



УДК 539.374+669.715

<http://dx.doi.org/10.15407/dopovidi2016.02.054>

А. В. Пойда<sup>1</sup>, А. В. Завдоев<sup>2,4</sup>, В. П. Пойда<sup>3</sup>,  
В. В. Брюховецкий<sup>1</sup>, Д. Е. Милая<sup>1,3</sup>

<sup>1</sup> Институт электрофизики и радиационных технологий НАН Украины, Харьков

<sup>2</sup> Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев

<sup>3</sup> Харьковский национальный университет им. В. Н. Каразина

<sup>4</sup> Донецкий физико-технический институт им. А. А. Галкина НАН Украины, Киев

E-mail: ntcefo@yahoo.com

## Особенности развития зернограничного проскальзывания в условиях проявления сверхпластичности в сплаве с бимодальной структурой

(Представлено членом-корреспондентом НАН Украины В. Ф. Клепиковым)

*Изучены особенности структурного состояния и деформационного рельефа образцов матричного алюминиевого сплава 1933. Установлено, что зернограничное проскальзывание интенсивно осуществляется как по большеугловым границам ультрамелких зерен, так и по малоугловым границам крупных полигонизированных зерен, параллельных оси растяжения образца. Обсуждается механизм осуществления зернограничного проскальзывания в сплаве 1933 с бимодальной структурой.*

**Ключевые слова:** сверхпластичность, зернограничное проскальзывание, бимодальная структура, большеугловые границы зерен, малоугловые границы зерен.

Считается, что в условиях структурной сверхпластичности не реализуется какой-то особый механизм деформации, а действуют те же механизмы деформации, что и в условиях обычной горячей деформации. Структурная сверхпластичность характеризуется, прежде всего, особым сочетанием вкладов различных механизмов в общую деформацию. При этом наибольший вклад в процесс развития сверхпластической деформации вносит зернограничное проскальзывание. Обычно этим термином обозначают деформационный процесс, приводящий к смещению одного зерна относительно другого вдоль общей поверхности межзеренной границы. А поскольку именно на границах зерен протекает деформационный процесс — зернограничное проскальзывание, являющийся определяющим в сверхпластической деформации — то это указывает на то, что главным структурным элементом в эффекте

© А. В. Пойда, А. В. Завдоев, В. П. Пойда, В. В. Брюховецкий, Д. Е. Милая, 2016

сверхпластичности являются границы зерен. Зернограничное проскальзывание в условиях проявления сверхпластичности активизировано и носит вязкий характер, что проявляется в высоком значении показателя скоростной чувствительности напряжения течения  $m$ , стремящемуся к 1. Процесс зернограничного проскальзывания в условиях сверхпластичности наиболее активно развивается в микрокристаллических сплавах на большеугловых границах зерен, ориентированных в направлении действия максимальных касательных напряжений, т. е. в плоскостях, расположенных под углом  $45^\circ$  по отношению к направлению растяжения образца [1–3]. Рассматривается множество факторов, которые способствуют переводу границы зерен в высокоактивизированное состояние, необходимое для осуществления интенсивного зернограничного проскальзывания. Но сам микромеханизм осуществления зернограничного проскальзывания на атомном уровне пока окончательно еще не установлен. Основной отличительной чертой структурной сверхпластичности является то, что она проявляется при наличии стабильного в процессе деформации однородного ультрамелкого зерна [1, 2]. Однако имеется ряд сообщений о проявлении сверхпластичности крупнозернистыми материалами [4, 5]. В данной же работе изучены особенности развития зернограничного проскальзывания в условиях проявления сверхпластичности в сплаве с бимодальной структурой. На основании обобщения результатов, полученных в работе, и с учетом данных, имеющихся в литературе, проведен анализ развития деформационных и аккомодационных механизмов сверхпластической деформации сплава с бимодальной структурой.

