

ЧАСТИЧНОЕ ПЛАВЛЕНИЕ И МЕХАНИЗМЫ ОБРАЗОВАНИЯ И РАЗВИТИЯ ВОЛОКНИСТЫХ СТРУКТУР В ХОДЕ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВА 6111

А.В. Пойда¹, В.П. Пойда², В.В. Брюховецкий¹, Д.Е. Милая^{1,2}, Р.В. Сухов²

¹*Институт электрофизики и радиационных технологий НАН Украины,
Харьков, Украина*

E-mail: ntcefo@yahoo.com;

²*Харьковский национальный университет им. В.Н. Каразина, Харьков, Украина*

E-mail: postmaster@univer.kharkov.ua

Изучено структурное состояние образцов сплава 6111, подготовленных к проведению механических испытаний. Проанализированы вероятные причины частичного плавления образцов при высоких гомологических температурах, которое приводит к образованию метастабильной жидкой фазы на границах зерен. Изучена морфология волокнистых структур, образующихся и развивающихся в ходе сверхпластической деформации образцов сплава 6111.

ВВЕДЕНИЕ

Сплавы серии 6XXX системы Al-Mg-Si-Cu с 1980 г. производятся в США компанией ALCOA. К этой группе сплавов относят и сплавы АД31, АД33, АД35 так называемые «авиали» [1]. Сплавы типа «авиаль» отличаются небольшим содержанием легирующих компонентов (от 1 до 2%), средней прочностью (230...320 МПа) и достаточно высокой пластичностью. Они обладают высокой коррозионной стойкостью, отсутствием склонности к коррозионному растрескиванию под напряжением и удовлетворительной свариваемостью. Изделия из сплавов типа «авиаль» сохраняют свои свойства при рабочих температурах от +50 до -70 °С, поэтому они широко применяются в различных областях техники (наземный, воздушный и водный транспорт) и промышленности (легкая, мебельная, строительная). Из этих сплавов, в частности, изготавливают витражи, рамы, различные профили, трубы, перегородки и детали эскалаторов. Имеются данные о применении сплавов типа «авиаль» в качестве конструкционных материалов, используемых в атомном машиностроении, например, для изготовления трубопроводов и других изделий [1].

Поскольку при выплавке «авиалей» используют дешевые исходные материалы, то в настоящее время с целью уменьшения стоимости изделий активно осуществляется замена различных деталей, изготовленных из дорогостоящих сплавов серий 2XXX и 7XXX, деталями, которые изготовлены из относительно недорогих «авиалей» [1, 2].

Для оптимизации технологических процессов, направленных на изготовление из деформируемых алюминиевых сплавов тонкостенных деталей, которые имеют сложный профиль, все шире используются малоотходные перспективные методы сверхпластической формовки, основанные на применении эффекта структурной сверхпластичности. В литературе имеются данные о структурной сверхпластичности сплавов серии 6XXX, продеформированных в условиях активного

нагружения [2–8]. В [5] было установлено, что образцы сплава 6111 с исходным размером зерна $\langle d \rangle = 32$ мкм, продеформированные в режиме ползучести при высоких гомологических температурах, проявили эффект высоко-температурной структурной сверхпластичности (ВССП). Было показано, что в рабочей части образцов сплава 6111 в ходе их сверхпластической деформации (СПД) образуются и развиваются волокнистые структуры, характерные и для других алюминиевых сплавов, проявивших ВССП в твердотелом состоянии [5].

Целью данного исследования было установление связи между образованием в результате частичного плавления сплава 6111 при высоких гомологических температурах локальных очагов жидкой фазы и механизмами образования и развития волокнистых структур в ходе СПД его образцов.

1. МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

В качестве материала для исследований был выбран сплав 6111. Этот сплав имеет такой химический состав, мас. %: Mg (0,5...1,0%); Cu (0,5...0,9%); Si (0,7...1,1%); Mn (0,1...0,45%); Zn (0,15%); Cr (0,1%); Ti (0,1%); Fe (0,4%), основа – Al [9]. Образцы для механических испытаний были изготовлены из тонкого листового промышленного полуфабриката (толщина листа 1 мм).

Механические испытания образцов сплава 6111 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 образований в образцах исследовали, применяя световую микроскопию (МИМ-6, оснащенный цифровой камерой Pro-MicroScan) и растровую электронную микроскопию (JEOL JSM-840), а также стандартные методы количественной металлографии [11].

Энергодисперсионный рентгеновский микроанализ локальных участков зерен и волокнистых структур выполнен с использованием растрового электронного микроскопа JEOL JSM-840, оснащенного приставкой для проведения энергодисперсионного рентгеновского микроанализа ЕДС-1.

