

УДК 539.374+669.715

PACS numbers: 62.20.Fe, 62.20.Hg

Осуществление фазовых превращений и структурных изменений в ходе сверхпластической деформации промышленных алюминиевых сплавов

Д.Е. Педун¹, В.П. Пойда², В.В. Брюховецкий¹, А.В. Пойда¹, Р.В. Сухов²,
А.П. Крышталь²

¹⁾ *Институт электрофизики и радиационных технологий НАН Украины*

Украина, 61002, г. Харьков, ул. Чернышевская, 28, а/я 8812

²⁾ *Харьковский национальный университет имени В.Н. Каразина*

Украина, 61077, г. Харьков, пл. Свободы, 4

Обобщены экспериментальные данные о фазовых превращениях и структурных изменениях, которые осуществляются в ходе сверхпластической деформации сплавов 01420Т, 1933, 6111, АК4-1ч, АМг6, АМг2М. Проанализировано влияние включений жидкой фазы, локализованных на границах зерен, на осуществление деформационных и аккомодационных механизмов, развивающихся в ходе их сверхпластического течения. Рассмотрен механизм образования волокнистых структур, которые обнаружены в сверхпластично продеформированных образцах исследованных сплавов, а также описаны их характерные морфологические типы.

Ключевые слова: сверхпластичность, жидкая фаза, волокнистые структуры, частичное плавление.

Узагальнені експериментальні данні щодо фазових перетворень та структурних змін, які відбуваються в ході надпластичної деформації сплавів 01420Т, 1933, 6111, АК4-1ч, АМг6, АМг2М. Проаналізовано вплив включень рідкої фази, зосередженої на границях зерен, на здійснення деформаційних і акомодативних механізмів, що розвиваються в ході їх надпластичної течії. Розглянуто механізм утворення волокнистих структур, які виявлені в надпластично продеформованих зразках досліджених сплавів, а також описані їх характерні морфологічні типи.

Ключові слова: надпластичність, рідка фаза, волокнисті структури, часткове плавлення.

Implementation of phase transitions and structure changes during superplastic deformation of industrial aluminum alloys / D.E. Pedun, V.P. Poyda, V.V. Bryukhovetsky, A.V. Poyda, R.V. Sukhov, A.P. Krishtal

The experimental data on the phase transitions and structural changes that take place during the superplastic deformation of the alloys 01420T, 1933, 6111, AK4-1h, AMg6 AMg2M are generalized. The influence of the liquid phase inclusions, which are localized at the grain boundaries, on the implementation of deformation and accommodative mechanisms that develop in during their superplastic flow is analyzed. The mechanism of the of fibrous structures formation which are found in superplastically deformed specimens of the alloys is studied. The characteristic morphological types of fibers are described.

Keywords: superplasticity, liquid phase, fibrous structures, partial melting.

Введение

Среди конструкционных материалов, которые используются при создании современной техники, особое место занимают различные деформируемые сплавы на основе алюминия. Их широкое и разнообразное применение, с одной стороны, связано с возможностью достижения уникального сочетания основных эксплуатационных свойств с низкой плотностью, по сравнению со сталью и сплавами на основе меди, а с другой стороны, с высокой технологичностью при производстве промышленных

деформируемых полуфабрикатов, готовых деталей и разнообразных конструкций [1,2].

Для изготовления из алюминиевых сплавов различных деталей сложной формы можно успешно применять сверхпластическую формовку, основанную на использовании эффекта микрозеренной структурной сверхпластичности (ССП), которую они проявляют в твердом состоянии, или же эффекта высокотемпературной структурной сверхпластичности (ВССП), которую они проявляют в твердо-жидком состоянии [2-5].

Целенаправленное использование эффектов ССП и ВССП для разработки и усовершенствования технологий сверхпластической формовки требует проведения исследований, направленных на изучение характеристик исходной микроструктуры образцов различных промышленных алюминиевых сплавов и на установление особенностей ее изменения в ходе сверхпластической деформации (СПД). Также для этого необходимо изучить фазовые превращения, которые осуществляются при высоких гомологических температурах в многокомпонентных алюминиевых сплавах, проявляющих эффект сверхпластичности.

Целью данной работы было изучение, анализ и обобщение экспериментальных данных об исходном структурном состоянии, фазовых превращениях, структурных изменениях и их связи с деформационными механизмами, которые осуществляются в ходе СПД образцов промышленных алюминиевых сплавов: 01420Т, 1933, АК4-1ч, 6111, АМг2М, АМг6.

Материал и методика эксперимента

Химический состав, исследуемых в работе промышленных алюминиевых сплавов, представлен в таблице 1, которая составлена с использованием данных, изложенных в [1,2,6,7].

Как следует из данных, приведенных в таблице 1, основными легирующими элементами в исследуемых сплавах являются магний, литий, кремний, цинк и медь. Они играют основополагающую роль в обеспечении частичного плавления сверхпластичных алюминиевых сплавов и в образовании, в результате этого, очагов вязкой жидкой фазы на межзеренных границах [8,9].

Механические испытания образцов сплавов, изготовленных из промышленных полуфабрикатов, проведены на воздухе растяжением в режиме ползучести при постоянном напряжении течения, в соответствии с методикой, подробно описанной в [10]. Зеренную структуру, морфологию пор и волокнистых структур в образцах исследовали, применяя световую микроскопию (МИМ-6 с цифровой камерой Pro-MicroScan) и растровую электронную микроскопию (JEOL JSM-840), а также стандартные методы количественной металлографии [11]. Поверхность рабочей части образцов подвергалась шлифовке и механической полировке. Окончательную обработку поверхности шлифов проводили, используя алмазную пасту зернистостью 1/0.

Для выявления границ зерен использовали универсальный травитель такого состава: 17 мл HNO_3 , 5 мл HF , 78 мл H_2O .

Наряду с химическим травлением для выявления межзеренных границ у образцов исследуемых сплавов использовали их небольшую (3-5%) дополнительную деформацию в условиях ВССП.

Средний размер зерна $\langle d \rangle$ определяли по микрофотографиям методом случайных секущих. Расчеты среднего размера зерна $\langle d \rangle$, среднего продольного (по отношению к направлению оси растяжения) размера зерна $\langle d_{\parallel} \rangle$, среднего перпендикулярного (по отношению к направлению оси растяжения) размера зерна $\langle d_{\perp} \rangle$ проводили по данным, полученным из 100 измерений. Это обеспечило 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 образца, соответственно.

Анализ химического состава локальных микрообъемов образцов сплавов выполнен с использованием растрового электронного микроскопа JEOL JSM-840, оснащенного приставкой для проведения энергодисперсионного рентгеновского микроанализа.

Исследование кинетики фазовых превращений, происходящих в процессе нагревания в образцах исследованных сплавов, проведено с использованием метода дифференциального термического анализа на приборе «Derivatograph Q-1500».

Результаты и их обсуждение

На рис.1. представлены характерные виды исходной микроструктуры некоторых из исследованных в работе промышленных полуфабрикатов алюминиевых сплавов. Установлено, что микроструктура сплавов является матричной. Матрицей для всех сплавов является твердый раствор на основе алюминия, а включениями – различные интерметаллидные фазы, которые расположены в сердцевине зерен и на их границах в виде обособленных частиц. Некоторые из интерметаллидных фаз входят в состав различных неравновесных эвтектик, локализованных на границах зерен.

