

## ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.715:539.4

### ВЛИЯНИЕ МАЛЫХ ДОБАВОК Zr И Er НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Al–5Si–1.3Cu–0.5Mg

© 2021 г. Р. Ю. Барков<sup>а, \*</sup>, А. Г. Мочуговский<sup>а</sup>, М. Г. Хомутов<sup>а</sup>, А. В. Поздняков<sup>а</sup>

<sup>а</sup>НИТУ “МИСИС”, Ленинский пр., 4, Москва, 119049 Россия

\*e-mail: barkov@misis.ru

Поступила в редакцию 03.08.2020 г.

После доработки 22.09.2020 г.

Принята к публикации 09.10.2020 г.

Исследовано влияние малых добавок эрбия и циркония на микроструктуру, фазовый состав, кинетику упрочнения при старении и разупрочнения в процессе отжига после прокатки сплава Al–5Si–1.3Cu–0.5Mg. Эрбий и цирконий образуют с алюминием, кремнием, медью и магнием фазу кристаллизационного происхождения, которая не растворяется и не изменяет своей морфологии в процессе гомогенизации перед закалкой. Эрбий и цирконий увеличивают эффект старения после закалки, особенно при 210°C, повышают предел текучести при повышенной температуре, снижают склонность к разупрочнению в процессе отжига после прокатки, уменьшают размер рекристаллизованного зерна за счет дисперсоидов, сформированных в процессе гомогенизации. Закалка деформированных листов с последующим старением приводит к достижению несколько меньшего предела текучести, чем низкотемпературный отжиг после прокатки. При этом достигается существенно больший предел прочности в 344–375 МПа и пластичность 11.0–14.7%. Сплав с малыми добавками циркония и эрбия имеет более высокие характеристики как прочности, так и пластичности.

**Ключевые слова:** алюминиевые сплавы, цирконий, эрбий, микроструктура, фазовый состав, старение, механические свойства

**DOI:** 10.31857/S0015323021020029

#### ВВЕДЕНИЕ

Легирование алюминия и сплавов на его основе переходными и редкоземельными металлами позволяет повышать прочностные характеристики как при комнатной, так и при повышенных температурах за счет формирования дисперсоидов в процессе отжига слитков. Цирконий является эффективным упрочнителем и антирекристаллизатором как в чистом алюминии [1–5], так и в деформируемых алюминиевых сплавах в основном на основе системы Al–Mg [6–8]. Наиболее эффективен цирконий совместно со скандием [9–11]. Однако последний является самым дорогим легирующим элементом в алюминиевых сплавах. Одной из альтернативных замен скандию является эрбий [12–31]. Эрбий с цирконием способны образовывать  $L1_2$ -дисперсоиды в процессе отжига слитков, повышая прочность и температуру начала рекристаллизации как чистого алюминия [12–17], так и сплавов на основе систем Al–Mg [18–23], Al–Cu [24–27]. Влияние же циркония и эрбия на структуру и свойства литейных алюминиевых сплавов, в частности силуминов, изучено в меньшей степени [28–31]. Малые добавки эрбия и циркония приводят к образова-

нию сложных фаз кристаллизационного происхождения, повышают механические свойства сплава Al–7Si–0.4Mg (A356) как при комнатной, так и при повышенной температурах [28–31].

Настоящее исследование посвящено анализу влияния малых добавок эрбия и циркония на фазовый состав и механические свойства сплава Al–5Si–1.3Cu–0.5Mg (типа АК5М). Силумины с содержанием кремния более 4% отличаются хорошей технологичностью при литье [32–35]. При этом невысокое содержание кремния должно обеспечить хорошую технологичность при обработке давлением, а добавки циркония и эрбия – снизить склонность к разупрочнению в процессе отжига после деформации.

#### МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТОВ

Сплавы составов Al–5Si–1.3Cu–0.5Mg (далее AlSi) и Al–5Si–1.3Cu–0.5Mg–0.1Zr–0.1Er (AlSiErZr) выплавлены в печи сопротивления из Al (99.99%), магния (99.9%), лигатур Al–53.5% Cu, Al–12% Si, Al–5% Zr и Al–8% Er (в мас. %). Разливку проводили в графитовую изложницу с внутренней полостью шириной 30 мм, толщиной 15 мм и высо-

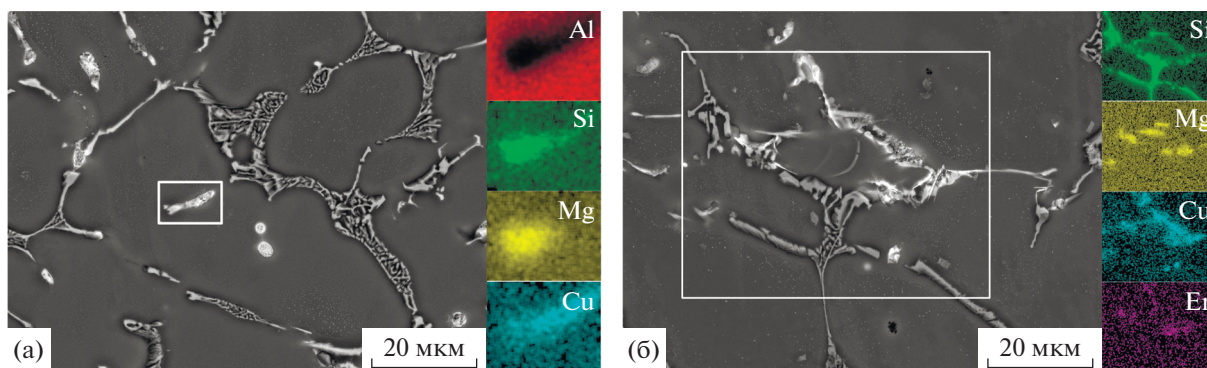


Рис. 1. Литая микроструктура (СЭМ) сплавов AlSi (а) и AlSiErZr (б) и распределение легирующих элементов между фазами в выделенной области (белый прямоугольник).

