

## ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.71:539.214

### ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ ПРИ ПОВЫШЕННЫХ СКОРОСТЯХ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВА СИСТЕМЫ Al–Mg–Ni–Fe–Mn–Cr–Zr

© 2019 г. А. А. Кищик<sup>а</sup>, А. Д. Котов<sup>а</sup>, А. В. Михайловская<sup>а, \*</sup>

<sup>а</sup>Национальный исследовательский технологический университет “МИСиС”,  
Ленинский проспект, 4, Москва, 119049 Россия

\*e-mail: mihaylovskaya@misis.ru

Поступила в редакцию 07.03.2019 г.

После доработки 02.04.2019 г.

Принята к публикации 22.04.2019 г.

Методами сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии и испытаниями на одноосное растяжение исследовано формирование структуры, показатели сверхпластичности при подсолидусной температуре (540°C) и механические свойства при комнатной температуре сплава системы Al–Mg–Ni–Fe–Mn–Cr–Zr. Сплав имеет бимодальное распределение частиц по размерам: эвтектические частицы Al<sub>9</sub>FeNi среднего размера 0.6 мкм и дисперсоиды среднего размера 75 нм. Частицы вторых фаз обеспечивают после рекристаллизационного отжига холоднокатаного листа при подсолидусной температуре размер зерна около 4 мкм. Благодаря микрозеренной структуре, сплав демонстрирует до 500% относительного удлинения при подсолидусной температуре в интервале постоянных скоростей деформации  $5 \times 10^{-3}$ – $3 \times 10^{-2}$  с<sup>-1</sup>, предел текучести 215 МПа, предел прочности 330 МПа.

**Ключевые слова:** алюминиевый сплав, бимодальная структура, размер зерна, дисперсоиды, эвтектика, сверхпластичность

**DOI:** 10.1134/S0015323019100048

#### ВВЕДЕНИЕ

Сверхпластическая формовка (СПФ) при повышенных температурах позволяет получать сложные по геометрии изделия повышенного качества из сплавов на разных основах [1, 2]. В основе СПФ лежит феномен микрозеренной сверхпластичности – возможность устойчивого течения и больших удлинений без образования шейки из-за высокой скоростной чувствительности напряжения течения [1–3]. Большинство промышленных алюминиевых сплавов сверхпластичны в интервале скоростей деформации  $10^{-4}$ – $10^{-3}$  с<sup>-1</sup> с удлинением 200–400%. При скорости  $10^{-2}$  с<sup>-1</sup> удлинение не превышает 150%, а скоростная чувствительность напряжения течения резко снижается, что не позволяет использовать лист для формовки. Для значимого повышения производительности сверхпластической листовой формовки и повышения экономической эффективности метода требуются сплавы сверхпластичные при скоростях  $10^{-2}$  с<sup>-1</sup> и выше [4, 5]. Повышение скорости сверхпластической деформации возможно за счет уменьшения размера рекристаллизованного зерна [1–4].

Подход оптимизации гетерогенности микроструктуры [6] широко применяется при получении микрозеренной структуры [6–9]. Известно, что дисперсные частицы (размером <100 нм) обеспечивают эффективное торможение роста зерна при рекристаллизации [7–12], а крупные недеформируемые частицы вторых фаз (>0.3 мкм), присутствующие при холодной деформации, ускоряют зародышеобразование при последующей рекристаллизации [7, 13]. Дисперсоиды выделяются из пересыщенного переходными и редкоземельными элементами, например, Mn, Cr, Zr, Sc, Er, алюминиевого твердого раствора [13–21]. Согласно теории Зинера [22], чем меньше размер дисперсоидов и больше их плотность выделения, тем значительнее эффект. Для получения крупных частиц микронных размеров сплавы можно легировать эвтектикообразующими элементами [23–26], что успешно реализовано для обеспечения высокоскоростной сверхпластичности в высокопрочных сплавах типа “никалины” [23, 24, 27–29] и сверхпластичного состояния в сплаве системы Al–Cu–Mg типа AA2618 [30]. Однородная микрозеренная структура с размером зерна 4 мкм и сверхпластичность при скоростях до  $10^{-1}$  с<sup>-1</sup> бы-

ли достигнуты путем простой термомеханической обработки в сплавах Al–Mg–Fe–Ni–Zr–Sc и Al–Zn–Mg–Fe–Ni–Zr–Sc [31–33], благодаря формированию в структуре крупных частиц фазы  $Al_3FeNi$  и дисперсоидов  $Al_3(Sc, Zr)$ . Получение сверхпластичных сплавов без Sc, а значит с низкой себестоимостью, остается актуальной задачей. Принцип оптимизации гетерогенности лежит в основе создания нового сплава Al<sub>90</sub>Ni<sub>10</sub>–U системы Al–Mg–Mn [34]. За счет высокой концентрации марганца до 1.4 мас. %, частицы фаз богатых марганцем, эвтектические и дисперсоиды, обеспечивают повышенное число зародышей рекристаллизации и стабильный при подсолдусных температурах размер зерна 6–8 мкм [34]. При том, что сплав проявляет 200–250% удлинения при повышенных скоростях, его оптимальная скорость деформации составляет около  $1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  [35]. В представленной работе изучено влияние эвтектикообразующих Fe и Ni и дисперсоидообразующих элементов Mn и Cr на микроструктуру и показатели сверхпластичности магналия Al–5.8Mg с целью получения сверхпластичных при повышенных скоростях деформации листов.

## МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследовали сплав состава Al–5.8Mg–0.8Ni–0.6Fe–0.6Mn–0.15Cr–0.1Zr (мас. %). Содержание кремния <0.02%. Сплав получали в электрической печи Nabertherm S3 в графито–шамотном тигле. В качестве шихтовых материалов использовали алюминий марки А99, магний марки Mg95 и предварительно приготовленные лигатуры Al–10% Fe, Al–20% Ni, Al–10% Mn, Al–5% Zr и Al–10% Cr. Состав сплава анализировали с помощью энергодисперсионного (ЭДС) анализа после литья и гомогенизационного отжига. Отклонения концентрации Mg от состава по шихте не превышали 0.2 мас. %, остальных элементов менее 0.05 мас. %.

Литье проводили в медную водоохлаждаемую изложницу размерами  $100 \times 40 \times 20 \text{ мм}^3$ , обеспечивающую скорость охлаждения при литье  $\approx 15 \text{ К/с}$ . Далее заготовки подвергали следующей термомеханической обработке. Гомогенизация была проведена в две ступени: 1) при  $430^\circ\text{C}$  в течение 5 ч для выравнивания состава по Mg и выделения дисперсоидов; 2) при  $500^\circ\text{C}$  в течение 3 ч для фрагментации и сфероидизации эвтектических частиц. Горячую и затем холодную деформацию проводили на прокатном стане с диаметром валков 230 мм. Температура горячей прокатки составляла  $420 \pm 10^\circ\text{C}$ , степень деформации 70%. Холодную прокатку проводили до толщины листа

1 мм с обжатием 80%, после чего листы отжигали в течение 20 мин при  $540^\circ\text{C}$  ( $0.97 T_{\text{пл}}$ ).

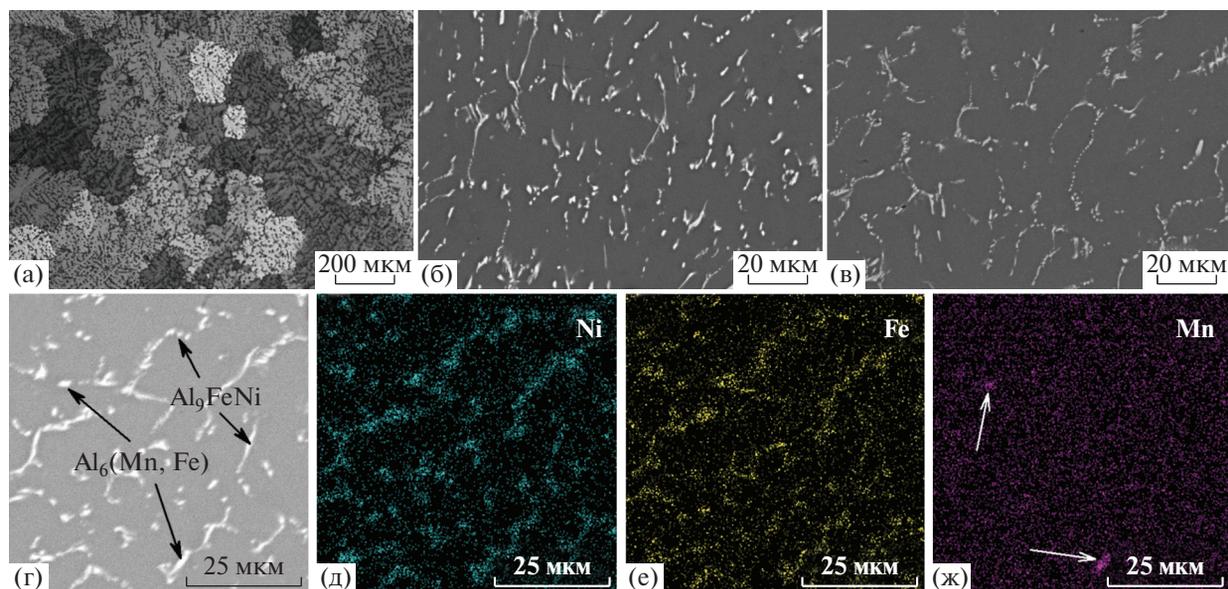
Микроструктуру изучали при помощи сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) Tescan-VEGA3 LMH с приставкой для энергодисперсионного (X-MAX80, Oxford Instruments) и EBSD-анализа (HKL NordlysMax, Oxford Instruments). Микрошлифы готовили путем механического шлифования и полирования на установке Struers LaboPol, и электролитической полировки в хлорно-спиртовом электролите (A2 производства Struers) при напряжениях 15–20 В. Анализ вторичных выделений проводили при помощи просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) JEOL JEM-2100. Объектами электронно-микроскопического исследования служили диски диаметром 3 мм, которые утоняли механическим шлифованием до 0.25 мм, затем утоняли электролитически в струе электролита Struers Electrolyte A2 на установке Struers TenuPol-5 при напряжении 23 В и температуре  $0 \pm 4^\circ\text{C}$ . Для анализа зеренной структуры полированные образцы, дополнительно подвергнутые оксидированию, анализировали в поляризованном свете светового микроскопа (СМ) Carl Zeiss Axiovert 200M. Оксидирование проводили при напряжении 10–12 В в электролите состоящем из 10% водного раствора фторборводородной кислоты при температуре 2–5 $^\circ\text{C}$ .