В образцах сплавов, подготовленных к проведению механических испытаний, зеренная структура полностью или же частично рекристаллизована. Данные о средних исходных размерах зерен в образцах исследованных сплавов представлены в таблице 2.

Анализ содержания атомов основных легирующих элементов, которые снижают температуру плавления твердого раствора на основе алюминия, и, в частности, атомов магния, проведенный для исходных образцов исследованных сплавов, показал, что их концентрация на границах зерен повышена по сравнению со средней концентрацией в сплаве.

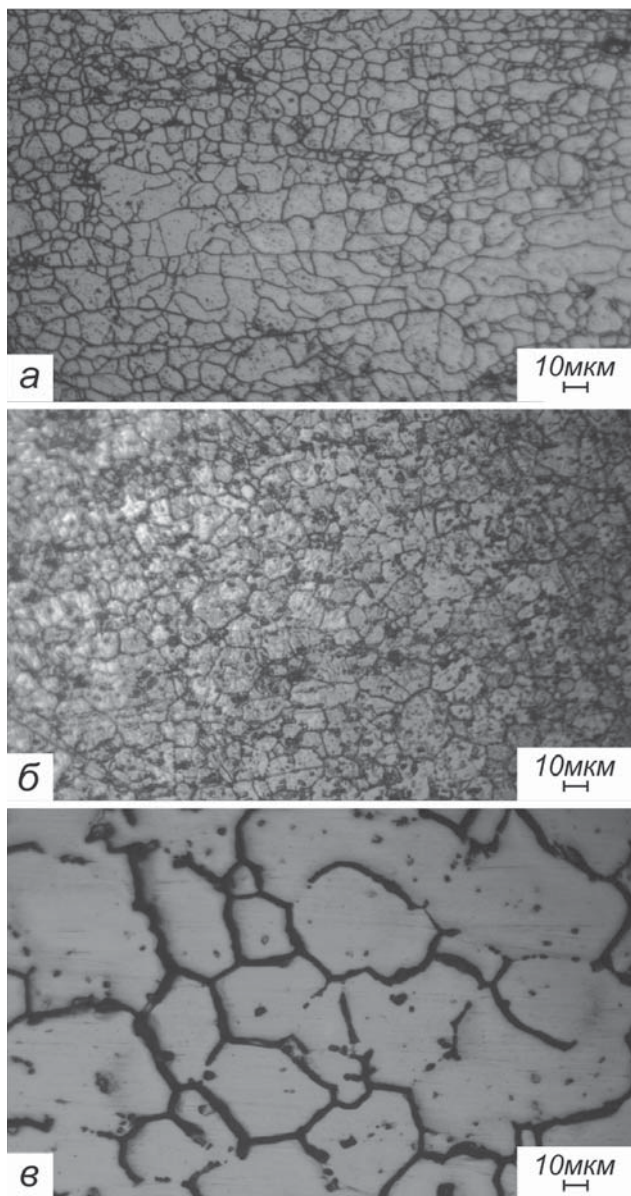


Рис.1. Характерные виды исходной микроструктуры сплавов: 1933 (а), АК4-1ч (б), 6111 (в).

На рис.2 в качестве примера представлен характерный вид участка рабочей части образца сплава 1933, подготовленного к проведению механических испытаний. Цифрами 1 и 2 отмечены точки, в которых с использованием энергодисперсионного рентгеновского микроанализатора было определено содержание атомов алюминия, цинка и магния. На рис. 3 показаны энергетические спектры Zn, Mg и Al, полученные в результате проведения рентгеноспектральных исследований сплава в этих точках. Установлено, что концентрация цинка и магния в точке 1, находящейся на границе зерна, составляет 8,64% и 1,43%, соответственно, а в точке 2, которая находится в его сердцевине, концентрация цинка равна 4,36%. Концентрацию атомов магния в точке 2 определить не удалось вследствие её малости.

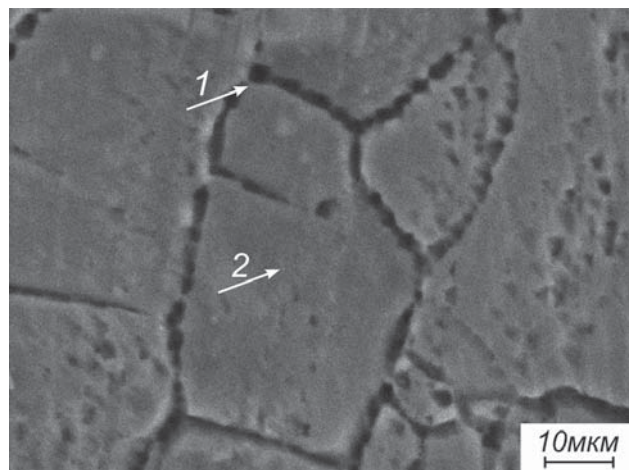


Рис.2. Характерный вид участка рабочей части образца сплава 1933, подготовленного к проведению механических испытаний. Растровая электронная микроскопия. Цифрами 1 и 2 отмечены точки, в которых было определено содержание атомов алюминия, цинка и магния.

С целью определения температурных интервалов, в которых могло осуществляться частичное плавление исследованных в работе сплавов, приводящее к образованию метастабильной жидкой фазы, были

Таблица 1

Химический состав исследуемых в работе промышленных алюминиевых сплавов

Марка сплава	Химический состав, масс. %
01420Т	5,0-6,0% Mg; 1,9-2,3% Li; 0,09-0,15% Zr; 0,1-0,3% Si; ≤0,3% Fe; 0,1% Ti; 0,3% Mn; 0,005% Na; основа Al
1933	1,6-2,2% Mg; 0,8-1,2% Cu; 0,1% Mn; 0,66-0,15% Fe; 0,1% Si; 6,35-7,2% Zn; 0,03-0,06% Ti; 0,05% Cr; 0,10-0,18% Zr; 0,0001-0,02% Be; основа Al
АК4-1ч	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; основа Al
6111	0,5-1,0% Mg; 0,5-0,9% Cu; 0,7-1,1% Si; 0,1-0,45% Mn; 0,15% Zn; 0,1% Cr; 0,1% Ti; 0,4% Fe; основа Al
АМг6	5,8-6,8% Mg; 0,5-0,8% Mn; 0,02-0,10% Ti; 0,0002-0,005% Be; 0,4% Fe; 0,4% Si; основа Al
АМг2М	1,8-2,6% Mg; 0,1% Cu; 0,4% Mn; 0,4% Fe; 0,2% Si; 0,1% Zn; 0,1% Ti; 0,05% Cr; основа Al

