

УДК 539.374+669.715

PACS numbers: 62.20.Fe, 62.20.Hg

Механизмы сверхпластической деформации алюминиевых сплавов Al - 4,1 мас.%Cu - 0,5 мас.%Zr, АК4-1ч и 6111

В.П. Пойда¹, В.В. Брюховецкий², А.В. Пойда², Р.И. Кузнецова², А.П. Крышталь¹

¹ Харьковський національний університет ім. В.Н. Каразіна
Україна, 61077, г. Харків, пл. Свободи, 4

² Інститут електрофізики і радіаційних технологій НАН України
Україна, 61002, г. Харків, ул. Чернышевского, 28, а/я 8812

Установлены механизмы сверхпластической деформации образцов модельного сплава Al-4,1мас.%Cu-0,5мас.%Zr (типа «супрал»), проявившего микрзеренную структурную сверхпластичность в твердом состоянии и образцов промышленных конструкционных алюминиевых сплавов 6111 и АК4-1ч, проявивших высокотемпературную структурную сверхпластичность в твердо-жидком состоянии.

Ключевые слова: механизмы сверхпластической деформации, микрзеренная структурная сверхпластичность, высокотемпературная структурная сверхпластичность, твердо-жидкое состояние, волокнистые образования, зернограничное проскальзывание, зернограничная пористость.

Встановлено механізми надпластичної деформації зразків модельного сплаву Al-4,1мас.%Cu-0,5мас.%Zr (типу «супрал»), що проявив микрзеренну структурну надпластичність у твердому стані і зразків промислових конструкційних алюмінієвих сплавів 6111 і АК4-1ч, що проявили високотемпературну структурну надпластичність у твердо-рідкому стані.

Ключові слова: механізми надпластичної деформації, микрзеренна структурна надпластичність, високотемпературна структурна надпластичність, твердо-рідкий стан, волокнисті утворення, зернограничне проковзування, зерногранична пористість.

The mechanisms of superplastic deformation of specimens of model alloy Al - 4,1wt.%Cu - 0,5wt.%Zr (“supral” type), which has shown micrograin structural superplasticity in solid state and the mechanisms of superplastic deformation of specimens of industrial constructional aluminum alloys АК4-1р and 6111, which has shown high-temperature structural superplasticity in solid-liquid state are determined.

Key words: the mechanisms of superplastic deformation, micrograin structural superplasticity, high-temperature structural superplasticity, solid-liquid state, fibrous formations, grain boundary sliding, grain boundary cavitation.

1. Введение

Надежно установлено, что алюминиевые сплавы и композиционные материалы на их основе в твердом состоянии проявляют эффект микрзеренной структурной сверхпластичности (ССП), а в твердо-жидком состоянии – эффект высокотемпературной структурной сверхпластичности (ВССП) [1-13].

Все существующие модели, объясняющие механизм сверхпластической деформации (СПД), исходят из того, что поликристаллические агрегаты, проявляющие микрзеренную СПП в твердом состоянии, во время осуществления сверхпластического течения состоят из зерен, способных к осуществлению взаимного проскальзывания по неравновесным границам, и содержат определенное количество

межзеренных пустот в виде зернограничных пор и трещин [1-3, 14-17].

В ряде публикаций [2, 4-13] указано на то, что на границах зерен и на межфазных границах алюминиевых сплавов и композитных материалов с алюминиевой матрицей, сверхпластично деформируемых при высоких гомологических температурах в условиях ВССП, имеется небольшое количество жидкой фазы, образовавшейся из-за частичного плавления сплавов.

Установлено [1-3,14-17], что однородное на макроскопическом уровне сверхпластическое течение образцов осуществляется в результате кооперированного развития различных локально неоднородных деформационных и аккомодационных процессов, осуществляющихся

на мезо- и микроуровнях. Особенности развития деформационных и аккомодационных процессов СПД окончательно еще не установлены, что существенно затрудняет практическое использование ССП и ВССП для разработки безотходных прогрессивных технологических процессов обработки материалов давлением. Нет также и полной ясности относительно подобия и различия макро- и микромеханизмов осуществления сверхпластического течения в условиях микроструктурной ССП и ВССП.

Целью данной работы было установление механизмов СПД образцов модельного сплава Al-4,1мас.%Cu-0,5мас.%Zr (типа «супрал»), проявившего микроструктурную ССП в твердом состоянии [18, 19] и образцов промышленных конструкционных алюминиевых сплавов, 6111 и АК4-1ч, проявивших ВССП в твердо-жидком состоянии [20, 21], а также сравнение и обобщение полученных результатов.

2. Материал и методики экспериментов

Данные о химическом составе образцов исследованных алюминиевых сплавов [18, 22, 23] представлены в таблице 1 (основа Al, % массовые).

Призматические образцы, вырезанные из промышленных полуфабрикатов данных сплавов вдоль направления прокатки, имели такие размеры рабочей части: 3,0x4,5x10 мм³ (для сплавов типа «супрал» и АК4-1ч) и 1,0x4,5x10 мм³ (для сплава 6111).

Механические испытания на растяжение образцов, как и в [18-21], проведены на воздухе в режиме ползучести при постоянном действующем напряжении течения. Образцы деформировали в печи сопротивления, обеспечивающей равномерность температуры по всей длине рабочей части печи, равной 170 мм, с точностью до ±2°С. Температуру печи задавали автотрансформатором типа ЛАТР-1. В ходе всех опытов она поддерживалась с точностью ±2°С электронным автоматическим потенциометром ЭПД-120 в комплекте с реле ППР-1 и дополнительно контролировалась приборами А566000-02, и Щ 300. Для поддержания постоянства действующего напряжения в установке для механических испытаний использовали специальное устройство с двумя фигурными рычагами, позволяющими производить испытания образцов в этих условиях вплоть до относительной степени деформации 2500%, описанное в [18].