Показатели сверхпластичности определяли по результатам испытаний на одноосное растяжение на испытательной машине Walter Bay LFM100. Образцы с размером поперечного сечения  $F_0 = 6 \times 1 \text{ мм}^2$  и длиной рабочей части  $L_0 = 14 \text{ мм}$  вырезали параллельно направлению прокатки. Показатель скоростной чувствительности  $m$  определяли по результатам испытаний с пошаговым повышением скорости деформации в 1.5 раза в интервале скоростей  $5 \times 10^{-5} - 8 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$  при температуре  $540^\circ\text{C}$ . Относительное удлинение и величину напряжения течения определяли по результатам испытаний при постоянных значениях скоростей деформации  $5 \times 10^{-3}$ ,  $1 \times 10^{-2}$  и  $3 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ . Скорость движения траверсы увеличивали пропорционально увеличению длины образца для поддержания постоянной скорости деформации.

Механические свойства при комнатной температуре определяли на универсальной испытательной машине Zwick-Z250 при скорости деформирования 4 мм/мин. Образцы с размером рабочей части  $15 \times 6 \times 1 \text{ мм}$  вырезали из отожженных листовых заготовок.

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Размер зерна в литом состоянии варьировался от 30 до 500 мкм и в среднем составил  $220 \pm 10 \text{ мкм}$  (рис. 1а). Микроструктура сплава после литья



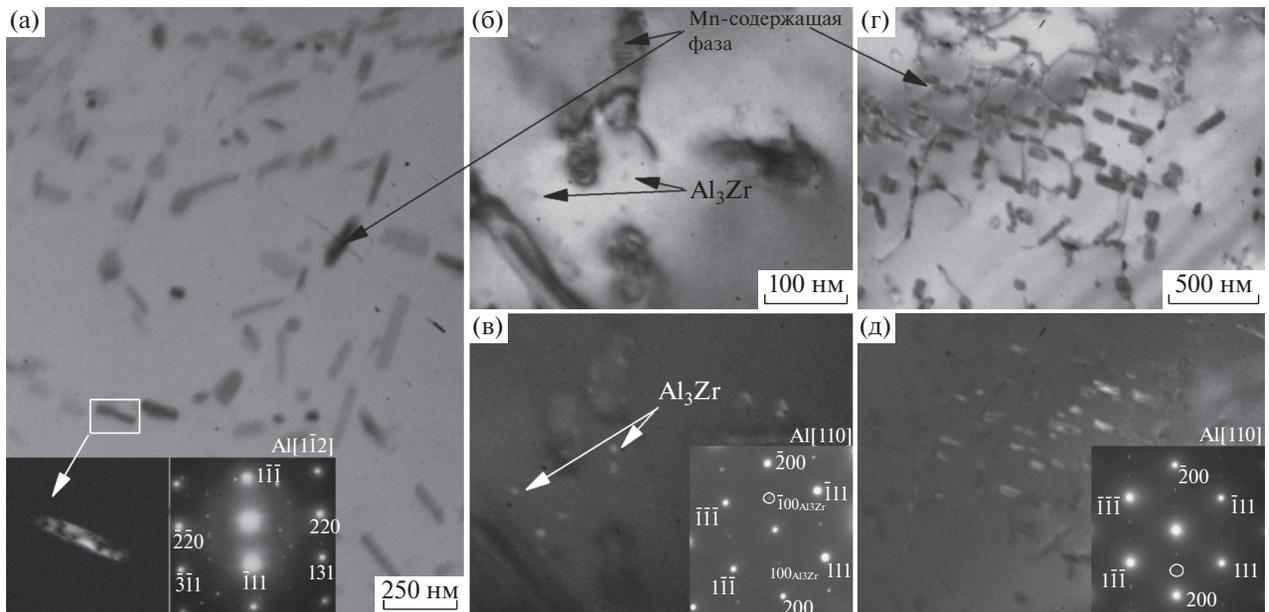
**Рис. 1.** Структура сплава после литья (а, б) и гомогенизационного отжига (в, г); ЭДС-карты распределения элементов Ni (д), Fe (е) и Mn (ж) на представленном на (г) участке микроструктуры; стрелками обозначены фазы кристаллизационного происхождения.

(рис. 1б) и гомогенизации (рис. 1в) представлена частицами фаз кристаллизационного происхождения, которые расположены на периферии дендритных ячеек алюминиевого твердого раствора. По результатам энергодисперсионного анализа можно сделать вывод, что частицы кристаллизационного происхождения обогащены Fe и Ni (рис. 1г–1ж), и, вероятно, принадлежат эвтектической фазе  $Al_3FeNi$  [36, 37]. Кроме того, в структуре сплава встречается незначительное количество (объемная доля  $<0.5\%$ ) вытянутых частиц фазы богатой Mn и Fe (стрелки на рис. 1ж), по всей видимости, частицы принадлежат фазе  $Al_6(Mn, Fe)$ , кристаллизация которой типична для сплавов AA5000 серии [38, 39]. Объемная доля частиц кристаллизационного происхождения составила 9%, частицы имели в литом состоянии размер  $0.89 \pm 0.11$  мкм с коэффициентом формы (КФ) 0.69. После гомогенизационного отжига эвтектические частицы сфероидизируются, о чем говорит рост КФ до 0.72, при этом их средний размер незначительно уменьшается до  $0.82 \pm 0.09$  мкм.

