

## ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.715

### ВЛИЯНИЕ Ni НА ВКЛАДЫ ДЕЙСТВУЮЩИХ МЕХАНИЗМОВ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВА Al–Zn–Mg–Cr

© 2023 г. О. А. Яковцева<sup>а</sup>, \*, М. Н. Постникова<sup>а</sup>, А. В. Иржак<sup>б</sup>,  
О. В. Рофман<sup>а</sup>, А. В. Михайловская<sup>а</sup>

<sup>а</sup>Кафедра металловедения цветных металлов, НИТУ МИСИС,  
Ленинский просп., 4, стр. 1, Москва, 119049 Россия

<sup>б</sup>ИИПТМ РАН, ул. Академика Осипяна, 6, Черноголовка, Московская обл., 142432 Россия

\*e-mail: yakovtseva.oa@misis.ru

Поступила в редакцию 26.06.2023 г.

После доработки 24.07.2023 г.

Принята к публикации 01.08.2023 г.

Исследовано влияние никеля на показатели сверхпластичности, эволюцию микроструктуры и соотношение вкладов действующих механизмов сверхпластической деформации в сплавах системы Al–Zn–Mg–Cr. В сплаве Al–Zn–Mg–Cr выделяются только дисперсоиды среднего размера 140 нм, которые содержат кроме алюминия, хрома и магния небольшое количество цинка, а в Al–Zn–Mg–Cr–Ni образуется дополнительно фаза Al<sub>3</sub>Ni. Алюминид никеля обеспечивает более однородную стабильную зеренную структуру при повышении температуры отжига и во время сверхпластической деформации при 440°С. При добавлении в сплав никеля средний размер зерна уменьшается с 7.7 до 7.3 мкм перед началом деформации и с 10 до 8.6 мкм после деформации 0.69. При этом, после деформации вблизи частиц Al<sub>3</sub>Ni выявлена повышенная плотность дислокаций. При близких значениях коэффициента скоростной чувствительности  $m \approx 0.6$  в сплаве, содержащем частицы Al<sub>3</sub>Ni, в два раза больше вклад зернограничного скольжения, и в три раза меньше вклад внутриверного дислокационного скольжения, что приводит к сохранению более равноосной микроструктуры и росту относительных удлинений.

**Ключевые слова:** сверхпластичность, механизмы деформации, алюминиевые сплавы, микроструктура, дислокационная структура, зернограничное скольжение, диффузионная ползучесть

**DOI:** 10.31857/S0015323023601125, **EDN:** EDLUTM

#### ВВЕДЕНИЕ

Сверхпластическая формовка, позволяющая получить деталь сложной формы за одну технологическую операцию, имеет преимущества ввиду снижения стоимости и износа оснастки, снижения веса конструкций за счет уменьшения числа соединений [1–4]. Реализуется технология благодаря явлению сверхпластичности, возникающему из-за высокой чувствительности напряжения к скорости деформации при уменьшении размера зерна в условиях повышенных температур и сравнительно низких скоростей деформации [5]. С уменьшением размера зерна усиливается зернограничное скольжение (ЗГС), которое для большинства сплавов является доминирующим механизмом сверхпластической деформации, и аккомодация ЗГС упрощается дислокационной (ВДС) и диффузионной ползучестью (ДП) [6–10].

Сверхпластичные алюминиевые сплавы по структуре относятся к матричному типу, представляющему непрерывную матрицу алюминии-

вого твердого раствора. Размер зерна в такой структуре контролируется частицами вторых фаз [11]. Крупные частицы размером около 1 мкм обеспечивают увеличение количества зародышей рекристаллизации, мелкие сдерживают скольжение дислокаций, увеличивая их плотность, и стабилизируют границы рекристаллизованных зерен при нагреве и сверхпластическом течении [12, 13]. В целом отмечено положительное влияние крупных равноосных стабильных при деформации частиц размерами до 2 мкм на показатели сверхпластичности. Такие частицы позволяют уменьшить размер зерна, увеличить долю высокоугловых границ в динамически рекристаллизующихся сплавах, без увеличения пористости. При этом, частицы вторых фаз могут влиять на соотношение вкладов действующих механизмов при сверхпластическом течении [14–16]. При разработке новых сплавов с требуемыми характеристиками особую важность представляют исследования механизмов сверхпластической деформации в зависимости от параметров структуры.

Грамотный выбор состава, обеспечивающий определенное соотношение вкладов механизмов сверхпластической деформации, может существенно улучшить формуемость сплавов.

Сплав системы Al–Zn–Mg–Cr (AA7475) имеет мелкозернистую структуру после термомеханической обработки с использованием гетерогенизационного отжига, а рост зерна во время сверхпластической деформации ограничен дисперсоидами, содержащими хром. Сплав сверхпластичен при скоростях деформации порядка  $10^{-4}$  с $^{-1}$  и температуре 460°C, требует противодавления для уменьшения остаточной пористости. Несмотря на динамический рост зерен и остаточную пористость, удлинения достигают 400% [17]. При деформации данного сплава ЗГС доминирует и его вклад превышает 50%, что ввиду несовершенства аккомодационных механизмов с ростом зерен является причиной значительной остаточной пористости  $\approx 5\%$  [17].

Легирование сплавов данной системы дополнительно никелем или совместно никелем и железом улучшает технологичность при получении полуфабрикатов, улучшает сопротивление некоторым видам коррозии и обеспечивает более мелкое зерно, что улучшает показатели сверхпластичности [18–22].

Цель работы заключается в изучении влияния никеля и образованных им частиц Al<sub>3</sub>Ni на соотношение вкладов действующих механизмов сверхпластической деформации.

#### МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТОВ

Исследовали сплавы Al–4.1% Zn–3.6% Mg–0.2% Cr и Al–3.8% Zn–3.6% Mg–0.2% Cr–3.6% Ni (здесь и далее по тексту использованы массовые проценты). Для получения слитков использовали алюминий марки А99, магний Мг95 и цинк Ц1С, лигатуры Al–18% Ni и Al–10% Cr. Плавку проводили в печи Nabertherm S3 в графито-шамотных тиглях при температуре 780°C. Слитки размерами 100 × 40 × 20 мм<sup>3</sup> получали литьем в медную водоохлаждаемую изложницу и подвергали гомогенизационному отжигу в печи Nabertherm N30/65А при температуре 450°C, 8 ч и затем при 500 ± 5°C, 2 ч. Горячую (при 420 ± 20°C, 50%) и холодную прокатку (90%) до конечной толщины листа 1 мм проводили на прокатном стане ДУО250. Для сплава без Ni, между горячей и холодной прокаткой проводили закалку с 510 ± 5°C (выдержка 30 мин) и гетерогенизационный отжиг при 460°C в течение 8 ч.

Образцы с размерами рабочей части 14 × 6 × 1 мм для испытаний на одноосное растяжение вырезали вдоль направления прокатки. Испытания на растяжение проводили на разрывной машине Walter Bai LFM-100 с программным управлением

Dion-Pro. С целью определения оптимальных температурно-скоростных условий проявления сверхпластичности проводили испытания со ступенчатым повышением скорости деформации с  $1 \times 10^{-4}$  до  $2 \times 10^{-1}$  с $^{-1}$ . Деформация на каждом шаге – 2%. Температура испытаний 400, 420, 440, 460, 480°C. Испытания при постоянной скорости деформации проводили до разрушения и до заданной степени деформации.