Кривые ползучести записывались автоматически с

помощью электронного самописца ЭПП – 09. Их перестраивали в координатах истинная деформация – время. Скорость истинной деформации $\dot{\epsilon}$ определяли из кривых ползучести. Показатель скоростной чувствительности напряжения течения m определяли в каждой точке кривой $lg\sigma = f(lg\dot{\epsilon})$.

Зеренную структуру, морфологию и распределение зернограницных пор, а также динамику развития пор исследовали на различных этапах деформации образцов, используя световую микроскопию и стандартные методы количественной металлографии [24].

Приготовление шлифов осуществляли таким образом. После сошлифовывания образцов на 1/3 их толщины, поверхность их рабочей части подвергалась механической полировке. Окончательную обработку поверхности шлифов производили, используя алмазную пасту зернистостью 1/0.

Для выявления межзеренных границ в рабочей части образцов исследуемых сплавов использовали универсальный травитель такого состава: 17 мл HNO₃, 5 мл HF, 78 мл H₂O.

Средний размер зерна $\langle d \rangle$ определяли по микрофотографиям методом случайных секущих [24]. Подсчет среднего размера зерна $\langle d \rangle$, среднего

продольного по отношению к направлению оси растяжения $\langle d_{\parallel} \rangle$, среднего перпендикулярного по

отношению к направлению оси растяжения размера зерна $\langle d_{\perp} \rangle$, производили по 100 измерениям, что

обеспечивало при доверительной вероятности 0,95 относительную погрешность в определении среднего размера зерна не более, чем 10%.

Величину среднего размера зерна $\langle d \rangle$ рассчитывали по формуле:

$$\langle d \rangle = \sqrt[3]{\langle d_{\parallel} \rangle \cdot \langle d_{\perp}^2 \rangle}, \quad (1)$$

где $\langle d_{\parallel} \rangle$, $\langle d_{\perp} \rangle$ – средние размеры зерен в направлениях параллельном и в перпендикулярном оси растяжения

Таблица 1

Химический состав исследованных сплавов

Сплав	Химический состав
типа «супрал»	Al; 4,1%Cu; 0,5Zr;
6111	Al; 0,5 ÷ 1,0%Mg; 0,5 ÷ 0,9%Cu; 0,7 ÷ 1,1%Si; 0,1 ÷ 0,45%Mn; 0,15%Zn; 0,4%Fe
АК41-ч	Al; 2,0 ÷ 2,6%Cu; 1,2 ÷ 1,8%Mg; 0,9 ÷ 1,4%Fe; 0,9 ÷ 1,4%Ni; 0,1 ÷ 0,25%Si; 0,05 ÷ 0,1%Ti; 0,1%Mn; 0,1%Zn

образца, соответственно.

Исследование деформационного рельефа образцов осуществляли по методике, которая подробно описана в [19]. Образцы, прошедшие термообработку, обеспечивающую проявление ими эффекта ССП или ВССП, деформировали до различных степеней деформации в определенных температурно-скоростных условиях, а затем вынимали из печи и охлаждали на воздухе. Рабочую часть образцов шлифовали и механически полировали с применением алмазной пасты различной зернистости. Затем на отполированную поверхность рабочей части образцов перпендикулярно направлению растяжения, а в ряде случаев и под углом в 45° к ней, наносили реперные риски при помощи алмазной пасты с зернистостью 10/7. После нанесения рисков образцы снова помещали в печь и дополнительно деформировали на 5÷30%. Затем их вынимали из печи и охлаждали. Величину дополнительной деформации измеряли на инструментальном микроскопе УИМ-21.

Определение вклада зернограницного проскальзывания (ЗГП) в общую деформацию ($\gamma_{ЗГП}$) проводили в такой последовательности. Образцы деформировали в оптимальных условиях проявления ССП до различных степеней деформации, а затем разгружали, вынимали из печи и закаливали в воде для сохранения структурного состояния, отвечающего условиям испытания. После шлифовки и полировки рабочей части среза образца при помощи химического травления выявляли зеренную структуру и измеряли с помощью измерительного устройства микротвердомера ПМТ-3 размеры зерен методом секущих, проведенных вдоль и поперек оси растяжения образцов. Затем образцы повторно полировали и на поверхность их рабочей части, перпендикулярно к оси растяжения, а в ряде случаев и под углом в 45° к ней, наносили реперные риски при помощи алмазной пасты зернистостью 10/7. После нанесения рисков образцы дополнительно деформировали на 10÷15%, вынимали из печи и закаливали.

Топографию поверхности, образовавшуюся в ходе

СПД образцов, а также особенностей морфологии волокнистых образований, изучали с использованием оптического микроскопа МИМ-6 и растрового электронного микроскопа JEOL JSM-820.

Для подсчета $\gamma_{ЗГП}$, отражающего среднестатистический вклад ЗГП в общую деформацию при случайном выборе смещений реперных рисок x , образующихся в результате ЗГП, использовали измерительное приспособление микротвердомера ПМТ-3. Абсолютная погрешность измерения величины x составляла $\pm 0,2$ мкм.

Среднее смещение зерен при ЗГП ($\langle x \rangle$)

подсчитывали по 200 измерениям.

Величину степени деформации образца, обусловленной ЗГП, ($\epsilon_{ЗГП}$) определяли по формуле

$$\epsilon_{ЗГП} = \frac{\langle x \rangle}{\langle d_{\perp} \rangle}, \quad (2)$$

где $\langle d_{\perp} \rangle$ - средний размер зерен в направлении, перпендикулярном оси растяжения.

Вклад деформации за счет ЗГП в общую деформацию образца $\gamma_{ЗГП}$ рассчитывали по формуле

$$\gamma_{ЗГП} = \frac{\epsilon_{ЗГП}}{\epsilon_{доп}} = \frac{\langle x \rangle}{\langle d_{\perp} \rangle \epsilon_{доп}}, \quad (3)$$

где $\epsilon_{доп}$ - степень дополнительной деформации образца за этап.

Относительная погрешность в определении $\gamma_{ЗГП}$ при доверительной вероятности 0,95 не превышала 15%.

