

ВЛИЯНИЕ ИМПУЛЬСНОГО ЭЛЕКТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА ФОРМИРОВАНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ И ПАРАМЕТРЫ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ СПЛАВА 6111

А.В. Пойда

Институт электрофизики и радиационных технологий НАН Украины,

Харьков, Украина

E-mail: ntcefo@yahoo.com

Установлено влияние облучения импульсным сильнооточным релятивистским электронным пучком на формирование ультрамелкозернистой структуры и параметры сверхпластического течения сплава 6111. Изучено механическое поведение образцов сплава 6111, выявлены отличия в сверхпластическом поведении облученных и необлученных образцов.

PACS: 62.20.Fe, 62.20.Ng

1. ВВЕДЕНИЕ

Ультрамелкозернистые и микрозернистые металлические материалы в последнее время вызывают повышенный интерес у исследователей, изучающих физическую природу прочности, пластичности и сверхпластичности. Это прежде всего связано с тем, что формирование ультрамелкозернистой структуры в образцах различных металлов и сплавов приводит к созданию в них высокопрочного состояния [1], а также к проявлению различных видов структурной сверхпластичности (низкотемпературной, высокотемпературной, обычной микрозерненной или высокоскоростной) [2,3].

Известно, что все методы, которые могут быть использованы для получения сплавов с ультрамелким зерном можно классифицировать на термические, основанные на введении в расплав модифицирующих добавок, и на энергетические, которые предполагают использование различных энергетических воздействий на крупнозернистый промышленный полуфабрикат сплава [1].

Для получения ультрамелкозернистой и микрокристаллической структур в промышленных полуфабрикатах различных алюминиевых сплавов и в композиционных материалах на основе алюминия успешно используют методы порошковой металлургии [2,3]. В лабораторных условиях микрокристаллическую структуру в небольших по размеру образцах металлов и сплавов, полученных литьем слитков, формируют методами интенсивной пластической деформации: равноканальным угловым прессованием, деформацией кручением под высоким давлением [2,4-7]. В литературе есть данные о том, что интенсивная пластическая деформация исходного крупнозернистого материала осуществляется в результате воздействия на нее ударных волн [8].

Одним из перспективных способов модификации свойств материалов является их облучение интенсивными импульсными пучками релятивистских электронов, которое приводит к изменению их структурно-фазового состояния [8-16].

Целью исследований, результаты которых описаны в данной статье, было установление

влияния облучения пучками релятивистских импульсных электронов на структуру и сверхпластические свойства алюминиевого сплава 6111.

2. МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Сплавы серии 6XXX системы Al-Mg-Si-Cu с 1980 г. производятся в США компанией ALCOA [17,18]. К этой группе сплавов принято относить и сплавы системы Al-Cu-Si так называемые «авиали» [17,19]. Сплавы типа «авиаль» отличаются небольшим содержанием легирующих компонентов (от 1 до 2 мас.%), невысокой прочностью (230...320 МПа) и достаточно высокой пластичностью при обработке давлением в условиях горячей деформации. Однако изготовление из «авиалей» изделий сложной формы, в частности тонкостенных профилей с толщиной стенки ≤ 1 мм, с использованием технологий сверхпластической формовки затруднено из-за малой стабильности зеренной структуры этих сплавов к огрублению при повышенных температурах [17,19]. Для того чтобы устранить этот недостаток, в США были разработаны новые сплавы серии 6XXX системы Al-Mg-Cu-Si, легированные Ti, Cr, Zr, у которых можно сформировать ультрамелкозернистую или мелкозернистую структуру, относительно стабильную при высоких температурах [17]. К ним относят и сплав 6111, который проявил эффект структурной сверхпластичности при деформировании его образцов при высоких гомологических температурах в режиме активного нагружения [18] и в режиме ползучести [20].