Микроструктуру сплавов изучали при помощи светового Carl Zeiss и сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) TESCAN Vega 3. Состав сплавов контролировали методом энерго-дисперсионного анализа (ЭДА) не менее чем на 10 полях зрения микроскопа при малых увеличениях при помощи приставки X-Max 80 Oxford Instruments. Микрошлифы готовили механической шлифовкой на бумаге с SiC и конечной полировкой на сукне с использованием суспензии на основе SiO<sub>2</sub>. Для выявления зеренной структуры использовали анодное окисление в 10% водном растворе фторборводородной кислоты. Средний размер зерен определяли методом случайных секущих по величине средней хорды, анализируя не менее 200 зерен. Доверительный интервал рассчитан с доверительной вероятностью 0.95. Объемную долю частиц определяли при помощи программы FIJI по доле площади, занятой на шлифе частицами.

Дислокационную структуру и параметры дисперсоидов изучали при помощи просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) JEOL JEM 2100. Образцами служили диски диаметром 3 мм, которые механически утоняли до толщины 0.20–0.3 мм на SiC-бумаге, затем подвергали электролитической полировке до появления отверстия на установке Struers TenuPol-5 в растворе 70% метанола и 30% азотной кислоты при температуре –22°C и напряжении 20 В.

Для изучения механизмов сверхпластической деформации образцы предварительно подвергали растяжению на 100% (логарифмическая деформация 0.69) при температуре 440°C. Предварительная деформация позволяет проводить анализ на установившейся стадии (стадии устойчивого течения) вместо начальной стадии деформации.

Для изучения вкладов действующих механизмов деформации на установившейся стадии, образцы подвергали предварительной деформации 0.69, затем полировали и методом фокусированного ионного пучка (ФИП) на микроскопе STRATA FIB-205 (FEI) (оборудование центра коллективного пользования “Металловедение и металлургия” НИТУ МИСИС), наносили маркерные сетки размерами 40 × 40 мкм с шагом 2.5 и 0.5 мкм. Шаг маркерных линий выбран исходя из размера зерна. Исследовали эволюцию структуры поверхности сплавов при последующей дефор-

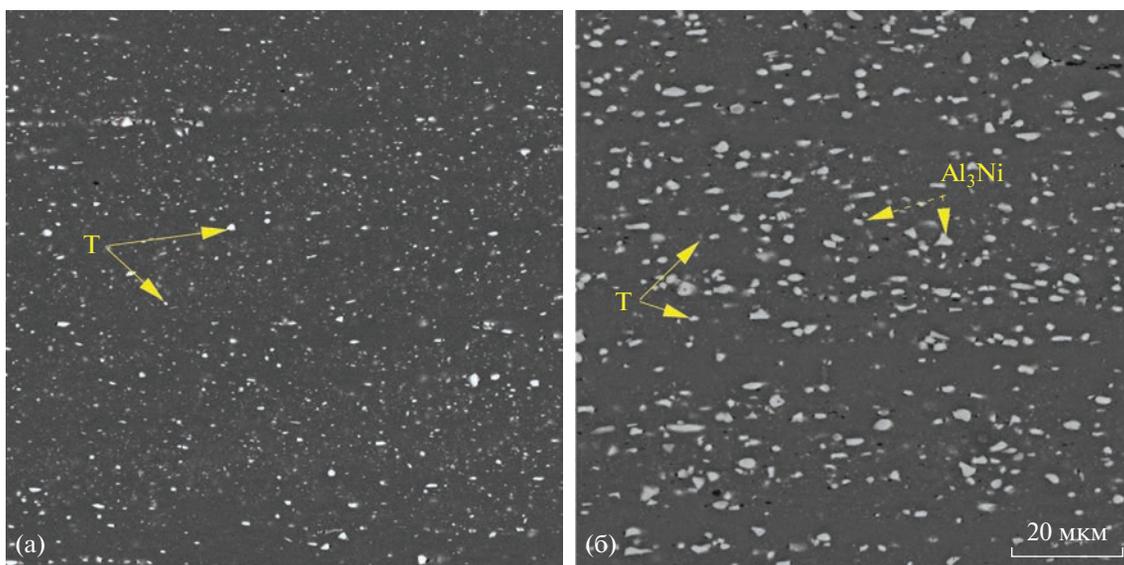


Рис. 1. Микроструктура после холодной прокатки сплавов Al–Zn–Mg–Cr (а), Al–Zn–Mg–Ni–Cr (б).

магии и количественно оценили вклады механизмов сверхпластической деформации. Методика определения вкладов механизмов сверхпластической деформации подробно описана в [23, 24].

Зернограничное скольжение рассчитано по измерению продольных смещений поперечных оси деформации маркерных линий (уравнения (1)–(2)):

$$\varepsilon_{\text{ЗГС}} = \sum \frac{\sum (U_i \operatorname{tg} \theta_i)}{l_i}, \quad (1)$$

$$e_{\text{ЗГС}} = \ln(1 + \varepsilon_{\text{ЗГС}}), \quad (2)$$

где  $\varepsilon_{\text{ЗГС}}$  – значения зернограничного скольжения для инженерной деформации;  $U_i$  – продольное смещение поперечных маркерных линий;  $\theta_i$  – угол между границей зерен, где рассчитано смещение линии, и осью растяжения;  $l_i$  – длина маркерной линии, где оценивается смещение маркерных линий;  $e_{\text{ЗГС}}$  – значение логарифмической деформации, обусловленной зернограничным скольжением.

Внутризеренное дислокационное скольжение оценено по изменению расстояния линий с шагом 0.5 мкм на каждом шаге деформации:

$$e_{\text{ВДС}} = \ln \frac{a_i}{a_0}, \quad (3)$$

где  $a_0$  – расстояние между маркерными линиями до деформации;  $a_i$  – после деформации;  $e_{\text{ВДС}}$  – логарифмическое значение ВДС.

Диффузионная ползучесть проанализирована по доле складчатых зон и их развитию в процессе деформации. Ошибку рассчитывали с достоверной вероятностью 0.95. Вклады механизмов