Вклад локальной деформации за счет развития ЗГП в общую деформацию образца $\tilde{\gamma}_{ЗГП}$ оценивали, используя соотношение

Таблица 2

Основные феноменологические показатели проявления микрзеренной ССП и ВССП

Показатели СПД	Сплав		
	типа «супрал»	6111	АК41-ч
1 Интервал T, К	673 ÷ 823	753 ÷ 833	753 ÷ 833
2 Интервал σ , МПа	3,0 ÷ 6,0	2,5 ÷ 6,0	4,0 ÷ 8,0
3 $T_{опп}$, К	773	813	973
4 $\sigma_{опп}$, МПа	5,0	4,5	5,0
5 δ_{max} , %	900	180	230
6 $\langle d_{исх} \rangle$, мкм	5	32	8
7 $\dot{\epsilon}_{опп}$, с ⁻¹	$1,5 \times 10^{-4}$	$5,2 \times 10^{-4}$	$6,7 \times 10^{-4}$
8 m_{max} , отн. ед.	0,80	0,60	0,90

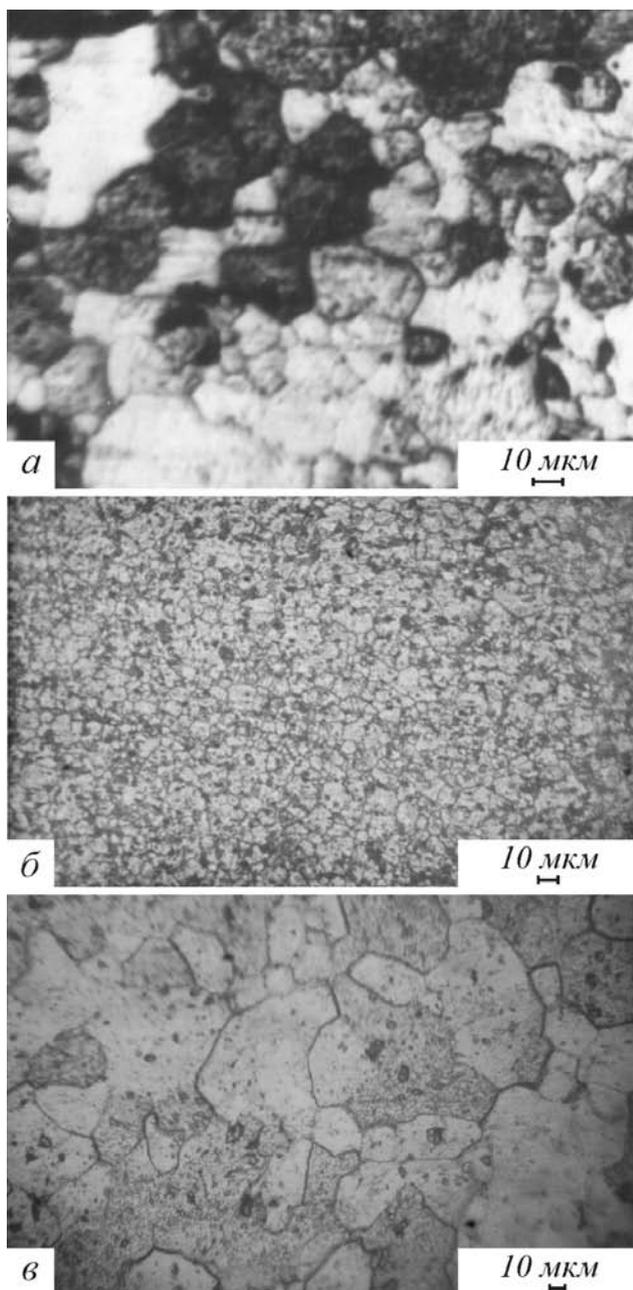


Рис.1. Вид исходной зеренной структуры в образцах сплава типа «супрал» (а), сплава АК4-1ч и сплава 6111(в).

$$\tilde{\gamma}_{згп} = \frac{x_i}{\langle d_{\perp} \rangle \varepsilon_{доп}}, \quad (4)$$

где x_i - смещение реперных рисок, образующееся при взаимном проскальзывании двух соседних зерен по поверхности их общей границы.

3. Результаты и их обсуждение

Исследование зеренной структуры образцов, подготовленных к испытаниям, показало, что она является ультра- (сплав типа «супрал» и сплав АК4-1ч) или мелкозернистой (сплав 6111), а форма большинства зерен близка к равноосной (рис.1).

Данные о значениях исходных средних размеров зерен $\langle d \rangle$ в образцах исследованных сплавов

приведены в таблице 2.

В результате проведения механических испытаний образцов исследуемых алюминиевых сплавов при высоких гомологических температурах были установлены те оптимальные температурно-скоростные условия их деформирования (оптимальные скорости истинной деформации $\dot{\varepsilon}_{опт}$, оптимальные

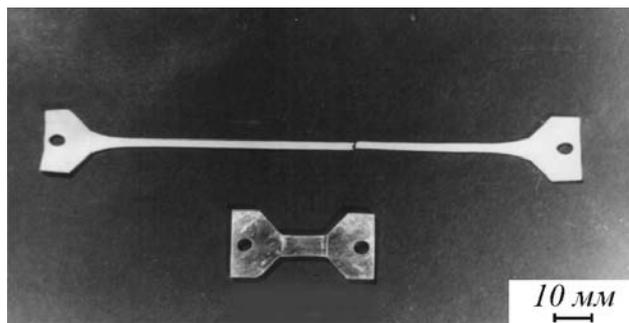


Рис.2. Общий вид образца сплава типа «супрал», сверхпластично продеформированного до разрушения в оптимальных условиях, в сравнении с исходным образцом.

