

Сверхпластичность ультрамелкозернистых сплавов Al–Mg–Sc–Zr с различным содержанием Mg, Sc, Zr

© В.Н. Чувильдеев, М.Ю. Грязнов, С.В. Шотин, А.В. Нохрин, К.В. Лихницкий, Я.С. Шадрина, М.К. Чегуров, В.И. Копылов, А.А. Бобров

Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, 603022 Нижний Новгород, Россия
e-mail: nokhrin@nifti.unn.ru

Поступило в Редакцию 20 ноября 2024 г.

В окончательной редакции 16 мая 2025 г.

Принято к публикации 8 июля 2025 г.

Исследовано влияние концентрации магния (2.5, 4.0, 6.0 wt.%) на сверхпластичность алюминиевых сплавов Al–Mg–Sc–Zr с различным отношением Sc/Zr ($Sc/Zr = 0.45, 1.0, 2.2$). Ультрамелкозернистая (УМЗ) микроструктура в сплавах сформирована методом равноканального углового прессования. Испытания на сверхпластичность проведены в интервале температур от 300 °C до 500 °C и в интервале скоростей деформации ($\dot{\epsilon}$) от $3.3 \cdot 10^{-4}$ до $3.3 \cdot 10^{-1} \text{ s}^{-1}$. Максимальные удлинения до разрушения ($\delta_{\max}$) достигаются при $\dot{\epsilon} = 3.3 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$. При температуре 500 °C в сплаве с 2.5 % Mg и $Sc/Zr = 2.2$ удлинение до разрушения достигает $\delta_{\max} = 1970\%$, а в сплаве с 2.5 % Mg и $Sc/Zr = 1.0$ — $\delta_{\max} = 1750\%$. Установлено, что при нагреве УМЗ мелкозернистых сплавов с повышенным содержанием циркония наблюдается одновременное выделение частиц $Al_3(Sc, Zr)$ по гомогенному механизму и прерывистое образование веретенообразных субмикронных частиц Al_3Zr . Увеличение концентрации Sc приводит к уменьшению числа частиц Al_3Zr образующихся по механизму прерывистого распада и к увеличению числа наночастиц Al_3Sc . Показано, что увеличение концентрации Mg приводит к снижению напряжения течения и относительного удлинения до разрушения УМЗ мелкозернистых сплавов Al–Mg–Sc–Zr. Исследования микроструктуры показывают, что при сверхпластичности развивается деформационно-стимулированный рост зерен. Установлено, что характер зависимости удлинения до разрушения от температуры испытаний определяется отношением Sc/Zr — в сплавах с $Sc/Zr \geq 1$ повышение температуры приводит к росту пластичности, а в сплавах с $Sc/Zr = 0.45$ — к снижению пластичности.

Ключевые слова: сплавы Al–Mg; скандий, цирконий, сверхпластичность, рост зерен.

DOI: 10.61011/JTF.2025.12.61808.426-24

Введение

В настоящее время в промышленности широко используются высокопрочные сплавы Al–6% Mg–Sc–Zr (марки 01570, 01570C, 01575 и др.), которые обладают оптимальным сочетанием прочности и пластичности при комнатной температуре, свариваемости, усталостной прочности [1,2]. (Здесь и далее концентрации легирующих элементов указаны в wt.%) Сплавы Al–6% Mg–Sc–Zr с ультрамелкозернистой (УМЗ) микроструктурой, полученные методами интенсивного пластического деформирования (ИПД), демонстрируют высокие характеристики сверхпластичности (СП) при повышенных температурах и скоростях деформации [3–5]. Это делает возможным сверхпластическую штамповку изделий сложной формы из этих сплавов.

Удлинение до разрушения УМЗ сплавов Al–Mg–Sc–Zr весьма высоко и превосходит характеристики практически всех остальных алюминиевых сплавов. Наиболее исследованными являются УМЗ сплав 1570 состава Al–(5.3–6.3)% Mg–(0.2–0.6)% Mn–(0.17–0.27)% Sc–(0.05–0.15)% Zr, а также УМЗ сплав 1570C состава Al–(5.0–5.6)% Mg–(0.2–0.5)% Mn–(0.18–0.26)% Sc–(0.05–0.12)% Zr.

В сплаве 1570 со средним размером зерна $d_0 \sim 1 \mu\text{m}$, изготовленном методом равноканального углового прессования (РКУП), удлинение до разрушения достигает $\delta_{\max} \sim 2000\%$ (при температуре 450 °C и скорости деформации $\dot{\epsilon} = 5.6 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$) [6]. В работе [7] в сплаве 1570, также полученном методом РКУП, были достигнуты более высокие характеристики СП: $\delta_{\max} \sim 2330\%$ при 450 °C, $\dot{\epsilon} = 1.4 \cdot 10^{-1} \text{ s}^{-1}$. Высокие значения удлинения до разрушения в сплаве 1570 также обеспечиваются при использовании технологии кручения под квазигидростатическим давлением (High Pressure Torsion, HPT) ($\delta_{\max} \sim 1460\%$ при 400 °C, $\dot{\epsilon} = 1 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$) [8]. Сверхпластические характеристики сплавов, полученных традиционной прокаткой, обычно оказываются ниже, чем характеристики УМЗ сплавов, полученных методами ИПД (см., например, [9–12]). На данный момент наиболее высокие сверхпластические характеристики достигнуты в УМЗ сплаве 1570 в случае применения технологии асимметричной прокатки (Asymmetrical rolling process, ASR) с последующим отжигом: $\delta_{\max} \sim 3170\%$ при 500 °C, $\dot{\epsilon} = 5 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ [13,14].

В сплаве 1570C максимальные сверхпластические характеристики достигаются в случае применения технологии теплового РКУП: $\delta_{\max} \sim 4100\%$ при 450 °C,

$\dot{\epsilon} = 5.6 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ [3]; $\delta_{\max} \sim 3300\%$ при 475°C , $\dot{\epsilon} = 5.6 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ [15]. Также достаточно высокие сверхпластические характеристики в сплаве 1570С обеспечиваются в случае применения технологий сварки трением с перемешиванием (Friction Stir Process, FSP) [16–19] и прокатки [4,20]. Следует отметить работу [21], в которой было проанализировано влияние технологии ИПД на сверхпластические свойства сплава 1570С и показано, что влияние технологии ИПД проявляется через изменение среднего размера зерна, степени разноразмерности и доли большеугловых границ зерен. Максимальные сверхпластические характеристики были обеспечены в сплаве 1570С с большой объемной долей большеугловых границ зерен ($\sim 97\%$) и средним размером зерна $d_0 \sim 3.3 \mu\text{m}$.

Отметим, что магний снижает интенсивность процессов зернограницной диффузии в алюминии [22,23] и часто рассматривается в качестве элемента, обеспечивающего повышенную стабильность неравновесной УМЗ микроструктуры в алюминиевых сплавах [24]. Поэтому повышенная концентрация Mg обеспечивает высокие физико-механические свойства и эксплуатационные характеристики сплавов системы Al–Mg [1,2,25]. Вместе с тем следует отметить, что растворимость Mg в алюминии в равновесных условиях не очень велика ($\sim 1.5\text{--}1.9 \text{ wt.}\%$ при 100°C [26]), что приводит к выделению частиц β -фазы по границам зерен/дендритов при кристаллизации или при провоцирующем отжиге. (Здесь и далее под термином „провоцирующий отжиг“ понимается вид низкотемпературной термической обработки, способствующий выделению частиц β -фазы по границам зерен алюминия и, как следствие, приводящий к резкому повышению скорости межкристаллитной коррозии.) Образующиеся частицы β -фазы создают микрогальванические пары „зерно Al — зернограницная β -фаза“ и снижают стойкость алюминиевых сплавов к межкристаллитной коррозии. Отметим, что центрами для вторичного образования частиц β -фазы при отжиге могут быть частицы $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ [27], которые обеспечивают повышенную прочность алюминиевых сплавов. Это способствует дополнительному снижению коррозионной стойкости алюминиевых сплавов.

Цель настоящей работы — исследование влияния концентрации магния на СП поведение УМЗ сплавов Al–Mg–Sc–Zr с различным соотношением Sc/Zr, при этом особое внимание в работе уделяется сплавам с пониженным содержанием магния и повышенным содержанием циркония (малым соотношением Sc/Zr). Снижение концентрации магния в сплавах Al–Mg–Sc–Zr позволит обеспечить их повышенную коррозионную стойкость — при условии сохранения их прочности (твердости) и высоких СП характеристик. Варьирование отношения Sc/Zr в составе сплавов Al–Mg–Sc–Zr может быть использовано для решения задачи частичного замещения дорогостоящего скандия на более дешевый Zr (см. также [28–30]). Отметим, что высокая цена скандия ограничивает перспективы применения промышленных

сплавов Al–Mg–Sc–Zr в гражданском машиностроении и энергетике. Поэтому задача уменьшения концентрации дорогостоящего Sc в составе сплавов Al–Mg–Sc–Zr является важной практической задачей.

1. Методика эксперимента

Объектом исследования являются сплавы Al–Mg–Sc–Zr с разным содержанием Mg = 2.5 %, 4.0 % и 6.0 %. Для каждой концентрации магния исследовались сплавы с 0.22 % Sc + 0.10 % Zr (Sc/Zr = 2.2), 0.16 % Sc + 0.16 % Zr (Sc/Zr = 1.0) и 0.10 % Sc + 0.22 % Zr (Sc/Zr = 0.45). Результаты исследований сплавов с 6 % Mg были опубликованы ранее [30], результаты исследований сплавов с 2.5 % и 4 % Mg публикуются впервые.

Заготовки алюминиевых сплавов размером $20 \times 20 \times 160 \text{ mm}$ были получены методом индукционного литья в вакууме, с использованием литейной машины Indutherm VTC 200V с медной изложницей и керамическим тиглем. Использовались следующие режимы литья: температура плавления 800°C , время расплавления компонент 6–10 min, температура разлива 760°C , время выдержки перед разливкой 60 min, охлаждение до комнатной температуры происходило в течение 50–250 s. Отклонение реальной концентрации Sc и Zr от расчетной не превышало $-2 \cdot 10^{-3}\%$. Разброс концентрации Mg в разных участках образцов составлял $\pm 0.2\%$.

УМЗ микроструктура в сплавах формировалась методом РКУП с использованием гидравлического пресса Ficer HF400L, по следующему режиму: $N = 3$ цикла прессования при температуре 275°C со скоростью 0.4 mm/s , в оснастке квадратного сечения с углом пересечения каналов 90° . 30-минутный отжиг образцов проводили в воздушной печи ЭКПС-10. Температуры отжига (300°C – 500°C) соответствовали температурам испытаний на СП (см. далее). Время отжига (30 min) соответствовало среднему времени испытаний на СП (включая время нагрева образцов до температуры испытания и 10-минутной изотермической выдержки образцов при этой температуре перед началом испытания для установления теплового равновесия). Исследование структуры и свойств отожженных образцов позволило определить механизм выделения частиц второй фазы $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$, которые обеспечивают стабильность микроструктуры в условиях СП и влияют на стабильность сверхпластического течения.

Для испытаний на СП использовались образцы в форме „двойной лопатки“, с рабочей частью размером $2 \times 2 \times 3 \text{ mm}$. Общая длина образцов составляла 25 mm. Испытания на растяжение проводились с использованием разрывной машины Tinius Olsen H25K-S при скоростях деформации $3.3 \cdot 10^{-4}$, $3.3 \cdot 10^{-3}$, $3.3 \cdot 10^{-2}$ и $3.3 \cdot 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ (скорости растяжения 10^{-3} , 10^{-2} , 10^{-1} и 1 mm/s соответственно), в интервале температур от 300°C до 500°C . На основании анализа зависимости

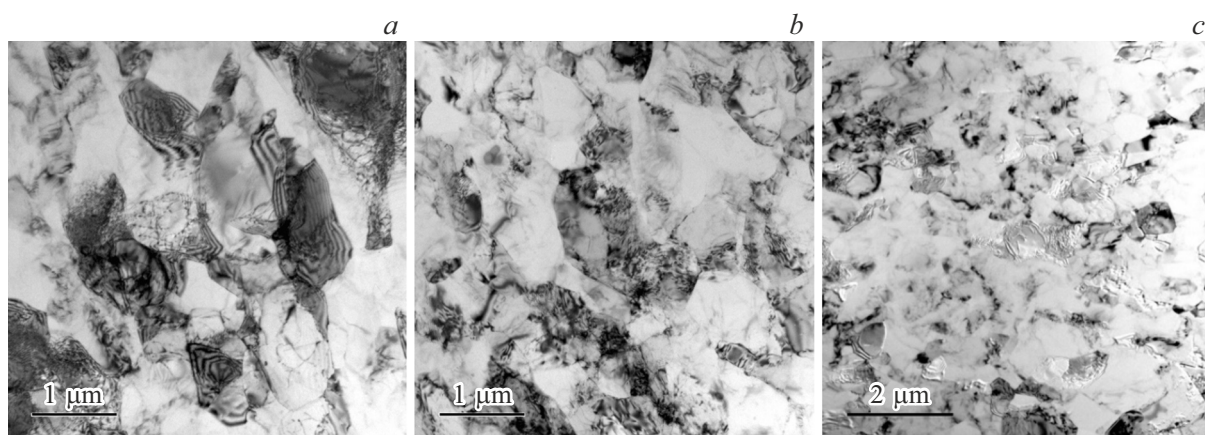


Рис. 1. Микроструктура УМЗ сплавов с Sc/Zr = 2.2 и разной концентрацией магния: *a* — 2.5% Mg; *b* — 4% Mg; *c* — 6% Mg [30]. ПЭМ.

„инженерное напряжение (σ) — инженерная деформация (ε)“ определяли напряжение течения (σ_b) и относительное удлинение до разрушения ($\delta_{\max}$) образцов. При определении погрешности $\delta_{\max}$ проводилось сравнение удлинения до разрушения измеренного по кривой $\sigma(\varepsilon)$ с удлинением рабочей части образца до и после испытаний на СП.

Результаты испытаний анализировали с использованием уравнения

$$\dot{\varepsilon} = A(\sigma_b/G)^{1/m}(b/d)^p(D_{\text{eff}}/b^2)(G\Omega/kT). \quad (1)$$

где m — коэффициент скоростной чувствительности, $p = 2, 3$ — численный коэффициент, b — вектор Бюргера, G — модуль сдвига, k — постоянная Больцмана, $D_{\text{eff}} = D_0 \exp(Q_{\text{eff}}/kT)$ — эффективный коэффициент диффузии, Q_{eff} — энергия активации СП деформации [31,32].