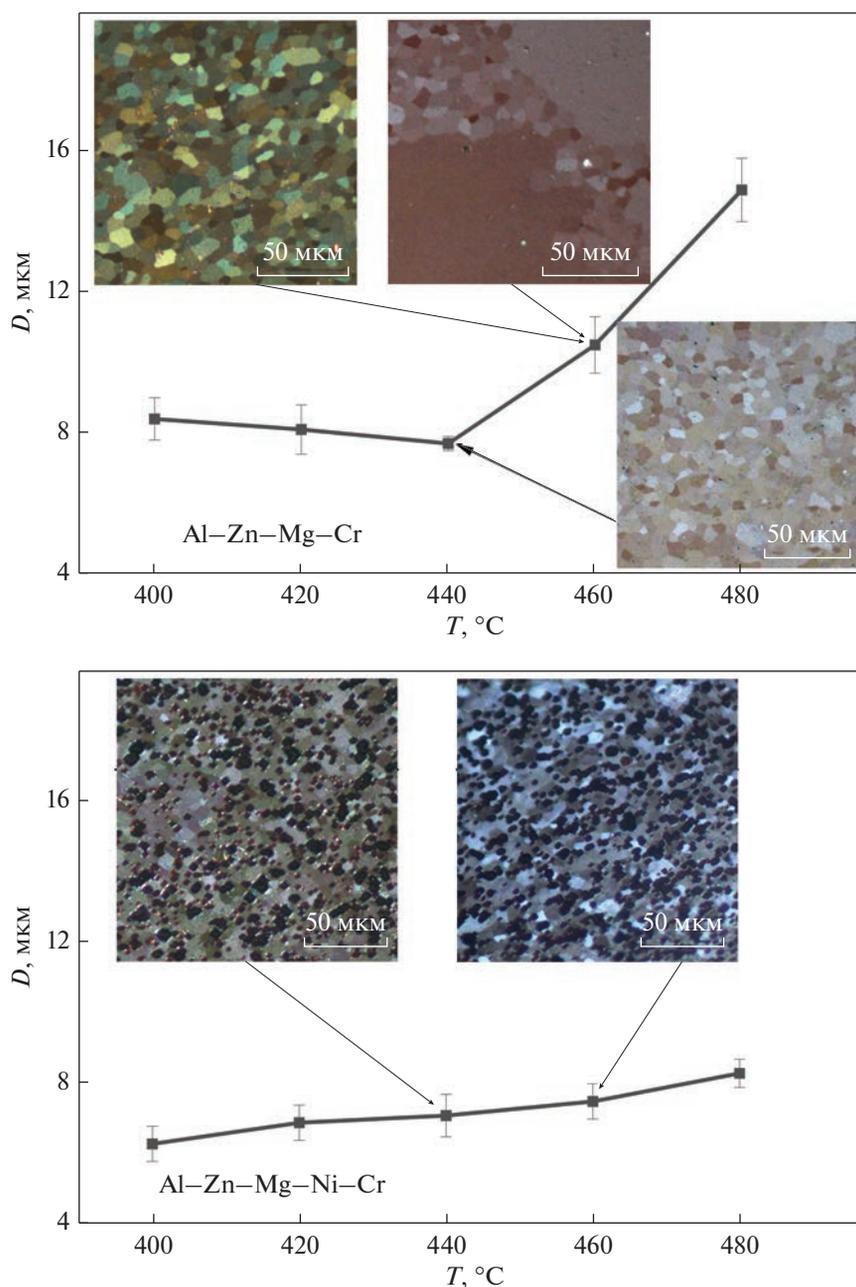
сверхпластической деформации рассчитывали по отношению к общей деформации.

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

После прокатки (рис. 1) в структуре сплавов выявлена фаза богатая Zn и Mg (вероятно,  $\text{T}(\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3)$  [25–27]) и частицы богатые никелем (вероятно,  $\text{Al}_3\text{Ni}$ -фазы). Средний размер частиц с цинком и магнием равен 0.5 мкм, а их объемная доля – 4%. Средний размер частиц с никелем равен  $1.3 \pm 0.5$  мкм и объемная доля всех частиц в сплаве с никелем  $\approx 11\%$ .

После отжига, имитирующего нагрев до температуры сверхпластической деформации, в интервале от 400 до 480°C структура сплавов рекристаллизованная (рис. 2). При увеличении температуры отжига в сплаве Al–Zn–Mg–Cr средний размер зерна увеличивается с  $7.7 \pm 0.5$  до  $14.9 \pm 1.1$  мкм, в сплаве Al–Zn–Mg–Ni–Cr – с  $7.1 \pm 0.2$  до  $8.3 \pm 0.7$  мкм.

В сплаве без никеля после отжига при температуре 460°C и выше наблюдали участки с крупным зерном, т.е. происходил аномальный рост зерен, при этом, в сплаве с никелем зеренная структура сохраняла однородность и более мелкое зерно до температуры 480°C. Как показал ЭДА образцов, закаленных с температуры 440°C, частицы вторых фаз обогащены Mg и Cr, а также в них выявлено повышенное, по сравнению с матрицей, содержание Zn. Частицы, наиболее вероятно, принадлежат фазе  $\varepsilon\text{-Al}_{18}\text{Mg}_3\text{Cr}_2$  с растворенным в ней цинком и демонстрируют характерные для  $\varepsilon$ -фазы двойники [28]. В обоих сплавах размер дисперсоидов варьировался от 30 до 250 нм (рис. 3а, 3в). В сплаве Al–Zn–Mg–Ni–Cr кроме



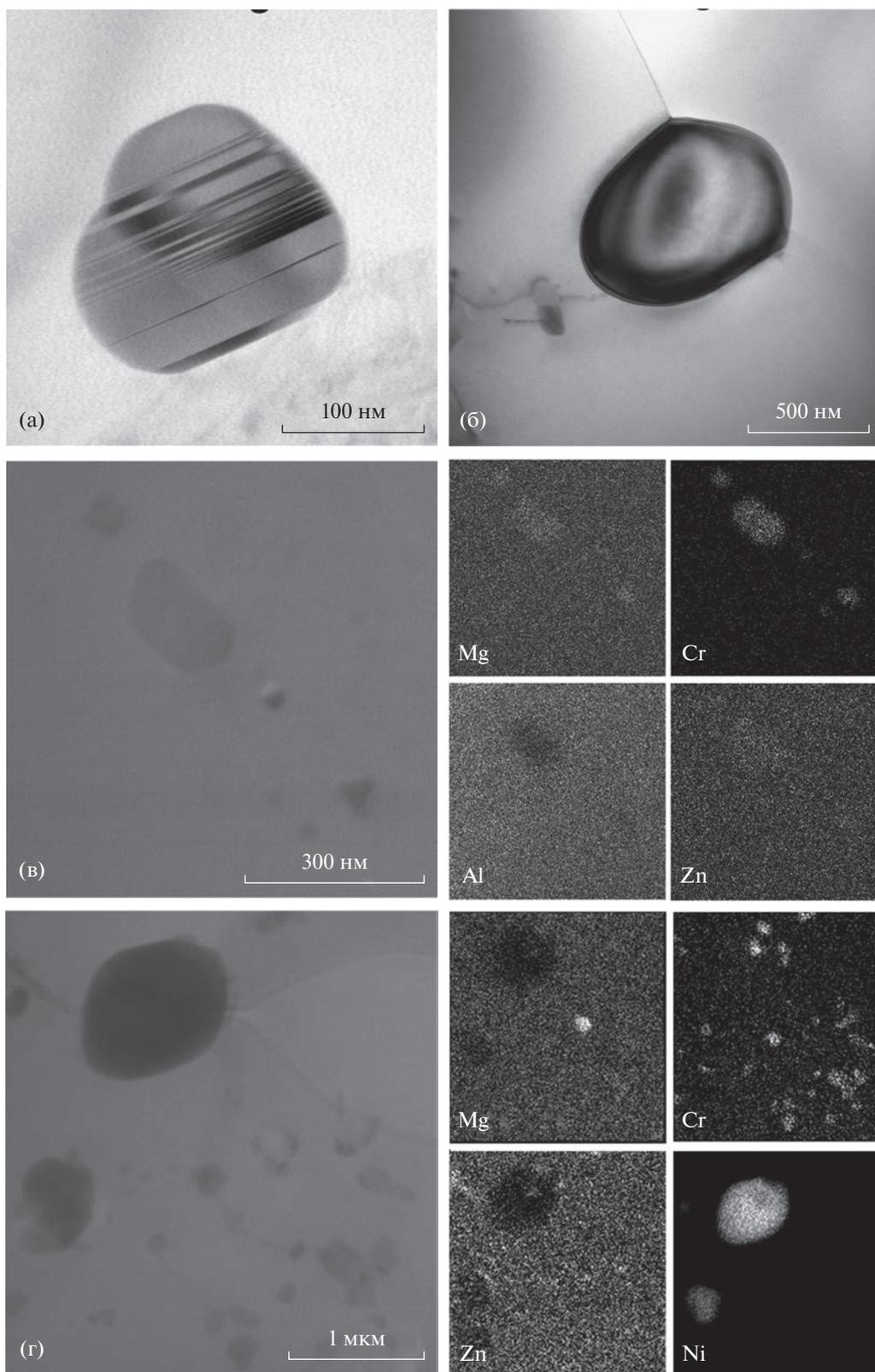
**Рис. 2.** Графики зависимости изменения размера зерна от температуры и микроструктура сплавов после отжига в течение 20 мин Al–Zn–Mg–Cr, Al–Zn–Mg–Ni–Cr.