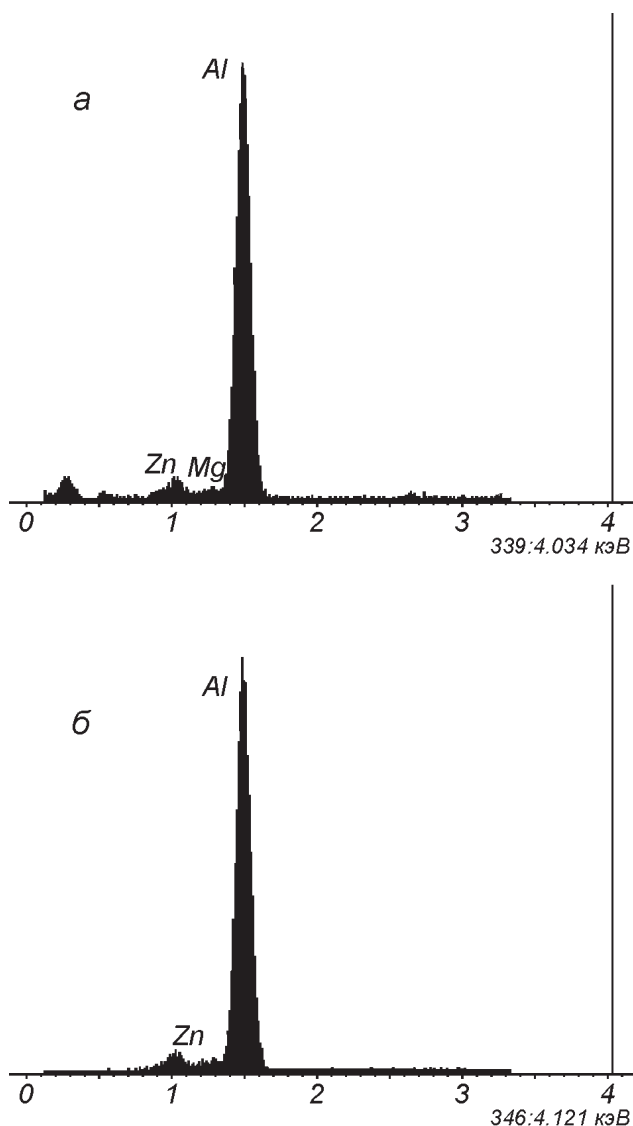


Рис.3. Энергетические спектры Zn, Mg и Al, полученные при исследовании различных участков рабочей части образца сплава 1933, подготовленного к проведению механических испытаний: а – спектр, полученный от точки 1 на границе зерна; б – спектр, полученный от точки 2 в средней части зерна.

выполнены термические исследования их образцов.

На рис.4 в качестве примера представлена термограмма, полученная в результате проведения дифференциального термического анализа образца сплава АК4-1ч. Он был нагрет от комнатной температуры до температуры $T = 860^{\circ}\text{C}$. Видно, что при нагревании образца сплава АК4-1ч в температурном интервале $490\text{--}560^{\circ}\text{C}$, который был использован для исследования ВССП данного сплава [12], в нем проходят фазовые превращения, в результате которых поглощается тепло, т.е. может осуществляться частичное плавление сплава.

В результате обобщения данных, полученных в результате проведения термических и микрорентгеноспектральных исследований, можно

предположить, что частичное плавление сплавов 01420Т, 1933, АК4-1ч, 6111, АМг6, АМг2М при высоких гомологических температурах осуществляется из-за неоднородности в распределении магния, лития, кремния, цинка и меди в алюминиевой матрице сплавов. В связи с наличием сегрегаций или же из-за внутризеренной ликвации в различных микрообъемах границ и кромок зерен, концентрация этих элементов повышена по сравнению с их средней концентрацией в сплаве. При нагревании образцов до температуры испытаний, которая могла быть больше или равна температуре их солидуса, или же непосредственно в ходе их СПД, в этих микрообъемах может происходить частичное плавление сплавов, в результате осуществления которого образуется метастабильная жидкая фаза. Проведенный анализ равновесных диаграмм состояния исследованных сплавов [13-15], учет данных дифрактометрических исследований [16-20], а также литературных данных о фазовом составе сплавов [1,2,6,7,14], дают основание предположить, что в их образцах, подогретых до высоких гомологических температур, частичное плавление может происходить также и в результате плавления интерметаллидных частиц и неравновесных эвтектик, а также вследствие осуществления перитектических реакций.

Таким образом, можно предположить, что образцы исследованных сплавов, подогретые для проведения механических испытаний до высоких гомологических температур, находились в твердо-жидком состоянии.

В [9] было обосновано предположение о том, что жидко-твердый материал, который образовался в результате частичного плавления на некоторых участках границ зерен алюминиевых сплавов, является жидко-твердой суспензией. По-видимому она состоит из расплава α -твердого раствора на основе алюминия

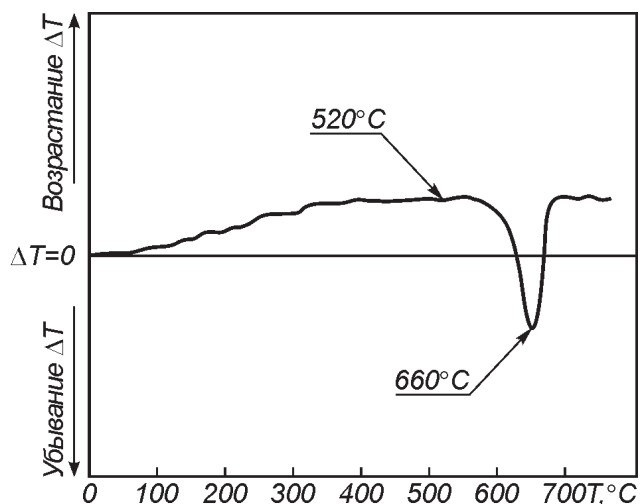


Рис.4. Кривая дифференциального термического анализа образца сплава АК4-1ч.

Таблица 2

Данные о среднем исходном размере зерна в образцах исследованных сплавов

Марка сплава	Средний исходный размер зерна, мкм
01420Т	8,0±1,0
1933	7,0±1,0
АК4-1ч	8,0±1,0
6111	30±1,0
АМг6	7,0±1,0
АМг2М	10,0±1,0

переменного состава, в котором содержится некоторое количество мелкодисперсных оксидных соединений, а также кристаллов α -твёрдого раствора на основе алюминия. Можно предположить, что такой жидко-твердый материал в образцах всех исследованных сплавов, подогретых до температуры испытаний, находится в виде изолированных жидких каплевидных включений и тонких жидких прослоек на некоторых границах зерен, а также в их тройных стыках. Несмотря на это рабочая часть образцов в полной мере сохраняет свойства, которые характерны для твердого состояния, поскольку её зеренная структура содержит большое количество твердых тройных стыков зерен и твердых участков межкристаллитных границ.

В ходе проведения механических испытаний

образцы всех исследованных сплавов проявили эффект ВССП [12,16-20]. Данные об оптимальных температурно-скоростных условиях проявления ВССП и феноменологических характеристиках СПД образцов исследованных сплавов представлены в таблице 3.

Установлено, что на макрокопическом уровне образцы всех исследованных сплавов сверхпластично деформировались с высокой устойчивостью, стабильно и однородно без образования макрокопической шейки. Это можно видеть на рис.5, на котором, в качестве примера, показан общий вид образца сплава 01420Т, сверхпластично продеформированного на 650% до разрушения при $T = 520^{\circ}\text{C}$ и напряжении течения $\sigma = 5,5$ МПа, в сравнении с исходным образцом.