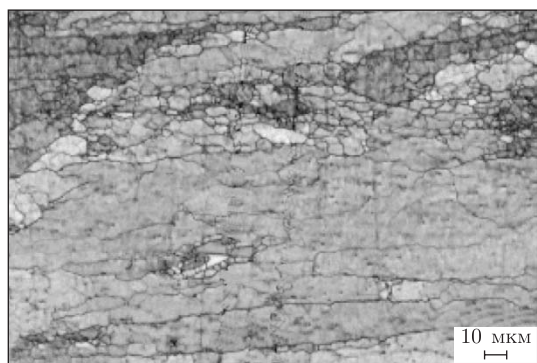
**Материал и методика эксперимента.** Исследуемый в работе сплав 1933 имеет такой химический состав: 1,6 — 2,2% Mg; 0,8 — 1,2% Cu; 0,1% Mn; 0,66 — 0,15% Fe; 0,1% Si; 6,35 — 7,2% Zn; 0,03 — 0,06% Ti; 0,05% Cr; 0,10 — 0,18% Zr; 0,0001 — 0,02% Be; основа Al, % мас. [6].

Для определения удельной доли ультрамелких и крупных зерен, углов разориентировок границ зерен и оценки их количественного содержания в бимодальной структуре сплава 1933 использовали методику дифракции обратнорассеянных электронов (ДОЭ), так называемый EBSD анализ [7]. Исследования проводили с использованием растрового электронного микроскопа JEOL JSM-6490LV, оснащенного энергодисперсионным спектрометром INCA Penta FETx3 и детектором обратнорассеянных электронов Nordlys S. Анализ полученных структур проводили в соответствии с методикой, изложенной в [7], с использованием программного обеспечения HKL Channel 5, которое входит в комплект технической документации к микроскопу.

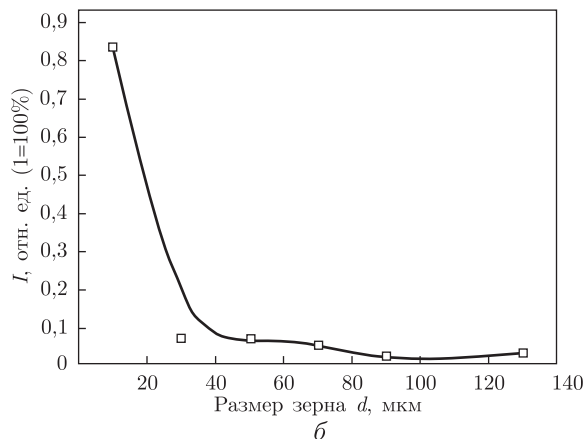
Образцы, которые были использованы для EBSD анализа, были подвергнуты электрополировке. Ее осуществляли в растворе такого состава: 40 мас. %  $H_2SO_4$ , 45 мас. %  $H_3PO_4$ , 3 мас. %  $CrO_3$ , 11 мас. %  $H_2O$ . Режим работы: рабочая температура 60–80 °С, анодная плотность тока 30 – 40 А/дм<sup>2</sup> напряжение 15–18 В, выдержка — несколько минут.

Наряду с химическим травлением для выявления межзеренных границ на поверхности рабочей части образцов исследуемого сплава как исходных, так и сверхпластично продеформированных до определенных степеней деформации, использовали метод деформационного рельефа.

**Результаты и их обсуждение.** На рис. 1, а представлена микрофотография типичного вида исходной микроструктуры образца сплава 1933, полученная методом световой микроскопии. Видно, что микроструктура сплава является бимодальной. Она состоит из участков, содержащих большое число рекристаллизованных мелких и ультрамелких зерен с  $\langle d \rangle = 7 \pm 1$  мкм. Также она содержит некоторое количество крупных вытянутых полигонизированных зерен с  $\langle d \rangle = 50 \pm 1$  мкм. На рис. 1, б представлено распределение размера зерен



*a*



*б*

Рис. 1. Исходная микроструктура образца сплава 1933 (*a*); *б* — распределение по размерам зерен ( $d$ ) для представленного на рис. 1, *a* участка образца сплава 1933

по величине для исследованного участка образца сплава 1933. Видно, что в бимодальной структуре, выявленной на поверхности исследуемого участка образца, преобладают ультрамелкие и мелкие зерна, а крупных полигонизированных зерен в ней значительно меньше.

