

## Superplastic behavior of fine-grained Al-Mg-Li alloy

G.F. Korznikova<sup>1</sup>, G.R. Khalikova<sup>1,2</sup>, S.Yu. Mironov<sup>3</sup>, A.F. Aletdinov<sup>1</sup>,  
E.A. Korznikova<sup>2,4</sup>, T.N. Konkova<sup>1,5</sup>, and M.M. Myshlyayev<sup>6</sup>

<sup>1</sup> Institute of Metal Superplasticity Problems RAS, Ufa, 450001, Russia

<sup>2</sup> Ufa State Petroleum Technological University, Ufa, 450062, Russia

<sup>3</sup> Belgorod State University, Belgorod, 308015, Russia

<sup>4</sup> Ufa State Aviation Technical University, Ufa, 450000, Russia

<sup>5</sup> University of Strathclyde, Glasgow, G1 1XJ, United Kingdom

<sup>6</sup> Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science RAS, Moscow, 119334, Russia

The superplastic behavior of fine-grained 1420 Al-Mg-Li alloy was investigated using a modern electron microscopy technique based on automatic analysis of electron backscattered diffraction patterns (EBSD analysis). The generally accepted idea that grain boundary sliding is dominant during superplastic flow suggests the preservation of an equiaxed fine-grained structure with predominantly high-angle grain boundary misorientation in the material. The present study revealed that heating prior to the onset of deformation leads to some grain growth due to static recrystallization, and superplastic deformation is accompanied by dynamic grain growth and continuous dynamic recrystallization. Continuous recrystallization has a more significant effect on microstructural changes. This mechanism involves the transverse division of pre-elongated grains into subgrains that ultimately transform into chains of nearly equiaxed small grains, resulting in a bimodal grain structure. The data obtained, including significant strain hardening, noticeable grain elongation, the formation of a well-defined dislocation structure and subboundaries within grains, as well as the development of a pronounced crystallographic texture, provide convincing evidence of the occurrence of intragranular slip during superplastic flow throughout the entire volume of the material. A comprehensive analysis of a wide range of experimental data showed that intragranular slip plays an essential role in superplastic flow, and its contribution can be much larger than previously thought. The results obtained contribute to a better fundamental understanding of the superplasticity phenomenon.

*Keywords:* superplasticity, aluminum alloys, microstructure, mechanical behavior

### 1. Введение

Большой интерес к явлению сверхпластичности, открытому в 1934 г. Пирсоном, вначале был обусловлен необычным поведением материала при растяжении и задействованными механизмами пластического течения. Позже, когда стало ясно, что в сверхпластическое состояние можно перевести самые разнообразные металлические материалы, к научному интересу добавился и повышенный практический интерес. Интенсивные исследования эффекта сверхпластичности, проводимые в течение последних ~50 лет, позволили выявить условия и ключевые закономерности этого процесса, в частности, были предложены основные механизмы сверхпластической деформации, обеспечивающие высокие удлинения без разрушения. В течение долгого времени было принято считать, что фундаментальной предпосылкой сверхпластической деформации является равноосная относительно мелкозернистая структура с большой долей высокоугловых границ. Считается, что такая микроструктура лучше всего

подходит для зернограницного проскальзывания, которое обычно рассматривается как ключевой механизм сверхпластичности.

Однако недавно было убедительно продемонстрировано, что материалы с «неидеальной» микроструктурой также могут проявлять сверхпластичность. В частности, сверхпластическое поведение было обнаружено в материалах с частично рекристаллизованной микроструктурой, которые содержат большую часть малоугловых границ. Такие исследования были проведены не только на алюминиевых сплавах [1–6], но и на титановых сплавах [7] и в сталях [8], в очень крупнозернистых (~100 мкм) материалах [9, 10] и даже в микроструктурах пластинчатого типа [11]. Во всех таких случаях начальная стадия сверхпластической деформации характеризовалась развитием динамической рекристаллизации, которая превращала «неидеальную» исходную микроструктуру в типичную мелкозернистую. Как правило, эта стадия характеризовалась выраженным деформационным упрочнением, и последующее

установившееся течение обычно связывали с активацией зернограничного скольжения. Эти недавние наблюдения в целом согласуются с прежними теориями, предложенными в 1960–1990 гг., которые предполагали тесную связь между сверхпластичностью и динамической рекристаллизацией [12–15]. Несмотря на исключительную важность этих результатов, следует отметить, что они были получены в основном на микроскопическом уровне с привлечением доступных на тот момент методов традиционной металлографии, просвечивающей электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа. Современный цифровой метод электронной микроскопии, основанный на автоматическом анализе картин дифракции обратно рассеянных электронов (electron back scattered diffraction, EBSD-анализ), сочетающий возможности металлографии и рентгеноструктурного анализа и характеризующийся большой статистической выборкой измерений, позволяет поднять микроструктурные исследования на качественно новый — мезоскопический — уровень. Несмотря на то что в настоящее время количество исследований EBSD ограничено, они, безусловно, необходимы для прояснения фундаментальных концепций сверхпластичности. В частности, применение EBSD для характеристики микроструктуры сверхпластически деформированных материалов обнаружило явные признаки развитого внутризеренного скольжения даже для «идеальных» мелкозернистых, рекристаллизованных микроструктур [16–18]. Таким образом, настоящая работа была предпринята с целью изучения изменений микроструктуры и анализа поведения в ходе сверхпластической деформации «идеального» мелкозернистого рекристаллизованного алюминиевого сплава 1420. Этот материал относится к относительно новому поколению авиационных алюминиевых сплавов с высокой удельной прочностью и хорошей свариваемостью и имеет хороший потенциал для применения в авиакосмической отрасли промышленности.