В данной работе исследовано механическое поведение при высоких гомологических температурах образцов сплава 6111 (Mg (0,5...1,0%), Cu (0,5...0,9%), Si (0,7...1,1%), Mn (0,1...0,45%), Zn (0,15%), (0,1%), (0,1%), Fe (0,4%), мас.%, основа Al, вырезанных из тонкого холоднокатаного листового полуфабриката (толщина листа 1 мм), который был облучен сильнооточным релятивистским электронным пучком.

Исходные пластины, вырезанные из листового холоднокатаного промышленного полуфабриката сплава 6111, облучались с обеих сторон

импульсным сильноточным релятивистским электронным пучком с плотностью потока энергии 10^9 Вт/см² (энергия электронов $E_n \approx 0,5$ МэВ, ток $I_n \approx 2$ кА, длительность фронта импульса $\tau_n \approx 5 \cdot 10^{-6}$ с). Каждая из сторон пластины подвергалась воздействию одного импульса. Экспериментальные исследования проводились на ускорителе МИГ-1 [21] в Национальном научном центре «Харьковский физико-технический институт» НАН Украины.

Призматические образцы сплава 6111, вырезанные из облученных пластин, имели такие размеры рабочей части: $1,0 \times 4,5 \times 10$ мм.

Механические испытания на растяжение образцов, как и в [20,22], 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 К. Температуру печи задавали с использованием автотрансформатора типа ЛАТР-1. В ходе всех опытов она поддерживалась с точностью ± 2 К электронным автоматическим потенциометром ЭПД-120 в комплекте с реле ППР-1 и дополнительно контролировалась приборами А 566000-02 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%.

Кривые ползучести записывались автоматически с помощью электронного самописца ЭПП-09. Скорость истинной деформации $\dot{\epsilon}$ определяли из кривых ползучести.

Микроструктуру сплава исследовали на различных этапах деформации образцов, используя световую и растровую электронную микроскопию и стандартные методы количественной металлографии [23].

Приготовление шлифов осуществляли таким образом: после сошлифовывания образцов на $1/3$ их толщины поверхность рабочей части подвергалась механической полировке. Окончательную обработку поверхности шлифов производили алмазной пастой зернистостью $1/0$.

Для выявления межзеренных границ в рабочей части образцов сплава 6111 использовали универсальный травитель такого состава: 17 мл HNO_3 , 5 мл HF , 78 мл H_2O .

Средний размер зерна \bar{d} определяли по микрофотографиям методом случайных секущих [21]. Подсчет среднего размера зерна \bar{d} , среднего продольного по отношению к направлению оси растяжения \bar{d}_{\parallel} , среднего перпендикулярного по отношению к направлению оси растяжения размера зерна \bar{d}_{\perp} 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 \bar{d} рассчитывали по формуле:

$$\bar{d} = \sqrt[3]{\bar{d}_{\parallel} \cdot \bar{d}_{\perp}^2},$$

где \bar{d}_{\parallel} , \bar{d}_{\perp} – средние размеры зерен в параллельном и перпендикулярном направлениях оси растяжения образца соответственно.

Исследования топографии поверхности облученных и сверхпластично продеформированных образцов сплава 6111, а также особенностей морфологии волокнистых образований проведены методом прямого наблюдения с использованием растрового электронного микроскопа JEOL JSM-840.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1, а показан вид поверхности пластины, изготовленной из холоднокатаного листа сплава 6111, которая была облучена импульсным сильноточным релятивистским электронным пучком. Видно, что интенсивный тепловой нагрев пластины, создаваемый пучком релятивистских электронов, привел к оплавлению ее поверхностного слоя.

О наличии значительных внутренних напряжений, возникающих в оплавленном слое в момент его затвердевания, свидетельствует присутствие на поверхности рабочей части образцов протяженных трещин, которые имеют ветвистые (зигзагообразные) участки. Анализ их вида дает основание предполагать, что трещины в поверхностном слое пластины распространялись как по телу, так и по границам зерен. Зигзагообразное распространение трещин, вероятно, связано с локальной неоднородностью прочностных и пластических характеристик материала в различных микрообъемах и, в частности, с локальной неоднородностью распределения легирующих элементов в затвердевшем материале или локальной неоднородностью распределения в приповерхностной зоне частиц интерметаллидных фаз. По-видимому, релаксация внутренних напряжений, возникших в результате воздействия облучения на поверхность пластины из сплава 6111, была не в полной мере осуществлена в ходе кристаллизации оплавленного поверхностного слоя, поэтому оставшиеся внутренние напряжения стали причиной образования трещин.