На рис. 2, *a* представлен фрагмент микроструктуры, полученный в результате совмещения карты контрастов и карты углов разориентировок границ зерен, а на рис. 2, *б* — приведена карта углов ориентации границ зерен. Эти карты были использованы для определения удельной доли малоугловых границ зерен и большеугловых границ зерен для исследуемого участка поверхности образца сплава 1933.

Представлено количественное распределение границ зерен по углам разориентировки (рис. 2, *в*). Оно было построено в результате учета всех аттестованных границ зерен, имеющих в исследуемом участке образца сплава 1933. При построении этой зависимости было принято относить к малоугловым границам зерен те границы зерен, которые имеют разориентировку ниже  $10^\circ$ , а к большеугловым границам зерен — те границы зерен, которые имеют разориентировку выше  $10^\circ$  [7]. Установлено, что удельная доля малоугловых границ зерен для исследуемого участка поверхности составляет 65,5%, а удельная доля большеугловых границ зерен — 35,5%. Эти данные убедительно свидетельствуют о том, что исходная структура образцов сплава 1933 не полностью рекристаллизована, а также о том, что в ней присутствует развитая субструктура.

На рис. 3, *a* (см. вклейку) представлена карта ориентировок зерен в исследованном участке образца сплава 1933, а на рис. 3, *б* — изображение легенды к ней, которые были построены в пространстве обратных полюсных фигур. Видно, что ориентировки зерен в данном участке распределены неоднородно. Для ультрамелких зерен преобладающими являются ориентировки, тяготеющие к ориентировкам (111) и (001), а для крупных полигонизированных зерен преобладающей является ориентировка, тяготеющая к ориентировке (001). На карте ориентировок также присутствует некоторое количество зерен, ориентировка которых тяготеет к ориентировке (101).

В результате осуществления механических испытаний, проведенных в режиме ползучести при постоянном напряжении течения, были установлены [8–10], оптимальные условия проявления эффекта сверхпластичности образцами сплава 1933: температура  $T = 520^\circ\text{C}$ , напряжение течения  $\sigma = 5,5$  МПа. Максимальное относительное удлинение образцов до

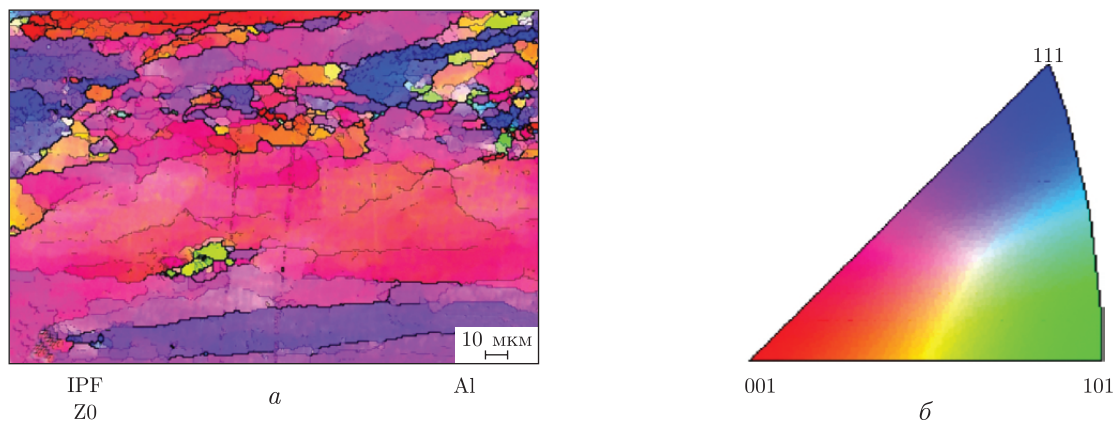


Рис. 3. Карта ориентировок зерен в исследованном участке образца сплава 1933 (*a*); *б* — изображение легенды к данной карте ориентировок