той 150 мм. Скорость охлаждения составила примерно 15 К/с.

Термическую обработку проводили в печах “Nabertherm” и “SNOL” с принудительной циркуляцией воздуха и точностью поддержания температуры 1°C. Слитки после термической обработки подвергнуты горячей прокатке до толщины 8 мм при температуре 460–480°C с последующей прокаткой до 1 мм при комнатной температуре.

Подготовку шлифов для микроструктурных исследований производили на шлифовально-полировальной установке Struers Laborol-5. Микроструктурные исследования и идентификацию фаз проводили на световом микроскопе (СМ) Neophot 30, на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) TESCAN VEGA 3LMH с использованием энерго-дисперсионного детектора X-Max 80 и рентгеновском дифрактометре Bruker D8 Advance. Расчет неравновесной кристаллизации проведен с использованием модели Sheil в программе Thermo-Calc.

Твердость измеряли стандартным методом Виккерса, ошибка в определении не превышала 3 HV. Испытания на растяжение образцов, полученных из листов толщиной 1 мм, проводили на универсальной испытательной машине Zwick/Roll Z250 серии Allround в комплексе с автоматическим датчиком продольной деформации. Испытания на сжатие при комнатной и повышенной температурах проводили на установке Gleeble-3800.

Измерение электропроводности производили при помощи установки INSTEK GOM-802 на образцах размером 1 мм × 70 мм × 5 мм с использованием метода “двойной мост”.

## РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТОВ И ОБСУЖДЕНИЕ

Литая микроструктура сплавов и распределение легирующих элементов между фазами в выделенной области представлено на рис. 1. Литая

микроструктура состоит из алюминиевого твердого раствора (Al), эвтектики ((Al) + Si) и светлых включений. Согласно расчету неравновесной кристаллизации (рис. 2а) в литой структуре сплава AlSi так же должны присутствовать включения фаз  $\theta$  (Al<sub>2</sub>Cu) и Q (Al<sub>3</sub>Cu<sub>2</sub>Mg<sub>8</sub>Si<sub>6</sub>), что подтверждено результатами анализа структуры в СЭМ (рис. 1а) и рентгенофазовым анализом (РФА) (рис. 2б). Распределение элементов между двумя светлыми фазами показывает, что одна обогащена медью, вторая медью, магнием и кремнием (рис. 1а). По результатам РФА выявлены пики, соответствующие фазам  $\theta$  и Q (рис. 2б).

В сплаве AlSiErZr присутствуют светлые включения, обогащенные кремнием, магнием, медью и эрбием (рис. 1б), в которых растворяется до 1 ат. % Zr. На рентгенограмме сплава AlSiErZr присутствуют не идентифицированные пики, вероятно, соответствующие этой фазе. Ввиду ее малого количества пики имеют небольшую интенсивность. В процессе гомогенизации перед закалкой при 495°C происходит фрагментация и сфероидизация кремния и растворение неравновесного избытка фаз  $\theta$  и Q (рентгенограммы на рис. 2б, 2в и эволюция микроструктуры на рис. 3), в результате которой концентрация легирующих элементов в твердом растворе увеличивается (табл. 1). Максимальное содержание добавок в твердом растворе достигнуто после трех часов гомогенизации и в дальнейшем не изменяется (табл. 1). Светлые включения в сплаве AlSiErZr, обогащенные эрбием, не изменяют морфологии и не растворяются в процессе гомогенизации (рис. 3б, 3г). Концентрация Er и Zr в твердом растворе находится на уровне разрешающей способности СЭМ и составляет около 0.1 мас. %.

После трех часов гомогенизации при 495°C сплавы подвергнуты закалке и старению в течение разного времени при температурах 150, 180 и 210°C. Кинетика старения носит обычный характер: с увеличением температуры уменьшается

время достижения пика твердости, максимальная твердость достигнута после старения при 150 и 180°C (рис. 4).

Некоторые особенности кинетики старения и эффекта упрочнения присутствуют в сплаве AlSiErZr и обусловлены влиянием дисперсоидов фазы  $Al_3(Er,Zr)$ , образованной в процессе гомогенизации.

Похожие результаты получены в работах [26, 27]. В сплаве AlSiErZr отмечен большой прирост твердости при старении при 210°C и в среднем прирост твердости больше на 3–5 HV. В табл. 2 представлены результаты испытаний на сжатие при комнатной и повышенной температурах. Предел текучести исследуемых сплавов при комнатной температуре примерно одинаков, а при 200°C предел текучести сплава AlSiErZr на 10 МПа выше.