## 2. Методика исследований

В качестве исходного материала в данной работе использовался серийный алюминиевый сплав 1420 с химическим составом Al-5.5Mg2.2Li-0.12Zr (мас. %). Сверхпластичное поведение этого

сплава хорошо изучено. Сплав в исходном состоянии представлял собой горячекатаный пруток с полностью рекристаллизованной микроструктурой и средним размером зерна 20 мкм. Для получения мелкозернистой микроструктуры, необходимой для испытаний на сверхпластичность, полученный сплав был обработан на твердый раствор отжигом при 470 °С в течение 1 ч и закалкой в воде. Затем пруток был подвергнут десяти проходам равноканального углового прессования. Равноканальное угловое прессование проводили при 370 °С по маршруту ВС с использованием квадратного канала с углом 90°. Плоские образцы для испытаний на растяжение в режиме сверхпластичности вырезали вдоль продольной оси заготовки после равноканального углового прессования. Размер рабочей части образцов составил  $5 \times 3 \times 0.8$  мм<sup>3</sup>. Образцы подвергали механической полировке для получения однородной толщины и удаления поверхностных дефектов. Испытания на растяжение были проведены при 370 °С ( $\approx 0.8T_m$ , где  $T_m$  — температура плавления). Как показано в работе [19], эта температура является оптимальной для проявления эффекта сверхпластичности в сплаве 1420 в мелкозернистом состоянии. Во всех случаях испытания проводились при постоянной скорости ползуна, соответствующей номинальной скорости деформации  $3 \cdot 10^{-2}$  с<sup>-1</sup>, с использованием испытательной машины Instron. Перед каждым экспериментом испытуемый образец выдерживали при температуре 370 °С в течение 8 мин для достижения теплового равновесия. После завершения деформирования образцы закаливали в воде. Испытания для определения значений параметра скоростной чувствительности  $m$  были проведены методом переключения скоростей деформирования между  $3 \cdot 10^{-2}$  и  $6 \cdot 10^{-2}$  с<sup>-1</sup> в ходе растяжения. Пересчет из инженерной в истинную кривую проводили из условий постоянства объема и предположения однородности деформации. Чтобы компенсировать непрерывное снижение истинной скорости деформации во время испытания на растяжение, кривые «истинное напряжение — истинная деформация» были скорректированы путем умножения каждой точки данных напряжения на коэффициент  $(L/L_0)m$ , где  $L$  — мгновенная длина рабочей части;  $L_0$  — начальная длина;  $m$  — скоростная чувствительность.

Исследование микроструктуры в рабочих зонах испытанных образцов выполнено на просвечивающем электронном микроскопе JEM 2100 Plus при ускоряющем напряжении 200 кВ. EBSD анализ проводили на сканирующем электронном микроскопе TESCAN MIRA при ускоряющем напряжении 20 кВ. Статистический анализ данных, в том числе оценка среднего размера зерен, был проведен с использованием встроенного программного пакета CHANNEL 5.0 при доверительной вероятности 95 %. Карты EBSD для каждого состояния материала были получены с шагом сканирования 0.2 мкм, максимально допустимая ошибка в определении ориентировки составила  $2^\circ$ . Чтобы повысить надежность полученных данных EBSD, мелкие зерна, содержащие 3 или меньше пикселей, были автоматически «очищены» с использованием стандартной опции расширения зерна программного обеспечения EBSD. На полученных

картах распределения ориентаций различные кристаллографические ориентировки показаны различными цветами, малоугловые ( $2^\circ < \Theta < 15^\circ$ ) и большеугловые ( $\Theta \geq 15^\circ$ ) границы представлены белыми и черными линиями соответственно.

### 3. Результаты исследований

#### 3.1. Механическое поведение

Типичная диаграмма растяжения (кривая напряжение–деформация), записанная во время испытаний на растяжение при оптимальной температуре сверхпластичности  $370^\circ\text{C}$  с начальной скоростью деформации  $3 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$  (рис. 1), показала, что общее удлинение до разрушения превышает 900 % (рис. 1, а), что соответствует истинной деформации разрушения 2.3 (рис. 1, б). Таким