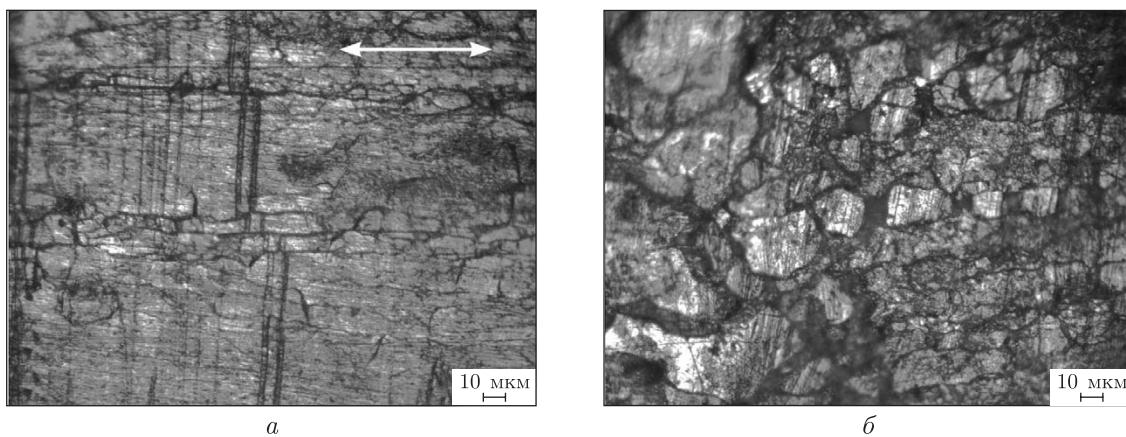


Рис. 4. Характерные виды деформационного рельефа, образовавшегося на поверхности рабочей части образцов сплава 1933, продеформированных до разрушения в оптимальных условиях ВСП. Направление растяжения образцов горизонтальное. Световая микроскопия

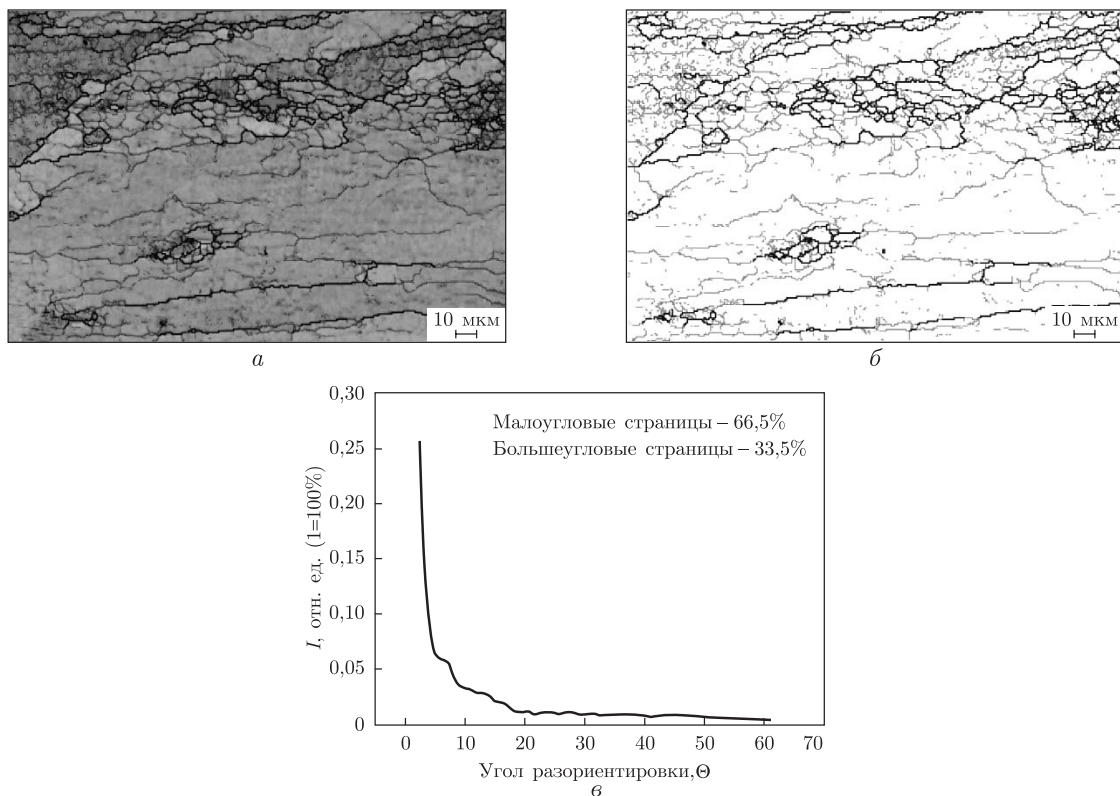


Рис. 2. Карты EBSD анализа: *a* — карта, полученная в результате совмещения карты контрастов и карты углов разориентировок границ зерен; *б* — карта углов ориентации границ зерен; *в* — зависимость относительного количества границ зерен разной разориентировки от угла разориентировки для исследуемого участка поверхности образца сплава 1933