На рис. 1, б показан общий вид образца сплава 6111, подготовленного к проведению механических испытаний, который был вырезан из облученной пластины. Установлено, что поверхность рабочей части всех образцов была оплавленной (см. рис.1, в).

Исследование зеренной структуры необлученных образцов сплава 6111 показало, что исходный средний размер зерна \bar{d} в них равен 32 мкм, а форма большинства зерен близка к равноосной (рис. 2, а) [20].

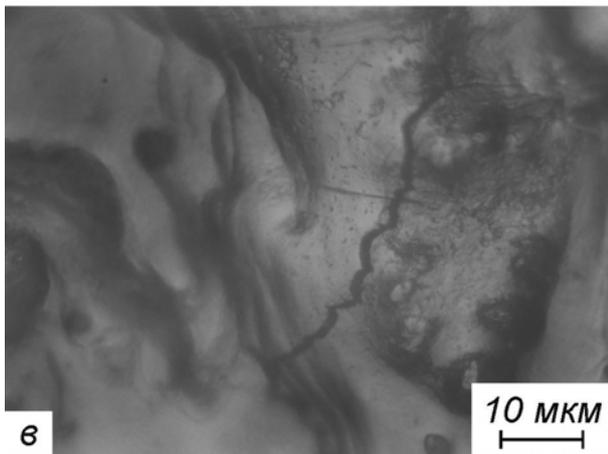
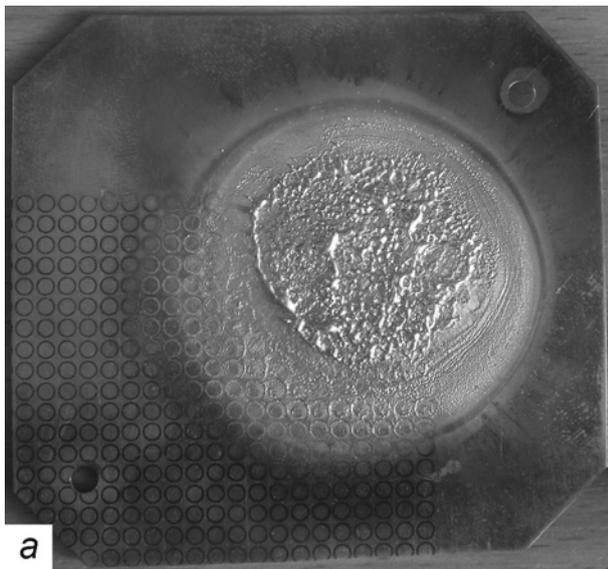


Рис. 1. Общий вид поверхности пластин из сплава 6111, облученных импульсным сильноточным релятивистским электронным пучком (а); общий вид образца сплава 6111, вырезанного из облученной пластины (б); характерный вид поверхности рабочей части образцов сплава 6111 (в), подготовленных к проведению механических испытаний

Зеренная структура облученных образцов (см. рис. 2, б) является разнотельной. Наряду с равноосными зернами, средний размер которых равен 18 мкм, в структуре присутствуют и более мелкие неравноосные зерна, которые, по-видимому, сформировались в результате осуществления первичной рекристаллизации после затвердевания поверхностного слоя.

Установлено, что нагревание облученных образцов сплава 6111 до температуры испытаний $T = 793 \text{ K}$ приводит к формированию в них ультрамелкого равноосного зерна (см. рис. 2, в). Средний размер зерна в рабочей части облученных

образцов, подогретых до температуры $T = 793 \text{ K}$, равен 10 мкм.