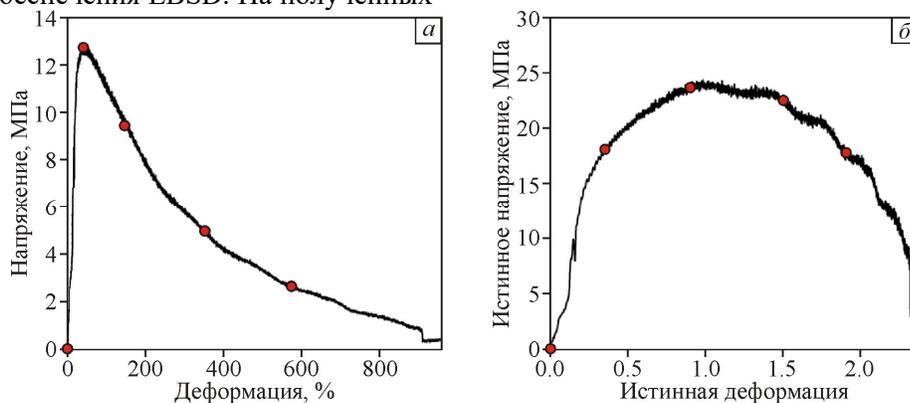


Рис. 1. Диаграмма растяжения образца сплава 1420 в условиях сверхпластичности. Инженерная диаграмма (а) и истинная диаграмма (б)

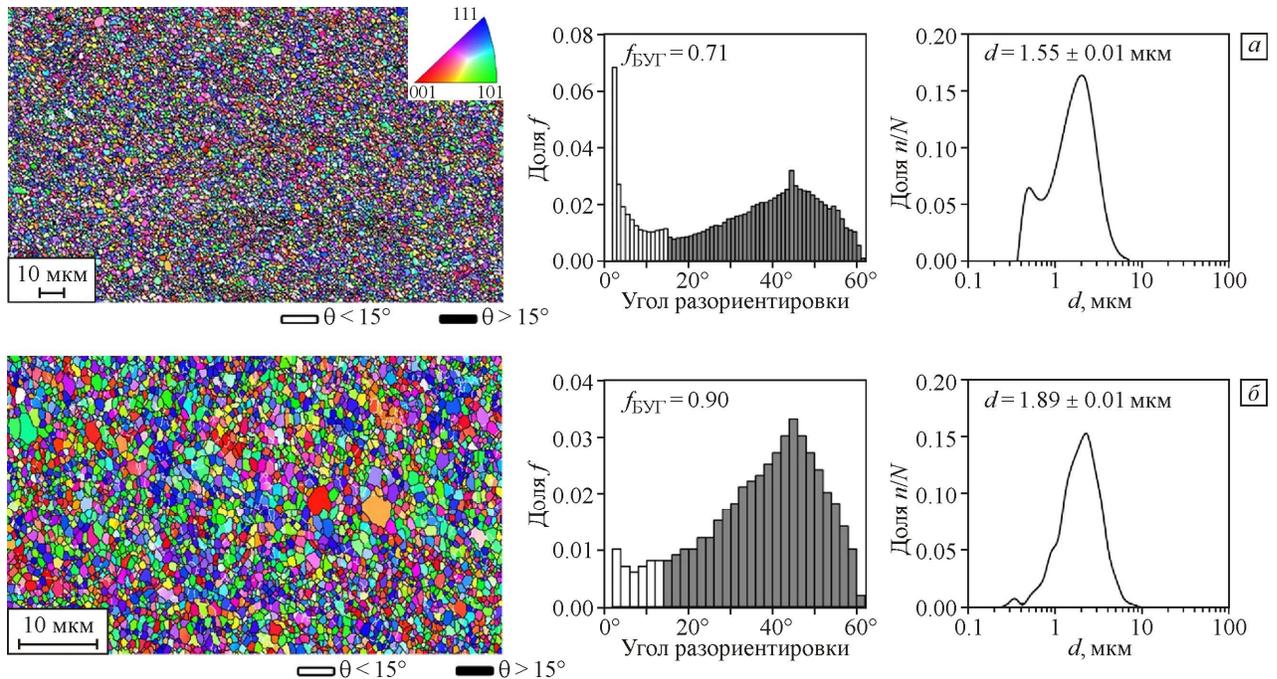


Рис. 2. Карты распределения ориентаций зерен, спектр разориентировок зерен и распределение зерен по размерам в исходном образце, полученном равноканальным угловым прессованием (а) и последующим отжигом при 370 °С (б). На картах распределения ориентаций зерна имеют цвета в соответствии с их кристаллографической ориентацией по отношению к нормали. Малоугловые и большеугловые границы (БУГ) отмечены белыми и черными линиями (цветной в онлайн-версии)

образом, с феноменологической точки зрения мелкозернистый сплав после равноканального углового прессования проявил основной признак сверхпластичности — высокое значение удлинения до разрушения. Соответствующая кривая «истинное напряжение – истинная деформация» (рис. 1, б) характеризовалась выраженным упрочнением сплава, достижением пика и последующим разупрочнением в ходе сверхпластического деформирования. Явного установившегося течения, характерного для сверхпластического течения материала, не выявилось, однако куполообразный вид кривых «истинное напряжение – истинная деформация» проявляется четко и хорошо согласуется с предыдущими исследованиями сверхпластического поведения изучаемого материала [19]. Наблюдаемое упрочнение в ходе сверхпластического течения материала может быть обусловлено развитием и активностью внутризеренного скольжения и/или динамическим ростом зерна, что находится в соответствии с результатами, как собственными, так и описанными в литературе [1, 16– 19]. Дополнительным подтверждением сверхпластического характера деформации является высокое значение параметра чувствительности напряжения течения к скорости деформации (значение  $m$ ), которое при исследуемых температурно-скоростных условиях было около 0.45 [18, 20, 21], что близко к значению  $m \sim 0.5$ , наблюдаемому при «идеальной» сверхпластичности.