дисперсоидов присутствуют крупные частицы  $\text{Al}_3\text{Ni}$  (рис. 3б, 3г).

Частицы фазы, содержащей никель, имели размеры от 400 нм до 2.7 мкм. Кроме алюминия и никеля, других элементов в данных частицах не выявлено. Единичные включения, размерами менее 100 нм, содержали только алюминий и магний, что предполагает наличие выделений фазы  $\text{Al}_3\text{Mg}_2$ .

Сигмоидальная форма кривой напряжение–скорость деформации в логарифмическом мас-

штабе, свойственная сверхпластичному состоянию [5, 29], обнаружена в интервале температур 400–440°C (пример на рис. 4а). Максимум показателя скоростной чувствительности  $m \sim 0.6$  для сплава Al–Zn–Mg–Cr наблюдали при скорости деформации  $(1-2) \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ , при скорости выше  $2 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  значения  $m$  ниже 0.4. В сплаве Al–Zn–Mg–Ni–Cr показатель  $m \sim 0.55$  при тех же скоростях деформации, значения близки к 0.5 и при более высокой скорости деформации до  $5 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  (рис. 4а). При 460°C, сплав с никелем демонстри-



**Рис. 3.** Частицы вторых фаз в сплавах Al–Zn–Mg–Cr (а, в) и Al–Zn–Mg–Ni–Cr (б, г) после отжига при температуре 440°C в течение 20 мин и ЭДА-карты распределения элементов для (в) и (г).

ровал сигмоидальную кривую с максимумом  $m \sim 0.6$  при  $\dot{\epsilon} (1-2) \times 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ . Сплав без Ni при температуре 460°C и выше не сверхпластичен,  $m < 0.3$ , что объясняется неоднородностью структуры и аномальным ростом зерен.

По результатам испытаний с постоянными скоростями деформации  $1 \times 10^{-3}$ ,  $2 \times 10^{-3}$ ,  $6 \times 10^{-3} \text{ c}^{-1}$  при температуре 440°C (рис. 4), сплав с никелем показал большие удлинения ( $380 \pm 20\%$ ), чем сплав без никеля ( $280 \pm 30\%$ ), и меньшие напряжения течения, что объяснимо несколько меньшим исходным зерном в сплаве Al–Zn–Mg–Ni–Cr ( $7.1 \pm 0.2$  против  $7.7 \pm 0.5$  мкм). При этом, кривые характеризуются деформационным упрочнением, которое может быть следствием динамического роста зерен, что характерно для сверхпластической деформации и связано с ростом напряжения необходимого для ЗГС или сменой механизма деформации [30–32], или такое деформационное упрочнение связано с ростом плотности дислокаций в виду действия аккомодационного механизма дислокационного скольжения [33].

Эволюция микроструктуры сплавов изучена после разной логарифмической деформации при 440°C и скорости  $2 \times 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ , при которой значения  $m \sim 0.6$  для обоих сплавов. При  $e = 0.69$  средний размер зерна близок в обоих сплавах  $10 \pm 1$  и  $8.6 \pm 0.8$  мкм соответственно в сплаве Al–Zn–Mg–Cr и Al–Zn–Mg–Ni–Cr (рис. 5). В сплаве без Ni, в ходе деформации до разрыва размер зерна увеличивается практически в два раза до  $13.0 \pm 1.1$  мкм. Тогда как в сплаве с добавкой никеля Al–Zn–Mg–Ni–Cr – не превышает  $9.1 \pm 1.4$  мкм, что говорит о лучшей стабильности микроструктуры (см. рис. 5). В процессе деформации в обоих сплавах развивается пористость, доля остаточной пористости после деформации 0.69 не превышает 0.5%, а максимальная доля перед разрывом составила 8% в обоих сплавах.

Проанализирована дислокационная структура сплавов на стадии установившегося течения ( $e = 0.69$ ) и перед разрывом при 440°C и скорости деформации  $2 \times 10^{-3} \text{ c}^{-1}$  (рис. 6). Тело зерен до деформации свободно от дислокаций в Al–Zn–Mg–Ni–Cr, в сплаве с никелем присутствуют скопления дислокации вблизи крупных частиц. В процессе растяжения дислокационная активность растет, дислокации выстраиваются в стенки, скопления дислокаций выявлены вблизи крупных частиц. В сплаве Al–Zn–Mg–Ni–Cr без никеля дислокаций в теле зерен меньше, чем в сплаве с добавкой никеля.

После деформации 0.69 при температуре 440°C и скорости  $2 \times 10^{-3} \text{ c}^{-1}$  на исходно-полированной поверхности образцов появлялся характерный рельеф со следами зернограницной и внутризеренной деформации (рис. 5в, 5е). Внут-