Для определения параметров уравнения (1) зависимости „инженерное напряжение (σ) — инженерная деформация (ε)“ пересчитываются в зависимости „истинное напряжение (σ_t) — истинная деформация (ε_t)“, в соответствии с [33]:

$$\varepsilon_t = \ln(1 + \varepsilon/100), \quad \sigma_t = \sigma(1 + \varepsilon_t). \quad (2)$$

Микроструктуру сплавов исследовали с использованием металлографического микроскопа Leica DM IRM, растрового электронного микроскопа (РЭМ) Jeol JSM-6490 и просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) Jeol JEM-2100F. Образцы для структурных исследований подвергались механической шлифовке и полировке с использованием алмазных паст различной дисперсности, финальная полировка осуществлялась с использованием суспензии на основе субмикронных порошков оксида алюминия, а травление проводилось в смеси кислот HF (15 ml), HNO₃ (10 ml) и глицерина (35 ml). Металлографические исследования микроструктуры проводили в области разрушения (Зона I) и в недеформированной части образцов (Зона II) после

испытаний на СП. При металлографических исследованиях для выявления пор небольшой глубины, возникающих в результате растравливания частиц β -фазы и благоприятно ориентированных зерен алюминия с повышенной концентрацией магния, использовался режим интерференционного контраста с двумя светофильтрами (поляризационный, лямбда). В данном режиме поры небольшой глубины окрашивались в зеленый цвет, что позволяло разделить глубокие поры деформационного происхождения, образующиеся при сверхпластической деформации, и неглубокие поры коррозионного происхождения. Расчет среднего размера зерен и пор проводился методом хорд, с использованием программы GoodGrains. Состав выделяющихся частиц Al₃(Sc,Zr) анализировали с использованием рентгеновского микроанализатора, входящего в состав микроскопа Jeol JEM-2100F. Состав крупных частиц β -фазы анализировали с использованием рентгеновского микроанализатора Oxford Instruments INCA 350, входящего в состав микроскопа Jeol JSM-6490. Фрактографический анализ изломов проводили методом РЭМ.

2. Результаты

2.1. Исследования микроструктуры

УМЗ сплавы с 2.5 % Mg в состоянии после РКУП имеют однородную микроструктуру со средним размером зерна $\sim 0.6\text{--}0.8\ \mu\text{m}$; существенной анизотропии зерен не наблюдается. Увеличение концентрации Mg от 2.5 % до 6% приводит к незначительному снижению среднего размера зерна до $\sim 0.3\text{--}0.5\ \mu\text{m}$ (рис. 1).

При нагреве УМЗ сплавов Al–Mg–Sc–Zr происходит выделение частиц Al₃(Sc,Zr) (рис. 2). При нагреве УМЗ сплавов Al–6% Mg–Sc–Zr с повышенным содержанием скандия происходит образование частиц Al₃Sc, которые выделяются в объеме зерен и по ядрам решеточных дислокаций (рис. 2, *a*). В сплавах с повышенным содержанием циркония наблюдается образование трех типов

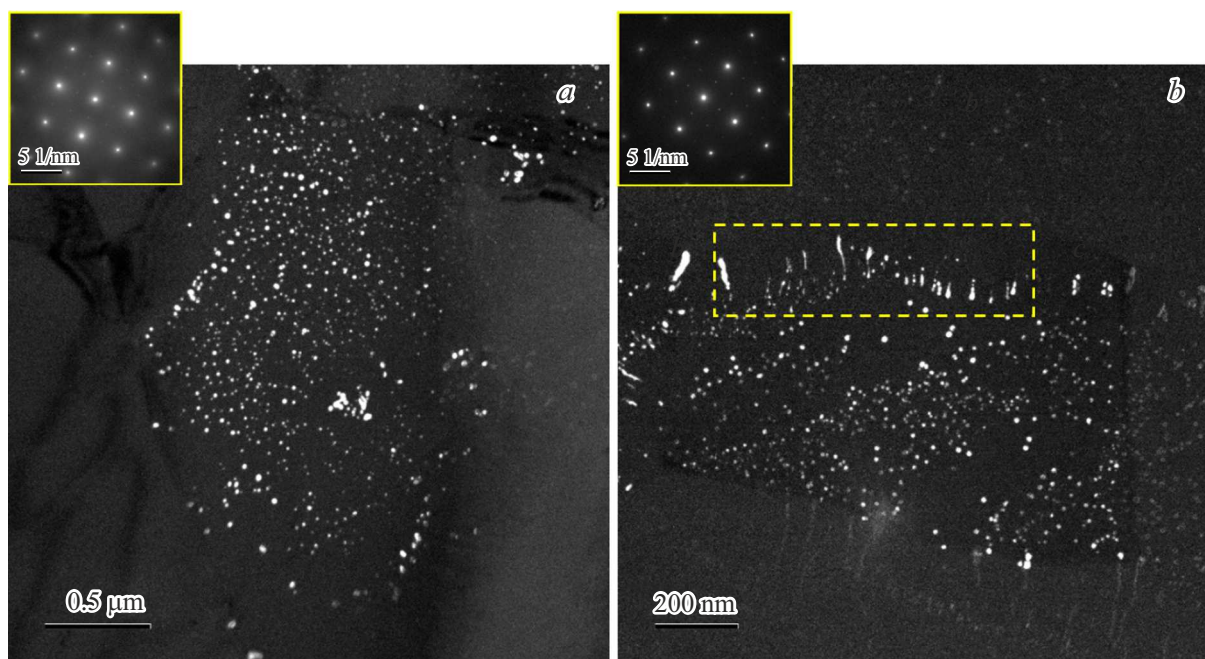


Рис. 2. Частицы $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$, образовавшиеся в УМЗ сплавах с 6% Mg и $\text{Sc/Zr} = 2.2$ (a) и $\text{Sc/Zr} = 0.45$ (b) после отжига 500°C , 30 min. ПЭМ. Микродифракционные картины регистрировались с площади $\sim 10 \mu\text{m}^2$, включающей несколько зерен.

частиц — в объеме зерен образуются наночастицы Al_3Sc и $\text{Al}_3(\text{Sc}_{0.5}\text{Zr}_{0.5})$, а вблизи границ зерен по механизму прерывистого распада выделяются субмикронные частицы Al_3Zr веретенообразной формы. На рис. 2, b такие частицы, образовавшиеся по механизму прерывистого распада, отмечены желтой пунктирной линией. Подробное исследование размера и состава выделяющихся частиц проведено в нашей предыдущей работе [30]. Результаты энергодисперсионного микроанализа состава вторичных частиц, образующихся при отжиге сплава с $\text{Sc/Zr} = 0.45$, представлены на рис. 3. При отжиге сплавов $\text{Al}-6\%\text{Mg}-0.16\%\text{Sc}-0.16\%\text{Zr}$ наблюдается единичное образование частиц Al_3Zr по механизму прерывистого распада, но число частиц веретенообразной формы в сплавах с $\text{Sc/Zr} = 1$ намного меньше, чем в сплавах $\text{Sc/Zr} = 0.45$. Уменьшение концентрации Mg приводит к увеличению объемной доли частиц $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$, но не оказывает влияния на характер их образования.

Отметим, что прерывистое образование частиц Al_3Zr при отжиге мелкозернистых алюминиевых сплавов ранее было описано в работах [34–38], хотя и следует отметить, что причины проявления эффекта прерывистого распада в Zr-обогащенных сплавах остаются слабо изученными и достаточно часто при отжиге УМЗ сплавов $\text{Al}-\text{Zr}$ авторами наблюдается гомогенное образование наночастиц Al_3Zr сферической формы [39,40].

На рис. 4 представлены результаты исследований микроструктуры отожженных сплавов с различным содержанием магния, скандия и циркония. Выделяющиеся частицы $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ обеспечивают стабилизацию неравновесной УМЗ микроструктуры сплавов $\text{Al}-\text{Mg}-\text{Sc}-\text{Zr}$.

В сплавах с повышенным содержанием циркония и с малым содержанием магния (2.5%, 4%) наблюдаются крупные рекристаллизованные зерна, размер которых может достигать $10 \mu\text{m}$ (рис. 4, b, d). Рекристаллизованная микроструктура в отожженных сплавах с 6% Mg имеет большую степень однородности после нагрева до 500°C (рис. 4, e, f).

На рис. 4, g представлены зависимости среднего размера зерен от температуры 30-минутного отжига УМЗ сплавов с различным содержанием Mg, Sc, Zr. На рис. 4, g видно, что температура начала роста зерен составляет $350^\circ\text{C}-375^\circ\text{C}$ и слабо зависит от концентрации Mg и соотношения Sc/Zr . Повышение концентрации Mg (при $\text{Sc/Zr} = \text{const}$) и увеличение отношения Sc/Zr (при $\text{Mg} = \text{const}$) приводит к уменьшению среднего размера зерна — например, в сплавах с $\text{Sc/Zr} = 2.2$ снижение концентрации Mg от 2.5% до 6% приводит к уменьшению среднего размера рекристаллизованного зерна от 4.3 до $2.1 \mu\text{m}$ (после отжига при 500°C , 30 min). Аналогичное увеличение концентрации Mg в сплавах с $\text{Sc/Zr} = 0.45$ после отжига при 500°C приводит к уменьшению размера зерна от 6.1 до $2.5 \mu\text{m}$.

В рекристаллизованных сплавах наблюдаются следы травления частиц β -фазы по границам зерен (рис. 5). В сплавах с большими зернами наблюдаются более крупные ямки травления частиц β -фазы, которые располагаются равномерно по поверхности шлифа. В мелкозернистых сплавах с малым размером зерна наблюдается большое число мелких ямок травления, расположенных по границам зерен (рис. 5, a). Увеличение концентрации Mg приводит к увеличению числа ямок

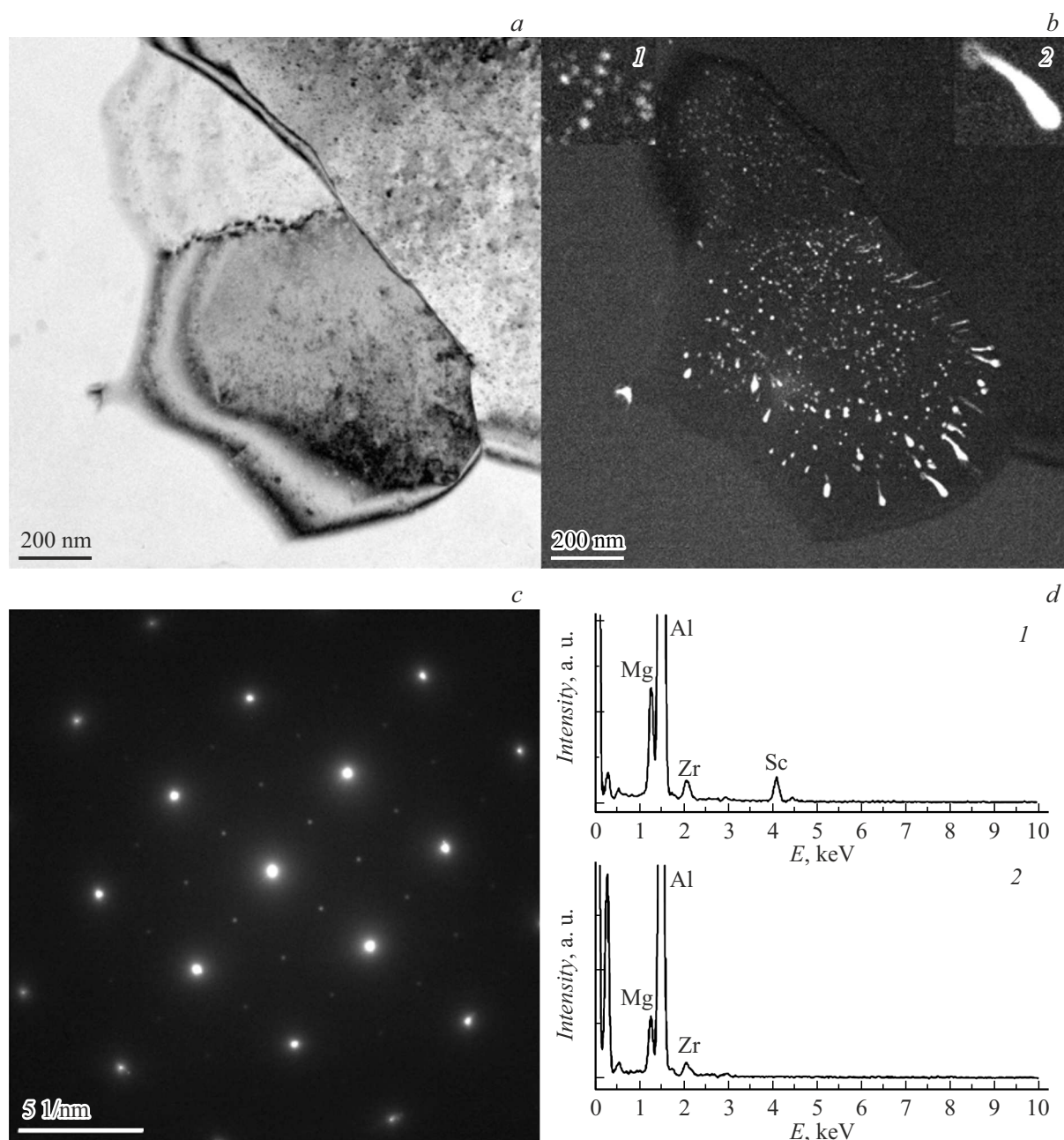


Рис. 3. Результаты исследований состава частиц $\text{Al}_3(\text{Sc,Zr})$ образовавшихся в УМЗ сплаве Al–6Mg–0.10%Sc–0.22%Zr после отжига 500°C , 30 min: *a* — светлпольное изображение исследуемого зерна; *b* — темнопольное изображение частиц в исследуемом зерне: 1 — сферические наночастицы, образовавшиеся по механизму гомогенного распада; 2 — вытянутые частицы, образовавшиеся по механизму прерывистого распада; *c* — микродифракционная картина анализируемого зерна площадью $\sim 1\ \mu\text{m}^2$, представленного на *a,b*; *d* — рентгеновский (энергодисперсионный) микроанализ состава частиц № 1 и № 2, представленных на *b*. ПЭМ.

травления и к уменьшению их размера (вследствие уменьшения размера зерна в сплавах с повышенным содержанием магния).