Закаленные сплавы после прокатки отжигали по двум режимам: 1 – сразу после прокатки и 2 – после закалки с 495°C с выдержкой 10 мин. Сразу после прокатки (режим 1) разупрочнение в сплаве AlSiErZr в процессе отжига проходит в меньшей степени (рис. 5а, 5б), что связано с наличием сдерживающего полигонизацию фактора – дисперсоидов.

Рекристаллизация в обоих сплавах начинается в интервале 300–350°C. После одного часа отжига при 300°C сплавы имеют нерекристаллизованную структуру (вставки на рис. 6), а твердость сплава AlSiErZr примерно на 10 HV больше. Рекристаллизация в ходе отжига при 350°C приводит к резкому снижению твердости обоих сплавов (рис. 6).

Отжиг при 495°C в течение 10 мин приводит к рекристаллизации, при этом в сплаве AlSiErZr размер рекристаллизованного зерна существенно меньше и составляет в среднем 12 мкм, в то время как в сплаве AlSi – более 20 мкм (вставки микроструктур на рис. 5в, 5г). Старение же после закалки деформированных листов (рис. 5в, 5г) проходит примерно так же, как и старение после закалки слитков (рис. 4). При этом твердость сплава AlSiErZr несколько выше.

Отжиг деформированных листов при температурах 150–210°C приводит к снижению предела текучести примерно с 330 до 270–300 МПа в обоих сплавах, при этом предел прочности обоих сплавов составляет 308–335 МПа при удлинении в 4.5–6.2% (табл. 3). Существенной разницы в свойствах сплавов не отмечено. Закалка деформированных листов с 495°C с последующим старением приводят к достижению несколько меньшего предела текучести 271–289 МПа, но к существенно большему пределу прочности в 344–375 МПа и пластичности в 11.0–14.7%. При этом сплав с малыми добавками циркония и эрбия имеет более

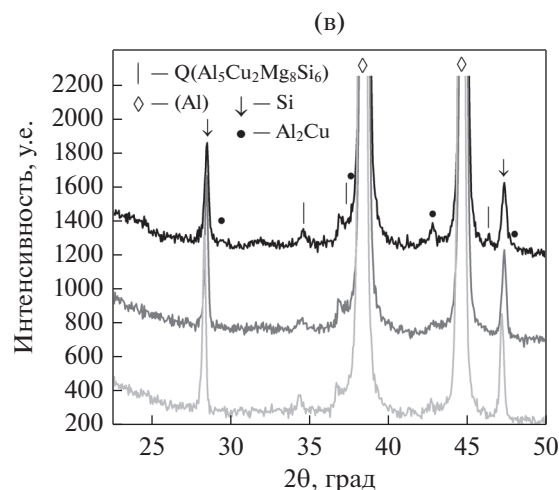
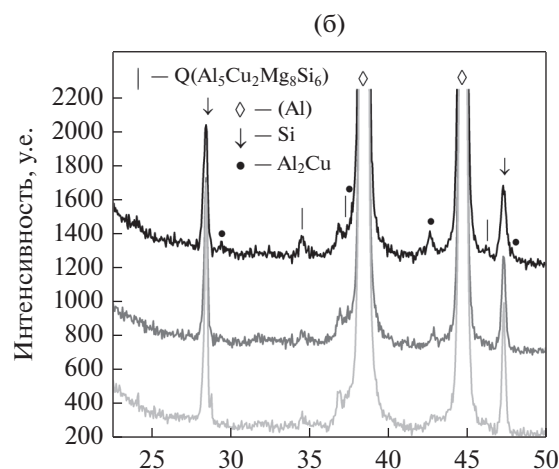
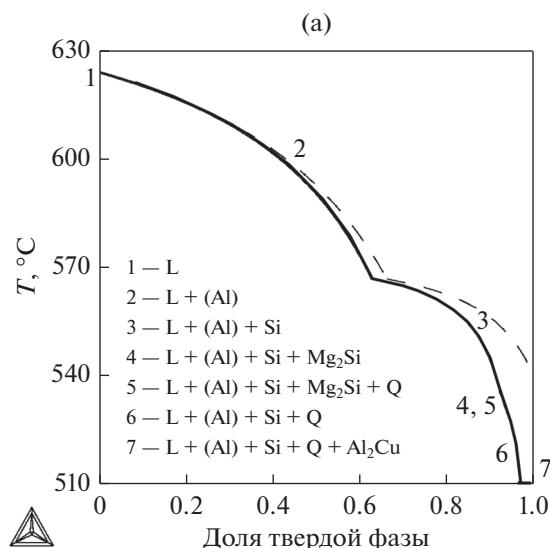
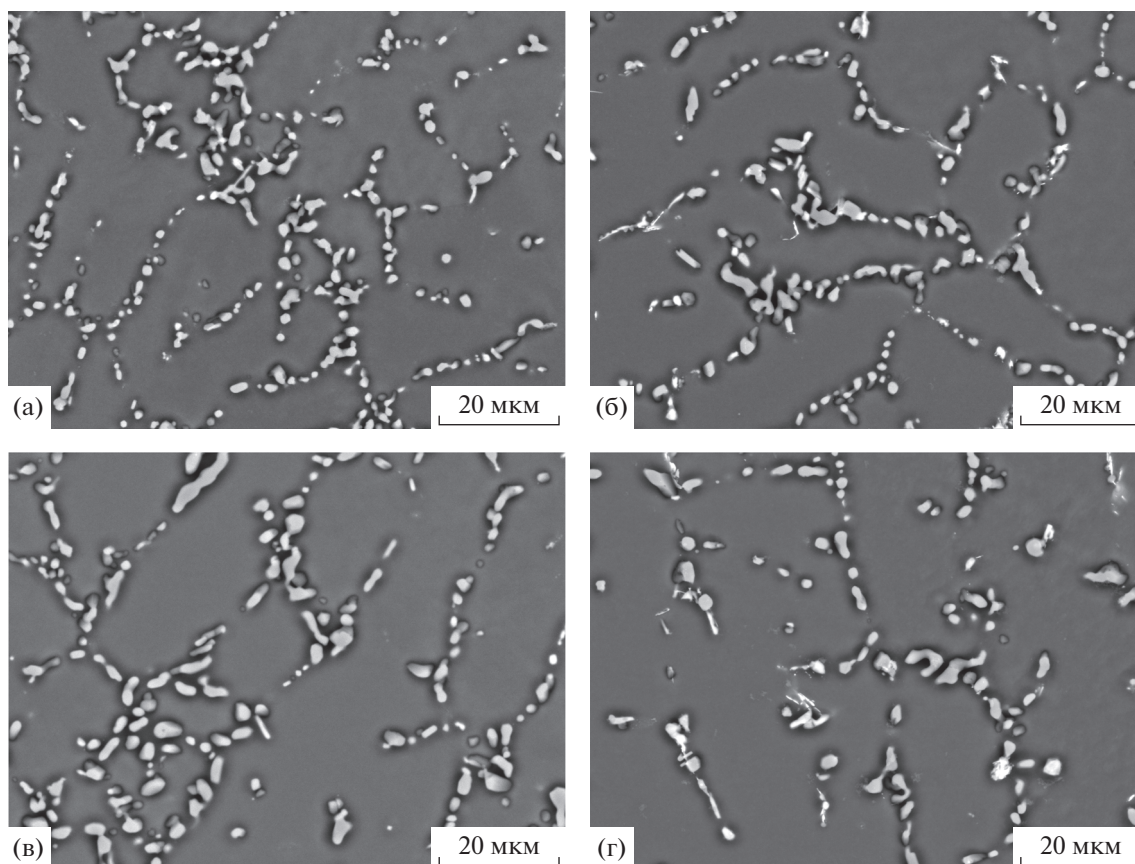