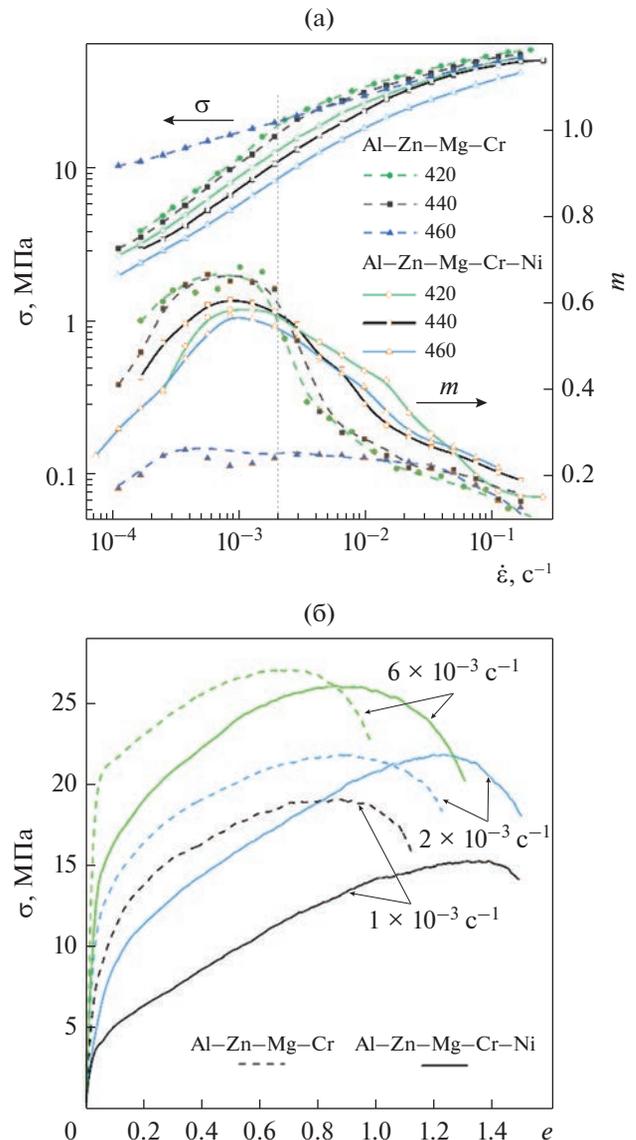


Рис. 4. Зависимости напряжения и показателя скоростной чувствительности  $m$  от скорости деформации при температурах 420–460°C (а) и зависимость напряжения от величины деформации при 440°C в интервале скоростей  $(1-6) \times 10^{-3} \text{ c}^{-1}$  в сплавах Al–Zn–Mg–Cr, Al–Zn–Mg–Ni–Cr.

ризеренный деформационный рельеф более выражен в сплаве без никеля где образуются складки в теле зерен (рис. 5в).

Для анализа вкладов действующих механизмов сверхпластической деформации после предварительной деформации  $e = 0.69$  образцы полировали, наносили маркерные сетки, и далее изучали эволюцию структуры поверхности при деформации (рис. 7). В табл. 1 представлены результаты расчета вкладов действующих механизмов сверхпластической деформации. При близких значениях деформации, смещения (пунктирные

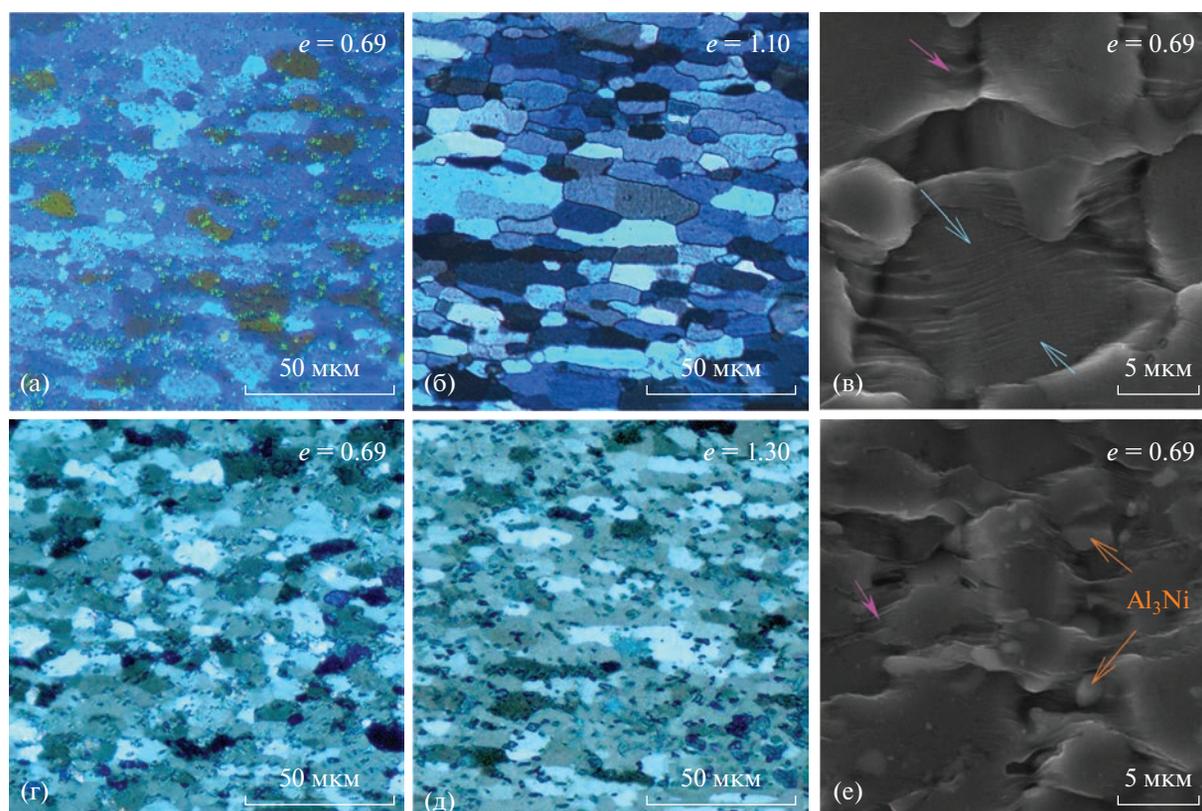


Рис. 5. Микроструктура сплавов Al–Zn–Mg–Cr (а–в), Al–Zn–Mg–Ni–Cr (г–е) после деформации ( $e$  указано на рисунках) при температуре  $440^\circ\text{C}$  и скорости  $2 \times 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ ; а, б, г, д – оптическая металлография; в, е – СЭМ.

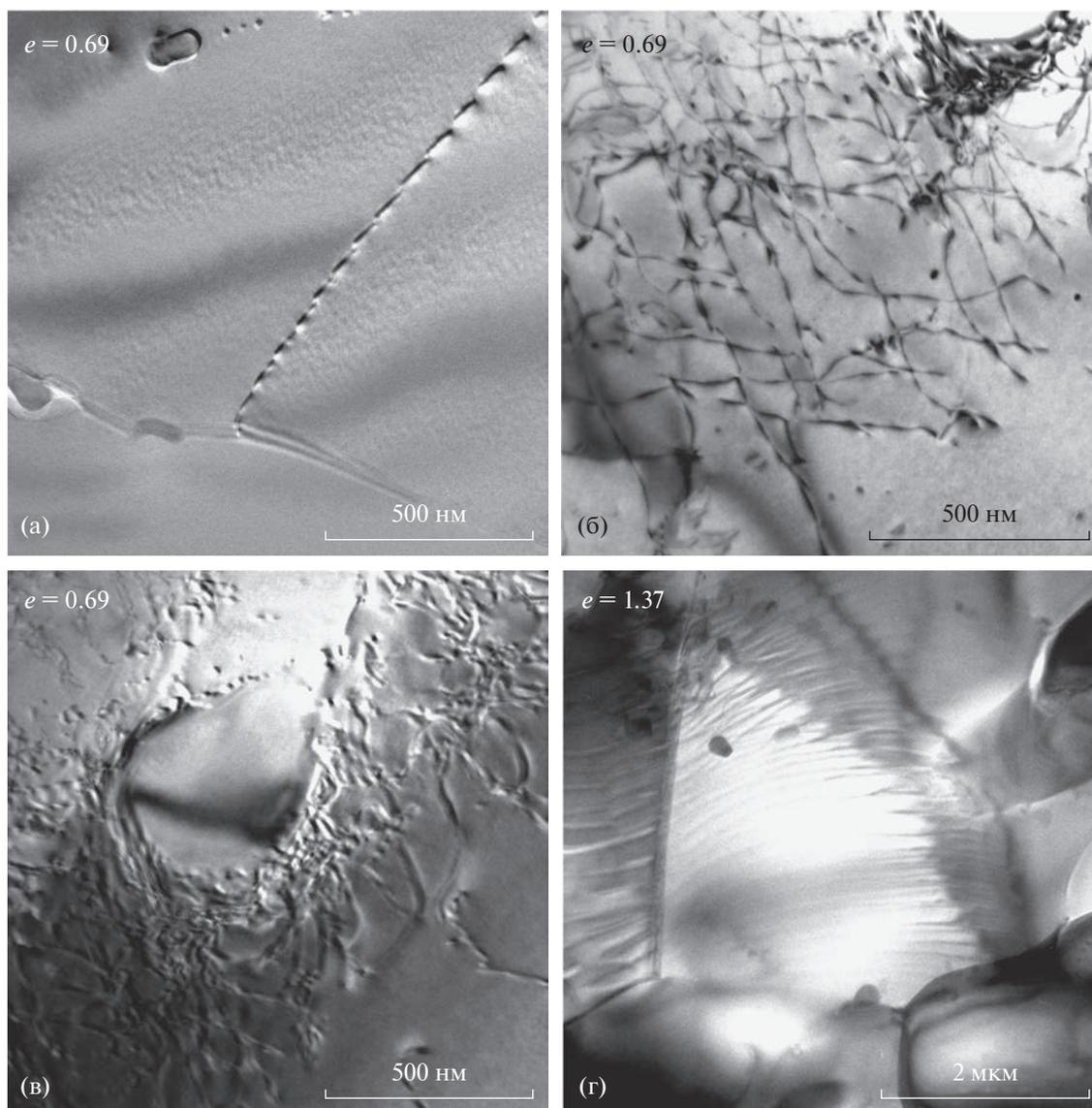
линии на рис. 7) и развороты зерен (пунктирные стрелки на рис. 7) в сплаве с добавкой Ni значительнее, чем в сплаве без него. Развороты зерен имеют случайный характер с углами разворота до  $25^\circ$  в сплаве без Ni и до  $35^\circ$  в сплаве с Ni.