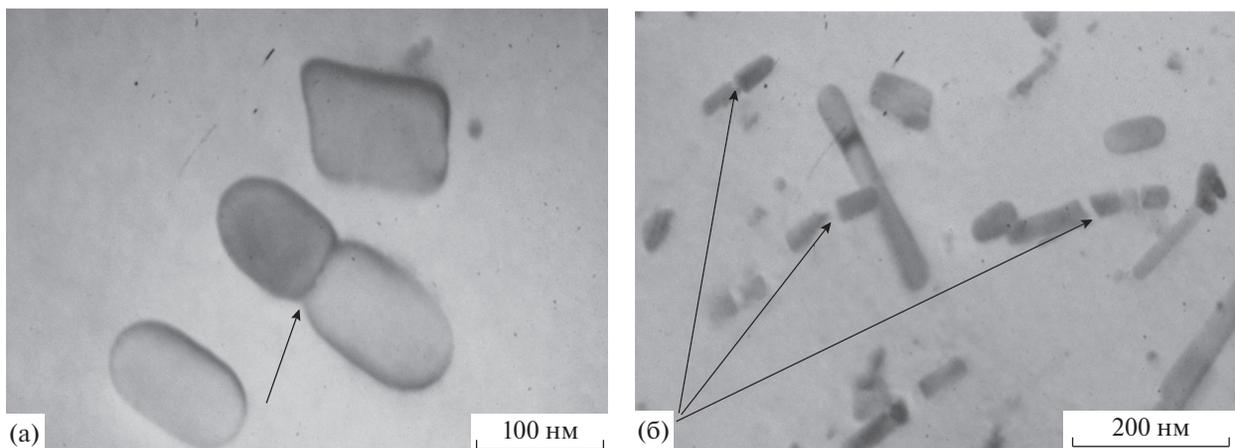
После гомогенизационного отжига в сплаве обнаружены дисперсоиды двух основных типов (1) вытянутые дисперсоиды размером до 250 нм в длину и до 80 нм в ширину (рис. 2а, 2г, 2д) и (2) компактные выделения  $L1_2$ -фазы  $Al_3Zr$  размером до 15 нм (рис. 2а, 2б). Вытянутые дисперсоиды могут быть полностью некогерентны матрице (рис. 2а, врезки), а также агломераты вытянутых дисперсоидов, как и дисперсоидов фазы  $Al_3Zr$ , демонстрируют упорядоченное расположение рефлексов дисперсоидов и алюминиевой матрицы

(рис. 2д), т.е. выделения одинаково ориентированы относительно матрицы, что типично для когерентных матрице выделений. При этом картина дифракции для вытянутых дисперсоидов отличается от картины дифракции для фазы  $Al_3Zr$  в одной оси зоны алюминия [110] (врезки на рис. 2в, 2д). Аналогичную картину дифракции наблюдали в сплаве  $Al-3Mg-1.2Mn-0.3Cr$  [40]. Судя по вытянутой морфологии, дисперсоиды могут принадлежать фазе  $Al_6Mn$ , для которой типично растворение в ней железа и хрома по способу замещения без изменения типа кристаллической решетки [10, 41], ее метастабильным модификациям, например, фазе  $Al_4Mn$ , или фазе  $\alpha-Al_{12}Mn_3Si$  [41, 42]. Кроме того, нельзя исключать, что некоторые дисперсоиды могут относиться к  $\epsilon-Al_{18}Mg_3Cr_2$  фазе [42]. Средний размер марганцовистых дисперсоидов после термомеханической обработки составил  $75 \pm 10$  нм. Деление частиц возможно благодаря их фрагментации путем образования перетяжек и шеек в теле частиц (рис. 3а) по механизму фрагментации цементита в сталях [10, 43]. В результате чего частицы принимают округлую форму. Измельчение возможно и путем механического дробления (рис. 3б) [10].

В процессе получения листов происходит изменение параметров эвтектических частиц (рис. 4а). Размер частиц в холоднокатаном листе составил  $0.57 \pm 0.12$  мкм, КФ увеличился до 0.82, объемная доля не изменилась, составив 9%. Отжиг холоднокатаных листов при температуре  $540^\circ C$  в течение 20 мин не приводит к изменению параметров эвтектических частиц (средний размер



**Рис. 2.** Частицы дисперсидов после гомогенизационного отжига, (а, б, г) светлое поле, врезки на (а) — темное поле обозначенной частицы и картина дифракции, (в, д) темное поле участков б и г соответственно, врезки на (в) и (д) — картины дифракции; рефлекс, в котором получено темнопольное изображение выделен кругом.