Рис. 2. Неравновесная кривая охлаждения сплава AlSi (а) (пунктир – равновесная кривая) и рентгенограммы сплавов AlSi (б), AlSiErZr (в) (черная линия – литое состояние, темно-серая – отжиг 495°C, 1 ч и светло-серая – отжиг 495°C, 3 ч).



**Рис. 3.** Эволюция микроструктуры (СЭМ) сплавов AlSi (а, в), AlSiErZr (б, г) в процессе гомогенизации в течение 1 (а, б) и 3 (в, г) часов выдержки перед закалкой с 495°C.

высокие характеристики как прочности, так и пластичности (табл. 3).

В табл. 4 представлены результаты определения электропроводности в процентах по международному стандарту на отожженную медь (IACS). В деформированном состоянии сплав AlSiErZr имеет большую электропроводность, что связано вероят-

нее всего с меньшей степенью легирования алюминиевой матрицы медью, магнием и кремнием, которые частично идут на образование нерастворимых при гомогенизации фаз кристаллизационного происхождения с эрбием (табл. 1, рис. 1–3).

Отжиг при 180–210°C приводит к увеличению электропроводности, что связано со снижением

**Таблица 1.** Изменение концентрации легирующих элементов в алюминиевом твердом растворе в зависимости от времени гомогенизации перед закалкой

| Элемент | Равновесное расчетное содержание в сплаве AlSi | AlSi  |       |        |         | AlSiErZr |       |        |         |
|---------|--|-------|-------|--------|---------|----------|-------|--------|---------|
|         |  | литой | 1 час | 3 часа | 5 часов | литой    | 1 час | 3 часа | 5 часов |
| Cu      | 1.4  | 0.5   | 1.3   | 1.5    | 1.5     | 0.4      | 1.4   | 1.5    | 1.5     |
| Si      | 0.46   | 0.6   | 0.6   | 0.6    | 0.6     | 0.4      | 0.4   | 0.4    | 0.4     |
| Mg      | 0.77   | 0.2   | 0.3   | 0.4    | 0.4     | 0.3      | 0.3   | 0.4    | 0.4     |
| Er      | –  | –     | –     | –      | –       | 0.1      | 0.1   | 0.1    | 0.1     |
| Zr      | –  | –     | –     | –      | –       | 0.1      | 0.1   | 0.1    | 0.1     |