напряжения течения $\sigma_{опт}$ и оптимальные температуры $T_{опт}$), в которых они наиболее ярко проявляют эффекты микрочеренной ССП и ВССП. Определены основные феноменологические параметры (максимальные относительные удлинения образцов до разрушения δ_{max} и максимальные значения показателя скоростной чувствительности m_{max}), характеризующие их сверхпластическое течение. Данные об этих характеристиках представлены в таблице 2.

На рис.2 в качестве примера показаны общие виды исходного образца сплава типа «супрал» и его образца, продеформированного до микроразрушения в оптимальных условиях микрочеренной ССП. Видно, что сверхпластическое течение образца сплава типа «супрал» вплоть до его макроразрушения осуществлялось с высокой устойчивостью, стабильно и однородно по всему объему рабочей части, о чем свидетельствуют отсутствие у разрушенного образца макроскопической шейки. Аналогичный вид имеют и образцы сплавов АК4-1ч и 6111, деформированные до разрушения в оптимальных условиях ВССП.

Установлено, что на мезоуровне сверхпластическое течение образцов, напротив, очень неоднородно. Об этом убедительно свидетельствуют результаты топографических исследований особенностей деформационного рельефа, соответствующие как начальному этапу СПД образцов, так и последующим ее этапам.

На рис.3 и на рис.4 показаны типичные виды

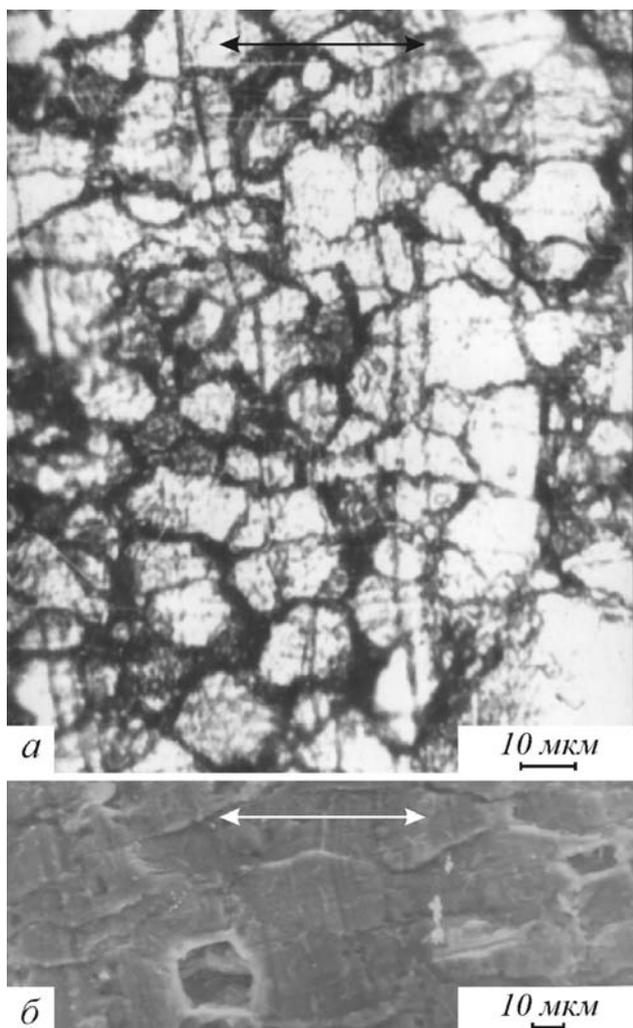


Рис.3. Характерные виды участков деформационного рельефа образцов сплава типа «супрал», продеформированных в оптимальных условиях; а - световая, б – растровая электронная микроскопия. $\epsilon_{\text{инж}} = 100+20\%$, Направление оси растяжения образцов показаны стрелкой.

деформационного микрорельефа образцов сплава типа «супрал», которые были продеформированы в оптимальных условиях микрочерной ССП. Разрывы реперных рисок на большинстве из пересекаемых ими границ зерен вследствие смещения зерен при проскальзывании, образование складок, миграционных следов, а также зарождение клиновидных трещин в тройных стыках и развитие изолированных зернограницных пор, окруженный группой, состоящей из четырех зерен, свидетельствуют о сильной локальной неоднородности деформационных и аккомодационных процессов.

Изучение деформационного рельефа, образовавшегося на рабочей части образцов сплава типа «супрал» на этапе их установившегося СП течения, позволило надежно установить, что в проскальзывании по границам принимает участие очень большее число зерен. Это дает основание предполагать, что СП течение образцов на мезоскопическом уровне осуществляется,

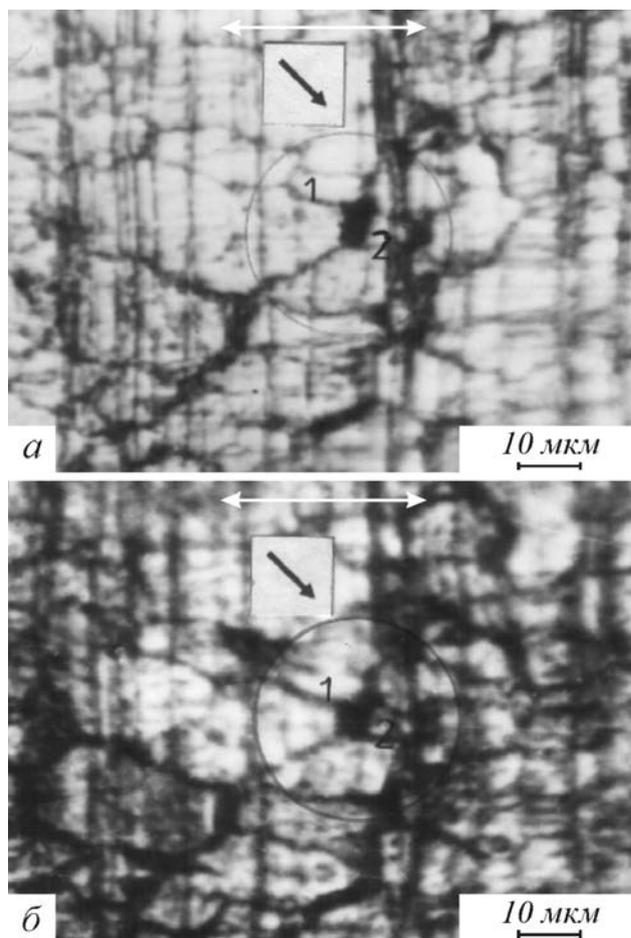


Рис.4. Кинетика развития изолированной индивидуальной поры (отмечена на микрофотографиях стрелкой) в рабочей части образца типа «супрал», деформированного в оптимальных условиях, в ходе осуществления ЗГП: а) $\epsilon_{\text{инж}} = 293+10\%$; б) $\epsilon_{\text{инж}} = 303+15\%$.