Необходимо отметить, что сверхпластичность в нашем случае проявилась при относительно высоких скоростях деформирования, что связано с очень мелким зерном в образцах, полученных равноканальным угловым прессованием. Для таких мелкозернистых материалов характерны как высокоскоростная, так и низкотемпературная сверхпластичность [22], что особенно важно в вопросах практического применения сверхпластичности.

### 3.2. Анализ микроструктурных характеристик методом обратно рассеянных электронов

На рис. 2, а приведена карта EBSD, показывающая распределение ориентаций зерен в образцах после равноканального углового прессования. Как следует из измерений спектра разориентировок и построенных распределений зерен по размерам, использование равноканального углового прессования

позволило получить структурное состояние со средним размером равноосных зерен около 1.6 мкм, с высокой долей большеугловых границ (71 %) (рис. 2, б) и бимодальным распределением зерен по размерам. Такая мелкозернистая рекристаллизованная структура является необходимым условием проявления сверхпластичности.

Полученная равноканальным угловым прессованием мелкозернистая структура не является стабильной, и при дальнейшей сверхпластической деформации наблюдается рост зерен уже на начальных стадиях. Чтобы отделить влияние нагрева образцов до температуры деформирования от влияния последующей деформации при температуре испытаний на рост зерен, была исследована структура образца-свидетеля, который был нагрет до температуры 370 °С в идентичных условиях, выдержан в течение 8 мин и не был подвергнут деформированию. После такой термообработки средний размер зерен в образце-свидетеле увеличился на 20 % до 1.9 мкм, зерна оказались равноосными. Причем бимодальность распределения зерен по размерам практически не сохранилась, а доля большеугловых границ увеличилась до 90 % (рис. 2, б). Очевидно, такие изменения при нагреве без деформирования связаны с собирательной рекристаллизацией в образце-свидетеле.

Для анализа эволюции микроструктуры в ходе сверхпластической деформации была проведена серия испытаний на растяжение образцов на различные степени деформации при одинаковых температурно-скоростных условиях. Были выбраны четыре точки, отмеченные кружками на деформационных кривых (рис. 1):

- деформация ~35 % (пик на условной деформационной кривой,  $e \sim 0.35$ ),
- деформация ~150 % (пик на истинной деформационной кривой,  $e \sim 0.9$ ),
- деформация ~350 % (перегиб на обеих деформационных кривых,  $e \sim 1.5$ ),
- деформация ~580 % (перегиб на обеих деформационных кривых,  $e \sim 1.9$ ).

Результаты микроструктурного анализа, проведенного на середине рабочей части образцов после указанных выше степеней деформации, представлены на рис. 3.

Из приведенных данных видно, что при деформации происходит динамический рост зерен и средний размер зерен при деформации 580 % достигает 3 мкм, а доля большеугловых границ практически не меняется и составляет 93–97 %. Соответствующие распределения углов разориентации близки к случайным. При этом появилась заметная вытянутость зерен в направлении растяжения. Удлиненные зерна часто содержали малоугловые границы, ориентированные поперек направления растяжения, что хорошо видно на вставках в левом нижнем углу увеличенных участков карт распределения ориентаций. В распределении зерен по размерам просматривается бимодальность, что свидетельствует о наличии фракции более мелких зерен. На картах распределения ориентировок мелкие зерна встречаются, как правило, сгруппированными в виде цепочек (отмечены стрелками на картах распределения ориентаций, рис. 3). Цепочки мелких зерен вытянуты преимущественно в направлении растяжения и чаще всего имеют близкую кристаллографическую ориентацию (близкие оттенки цвета на картах), но в ряде случаев смежные малые зерна в цепочках имеют большеугловую разориентацию. Эти наблюдения указывают на то, что почти равноосная микроструктура могла возникнуть в результате поперечного разделения удлиненных зерен, т.е. в результате развития процесса непрерывной динамической рекристаллизации, являющегося механизмом формирования новых зерен [23, 24]. Следует отметить, что непрерывная динамическая рекристаллизация при деформировании в режиме сверхпластичности наблюдается также и в ряде других материалов, в частности магнитотвердых сплавов на основе железа [25].

Дополнительно проведенный методом EBSD анализ текстуры выявил формирование заметной кристаллографической текстуры типа  $\{hkl\} \parallel 100$  и  $\{hkl\} \parallel 111$  в ходе сверхпластической деформации. Текстура деформации возникает только при массовом скольжении дислокаций по определенным кристаллографическим плоскостям. Редкие пробеги дислокаций не могут привести к формированию текстуры. Все эти наблюдения и выводы означают, что произошло обширное внутриверенное скольжение, как было показано также и в других исследованиях сверхпластической деформации на разных материалах [15–23].