Выявлено появление на поверхности из объема новых зерен (зерно X на рис. 7г), т.е. смена соседей зерен за пределами плоскости поверхности.

Вклад ЗГС составляет до 30% в сплаве без Ni и до 60% в сплаве с Ni. Расстояние между маркерными линиями в теле зерен преимущественно сохраняется в сплаве с Ni, вклад внутриверного дислокационного скольжения в общую деформацию составляет 5–20%. В сплаве без Ni расстояние между маркерными линиями меняется, в результате вклад внутриверного дислокационного

Таблица 1. Вклады действующих механизмов сверхпластической деформации ( $\gamma$ ) в ходе деформации при температуре  $440^\circ\text{C}$  и скорости  $2 \times 10^{-3} \text{ c}^{-1}$

Сплав	Деформация $0.69+ (e)$	Зернограничное скольжение		Внутриверенная деформация		Складчатые зоны	
		$e_{\text{ЗГС}}$	Вклад ЗГС, $\gamma_{\text{ЗГС}}, \%$	$e_{\text{ВДС}}$	Вклад ВДС, $\gamma_{\text{ВДС}}, \%$	$e_{\text{ДП}}$	Вклад ДП, $\gamma_{\text{ДП}}, \%$
Al–Zn–Mg–Cr	0.17	$0.05 \pm 0.01$	$29 \pm 6$	$0.09 \pm 0.03$	$53 \pm 18$	$0.03 \pm 0.01$	$18 \pm 6$
	0.25	$0.06 \pm 0.01$	$24 \pm 4$	$0.15 \pm 0.03$	$60 \pm 14$	$0.04 \pm 0.02$	$16 \pm 8$
Al–Zn–Mg–Ni–Cr	0.19	$0.11 \pm 0.03$	$58 \pm 16$	$0.01 \pm 0.01$	$5 \pm 5$	$0.07 \pm 0.03$	$37 \pm 16$
	0.41	$0.20 \pm 0.05$	$49 \pm 12$	$0.04 \pm 0.03$	$10 \pm 7$	$0.17 \pm 0.04$	$41 \pm 10$
	0.53	$0.21 \pm 0.06$	$40 \pm 11$	$0.11 \pm 0.05$	$21 \pm 9$	$0.21 \pm 0.07$	$40 \pm 13$



**Рис. 6.** Дислокационная структура сплавов Al–Zn–Mg–Cr (а), Al–Zn–Mg–Ni–Cr (б–г) после деформации при температуре 440°C и скорости  $2 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ .

скольжения достигает 50–60% (см. сплошные линии на рис. 7).

Складчатые зоны вдоль оси растяжения у поперечных границ зерен формируются в обоих сплавах, ширина таких зон возрастает с увеличением деформации, что характерно для алюминиевых сплавов с размером зерен 5–10 мкм [34, 35]. Зоны формируются в результате роста оксида на ювенильной поверхности, которая возникает при деформации [36]. Складчатые зоны могут принадлежать телу зерен, и тогда являются результатом диффузионной ползучести, что согласуется с [36, 37]. В том случае, если зоны образуются между зернами и имеют границы с обеих сторон, их появление результат выхода зерна из объема, т.е.

неучтенного ЗГС [38]. Вклад складчатых зон в общую деформацию менее 20% в сплаве без Ni и до 40% в сплаве с Ni (см. сплошные стрелки на рис. 7).

Внутризеренное дислокационное скольжение и диффузионная ползучесть приводят к росту зерен в продольном направлении, наиболее выраженном в сплаве без Ni, что подтверждается анализом микроструктуры сплавов (см. рис. 5). Таким образом, частицы  $\text{Al}_3\text{Ni}$  размером около 1 мкм стимулируют ЗГС, что может быть результатом некоторого уменьшения среднего размера зерен, а также ускорения диффузии, за счет присутствия межфазных границ.