главным образом, за счет ЗГП.

На рис.4 видно, что зерна, отмеченные цифрами 1 и 2, в ходе ЗГП изменяют свое положение, а изолированная зернограницная пора изменяет свои размеры за счет движения соседствующих с ней зерен. Анализируя вид деформационного микрорельефа, который был получен с использованием растрового электронного микроскопа, можно предположить, что в пору, открывшуюся на поверхности образца в результате осуществления ЗГП (см. рис.3, б), во время последующих этапов СП течения из соседнего приповерхностного слоя может переместиться («встроится») зерно, грани которого видны в поре на микрофотографии. Можно предположить, что массовое «встраивание» зерен, которое осуществляется благодаря их поэтапному выходу через изолированные поры из глубоких слоев рабочей части образцов на их поверхность, при условии сохранения постоянства объема рабочей части образцов и эффективном осуществлении микроаккомодационных процессов обеспечивает их большие относительные удлинения до разрушения.

Известно, что взаимные смещения и перестановки зерен в ходе ЗГП в условиях ССП осуществляются одновременно с их вращением [1, 2]. В [1] указано, что вращение зерен обусловлено разным сопротивлением к осуществлению проскальзывания на различных границах. Вращение зерен играет важную роль в обеспечении интенсивного ЗГП. Оно является важным аккомодационным процессом, который служит для обеспечения совместной деформации зерен. О том, что вращение зерен наблюдается и в ходе СПД образцов сплава Al-4,1мас.%Cu-0,5мас.%Zr, свидетельствуют значительные развороты реперных рисок (см. рис.3, а).

Сравнение величин значений смещений зерен в ходе ЗГП позволило установить, что величина проскальзывания по границам зерен в плоскости шлифа больше у тех зерен, которые соседствуют с изолированными порами, нежели у зерен, перемещения которых были заблокированы тройными стыками или границами, перпендикулярными к направлению растяжения образцов.

Установлено, что особенно интенсивно проскальзывают соседствующие с порами зерна по границам, которые ориентированы под углом $\sim 45^\circ$ к оси растяжения образца или параллельны ей.

Среднестатистическое значение вклада ЗГП в общую деформацию образца сплава типа «супрал» составляет $48 \pm 10\%$.

Таким образом, приведенные выше экспериментальные данные и результаты их анализа дают основание утверждать, что на мезоскопическом уровне СПД образцов сплава типа «супрал», деформированных в твердом состоянии в оптимальных условиях ССП, осуществляется в соответствии с основными положениями модели [14, 15], основанной на учете положительной роли зернограницной пористости в сверхпластичности.

Проанализируем данные, полученные в процессе изучения сверхпластического течения образцов сплавов АК4-1ч и 6111, проявивших ВССП в твердотекучем состоянии.

На рис.5 и рис.6 в качестве примеров показаны характерные виды участков деформационного рельефа, образовавшегося на поверхности рабочих частей образцов сплавов АМг6 и 6111 в результате осуществления ЗГП в ходе их СПД в оптимальных условиях.

Обнаружение на поверхности рабочей части образцов сплавов АК4-1ч и 6111 разрывов реперных рисок, их значительные смещения на границах соседних, проскальзывающих друг относительно друга зерен, а также образование зернограницных пор и трещин свидетельствует о том, что ЗГП в ходе сверхпластического течения образцов в оптимальных условиях СПД осуществлялось интенсивно. Измерения показывают, что вклад ЗГП в общую деформацию образцов сплавов АК4-1ч и 6111 составляет 50%.

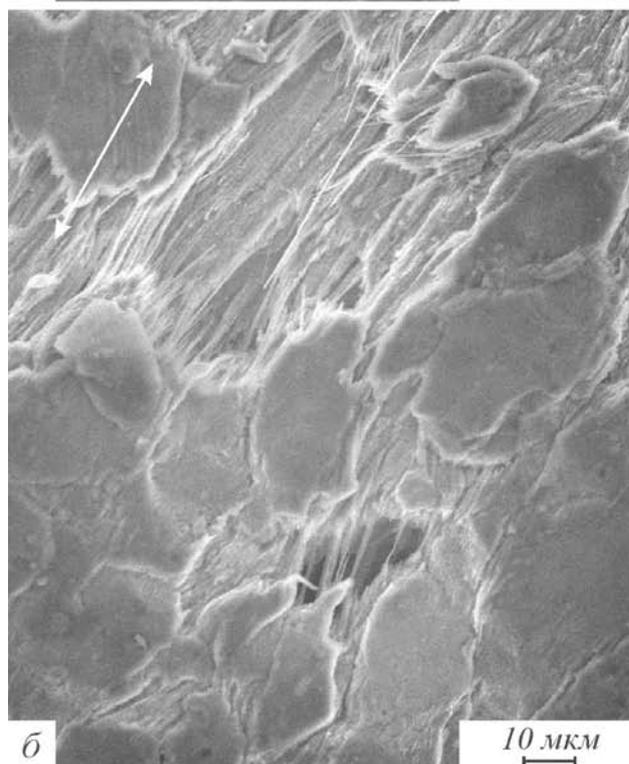
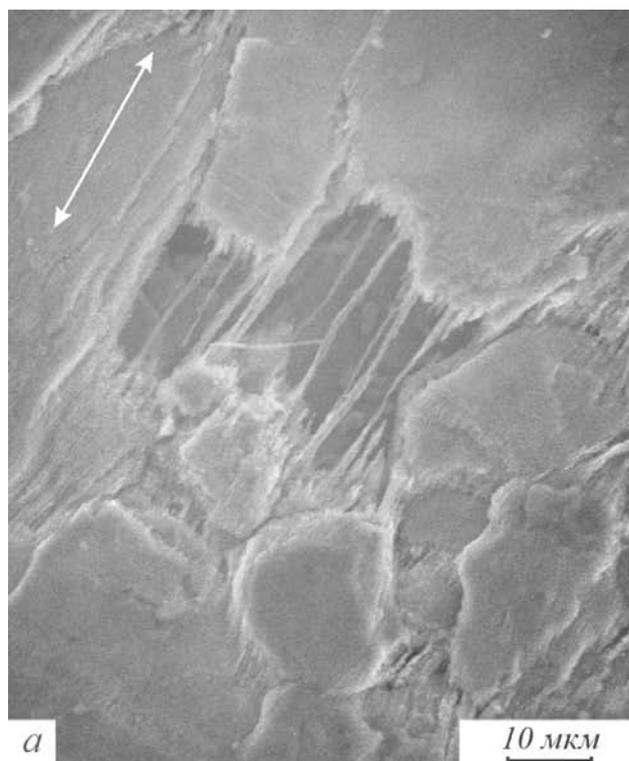