2.2. Испытания на СП мелкозернистых сплавов

Результаты испытаний на СП обобщены в табл. 1 и на рис. 6, *a*. На рис. 6, *a* и в табл. 1 видно, что для

сплавов с 0.22% Sc + 0.10% Zr и 0.16% Sc + 0.16% Zr увеличение температуры испытания приводит к монотонному повышению пластичности. Зависимость удлинения до разрушения от скорости деформации $\delta_{\text{max}}(\dot{\epsilon})$ в этих сплавах имеет немонотонный характер и максимальная пластичность достигается при $\dot{\epsilon} = 3.3 \cdot 10^{-2}\ \text{s}^{-1}$ (табл. 1). В сплаве Al–2.5% Mg–0.22% Sc–0.10% Zr при $\dot{\epsilon} = 3.3 \cdot 10^{-2}\ \text{s}^{-1}$ и температуре 500°C до-

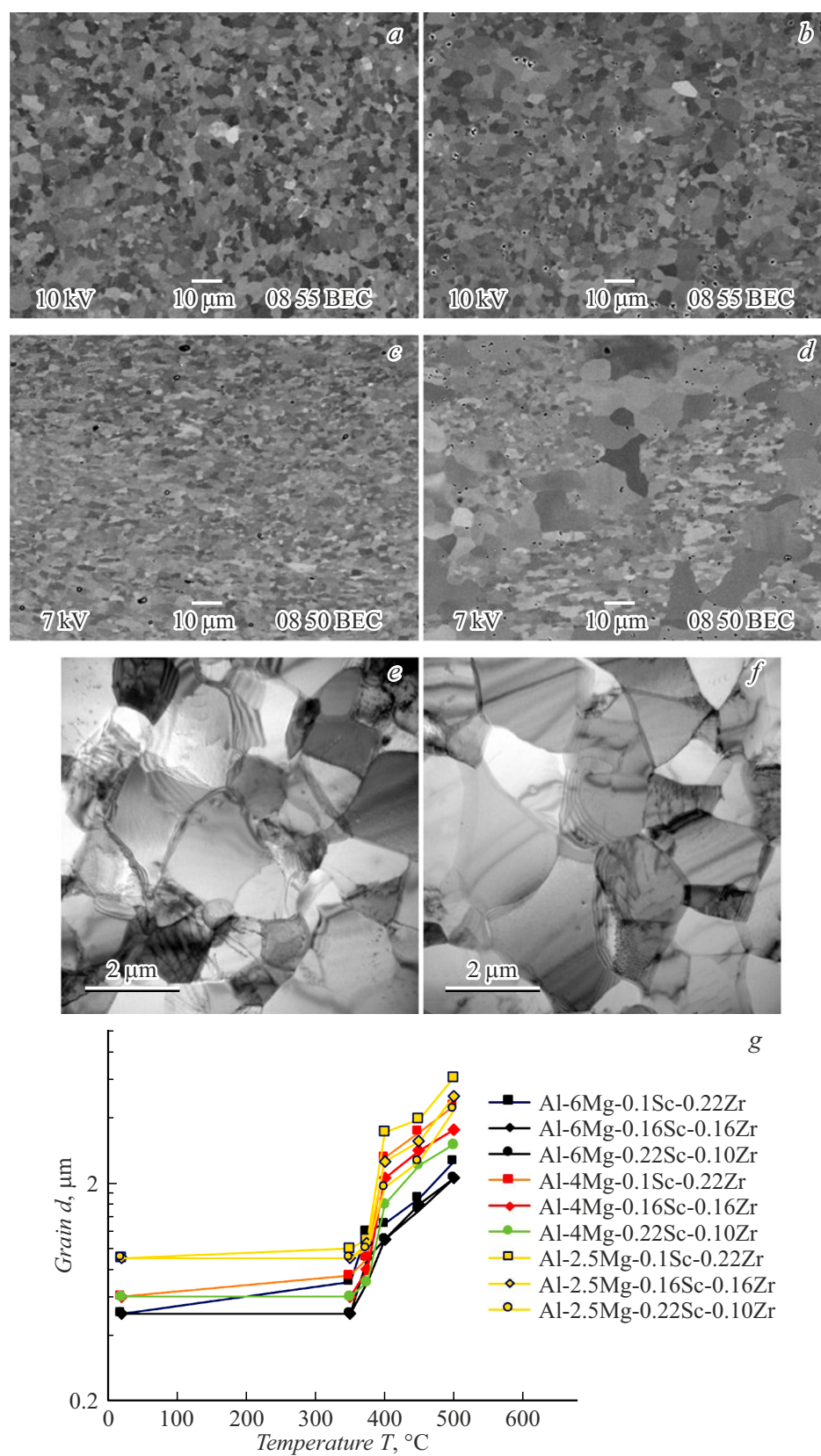


Рис. 4. Влияние температуры отжига на микроструктуру УМЗ сплавов Al–Mg–Sc–Zr. Микроструктура сплавов с 2.5% (*a,b*), 4% (*c,d*), 6% Mg (*e,f*) и с Sc/Zr = 2.2 (*a,c,e*), Sc/Zr = 0.45 (*b,d,f*) после отжига 500 °C, 30 min; *g* — зависимость размера зерна от температуры отжига.

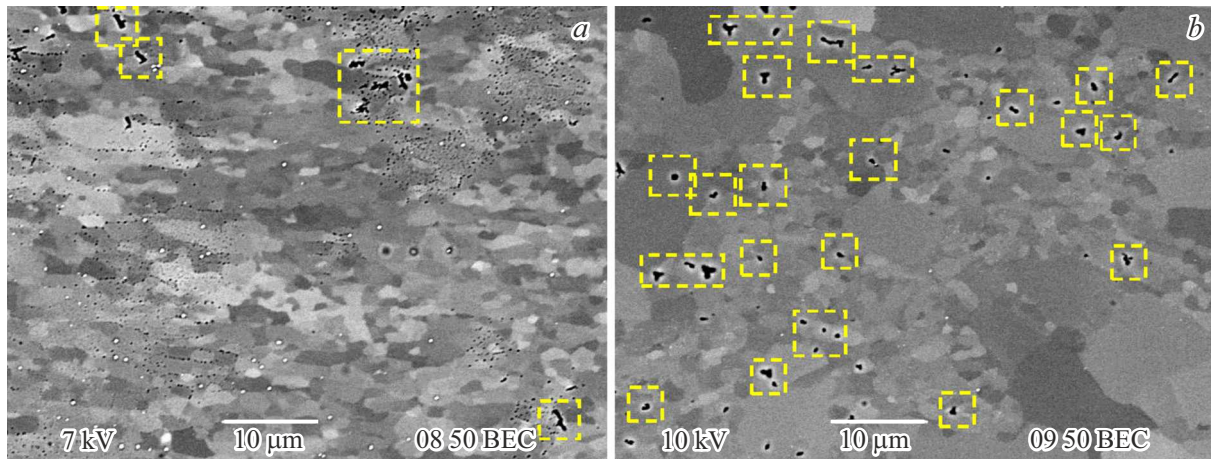


Рис. 5. Микроструктура сплавов Al–4% Mg–Sc–Zr после отжига 500 °C, 30 min: *a* — Sc/Zr = 2.2, *b* — Sc/Zr = 0.45. Наиболее крупные ямки травления частиц β -фазы отмечены пунктирной линией. РЭМ.

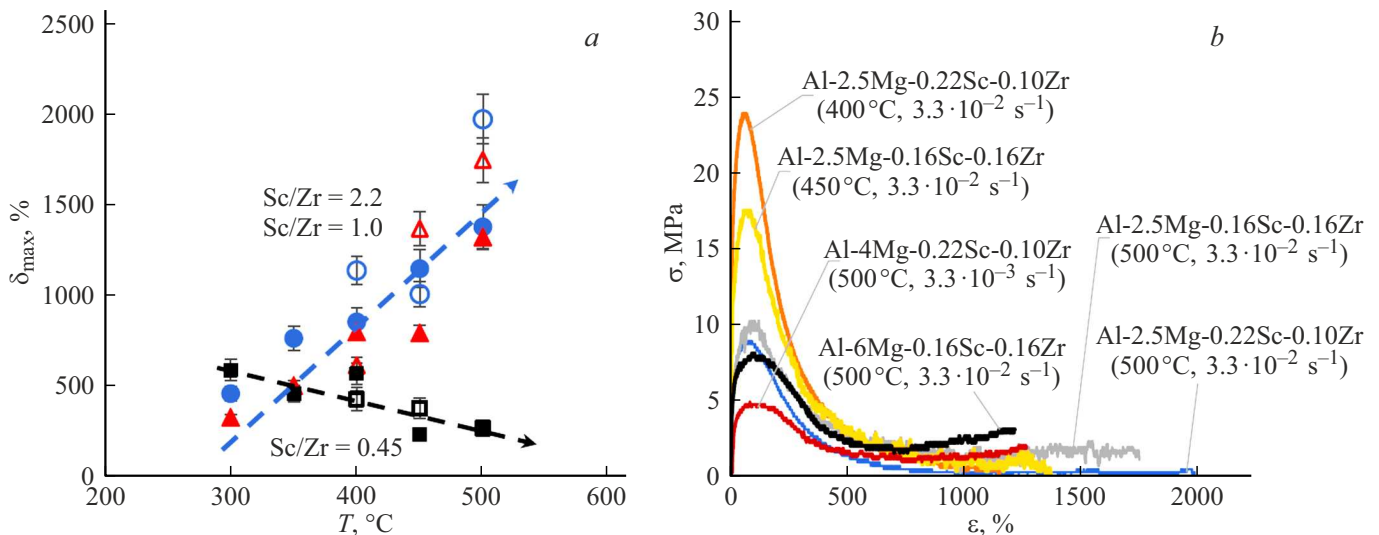


Рис. 6. Результаты испытаний на СП сплавов Al–Mg–Sc–Zr: *a* — зависимости удлинения до разрушения от температуры испытаний сплавов с 2.5 % Mg (круглые маркеры — Sc/Zr = 2.2, треугольные маркеры — Sc/Zr = 1, квадратные маркеры — Sc/Zr = 0.45; закрашенные маркеры — $\dot{\epsilon} = 3.3 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, незакрашенные маркеры — $\dot{\epsilon} = 3.3 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$); *b* — кривые растяжения $\sigma(\epsilon)$ сплавов с максимальной пластичностью.

стигается пластичность $\delta_{\max} = 1975\%$ (рис. 6, *b*). В сплаве Al–2.5% Mg–0.16% Sc–0.1% Zr в аналогичных температурно-скоростных условиях деформации удлинение до разрушения составляет $\delta_{\max} = 1750\%$. При более низких температурах деформации величина удлинения до разрушения сплавов с повышенным содержанием Sc (Sc/Zr ≥ 1.0) уменьшается, но остается весьма большим (табл. 1, рис. 6, *b*). Например, в сплаве Al–2.5% Mg–0.16% Sc–0.16% Zr при $T = 450^\circ\text{C}$ и $\dot{\epsilon} = 3.3 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ относительное удлинение до разрушения достигает $\delta_{\max} = 1370\%$, а в сплаве Al–2.5% Mg–0.22% Sc–0.10% Zr при $T = 400^\circ\text{C}$ и $\dot{\epsilon} = 3.3 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ — $\delta_{\max} = 1140\%$.

В мелкозернистых сплавах с повышенным содержанием циркония (Sc/Zr = 0.45) и малым содержанием

магния (2.5 %, 4 % Mg) увеличение температуры деформации приводит к снижению пластичности (рис. 6, *a*). Это достаточно неожиданный результат, поскольку традиционно предполагается, что повышение температуры приводит к увеличению пластичности мелкозернистых алюминиевых сплавов [31]. В мелкозернистом сплаве Al–6% Mg–0.10% Sc–0.22% Zr повышение температуры приводит к незначительному росту пластичности (при $\dot{\epsilon} = \text{const}$).

На рис. 7, *a–d* представлены зависимости $\sigma(\epsilon)$ для образцов сплавов с 2.5 (рис. 7, *a, c*) и 4% Mg (рис. 7, *b, d*) при температурах 400 °C (рис. 7, *a, b*) и 500 °C (рис. 7, *c, d*) (при $\dot{\epsilon} = 3.3 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$). Кривые $\sigma(\epsilon)$ имеют вид, характерный для СП деформации, — стадия быстрого деформационного упрочнения, которая

Таблица 1. Влияние температуры и скорости деформации на максимальное удлинение до разрушения ($\delta_{\max}$, %) мелкозернистых сплавов Al–Mg–Sc–Zr с различным содержанием магния, скандия и циркония

$T, ^\circ\text{C}$	$\dot{\epsilon}, \text{s}^{-1}$	Al–2.5 % Mg			Al–4 % Mg			Al–6 % Mg [30]		
		Sc/Zr = 2.2	Sc/Zr = 1.0	Sc/Zr = 0.45	Sc/Zr = 2.2	Sc/Zr = 1.0	Sc/Zr = 0.45	Sc/Zr = 2.2	Sc/Zr = 1.0	Sc/Zr = 0.45
300	$3.3 \cdot 10^{-3}$	460 ± 40	330 ± 40	590 ± 30	530 ± 40	400 ± 30	800 ± 70	285 ± 20	325 ± 30	320 ± 30
350	$3.3 \cdot 10^{-3}$	765 ± 60	505 ± 50	460 ± 40	575 ± 50	675 ± 60	630 ± 60	—	785 ± 70	665 ± 60
400	$3.3 \cdot 10^{-4}$	—	—	—	365 ± 40	—	—	—	—	—
	$3.3 \cdot 10^{-3}$	855 ± 60	800 ± 60	570 ± 30	850 ± 70	610 ± 60	555 ± 50	710 ± 60	320 ± 30	350 ± 40
	$3.3 \cdot 10^{-2}$	1140 ± 70	615 ± 50	430 ± 40	530 ± 50	745 ± 50	380 ± 40	790 ± 50	905 ± 80	350 ± 40
	$3.3 \cdot 10^{-1}$	335 ± 40	300 ± 30	225 ± 30	—	—	275 ± 30	415 ± 40	425 ± 50	335 ± 40
450	$3.3 \cdot 10^{-3}$	1150 ± 60	795 ± 50	235 ± 20	—	—	—	895 ± 70	850 ± 60	795 ± 80
	$3.3 \cdot 10^{-2}$	1010 ± 60	1370 ± 70	380 ± 30	—	—	—	345 ± 40	295 ± 40	615 ± 60
	$3.3 \cdot 10^{-1}$	330 ± 20	345 ± 30	250 ± 30	—	—	—	165 ± 30	210 ± 30	405 ± 40
500	$3.3 \cdot 10^{-4}$	—	—	—	—	575 ± 40	—	—	—	—
	$3.3 \cdot 10^{-3}$	1380 ± 60	1325 ± 50	280 ± 30	910 ± 50	1265 ± 50	980 ± 60	345 ± 30	1005 ± 50	535 ± 40
	$3.3 \cdot 10^{-2}$	1975 ± 100	1750 ± 80	270 ± 20	1035 ± 50	1130 ± 60	395 ± 30	400 ± 50	1215 ± 60	705 ± 50
	$3.3 \cdot 10^{-1}$	505 ± 40	605 ± 40	275 ± 30	—	—	320 ± 40	860 ± 60	185 ± 20	390 ± 40

переходит в продолжительную стадию разупрочнения. На кривых $\sigma(\epsilon)$ для сплавов с 2.5 % Mg (рис. 7, *a, c*) отчетливо видны скачки напряжений, которые связаны с протеканием процессов динамической рекристаллизации [4,5]. Величина скачка напряжения на кривых $\sigma(\epsilon)$ для сплавов с 4 % Mg намного меньше, чем для сплавов с 2.5 % Mg (рис. 7, *b, d*). Протекание процессов динамической рекристаллизации при сверхпластичности сплавов Al–6% Mg–Sc–Zr ранее было описано в работе [30].

На кривых $\sigma(\epsilon)$ для сплавов с 4 % Mg при температурах 400 °C–500 °C и больших степенях деформации ($\epsilon > 700\%$ –800 %) наблюдается стадия увеличения напряжения. Аналогичная стадия повышения напряжения при больших степенях деформации наблюдается на кривых $\sigma(\epsilon)$ для УМЗ сплавов Al–6% Mg–Sc–Zr (см. [30]). В соответствии с [41] повышение напряжения течения связано с деформационно-стимулированным ростом зерен (см. также уравнение (1)).

На рис. 7, *e, f* представлены зависимости относительного удлинения до разрушения и напряжения течения от концентрации Mg в мелкозернистых сплавах. Из представленных данных видно, что при $\dot{\epsilon} = 3.3 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ увеличение концентрации Mg приводит к уменьшению относительного удлинения до разрушения $\delta_{\max}$ и одновременно к снижению напряжения течения σ_b . В частности, для сплавов с Sc/Zr = 2.2 при температуре 500 °C и скорости деформации $3.3 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ увеличение концентрации Mg от 2.5 % до 6 % приводит к снижению $\delta_{\max}$ от 1380 % до 345 %, а σ_b — от 5.1 до 3.3 МПа. В ана-

логичных условиях деформации для сплавов Sc/Zr = 1 наблюдается снижение $\delta_{\max}$ от 1320 % до 1005 % и σ_b — от 5.8 до 3.4 МПа (рис. 7, *e*). При температуре деформации 500 °C влияние магния на сверхпластические характеристики сплавов Al–Mg–Sc–Zr носит аналогичный характер, но масштаб этого влияния заметно меньше (рис. 7, *f*).