Зеренную структуру, а также морфологию и кинетику развития волокнистых структур исследовали на различных этапах СПД образцов, используя световую и растровую электронную микроскопию.

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

Деформационный рельеф исследовали по методу, описанному в [12].

2. РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Анализ характерных видов исходной микроструктуры образца сплава 6111 (рис. 1) показывает, что его зеренная структура является не полностью рекристаллизованной. В ней присутствуют участки, занятые ультрамелкими зернами, а также отдельные крупные зерна. Исходный средний размер зерна равен $\langle d \rangle = (30 \pm 1)$ мкм. Форма большинства зерен близка к равноосной. На границах некоторых зерен обнаружены темные прослойки, которые, по-видимому, состоят из частиц интерметаллидов. В соответствии с литературными данными, в исследованном матричном сплаве 6111 системы Al-Mg-Cu-Si при комнатной температуре в контакте с матричной фазой – твердым раствором на основе алюминия α_{Al} , могут находиться частицы таких интерметаллидных фаз: Al_2Cu , Al_3Mg_2 , Mg_2Si , Al_2CuMg , Al_3Fe , а также Si и некоторые другие фазы [2–8].

Вероятные причины частичного плавления образцов сплава 6111, проявивших ВССП при высоких гомологических температурах, были рассмотрены в [5]. Проанализировав литературные данные и результаты термических исследований [4, 7, 8, 13, 14], авторы предположили, что в рабочей части образцов в ходе их нагревания до температуры испытаний и в ходе сверхпластического (СП) течения будет происходить растворение в твердом растворе на основе алюминия (α_{Al}) частиц β -фазы (Mg_2Si) и других интерметаллидных фаз. Кроме твердофазного растворения частиц интерметаллидных фаз в ходе СП-течения образцов при высоких температурах может также происходить и плавление некоторых из них. В ходе СПД образцов, по-видимому, может также осуществляться и плавление неравновесных эвтектик, состоящих из кристаллов α_{Al} -твердого раствора на основе алюминия и ряда указанных выше частиц интерметаллидных фаз.

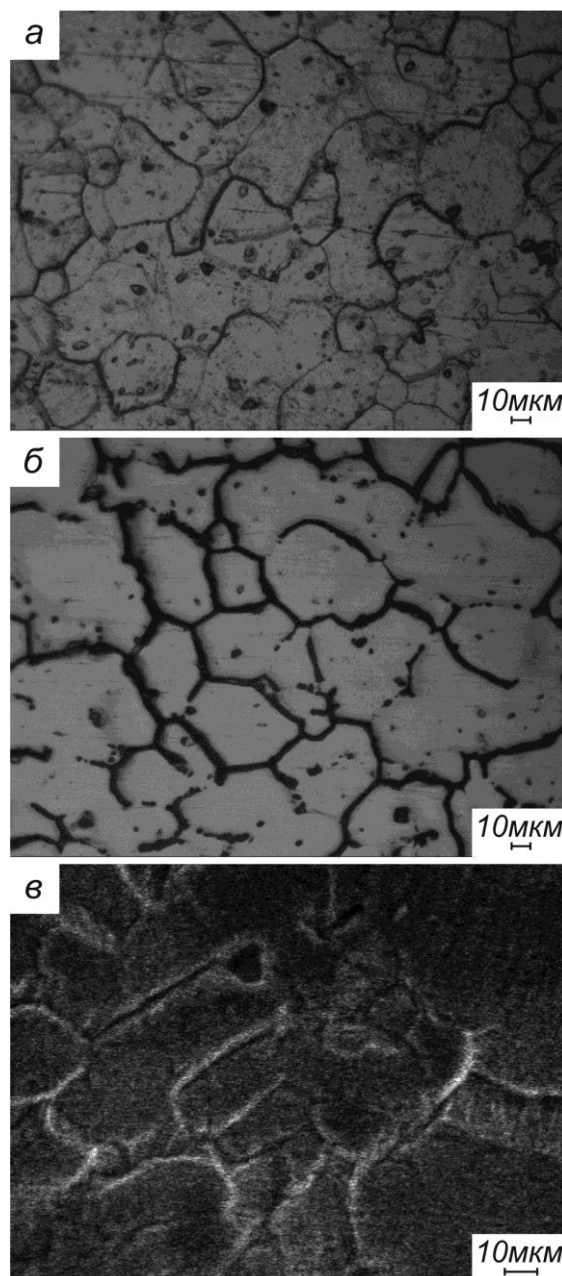


Рис. 1. Характерные виды исходной микроструктуры образца сплава 6111:

а, б – световая микроскопия;
в – растровая электронная микроскопия

Как известно, такие структурные составляющие всегда образуются при неравновесной кристаллизации слитков алюминиевых сплавов и не в полной мере устраняются в процессе гомогенизирующих отжигов слитков и изготовленных из них промышленных полуфабрикатов [15–19]. Поэтому при нагревании образцов сплава 6111 до температуры испытаний и при их СПД имеется вероятность осуществления частичного плавления сплава и появления на границах зерен жидкой фазы по реакции типа $Ж \leftrightarrow \alpha_{Al} + Al_3Mg_2$ при $T = 450$ °С. При более высокой температуре ($T = 451,5$ °С) должны расплавиться имеющиеся в сплаве выделения фазы Al_3Mg_2 [4, 5, 7, 8, 13, 14]. Реакция $Ж \leftrightarrow \alpha_{Al} + Al_3Mg_2 + Al_6Mn$ осуществляется в сплавах системы

Al-Mg-Si при $T = 437\text{ }^{\circ}\text{C}$, реакция $\text{Ж} \leftrightarrow \alpha_{\text{Al}} + \text{Mg}_2\text{Al}_3 + \text{Mg}_2\text{Si}$ осуществляется в них при $T = 448\text{ }^{\circ}\text{C}$, а реакция $\text{Ж} \leftrightarrow \alpha_{\text{Al}} + \text{Al}_2\text{CuMg} + \text{Al}_2\text{Cu}$ – при $T = 507\text{ }^{\circ}\text{C}$ [7, 8, 13]. Так как в сплаве 6111 присутствует Si (0,7...1,1%), то следует учитывать и возможность осуществления еще одной реакции, в результате которой может образоваться жидкая фаза, а именно тройного эвтектического превращения $\text{Ж} \leftrightarrow \alpha_{\text{Al}} + \text{CuAl}_2 + \text{Si}$, происходящего при $T = 525\text{ }^{\circ}\text{C}$ [13]. Эта температура близка к $T = 540\text{ }^{\circ}\text{C}$, при которой сплав 6111 проявляет ВССП [5].

Еще одной из вероятных причин появления жидкой фазы при сверхпластическом деформировании образцов сплава 6111 при высоких гомологических температурах, как было указано в [5], может быть локальное плавление тех участков зерен и межзеренных границ, которые состоят из твердого раствора на основе алюминия, содержащего повышенную концентрацию легирующих элементов (Mg, Si), снижающих температуру плавления сплава.

Таким образом, в результате частичного плавления сплава 6111 при высоких гомологических температурах, которое может осуществляться по указанным выше причинам, на границах зерен образуется небольшое количество метастабильной жидкой фазы, которая, вероятно, содержит некоторое количество твердых включений, а именно оксидов и не растворившихся в расплаве частиц интерметаллидов. Эта жидкая фаза будет способствовать осуществлению эффективной аккомодации зернограницного проскальзывания (ЗГП). С образованием вязкой жидкой фазы в образцах сплава 6111, по-видимому, создаются оптимальные условия, при которых их СПД будет осуществляться в результате развития деформационных и аккомодационных процессов в твердой и жидкой фазах. Эффективное развитие этих самосогласованных процессов обеспечивает проявление образцами сплава 6111 эффекта ВССП.

Установлено, что при деформировании образцов при $T = 540\text{ }^{\circ}\text{C}$ и напряжении течения $\sigma = 4,5\text{ МПа}$, которые являются оптимальными условиями ВССП для сплава 6111 [5], микроструктура в рабочей части образцов не огрубляется, однако в ней осуществляются различные структурные изменения и фазовые превращения, характерные для образцов алюминиевых сплавов, сверхпластично продеформированных в твердожидком состоянии.

На рис. 2 приведены характерные виды деформационного рельефа образцов сплава 6111, образовавшегося в результате осуществления интенсивного ЗГП с участием зернограницной пористости. На деформационном рельефе (см. рис. 2) видны смещения и разрывы маркерных рисок, образовавшихся в результате ЗГП и поворотов зерен.