Рис.5. Характерные виды деформационного рельефа образцов сплава АК4-1ч. Растровая электронная микроскопия. Направление оси растяжения образцов показаны стрелкой.

На деформационном рельефе, образовавшемся в ходе СПД на поверхности рабочей части образцов сплавов АК4-1ч и 6111, обнаружены отдельные округлые зерна, имеющие на краях бахрому в виде небольших тонких нитей, граничащие с зернограницными порами и трещинами. При электронно-микроскопическом исследовании деталей

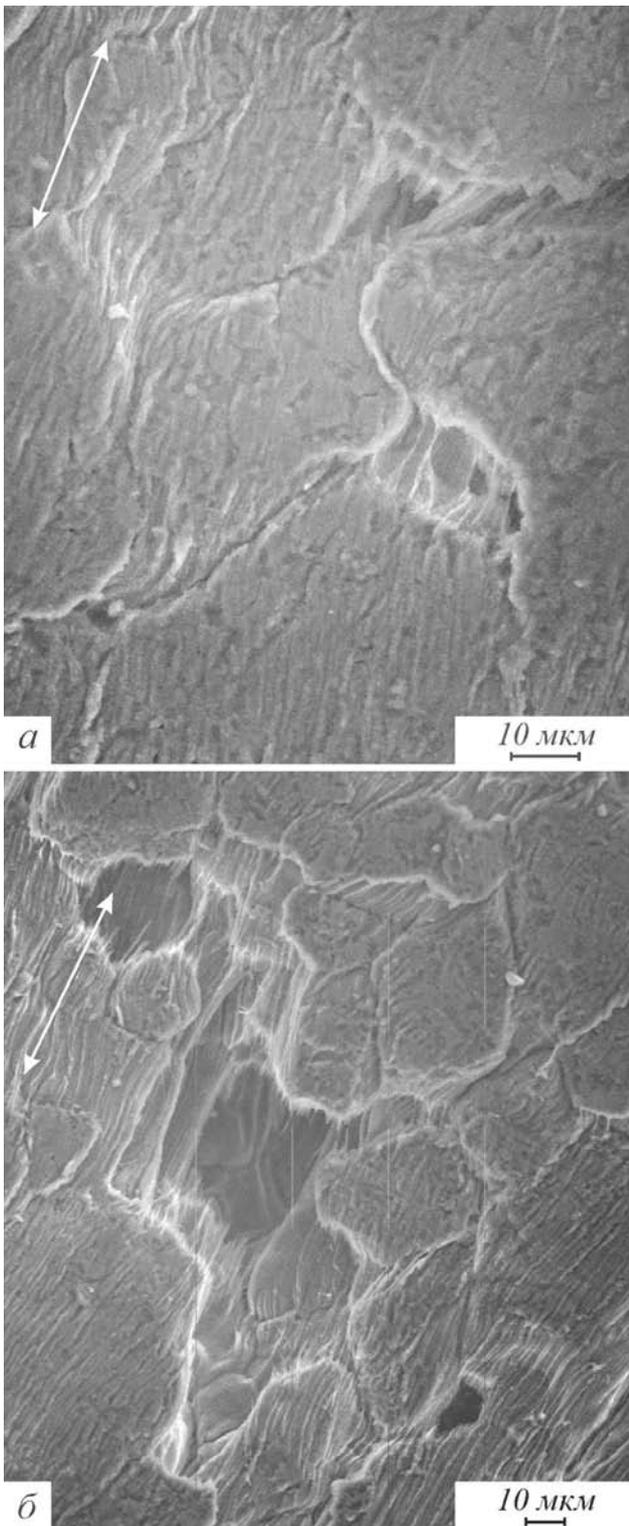


Рис.6. Характерные виды деформационного рельефа образцов сплава 6111. Растровая электронная микроскопия. Направление оси растяжения образцов показаны стрелкой.