Рассмотрим основные особенности кинетики структурных изменений, осуществляющихся в ходе СПД образцов исследованных сплавов и их связь с деформационными механизмами их сверхпластического (СП) течения.

В результате приложения к образцам, подогретым до высоких гомологических температур, постоянного напряжения, которое является оптимальным для каждого из исследованных сплавов, они начинают сверхпластично деформироваться. Это приводит к развитию СПД и к осуществлению в рабочих частях образцов различных структурных изменений. На рис.6 представлено схематическое изображение характерного вида микроструктуры рабочей части образцов исследованных алюминиевых сплавов, сверхпластично продеформированных до разрушения

Таблица 3

Данные о температурно-скоростных условиях проявления эффекта ВССП образцами исследованных сплавов и феноменологических показателях СПД.

Марка сплава	Оптимальная температура $T_{\text{опт}}$, $^{\circ}\text{C}$	Оптимальное напряжение течения $\sigma_{\text{опт}}$, МПа	Максимальное значение относительного удлинения до разрушения δ_{max} , %	Оптимальная скорость истинной деформации $\dot{\epsilon}_{\text{опт}}$, c^{-1}
01420Т	520	5,5	650	$5,8 \times 10^{-5}$
1933	520	5,5	260	$1,2 \cdot 10^{-4}$
АК4-1ч	520	5,0	230	$3,1 \cdot 10^{-3}$
6111	520	4,5	180	$5,2 \cdot 10^{-4}$
АМг6	540	4,5	235	$1,3 \cdot 10^{-3}$
АМг2М	540	4,5	200	$1,2 \cdot 10^{-4}$



Рис.5. Общий вид образца сплава 01420Т, сверхпластично продеформированного до разрушения при $T = 520^{\circ}\text{C}$ и напряжении течения $\sigma = 5,5$ МПа, в сравнении с исходным образцом.

в твердо-жидком состоянии. Установлено, что в ходе СПД в рабочих частях образцов в той или иной степени происходят такие структурные изменения: рост зерен, образование и рост зернограничных пор, клиновидных и магистральных трещин, а также образование и развитие специфических волокнистых структур. Эти структурные изменения осуществляются в тесной связи с развитием деформационных и аккомодационных механизмов СПД.

Можно предположить, что в ходе СП течения образцов исследованных сплавов, одновременно и согласованно действуют такие основные деформационные механизмы: зернограничное проскальзывание (ЗГП), внутризеренная деформация и диффузионная ползучесть. Установлено, что ЗГП интенсивно развивается на границах зерен, которые состоят из участков, занятых твердой и жидкой фазами. По-видимому, интенсивное ЗГП по твердым участкам границ зерен осуществляется за счет развития тех же процессов, которые активно действуют и в условиях проявления микрозеренной ССП [4]. В алюминиевых сплавах, сверхпластично деформируемых при высоких гомологических температурах, как было показано в [21], ЗГП может интенсифицироваться за счет отрыва зернограничных дислокаций от атмосфер примесных

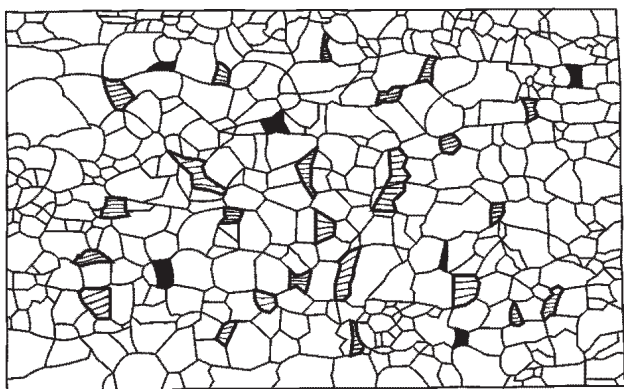


Рис.6. Схематическое изображение характерного вида микроструктуры рабочей части образцов исследованных сплавов, сверхпластично продеформированных до разрушения в твердо-жидком состоянии.

атомов. Нами установлено, что интенсивное ЗГП, осуществляющееся на твердых участках границ, сопровождается развитием вязкого течения на тех участках границ зерен, которые содержат вязкую жидкую фазу, представляющую собой жидко-твердую суспензию. В результате этого, как было показано на примере сплава 1933 [19,20], ЗГП может развиваться не только на высокоугловых границах ультрамелких зерен, но и на границах между крупными, в том числе и полигонизованными зернами, ориентированными параллельно оси растяжения образца.

Как известно [20,22-24], жидкая фаза, которая граничит с потенциальными концентраторами напряжений (интерметаллидными частицами, тройными стыками зерен и другими структурными неоднородностями, которые имеются на межкристаллитных границах) способствует релаксации локальных напряжений, возникающих в ходе осуществления ЗГП. Если на межкристаллитных границах будут участки, занятые жидко-твердой фазой, то ЗГП по таким границам может быть облегчено по сравнению с проскальзыванием по твердым границам. В образцах исследованных сплавов этот процесс, по-видимому, будет осуществляться за счет относительного смещения слоев жидко-твердой фазы, обогащенной поверхностно-активными элементами.

В ходе СП течения образцов исследованных сплавов, в их рабочей части, для обеспечения стабильности СПД должны эффективно действовать различные аккомодационные механизмы ЗГП, осуществляющиеся внутри зерен и на их границах, а также в области контакта между жидкой и твердой фазами. Аккомодация ЗГП может эффективно осуществляться при условии активного развития решеточной и зернограничной диффузии в твердой фазе, а также диффузии в жидкой фазе. Активное осуществление аккомодационных процессов в образцах исследованных сплавов, сверхпластично деформируемых в твердо-жидком состоянии, способствует эффективной релаксации напряжений в трудных для осуществления ЗГП участках границ зерен. В результате согласованного осуществления указанных выше деформационных и аккомодационных процессов в рабочей части образцов всех исследованных в данной работе сплавов происходит интенсивная перестановка зерен с участием зернограничных пор, которая сопровождается вязким течением жидко-твердой фазы, локализованной на межкристаллитных границах.

Рассмотренный выше на мезоскопическом уровне механизм осуществления СП течения образцов всех исследованных сплавов, который определяет кинетику осуществляющихся в них структурных изменений, в общих чертах соответствует эклектической модели Джифкинса [3,25]. Эта модель

была предложена для описания деформационных и аккомодационных механизмов, действующих в условиях проявления микрозеренной ССП. Для того, чтобы учесть деформационные и аккомодационные механизмы, действующие в ходе СП течения образцов исследованных алюминиевых сплавов, которые проявили ВССП, находясь в твердо-жидком состоянии, модель Джиффкинса необходимо дополнить, включив в рассмотрение механизм вязкого течения жидко-твердого материала, присутствующего на границах зерен, осуществляющих ЗГП.

Описать вязкое течение жидко-твердой суспензии переменного состава и вязкости, используя для этого представления о течении бингамовской жидкости, не представляется возможным. Поэтому для качественного рассмотрения будем использовать существующие представления о вязком течении идеальной ньютоновской жидкости [5,26].