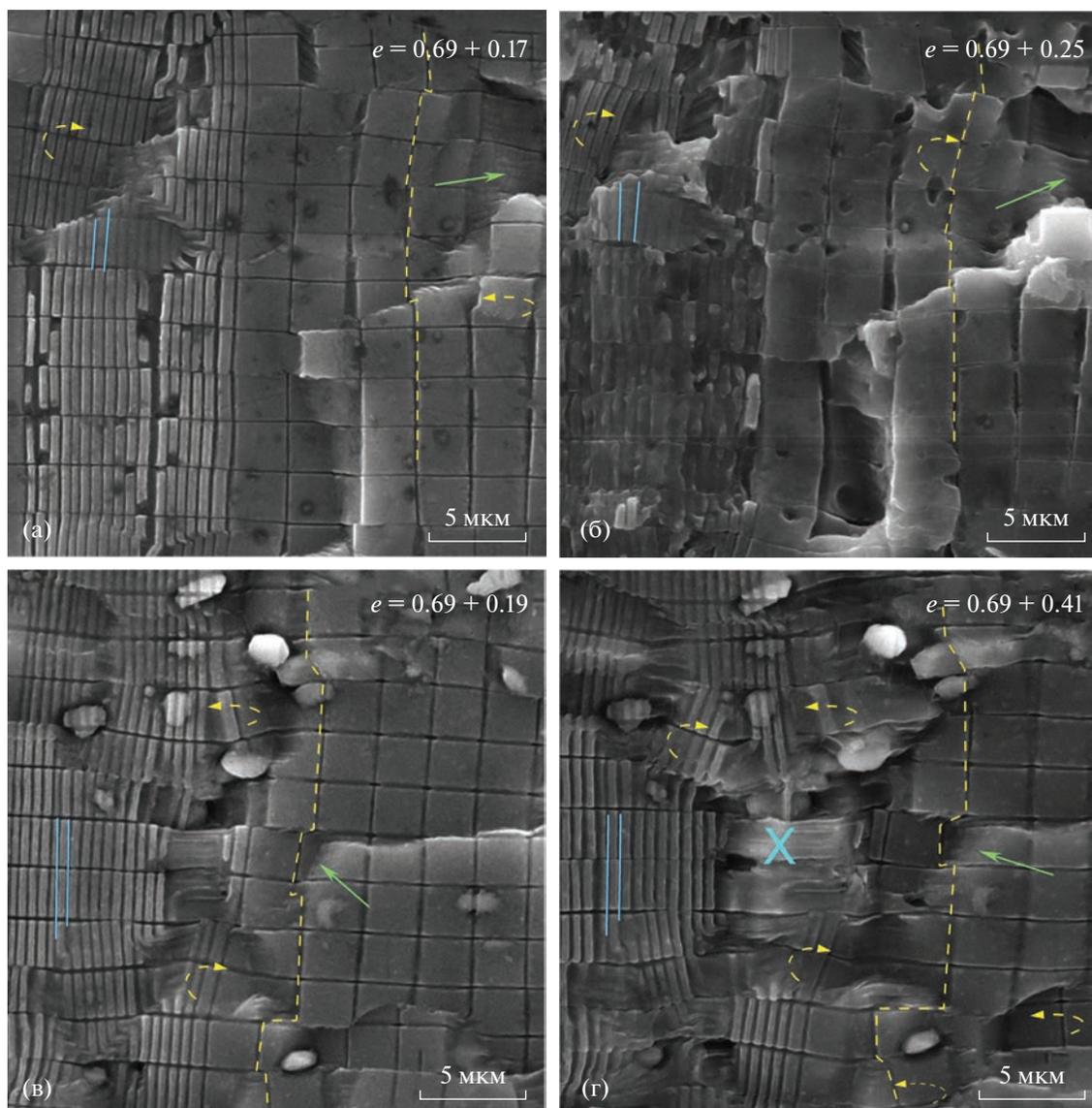


Рис. 7. Структура поверхности сплавов Al–Zn–Mg–Ni–Cr (а, б), Al–Zn–Mg–Ni–Cr (в, г) с маркерными сетками после деформации при температуре 440°C и скорости  $2 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ .

### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проанализированы показатели сверхпластичности и микроструктура сплавов Al–4.1%Zn–3.6%Mg–0.2%Cr и Al–3.8%Zn–3.6%Mg–0.2%Cr–3.6%Ni после отжига и сверхпластической деформации. После отжига и деформации при 440°C, сплавы имели стабильную микрозернистую структуру со средним размером зерна 8–10 мкм, обеспеченную дисперсоидами (размером 30–250 нм), содержащими хром, магний и цинк, а в сплаве с никелем дополнительно частицами фазы  $\text{Al}_3\text{Ni}$  размерами от 0.4 до 2.7 мкм. В присутствии крупных частиц никелида микрозернистая структура сохраняется до температур 460–480°C (в сплаве только с дисперсными частицами при данных

температурах наблюдаются признаки аномального роста зерен), увеличиваются относительные удлинения и расширяется скоростной интервал проявления сверхпластичности.

В условиях близких значений показателя скоростной чувствительности ( $m \approx 0.6$ ) при скорости деформации  $2 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  эволюция поверхности обоих сплавов с нанесенными маркерными сетками качественно одинакова, выявлены смещения маркерных линий на границах зерен, развороты зерен, деформация тела зерен и образование складчатых зон у поперечных границ зерен. Зернограничное скольжение обеспечивает не менее 30 и 60% общей деформации в сплавах без Ni и с Ni соответственно. При этом, в сплаве без никеля

интенсивно развивается внутризеренное дислокационное скольжение, обеспечивающее до 60% общей деформации. Учитывая, что различия в размерах зерна не столь существенны ~10 и ~9 мкм соответственно в сплаве без Ni и с Ni, частицы фазы Al<sub>3</sub>Ni могут ускорять зернограницное скольжение за счет появления межфазных границ, скольжение по которым облегчено.