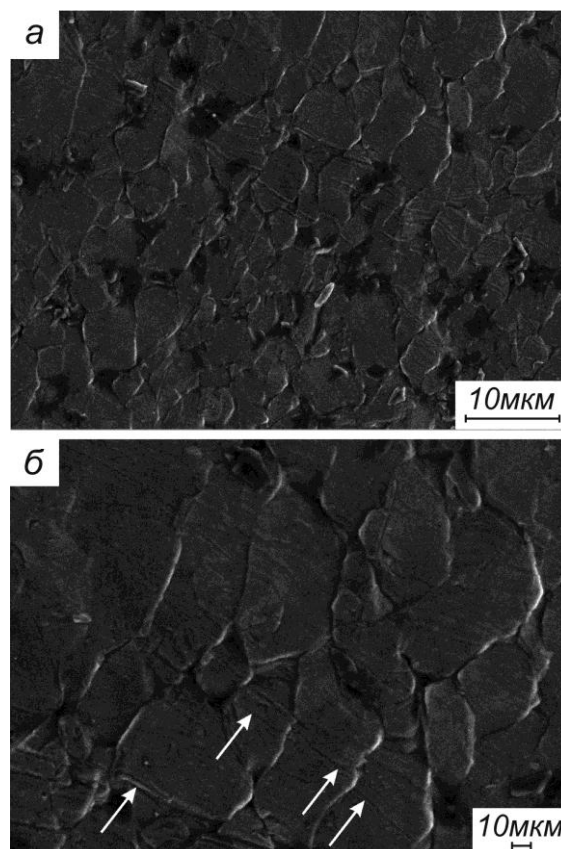
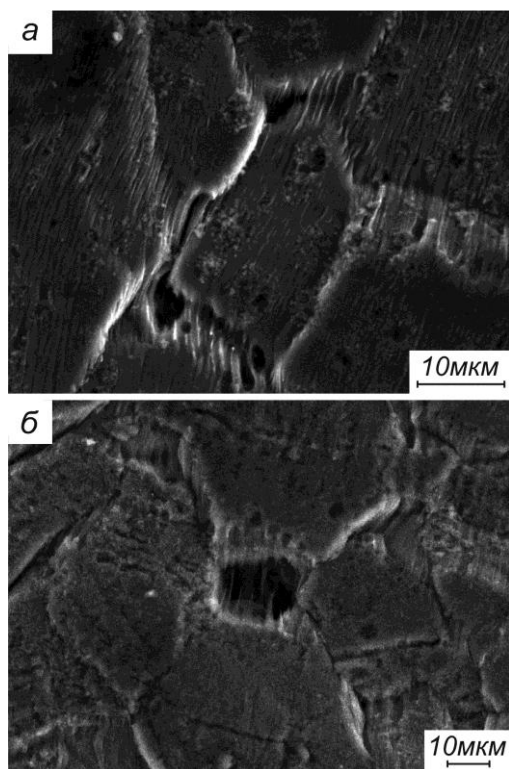


Рис. 2. Характерные виды деформационного рельефа, образовавшегося на поверхности рабочей части образцов сплава 6111, продеформированных до разрушения в оптимальных условиях ВССП. Стрелками указаны разрывы и смещения маркерных рисок, образовавшихся в результате ЗГП. Растровая электронная микроскопия

Исследование деформационного рельефа поверхности рабочих частей образцов сплава 6111, сверхпластично продеформированных до различных степеней деформации ϵ , показало, что уже на ранних этапах их СПД ($\epsilon = 10...20\%$) на границах зерен, участвовавших в проскальзывании, в ходе раскрытия путем ЗГП приповерхностных изолированных зернограницных пор и магистральных трещин образуются и развиваются волокнистые структуры (рис. 3).

Изучение характерных видов волокнистых структур в образцах, сверхпластично продеформированных до разрушения (рис. 4 и 5), показало, что волокна, обнаруженные в зернограницных несплошностях, расположены в них приблизительно параллельно направлению оси растяжения образцов. Каждое из волокон одним или же обоими своими концами закреплено за кромки зерен, между которыми находятся зернограницные поры и трещины, образовавшиеся в ходе ЗГП.

Волокна не имеют кристаллографической огранки. Установлено, что по своему виду волокнистые структуры подразделяются на цилиндрические, конусообразные и лентовидные.