деформационного рельефа, обнаружены волокнистые образования (см. рис.6-7). В [5-10, 21, 25-28] указано, что наличие волокнистых образований (fibers), локализованных в приповерхностных порах и трещинах в рабочей части сверхпластично продеформированных образцов, а также на поверхности их изломов является косвенным свидетельством того, что во время СПД

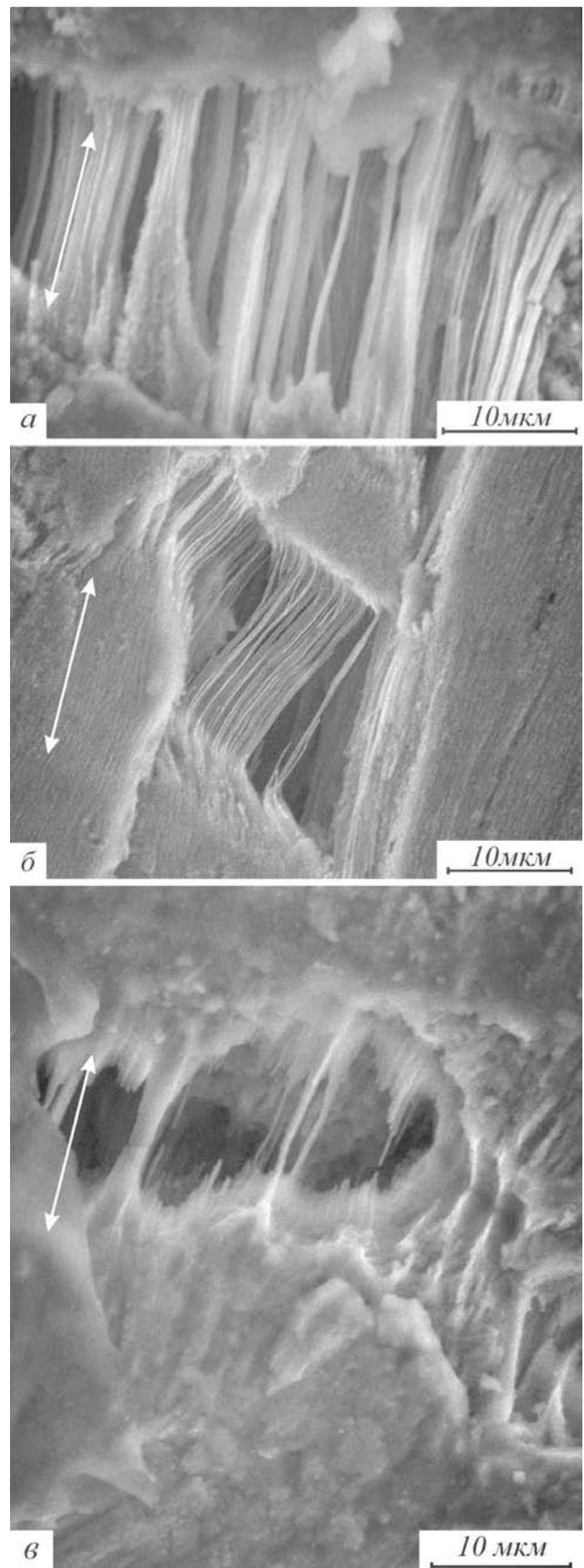


Рис.7. Вид волокнистых образований в образцах сплава АК4-1ч(а), (б) и 6111(в), продеформированных до разрушения в оптимальных условиях СПД. Растровая электронная микроскопия.

образцы находились в твердо-жидком состоянии.

Установлено, что в зернограницных порах и в межзеренных трещинах волокна расположены преимущественно параллельно направлению оси растяжения образцов. Волокнистые образования двумя своими концами или же одним своим концом соединены с кромками тех зерен, между которыми в результате ЗГП образовались и развивались зернограницные поры и трещины в ходе осуществления СПД. Установлено, что в ряде случаев тонкие и длинные волокна, локализованные в развившихся зернограницных порах, образуют пучки. Волокнистые образования, как видно из рис.3-5, похожи на «отвердевшие» струйки вязкой жидкости. По-видимому, морфология волокон, определяется вязкостью жидко-твердого материала, вязкое течение которого в процессе развития пор и трещин привело к их образованию и развитию.

Поскольку сверхпластическое течение образцов исследованных сплавов АК4-1ч и 6111 развивается при наличии на межкристаллитных границах некоторого количества вязкой жидкой фазы, то их деформация на мезоскопическом уровне будет осуществляться при одновременном развитии процессов, включающих отделение зерен при ЗГП с участием зернограницной пористости, и их повторное «приваривание» друг к другу в ходе осуществления интенсивных перемещений в рабочей части, которые происходят в соответствии с описанным выше механизмом «встраивания». Деформационные механизмы сверхпластического течения образцов исследованных сплавов АК4-1ч и 6111, одновременно и кооперировано осуществляющиеся на микроскопическом уровне, по-видимому, можно подразделить на: пластическую (внутризеренную) деформацию твердых зерен; проскальзывание по границам раздела (по межфазным и межзеренным границам) твердых зерен, подверженных действию касательных напряжений; вязкое течение жидкости, содержащей дисперсные частицы твердой фазы (оксиды алюминия и магния); проскальзывание по межкристаллитным границам, на которых имеются локальные участки, занятые твердой и жидкой фазами. Для сохранения макроскопической сплошности образца на всех этапах сверхпластического течения в его рабочей части должны эффективно действовать различные микроаккомодационные механизмы, осуществляющиеся в теле и на границах зерен твердой фазы и в области контакта между жидкой и твердой фазами. Снижение локальных напряжений при наличии жидкой фазы в образце, как указано в [2, 21, 29-32], может быть достигнуто за счет просачивания (перколяции) жидкости между зернами и интерметаллидными частицами, за счет поглощения жидкой фазой решеточных и зернограницных дислокаций, а также за счет активного развития диффузионных процессов в теле и на границах зерен с участием твердой и жидкой фазы. Микромеханизмы, детализирующие особенности

осуществления этих процессов в ходе СПД в условиях ВССП, еще не установлены. Согласованное действие указанных выше деформационных и аккомодационных механизмов, по-видимому, и обеспечивает проявление эффекта ВССП образцами исследованных в данной работе алюминиевых сплавов АК4-1ч и 6111 при высоких гомологических температурах.

Выводы

1. Показано, что СПД образцов сплава типа «супрал, находящегося в процессе течения в твердом состоянии, осуществляется главным образом за счёт интенсивного ЗГП с участием зернограницных пор при активном развитии микроаккомодационных процессов на границах и в теле зерен.