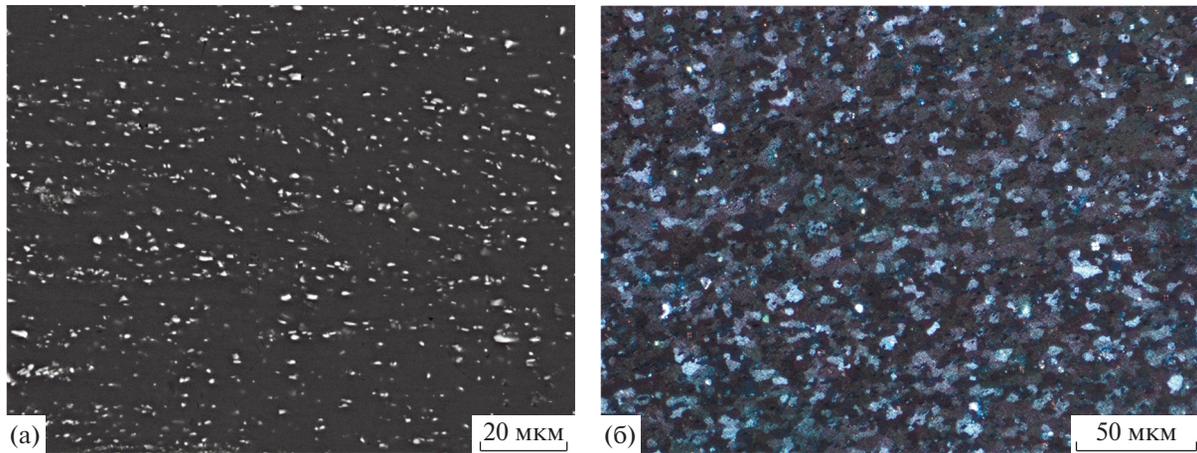


**Рис. 3.** Частицы дисперсидов в листах после термомеханической обработки; а — фрагментация частиц, б — дробление частиц.

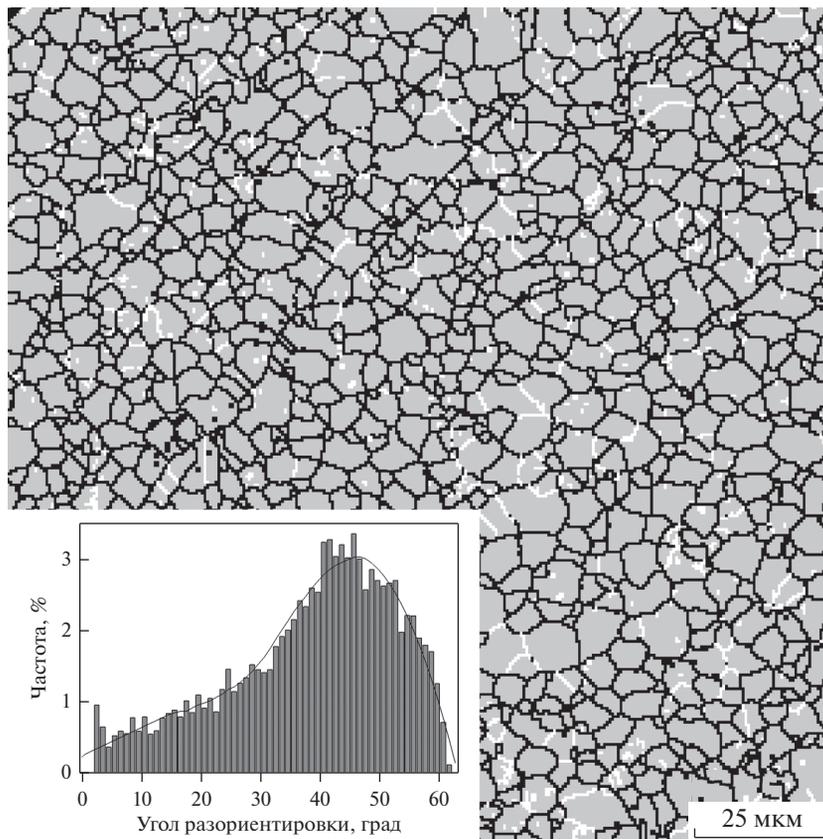
$0.58 \pm 0.09$  мкм,  $K\Phi = 0.82$ ), при этом, отжиг формирует практически равноосную рекристаллизованную структуру со средним размером зерна  $3.9 \pm 0.3$  мкм (рис. 4б). Анализ карт, полученных методом EBSD, (рис. 5) показал, что в структуре сплава присутствуют в основном высокоугловые границы (обозначены черным цветом на рис. 5) и  $\approx 10\%$  малоугловых границ с разориентировкой  $< 15^\circ$  (обозначены белым цветом на рис. 5).

Известно, что магналии относятся к сплавам с подсолидусной сверхпластичностью [44], т.е. проявляют наилучшие показатели вблизи темпе-

ратуры солидуса. По результатам термического анализа, солидус сплава составил  $558^\circ\text{C}$ , таким образом, для определения показателей сверхпластичности была выбрана температура  $540^\circ\text{C}$  ( $0.97T_{\text{пл}}$ ). Зависимость напряжения течения от скорости деформации в логарифмических координатах имеет типичную для сверхпластичных материалов сигмоидальную форму (рис. 6а). Максимальные значения коэффициента скоростной чувствительности  $m = 0.60\text{--}0.62$  наблюдаются при постоянных скоростях деформации  $(1\text{--}2) \times 10^{-2} \text{ c}^{-1}$ , при этом  $m > 0.5$  при скоростях