Интересно отметить, что влияние соотношения Sc/Zr на пластичность сплавов Al–Mg–Sc–Zr различно при повышенных ($T = 500^\circ\text{C}$) и пониженных ($T \leq 400^\circ\text{C}$) температурах деформации. При температуре 500 °C и скорости деформации $\dot{\epsilon} = 3.3 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ максимальная пластичность наблюдается для сплавов с Sc/Zr = 1 (рис. 7, *e*), а при температуре 400 °C и менее — для сплавов с повышенным содержанием скандия (Sc/Zr = 2.2) (рис. 7, *f*). Исключение составляет лишь случай испытаний на СП при температуре 500 °C и скорости деформации $\dot{\epsilon} = 3.3 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ — в этих условиях пластичность сплава Al–2.5% Mg–0.22% Sc–0.10% Zr превышает пластичность сплава Al–2.5% Mg–0.16% Sc–0.16% Zr, однако масштаб этого различия лишь незначительно превосходит погрешность определения величины $\delta_{\max}$ (табл. 1). Сплавы с повышенным содержанием циркония (Sc/Zr = 0.45) демонстрируют более низкую пластичность при всех исследуемых концентрациях магния.

На рис. 8 представлены РЭМ изображения поверхности изломов образцов мелкозернистых сплавов после испытаний на СП. Изломы всех образцов после испытаний при пониженных температурах имели вязкий характер

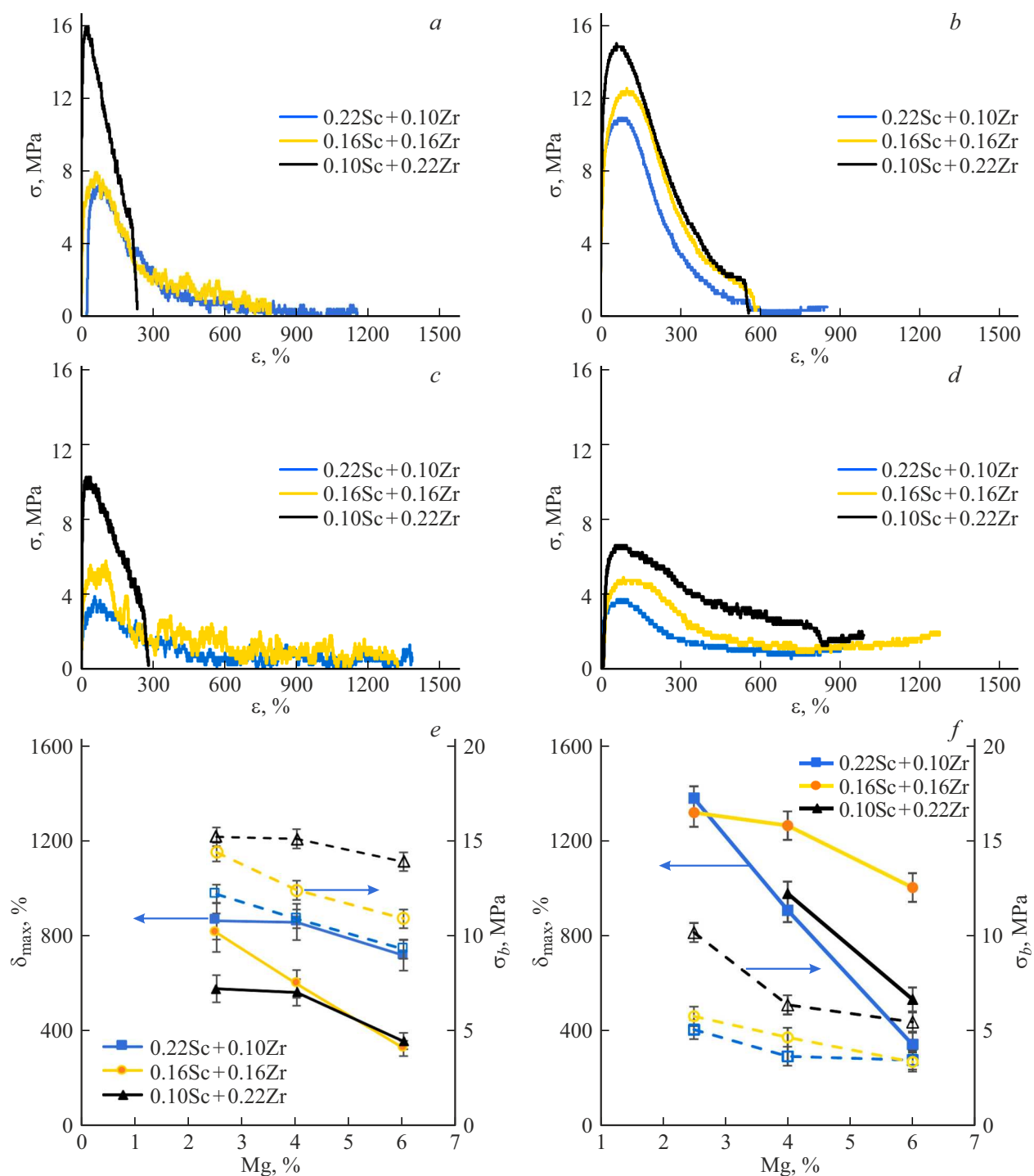


Рис. 7. Кривые растяжения $\sigma(\epsilon)$ сплавов с 2.5 (a,c) и 4.0% Mg (b,d); зависимости удлинения до разрушения $\delta_{\max}$ (сплошные линии) и напряжения течения σ_b (пунктирные линии) от концентрации Mg для сплавов с различным отношением Sc/Zr (e,f). Испытания при $T = 400$ °C (a,b) и 500 °C (c,d) и $\dot{\epsilon} = 3.3 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$.

и представляли собой набор ямок различного размера. После испытаний при $T = 500$ °C изломы имели мелкоячеистую микроструктуру, которая является косвенным признаком того, что разрушение происходило по границам зерен. Изломы образцов содержат крупные поры, свидетельствующие о кавитационном характере разрушения.

Следует отметить, что сверхпластическая деформация алюминиевых сплавов с 2.5% и 4% Mg сопровождается интенсивным порообразованием (рис. 9). При заданном соотношении Sc/Zr и постоянной концентрации Mg увеличение степени деформации приводит к увеличению объемной доли и размера пор. Анализ результатов металлографических исследований показывает, что по-

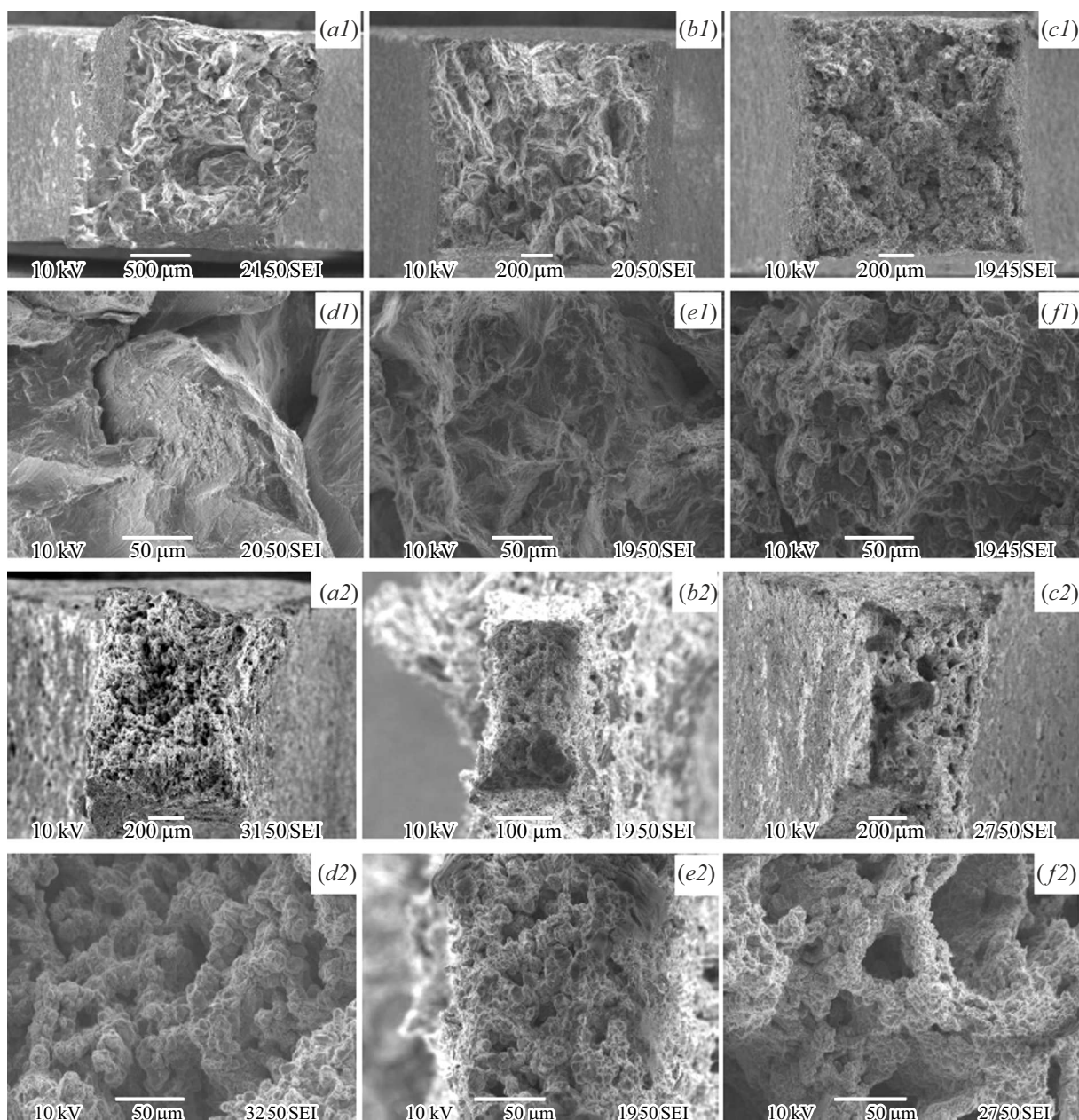


Рис. 8. Фрактографический анализ изломов образцов мелкозернистых сплавов с 4% (*a1–f1*) и 6% Mg (*a2–f2*) после испытаний на СП при температуре 500 °С и $\dot{\epsilon} = 3.3 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$: (*a1,d1,a2,d2*) Sc/Zr = 2.2, (*b1,e1,b2,e2*) Sc/Zr = 1; (*c1,f1,c2,f2*) Sc/Zr = 0.45. РЭМ.

вышение концентрации скандия приводит к уменьшению склонности мелкозернистых сплавов к порообразованию. В сплавах с пониженным содержанием магния наблюдается минимальное количество пор. Поры равномерно распределены вдоль деформированной части образца — их размер и количество уменьшается от области разрушения к недеформированной области в соответствии с распределением деформации в образце. Металлографические исследования показывают, что образующиеся при СП поры располагаются преимущественно по границам зерен мелкозернистых сплавов. Увеличение температуры деформации приводит к увели-

чению числа и размеров пор в деформированной части образцов (рис. 9, *a, b*).

Результаты металлографических исследований показывают, что характер эволюции микроструктуры сплавов различен при повышенных (500 °С) и пониженных (менее 450 °С) температурах деформации. После деформации при 500 °С средний размер зерна вблизи зоны разрушения сопоставим с размером зерна в недеформируемой области (рис. 10), а зерна сохраняют свой равноосный размер. Данный результат косвенно свидетельствует о том, что ключевым механизмом СП в оптимальных температурно-скоростных условиях деформации являет-

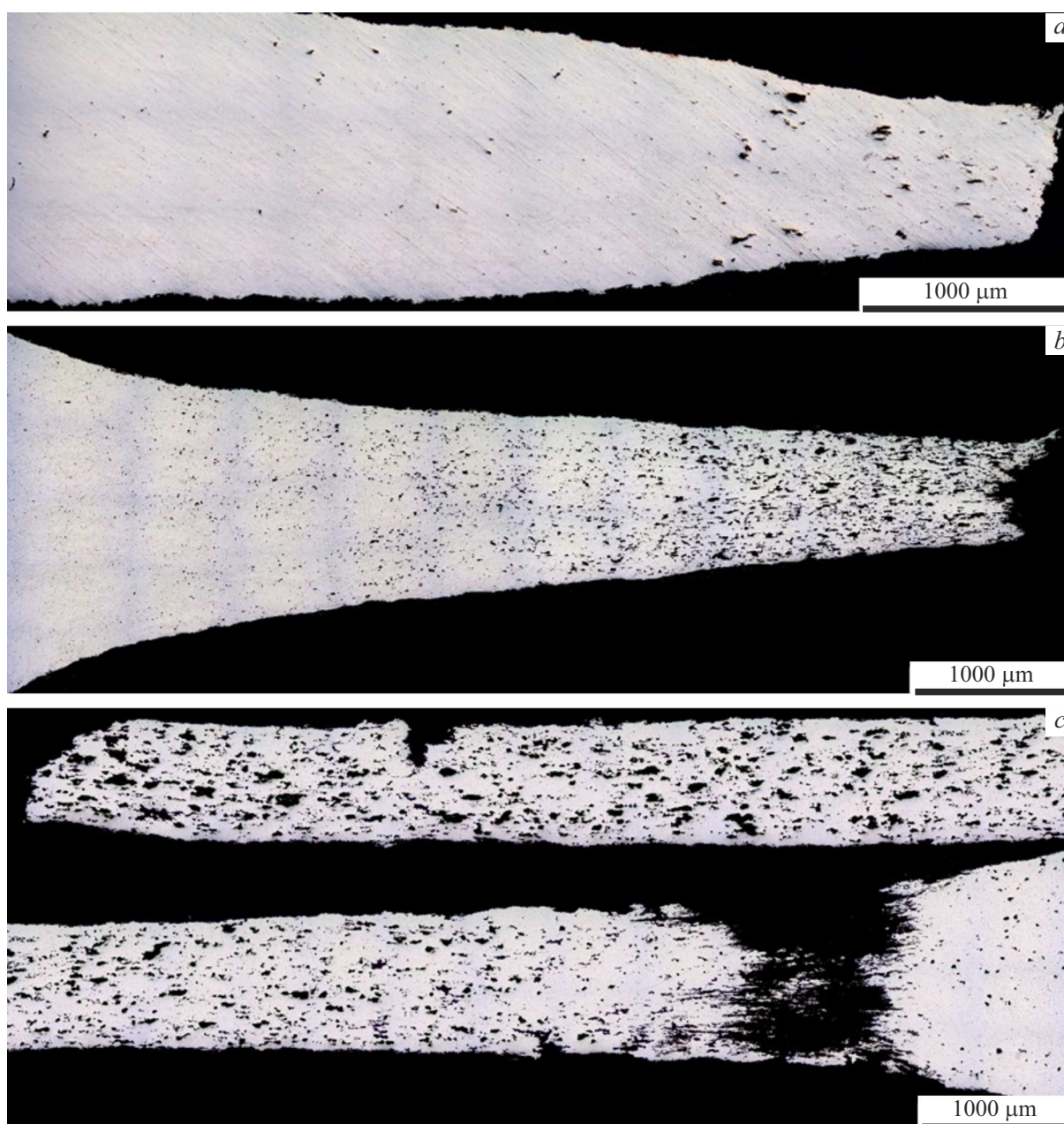


Рис. 9. Общий вид образцов сплава Al–4%Mg–0.22%Sc–0.10%Zr после испытаний на СП при температурах 300 °C (a), 400 °C (b) и 500 °C (c). $\dot{\epsilon} = 3.3 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. Металлография.

