

УДК 539.214:539.382.2

ОСОБЕННОСТИ ЭВОЛЮЦИИ СТРУКТУРЫ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 В СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СОСТОЯНИИ ПРИ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Раточка Илья Васильевич,

канд. физ.-мат. наук, ст. науч. сотр. ФГБУН «Институт физики прочности и материаловедения СО РАН», Россия, 634021, г. Томск, пр. Академический, 2/4. E-mail: ivr@ispms.tsc.ru

Лыкова Ольга Николаевна,

вед. техн. ФГБУН «Институт физики прочности и материаловедения СО РАН», Россия, 634021, г. Томск, пр. Академический, 2/4. E-mail: lon8@yandex.ru

Грабовецкая Галина Петровна,

д-р физ.-мат. наук, ведущ. науч. сотр. ФГБУН «Институт физики прочности и материаловедения СО РАН», Россия, 634021, г. Томск, пр. Академический, 2/4. E-mail: grabg@ispms.tsc.ru

Работа выполнена с целью установления взаимосвязи между эволюцией структуры и особенностями деформационного поведения сплава ВТ6 в субмикроструктурном состоянии при сверхпластической деформации. Субмикроструктурное состояние в исследуемом сплаве получали с помощью метода всестороннего прессования со сменой оси деформации и постепенным понижением температуры в интервале 823–1073 К. Изучение деформационного поведения субмикроструктурного состояния сплава ВТ6 проводили при растяжении в вакууме 10^{-2} Па с начальной скоростью деформации $6,9 \cdot 10^{-3}$ с⁻¹ в интервале температур 773–1073 К. Исследования исходной и после деформации образцов на 40, 60 и 200 % субмикроструктурной структуры сплава проводили с использованием метода просвечивающей электронной микроскопии. Установлено, что формирование субмикроструктурной структуры приводит к снижению начала температурного интервала реализации сверхпластического течения в исследуемом сплаве с 1173 до 873 К. Показано, что при повышении температуры сверхпластической деформации образцов субмикроструктурного сплава ВТ6 от 873 до 973 К на кривых растяжения в координатах «истинное напряжение – истинная деформация» появляются протяженные участки деформационного упрочнения. Эволюция структуры при сверхпластической деформации субмикроструктурного сплава ВТ6 зависит от температуры испытаний, и при температуре 973 К наблюдается изменение характера гистограммы распределения элементов зеренно-субзернной структуры по размерам от однодального к бимодальному. Показано, что деформационное упрочнение исследуемого сплава при сверхпластическом течении обусловлено формированием в нем бимодальной структуры и ростом объемной доли относительно крупных зерен в процессе деформации.

Ключевые слова:

Титановый сплав, субмикроструктурная структура, сверхпластическая деформация, кривые течения, эволюция структуры, размер зерна.

Введение

В последнее время активно исследуются поликристаллические металлы и сплавы с субмикроструктурной (СМК и НК) структурой, полученные методами интенсивной пластической деформации. Интерес к таким материалам связан, в первую очередь, с тем, что они обладают уникальными физико-механическими свойствами, существенно отличающимися от свойств крупнозернистых аналогов [1–5]. В частности, при определенных условиях, СМК и НК материалы проявляют низкотемпературную и/или высокоскоростную сверхпластичность. Проведенные исследования показали, что механическое поведение таких материалов, так же как и мелкозернистых, при сверхпластической деформации определяется преимущественно размером зерна, структурно-фазовым состоянием, а также высокой степенью неравномерности границ зерен и, как следствие, увеличе-

нием их диффузионной проницаемости [1–3, 6–10]. С другой стороны, сверхпластическое течение СМК и НК материалов имеет целый ряд особенностей. Так, например, при сверхпластической деформации таких сплавов на кривых «напряжение–деформация» часто наблюдаются протяженные участки деформационного упрочнения [1, 11–15]. В то же время для «обычных» мелкозернистых сверхпластичных материалов характерна слабая зависимость напряжения течения от степени деформации [16, 17]. Однако до настоящего времени эффект деформационного упрочнения при сверхпластической деформации СМК и НК материалов не получил удовлетворительного объяснения. В связи с этим дальнейшие экспериментальные исследования особенностей развития механизмов сверхпластической деформации и эволюции структуры в таких материалах представляются актуальными.