2. В приповерхностных порах и трещинах, образовавшихся в рабочей части образцов сплавов АК4-1ч и 6111, деформированных в оптимальных условиях ВССП, обнаружены волокнистые образования, что свидетельствует о том, что СПД этих сплавов осуществлялась при наличии на границах зерен участков, содержащих жидкую фазу.

3. Наличие жидкой фазы на межфазных и межзеренных границах, подверженных действию касательных напряжений, при комбинированном развитии деформационных и аккомодационных микромеханизмов способствует более «легкому» проскальзыванию зерен, обеспечивая оптимальные феноменологические показатели ВССП образцов сплавов АК4-1ч и 6111 при высоких гомологических температурах.

4. Высказано предположение о том, что интенсивное ЗГП в ходе СПД исследованных сплавов типа «супрал», АК4-1ч и 6111 может приводить к большим относительным удлинениям образцов до разрушения за счет развития «встраивания» зерен, которое осуществляется путем их поэтапного выхода через поры из глубинных слоев рабочей части образцов на ее поверхность при условии эффективного осуществления микроаккомодационных процессов.

1. О.А. Кайбышев. Сверхпластичность промышленных сплавов, М.: Металлургия, (1984), 264с.
2. В.П. Пойда, В.В. Брюховецкий, Р.И. Кузнецова, А.В. Пойда. *Вісник СумДУ*, №4 (76), 5 (2005).
3. Superplastic Forming of Structural Alloys, Ed. by N.E. Paton and C.H. Hamilton. The Metallurgical Society of AIME, San Diego, California, (1982), 312p.
4. В.Н. Щербя. Прессование алюминиевых сплавов, М.: «Интермет Инжиниринг», (2001), 768с.
5. W.D. Cao, X.P. Lu, H. Conrad. *Acta. Mater.*, **44**, №2, 697 (1996).
6. C.L. Chen, M.J. Tan. *Mater. Sci. and Eng. A.*, **298**, 235 (2001).

7. B. Baudelet, M.C. Dang, F. Bordeaux. *Scr. met. et mater.*, **26**, №4., 573 (1992).
8. M.G. Zelin. *Acta mater*; **45**, №9. 3533 (1997).
9. T.R. Chen, J.C. Huang. *Metall. Mater. Trans.*, **A30**, №1, 53 (1999).
10. W.J.D. Shaw. *Materials Letters*, **4**, 1 (1985).
11. W.J. Kim, J.H. Yeon, J.C. Lee. *J. of Alloys and Compounds*, **308**, 237 (2000).
12. Б.Б. Страумал. Фазовые переходы на границах зерен. М.: Наука, (2003), 327с.
13. В.В. Брюховецкий. *ФММ*, **98**, №3, 99 (2004).
14. Р.И. Кузнецова. *ФММ*, **45**, №3, 641 (1978).
15. Р.И. Кузнецова, В.П. Пойда. *УФЖ*, **30**, №3, 388 (1985).
16. R.C. Gifkins. *J. Mater. Sci*, **13**, №9, 1926 (1978).
17. R.C. Gifkins. *Materials Characterisation*, **32:59**, №77, 1044 (1994).
18. В.П. Пойда, Р.И. Кузнецова, Т.Ф. Сухова, Н.К. Ценев, А.И. Письменная. *Металлофизика*, **12**, №1. 44 (1990).
19. В.П. Пойда, В.В. Брюховецкий, Р.И. Кузнецова, Т.Ф. Сухова, Н.К. Ценев, *Металлофизика и новейшие технологии*, **18**, №12, 49 (1996).
20. В.П. Пойда, А.В. Пойда, В.В. Брюховецкий, Р.И. Кузнецова, Д.Р. Аврамец, А.П. Крышталь, А.Л. Самсонник, Е.М. Матещук. *Вісник ХНУ, Серія «фізика»*, **11**, №821, 59 (2008).
21. А.В. Пойда, В.П. Пойда, В.В. Брюховецкий, Р.И. Кузнецова. *Металлофизика и новейшие технологии*, **30**, спецвыпуск, 301 (2008).
22. L.P. Troeger, E.A. Starke. *Mater. Sci. and Eng. A.*, **227**, 102 (2000).
23. Г.С. Алиева, М.Б. Альтман, С.М. Амбарцумян и др. Промышленные алюминиевые сплавы: Справ. изд. М.: Металлургия, (1984), 640с.
24. С.А. Салтыков. Стереометрическая металлография. М.: Металлургия, (1976) 272с.
25. А.В. Пойда, В.В. Брюховецкий, Д.Л. Воронов, Р.И. Кузнецова, В.Ф. Клепиков. *Металлофизика и новейшие технологии*, **27**, №3, 319 (2005).
26. В.П. Пойда, В.В. Брюховецкий, Р.И. Кузнецова, А.В. Пойда, В.Ф. Клепиков. *Металлофизика и новейшие технологии*, **25**, №1, 117 (2003).
27. А.В. Пойда, В.В. Брюховецкий, Р.И. Кузнецова, В.Ф. Клепиков, Д.Л. Воронов, Т.Б. Любичкая. *ФММ*, **99**, №2. 105 (2005).
28. В.П. Пойда, В.В. Брюховецкий, А.В. Пойда, Р.И. Кузнецова, В.Ф. Клепиков, Д.Л. Воронов. *ФММ*, **103**, №4. 433 (2007).
29. Y. Takayama, T. Tozawa, H. Kato. *Acta. Mater.*, **47**, №4, 1263 (1999).
30. M. Mabuchi, H.G. Jeong, K. Hiraga, K. Higashi. *Interface Sci.*, **47**, N3-4, 357 (1996).
31. K. Higashi, T.G. Nieh, M. Mabuchi, J. Wadsworth. *Scripta Met. et Mater.*, **32**, N7, 1079 (1995).
32. Nieh T.G., Wadsworth J. *Mater. Sci. Forum.*, **233-234**, 383 (1997).