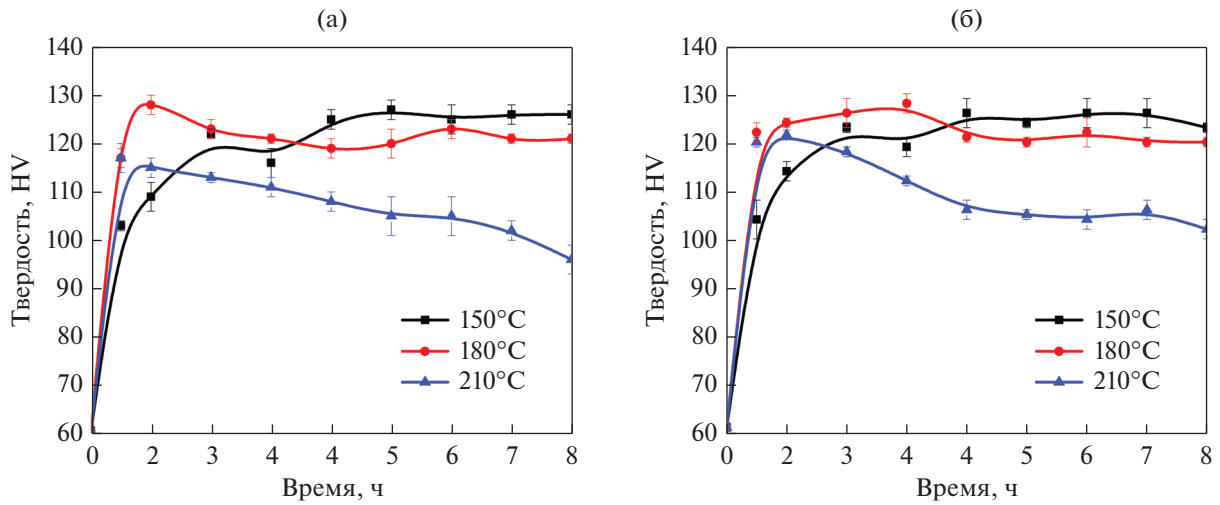


Рис. 4. Кинетические зависимости твердости сплавов AlSi (а) и AlSiErZr (б) для различных температур старения.