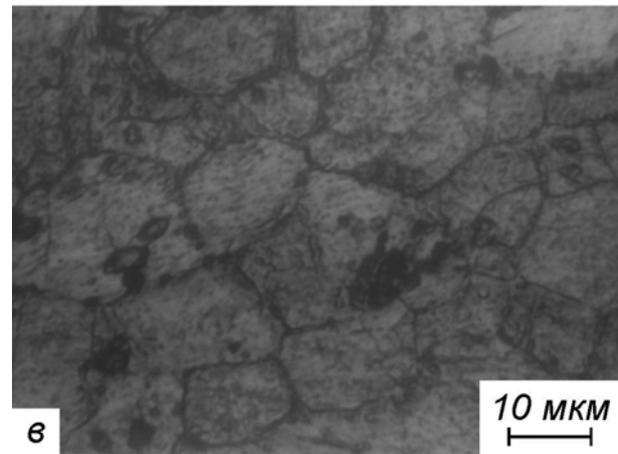
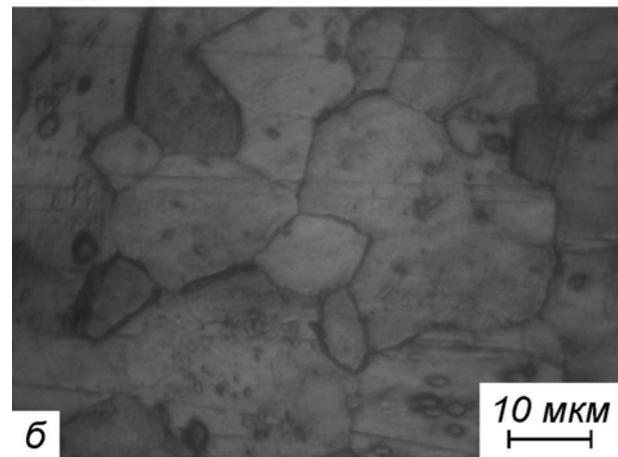
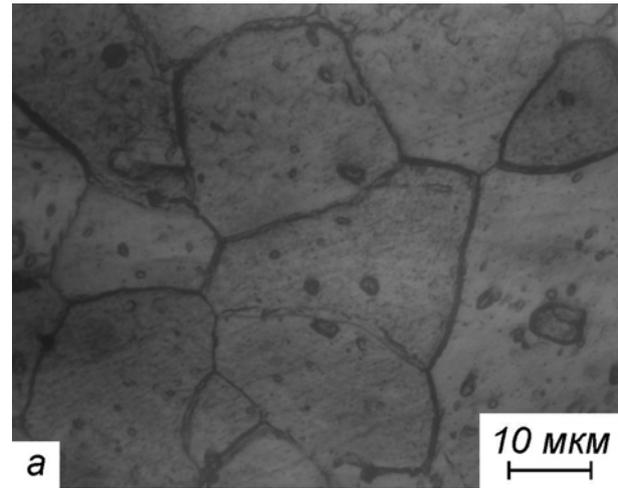


Рис.2. Виды микроструктуры сплава 6111: зеренная структура необлученного образца (а); зеренная структура облученного образца (б); зеренная структура образца, подогретого до температуры $T = 793 \text{ K}$ (в)

Выявлено, что истинная скорость сверхпластической деформации облученных ультрамелкозернистых образцов сплава 6111, деформированных при температуре $T = 793 \text{ K}$ и напряжении течения $\sigma = 4,5 \text{ МПа}$, которые являются оптимальными условиями для проявления эффекта высокотемпературной структурной сверхпластичности необлученных образцов [20], равна $1,3 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$.

Она в 2,5 раза больше скорости истинной сверхпластической деформации необлученных образцов ($\dot{\epsilon} = 5,2 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$). Максимальное относительное удлинение образцов до разрушения, продеформированных в этих условиях, составляет 190%, что на 10% больше, чем у необлученных образцов.