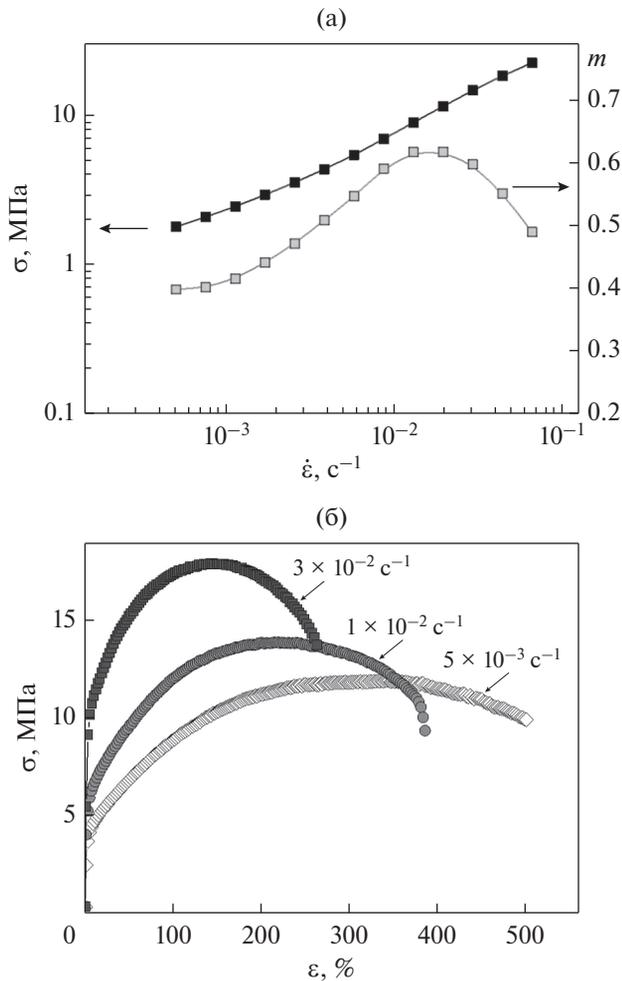
**Рис. 4.** Микроструктура сплава после холодной деформации до 1 мм (а, СЭМ) и зеренная структура после 20 мин рекристаллизационного отжига при 540°C (б, СМ, поляризованный свет).



**Рис. 5.** EBSD-карта зерен/субзерен после 20 мин отжига при 540°C (белые границы – угол разориентировки < 15°, черные границы – угол разориентировки ≥ 15°), врезка – гистограмма распределения углов разориентировки зерен.

деформации  $4 \times 10^{-3}$ – $6 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ . Относительное удлинение сплава при постоянной скорости деформации  $1 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$  достигает 400%, а напряжение течения 14 МПа. Для сравнения, у сплава Al-ni-U, предназначенного для высокоскоростной

сверхпластической формовки, относительное удлинение при скорости  $1 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$  не превышает 270% [34]. Повышение скорости деформации исследуемого сплава в 3 раза до  $3 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$  приводит к росту напряжения течения до 18 МПа, при этом



**Рис. 6.** Зависимость напряжения течения и показателя скоростной чувствительности  $m$  от скорости деформации при температуре 540°C (а) и относительное удлинение сплава при температуре 540°C и разных скоростях деформации (указаны у кривых) – б.

относительное удлинение составляет 280%, этого достаточно для получения методом СПФ деталей средней сложности. Для получения деталей очень сложной геометрии, можно использовать скорость деформации  $5 \times 10^{-3}$  с<sup>-1</sup>, которая обеспечивает относительное удлинение более 500% при напряжении течения 11 МПа.

В рекристаллизованном состоянии сплав имеет предел текучести  $215 \pm 5$  МПа, предел прочности  $330 \pm 5$  МПа, относительное удлинение  $20 \pm 1\%$ . Таким образом, сплав демонстрирует в отожженном/мягком состоянии прочностные свойства на уровне свойств сплава АМг6 (АА5085) с большим содержанием магния [45, 46]. Повышенный предел текучести сплава можно объяснить наличием микрозернистой структуры с размером зерна около 4 мкм.

## ВЫВОДЫ

1. Исследована микроструктура, механические свойства при комнатной температуре, зеренная структура и показатели сверхпластичности при температуре 540°C сплава системы Al–Mg–Fe–Ni–Mn–Cr–Zr. Показано, что при кристаллизации в сплаве образуются эвтектические частицы с объемной долей  $\approx 9\%$ , средний размер которых уменьшается с 0.89 до 0.57 мкм, а коэффициент формы увеличивается с 0.69 до 0.82 в процессе термомеханической обработки, включающей гомогенизационный отжиг, горячую, холодную прокатку и рекристаллизационный отжиг при 540°C ( $0.97T_{пл}$ ) в течение 20 мин.

2. В процессе гомогенизационного отжига выделяются частицы  $L1_2$  фазы  $Al_3Zr$  размером менее 15 нм, и частицы марганцовистой фазы в форме вытянутых пластин длиной до 250 нм, которые могут иметь, как типичную для некогерентных дисперсидов фазы  $Al_6Mn$  картину дифракции с неупорядоченно расположенными рефлексами, так и демонстрировать упорядоченное расположение рефлексов и одинаковую ориентацию кристаллической решетки по отношению к решетке алюминиевой матрицы. В результате деформационной обработки частицы Mn-содержащей фазы делятся, и их средний размер составляет 75 нм.

3. Листы сплава после рекристаллизационного отжига при  $0.97T_{пл}$  имеют размер зерна 3.9 мкм, предел текучести 215 МПа, предел прочности 330 МПа, а относительное удлинение 20%. Микрозернистая структура обеспечивает сплаву сверхпластичное состояние с относительным удлинением 270–500% в интервале постоянных скоростей деформации  $5 \times 10^{-3}$ – $3 \times 10^{-2}$  с<sup>-1</sup>.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФ № 17-79-20426. Авторы выражают огромную благодарность ныне ушедшему из жизни профессору В.К. Портному за обсуждение результатов представленного исследования.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Новиков И.И., Портной В.К. Сверхпластичность сплавов с ультрамелким зерном. М.: Металлургия, 1981. 168 с.
2. Кайбышев О.А., Утяшев Ф.З. Сверхпластичность, измельчение структуры и обработка труднодеформируемых сплавов. М.: Наука, 2002. 438 с.
3. Васин Р.А., Еникеев Ф.У. Введение в механику сверхпластичности. Ч. 1. Уфа: Гилем, 1998. 280 с.
4. Grimes R., Dashwood R.J., Flower H.M. High Strain Rate Superplastic Aluminium Alloys: The Way Forward // Mater. Sci. Forum, Switzerland. 2001. V. 357–359. P. 357–362.
5. Xiao-guo Wang, Qiu-shu Li, Rui-rui Wu, Xiao-yuan Zhang, Liyun Ma. A Review on Superplastic Formation Behavior of Al Alloys // Adv. Mater. Sci. Eng., 2018. ID

