., Dobrojinskaja R.I., Cheverikin V.V., Khamnagdaeva E.A., Pozdniakov A.V., Levchenko V.S., Besogonova E.S.* Evolution of structure and mechanical properties of Al–4.7Mg–0.32Mn–0.21Sc–0.09Zr alloy sheets after accumulated deformation during rolling // *Phys. Met. Metall.* 2016. V. 117. № 11. P. 1163–1169.
32. *Zolotarevskiy V.S., Dobrojinskaja R.I., Cheverikin V.V., Khamnagdaeva E.A., Pozdniakov A.V., Levchenko V.S., Besogonova E.S.* Strength and Substructure of Al–4.7Mg–0.32Mn–0.21Sc–0.09Zr Alloy Sheets // *Phys. Met. Metall.* 2017. V. 118. № 4. P. 407–414.