Следует отметить влияние масштабного фактора на величину относительного удлинения образцов до разрушения. Облученные образцы сплава 6111, изготовленные из тонкого листового промышленного полуфабриката толщиной 1 мм, содержали перед деформированием в сечении рабочей части в направлении, перпендикулярном направлению растяжения, всего около 100 зерен. Это, несомненно, лимитирует степень их относительного удлинения до разрушения, поскольку из-за перемещения зерен в ходе осуществления зернограницного проскальзывания в локальных микрообъемах рабочей части образцов на определенных этапах течения может оказаться мало зерен. Это существенно затрудняет эффективность развития в них деформационных и микроаккомодационных процессов. Можно предположить, что более толстые образцы с таким же исходным размером зерна, сверхпластично деформируемые в аналогичных условиях, накопили бы к моменту разрушения большую степень относительного удлинения до разрушения.

Исследования особенностей деформационного рельефа, образующегося на поверхности рабочей части облученных образцов сплава 6111 в ходе их сверхпластического течения, проведенные с использованием растрового электронного микроскопа, позволили сделать вывод об осуществлении интенсивного зернограницного проскальзывания, что характерно для материалов, проявляющих эффект сверхпластичности [3,4].

Установлено, что в зернограницных порах и в трещинах, образовавшихся в рабочей части сверхпластично продеформированных образцов в результате осуществления зернограницного проскальзывания, присутствуют специфические нитевидные волокна (рис. 3), которые являются характерным структурным элементом многокомпонентных алюминиевых сплавов, проявивших высокотемпературную сверхпластичность при наличии в их структуре включений жидкой фазы [24-28].

Основные морфологические особенности волокнистых образований такие: в несплошностях они расположены преимущественно параллельно направлению растяжения и одним или обоими концами закреплены за кромки зерен, между которыми находятся зернограницные поры и трещины. Волокна не имеют кристаллографической огранки. Они похожи на мгновенно «застывшие» струйки вязкой жидкости. Это свидетельствует о том, что волокна образовались и развивались за счет вязкого течения жидкого или квазизжидкого зернограницного материала в результате раскрытия пор в ходе сверхпластической деформации (СПД) по механизму, предложенному в [25].

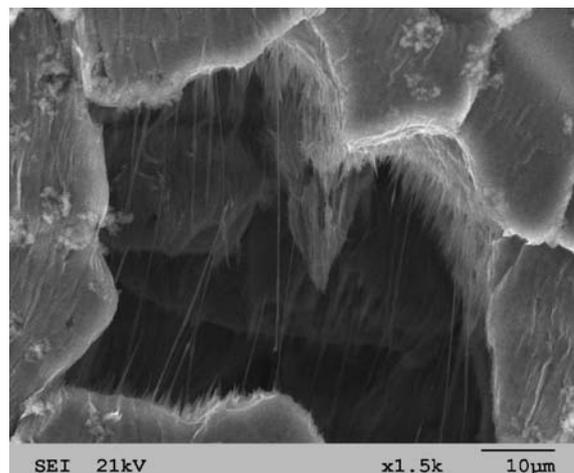


Рис. 3. Вид волокнистых образований в облученных образцах сплава 6111, сверхпластично продеформированных до разрушения

Рассмотрим вероятные причины образования жидкой фазы в облученных образцах сплава 6111, нагретых до высокой гомологической температуры.