7606140. P. 1–17.  
<https://doi.org/10.1155/2018/7606140>
6. *Портной В.К.* Роль оптимизации гетерогенности в подготовке ультрамелкозернистой структуры сверхпластичных сплавов // Изв. Вузов. Цветная металлургия. 1985. № 1. С. 93–107.
  7. *Humphreys F.J.* The nucleation of recrystallization at second phase particles in deformed aluminium // *Acta Metal.* 1977. V. 25. № 11. P. 1323–1344.
  8. *Маркушев М.В.* О принципах деформационных методов измельчения зерен алюминиевых сплавов. I. Мелкозернистые сплавы // *ФММ*, 2009. Т. 108. № 1. С. 46–53.
  9. *Маркушев М.В.* О принципах деформационных методов измельчения зерен алюминиевых сплавов. II. Ультрамелкозернистые сплавы // *ФММ*, 2009. Т. 108. № 2. С. 169–179.
  10. *Portnoy V.K., Rylov D.S., Levchenko V.S., Mikhaylovskaya A.V.* The influence of chromium on the structure and superplasticity of Al–Mg–Mn alloys // *J. Alloys Compounds.* 2013. № 581. P. 313–317.
  11. *Mikhaylovskaya A.V., Yakovtseva O.A., Golovin I.S., Pozdniakov A.V., Portnoy V.K.* Superplastic deformation mechanisms in fine-grained Al–Mg based alloy // *Mater. Sci. Eng. A.* 2015. № 627. P. 31–41.
  12. *Mikhailovskaya A.V., Golovin I.S., Zaitseva A.A., Portnoi V.K., Dröttboom P., Cifre J.* Effect of Mn and Cr Additions on Kinetics of Recrystallization and Parameters of Grain Boundary Relaxation of Al–4.9Mg Alloy // *Phys. Met. Metal.* 2013. V. 114. № 3. P. 246–255.
  13. *Wert J.A., Paton N.E., Hamilton C.H., Mahoney M.W.* Grain refinement in 7475 aluminium by thermomechanical processing // *Metall. Trans A.* 1981. V. 12. P. 1267–1276.
  14. *Yong-yi P., Zhi-min Y., Bo N., Li Z.* Effect of minor Sc and Zr on superplasticity of Al–Mg–Mn alloys // *Trans. Nonferrous Met. SOC. China.* 2007. V. 17. P. 744–750.
  15. *Maeng Y., Lee J.H., Hong S.I.* The effect of transition elements on the superplastic behavior of Al–Mg alloys // *Mater. Sci. Eng. A.* 2003. № 357. P. 188–195.
  16. *Ma Z.Y., Mishra R.S., Mahoney M.W., Grimes R.* High strain rate superplasticity in friction stir processed Al–Mg–Zr alloy // *Mater. Sci. Eng. A.* 2003. № 351. P. 148–153.
  17. *Mochugovskiy A., Mikhaylovskaya A., Tabachkova N., Portnoy V.* 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.
  18. *Pozdniakov A.V., Aytmagambetov A.A., Makhov S.V., Napalkov V.I.* Effect of impurities of Fe and Si on the structure and strengthening upon annealing of the Al–0.2% Zr–0.1% Sc alloys with and without Y additive // *Physics of Metals and Metallography.* 2017. V. 118. № 5. P. 479–484.
  19. *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. Metal.* 2017. V. 118. № 4. P. 407–414.
  20. *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. Metal.* 2016. V. 117. № 11. P. 1163–1169.
  21. *Sitdikov O.S., Avtokratova E.V., Mukhametdinova O.E., Garipova R.N., Markushev M.V.* Effect of the Size of Al<sub>3</sub>(Sc, Zr) Precipitates on the Structure of Multi-Directionally Isothermally Forged Al–Mg–Sc–Zr Alloy // *Phys. Met. Metal.* 2017. V. 118. № 12. P. 1215–1224.
  22. *Nes E., Ryum N., Hunderi O.* On the Zener drag // *Acta Metal.* 1985. V. 33. № 1. P. 11–22.
  23. *Belov N.A.* Quantitative phase analysis of the Al–Zn–Mg–Cu–Ni phase diagram in the region of compositions of high-strength nickalines // *Russian Journal of Non-Ferrous Metals.* 2010. V. 51. № 3. P. 243–249.
  24. *Shurkin P.K., Belov N.A., Akopyan T.K., Alabin A.N., Aleshchenko A.S., Avxentieva N.N.* Formation of the structure of thin-sheet rolled product from a high-strength sparingly alloyed aluminum alloy “nikalin” // *Phys. Met. Metal.* 2017. V. 118. № 9. P. 896–904.
  25. *Akopyan T.K., Aleshchenko A.S., Belov N.A., Galkin S.P.* Effect of Radial–Shear Rolling on the Formation of Structure and Mechanical Properties of Al–Ni and Al–Ca Aluminum–Matrix Composite Alloys of Eutectic Type // *Phys. Met. Metal.* 2018. V. 119. № 3. P. 241–250.
  26. *Mikhaylovskaya A.V., Ryazantseva M.A., Portnoy V.K.* Effect of eutectic particles on the grain size control and the superplasticity of aluminium alloys // *Mater. Sci. Eng. A.* 2011. V. 528. P. 7306–7309.
  27. *Kotov A.D., Mikhaylovskaya A.V. and Portnoy V.K.* Effect of the Solid–Solution Composition on the Superplasticity Characteristics of Al–Zn–Mg–Cu–Ni–Zr Alloys // *Phys. Met. Metal.* 2014. V. 115. № 7. P. 730–735.
  28. *Kotov A.D., Mikhaylovskaya A.V., Kishchik M.S., Tsarkov A.A., Aksenov S.A., Portnoy V.K.* Superplasticity of high-strength Al-based alloys produced by thermomechanical treatment // *J. Alloys Compounds.* 2016. V. 688. P. 336–344.
  29. *Kotov A.D., Mikhaylovskaya A.V., Borisov A.A., Yakovtseva O.A., Portnoy V.K.* High-strain-rate superplasticity of the Al–Zn–Mg–Cu alloys with Fe and Ni additions // *Phys. Met. Metal.* 2017. V. 118. № 9. P. 913–921.
  30. *Kotov A.D., Mikhaylovskaya A.V., Golovin I.S., Portnoy V.K.* Fine-grained structure and superplasticity of Al–Cu–Mg–Fe–Ni alloys // *Mater. Sci. Forum.* 2013. V. 735. P. 55–60.
  31. *Kishchik A., Mikhaylovskaya A., Kotov A., Portnoy V.* Effect of homogenization treatment on superplastic properties of aluminum based alloy with minor Zr and Sc additions // *Defect and Diffusion Forum.* 2018. V. 385 DDF. P. 84–90.
  32. *Mikhaylovskaya A.V., Yakovtseva O.A., Cheverikin V.V., Kotov A.D., Portnoy V.K.* Superplastic behaviour of Al–Mg–Zn–Zr–Sc-based alloys at high strain rates // *Mater. Sci. Eng.: A.* 2016. V. 659. P. 225–233.
  33. *Kishchik A.A., Mikhaylovskaya A.V., Kotov A.D., Rofman O.V., Portnoy V.K.* Al–Mg–Fe–Ni based alloy for high strain rate superplastic forming // *Mater. Sci. Eng.: A.* 2018. V. 718. P. 190–197.
  34. *Tomoyuki Kudo, Akira Goto, Kazuya Saito.* High Strain Rate Blow Formability of Newly Developed Al–Mg–