Материал и методика исследований

В работе использовали промышленный сплав VT6 в субмикроструктурном состоянии. Указанное состояние получали методом всестороннего прессования [18] в интервале температур 823–1073 К. Испытания на растяжение образцов в виде двойной лопатки с размерами рабочей базы 5·1,7·0,8 мм³ проводили на установке ПВ-3012 М, оснащенной тензометрической системой измерения нагрузки с автоматической записью кривых течения в координатах нагрузка–время в вакууме 10⁻² Па с начальной скоростью деформации 6,9·10⁻³ с⁻¹ в интервале температур от 773 до 1073 К. Образцы вырезали электроискровым способом. Перед испытанием с поверхности образцов удаляли слой толщиной около 100 мкм механической шлифовкой и последующей электролитической полировкой. Структурные исследования проводили с использованием просвечивающего электронного микроскопа ЭМ-125 К. Фольги для электронной микроскопии готовили стандартным методом на установке для струйной полировки «Микрон-103», с применением электролита следующего состава: 20 % HClO₄+80 % CH₃CO₂H. Размеры элементов зеренно-субзеренной структуры определяли по темнопольному изображению (после всестороннего прессования) и по светлопольному изображению (после сверхпластической деформации). Выборка составляла не менее 200 зерен.

Экспериментальные результаты

На рис. 1 представлена типичная структура, формирующаяся в сплаве VT6 после всестороннего прессования. Исследования, выполненные с использованием электронной микроскопии, показали, что средний размер элементов зеренно-субзеренной структуры составляет около 0,25 мкм (рис. 1, б).

На электронномикроскопических снимках внутри зерен, как правило, наблюдается сложный деформационный контраст. Отдельные дислокации не выявляются. Кольцевые микроdifракции, при малом размере селекторной диафрагмы (площадь диафрагмы ~1,8 мкм²), свидетельствуют о большой доле высокоугловых границ зерен. Как было показано авторами [19], формирование такой структуры приводит к реализации сверхпластического течения сплава при достаточно низких температурах (873–973 К). При этом относительное удлинение образцов может составлять 500–700 %, в зависимости от условий деформации.

На рис. 2 представлены типичные кривые растяжения субмикроструктурного сплава VT6 в координатах «истинное напряжение – истинная деформация». Особенностью этих кривых является наличие при определенных температурно-скоростных условиях участков длительного деформационного упрочнения (рис. 2, кривая 2). Как уже было отмечено выше, такой характер кривых течения часто наблюдается при сверхпластической деформации субмикро- и нанокристаллических ме-

таллов и сплавов [1, 11–15]. Для выяснения физической природы указанной особенности развития сверхпластической деформации в субмикроструктурном состоянии в настоящей работе были проведены электронномикроскопические исследования эволюции структуры после различных степеней деформации в зависимости от температуры.

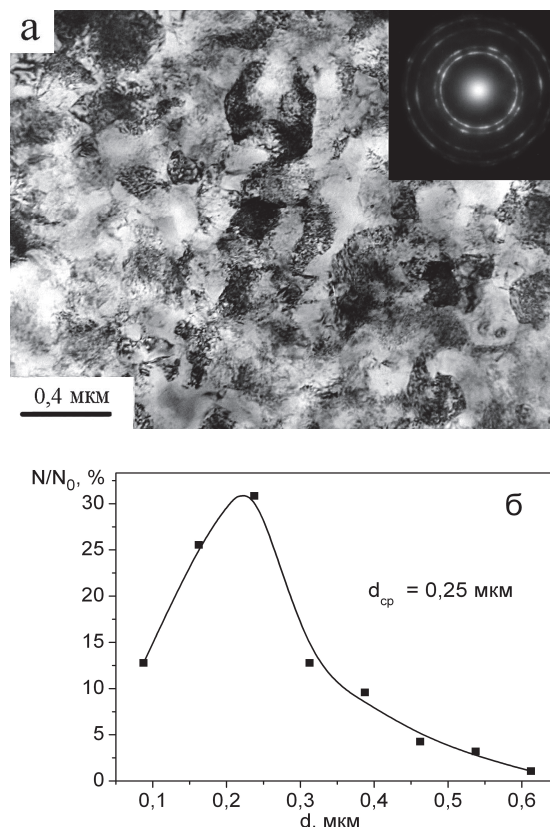


Рис. 1. Микроструктура (а) и гистограмма распределения зеренно-субзеренной структуры по размерам (б) сплава VT6 в субмикроструктурном состоянии

Fig. 1. Microstructure (a) and size distribution histogram of grain-subgrain structure (b) of VT6 alloy in submicrocrystalline state

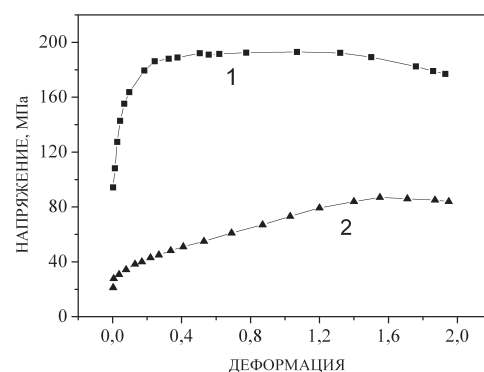


Рис. 2. Зависимость истинного напряжения течения от степени деформации образцов сплава VT6 при температурах 873 и 973 К (кривые 1 и 2, соответственно)