разрушения  $\delta$ , сверхпластично продеформированных при  $T = 520$  °С,  $\sigma = 5,5$  МПа при скорости истинной деформации  $1,2 \cdot 10^{-4}$  с $^{-1}$  составило 260%.

На рис. 4 (см. вклейку) показаны характерные виды деформационного рельефа, образовавшегося на поверхности рабочей части образцов сплава 1933, продеформированных до разрушения в оптимальных условиях сверхпластичности. Установлено, что в ходе сверхпластической деформации в образцах развивалось зернограничное проскальзывание, которое интенсивно осуществлялось по границам как ультрамелких (см. рис. 4, *a*), так и крупных полигонизированных зерен (см. рис. 4, *б*). Об этом убедительно свидетельствует образование на предварительно отполированной поверхности рабочей части образцов развитого деформационного рельефа, а также наличие на границах проскользнувших зерен характерных смещений и разрывов маркерных рисок. Следует отметить, что наблюдаемое интенсивное проскальзывание крупных полигонизированных зерен (см. рис. 4, *б*), осуществляется по межкристаллитным границам, параллельным направлению растяжения образца. Большинство этих границ, как показали исследования, являются малоугловыми. Все это не характерно для существующих классических представлений о развитии зернограничного проскальзывания в условиях сверхпластичности [2, 3]. Установлено, что вклад зернограничного проскальзывания в локальную деформацию образцов в различных участках их рабочей части существенно отличается. Как показали оценочные расчеты, его значения находятся в интервале от  $\approx 50\%$  до  $\approx 80\%$ .

Об интенсивном вращении зерен, которое осуществлялось в ходе зернограничного проскальзывания, свидетельствует тот факт, что маркерные риски, нанесенные на предварительно отполированную поверхность рабочей части образца до его деформирования, которые в недеформированном образце проходят как прямые сплошные линии через несколько зерен, после сверхпластической деформации изменяют свой вид. В продеформированном образце они разориентированы один относительно другого и состоят из отдельных отрезков, которые смещены на определенное расстояние или же имеют разрывы при переходе рисок через границы соседних зерен (см. рис. 4, а).

Ранее [8–10] при проведении структурных исследований нами было установлено, что в образцах сплава 1933, подготовленных к проведению механических испытаний, основная часть легирующих элементов (Mg, Zn) находится в твердом растворе на основе алюминия. И только на отдельных участках границ зерен существует повышенная концентрация легирующих элементов. Также было показано [8–10], что при нагревании образцов сплава 1933 до температуры испытаний происходит частичное плавление сплава, в результате которого на межзеренных границах образуется метастабильная вязкая жидкая фаза. Об этом также косвенно свидетельствует присутствие в сверхпластично продеформированных при  $T = 520$  °С образцах сплава волокнистых структур [9, 10], содержащих повышенную концентрацию магния.

Анализ характерных видов деформационного рельефа, образовавшегося на поверхности сверхпластично продеформированных образцов, типичные виды которого представлены на рис. 4, а также использование полученных ранее данных о вкладе зернограничного проскальзывания в локальную деформацию его образцов [9, 10] дает основание предложить такое качественное описание развития деформационных и аккомодационных механизмов сверхпластической деформации образцов сплава 1933 с бимодальной структурой. Так в работах [11] рассмотрено влияние наличия бимодальной структуры на развитие сверхпластической деформации образцов алюминиевого сплава 01570С. Высказано предположение о том, что в процессе динамического нагружения образца первоначально начинают деформироваться крупные зерна. При этом формируются интенсивные потоки решеточных дислокаций, которые, попадая на большеугловые границы зерен в мелкозернистой структуре, переводят их в более неравновесное состояние. Это обеспечивает возможность развития зернограничного проскальзывания в мелкозернистой составляющей структуры сплава. Потоки решеточных дислокаций из объема крупных зерен активизируют подавляющее число большеугловых границ зерен. Под действием потоков дислокаций происходит увеличение избыточного неравновесного объема большеугловых границ зерен, и, как следствие, диффузионные процессы в таких границах существенно активизируются, что приводит к ускорению диффузии по большеугловым границам и интенсивному развитию зернограничного проскальзывания [11].