ся зернограничное проскальзывание. Важно отметить, что средний размер зерен в деформированной части образцов после испытаний на СП при 350 °C–500 °C существенно превышает средний размер зерен после отжига при этой же температуре (рис. 4, g, 10, b). Это свидетельствует о том, что в процессе СП происходит интенсивный деформационно- стимулированный рост зерен. При повышенных скоростях деформации наблюдается удлинение зерен в направлении оси растяжения (рис. 11), что свидетельствует о значительном вкладе внутризеренного скольжения в удлинение образцов в условиях высокоскоростной деформации. Зеленый цвет на рис. 10 и 11 имеют неглубокие поры, образо-

вавшиеся на месте растравливания частиц β -фазы и зерен алюминия, обладающих пониженной стойкостью к воздействию кислот, используемых для выявления структуры.

Увеличение концентрации магния приводит к уменьшению среднего размера зерен в деформированной и недеформированной частях образцах. В деформированной части образцов (500 °C, $3.3 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$) сплавов с Sc/Zr = 2.2 уменьшение концентрации магния от 6 % до 2.5 % приводит к увеличению среднего размера зерна от 15–20 до 30–35 μm , а в деформированной части образцов сплавов с Sc/Zr = 0.45 — от 3.7 до 10–15 μm . В сплавах с 2.5 % Mg и 4 % Mg влияние соотношения

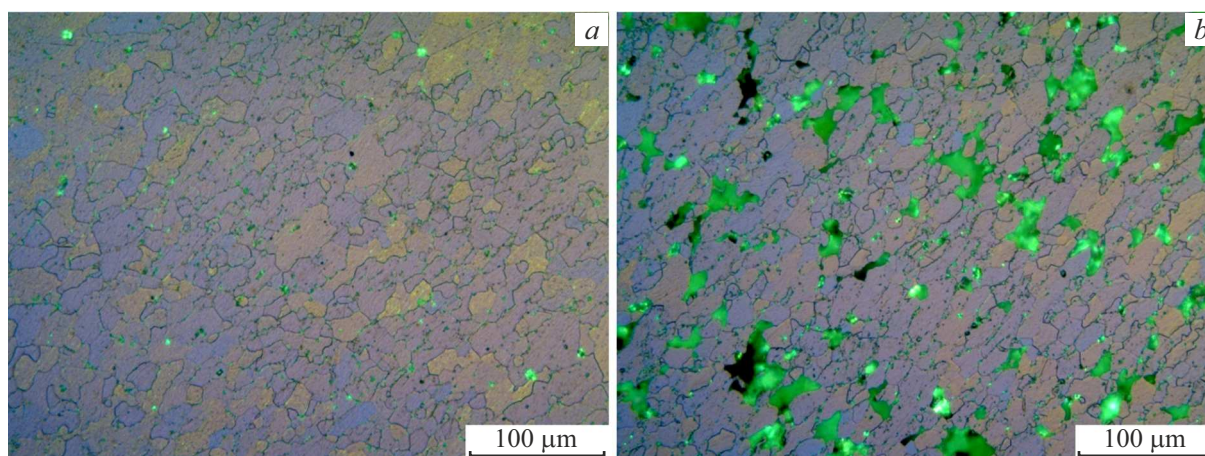


Рис. 10. Микроструктура недеформированной (*a*) и деформированной (*b*) зоны образцов сплава Al–4% Mg–0.22% Sc–0.10% Zr после испытаний на СП ($T = 500^\circ\text{C}$, $\dot{\varepsilon} = 3.3 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$). Металлография. Интерференционный контраст.

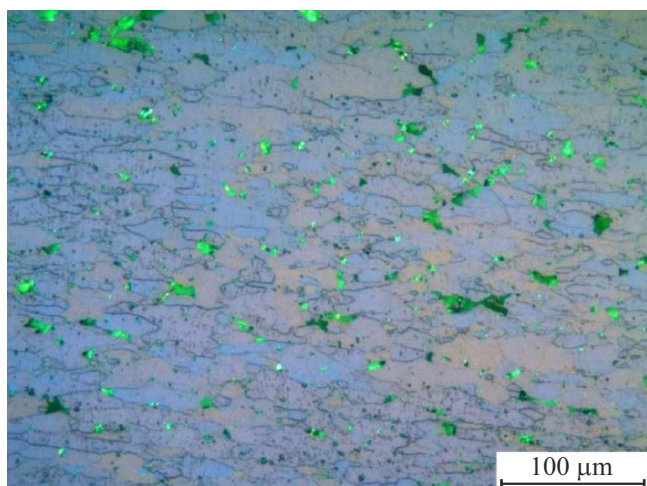


Рис. 11. Микроструктура деформированной зоны образца сплава Al–4% Mg–0.22% Sc–0.10% Zr после испытаний на СП при $T = 500^\circ\text{C}$ и скорости деформации $\dot{\varepsilon} = 3.3 \cdot 10^{-1} \text{ s}^{-1}$. Металлография. Интерференционный контраст.

Sc/Zr на характер эволюции микроструктуры неоднозначно — при пониженных температурах (менее 450°C) в деформированной части образцов сплавов с повышенным содержанием скандия ($\text{Sc/Zr} = 2.2$) наблюдается меньший размер зерна, а при температуре 500°C однозначного влияния соотношения Sc/Zr на характер эволюции микроструктуры не выявлено — влияние соотношения Sc/Zr оказывается меньше погрешности измерения размеров зерен в деформированной части образцов сплавов с 2.5 % Mg и 4 % Mg.

3. Обсуждение результатов

3.1. Анализ механизмов СП

Проанализируем возможные механизмы сверхпластической деформации и механизмы разрушения при сверхпластической деформации УМЗ сплавов Al–Mg–Sc–Zr.

Для практического применения УМЗ сплавов необходимо обеспечить максимально возможную степень равномерной деформации при сверхпластической штамповке. Для описания причин разупрочнения при СП УМЗ сплавов можно использовать подход Харта [23], основанный на представлениях о прекращении устойчивого равномерного пластического течения при недостаточном скоростном или деформационном упрочнении, которые характеризуются коэффициентами m и n соответственно. Эффективность применения данного подхода ранее была продемонстрирована в работе [30]. В соответствии с критерием Харта условие прекращения устойчивого пластического течения материала при растяжении может быть представлено в виде [42]:

$$m + n/\varepsilon \geq 1, \quad (3)$$

где m — коэффициент скоростной чувствительности напряжения течения в уравнении (1), $n = \partial \ln(\sigma) / \partial \ln(\varepsilon)$ — коэффициент деформационного упрочнения.

Пластическое течение материала будет оставаться равномерным вплоть до достижения степени деформации ε_1 :

$$\varepsilon_1 \leq n/(1 - m). \quad (4)$$

Следовательно, используя экспериментальные данные о значениях коэффициентов n и m можно определить деформацию ε_1 , при которой начинается локализация пластического течения и на кривой $\sigma_t(\varepsilon_t)$ начинается стадия разупрочнения. Как уже было указано выше, для определения величин m , n и ε_1 зависимости „инженерное напряжение (σ) — инженерная деформация (ε)“ пересчитываются в зависимости „истинное напряжение (σ_t) — истинная деформация (ε_t)“ в соответствии с [33] (рис. 12).

Стадия деформационного упрочнения

Величина коэффициента деформационного упрочнения $n = \partial \ln(\sigma_t) / \partial \ln(\varepsilon_t)$ характеризует склонность материала

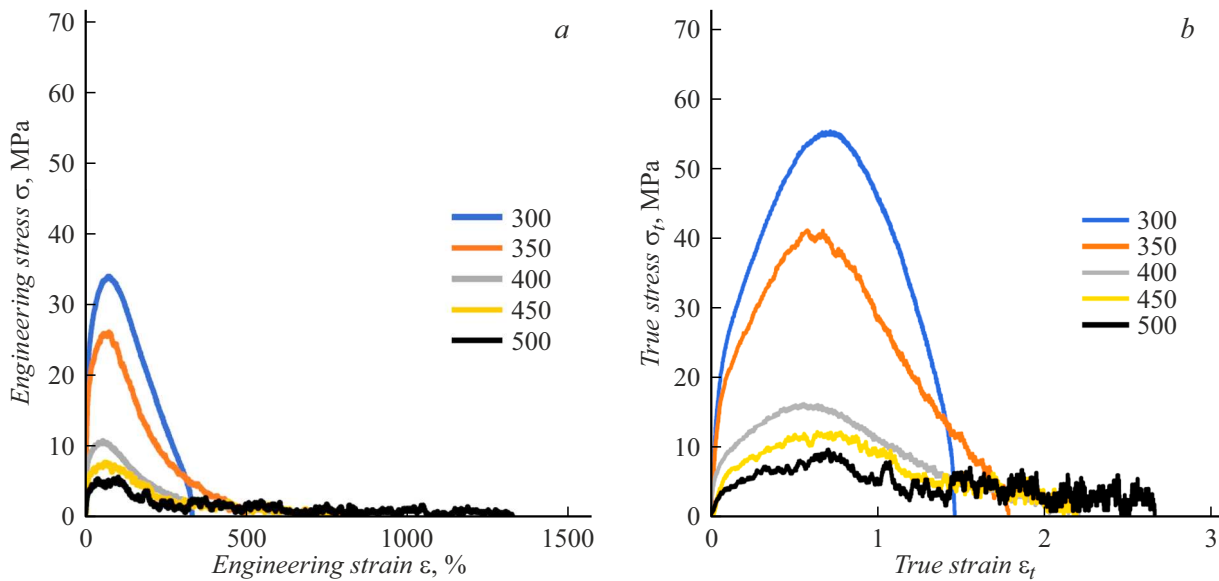


Рис. 12. Кривые растяжения образцов сплава Al–2.5%Mg–0.16%Sc–0.16%Zr в координатах „инженерное напряжение — инженерная деформация“ (a) и „истинное напряжение — истинная деформация“ (b). Скорость деформации $\dot{\epsilon} = 3.3 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. Температуры в легендах на графиках указаны в °C.

к равномерной деформации (см. [31]). Эта величина может быть определена по углу наклона кривых $\sigma_t(\epsilon_t)$ в логарифмических координатах $\ln(\sigma_t) - \ln(\epsilon_t)$.

На рис. 13 представлены зависимости $\sigma_t(\epsilon_t)$ в координатах $\ln(\sigma_t) - \ln(\epsilon_t)$ для УМЗ сплавов с 0.22% Sc + 0.10% Zr (рис. 13, a, c) и с 0.10% Sc–0.22% Zr (рис. 13, b, d). Для сплавов с малым содержанием магния зависимости $\ln(\sigma_t) - \ln(\epsilon_t)$ имеют ярко выраженный двухстадийный характер — стадия интенсивного деформационного упрочнения, характеризующаяся большим коэффициентом $n = n_1$, которая сменяется стадией с малым коэффициентом n_2 . Коэффициент деформационного упрочнения n_2 слабо зависит от температуры деформации и концентрации магния. Величина коэффициента n_1 в сплавах с 2.5% и 4% Mg увеличивается при повышении температуры деформации. Увеличение концентрации Sc в сплавах с 2.5% или 4% Mg (увеличение отношения Sc/Zr) приводит к увеличению коэффициента n_2 .

В сплавах с 6% Mg двухстадийный характер деформационного упрочнения наблюдается только для малых температур деформации (300 °C–350 °C); при температурах 400 °C–500 °C кривая $\sigma_t(\epsilon_t)$ в логарифмических координатах $\ln(\sigma_t) - \ln(\epsilon_t)$ с хорошей точностью ($R^2 > 0.9$) может быть интерполирована прямой линией (рис. 13, c, d). При повышенных температурах продолжительность стадии интенсивного деформационного упрочнения становится очень мала и $n \sim n_2$.

В соответствии с моделью [43] величина коэффициента n в УМЗ материалах зависит от характера и величины полей дальнодействующих напряжений, возникающих в материале при сверхпластической деформации. В УМЗ

материалах основной вклад в величину дальнодействующих полей внутренних напряжений (σ_i) вносят дефекты, попадающие в границы зерен в процессе пластической деформации [43, 44]. Дальнодействующие поля внутренних напряжений σ_i от неравновесных границ зерен препятствуют движению решеточных дислокаций. В соответствии с [44] величина σ_i зависит от плотности ρ_b распределенных в границах дислокаций ориентационного несоответствия (ДОН) и плотности вектора Бюргерса w_t скользящих компонент делокализованных дислокаций: $\sigma_i = \varphi_1 G \rho_b \Delta b + \varphi_2 G w_t$, где φ_1, φ_2 — численные коэффициенты. (Здесь и далее под плотностью вектора Бюргерса дислокации понимается тензор a_{ki} , который позволяет представить вектор Бюргерса b в виде интеграла по поверхности S , опирающейся на контур L : $b_i = \int_S a_{ki} dS_k$.)

В случае $\rho_b \Delta b \gg w_t$, выражение для зависимости скорости деформационного упрочнения от скорости деформации имеет вид

$$\dot{\sigma} = \xi \dot{\epsilon}_v - \bar{\sigma}^4 [D_b \delta G / A_1 k T] \exp(\varphi_1 \bar{\sigma} / \alpha_b w_0), \quad (5)$$

где $\bar{\sigma} = \sigma / G \varphi$, $A_1 = 50$ — численный коэффициент, $\dot{\epsilon}_v$ — скорость внутризеренной деформации, ξ — коэффициент, характеризующий однородность потока дислокаций, $w_0 = 0.5$, $\alpha_b \sim 0.02$ при $0.5 T_m$ (T_m — температура плавления в К), D_b — коэффициент зернограницной диффузии, δ — ширина границы зерна [43].

При $w_t \ll \rho_b \Delta b$ уравнение для расчета скорости деформационного упрочнения можно записать в виде

$$\dot{\sigma} = \xi \dot{\epsilon}_v - \bar{\sigma}^2 [(b/d)^2 D_b \delta G C_1 / k T] \exp(\varphi_2 \bar{\sigma} / \alpha_b w_0), \quad (6)$$

где $C_1 = 10$ — численный коэффициент [43].