Из приведенных выше данных о химическом составе алюминиевого сплава 6111 видно, что основными легирующими элементами в нем являются Mg, Cu, Zn и Si, которые образуют с Al в алюминиевом угле эвтектические диаграммы состояния [17, 29-31]. Эти элементы содержатся в количестве, не превышающем 1 мас.%, поэтому они должны были бы практически полностью раствориться в алюминиевой матрице в том случае, если бы сверхпластической деформации образцов предшествовал длительный высокотемпературный отжиг. Однако, поскольку образцы для механических испытаний вырезали из облученных пластин, изготовленных из холоднокатаного листа полуфабриката сплава 6111, который не подвергался длительной термомеханической обработке, то в них вполне вероятно могли присутствовать фазы, содержащие Mg, Cu, и Zn, которые обычно присутствуют в сплавах системы Al-Mg-Cu-Zn (Al_3Mg_2 , Al_2Cu , Al_2CuMg и др.) [17, 29-31]. Согласно [31], в деформированных полуфабрикатах алюминиевых сплавов, которые не подвергались термомеханической обработке при повышенных температурах, могут присутствовать неравновесные эвтектические составляющие. Они обычно располагаются на границах зерен. По-видимому, неравновесные эвтектические составляющие в облученных образцах сплава 6111 могли образоваться и в результате неравновесной кристаллизации поверхностных слоев образцов, которые были оплавлены в результате облучения импульсным релятивистским электронным пучком. Можно предположить, что при нагревании и сверхпластическом деформировании облученных образцов частичное плавление сплава 6111 может происходить по следующим причинам. Появление жидкой фазы, прежде всего, может быть связано с осуществлением реакции типа $\text{Ж} \leftrightarrow \alpha_{\text{Al}} + \text{Mg}_2\text{Al}_3$ при $T = 723 \text{ K}$, а при несколько более высокой температуре $T = 724,5 \text{ K}$ могут расплавиться и сами

выделения фазы Mg_2Al_3 [17, 29-31]. Реакция $J \leftrightarrow \alpha_{Al} + Mg_2Al_3 + MnAl_6$ осуществляется при температуре $T = 710$ К, $J \leftrightarrow \alpha_{Al} + Mg_2Al_3 + Mg_2Si$ осуществляется при температуре $T = 721$ К, а $J \leftrightarrow \alpha_{Al} + Al_2CuMg + CuAl_2$ - при $T = 780$ К [29-31]. Так как в сплаве 6111 присутствует Si (0,7...1,1%), следует иметь в виду возможность осуществления еще одной реакции, а именно, тройного эвтектического превращения $J \leftrightarrow Al + CuAl_2 + Si$, происходящего при температуре $T = 798$ К [29], которая, хотя немного и превышает оптимальную температуру проявления сверхпластичности сплавом 6111, но очень близка к ней [17, 29-31]. Однако все же наиболее вероятной причиной появления жидкой фазы в условиях высокотемпературного деформирования сплава 6111 является локальное плавление твердого раствора на основе алюминия, содержащего повышенную концентрацию легирующих элементов. Локальное плавление может происходить из-за неоднородности в распределении легирующих элементов в тех местах, где их концентрация повышена по сравнению с их средней концентрацией в составе сплава. В этом случае температура испытания может оказаться достигающей или даже превосходящей температуру солидуса для этих концентраций. Когда такие участки расплавятся, то на межкристаллитных и на межфазных границах создадутся условия, при которых сверхпластическая деформация будет осуществляться при наличии на них небольшого количества жидкой фазы.

4. ВЫВОДЫ

1. Установлено, что облучение образцов сплава 6111 импульсным сильноточным релятивистским электронным пучком приводит к формированию в них при подогреве до температуры испытаний $T = 793$ К ультрамелкого равноосного зерна. Средний размер зерна в рабочей части облученных образцов равен 10 мкм.

2. Изучено механическое поведение образцов сплава 6111, облученных импульсным сильноточным релятивистским электронным пучком, которые были сверхпластично продеформированы при $\sigma = 4,5$ МПа и температуре $T = 793$ К. Установлено, что облученные образцы сплава 6111 с исходным средним размером зерна $\bar{d} = 10$ мкм проявляют высокотемпературную структурную сверхпластичность. Максимальное относительное удлинение образцов, деформированных до разрушения в этих условиях, составляет 190%. Скорость истинной деформации образцов, деформированных в оптимальных условиях, равна $1,3 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$.

3. Изучено структурное состояние облученных образцов сплава 6111. В образцах, продеформированных в оптимальных условиях высокотемпературной структурной сверхпластичности, в приповерхностных порах и трещинах обнаружены волокнистые образования, формирование и развитие

которых связано с вязким течением жидкой или квазижидкой фазы, находящейся на границах зерен.

4. Проанализированы вероятные причины частичного плавления образцов сплава 6111 в процессе их нагрева до температуры испытаний и в ходе их сверхпластической деформации.