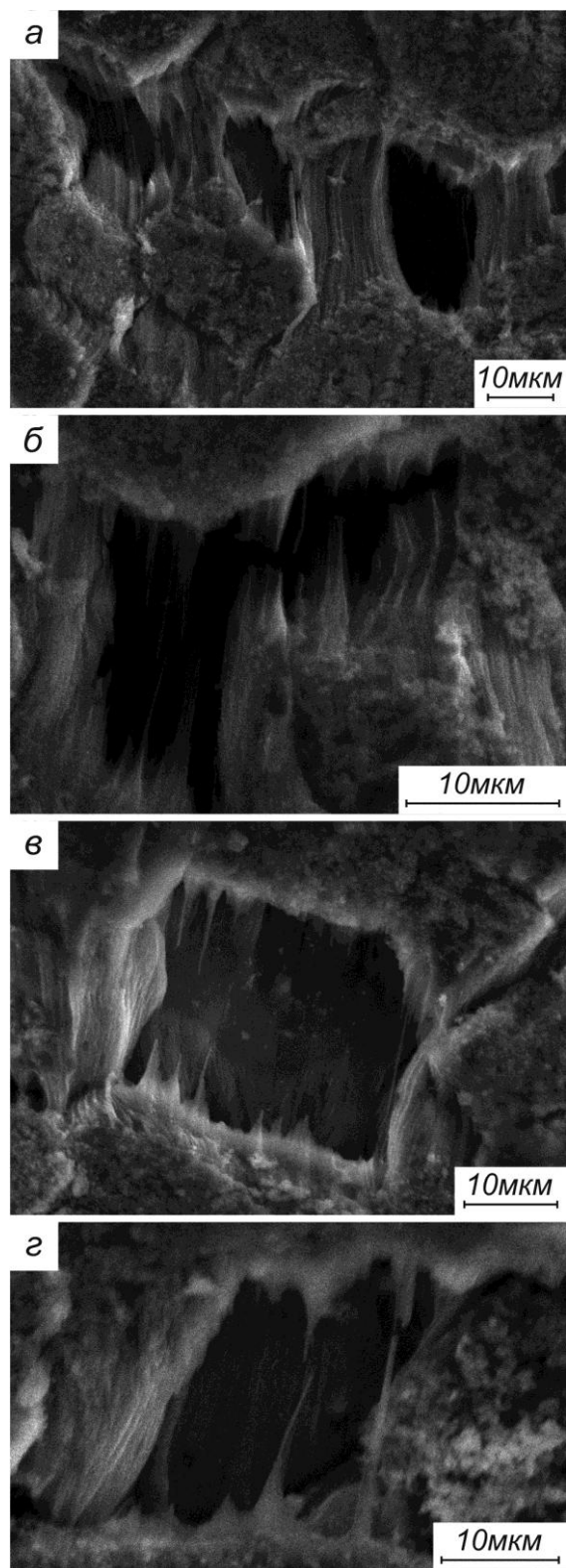


*Рис. 3. Характерные виды деформационного рельефа, образовавшегося на поверхности рабочей части образцов сплава б111, продеформированных на 20% в оптимальных условиях ВССП.
Растровая электронная микроскопия*

Длина волокон в направлении, параллельном оси растяжения образцов, сравнима с линейным размером приповерхностных зернограницных пор и магистральных трещин, в которых они расположены. Поперечные размеры волокон различной морфологии существенно отличаются. Самые тонкие из них цилиндрические волокна, поперечный размер которых составляет 0,2...1,0 мкм (см. рис. 4,в,г и 5,а), 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 вязкотекучий материал, из которого оно сформировалось и развивалось, в ходе СПД в результате кристаллизации превратился из жидкотвердого в твердожидкий. Вследствие этого в данном микрообъеме волокна вязкое однородное течение материала, которое характерно для жидкой фазы, превратилось в локализованное пластическое, характерное для твердой фазы.



*Рис. 4. Характерные виды волокнистых структур, образовавшихся на поверхности рабочей части образцов сплава б111, продеформированных до разрушения в оптимальных условиях ВССП. Направление растяжения образцов вертикальное.
Растровая электронная микроскопия*

Под действием приложенных напряжений в этом микрообъеме волокна неизбежно должны произойти локализация деформации, образование отчетливо выраженной шейки, а затем его разрушение.

Форма волокон, обнаруженных в рабочей части сверхпластично продеформированных образцов сплава 6111, свидетельствует о том, что они образовались и развивались в результате вязкого течения жидкотвердого материала в процессе раскрытия зернограничных пор и микротрещин в ходе СПД в соответствии с механизмом, предложенным в [20].