Одним из подтверждений действия внутриверенного скольжения является наличие

дислокаций в теле и на границах зерен. Здесь необходимо отметить, что представления о дислокационном скольжении как одном из главных механизмов сверхпластической деформации не всегда подтверждались методом просвечивающей электронной микроскопии на фольгах, изготовленных из деформированных образцов классических сверхпластичных материалов. Отсутствие дислокаций объяснялось тем, что дислокации не формируют

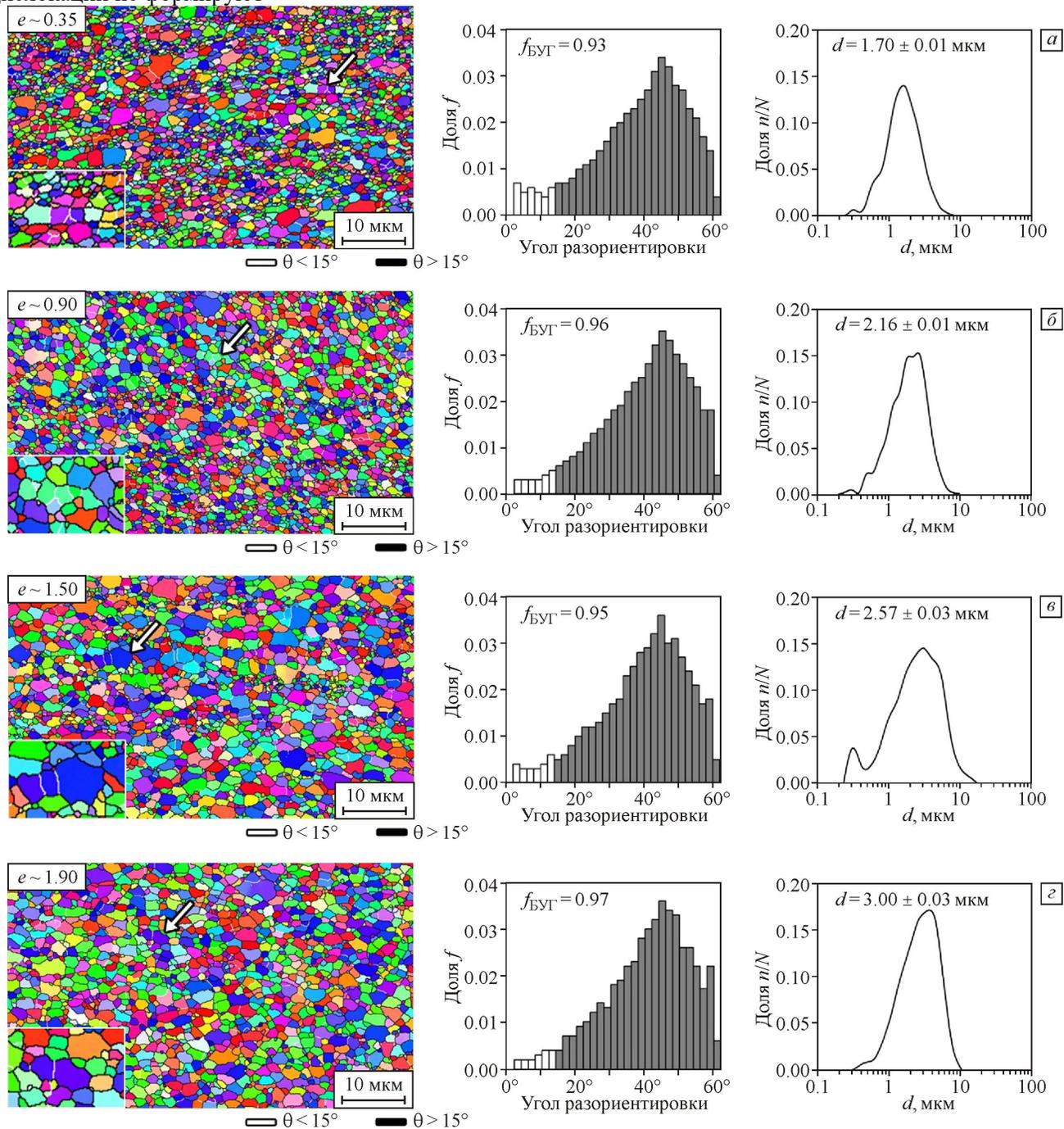


Рис. 3. Карты распределения ориентаций зерен, спектр разориентировок зерен и распределение зерен по размерам в образцах, деформированных растяжением на 35 (а), 150 (б), 350 (в), 580 % (з). Направление растяжения образцов — горизонтальное (цветной в онлайн-версии)

устойчивых конфигураций из-за малого размера зерен, т.е. близости большеугловых границ, и легко перемещаются к границам и поглощаются ими.