Автор выражает благодарность сотрудникам ННЦ ХФТИ В.Т. Уварову и А.Г. Пономареву, которые провели облучение образцов.

ЛИТЕРАТУРА

1. *Физическое металловедение*: В 3-т / Под ред. Кана Р.У., Хаазена П.-Т. Т. 2: *Фазовые превращения в металлах и сплавах и сплавы с особыми физическими свойствами* / Пер. с англ. М.: «Металлургия», 1987, 624с.
2. Р.З. Валиев, Р.К. Исламгалиев. Структура и механическое поведение ультрамелкозернистых металлов и сплавов, подвергнутых интенсивной пластической деформации // *ФММ*. 1998, т.85, в.3. с.161-177.
3. O.D. Sherby, J. Wodsworth. Superplasticity Recent advances and future directions // *Progress in Materials Science*. 1989, v.33. p.169-221.
4. K. Higashi. Recent advances and future directions in superplasticity // *Mater. Sci. Forum*. 2001, v.357, 359. p.345-356.
5. Z. Horita, S. Lee, S. Ota, et al. Equal-channel angular pressing as a production tool for superplastic materials // *Mater. Sci. Forum*. 2001, v.357, №3, p.471-476.
6. Z. Horita, T. Fujinami, M. Nemoto, T.G. Langdon. Equal-channel angular pressing of commercial aluminum alloys: Grain refinement, thermal stability and tensile properties // *Metal. Mater. Trans*. 2000, v.A31, №3, p.691-701.
7. Fabrication of bulk ultrafine-grained materials through intense plastic straining / P.B. Berbon, N.K. Tsenev, R.Z. Valiev et al. // *Metal. Mater. Trans*. 1998. v.A29, №9, p.2237-2243.
8. В.М. Фёдоров, Н.К. Ценёв, Ю.А. Гордолопов и др. Явление формирования субмикрозёрненной структуры в металлах и сплавах при воздействии ударных волн // *Известия РАН*. 1994, т.388, № 5, с.615-618.
9. А.М. Паршин, И.М. Неклюдов, Н.В. Камышанченко и др. *Физика радиационных явлений и радиационное материаловедение*. Москва-С. Петербург-Белгород, 1998, 378с.
10. О.В. Богданкевич, А.А. Рухадзе. О возможности создания высокого давления в твердом теле с помощью сильноточного электронного пучка // *Письма в ЖЭТФ*. 1971, т.13, в.9, с.517-519.
11. Б.А. Демидов, М.В. Ивкин, В.А. Петров и др. Возбуждение ударных волн в толстых мишенях сильноточным РЭП // *ЖТФ*. 1980, т.50, в.10, с. 2205-2208.
12. Е.С. Мачурин. Радиационно-термические технологические процессы обработки металлов // *Вопросы атомной науки и техник. Серия «Радиационная техника»*. 1985, в.3 (31), с.99-103.