Можно предположить, что в образцах исследуемого сплава 1933 внутризеренная деформация, которая служит для создания неравновесного состояния большеугловых границ зерен, при приложении к образцу напряжения начинает одновременно осуществляться как в крупных вытянутых полигонизированных зернах, так и в тех мелких и ультрамелких зернах, в которых внешнее напряжение в соответствии с законом Шмидта, достигнет критического напряжения сдвига.

В работах [9, 10] было установлено, что зернограничное проскальзывание в образцах сплава 1933 интенсивно развивается на границах зерен, которые состоят из участков, занятых твердой и жидкой фазами. Вероятно интенсивное зернограничное проскальзывание



по твердым участкам большеугловых границ ультрамелких и мелких зерен осуществляется за счет развития тех же микропроцессов, которые активно действуют и в условиях проявления микрозеренной структурной сверхпластичности [1, 2]. По-видимому, интенсивное зернограничное проскальзывание, осуществляющееся на твердых участках большеугловых границ крупных и ультрамелких зерен, сопровождается развитием вязкого течения на тех участках большеугловых и малоугловых границах всех тех зерен, которые содержат вязкую жидкую фазу, представляющую собой жидко-твердую суспензию. В результате этого зернограничное проскальзывание может интенсивно развиваться не только на большеугловых границах мелких и ультрамелких зерен, но и на малоугловых границах между крупными, в том числе и полигонизованными зёрнами, ориентированными параллельно оси растяжения образца. Как показано в работе [12], жидкая фаза, граничащая 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 зернограничного проскальзывания. Если на межкристаллитных границах будут участки, занятые жидко-твердой фазой, то зернограничного проскальзывания по таким границам может быть облегчено по сравнению с проскальзыванием по “твердым” границам. В образцах исследованного сплава 1933 этот процесс будет осуществляться под действием напряжений сдвига за счет относительного смещения слоев жидко-твердой фазы, обогащенной поверхностно-активными элементами, поскольку, как указано в [12], в том случае, если жидкая фаза располагается в виде пленок между кристаллитами, то деформационная способность материала на сдвиг увеличивается, а его прочность на отрыв сохраняется.

Для обеспечения стабильности сверхпластической деформации в ходе сверхпластичного течения образцов исследованного сплава 1933, в их рабочей части должны эффективно действовать различные аккомодационные механизмы, осуществляющиеся внутри зерен и на их проскальзывающих границах, а также в области контакта между жидкой и твердой фазами. Аккомодация зернограничного проскальзывания 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 исследованного сплава 1933, сверхпластично деформируемых в твердо-жидком состоянии, способствует эффективной релаксации напряжений в трудных для осуществления зернограничного проскальзывания участках границ зерен. В результате согласованного осуществления указанных выше деформационных и аккомодационных процессов в рабочей части образцов исследованного в данной работе сплава 1933 с бимодальной структурой происходит интенсивная перестановка зерен, которая сопровождается вязким течением жидко-твердой фазы, локализованной на межкристаллитных границах.

Таким образом, нами исследовано исходное структурное состояние промышленного полупабриката сплава 1933, проявившего эффект высокотемпературной структурной сверхпластичности. Показано, что исходная структура сплава 1933 является бимодальной. Определена удельная доля границ зерен разной разориентировки в исходных образцах сплава 1933, подготовленных к проведению механических испытаний. Установлено, что удельная доля малоугловых зерен составляет 65,5%, а удельная доля большеугловых зерен равна 35,5%.