В нашем случае сплав 1420 содержит мелкие равномерно распределенные частицы вторых фаз ( $\text{Al}_2\text{LiMg Al}_3\text{Li}$ ). Взаимодействие дисперсоидов этих фаз с дислокациями и закалка в воду образцов сразу после деформации позволили зафиксировать дислокационную структуру деформированных образцов несмотря на малый размер зерен. Исследование тонких фольг методом просвечивающей микроскопии (рис. 4) было проведено на образцах после растяжения на 150 и 580 % ( $e =$

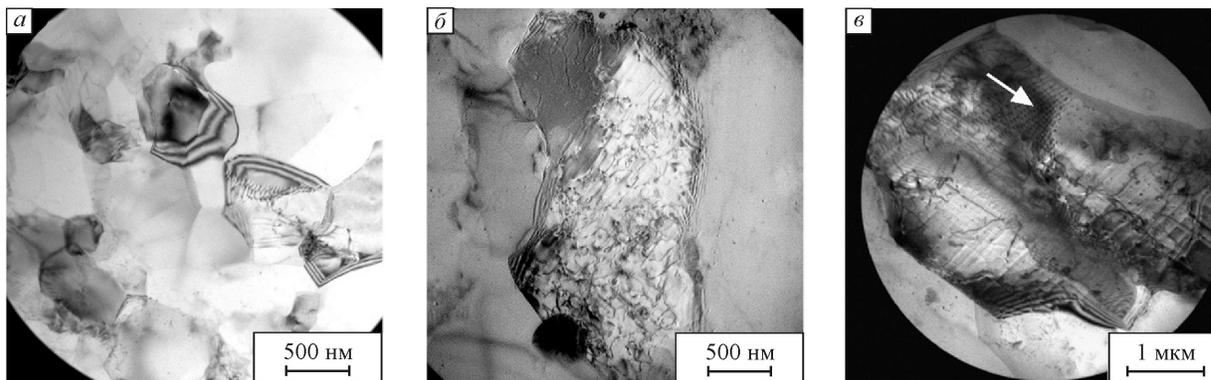


Рис. 4. Микроструктура образцов до начала сверхпластической деформации (а) и после деформации  $e = 0.9$  (б) и  $1.9$  (в)

0.9 и 1.9), и для сравнения приведен снимок микроструктуры образца-свидетеля (рис. 4, а), показывающий отсутствие дислокаций перед началом сверхпластической деформации. После 150 и 580% удлинения сформировалась повышенная плотность дислокаций почти во всех зернах. Скольжение большого числа дислокаций через тело зерен вызывает заметное вытягивание зерен (рис. 4, б, в). Внутризеренное дислокационное скольжение образовало также скопления дислокаций, а внутри отдельных удлинённых зерен выявилось формирование малоугловых границ, как показано стрелкой на рис. 4, в.

В целом наблюдения фольг в просвечивающем электронном микроскопе коррелируют с полученными на сканирующем микроскопе результатами EBSD количественного анализа. Бимодальное распределение зерен по размерам, показанное методом EBSD, очевидно, связано с фрагментированием удлинённых при деформировании зерен за счет формирования дислокационных стенок и образования поперечных к направлению деформации малоугловых границ, что приводит к образованию равноосных мелких зерен. Процесс фрагментации удлинённых зерен происходит непрерывно, охватывая последовательно различные области образца, поэтому при всех степенях деформации наблюдается бимодальность в распределении зерен по размеру, но более явно она проявляется на начальных стадиях деформирования.

#### 4. Обсуждение результатов

Механические испытания в режиме сверхпластического течения и исследование микроструктуры выявили выраженное упрочнение в ходе сверхпластического течения материала (рис. 1), рост и удлинение зерен (рис. 3), формирование субструктуры внутри зерен (рис. 4) и развитие кристаллографической текстуры. В соответствии с классическими представлениями, основной механизм сверхпластичности — зернограничное скольжение, а вклад внутризеренного дислокационного скольжения зависит от размера зерен [26]. При оптимальных температурно-скоростных условиях сверхпластичности вклад внутризеренного дислокационного скольжения в относительно крупнозернистых материалах (средний размер зерен 10 мкм и более) может достигать 1/5–1/4, в то время как в мелкозернистых (средний размер зерен около 1.2 мкм) этот вклад близок к нулю [26]. Это объяснялось тем, что с увеличением размера зерен затрудняется диффузионный массоперенос, растет напряжение течения, что обуславливает генерирование большого числа решеточных дислокаций, т.е.

зернограничное проскальзывание в крупнозернистых материалах обычно приводит к концентрациям напряжений в тройных стыках, а внутризеренное скольжение является механизмом аккомодации этих напряжений [2]. Субструктура, наблюдаемая во внутренней части зерна в настоящем исследовании (рис. 4), может быть результатом такого аккомодационного скольжения. Однако если бы зернограничное скольжение было доминирующим процессом сверхпластического течения, смещение и вращение зерен разрушило бы любые ориентационные отношения между соседними зёрнами и сформовавшееся структурное состояние не имело бы какой-либо текстуры. Напротив, активное внутризеренное дислокационное скольжение приводит не только к удлинению зерен, но и к появлению текстуры, что и было выявлено в настоящей работе.