Работа выполнена при поддержке Гранта Президента РФ для поддержки ведущих научных школ НШ-1752.2022.4. ПЭМ выполнена в Центре коллективного пользования МИСИС “Материаловедение и металлургия”, оснащенный за счет проекта Государственного задания РФ на закупку оборудования № 075-15-2021-696.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Blandin J.J.* Superplasticity of metallic alloys: Some current findings and open questions // *Materials Science Forum*. 2016. V. 838–839. P. 13–22.
2. *Langdon T.G.* Seventy-five years of superplasticity: Historic developments and new opportunities // *Journal of Materials Science*. 2009. V. 44. № 22. P. 5998–6010.
3. *Wang X.G., Li Q., Wu R., Zhang X., Ma L.* A Review on Superplastic Formation Behavior of Al Alloys // *Advances in Materials Science and Engineering*. 2018. V. 2018. P. 1–17.
4. *Langdon T.G.* Twenty-five years of ultrafine-grained materials: Achieving exceptional properties through grain refinement // *Acta Mater*. 2013. V. 61. № 19. P. 7035–7059.
5. *Novikov I.I., Portnoj V.K.* Superplastizität von Legierungen // *Superplastizität von Legierungen* / ed. VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie. Leipzig. 1985. P. 1–185.
6. *Jin H.* Optimization of Aluminum Alloy AA5083 for Superplastic and Quick Plastic Forming // *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.* Springer US. 2019. V. 50. № 8. P. 3868–3890.
7. *Chokshi A.H.* Grain Boundary Processes in Strengthening, Weakening, and Superplasticity // *Adv. Eng. Mater*. 2020. V. 22. № 1. P. 1–9.
8. *Wang T., Hu J., Du L., Sun G., Misra R.D.K.* Strain rate and temperature dependence of low temperature superplastic deformation in a nanostructured microalloyed steel // *Mater. Lett*. 2019. V. 243. P. 165–168.
9. *Giuliano G.* Superplastic forming of advanced metallic materials // *Woodhead Publishing Limited*, 2011. 384 p.
10. *Hwang D.Y., Kwon K., Shin D.H., Park K.T., Ko Y.G., Lee C.S.* Superplastic behavior of ultrafine grained Al alloys fabricated by severe plastic deformation // *Key Eng. Mater*. 2007. V. 345–346 I. P. 597–600.
11. *Пойда В.П., Педун Д.Е., Брюховецкий В.В., Пойда А.В., Сухов Р.В., Самсоник А.Л., Литвиненко В.В.* Структурные изменения в ходе сверхпластической деформации высокопрочного сплава 1933 системы Al–Mg–Zn–Cu–Zr // *Физика металлов и материаловедение*. 2013. Т. 114. № 9. С. 848–858.
12. *Котов А.Д., Михайловская А.В., Портной В.К.* Влияние состава твердого раствора на показатели сверхпластичности сплавов системы Al–Zn–Mg–Cu–Ni–Zr // *Физика металлов и материаловедение*. 2014. Т. 115. № 7. С. 778–784.
13. *Котов А.Д., Михайловская А.В., Портной В.К.* Сверхпластичность сплава Al–11% Zn–3% Mg–0.8% Cu–0.3% Zr с добавками Fe и Ni // *Материаловедение и термическая обработка металлов*. 2013. № 7 (697). С. 22–25.
14. *Яковцева О.А., Котов А.Д., Ситкина М.Н., Иржак А.В., Михайловская А.В.* Механизмы сверхпластической деформации при повышенной скорости в сплаве системы Al–Mg–Zn–Fe–Ni–Zr–Sc // *Физика металлов и материаловедение*. 2019. Т. 120. № 10. С. 1109–1115.
15. *Yakovtseva O.A., Sitkina M.N., Kotov A.D., Mikhaylovskaya A.V., Rofman O.V.* Experimental study of the superplastic deformation mechanisms of high-strength aluminum-based alloy // *Mater. Sci. Eng. A*. 2020. V. 788. P. 139639.
16. *Yakovtseva O., Tomas A., Mikhaylovskaya A.* Surface and internal structural markers for studying grain boundary sliding and grain rotation // *Mater. Lett*. 2020. V. 268. P. 127569.
17. *Mikhaylovskaya A.V., Yakovtseva O.A., Sitkina M.N., Kotov A.D., Irzhak A.V., Krymskiy S.V., Portnoj V.K.* Comparison between superplastic deformation mechanisms at primary and steady stages of the fine grain AA7475 aluminium alloy // *Mater. Sci. Eng. A*. 2018. V. 718. P. 277–286.
18. *Котов А.Д., Михайловская А.В., Борисов А.А., Яковцева О.А., Портной В.К.* Высокоскоростная сверхпластичность сплавов системы Al–Zn–Mg–Cu с добавками Fe и Ni // *Физика металлов и материаловедение*. 2017. Т. 118. № 9. С. 958–966.
19. *Akopyan T.K., Belov N.A., Aleshchenko A.S., Galkin S.P., Gamin Y.V., Gorshenkov M.V., Cheverikin V.V., Shurkin P.K.* Formation of the gradient microstructure of a new Al alloy based on the Al–Zn–Mg–Fe–Ni system processed by radial-shear rolling // *Mater. Sci. Eng. A*. 2019. V. 746. P. 134–144.
20. *Ширинкина И.Г., Бродова И.Г.* Структурно-фазовые превращения при отжиге Al–Zn–Mg–Fe–Ni-сплава после кручения при высоком давлении // *Физика металлов и материаловедение*. 2020. Т. 121. № 4. С. 388–395.
21. *Белов Н.А., Белов В.Д., Чеверикин В.В., Мишууров С.С.* Экономно-легированные высокопрочные деформируемые никелины – алюминиевые сплавы нового поколения // *Известия высших учебных заведений. Цветная металлургия*. 2011. № 2. С. 49–58.
22. *Brodova I., Rasposienko D., Shirinkina I., Petrova A., Akopyan T., Bobruk E.* Effect of Severe Plastic Deformation on Structure Refinement and Mechanical Properties of the Al–Zn–Mg–Fe–Ni Alloy // *Metals (Basel)*. 2021. V. 11. № 2. P. 296.
23. *Portnoj V.K., Novikov I.I.* Evaluation of grain boundary sliding contribution to the total strain during superplastic deformation // *Scr. Mater*. 1998. V. 40. № 1. P. 39–43.
24. *Mikhaylovskaya A.V., Yakovtseva O.A., Irzhak A.V.* The role of grain boundary sliding and intragranular defor-

- mation mechanisms for a steady stage of superplastic flow for Al–Mg-based alloys // *Mater. Sci. Eng. A*. 2022. V. 833. P. 142524.
25. *Mondal C., Mukhopadhyay A.K.* On the nature of T(Al<sub>2</sub>Mg<sub>3</sub>Zn<sub>3</sub>) and S(Al<sub>2</sub>CuMg) phases present in as-cast and annealed 7055 aluminum alloy // *Mater. Sci. Eng. A*. 2005. V. 391. № 1–2. P. 367–376.
  26. *Cong F., Zhao G., Jiang F., Tian N., Li R.* Effect of homogenization treatment on microstructure and mechanical properties of DC cast 7X50 aluminum alloy // *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*. 2015. V. 25. № 4. P. 1027–1034.
  27. *Zhao Y., Li H., Liu Y., Huang Y.* The microstructures and mechanical properties of a highly alloyed Al–Zn–Mg–Cu alloy: The role of Cu concentration // *J. Mater. Res. Technol.* 2022. V. 18. P. 122–137.
  28. *Xiao X.L., Liu H.W., Chen W.L., Lin Y.M.* Morphology of Dispersoids in an Annealed Al–Mg Alloys // *Mater. Sci. Forum*. 2021. V. 1035. P. 72–82.
  29. *Sripathi S., Padmanabhan K.A.* Universality of the Phenomenology of Structural Superplasticity // *Mater. Sci. Forum*. 2016. V. 838–839. P. 84–88.
  30. *Ly S., Jia C., He X., Wan Z., Li X., Qu X.* Superplastic Deformation and Dynamic Recrystallization of a Novel Disc Superalloy GH4151 // *Materials (Basel)*. 2019. V. 12. № 22. P. 3667.
  31. *Rabinovich M.K., Trifonov V.G.* Dynamic grain growth during superplastic deformation // *Acta Mater.* 1996. V. 44. № 5. P. 2073–2078.
  32. *Bate P.S., Hyde K.B., Court S.A., Humphreys John F.* Dynamic Grain Growth in Superplastic and Non-Superplastic Aluminium Alloys // *Mater. Sci. Forum*. 2004. V. 447–448. P. 61–66.
  33. *Messerschmidt U., Bartsch M.* Generation of dislocations during plastic deformation // *Mater. Chem. Phys.* 2003. V. 81. № 2–3. P. 518–523.
  34. *Chen C.L., Tan M.J.* Effect of grain boundary character distribution (GBCD) on the cavitation behaviour during superplastic deformation of Al 7475 // *Mater. Sci. Eng. A*. 2002. V. 338. № 1–2. P. 243–252.
  35. *Mikhaylovskaya A.V., Yakovtseva O.A., Mochugovskiy A.G., Cifre J., Golovin I.S.* Influence of minor Zn additions on grain boundary anelasticity, grain boundary sliding, and superplasticity of Al–Mg-based alloys // *J. Alloys Compd.* 2022. V. 926. P. 166785.
  36. *Rust M.A., Todd R.I.* Surface studies of Region II superplasticity of AA5083 in shear: Confirmation of diffusion creep, grain neighbour switching and absence of dislocation activity // *Acta Mater. Acta Materialia*. 2011. V. 59. № 13. P. 5159–5170.
  37. *Sotoudeh K., Bate P.S.* Diffusion creep and superplasticity in aluminium alloys // *Acta Mater. Acta Materialia*. 2010. V. 58. № 6. P. 1909–1920.
  38. *Todd R.I.* Critical review of mechanism of superplastic deformation in fine grained metallic materials // *Mater. Sci. Technol.* 2000. V. 16. № 11–12. P. 1287–1294.