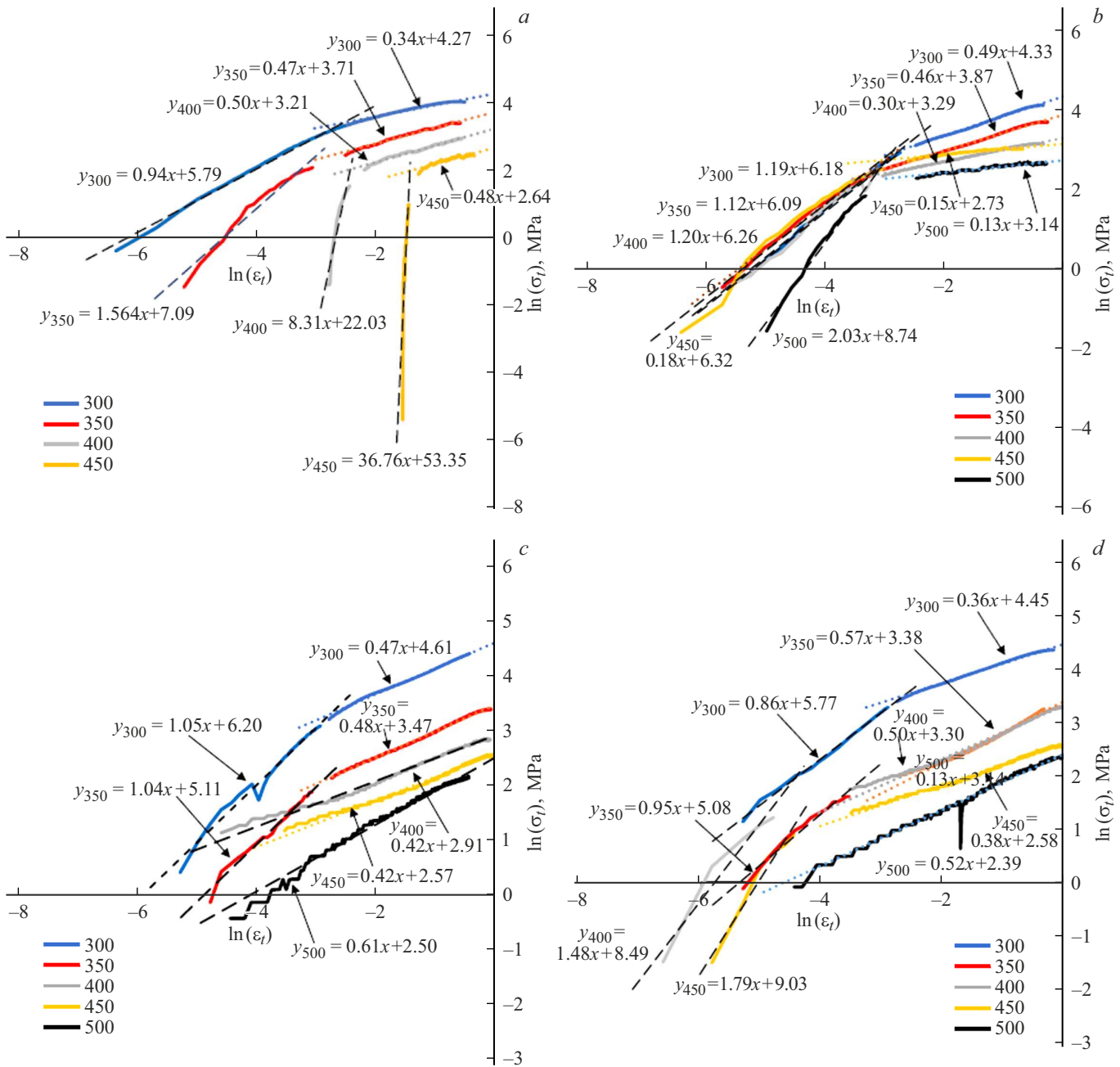


Рис. 13. Анализ стадии деформационного упрочнения для сплавов с 2.5% Mg (a,b) и 4% Mg (c,d) и различным содержанием Sc и Zr: a,c — Sc/Zr = 2.2; b,d — Sc/Zr = 0.45. $\dot{\epsilon} = 3.3 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. Температуры в легендах на графиках указаны в °C.

Первое слагаемое в уравнениях (5) и (6) описывает кинетику накопления дефектов в границе зерна ($I^+ = \xi \dot{\epsilon}_v / b$), а второе — кинетику их ухода из границ зерен вследствие развития процессов возврата или роста зерен ($I^- = \rho_b \Delta b / t_1$ или $I^- = w_t / t_2$, где t_1 и t_2 — время делокализации ДОН и скользящих компонент делокализированных дислокаций соответственно). Из уравнений (5), (6) видно, характер деформационного упрочнения будет различным в случаях $\rho_b \Delta b \gg w_t$ и $w_t \ll \rho_b \Delta b$. Из сравнения формул (5) и (6) следует, что в случае, когда в границах зерен доминируют ДОН ($\rho_b \Delta b \gg w_t$), величина коэффициента

деформационного упрочнения оказывается меньше, чем в случае $w_t \ll \rho_b \Delta b$ (при $d = \text{const}$).

В связи с этим двухстадийный характер деформационного упрочнения при СП УМЗ сплавов связан, в первую очередь, с различным типом дефектов, накапливающихся на границах зерен (см. [45,46]).

Большой угол наклона кривых $\sigma_t(\epsilon_t)$ в логарифмических координатах $\ln(\sigma_t) - \ln(\epsilon_t)$ на первой стадии деформационного упрочнения (большая величина коэффициента деформационного упрочнения $n_1 > n_2$) обусловлен, по нашему мнению, накоплением на границах зерен УМЗ сплавов скользящих компонент вектора Бюргерса

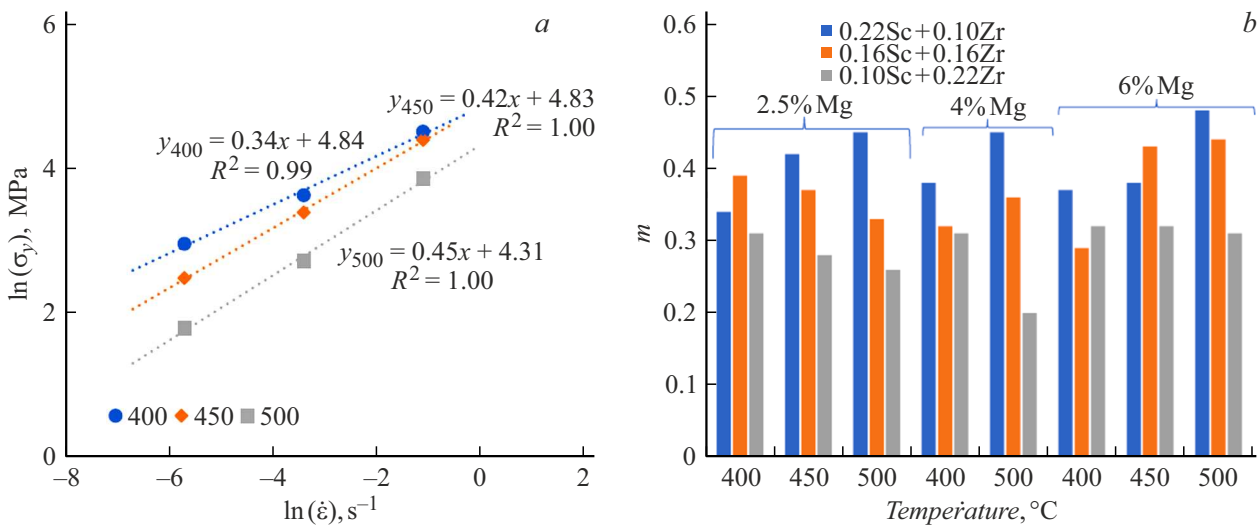


Рис. 14. Анализ скоростной чувствительности напряжения течения при сверхпластической деформации мелкозернистых сплавов: *a* — зависимость напряжения течения от скорости деформации в координатах $\ln(\sigma_y)$ – $\ln(\dot{\epsilon})$ для сплава Al–2.5% Mg–0.22% Sc–0.10% Zr; *b* — значения коэффициента m для сплавов с различной концентрацией Mg и соотношением Sc/Zr.

делокализованных дислокаций. Повышенная плотность скользящих компонент вектора Бюргера делокализованных дислокаций ($w_t \gg \rho_b \Delta b$) связана с интенсивной делокализацией ДОН, попавших в границы зерен УМЗ сплавов на стадии РКУП. В пользу данного предположения свидетельствует увеличение угла наклона кривых $\ln(\sigma_t)$ – $\ln(\dot{\epsilon}_t)$ в УМЗ сплавах с 2.5% Mg при повышении температуры деформации (рис. 13, *a, b*). Как было сказано выше, увеличение концентрации Mg приводит к уменьшению коэффициента зернограничной диффузии и повышению энергии активации зернограничной диффузии (см. [22,23]). Повышенная концентрация магния в УМЗ сплавах Al–6% Mg–Sc–Zr приводит к снижению интенсивности процесса делокализации ДОН и, как следствие, к уменьшению плотности вектора Бюргера делокализованных дислокаций. Вследствие этого в УМЗ сплавах с 6% Mg реализуется случай $\rho_b \Delta b \gg w_t$, для которого характерны малые значения коэффициента деформационного упрочнения ($n \sim n_2$).

Важно отметить, что при повышенных температурах (450 °C–500 °C) на кривых $\sigma_t(\epsilon_t)$ наблюдается скачкообразное изменение напряжений, которое свидетельствует о протекании динамической рекристаллизации при СП УМЗ сплавов (см. [4,5]). Рост зерен при динамической рекристаллизации может дополнительно приводить к снижению плотности дефектов на границах зерен и, следовательно, к уменьшению полей внутренних напряжений. Это также будет способствовать снижению коэффициента деформационного упрочнения при СП УМЗ сплавов.

Стадия стационарного течения

Ключевой характеристикой, описывающей стадию стационарного сверхпластического течения мелкозернистых

сплавов, является коэффициент скоростной чувствительности напряжения течения $m = \ln(\sigma_y) / \ln(\dot{\epsilon})$ [31]. В оптимальных температурно-скоростных условиях сверхпластической деформации коэффициент $m \rightarrow 0.5$ [31]. В этих условиях основной вклад в скорость сверхпластической деформации ($\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_v + \dot{\epsilon}_b$) вносит процесс зернограничного проскальзывания ($\dot{\epsilon}_b$), а вклад внутризеренной деформации ($\dot{\epsilon}_v$) очень мал.

Величина коэффициента m может быть определена по углу наклона зависимости напряжения течения от скорости деформации в логарифмических координатах $\ln(\sigma_y)$ – $\ln(\dot{\epsilon})$ (рис. 14, *a*). Для всех зависимостей $\ln(\sigma_y)$ – $\ln(\dot{\epsilon})$ коэффициент достоверности линейной корреляции $R^2 > 0.95$. Это свидетельствует о том, что механизм сверхпластической деформации не изменяется в исследуемом диапазоне скоростей деформации (от $3.3 \cdot 10^{-3}$ до $3.3 \cdot 10^{-1} \text{ s}^{-1}$).

На рис. 14, *b* представлены результаты расчетов величины коэффициента m для сплавов с разным содержанием Mg, Sc и Zr при температурах 400 °C, 450 °C и 500 °C. На рис. 14, *b* видно, что для сплавов с повышенным содержанием Sc наблюдается увеличение коэффициента m при повышении температуры деформации. При температуре 500 °C в УМЗ сплавах с Sc/Zr = 2.2 коэффициент $m \sim 0.45$ –0.48. Эта величина очень близка к оптимальной $m \sim 0.5$, что свидетельствует о подавляющем вкладе зернограничного проскальзывания в устойчивое сверхпластическое течение мелкозернистого материала. Концентрация Mg не оказывает существенного влияния на коэффициент m в сплавах с Sc/Zr = 2.2 (рис. 14, *b*). В сплавах с повышенным содержанием циркония и малым содержанием магния (2.5%, 4% Mg) увеличение температуры испытания приводит к снижению коэффициента m . В частности, при увеличении температуры испытания от 400 °C

Таблица 2. Экспериментальные (ε^*) и теоретические значения (ε_1) величины предельной равномерной деформации при СП УМЗ сплавов

$T, ^\circ\text{C}$	$\dot{\varepsilon}, \text{s}^{-1}$	ε	Al–2.5 % Mg			Al–4 % Mg			Al–6 % Mg [30]		
			Sc/Zr=2.2	Sc/Zr=1.0	Sc/Zr=0.45	Sc/Zr=2.2	Sc/Zr=1.0	Sc/Zr=0.45	Sc/Zr=2.2	Sc/Zr=1.0	Sc/Zr=0.45
400	$3.3 \cdot 10^{-3}$	ε^*	0.66 ± 0.05	0.59 ± 0.04	0.69 ± 0.05	0.99 ± 0.05	0.82 ± 0.06	0.91 ± 0.06	0.90 ± 0.08	1.0 ± 0.1	1.1 ± 0.1
		ε_1	0.76	0.56	0.43	0.58	0.72	0.49	0.78	0.66	0.70
	$3.3 \cdot 10^{-2}$	ε^*	0.62 ± 0.04	0.63 ± 0.08	0.7 ± 0.1	0.84 ± 0.05	0.74 ± 0.07	0.73 ± 0.06	1.0 ± 0.1	1.0 ± 0.1	0.94 ± 0.08
		ε_1	0.55	0.62	0.61	0.71	0.66	0.51	0.74	0.69	0.55
	$3.3 \cdot 10^{-1}$	ε^*	0.55 ± 0.04	0.62 ± 0.08	0.54 ± 0.08	—	—	0.58 ± 0.05	0.88 ± 0.06	0.83 ± 0.06	0.75 ± 0.06
		ε_1	0.52	0.48	0.36	—	—	0.22	0.69	0.76	0.55
450	$3.3 \cdot 10^{-3}$	ε^*	0.72 ± 0.05	0.69 ± 0.04	0.50 ± 0.03	—	—	—	1.0 ± 0.1	1.0 ± 0.1	1.0 ± 0.1
		ε_1	0.83	0.57	0.18	—	—	—	0.70	0.86	0.62
	$3.3 \cdot 10^{-2}$	ε^*	0.72 ± 0.06	0.74 ± 0.08	0.7 ± 0.1	—	—	—	1.0 ± 0.1	1.0 ± 0.1	1.00 ± 0.09
		ε_1	0.74	0.67	0.28	—	—	—	0.82	0.75	0.73
	$3.3 \cdot 10^{-1}$	ε^*	0.56 ± 0.06	0.61 ± 0.04	0.52 ± 0.08	—	—	—	0.77 ± 0.06	0.80 ± 0.06	0.78 ± 0.06
		ε_1	0.52	0.52	0.36	—	—	—	0.73	0.86	0.52
500	$3.3 \cdot 10^{-3}$	ε^*	0.9 ± 0.1	0.74 ± 0.07	0.57 ± 0.04	0.77 ± 0.08	1.2 ± 0.1	1.1 ± 0.1	0.99 ± 0.08	1.0 ± 0.1	1.1 ± 0.1
		ε_1	0.80	0.57	0.20	0.69	0.78	0.58	0.97	0.64	0.79
	$3.3 \cdot 10^{-2}$	ε^*	0.74 ± 0.08	0.79 ± 0.09	0.56 ± 0.09	1.0 ± 0.1	0.86 ± 0.05	0.73 ± 0.07	1.0 ± 0.1	1.0 ± 0.1	1.05 ± 0.09
		ε_1	0.76	0.78	0.20	0.96	0.72	0.39	0.78	0.71	0.68
	$3.3 \cdot 10^{-1}$	ε^*	0.70 ± 0.08	0.68 ± 0.06	0.53 ± 0.05	—	—	0.71 ± 0.03	1.1 ± 0.1	0.80 ± 0.06	0.88 ± 0.08
		ε_1	0.76	0.66	0.20	—	—	0.36	0.81	0.88	0.58

до 500°C сплава Al–2.5% Mg–0.10% Sc–0.22% Zr коэффициент m снижается от 0.31 до 0.26, а в УМЗ сплаве Al–4% Mg–0.10% Sc–0.22% Zr — от 0.31 до 0.20. В сплавах с 6% Mg и повышенным содержанием циркония не наблюдается явно выраженной зависимости коэффициента m от температуры испытания. Низкие значения коэффициента m в сплавах с повышенным содержанием циркония свидетельствуют о том, что вклады зернограницного проскальзывания и внутризеренного скольжения сопоставимы.