Как известно [5,26], представления о вязком ньютоновском течении основаны на соотношении между внешними силами, которые вызывают движение жидкости, а также силами, которые, вследствие наличия внутреннего трения между слоями, стремятся вернуть смещенные слои жидкости в положение равновесия. Взаимную связь этих сил отражает уравнение Ньютона, которое имеет такой вид:

$$F = \eta \frac{v_2 - v_1}{z_2 - z_1} S, \quad (2)$$

где F – тангенциальная (касательная) сила, вызывающая сдвиг слоев жидкости друг относительно друга, S –

площадь слоя, по которому происходит сдвиг, $\frac{v_2 - v_1}{z_2 - z_1}$

– градиент скорости течения (быстрота ее изменения от слоя к слою), иначе говоря, скорость сдвига, η – коэффициент динамической вязкости или вязкость. Для одноосного напряженного состояния (например, при растяжении образцов в условиях ВССП в режиме ползучести).

$$\dot{\epsilon} = \sigma / \eta, \quad (3)$$

где $\dot{\epsilon}$ – скорость деформации, а σ – приложенное напряжение.

Используем эту формулу для оценки скорости вязкого течения слоев жидко-твердого материала, который находится на границах зерен образцов исследованного сплава 1933, подверженных действию напряжения сдвига, величина которого равна величине номинального напряжения $\sigma = 5,5$ МПа при приложении которого образцы этого сплава проявили

ВССП при $T = 520^\circ\text{C}$. Примем величину динамического коэффициента вязкости жидко-твердого материала равной вязкости жидкого алюминия ($1,3 \times 10^{-3}$ Па·с), или же вязкости переохлажденного до температуры испытаний расплава сплава 7475 ($1,7 \times 10^{-3}$ Па·с) [5], который близок по химическому составу к сплаву 1933. Расчеты показывают, что значения скорости вязкого течения жидко-твердого материала в этом случае будут приблизительно равны $4,23 \times 10^3 \text{ с}^{-1}$ и $3,24 \times 10^3 \text{ с}^{-1}$, соответственно. Видно (см. табл. 3), что они намного выше значения скорости истинной деформации образца $1,2 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$. Из существующих общих представлений о механизме СПД в условиях микрозеренной ССП и ВССП [3-4, 22, 24, 27] следует, что величина скорости СПД образцов всех исследованных в работе сплавов будет лимитироваться скоростью прохождения зернограницного сдвига через твердые участки границ. Этот процесс, как показал термоактивационный анализ СП течения образцов различных алюминиевых сплавов [3-4, 22, 24, 27], контролируется самым медленным из развивающихся в этих условиях диффузионных процессов, а именно решеточной самодиффузией. Отметим, что наличие включений жидко-твердой фазы на границах зерен будет влиять на кинетику развития диффузионных процессов в твердой и в жидкой фазах. Роль расплава, который содержит поверхностно-активные элементы, как указано в [28,29], при этом двояка: во-первых, диффузионная проводимость расплава значительно превосходит проводимость других каналов диффузионного массопереноса, во-вторых, граница раздела между твердой фазой и расплавом является в высокой степени «атомно-шероховатой», что повышает ее эффективность в качестве источника и стока для точечных дефектов. Интенсивный диффузионный массоперенос в этих условиях, как указано в [28,29], может идти по поверхности покрытых расплавом пор и трещин, по границе раздела между твердой и жидкой фазами, по границам зерен, а также путем осуществления решеточной диффузии. Наличие на поверхности зерен оксидных плёнок, также, несомненно, будет влиять на процессы генерирования, скольжения и переползания решеточных и зернограницных дислокаций в сердцевине зерен и на их границах.

Установлено, что в ходе СПД в образцах всех исследованных сплавов в той или иной степени происходит рост и изменение формы зерен. Наличие жидкой фазы на границах зерен приводит к тому, что зерна в ходе СП течения изменяют свою форму не только за счет развития внутризеренной деформации, которая осуществляется, по-видимому, за счет скольжения и переползания решеточных дислокаций в твердой фазе, но и в результате вязкого течения подплавленного материала, локализованного в кромках

зерен, в так называемой «мантии» зерен. В результате оплавления кромок зерен и осуществления вязкого течения, развивающегося в «мантии», некоторые зерна на поверхности рабочей части образцов, как это видно на рис.7, принимают ромбическую форму. Они также имеют острые концы и оплавленные края.

Рассмотрим причины и механизмы образования и развития волокнистых структур в ходе СПД образцов

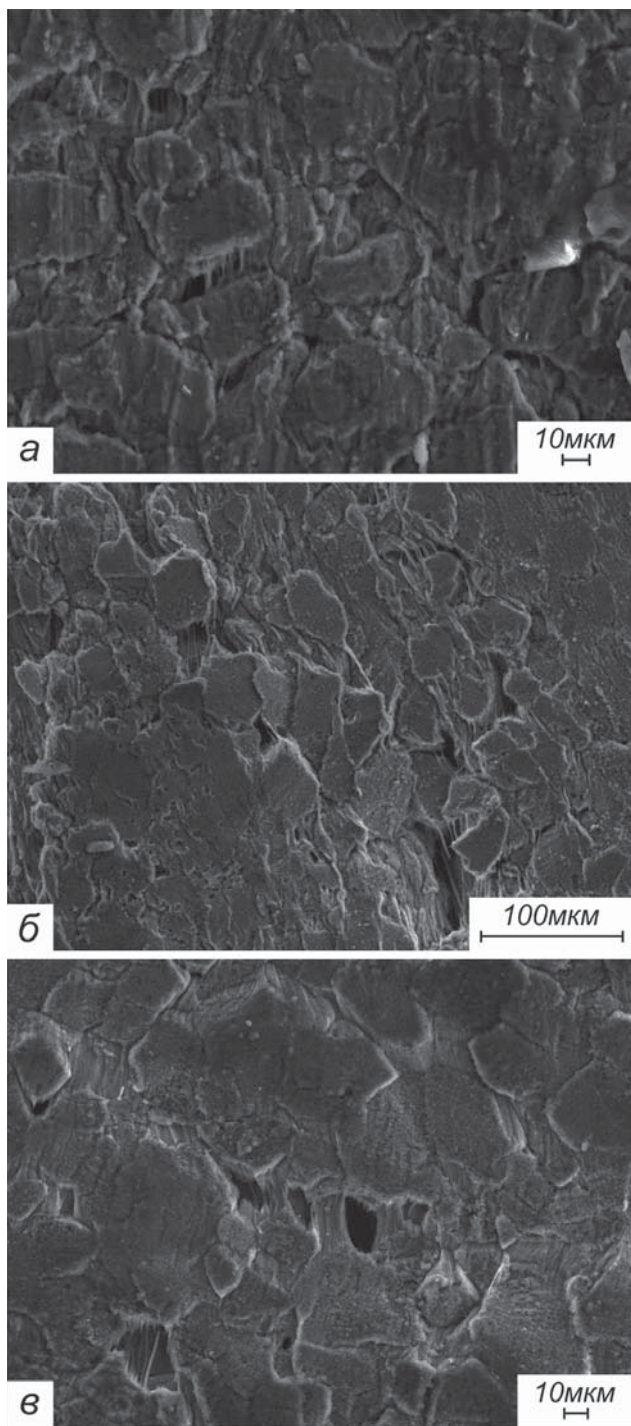


Рис.7. Виды деформационного рельефа на поверхности образцов сплавов АМг2 (а), 1933(б) и 6111 (в), сверхпластично продеформированных до разрушения.