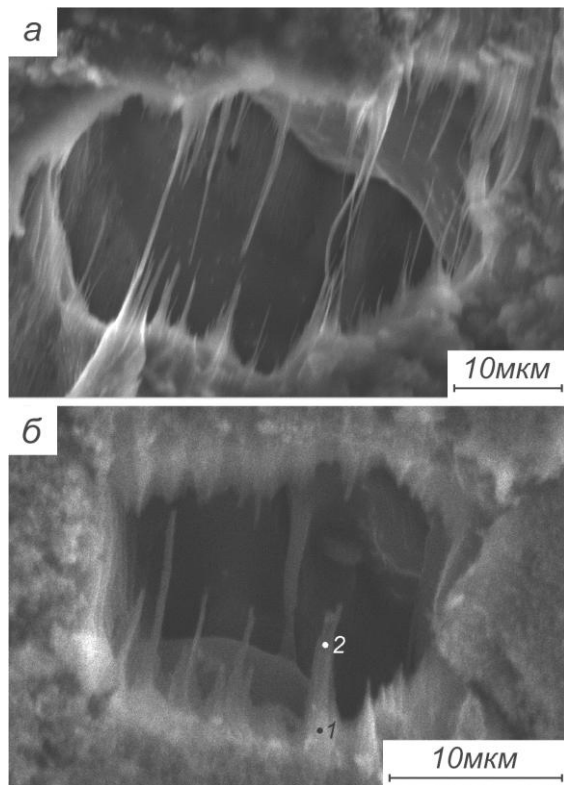


Рис. 5. Вид волокнистых структур, образовавшихся в образцах сплава 6111, продеформированных в оптимальных условиях ВССП.

Цифрами 1 и 2 обозначены участки, в которых определялся химический состав волокна (б)

На рис. 6 приведены экспериментальные данные о содержании Al и Mg в волокне, которое образовалось в ходе СПД образца сплава 6111 (см. рис. 5,б), вблизи места прикрепления волокна к стенке поры (возле основания волокна) и в его средней (однородной) части соответственно. Они были получены в результате осуществления энергодисперсионного рентгеновского микроанализа химического состава материала, из которого состоит это волокно. Установлено, что концентрация Mg возле основания волокна в точке, обозначенной на рис. 5,б цифрой 1, повышена в сравнении с его средней концентрацией в сплаве и равна соответственно 3,02 мас.%. В средней части волокна в точке, обозначенной на рис. 5,б цифрой 2, концентрация Mg сравнима по величине с его средней концентрацией в сплаве и равна 0,51 мас.%.

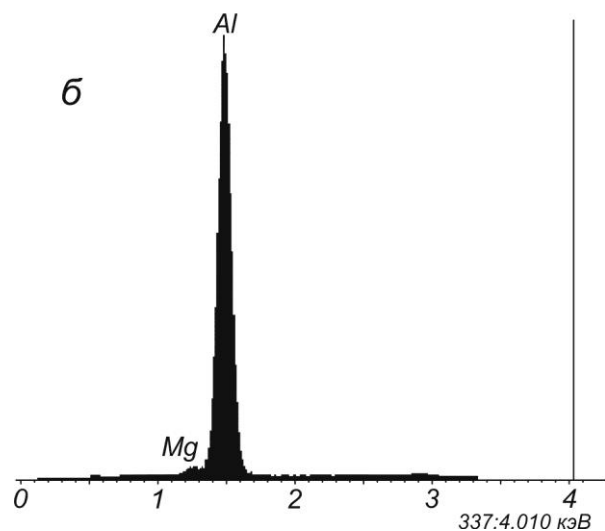
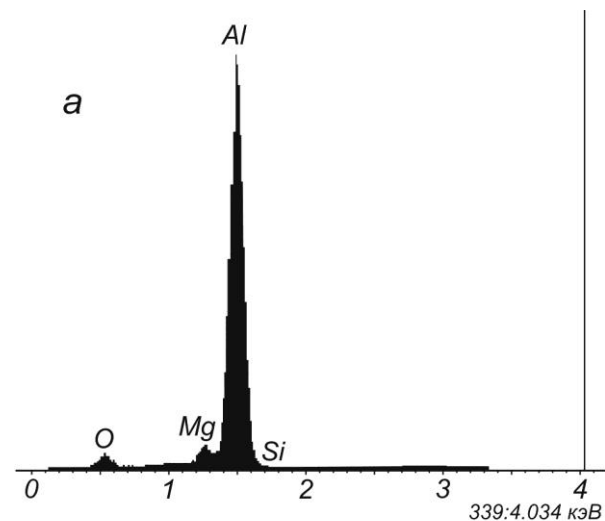


Рис. 6. Спектры энергий характеристического рентгеновского излучения, полученные при исследовании различных участков волокна, образовавшегося в ходе СПД образца сплава 6111 и показанного на рис. 5,б:

а – спектр, полученный от основания волокна; б – спектр, полученный от средней части волокна

Полученные данные о содержании Al и Mg в волокнистых структурах, образующихся в ходе СПД образцов сплава 6111, коррелируют с данными, полученными в результате исследования химического состава волокон, обнаруженных в образцах других алюминиевых сплавов, которые в ходе СПД находились в твердожидком состоянии [21, 22].

Установлено, что на поверхности волокон и соединенных с ними зерен наблюдаются оксидные пленки. Как было показано в [23], они состоят из смеси оксидов: магнезита MgO и магнезиальной шпинели $MgAl_2O_4$.