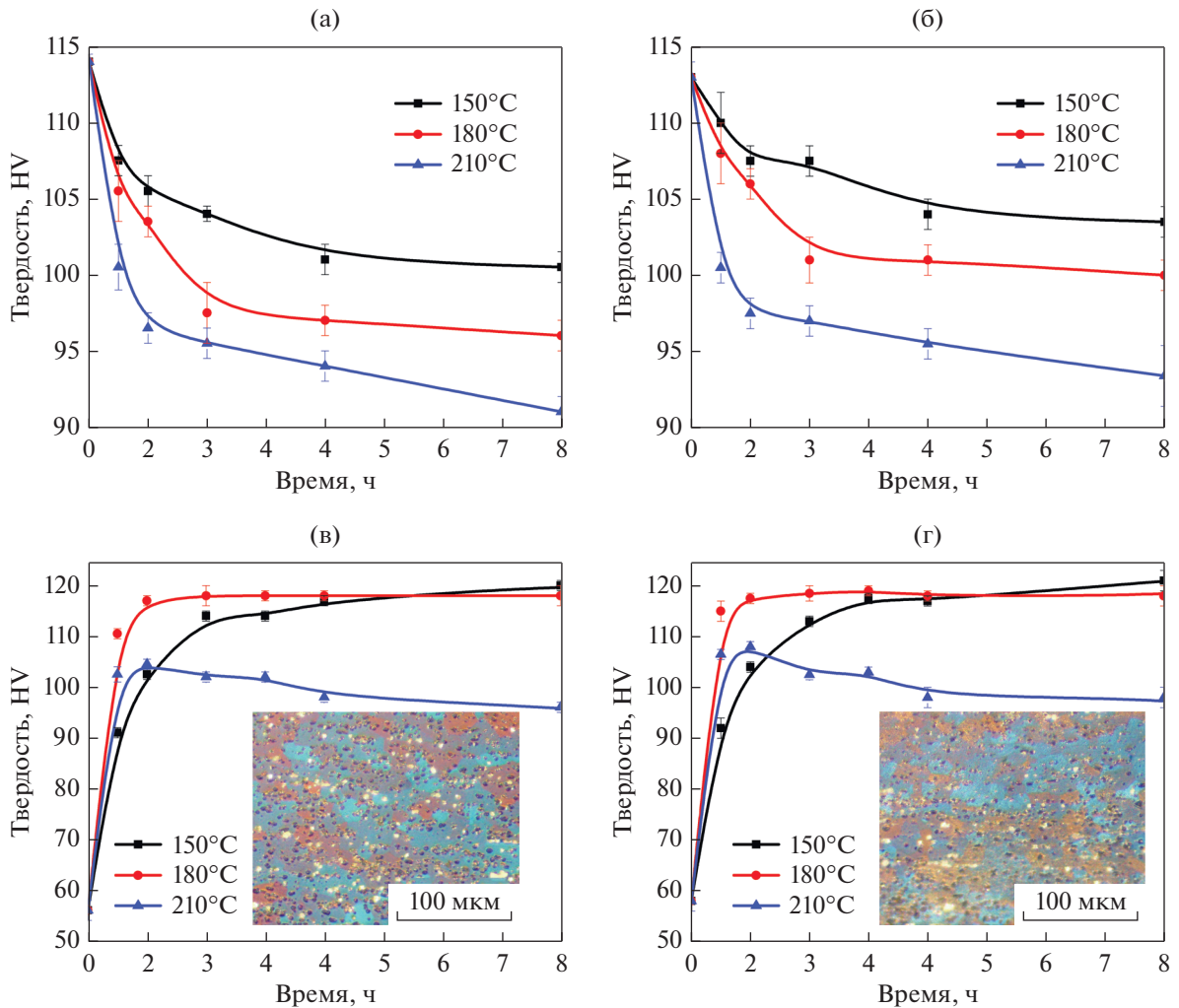


Рис. 5. Кинетические зависимости твердости сплавов AlSi (а, в), AlSiErZr (б, г) после прокатки (а, б) и после прокатки и закалки с 495°C после выдержки 10 мин (в, г).

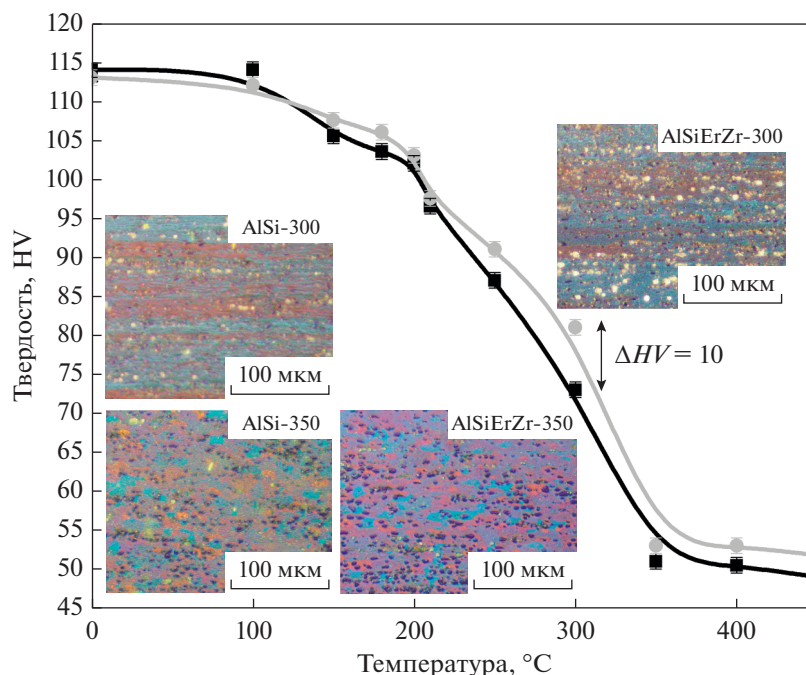


Рис. 6. Зависимости твердости от температуры отжига сплавов AlSi (черная линия) и AlSiErZr (серая линия) в течение 1 ч и зеренная структура после отжига при 300 и 350°C.

концентрации точечных дефектов и прохождением процессов полигонизации. При этом электропроводность в сплаве AlSi увеличивается на большую величину (с 41.3 до 49.3% IACS) в сравнение

со сплавом AlSiErZr (с 45.6 до 48.5% IACS), что подтверждает меньшую склонность последнего к разупрочнению в процессе отжига. Более высокая электропроводность сплава с добавками в закаленном состоянии после прокатки также может быть объяснена наличием предположительно когерентных выделений дисперсоидов фазы  $Al_3(Er,Zr)$ , образованной в процессе гомогенизации еще перед прокаткой (табл. 4). При этом последующее старение приводит к небольшому приросту электропроводности, связанному с обеднением матрицы легирующими элементами.

Таблица 2. Предел текучести на сжатие (МПа) при комнатной и повышенной температурах

| Сплав    | 20°C    | 200°C   |
|----------|---------|---------|
| AlSi     | 240 ± 1 | 178 ± 1 |
| AlSiErZr | 238 ± 3 | 188 ± 2 |

Таблица 3. Характеристики механических свойств после испытаний на растяжение в деформированном и отожженном состояниях

| Состояние             | $\sigma_{0.2}$ , МПа | $\sigma_B$ , МПа | $\delta$ , % | $\sigma_{0.2}$ , МПа | $\sigma_B$ , МПа | $\delta$ , % |
|-----------------------|----------------------|------------------|--------------|----------------------|------------------|--------------|
|                       | AlSi                 |                  |              | AlSiErZr             |                  |              |
| После прокатки        |                      |                  |              |                      |                  |              |
| Деформированное       | 331 ± 1              | 357 ± 2          | 3.5 ± 0.5    | 334 ± 1              | 360 ± 3          | 3.2 ± 0.6    |
| Отжиг 150°C, 4 часа   | 294 ± 2              | 334 ± 1          | 5.1 ± 0.8    | 300 ± 2              | 335 ± 1          | 5.5 ± 0.3    |
| Отжиг 180°C, 2 часа   | 292 ± 2              | 328 ± 1          | 6.0 ± 0.5    | 293 ± 1              | 331 ± 1          | 5.6 ± 0.5    |
| Отжиг 180°C, 4 часа   | 280 ± 2              | 313 ± 1          | 4.5 ± 0.9    | 282 ± 2              | 318 ± 2          | 6.4 ± 0.2    |
| Отжиг 210°C, 1 час    | 272 ± 1              | 308 ± 1          | 6.1 ± 0.6    | 273 ± 1              | 308 ± 1          | 6.2 ± 0.8    |
| После закалки с 495°C |                      |                  |              |                      |                  |              |
| Отжиг 150°C, 4 часа   | 243 ± 2              | 370 ± 4          | 18.5 ± 1.2   | 254 ± 2              | 374 ± 3          | 16.8 ± 0.4   |
| Отжиг 180°C, 4 часа   | 278 ± 1              | 371 ± 1          | 13.5 ± 1.5   | 282 ± 2              | 375 ± 1          | 14.7 ± 0.5   |
| Отжиг 180°C, 8 часов  | 282 ± 4              | 365 ± 2          | 11.0 ± 1.8   | 289 ± 1              | 369 ± 2          | 12.7 ± 1.1   |
| Отжиг 210°C, 1 час    | 271 ± 2              | 344 ± 2          | 12.0 ± 0.9   | 275 ± 1              | 346 ± 4          | 11.4 ± 0.8   |