Увеличение скорости деформации также затрудняет диффузионные процессы и способствует генерации решеточных дислокаций, но при этом уменьшается скоростная чувствительность. В нашем случае при скорости порядка  $10^{-2} \text{ с}^{-1}$  величина скоростной чувствительности близка к максимальной  $m \approx 0.5$ . Поэтому данная скорость соответствует оптимальным температурно-скоростным условиям сверхпластичности, что согласуется с известным фактом, что мелкозернистые материалы, как правило, демонстрируют высокоскоростную и/или низкотемпературную сверхпластичность. Приблизительная оценка вклада удлинения зерен в общее удлинение образца мелкозернистого сплава 1420, деформированного в таких же температурно-скоростных условиях, была проведена в работе [20], где показано, что этот вклад может быть довольно высоким ( $\sim 360\%$  из  $\sim 1000\%$ ), что также подтверждает факт существенного вклада внутризеренного скольжения в общую деформацию.

Кроме того, на кривой сверхпластического течения (рис. 1, б) выявляется размытый пик. Традиционно, данный эффект обуславливается протеканием в материале динамической рекристаллизации. Необходимая критическая деформация накапливается за счет массового дислокационного скольжения, и после достижения достаточной плотности дислокаций начинается процесс непрерывной динамической рекристаллизации с образованием новых зерен. Движущей силой такого процесса трансформации структуры является непрерывная генерация новых дислокационных скоплений за счет действия обширного дислокационного скольжения. С другой стороны, размытый пик также может быть артефактом, связанным как с образованием в образце размытой шейки, так и с изменением параметра скоростной чувствительности в ходе деформации (в частности вследствие динамического роста зерен).

## 5. Выводы

В данной работе было исследовано поведение алюминиевого сплава системы Al-Mg-Li с однородной мелкозернистой рекристаллизованной микроструктурой при  $T = 370 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $\dot{\epsilon} = 3 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ , что соответствует температурно-скоростным условиям сверхпластического течения для данного сплава.

В результате исследований методами просвечивающей электронной микроскопии и дифракции обратно рассеянных электронов были сделаны следующие основные выводы.

Эволюция структуры в процессе деформации происходит преимущественно за счет динамического роста зерен и непрерывной динамической рекристаллизации.

В процессе непрерывной динамической рекристаллизации происходит поперечное деление удлиненных зерен с последующей трансформацией в цепочки практически равноосных зерен.

Заметное удлинение зерен, образование выраженной субструктуры и развитие кристаллографической текстуры свидетельствуют о значительном вкладе внутризеренного скольжения в процесс деформации материала в рассмотренных условиях сверхпластичности.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 20-02-00331 в части микроструктурных исследований и в части анализа механизмов деформации, а также государственного задания ИПСМ РАН в части получения материалов деформационными методами. Исследования выполнены на базе Центра коллективного пользования научным оборудованием Института проблем сверхпластичности металлов РАН «Структурные и физико-механические исследования материалов». Работа Е.А. Корзниковой поддержана в рамках работ по государственному заданию Минобрнауки России для ФГБОУ ВО

«УГАТУ» (соглашение № 075-03-2021-014/4) в молодежной научно-исследовательской лаборатории НОЦ «Металлы и сплавы при экстремальных воздействиях».