В [24, 25] установлено, что вязкость расплавов алюминиевых сплавов существенно увеличивается при наличии в них дисперсных частиц, состоящих из оксидных плен.

Это дает основание предположить, что в ходе СПД образцов сплава 6111 при температуре испытания $T = 540\text{ }^{\circ}\text{C}$ в его рабочей части в соответствии с представлениями, изложенными в [24, 24], интенсивно осуществлялось динамическое окисление жидкотвердых включений, которые, по-видимому, в небольшом количестве присутствовали на границах некоторых зерен, проскальзывающих друг относительно друга. Этот процесс, вероятно, привел к повышению вязкости жидкотвердого материала, образовавшегося в результате частичного плавления сплава, а также оказал влияние на кинетику его растекания по поверхности зерен. По-видимому, вязкая деформация в ходе СПД жидкотвердого материала, располагающегося на границах зерен в виде маленьких разобленных включений или же в виде сплошных прослоек, в той или иной степени «армированного» мелкодисперсными оксидами и интерметаллидными частицами, привела к образованию и развитию волокнистых структур, имеющих описанную выше характерную морфологию.

ВЫВОДЫ

1. Изучено структурное состояние образцов сплава 6111, подготовленных к проведению механических испытаний.

2. Проанализированы вероятные причины частичного плавления образцов сплава 6111 при высоких гомологических температурах, которое приводит к образованию метастабильной жидкой фазы на границах зерен.

3. Изучена морфология волокнистых структур, образующихся и развивающихся в ходе СПД образцов сплава 6111. Установлено, что по своему виду волокнистые структуры подразделяются на цилиндрические, конусообразные и лентовидные, а поперечные размеры волокон различной морфологии существенно отличаются.

4. Исследован химический состав материала, из которого состоят волокна сплава 6111. Установлено, что концентрация магния в твердом растворе на основе алюминия вблизи основания волокна повышена в сравнении с его средней концентрацией в сплаве.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. С.Т. Алиева, М.Б. Альтман, С.М. Амбарцумян и др. *Промышленные алюминиевые сплавы*: Справ. изд. М.: «Металлургия», 1984, 528 с.
2. W.J. Kim, Y.S. Lee, S.J. Moon, S.H. Hong. High strain rate superplasticity in powder metallurgy aluminium alloy 6061+20 vol.% SiCp composite with relatively large particle size // *Mater. Sci. Tech.* 2000, v. 16, N 6, p. 675-680.
3. W.J. Kim, S.H. Hong, J.H. Lee. Superplasticity in PM 6061 Al alloy and elimination of strengthening effect by reinforcement in superplastic PM aluminium composites // *Materials Science and Engineering*. 2001, v. A298, p. 166-173.
4. R. Kaibyshev, F. Musin, D. Gromov, T.G. Nieh, D.R. Lesuer. Effect of liquid phase on superplastic

behavior of a modified 6061 aluminum alloy // *Scripta Materialia*. 2002, v. 47, p. 569-575.

5. В.В. Брюховецкий, В.П. Пойда, А.В. Пойда, Д.Р. Аврамец, Р.И. Кузнецова, А.П. Крышталь, А.Л. Самсоник, Каафарани Али Махмуд. Механические свойства и структурные изменения в ходе сверхпластической деформации алюминиевого сплава 6111 // *Металлофизика и новейшие технологии*. 2009, т. 31, №6, с. 1289-1302.

6. R. Kaibyshev, F. Musin, D. Gromov, et al. Effect of Cu and Zr additions on the superplastic behavior of 6061 aluminum alloy // *Mater. Trans.* 2002, v. 43, N 10, p. 2392-2399.

7. L.P. Troeger, E.A. Starke. Microstructural and mechanical characterization of a superplastic 6XXX aluminum alloy // *Mater. Sci. and Eng. A*. 2000, v. 227, p. 102-113.

8. L.P. Troeger, E.A. Starke. New Process Produces Superplastic Aerospace / Automotive Aluminum Alloy // *Advanced Engineering Materials*. 2000, v. 2, N 12, p. 802-806.

9. В.Н. Щерба. *Прессование алюминиевых сплавов*. М.: «Интерметинжиниринг», 2001, 768 с.

10. В.П. Пойда, Р.И. Кузнецова, Т.Ф. Сухова, Н.К. Ценев, А.И. Письменная. Эволюция пористости и разрушение сплава Al-4,1%мас. Cu-0,5% мас. Zr в условиях сверхпластического течения // *Металлофизика*. 1990, т. 12, №1, с. 44-48.