Стадия разупрочнения

Как было показано выше, в соответствии с критерием Харта [42] при достижении критической степени деформации ε_1 начинается стадия разупрочнения. Рассчитаем величину критической степени деформации ε_1 и сопоставим ее с экспериментальной величиной ε^* , которая определяется на основании анализа кривых „истинное напряжение — истинная деформация“. Большая погрешность определения величины ε^* при температурах 450°C – 500°C ($\Delta\varepsilon^* = 0.10$ – 0.12) связана с наличием продолжительной стадии равномерного течения, а также скачкообразным изменением напряжения вследствие развития процессов динамической рекристаллизации. Результаты расчетов величины ε_1 и сопоставления с экспериментальными данными (ε^*) представлены в табл. 2. При расчетах величины ε_1 по формуле (4) величина ко-

эффициента деформационного упрочнения принималась равной $n = n_2$, а величина коэффициента m принималась одинаковой для всех скоростей деформации ($3.3 \cdot 10^{-3}$ до $3.3 \cdot 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ при $T = \text{const}$).

Наиболее хорошее сопоставление результатов расчетов с экспериментальными данными достигается для сплавов с повышенным содержанием Sc. Для сплавов с повышенным содержанием циркония наблюдается существенное различие между величинами ε^* и ε_1 . По нашему мнению, ключевой причиной наблюдаемых различий может быть прерывистый распад твердого раствора в сплавах с Sc/Zr = 0.45, а также быстрое кавитационное разрушение этих сплавов, обусловленное выделением крупных веретенообразных частиц Al_3Zr .

В соответствии с моделью [47] причиной образования пор является накопление дефектов на частицах второй фазы. В условиях СП поры образуются на частицах второй фазы, расположенных в тройных стыках зерен. Дефект, формирующийся на расположенной в границе зерна частице радиуса R , в первом приближении может быть описан как дисклинационная петля радиуса R и мощности $\omega(t)$. Мощность дисклинационной петли $\omega(t)$ растет пропорционально числу дефектов, попадающих на границу со скоростью $\dot{\varepsilon}_v$: $\omega(t) = \varphi_1 \dot{\varepsilon}_v t$ [47,48], где φ_3 — численный коэффициент. По мере накопления дефектов на границах зерен мощность дисклинационной петли $\omega(t)$ растет, увеличивается и связанная с этим дефектом упругая энергия. При достижении критической

мощности ω^* избыточная энергия петли становится так высока, что границе зерна становится энергетически выгодно „освободиться“ от источника этой энергии. При повышенных температурах релаксация запасенной энергии будет происходить путем образования микропор, скорость роста которых пропорциональна степени и скорости внутризеренной деформации. Отметим, что крупные частицы Al_3X часто являются причиной кавитационного разрушения при СП мелкозернистых алюминиевых сплавов [30,49,50].

3.2. Влияние соотношения Sc и Zr

Предваряя анализ, важно отметить, что атомная масса циркония (91.224 amu) практически в 2 раза больше атомной массы скандия (44.96 amu). Поэтому частичная замена Sc на эквивалентное содержание по массе содержание Zr будет приводить к снижению объемной доли выделяющихся частиц $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$. Повышенная объемная доля частиц $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ в УМЗ сплавах с $\text{Sc}/\text{Zr} = 1$ и 2.2 является одним из важных факторов обеспечения высоких сверхпластических характеристик этих сплавов. Большая объемная доля частиц $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ при прочих аналогичных условиях позволяет обеспечивать меньший размер зерна и, следовательно, большее удлинение до разрушения и меньшее напряжение течения в УМЗ сплавах.

Как было показано выше, при нагреве сплавов с повышенным содержанием скандия ($\text{Sc}/\text{Zr} = 2.2$) выделяются сферические наночастицы Al_3Sc . При нагреве сплавов с повышенным содержанием циркония ($\text{Sc}/\text{Zr} = 0.45$) в объеме зерен выделяются наночастицы Al_3Sc и $\text{Al}_3(\text{Sc}_{0.5}\text{Zr}_{0.5})$, а вблизи границ зерен по механизму прерывистого распада выделяются субмикронные частицы Al_3Zr веретенообразной формы. Это оказывает влияние, в первую очередь, на рост зерен и характер разрушения мелкозернистых сплавов. Отметим, что рост зерен, в свою очередь, оказывает влияние на стабильность СП течения и максимальное удлинение до разрушения мелкозернистых сплавов.

Как известно, спецификой частиц Al_3Sc является быстрое образование и быстрый рост при повышенных температурах нагрева. В следствие этого, частицы Al_3Sc обеспечивают эффективную стабилизацию неравновесной УМЗ микроструктуры при невысоких температурах нагрева, но не являются эффективными стопорами для мигрирующих границ зерен при высоких температурах нагрева или деформации.

Частицы $\text{Al}_3(\text{Sc}_{0.5}\text{Zr}_{0.5})$ имеют структуру „ядро Al_3Sc — оболочка Al_3Zr “ [51,52], которая обеспечивает им хорошее сочетание быстрого выделения при малой температуре и низкую скорость роста при повышенных температурах нагрева или деформации. Вследствие этого сплавы Al–Mg–Sc–Zr с $\text{Sc}/\text{Zr} \geq 1$ демонстрируют более высокие механические свойства и характеристики СП при повышенных температурах.

Веретенообразные частицы Al_3Zr , образующиеся по механизму прерывистого распада, отрицательно влияют на максимальную пластичность мелкозернистых алюминиевых сплавов — такие частицы являются причиной образования крупных пор и преждевременного кавитационного разрушения алюминиевых сплавов [30,53]. Образование частиц Al_3Zr по механизму прерывистого распада является, по нашему мнению, одной из ключевых причин снижения пластичности при повышенных температурах деформации сплавов с малым содержанием магния и малым отношением $\text{Sc}/\text{Zr} = 0.45$ (табл. 1, рис. 7, а). Крупные частицы Al_3Zr не позволяют эффективно стабилизировать неравновесную УМЗ микроструктуру сплавов, что приводит к образованию крупных рекристаллизованных зерен в сплавах с малым содержанием магния (рис. 4). Рост зерен также приводит к снижению пластичности сплавов Al–Mg–0.10% Sc–0.22% Zr с 2.5 % и 4 % Mg (табл. 1). Незначительное повышение пластичности сплавов Al–6% Mg–0.10% Sc–0.22% Zr связано с влиянием магния на коэффициент зернограницной диффузии (D_b) в алюминии — снижение D_b позволяет уменьшить скорость роста зерен и частично компенсировать слабое влияние крупных частиц Al_3Zr на миграционную подвижность границ зерен УМЗ алюминия.

Проанализируем влияние соотношения Sc/Zr на сверхпластические характеристики мелкозернистых алюминиевых сплавов. Как видно из рис. 7, f, при 500 °C максимальная пластичность наблюдается в сплавах с $\text{Sc}/\text{Zr} = 1$. Сплавы с $\text{Sc}/\text{Zr} = 2.2$ и $\text{Sc}/\text{Zr} = 0.45$ имеют меньшую пластичность в аналогичных температурно-скоростных условиях деформации. По нашему мнению, это связано с тем, что в сплавах $\text{Sc}/\text{Zr} = 1$ присутствует минимальное количество частиц Al_3Zr , способствующих интенсивному кавитационному разрушению, и большое число стабильных наночастиц $\text{Al}_3(\text{Sc}_{0.5}\text{Zr}_{0.5})$ со структурой „ядро Al_3Sc — оболочка Al_3Zr “. При нагреве сплавов с $\text{Sc}/\text{Zr} = 2.2$ происходит быстрый рост частиц Al_3Sc и, следовательно, быстрый рост зерен, который не позволяет обеспечить высокие СП свойства Sc-обогащенных сплавов. При нагреве Zr-обогащенных сплавов образуются крупные частицы Al_3Zr , которые способствуют кавитационному разрушению мелкозернистых сплавов и ограничивают их пластичность при повышенных температурах (450 °C–500 °C). Отметим также, что в Zr-обогащенных сплавах наблюдается аномальный рост зерен, который способствует снижению пластичности сплавов с $\text{Sc}/\text{Zr} = 0.45$. Малая объемная доля крупных частиц Al_3Zr при пониженных температурах (400 °C и менее), а также большая объемная доля и малая скорость роста частиц Al_3Sc при этих температурах позволяет обеспечивать повышенную пластичность УМЗ сплавов с отношением $\text{Sc}/\text{Zr} = 2.2$ (рис. 7, e).

Отметим, что в случае подавления прерывистого распада твердого раствора в Zr-обогащенных сплавах возможно дальнейшее повышение их сверхпластических характеристик. Одним из эффективных способов снижения интенсивности прерывистого распада твердого раствора

может быть двухстадийная термическая обработка Zr-обогащенных сплавов (см., например, [34,35]). Это позволит обеспечить дальнейшее снижение дорогостоящего скандия в составе алюминиевых сплавов Al–Mg–Sc–Zr.

3.3. Влияние магния

Предварительно следует отметить, что испытания на СП проводили в интервале температур 300 °C–500 °C. Как видно из табл. 1, наилучшие результаты (максимальные значения удлинения до разрушения) получены при температурах 450 °C–500 °C, превышающих температуру растворения частиц β -фазы в сплавах Al–Mg (см., например, [54]). Поэтому мы не учитывали влияние частиц β -фазы на сверхпластическое поведение УМЗ сплавов Al–Mg–Sc–Zr в оптимальных режимах деформации. Основное внимание при анализе результатов уделялось влиянию концентрации Mg в твердом растворе на сверхпластическое поведение УМЗ сплавов Al–Mg–Sc–Zr.

Влияние частиц β -фазы можно ожидать в случае деформации при пониженных температурах (300 °C, 350 °C). В соответствии с [55] частицы β -фазы могут способствовать рекристаллизации при пластической деформации и повышать степень однородности зеренной структуры в сплавах Al–Mg. Кроме этого, субмикронные частицы β -фазы могут обеспечивать повышение напряжения течения и способствовать более интенсивному деформационному упрочнению УМЗ сплавов Al–Mg (по сравнению с закаленными сплавами Al–Mg, в которых магний преимущественно находится в твердом растворе).

Анализ результатов испытаний на СП показывает, что увеличение концентрации Mg до 6% приводит к одновременному снижению относительного удлинения до разрушения и напряжения течения мелкозернистых сплавов (рис. 7, *ef*). Это достаточно неожиданный результат, поскольку в соответствии с теорией структурной СП [31,32] обычно предполагается, что мелкозернистые материалы с высокой пластичностью должны характеризоваться минимальными значениями напряжения течения. Поскольку максимальная пластичность ($\delta_{\max}$) наблюдается в сплавах с 2.5% Mg (рис. 7, *ef*), то следовало бы ожидать, что минимальные напряжения течения (σ_y) также будут наблюдаться в сплавах с 2.5% Mg.

По нашему мнению, основной причиной наблюдаемого эффекта является интенсивное протекание динамической рекристаллизации в мелкозернистых сплавах с пониженным содержанием магния. Как видно из рис. 7, *a–d*, на кривых деформации $\sigma(\epsilon)$ сплавов с 2.5% Mg наблюдаются большие скачки напряжений; при увеличении концентрации Mg масштаб скачкообразного изменения напряжений становится намного меньше. Как известно, процесс динамической рекристаллизации сопровождается формированием разнотермической микроструктуры [30,56–58].

Известно, что магний приводит к снижению коэффициента зернограницной диффузии (D_b) в алюми-

нии [22,23] и, следовательно, к снижению скорости миграции границ зерен в условиях СП:

$$V_m = A_p C_b (\sigma/G) (b/d) b, \quad (7)$$

где $A_p = 2\pi / \ln(d/b)$, $C_b = D_b (G\delta/kT)$ [44].

Формирование более мелкозернистой микроструктуры в сплавах с 6% Mg приводит к снижению напряжения течения в соответствии с [43] (см. также уравнение (6)). Кроме этого, как уже было отмечено выше (см. разд. 3.2), снижение D_b и повышение стабильности УМЗ микроструктуры, позволяет частично компенсировать отрицательное влияние крупных частиц Al_3Zr , образующихся по механизму прерывистого выделения.

Выводы

1. Кривые растяжения $\sigma(\epsilon)$ сплавов с 2.5% Mg характеризуются скачкообразным изменением напряжения, что свидетельствует о протекании процессов динамической рекристаллизации. Увеличение концентрации Mg приводит к снижению масштаба скачков напряжений. При больших степенях деформации ($\epsilon > 700\%–800\%$) на кривых $\sigma(\epsilon)$ наблюдается стадия повышения напряжения, свидетельствующая об активном протекании деформационно-стимулированного роста зерен. Данный вывод подтвержден результатами исследований микроструктуры сплавов после испытаний на СП.

2. Процесс деформационного упрочнения мелкозернистых сплавов Al–(2.5, 4)% Mg–Sc–Zr имеет двухстадийный характер, обусловленный сменой механизма накопления дефектов на границах зерен. При малых степенях деформации кривые $\sigma(\epsilon)$ характеризуются большим коэффициентом деформационного упрочнения, величина которого определяется скоростью накопления скользящих компонент делокализованных дислокаций на границах зерен. При повышенных температурах и деформациях коэффициент деформационного упрочнения мелкозернистых сплавов резко снижается и на границах зерен начинают преобладать недекализованные дислокации ориентационного несоответствия.

3. Стадия стационарного течения мелкозернистых сплавов характеризуется высокими значениями коэффициента скоростной чувствительности — при температуре 500 °C в сплавах с Sc/Zr = 2.2 коэффициент $m \sim 0.45–0.48$. В сплавах с повышенным содержанием циркония и малым содержанием магния (2.5%, 4% Mg) увеличение температуры испытания приводит к снижению коэффициента m до $\sim 0.20–0.31$. Высокие значения коэффициента m косвенно свидетельствуют о преобладающем вкладе скорости зернограницного проскальзывания в общую скорость сверхпластической деформации.

4. Увеличение концентрации магния приводит к снижению сверхпластических характеристик мелкозернистых сплавов (при Sc/Zr = const). При температуре деформации 500 °C и скорости деформации $3.3 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ в сплаве Al–2.5% Mg–0.22% Sc–0.10% Zr удлинение

до разрушения достигает $\delta_{\max} = 1970\%$, а в сплаве Al–2.5% Mg–0.16% Sc–0.16% Zr — $\delta_{\max} = 1750\%$. В сплаве Al–6% Mg–0.22% Sc–0.10% Zr в аналогичных температурно-скоростных условиях деформации удлинение до разрушения составляет 400%, а в сплаве Al–6% Mg–0.16% Sc–0.16% Zr — $\delta_{\max} = 1215\%$. Для сплавов с Sc/Zr ≥ 1 наблюдается хорошая выполнимость критерия Харта для оценки максимальной степени равномерной деформации. Показано, что влияние Mg заключается, в первую очередь, в повышении стабильности неравновесной мелкозернистой микроструктуры алюминиевых сплавов и в снижении скорости роста зерен при СП.