**Таблица 4.** Электропроводность сплава в деформированном и отожженном состояниях

| Состояние             | IACS, % |          |
|-----------------------|---------|----------|
|                       | AlSi    | AlSiErZr |
| После прокатки        |         |          |
| Деформированное       | 41.3    | 45.6     |
| Отжиг 180°C, 1 час    | 47.1    | 46.3     |
| Отжиг 180°C, 2 часа   | 47.5    | 47.0     |
| Отжиг 180°C, 4 часа   | 48.2    | 47.5     |
| Отжиг 210°C, 1 час    | 48.8    | 48.2     |
| Отжиг 210°C, 2 часа   | 48.9    | 48.2     |
| Отжиг 210°C, 4 часа   | 49.3    | 48.5     |
| После закалки с 495°C |         |          |
| Закаленное            | 37.6    | 38.6     |
| Отжиг 180°C, 1 час    | 39.9    | 39.9     |
| Отжиг 180°C, 2 часа   | 40.2    | 40.1     |
| Отжиг 180°C, 4 часа   | 40.4    | 40.4     |
| Отжиг 210°C, 1 час    | 41.1    | 41.3     |
| Отжиг 210°C, 2 часа   | 40.9    | 41.6     |
| Отжиг 210°C, 4 часа   | 40.9    | 41.8     |

## ВЫВОДЫ

Исследовано влияние малых добавок эрбия (0.1 мас. %) и циркония (0.1 мас. %) на микроструктуру, фазовый состав, кинетику упрочнения при старении и разупрочнения в процессе отжига после прокатки. Часть эрбия и циркония идет на образование фазы кристаллизационного происхождения с алюминием, кремнием, медью и магнием, которая не растворяется и не изменяет своей морфологии в процессе гомогенизации перед закалкой.

Эрбий и цирконий, растворенные в алюминиевой матрице, увеличивают эффект старения после закалки, снижают склонность к разупрочнению в процессе отжига после прокатки, уменьшают размер рекристаллизованного зерна за счет дисперсидов, сформированных в процессе гомогенизации. При этом отмечено следующее влияние на механические свойства:

– сплав с добавками в состаренном состоянии обладает пределом текучести на сжатие при 200°C равным 188 МПа, в то время как в сплаве без добавок – 178 МПа;

– твердость сплава с добавками после отжига деформированных листов на 5–10 HV больше;

– закалка деформированных листов с последующим старением приводят к достижению меньшего (с отличием до 10 МПа) предела текучести, чем низкотемпературный отжиг после прокатки. Однако, при этом достигается существенно боль-

ший предел прочности в 344–375 МПа и пластичность в 11.0–14.7%;

– сплав с малыми добавками циркония и эрбия имеет более высокие характеристики как прочности, так и пластичности.

Работа выполнена при поддержке Минобрнауки России в рамках государственного задания (код проекта 0718-2020-0030).

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Zariff A., Chaudhury C., Suryanarayana A. TEM study of decomposition behavior of a melt-quenched Al–Zr alloy // *Metallography*. 1984. V. 17. P. 231–250.
2. Nes E. Precipitation of the metastable cubic Al<sub>3</sub>Zr-phase in subperitectic Al–Zr alloys // *Acta Metall.* 1972. V. 20. P. 499–506.
3. Xin-yu Ü., Er-jun G., Rometsch P., Li-juan W. Effect of one-step and two-step homogenization treatments on distribution of Al<sub>3</sub>Zr dispersoids in commercial AA7150 aluminium alloy // *Trans. Nonferrous Metals Soc. China*. 2012. V. 22. P. 2645–2651.
4. Knipling K.E., Dunand D.C., Seidman D.N. Precipitation evolution in Al–Zr and Al–Zr–Ti alloys during aging at 450–600°C // *Acta Mater.* 2008. V. 56. P. 1182–1195.
5. Knipling K.E., Dunand D.C., Seidman D.N. Precipitation evolution in Al–Zr and Al–Zr–Ti alloys during isothermal aging at 375–425°C // *Acta Mater.* 2008. V. 56. P. 114–127.
6. Mikhaylovskaya A.V., Portnoy V.K., Mochugovskiy A.G., Zadorozhnyy M.Yu., Tabachkova N.Yu., Golovin I.S. Effect of homogenisation treatment on precipitation, recrystallisation and properties of Al–3%Mg–TM alloys (TM = Mn, Cr, Zr) // *Mater. Des.* 2016. V. 109. P. 197–208.
7. Mikhaylovskaya A.V., Mochugovskiy A.G., Levchenko V.S., Tabachkova N.Yu., Mufalo W., Portnoy V.K. Precipitation behavior of L12 Al<sub>3</sub>Zr phase in Al–Mg–Zr alloy // *Mat. Char.* 2018. V. 139. P. 30–37.
8. Ma Y., Mishra R.S. Development of ultrafine-grained microstructure and low temperature (0.48 Tm) superplasticity in friction stir processed Al–Mg–Zr // *Scr. Mater.* 2005. V. 53. P. 75–80.
9. Fuller C.B., Seidman D.N. Temporal evolution of the nanostructure of Al<sub>3</sub>(Sc,Zr) alloys: Part II-coarsening of Al<sub>3</sub>(Sc<sub>1-x</sub>Zr<sub>x</sub>) precipitates // *Acta Mater.* 2005. V. 53. № 20. P. 5415–5428.
10. 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 of Met and Metall.* 2016. V. 117. № 11. P. 1163–1169.
11. 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 of Met and Metall.* 2017. V. 118. № 4. P. 407–414.