исследованных сплавов, а также определим типичные виды их морфологии. Характерные виды волокнистых структур, которые были обнаружены в сверхпластично продеформированных образцах исследованных сплавов, показаны на рис.8.

Установлено, что волокнистые структуры с разной морфологией присутствуют в рабочей части сверхпластично продеформированных образцов всех исследованных в данной работе сплавов. Они обнаруживаются в приповерхностных зернограницных порах и трещинах уже при степени деформации образцов $20 \div 100\%$.

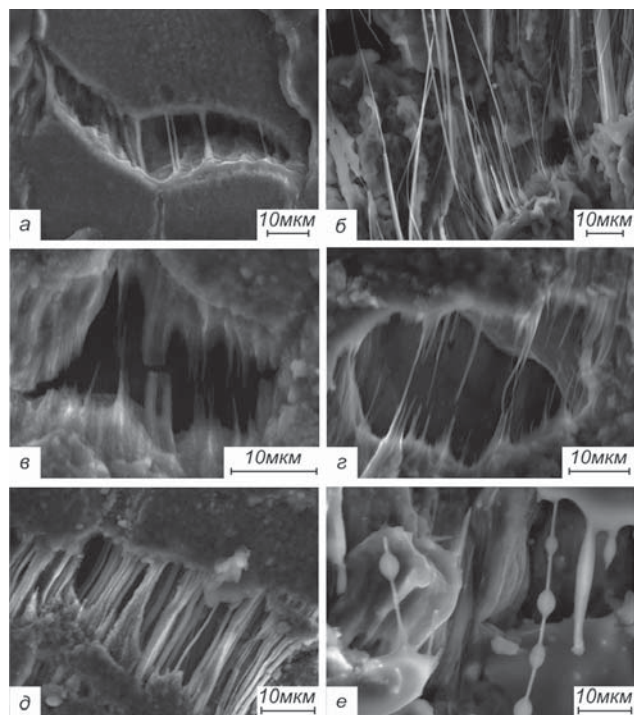


Рис.8. Характерные виды волокнистых структур, которые образуются в ходе СПД образцов исследованных сплавов: а – сплав 1933; б – сплав 01420Т; в, г – сплав 6111; д – сплав АК4-1ч; е – сплав АМг6.

Рассмотрим особенности механизма образования волокнистых структур в ходе СПД образцов исследованных сплавов.

Установлено, что уже на начальных этапах СП течения в рабочей части образцов исследованных сплавов под действием нормальных напряжений на границах зерен, перпендикулярных к направлению оси растяжения образцов, начинают образовываться клиновидные трещины. В тех участках рабочей части образцов, в которых при подогревании до температуры испытаний не осуществлялось частичное плавление сплавов или же жидкой фазы было мало, и поэтому она к моменту нагружения образцов вся успевала раствориться в твёрдой фазе, клиновидные трещины в процессе ЗГП будут преобразовываться

Таблица 4

Данные о концентрации магния в локальных участках волокнистых структур, образовавшихся в рабочих частях образцов исследованных сплавов в ходе СПД

Сплав	Средняя концентрация Mg в сплаве, масс. %	Концентрация Mg вблизи основания волокна, масс. %	Концентрация Mg в средней части волокна, масс. %
01420Т	5,0 – 6,0	10,66	6,20
1933	1,6 – 2,2	3,77	7,04
АМг2М	1,8 – 2,6	3,62	2,70
6111	0,5 – 1,0	3,02	0,51
АК4-1ч	1,2 – 1,8	8,04	9,45

в индивидуальные зернограничные поры, которые не содержат волокнистых структур, развиваясь в соответствии с механизмом, предложенным в [34] для микрозеренной ССП. Клиновидные трещины, образовавшиеся в результате проскальзывания зерен, границы которых содержали включения жидко-твердой фазы, в ходе СПД, также будут преобразовываться в индивидуальные зернограничные поры. При этом в них массово начинают образовываться и развиваться волокнистые структуры в соответствии с механизмом, предложенным в [9]. Подплавленные кромки зерен (см. рис.9), перпендикулярные оси растяжения образца, т.е., стенки пор и трещин в этом случае будут выполнять роль своеобразных «держателей», к которым «прикреплены» волокна, сформировавшиеся вследствие вязкого течения жидко-твердого материала.

Дальнейшее развитие пор и трещин происходит главным образом за счет ЗГП, которое осуществляют зерна, граничащие с порами. Поскольку, как было показано выше, ЗГП в условиях ВССП лимитируется скоростью прохождения зернограничного сдвига через твердые участки границ, то скорости роста волокнистых структур в ходе СПД образцов исследованных сплавов вероятно близки по величине к скоростям раскрытия тех зернограничных пор, в которых они образуются.

В таблице 4 приведены данные о концентрации магния в локальных участках волокнистых структур, образовавшихся в рабочих частях образцов исследованных сплавов в ходе СПД, полученные в результате проведения рентгеноспектральных исследований. Анализ этих данных (см. табл. 4), показывает, что концентрация магния в различных локальных участках волокон, а именно вблизи основания волокон и в средней части волокон повышена в сравнении с его средней концентрацией в сплавах. Это является косвенным подтверждением того, что при температуре испытаний материал, из которого сформировались волокнистые структуры, находился в твердо-жидком состоянии, следовательно, мог вязко течь под действием приложенных напряжений.

Рассмотрим факторы, которые определяют

характер течения и повышенную вязкость жидко-твердой суспензии, из которой образуются волокна. Установлено, что поверхность всех волокнистых структур (см. рис. 8) покрыта оксидными пленками. Принимая во внимание результаты проведенных ранее исследований химического состава волокнистых структур, которые подтверждают наличие в них кислорода [17-20], приходим к выводу о том, что вязкое течение жидко-твёрдой суспензии, осуществление которого приводит к образованию и развитию волокнистых структур в порах и трещинах, необходимо рассматривать совместно с процессами окисления алюминия и магния – основных элементов, из которых состоят волокна.