Благодарности

Авторы благодарят В.В. Захарова (АО „ВИЛС“, Москва) за рекомендации к выбору составов сплавов и режимов их литья. Исследования методом ПЭМ выполнены Н.Ю. Табачковой на оборудовании ЦКП „Материаловедение и металлургия“ НИТУ „МИСИС“. Авторы благодарят А.В. Пискунова (ННГУ, Москва) за помощь в разработке методики металлографического исследования образцов после испытаний на сверхпластичность.

Финансирование работы

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (грант № 22-13-00149) и Минобрнауки России (проект № 075-03-2023-096 (FSWR-2023-0037)).

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] V.G. Davydov, T.D. Rostova, V.V. Zakharov, Y.A. Filatov, V.I. Yelagin. *Mater. Sci. Eng. A*, **280**, 30 (2000). DOI: 10.1016/S0921-5093(99)00652-8
- [2] Y.A. Filatov, V.I. Yelagin, V.V. Zakharov. *Mater. Sci. Eng. A*, **280**, 97 (2000). DOI: 10.1016/S0921-5093(99)00673-5
- [3] E. Avtokratova, O. Sitdikov, M. Markushev, R. Mulyukov. *Mater. Sci. Eng. A*, **538**, 386 (2012). DOI: 10.1016/j.msea.2012.01.041
- [4] R. Kaibyshev, E. Avtokratova, A. Apollonov, R. Davies. *Scr. Mater.*, **54**, 2119 (2006). DOI: 10.1016/j.scriptamat.2006.03.020
- [5] Y.B. Sun, X.P. Chen, J. Xie, C. Wang, Y.F. An, Q. Liu. *Mater. Today Comm.*, **33**, 104217 (2022). DOI: 10.1016/j.mtcomm.2022.104217
- [6] F. Musin, R. Kaibyshev, Y. Motohashi, G. Itoh. *Metall. Mater. Trans. A*, **35**, 2383 (2004). DOI: 10.1007/s11661-006-0218-4
- [7] E. Avtokratova, O. Sitdikov, M. Markushev. *Lett. Mater.*, **5** (3), 319 (2015). DOI: 10.22226/2410-3535-2015-3-319-323
- [8] V.N. Perevezentsev, M.Y. Shcherban', M.Y. Murashkin, R.Z. Valiev. *Tech. Phys. Lett.*, **33** (8), 648 (2007). DOI: 10.1134/S106378500708007X
- [9] T.G. Nieh, L.M. Hsiung, J. Wadsworth, R. Kaibyshev. *Acta Mater.*, **46** (8), 2789 (1998). DOI: 10.1016/S1359-6454(97)00452-7
- [10] T.G. Nieh, R. Kaibyshev, L.M. Hsiung, N. Nguyen, J. Wadsworth. *Scr. Mater.*, **36** (9), 1011 (1997). DOI: 10.1016/S1359-6462(96)00479-4
- [11] Y.L. Duan, L. Tang, Y. Deng, X.W. Cao, G.F. Xu, Z.M. Yin. *Mater. Sci. Eng. A*, **669**, 205 (2016). DOI: 10.1016/j.msea.2016.05.086
- [12] Y.-Y. Li, W.-H. Wang, Y.-F. Hsu, S. Trong. *Mater. Sci. Eng. A*, **497** (1–2), 10 (2008). DOI: 10.1016/j.msea.2008.08.019
- [13] Y. Duan, G. Xu, L. Tang, Y. Liu, J. Xu, Y. Deng, Z. Yin. *J. Alloys Compd.*, **715**, 311 (2017). DOI: 10.1016/j.jallcom.2017.04.273
- [14] G. Xu, X. Cao, T. Zhang, Y. Duan, X. Peng, Y. Deng, Z. Yin. *Mater. Sci. Eng. A*, **672**, 98 (2016). DOI: 10.1016/j.msea.2016.06.070
- [15] O. Sitdikov, E. Avtokratova, O. Latypova, M.V. Markushev. *Lett. Mater.*, **8** (4s), 561 (2018). DOI: 10.22226/2410-3535-2018-4-561-566
- [16] F.C. Liu, Z.Y. Ma, L.Q. Chen. *Scr. Mater.*, **60**, 968 (2009). DOI: 10.1016/j.scriptamat.2009.02.021
- [17] F.C. Liu, P. Xue, Z.Y. Ma. *Mater. Sci. Eng. A*, **547**, 55 (2012). DOI: 10.1016/j.msea.2012.03.076
- [18] F.C. Liu, Z.Y. Ma. *Scr. Mater.*, **59** (8), 882 (2008). DOI: 10.1016/j.scriptamat.2008.06.035
- [19] F.C. Liu, Z.Y. Ma, F.C. Zhang. *J. Mater. Sci. Technol.*, **28** (11), 1025 (2012). DOI: 10.1016/S1005-0302(12)60168-6
- [20] M. Li, Q. Pan, Y. Shi, X. Sun, H. Xiang. *Mater. Sci. Eng. A*, **687**, 298 (2017). DOI: 10.1016/j.msea.2017.01.091
- [21] K. Wang, F.C. Liu, P. Xue, D. Wang, B.L. Xiao, Z.Y. Ma. *Metall. Mater. Trans. A*, **47**, 546 (2016). DOI: 10.1007/s11661-015-3230-8
- [22] T. Fujita, Z. Horita, T.G. Langdon. *Phil. Mag. A*, **82**, 2249 (2002). DOI: 10.1080/01418610208235736
- [23] X. Sauvage, N. Enikeev, R. Valiev, Y. Nasedkina, M. Murashkin. *Acta Mater.*, **72**, 125 (2014). DOI: 10.1016/j.actamat.2014.03.033
- [24] H. Hasegawa, S. Komura, A. Utsunomiya, Z. Horita, M. Furukawa, M. Nemoto, T.G. Langdon. *Mater. Sci. Eng. A*, **265**, 188 (1999). DOI: 10.1016/S0921-5093(98)01136-8
- [25] C.-R. Song, B.-X. Dong, S.-Y. Zhang, H.-Y. Yang, L. Liu, J. Kang, J. Meng, C.-J. Luo, C.-G. Wang, K. Cao, J. Qiao, S.-L. Shu, M. Zhu, F. Qiu, Q.-C. Jiang. *J. Mater. Res. Technol.*, **31**, 3255 (2024). DOI: 10.1016/j.jmrt.2024.07.051
- [26] Н.П. Лякишев. *Диаграммы состояния двойных металлических систем*: справочник (Машиностроение, М., 1996)
- [27] В.С. Синявский, В.Д. Вальков, Е.В. Титкова. *Защита металлов*, **34** (6), 613 (1998).
- [28] В.В. Захаров, И.А. Фисенко. *МИТОМ*, **4** (766), 14 (2019). [V.V. Zakharov, I.A. Fisenko. *Metal Sci. Heat Treatment*, **61** (3–4), 217 (2019). DOI: 10.1007/s11041-019-00403-4]
- [29] В.В. Захаров, Ю.А. Филатов. *Технология легких сплавов*, **4**, 21 (2021). DOI: 10.24412/0321-4664-2021-4-31-37
- [30] V.N. Chuvil'deev, M.Yu. Gryaznov, S.V. Shotin, A.V. Nokhrin, C.V. Likhnikskii, G.S. Nagicheva, M.K. Chegurov, V.I. Kopylov, A.A. Bobrov, I.S. Shadrina. *Mater. Sci. Eng. A*, **898**, 146409 (2024). DOI: 10.1016/j.msea.2024.146409
- [31] T.G. Nieh, J. Wadsworth, O.D. Sherby. *Superplasticity in Metals and Ceramics* (Cambridge University Press, Cambridge, UK, 1997)

- [32] V.N. Perevezentsev, V.V. Rybin, V.N. Chuvil'deev. *Acta Metall. Mater.*, **40**, 887 (1992). DOI: 10.1016/0956-7151(92)90065-M
- [33] В.И. Феодосьев. *Сопротивление материалов* (Наука, М., 1967)
- [34] A.G. Mochugovskiy, A.V. Mikhaylovskaya. *Mater. Lett.*, **275**, 128096 (2020). DOI: 10.1016/j.matlet.2020.128096
- [35] A.G. Mochugovskiy, A.V. Mikhaylovskaya, M.Yu. Zadorogny, I.S. Golovin. *J. Alloys Compd.*, **856**, 157455 (2021). DOI: 10.1016/j.jallcom.2020.157455
- [36] A.V. Mikhaylovskaya, A.G. Mochugovskiy, V.S. Levchenko, N.Yu. Tabachkova, W. Mifalo, V.K. Portnoy. *Mater. Charact.*, **139**, 30 (2018). DOI: 10.1016/j.matchar.2018.02.030
- [37] И.А. Зорин, Е.В. Арышенский, А.М. Дриц, С.В. Коновалов, В.С. Комаров. *Известия вузов. Цветная металлургия*, **1**, 56 (2023). DOI: 10.17073/0021-3438-2023-1-56-65
- [38] И.А. Зорин, Е.В. Арышенский, Е.А. Кудрявцев, А.М. Дриц, С.В. Коновалов. *Frontier Mater. Technol.*, **1**, 29 (2024). DOI: 10.18323/2782-4039-2024-1-67-3
- [39] Д.И. Садыков, М.Ю. Мурашкин, А.А. Кириленко, А.А. Левин, А.И. Лихачев, Т.С. Орлова. *ФТТ*, **66** (6), 933 (2024). DOI: 10.61011/FTT.2024.06.58250.119
- [40] Т.С. Орлова, Т.А. Латынина, М.Ю. Мурашкин, В.У. Казыханов. *ФТТ*, **61** (12), 2477 (2019). DOI: 10.21883/FTT.2019.12.48582.558 [T.S. Orlova, T.A. Latynina, M.Yu. Murashkin, V.U. Kazykhanov. *Phys. Solid State*, **61** (12), 2509 (2019). DOI: 10.1134/S1063783419120357]
- [41] V.N. Perevezentsev, V.V. Rybin, V.N. Chuvil'deev. *Acta Metall. Mater.*, **40**, 907 (1992). DOI: 10.1016/0956-7151(92)90067-O
- [42] E.W. Hart. *Acta Metall.*, **15**, 351 (1967). DOI: 10.1016/0001-6160(67)90211-8
- [43] В.Н. Чувильдеев, О.Э. Пирожникова, А.В. Нохрин, М.М. Мышляев. *ФТТ*, **49** (4), 650 (2007). [V.N. Chuvil'deev, O.E. Pirozhnikova, A.V. Nokhrin, M.M. Myshlyaev, *Phys. Solid State*, **49** (4), 684 (2007). DOI: 10.1134/S1063783407040142]
- [44] В.Н. Чувильдеев. *Неравновесные границы зерен в металлах. Теория и приложения* (Физматлит, М., 2004)
- [45] В.Н. Чувильдеев, А.В. Нохрин, О.Э. Пирожникова, М.Ю. Грязнов, Ю.Г. Лопатин, М.М. Мышляев, В.И. Копылов. *ФТТ*, **59** (8), 1561 (2017). DOI: 10.21883/FTT.2017.08.44759.420 [V.N. Chuvil'deev, A.V. Nokhrin, O.E. Pirozhnikova, M.Yu. Gryaznov, Yu.G. Lopatin, M.M. Myshlyaev, V.I. Kopylov. *Phys. Solid State*, **59**, 1584 (2017). DOI: 10.1134/S1063783417080066]
- [46] В.Н. Чувильдеев, А.В. Щавлева, А.В. Нохрин, О.Э. Пирожникова, М.Ю. Грязнов, Ю.Г. Лопатин, А.Н. Сысоев, Н.В. Мелехин, Н.В. Сахаров, В.И. Копылов, М.М. Мышляев. *ФТТ*, **52** (5), 1026 (2010). [V.N. Chuvil'deev, A.V. Shchavleva, A.V. Nokhrin, O.E. Pirozhnikova, M.Yu. Gryaznov, Yu.G. Lopatin, A.N. Sysoev, N.V. Melekhin, N.V. Sakharov, V.I. Kopylov, M.M. Myshlyaev. *Phys. Solid State*, **52** (5), 1098 (2010). DOI: 10.1134/S1063783410050422]
- [47] V.N. Perevezentsev, V.V. Rybin, V.N. Chuvil'deev. *Acta Metall. Mater.*, **40**, 915 (1992). DOI: 10.1016/0956-7151(92)90068-P
- [48] В.Н. Перевезенцев, В.В. Рыбин, В.Н. Чувильдеев. *Поверхность: Физика, химия, механика*, **11**, 130 (1986).
- [49] V.N. Chuvil'deev, M.Y. Gryaznov, S.V. Shotin, V.I. Kopylov, A.V. Nokhrin, C.V. Likhnitskii, A.A. Murashov, A.A. Bobrov, N.Yu. Tabachkova, O.E. Pirozhnikova. *J. Alloys Compd.*, **877**, 160099 (2021). DOI: 10.1016/j.jallcom.2021.160099
- [50] M. Gryaznov, S. Shotin, A. Nokhrin, V. Chuvil'deev, C. Likhnitskii, V. Kopylov, M. Chegurov, N. Tabachkova, I. Shadrina, E. Smirnova, O. Pirozhnikova. *Materials*, **15**, 176 (2022). DOI: 10.3390/ma15010176
- [51] B. Forbord, W. Lefebvre, F. Danoix, H. Hallem, K. Marthinsen. *Scr. Mater.*, **51**, 333 (2004). DOI: 10.1016/j.scriptamat.2004.03.033
- [52] C.B. Fuller, J.L. Murray, D.N. Seidman. *Acta Mater.*, **53**, 5401 (2005). DOI: 10.1016/j.actamat.2005.08.016
- [53] A.V. Nokhrin, M.Y. Gryaznov, S.V. Shotin, G.S. Nagicheva, M.K. Chegurov, A.A. Bobrov, V.I. Kopylov, V.N. Chuvil'deev. *Metals*, **13**, 133 (2023). DOI: 10.3390/met13010133
- [54] I.S. Golovin, A.V. Mikhaylovskaya, H.-R. Sinning. *J. Alloys Compd.*, **577**, 622 (2013). DOI: 10.1016/j.jallcom.2013.06.138
- [55] A.V. Mikhaylovskaya, M.S. Kishchik, A.D. Kotov, N.Yu. Tabachkova. *Mater. Lett.*, **321**, 132412 (2022). DOI: 10.1016/j.matlet.2022.132412
- [56] T. Sakai, A. Belyakov, R. Kaibyshev, H. Miura, J.J. Jonas. *Progr. Mater. Sci.*, **60**, 130 (2014). DOI: 10.1016/j.pmatsci.2013.09.002
- [57] I.I. Novikov, V.K. Portnoy, A.O. Titov, D.Y. Belov. *Scr. Mater.*, **42**, 899 (2000). DOI: 10.1016/S1359-6462(00)00310-9
- [58] Н.В. Мелехин. *Проблемы прочности и пластичности*, **85**, 178 (2023). DOI: 10.32326/1814-9146-2023-85-2-178-188