- High-Mn Alloy // Furukawa-Sky Review. 2013. № 9. P. 11–17.
35. *Sorgente D., Tricarico L.* Characterization of a superplastic aluminium alloy ALNOVI-through free inflation tests and inverse analysis // *Int. J. Mater. Form.* 2014. № 7. P. 79–87.
36. *Mondolfo L.F.* Aluminum Alloys: Structure and Properties, Butterworths, Oxford. 1976. 971 с.
37. *Glazoff M., Khvan A., Zolotarevsky V., Belov N., Dinsdale A.* Casting Aluminum Alloys, Their Physical and Mechanical Metallurgy, 2nd Edition, Elsevier Science & Technology, 2018. 562 с.
38. *Engler O., Miller-Jupp S.* Control of second-phase particles in the Al-Mg-Mn alloy AA 5083 // *J. Alloy. Compd.* 2016. V. 689. P. 998–1010.
39. *Engler O., Liu Z., Kuhnke K.* Impact of homogenization on particles in the Al-Mg-Mn alloy AA 5454 – Experiment and simulation // *J. Alloy. Compd.* V. 560. P. 111–122.
40. *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. & Design.* 2016. V. 109. P. 197–208.
41. *Engler O., Kuhnke K., Westphal K., Hasenclever J.* Impact of chromium on the microchemistry evolution during solidification and homogenization of the Al-Mg alloy AA 5052 // *J. Alloys Compounds.* 2018. V. 744. P. 561–573.
42. *Li Y.J., Arnberg L.* Quantitative study on the precipitation behavior of dispersoids in DC-cast AA3003 alloy during heating and homogenization // *Acta Mater.* 2003. V. 51. P. 3415–3428.
43. *Zhou L., Liu G., Ma X.L., Lu K.* Strain-induced refinement in a steel with spheroidal cementite subjected to surface mechanical attrition treatment // *Acta Mater.* 2008. V. 56. № 1. P. 78–87.
44. *Novikov I.I., Portnoy V.K., Levchenko V.S., Nikiforov A.O.* Subsolidus superplasticity of aluminium alloys // *Mater. Sci. Forum.* 1997. V. 243–245. P. 463–468.
45. *Маркушев М.В., Мурашкин М.Ю.* Прочность и трещиностойкость промышленных алюминиевых сплавов 1560 и 5083 системы Al-Mg-Mn после интенсивной пластической деформации угловым прессованием // *ФММ.* 2004. Т. 98. № 2. С. 116–128.
46. *Romhanji E., Popovic M., Glisic D., Milenkovic V.* Formability of a high-strength Al-Mg6.8 type alloy sheet // *J. Mater. Sci.* 1998. V. 33. № 4. P. 1037–1042.