Проанализировано влияние исходного структурного состояния сплава 1933 на развитие зернограничного проскальзывания. Установлено, что зернограничное проскальзывание интенсивно осуществляется как по большеугловым границам ультрамелких зерен, так и по

малоугловым границам крупных полигонизированных зерен, параллельных оси растяжения образца. Предложен механизм развития зернограницного проскальзывания в сплаве 1933 с бимодальной структурой.

*Работа выполнена при частичной поддержке целевой комплексной программы НАН Украины “Фундаментальні проблеми створення нових наноматеріалів і нанотехнологій”, проект № 62/15-Н.*

## Цитированная литература

1. Новиков И. И., Портной В. К. Сверхпластичность металлов и сплавов с ультрамелким зерном. – Москва: Металлургия, 1981. – 168 с.
2. Кайбышев О. А. Сверхпластичность промышленных сплавов. – Москва: Металлургия, 1984. – 264 с.
3. Кайбышев О. А., Утяшев Ф. З. Сверхпластичность, измельчение структуры и обработка труднодеформируемых сплавов. – Москва: Наука, 2002. – 438 с.
4. Kuznetsova R. I., Zhukov N. N., Kaibyshev O. A., Valiev R. Z. Mechanism of superplastic deformation of coarse-grained materials // Phys. Stat. Sol. – 1982. – **70A**, No 2. – P. 371–378.
5. Брюховецкий В. В. О причинах высокотемпературной сверхпластичности крупнозернистого алюминиевого сплава типа «авиаль» // ФММ. – 2001. – **92**, № 1. – С. 107–111.
6. Белецкий В. М., Кривов Г. А. Алюминиевые сплавы (состав, свойства, технология, применение) справочник. Под общ. ред. акад. РАН И. Н. Фридляндера. – Киев: Коминтех, 2005. – 315 с.
7. Варюхин В. Н., Пашинская Е. Г., Завдоев А. В., Брюховецкий В. В. Возможности метода дифракции обратнорассеянных электронов для анализа структуры деформированных материалов. – Киев: Наук. думка, 2014. – 101 с.
8. Педун Д. Е., Пойда В. П., Брюховецкий В. В. и др. Высокотемпературная структурная сверхпластичность и частичное плавление высокопрочного сплава 1933 – системы Al–Mg–Zn–Cu–Zr // Вісн. ХНУ. – 2012. – № 1019. Серія Фізика, В. 16. – С. 63–69.
9. Педун Д. Е., Пойда В. П., Брюховецкий В. В. и др. Структурные изменения в ходе сверхпластической деформации алюминиевых сплавов АМг2М и 1933 // Металлофизика и новейшие технологии. – 2012. – **34**, № 10. – С. 1397–1410.
10. Пойда В. П., Педун Д. Е., Брюховецкий В. В. и др. Структурные изменения в ходе сверхпластической деформации высокопрочного сплава 1933 – системы Al–Mg–Zn–Cu–Zr // Физика металлов и металловедение. – 2013. – **114**, № 9. – С. 848–858.
11. Карнавская Т. Г., Автокротова Е. В., Брагов А. М. и др. Особенности механического поведения алюминиевого сплава 01570С с бимодальной структурой в условиях динамического нагружения // Письма в ЖТФ. – 2012. – **38**, вып. 13. – С. 48–55.
12. Hagashi K., Nieh T. G., Mabuchi M., Wadsworth J. Effect of liquid phases on the tensile elongation of superplastic aluminum alloys and composites // Scr. Metall. and Mater. – 1995. – **32**, No 7. – P. 1079–1084.

## References

1. Novikov I. I., Portnoy V. K. Sverkhplastichnost' metallov i splavov s ul'tramelkim zernom, Moskva: Metallurgiya, 1981 (in Russian).
2. Kaybyshev O. A. Sverkhplastichnost' promyshlennykh splavov, Moskva: Metallurgiya, 1984 (in Russian).
3. Kaybyshev O. A., Utyashev F. Z. Sverkhplastichnost', izmel'chenie struktury i obrabotka trudnodeformiruemyykh splavov, Moskva: Nauka, 2002 (in Russian).
4. Kuznetsova R. I., Zhukov N. N., Kaibyshev O. A., Valiev R. Z. Phys. Stat. Sol., 1982, **70A**, No 2: 371–378.
5. Bryukhovetskiy V. V. FMM, 2001, **92**, No 1: 107–111 (in Russian).
6. Beletskiy V. M., Krivov G. A. Alyuminievye splavy (sostav, svoystva, tekhnologiya, primeneniye) spravochnik. Pod red. akad. RAN I. N. Fridlyandera, Kiev: Komintekh, 2005 (in Russian).
7. Varyukhin V. N., Pashinskaya E. G., Zavadoev A. V., Burkhovetskiy V. V. Vozmozhnosti metoda difraktsii obratnorasseyannykh elektronov dlya analiza struktury deformirovannykh materialov, Kiev: Nauk. Dumka, 2014 (in Russian).