Как известно, магний является поверхностно активным элементом [30,31]. Поскольку в исследованных сплавах его концентрация превышает 1,5% Mg, то в их образцах оксидная пленка, покрывающая поверхность жидкофазных включений на границах зерен и поверхность оплавленных кромок

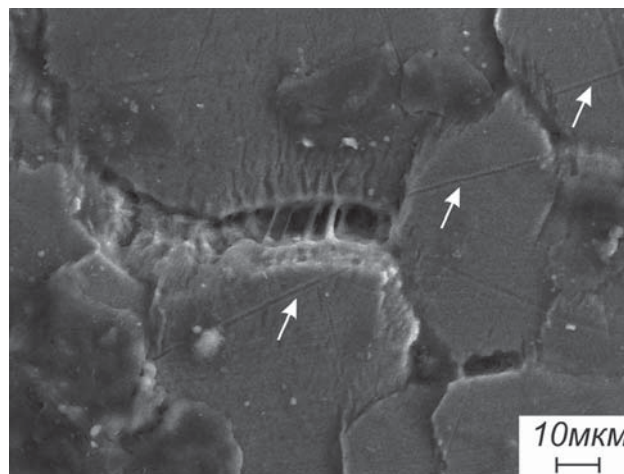


Рис.9. Характерный вид деформационного рельефа сверхпластично продеформированного образца сплава 1933. Направление растяжения образца вертикальное. Стрелками отмечены маркерные риски, которые сместились в результате осуществления ЗГП.

зерен, которые являются стенками зернограницных пор, раскрывающихся в ходе СПД, в основном будет состоять из окиси магния MgO [31]. Эта пленка, как указано в [31], будет не сплошной, а рыхлой, поэтому ее наличие на поверхности расплава не будет препятствовать осуществлению вязкого течения жидко-твердой суспензии, из которой образуются волокнистые структуры в процессе раскрытия зернограницных пор.

По-видимому, присутствие атомов магния в расплаве твердого раствора на основе алюминия, наличие которого предотвращает образование сплошной оксидной пленки, плотно стягивающей жидкофазные включения на его поверхности, а также наличие в нем фрагментов оксидных плен, состоящих из дисперсных частиц оксидов магния, алюминия и других легирующих элементов, существенно повышающих вязкость расплава [32,33], является благоприятным условием для образования и развития волокнистых структур из жидкофазных включений и прослоек, локализованных на границах зерен в процессе осуществления ЗГП с участием зернограницных пор в соответствии с механизмом, предложенным в [9].

Изучение характерных видов волокнистых структур, которые были обнаружены в сверхпластично продеформированных образцах исследованных в работе алюминиевых сплавов, дало возможность сделать такие обобщения относительно их основных морфологических характеристик. Установлено, что

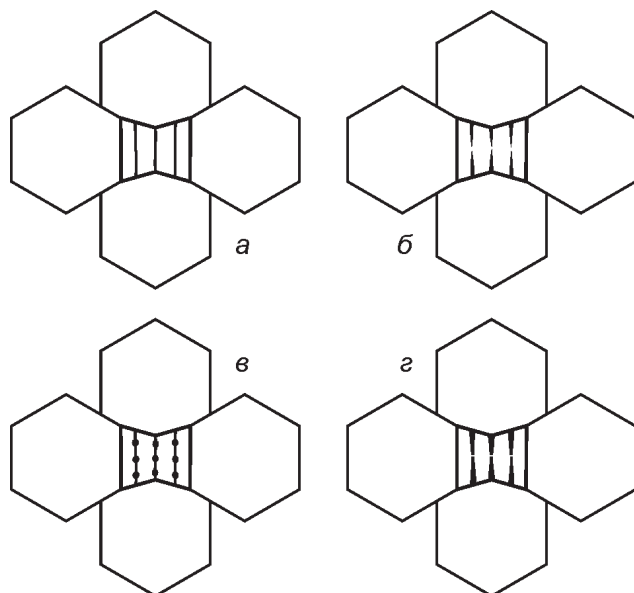


Рис.10. Схематическое изображение четырех типов волокнистых структур, обнаруженных в сверхпластично продеформированных образцах исследованных в работе алюминиевых сплавов: а – гладкие цилиндрические волокна; б – конусообразные волокна в – цилиндрические волокна, которые имеют каплевидные образования; г – волокна, которые имеют лентовидный вид.

по внешнему виду все наблюдавшиеся волокнистые структуры условно можно разделить на четыре типа: 1-й тип – гладкие цилиндрические волокна; 2-й тип – конусообразные волокна; 3-й тип – цилиндрические волокна, которые имеют каплевидные образования; 4-й тип – волокна, которые имеют лентовидный вид. Схематическое изображение данных четырех типов волокнистых структур представлено на рис.10.

Установлено, что цилиндрические волокна, в основном, однородны по толщине, но у их оснований есть некоторое утолщение. У некоторых цилиндрических волокон имеются изгибы или разрывы. Установлено, что на некоторых цилиндрических волокнах имеются каплевидные образования. По-видимому, морфология таких волокон напрямую связана со свойствами вязкого расплава, образующего волокна.

Самые тонкие цилиндрические волокна, поперечный размер которых составляет всего $0,2 \div 1,0$ мкм, условно можно назвать микроволокнами.

Поперечное сечение тонких конусообразных волокон у их оснований составляет несколько микрометров, а острые концы этих волокон, которые являются зонами локализации деформации, в ряде случаев практически стягиваются в точку. Некоторые конусообразные волокна, разрушившиеся в результате образования и развития отчетливо выраженной шейки, похожи по своему виду на сталактиты. Можно предположить, что в локальном микрообъеме такого волокна материал, из которого оно сформировалось и развивалось, в ходе СПД в результате кристаллизации превратился из жидко-твердого в твердо-жидкий. Вследствие этого в данном микрообъеме волокна вязкое однородное течение материала, которое характерно для жидкой фазы, превратилось в локализованное пластическое, которое характерно для твердой фазы. Под действием приложенных напряжений в этом микрообъеме волокна неизбежно должна произойти локализация деформации, образование отчетливо выраженной шейки, а затем наступит его разрушение.

Можно предположить, что морфология волокнистых структур, наблюдаемая в образцах исследованных сплавов, прежде всего, определяется объемом жидко-твёрдой фазы, находящейся в виде включений на некоторых границах зерен, величиной её сдвиговой вязкости и характеристиками её поверхностного натяжения.

Выводы

1. Обобщены экспериментальные данные об исходном структурном состоянии образцов исследованных сплавов 01420Т, 1933, 6111, АК4-1ч, АМг6, АМг2М. Установлено, что микроструктура сплавов является матричной, полностью или же частично рекристаллизованной.

2. Установлено, что при подогревании образцов всех исследованных сплавов до температур, при которых они проявляют эффект высокотемпературной структурной сверхпластичности, в них осуществляется частичное плавление, которое приводит к образованию метастабильной жидкой фазы. Как показал анализ данных микрорентгеноспектральных и термических исследований, а также анализ литературных источников, наиболее вероятными причинами частичного плавления образцов исследованных сплавов при высоких гомологических температурах являются: плавление частиц интерметаллидных фаз, плавление избыточных неравновесных эвтектических составляющих и смеси кристаллов перитектического происхождения, плавление твердого раствора на основе алюминия, который содержит повышенную концентрацию легирующих элементов, снижающих температуру плавления сплавов.

3. Установлено, что ходе сверхпластической деформации в рабочих частях образцов исследуемых сплавов происходят такие основные структурные изменения: рост зерен и изменение их формы, образование и рост зернограницных пор, клиновидных и магистральных трещин, а также образование и развитие специфических волокнистых структур.