## Литература

1. *Bate P.S., Ridley N., Zhang B.* Mechanical behavior and microstructural evolution in superplastic Al-Li-Mg-CuZr AA8090 // *Acta Mater.* – 2007. – V. 55. – P. 4995–5006. – <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2007.05.017>
2. *Superplasticity and Grain Boundaries in UltrafineGrained Materials* / Ed. by A.P. Zhilyaev, A.I. Pshenichnyuk, F.Z. Utyashev, G.I. Raab. – Woodhead Publishing, 2021. – P. 301–316. – <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-819063-0.00004-7>
3. *Sitdikov O., Avtokratova E., Markushev M.* Structure, strength and superplasticity of ultrafine-grained 1570C aluminum alloy subjected to different thermomechanical processing routes based on severe plastic deformation // *Trans. Nonferrous Met. Soc. China.* – 2021. – V. 31. – P. 887–900. – [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(21\)65547-4](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(21)65547-4)
4. *Liu F.C., Xue P., Ma Z.Y.* Microstructural evolution in recrystallized and unrecrystallized Al–Mg–Sc alloys during superplastic deformation // *Mater. Sci. Eng. A.* – 2012. – V. 547. – P. 55–63. – <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.03.076>
5. *Kaibyshev R., Goloborodko A., Musin F., Nikulin I., Sakai T.* The role of grain boundary sliding in microstructural evolution during superplastic deformation of a 7055 aluminum alloy // *Mater. Trans.* – 2002. – V. 43. – P. 2408–2414. – <https://doi.org/10.2320/matertrans.432408>
6. *Xun Y., Tan M.J., Nieh T.G.* Grain boundary characterisation in superplastic deformation of Al-Li alloy using electron backscatter diffraction // *Mater. Sci. Tech.* – 2004. – V. 20. – P. 173–180. – <https://doi.org/10.1179/174328413X13789824293786>
7. *Liu Z., Li P., Xiong L., Liu T., He L.* High-temperature tensile deformation behavior and microstructure evolution of Ti55 titanium alloy // *Mater. Sci. Eng. A.* – 2017. – V. 680. – P. 259–269. – <https://doi.org/10.1016/j.jmsea.2016.10.095>
8. *Li J., Ren X., Gao X.* Effect of superplastic deformation on microstructure evolution of 3207 duplex stainless steel // *Mater. Charact.* – 2020. – V. 64. – P. 110320. – <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2020.110320>
9. *Lin D., Hu J., Jiang D.* Superplasticity of Ni-rich single phase NiAl intermetallics with large grains // *Intermetallics.* – 2005. – V. 13. – P. 343–349. – <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2004.07.008>
10. *Jiang D., Lin D.* The microstructural evolution in largegrained Ni–40Al during superplastic deformation // *J. Alloy. Compd.* – 2006. – V. 415. – P. 177–181. – <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2005.08.013>
11. *Niu H.Z., Kong F.T., Chen Y.Y., Zhang C.J.* Low-temperature superplasticity of forged Ti–43Al–4Nb–2Mo–0.5B alloy // *J. Alloy. Compd.* – 2012. – V. 543. – P. 19–25. – <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2012.07.127>
12. *Johnson R.H., Packer C.M., Anderson L., Sherby O.D.* Microstructure of superplastic alloys // *Philos. Mag.* – 1968. – V. 156. – P. 1309–1314.
13. *Likhachev V.A., Myshlayev M.B., Sen'kov O.N., Belyayev S.P.* Creep of aluminum in torsion under superplastic conditions // *Phys. Metal. Metallogr.* – 1981. – V. 52. – P. 156–164.
14. *Edington J.W.* Microstructural aspects of superplasticity // *Met. Trans. A.* – 1982. – V. 13. – P. 703–715.
15. *Perez-Prado M.T., Cristina M.C., Ruano O.A., GonzalezDoncel G.* Grain boundary sliding and crystallographic slip during superplasticity of Al–5% Ca–5% Zn as studied by texture analysis // *Mater. Sci. Eng. A.* – 1998. – V. 244. – P. 216–223.
16. *Mikhaylovskaya A.V., Yakovtseva O.A., Golovin I.S., Pozdniakov A.V., Portnoy V.K.* Superplastic deformation mechanisms in fine-grained Al–Mg based alloys // *Mater. Sci. Eng. A.* – 2015. – V. 627. – P. 31–41. – <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.12.099>
17. *Kanazawa T., Masuda H., Tobe H., Kakehi K., Sato E.* Initial process of continuous dynamic recrystallization in a superplastic Al-Mg-Mn alloy // *J. Jap. Inst. Light Met.* – 2017. – V. 67. – P. 95–100. – <https://doi.org/10.2464/jilm.67.95>
18. *Myshlyayev M., Mironov S., Korznikova G., Konkova T., Korznikova E., Aletdinov A., Khalikova G.* EBSD study of superplastically strained Al-Mg-Li alloy // *Mater. Lett.* – 2020. – V. 275. – P. 128063. – <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2020.128063>
19. *Myshlyayev M.M., Prokudin M.A., Shpeizman V.V.* Mechanical behavior of microcrystalline aluminum-lithium alloy under superplasticity conditions // *Phys. Solid State.* – 2001. – V. 43. – P. 865–870. – <https://doi.org/10.1134/1.1371367>
20. *Myshlyayev M., Mironov S., Korznikova G., Konkova T., Korznikova E., Aletdinov A., Khalikova G., Raab G., Semiatin S.L.* EBSD study of superplasticity: New insight into a well-known phenomenon // *J. Alloy. Compnd.* – 2021. – <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.162949>
21. *Myshlyayev M.M., Speizman V.V., Klubovich V.V., Kulak M.M., Lyu G.* Change in characteristics of superplastic deformation of the aluminum-lithium alloy under the effect of ultrasonic vibrations // *Phys. Sol. State.* – 2015. – V. 57. – P. 2039–2044. – <https://doi.org/10.1134/S1063783415100236>
22. *Shakesheff A.J., Partridge P.G.* Superplastic deformation of Al-Li-Cu alloy sheet // *J. Mater. Sci.* – 1986. – V. 21. – P. 1368–1376.

23. *Lin D., Lin T.L., Shan A., Chen M.* Superplasticity in large-grained Fe<sub>3</sub>Al alloys // *Intermetallics*. – 1996. – V. 4. – P. 489–496.
24. *Humphreys F.J., Prangnell P.B., Bowen J.R., Gholinia A., Harris C.* Developing stable fine-grained microstructures by large deformation // *Philos. Trans. R. Soc. Lond. A*. – 1999. – V. 357. – P. 1663–1681.
25. *Корзникова Г.Ф.* Формирование структуры при горячей деформации сжатием магнитотвердого сплава Fe–30 % Cr–8 % Co // *Физ. мезомех.* – 2015. – Т. 18. – № 2. – С. 89–94. – <https://doi.org/10.24411/1683-805X2015-00047>
26. *Новиков И.И., Портной В.К.* Сверхпластичность сплавов с ультрамелким зерном. – М.: Металлургия, 1981.