8. Pedun D. E., Poyda V. P., Bryukhovetskiy V. V. et al. Visnyk KhNU, 2012, No 1019, ser. Fizyka, **16**: 63–69 (in Russian).
9. Pedun D. E., Poyda V. P., Bryukhovetskiy V. V. et al. Metallofizika i noveyshie tekhnologii., 2012, **34**, No 10: 1397–1410 (in Russian).
10. Poyda V. P., Pedun D. E., Bryukhovetskiy V. V. et al. FMM, 2013, **114**, No 9: 848–858 (in Russian).
11. Karnavskaya T. G., Avtokratova E. V., Bragov A. M. and others. Pis'ma v ZhTF, 2012, **38**, No 13: 48–55.
12. Higashi K., Nieh T. G., Mabuchi M., Wadsworth J. Scr. Metall. and Mater., 1995, **32**, No 7: 1079–1084.

*Поступило в редакцію 28.09.2015*

**А. В. Пойда<sup>1</sup>, А. В. Завдовєєв<sup>2,4</sup>, В. П. Пойда<sup>3</sup>, В. В. Брюховецький<sup>1</sup>,  
Д. Є. Мила<sup>1,3</sup>**

<sup>1</sup> Інститут електрофізики і радіаційних технологій НАН України, Харків

<sup>2</sup> Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України, Київ

<sup>3</sup> Харківський національний університет ім. В. Н. Каразіна

<sup>4</sup> Донецький фізико-технічний інститут ім. О. О. Галкіна НАН України, Київ

*E-mail:* ntcefo@yahoo.com

### **Особливості розвитку зернограничного проковзування в умовах прояву надпластичності в сплаві з бімодальною структурою**

*Вивчено особливості структурного стану і деформаційного рельєфу зразків матричного алюмінієвого сплаву 1933. Встановлено, що зерномежеве проковзування інтенсивно здійснюється як по великокутових межах ультрадрібних зерен, так і по малокутових межах великих полігонізованих зерен, паралельних осі розтягу зразка. Обговорюється механізм здійснення зернограничного проковзування в сплаві 1933 з бімодальною структурою.*

**Ключові слова:** надпластичність, зерномежеве проковзування, бімодальна структура, великокутові межі зерен, малокутові межі зерен.

**A. V. Poyda<sup>1</sup>, A. V. Zavdoveev<sup>2,4</sup>, V. P. Poyda<sup>3</sup>, V. V. Bryukhovetskiy<sup>1</sup>,  
D. E. Milaya<sup>1,3</sup>**

<sup>1</sup> Institute of Electrophysics & Radiation Technologies the NAS of Ukraine, Kharkiv

<sup>2</sup> Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, Kiev

<sup>3</sup> V. N. Karazin Kharkiv National University

<sup>4</sup> A. A. Galkin Donetsk Institute for Physics and Engineering of the NAS of Ukraine, Kiev

*E-mail:* ntcefo@yahoo.com

### **Features of the grain boundary sliding development under conditions of superplasticity in an alloy with bimodal structure**

*The features of a structural state and a deformation relief of matrix aluminum alloy 1933 are investigated. It is determined that the grain boundary sliding is carried out intensively both on the high-angle boundaries of ultrafine grains and the low-angle boundaries of large polygonized grains parallel to the strain axis of the sample. The mechanism of the boundary sliding in alloy 1933 with a bimodal structure is discussed.*

**Keywords:** superplasticity, grain boundary sliding, bimodal structure, high-angle grain boundaries, low-angle grain boundaries.