4. Рассмотрены деформационные механизмы, развивающиеся в ходе сверхпластичного течения образцов исследованных сплавов. Проанализирована роль жидкой фазы, локализованной на межкристаллитных границах, в осуществлении деформационных и аккомодационных процессов, развивающихся в ходе сверхпластической деформации.

5. Рассмотрен вероятный механизм образования и развития волокнистых структур в образцах исследованных сплавов. Показано, что формирование и развитие волокнистых структур в зернограницных порах и в трещинах, образующихся в результате интенсивного зернограницного проскальзывания ходе сверхпластической деформации исследованных сплавов, происходит в результате вязкого течения жидко-твердой фазы.

6. Установлено, что по внешнему виду все волокнистые структуры, наблюдавшиеся в образцах исследованных алюминиевых сплавов 01420Т, 1933, АК4-1ч, 6111, АМг6, АМг2М, которые проявили высокотемпературную сверхпластичность, условно можно разделить на четыре типа: 1-й тип – гладкие цилиндрические волокна; 2-й тип – конусообразные волокна; 3-й тип – цилиндрические волокна, которые имеют каплевидные образования; 4-й тип – волокна, которые имеют лентовидный вид.

1. В.М. Белецкий, Г.А. Кривов. Алюминиевые сплавы (состав, свойства, технология, применение)

справочник / Под общей редакцией академика РАН И.Н. Фридляндера.- К.: Коминтех, (2005), 315с.

2. В.Н. Щерба. Прессование алюминиевых сплавов. М.: Интерметинжиниринг, (2001), 768с.
3. Сверхпластическая формовка конструкционных сплавов / Под ред. Н. Пейтона, К. Гамильтона: Пер. с англ. М.: Металлургия, (1985), 218 с.
4. О.А. Кайбышев. Сверхпластичность промышленных сплавов. М.: Металлургия, (1984), 264 с.
5. Е.Н. Чумаченко, О.М. Смирнов, М.А. Цепин. Сверхпластичность: материалы, теория, технологии. М.: КомКнига, (2005), 320с.
6. А.М. Захаров. Промышленные сплавы цветных металлов. М.: Металлургия, (1980), 256с.
7. И.Н. Фридляндер, К.В. Чуистов, А.Л. Березина, Н.И. Колобнев. Алюминий-литиевые сплавы. Структура и свойства. К.: Наукова думка, (1992), 192с.
8. K. Higashi, T.G. Nieh, M. Mabuchi, J. Wadsworth. *Scripta Met. et Mater.*, **V.32**, №7, 1079 (1995).
9. В.В. Брюховецкий, В.П. Пойда, А.В. Пойда, Р.И. Кузнецова, А.М. Каафарани, Д.Е. Педун. *ФММ*, **T.110**, №6, 614 (2010).
10. В.П. Пойда, Р.И. Кузнецова, Т.Ф. Сухова, Н.К. Ценев и др. *Металлофизика*, **T.12**, №1, 44 (1990).
11. С.А. Салтыков. Стереометрическая металлография. М.: Металлургия, (1976), 272 с.
12. В.П. Пойда, В.В. Брюховецкий, А.В. Пойда, Р.И. Кузнецова, А.П. Крышталь, Ю.Ю. Порташ. *Металлофиз. новейшие технол.*, **T.31**, №10, 1385 (2009).
13. М.Е. Дриц, Н.Р. Бочвар, Э.С. Кандер и др. Диаграммы состояния систем на основе алюминия и магния. Справочник. Под. ред. Н.А. Абрикосова. М.: Наука (1977), 226с.
14. В.И. Елагин, В.В. Захаров, М.М. Дриц. Структура и свойства сплавов системы Al-Zn-Mg. М.: Металлургия, (1982), 224с.
15. Л.Ф. Мондольфо. Структура и свойства алюминиевых сплавов. Пер. с англ. М.: Металлургия, (1979), 640с.
16. В.В. Брюховецкий, В.П. Пойда, А.В. Пойда, Д.Р. Аврамец, Р.И. Кузнецова, А.П. Крышталь, А.Л. Самсоник, А.М. Каафарани. *Металлофиз. новейшие технол.*, **T.31**, №9, 1289 (2009).
17. А.В. Пойда, В.В. Брюховецкий, Д.Л. Воронов, Р.И. Кузнецова, В.Ф. Клепиков. *Металлофиз. новейшие технол.*, **T.27**, №3, 319 (2005).
18. В.П. Пойда, А.В. Пойда, В.В. Брюховецкий, Р.И. Кузнецова, О.П. Кришталь, О.Л. Самсоник, Д.С. Педун, Кафарани Али Махмуд. *Вісник Харківського національного університету імені В.Н. Каразіна. Серія «Фізика»*, **V.13**, №914, 86 (2010).
19. Д.Е. Педун, В.П. Пойда, В.В. Брюховецкий, А.В. Пойда, А.П. Крышталь, Т.Ф. Сухова, А.Л. Самсоник, В.В. Литвиненко, Е.К. Спиридонов. *Металлофизика и новейшие технологии.*, **T.34**, №10, 1397 (2012).

20. В.П. Пойда, Д.Е. Педун, В.В. Брюховецкий, А.В. Пойда, Р.В. Сухов, А.Л. Самсоник, В.В. Литвиненко. *ФММ*, **Т.114**, №9, 779 (2013).
21. Р.О. Кайбышев, Ф.Ф. Мусин. О «субсолидусной» сверхпластичности. *ДАН*, **Т.373**, №2, 185 (2000).
22. M. Mabuchi, K. Higashi. *Acta mater.*, **V.47**, №6, 1915 (1999).
23. В.Н. Перевезенцев, Ю.В. Свирина. *ЖТФ*, **Т.68**, №12, 38 (1998).
24. T.G. Nieh, J. Wadsworth. *Mat. Sci. Forum*, **V.233-234**, 383 (1997).
25. R.C. Gifkins. *Metall. Trans.*, **V.7A**, №8, 1225 (1976).
26. У.Л. Уилкинсон. Неньютоновские жидкости. М.: Мир, (1964), 216 с.
27. K. Higashi. *Mater. Sci. Eng.*, **V.A166**, №1-2, 109 (1993).
28. В.И. Лихтман, Е.Д. Щукин, П.А. Ребиндер. Физико-химическая механика металлов. М.: Изд. АН СССР, (1962), 303с.
29. В.Н. Еременко, Ю.В. Найдич, А. Лавриненко. Спекание в присутствии жидкой фазы. К.: Наукова думка, (1968), 123 с.
30. В.И. Добышкин, Р.М. Габидулин, Б.А. Колачев, Г.С. Макаров. Газы и окислы в алюминиевых деформируемых сплавах. М.: Металлургия. (1976). 264 с.
31. М.В. Мальцев, Ю.Д. Чистяков, М.И. Цыпин. *ДАН СССР*, **Т.49**, №5, 813 (1954).
32. А.М. Корольков. Литейные свойства металлов и сплавов. М.: Наука, (1967), 199 с.
33. О.И. Островский, В.А. Григорян, А.Ф. Вишкарёв. Свойства металлических расплавов. М.: Металлургия, (1988), 304 с.
34. Р.И. Кузнецова. *ФММ*, **Т.45**, В.3, 641. (1978).