11. С.А. Салтыков. *Стереометрическая металлография*. М.: «Металлургия», 1976, 272 с.

12. В.П. Пойда, В.В. Брюховецкий, Р.И. Кузнецова, А.В. Пойда. Высокотемпературная сверхпластичность алюминиевых сплавов и композитов на их основе // *Вісник Сумського національного університету*. 2005, №4(76), с. 5-44.

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, 226 с.

14. Л.Ф. Мондольфо. *Структура и свойства алюминиевых сплавов* / Пер. с англ. М.: «Металлургия», 1979, 640 с.

15. В.М. Белецкий, Г.А. Кривов. *Алюминиевые сплавы (состав, свойства, технология, применение)*: Справочник / Под общей ред. академика РАН И.Н. Фридляндера. К.: «Коминтех», 2005, 315 с.

16. И.Н. Фридляндер, К.В. Чуистов, А.Л. Березина, Н.И. Колобнев. *Алюминий-литиевые сплавы. Структура и свойства*. К.: «Наукова думка», 1992, 192 с.

17. А.М. Захаров. *Промышленные сплавы цветных металлов*. М.: «Металлургия», 1980, 256 с.

18. И.Н. Фридляндер. *Воспоминания о создании авиакосмической и атомной техники из алюминиевых сплавов* / 2-е изд., доп. М.: «Наука», 2006, 287 с.

19. Б.А. Калинин, П.А. Платонов, И.И. Чернов, Я.И. Штромбах. *Физическое материаловедение*: Т. 6. Ч. 1. *Конструкционные материалы ядерной техники*: Учебник для вузов. В 6 т. / Под общ. ред. Б.А. Калина. М.: МИФИ, 2008, 672 с.

20. В.П. Пойда, В.В. Брюховецкий, А.В. Пойда, Р.И. Кузнецова. Морфология и механизмы формирования волокнистых образований в условиях высокотемпературной сверхпластической деформации алюминиевых сплавов // *ФММ*. 2007, т. 103, №4, с. 433-444.

21. C.L. Chen, M.J. Tan. Cavity growth and filament formation of superplastically deformed Al 7475 alloy // *Mater. Sci. and Eng. A*. 2001, v. 298, N 1-2, p. 235-244.

22. В.В. Брюховецкий, В.П. Пойда, Р.И. Кузнецова, В.Ф. Клепиков, А.В. Пойда. Сверхпластические свойства алюминий-литиевого

сплава 1421 в области высоких гомологических температур // *ФММ*. 2002, т. 94, №5, с. 105-112.

23. Jung-Kuei Chang, Eric M. Taleff, Paul E. Krajewskib, and James R. Ciulika. Effects of atmosphere in filament formation on a superplastically deformed aluminum-magnesium alloy // *Scripta Materialia*. 2009, v. 60, p. 459-462.

24. В.И. Лихтман, Е.Д. Щукин, П.А. Ребиндер. *Физико-химическая механика металлов*. М.: Изд. АН СССР, 1962, 303 с.

25. А.М. Корольков. *Литейные свойства металлов и сплавов*. М.: «Наука», 1967, 199 с.

Статья поступила в редакцию 19.01.2016 г.

ЧАСТКОВЕ ПЛАВЛЕННЯ І МЕХАНІЗМИ УТВОРЕННЯ ТА РОЗВИТКУ ВОЛОКНИСТИХ СТРУКТУР У ХОДІ НАДПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ СПЛАВУ 6111

А.В. Пойда, В.П. Пойда, В.В. Брюховецький, Д.Є. Мила, Р.В. Сухов

Вивчено структурний стан зразків сплаву 6111, які підготовлені до проведення механічних випробувань. Проаналізовано ймовірні причини часткового плавлення зразків при високих гомологічних температурах, яке призводить до утворення метастабільної рідкої фази на межах зерен. Вивчено морфологію волокнистих структур, що утворюються і розвиваються в ході надпластичної деформації зразків сплаву 6111.

PARTIAL MELTING AND MECHANISMS OF FORMATION AND DEVELOPMENT OF FIBROUS STRUCTURES DURING SUPERPLASTIC DEFORMATION ALLOY 6111

A.V. Poyda, V.P. Poyda, V.V. Bryukhovetsky, D.E. Milaya, R.V. Sukhov

The structural state of the specimens of alloy 6111, prepared for mechanical testing is studied. The likely causes of partial melting of the specimens at high homologous temperatures, which leads to the formation of metastable liquid phase at the grain boundaries are analyzed. The morphology of fibrous structures formed and developed during superplastic deformation of the alloy specimens 6111 is studied.