12. Zhang Y., Gao K., Wen S., Huang H., Nie Z., Zhou D. The study on the coarsening process and precipitation strengthening of Al<sub>3</sub>Er precipitate in Al–Er binary alloy // *J. Alloys Compd.* 2014. V. 610. P. 27–34.
13. 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.
14. 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.
15. 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. Alloys Compd.* 2018. V. 765. P. 1–6.
16. 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.
17. 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.
18. Song M., Du K., Huang Z.Y., Huang H., Z.R. Nie, 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.
19. 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. and Des.* 2013. V. 52. P. 706–712.
20. 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. Alloys Compd.* 2016. V. 687. P. 143–151.
21. Yang dongxi, Li xiaoyan, He dingyong, Huang hui. Effect of minor Er and Zr on microstructure and mechanical properties of Al–Mg–Mn alloy (5083) welded joints // *Mater. Sci. & Eng. A.* 2013. V. 561. P. 226–231.
22. 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.
23. Mochugovskiy A.G., Mikhaylovskaya A.V., Tabachkova N.Yu., Portnoy V.K. The mechanism of L12 phase precipitation, microstructure and tensile properties of Al–Mg–Er–Zr alloy // *Mater. Sci. & Eng. A.* 2019. V. 744. P. 195–205.
24. 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. Metallogr.* 2019. V. 120. № 6. P. 614–619.
25. Amer S.M., Barkov R.Yu., Yakovtseva O.A., Pozdniakov A.V. Comparative analysis of structure and properties of quasi-binary Al–6.5Cu–2.3Y and Al–6Cu–4.05Er alloys // *Phys. Met. Metallogr.* 2020. V. 121. № 5. P. 476–482.
26. 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. and Techn.* 2020. V.36. № 4. P. 453–459.
27. Amer S.M., Yakovtseva O.A., Loginova I.S., Medvedeva S.V., Prosviryakov A.S., Bazlov A.I., Barkov R.Yu., Pozdniakov A.V. Phase composition and mechanical properties of a novel precipitation strengthening Al–Cu–Er–Mn–Zr alloy // *Appl. Sci.* 2020. V. 10. № 15. P. 5345–5353.
28. Hu X., Jiang F., Ai F., Yan H. Effects of rare earth Er additions on microstructure development and mechanical properties of die-cast ADC12 aluminum alloy // *J. Alloys Compd.* 2012. V. 538. P. 21–27.
29. Shi Z.M., Wang Q., Zhao G., Zhang R.Y. Effects of erbium modification on the microstructure and mechanical properties of A356 aluminum alloys // *Mater. Sci. Eng. A.* 2015. V. 626. P. 102–107.
30. Colombo M., Gariboldi E., Morri A. Er addition to Al–Si–Mg-based casting alloy: effects on microstructure, room and high temperature mechanical properties // *J. Alloys Compd.* 2017. V. 708. P. 1234–1244.
31. Colombo M., Gariboldi E., Morri A. Influences of different Zr additions on the microstructure, room and high temperature mechanical properties of an Al–7Si–0.4Mg alloy modified with 0.25% Er // *Mater. Sci. Eng. A.* 2018. V. 713. P. 151–160.
32. Новиков И.И. Горячеломкость цветных металлов и сплавов. М.: Наука, 1966. 299 с.
33. Eskin D.G., Suyitno, Katgerman L. Mechanical properties in the semi-solid state and hot tearing of aluminium alloys // *Prog. in Mat. Sci.* 2004. V. 49. P. 629–711.
34. 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. of Cast Met. Res.* 2014. V. 27. № 4. P. 193–198.
35. Zolotarevskiy V.S., Pozdniakov A.V., Churyumov A.Yu. Search for promising compositions for developing new multiphase casting alloys based on Al–Cu–Mg matrix using thermodynamic calculations and mathematic simulation // *Phys. of Met. and Metall.* 2012. V. 113. № 11. P. 1052–1060.