13. Л.Н. Лариков. Влияние облучения на фазовые превращения // *Вопросы атомной науки и техники. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»*. 1981, в.3(17), с.32-43.
14. В.Ф. Клепиков, В.В. Брюховецкий, Р.И. Кузнецова, В.П. Пойда, Н.И. Базалеев, В.Ф. Кившик, В.В. Уваров, Н.И. Гапоненко. Влияние облучения на сверхпластическую деформацию сплава на основе алюминия типа «авиаль» // *Вопросы атомной науки и техники. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»*. 2001, №2, с.31-33.
15. В.В. Брюховецкий, В.В. Литвиненко, В.Ф. Клепиков, Р.И. Кузнецова, В.П. Пойда, В.Ф. Кившик, В.Т. Уваров. Влияние импульсного электронного облучения на параметры сверхпластичности дюралюмина // *ФиХОМ*. 2002, №4, с.33-38.
16. В.Ф. Клепиков, В.В. Брюховецкий, А.В. Пойда, В.В. Литвиненко, В.П. Пойда, В.Ф. Кившик, В.Т. Уваров. Изменение структуры и сверхпластических свойств пластин алюминиевых сплавов воздействием импульсного пучка релятивистских электронов // *Труды 15 Международной конференции по физике радиационных явлений и радиационному материаловедению, Алушта, 2002*, с.322-323.
17. В.Н. Щерба. *Прессование алюминиевых сплавов*. М.: «Интермет Инжиниринг», 2001, 768с.
18. L.P. Troeger, E.A. Starke. Microstructural and mechanical characterization of a superplastic бxxx aluminum alloy // *Mater. Sci. and Eng.* 2000, v.A.227, p.102-113.
19. С.Т. Алиева, М.Б. Альтман, С.М. Амбарцумян и др. *Промышленные алюминиевые сплавы*: Справ. изд. М.: «Металлургия», 1984, 528с.
20. В.В. Брюховецкий, В.П. Пойда, А.В. Пойда, Д.Р. Аврамец, Р.И. Кузнецова, А.П. Крышталь, А.Л. Самсонник, 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.
21. В.Т. Уваров, Ю.В. Ткач, Н.П. Гадецкий, Г.В. Скачек, А.Г. Пономарев, В.Ф. Кившик, Н.И. Гапоненко, А.С. Козачек, Е.А. Прасол. *Получение сильноточных пучков микросекундной длительности с высоким к.п.д.*: Препринт ХФТИ 84-30. М.: ЦНИИАтоминформ, 1984, 13с.
22. 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.
23. С.А. Салтыков. *Стереометрическая металлография*. М.: «Металлургия», 1976, 272 с.
24. В.П. Пойда, В.В. Брюховецкий, А.В. Пойда, Р.И. Кузнецова, В.Ф. Клепиков, Д.Л. Воронов. Морфология и механизмы формирования волокнистых образований в условиях высокотемпературной сверхпластической деформации алюминиевых сплавов // *ФММ*. 2007, т.103, №4, с.433-444.
25. W.D. Cao, X.P. Lu, H. Conrad. Whisker formation and the mechanism of superplastic deformation // *Acta Mater.* 1996, v.44, N2, p.697-706.
26. 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.
27. W.J.D. Shaw. Microsuperplastic behavior // *Materials Letters*. 1985, v.4, p.1-4.
28. M.G. Zelin. On microsuperplasticity // *Acta mater.* 1997, v.45, №9, p.3533-3542.
29. Л.Ф. Мондольфо. *Структура и свойства алюминиевых сплавов*. М.: «Металлургия», 1979, 640с.
30. 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.
31. А.М. Захаров. *Промышленные сплавы цветных металлов // Фазовый состав и структурные составляющие*. М.: «Металлургия», 1980, 256с.

Статья поступила в редакцию 14.09.2010 г.

ВПЛИВ ІМПУЛЬСНОГО ЕЛЕКТРОННОГО ОПРОМІНЕННЯ НА ФОРМУВАННЯ УЛЬТРАДРІБНОЗЕРНИСТОЇ СТРУКТУРИ І ПАРАМЕТРИ НАДПЛАСТИЧНОГО ПЛИН СПЛАВУ 6111

А.В. Пойда

Встановлено вплив опромінення імпульсним сильноточним релятивістським електронним пучком на формування ультрадрібнозернистої структури і параметри надпластичного плин у сплаву 6111. Вивчено механічну поведінку зразків сплаву 6111, виявлені відмінності у надпластичній поведінці опромінених і неопромінених зразків.

THE INFLUENCE OF THE PULSE ELECTRONIC IRRADIATION ON THE FORMATION OF ULTRAFINE-GRAINED STRUCTURE AND PARAMETERS OF THE SUPERPLASTIC FLOW OF THE ALLOY 6111

A.V. Poyda

The influence of irradiation by pulse high-current relativistic electronic beam on the formation of ultrafine-grained structure and the parameters of a superplastic flow of an alloy 6111 is determined. The mechanical behavior of specimens of an alloy 6111 is studied, the differences in a superplastic behavior of the irradiated and not irradiated specimens are determined.