Fig. 2. Dependence of flow real stress on deformation degree of VT6 alloy samples at 873 and 973 K (curves 1, 2 correspondingly)

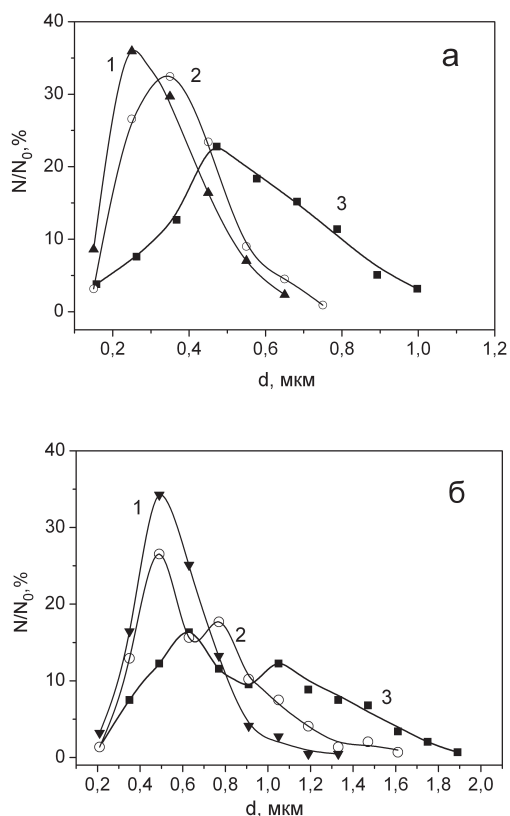


Рис. 3. Гистограммы распределения зеренно-субзеренной структуры по размерам после сверхпластической деформации при температурах 873 (а) и 973 (б) К: 1 – 40, 2 – 60, 3 – 200 %

Fig. 3. Size distribution histograms of grain-subgrain structure after superplastic deformation at 873 (a) and 973 (b) K: 1 – 40, 2 – 60, 3 – 200 %

На рис. 3 представлены гистограммы распределения зеренно-субзеренной структуры по размерам после деформации при 873 К. Видно, что с увеличением степени деформации гистограммы остаются качественно подобными. Во всем исследованном интервале они остаются одномодальными, наблюдается только постепенное увеличение среднего размера зерна (рис. 3, сравнение кривых 1–3). В то же время характер роста зерен в процессе деформации при 973 К имеет качественно иной характер. Так, если после 40 % деформации гистограмма распределения зеренно-субзеренной структуры по размерам сохраняет одномодальный характер, лишь наблюдается появление небольшого «хвоста» (рис. 4, кривая 1), то при дальнейшей деформации образцов рассматриваемые гистограммы приобретают бимодальный вид (рис. 4, кривые 2 и 3). Таким образом, характер эволюции структуры качественно меняется в зависимости от температуры сверхпластического течения сплава ВТ6 и коррелирует с изменением характера деформационных кривых. Известно [16, 17], что при сверхпластической деформации напряжение течения (σ) пропорционально размеру зерна $\sigma \sim d^a$, где $a=0,7\dots 2$, причем наиболее часто $a=1$. Следовательно, можно предполагать, что отмеченные вы-

ше особенности в росте зерен могут быть причиной наблюдаемого деформационного упрочнения сплава ВТ6 в процессе сверхпластического течения.

В литературе имеются данные о том, что наличие разнотерности в исходной структуре мелкозернистых сверхпластических сплавов оказывает существенное влияние на их механические свойства в условиях сверхпластического течения. Так, например, в [16] рассматривался алюминиевый сплав О1420 в трех состояниях: с равноосной мелкозернистой структурой – $d=6$ мкм, с крупнозернистой – $d=75$ мкм и смешанной структурой, в которой наряду с крупными вытянутыми зернами имеют место равноосные мелкие зерна с $d=6$ мкм. Площадь фракций мелких и крупных зерен в этом состоянии находилась в соотношении 1:1. В указанной работе показано, что при наличии смешанной структуры сплав проявляет признаки сверхпластического состояния. Однако при этом его напряжение течения увеличивается по сравнению с напряжением течения для однородного мелкозернистого сплава и уменьшается по сравнению с напряжением для крупнозернистого. В работе [20] была предложена модель, позволяющая рассчитать механические свойства сверхпластического сплава с учетом объемной доли зерен с разным размером, принимая их вклад в сверхпластическую деформацию аддитивным. При этом было показано [20], что напряжение течения в рамках данной модели можно оценить по формуле:

$$\sigma = \sum f_i \sigma_i, \quad (1)$$

где f_i – объемная доля зерен среднего размера d_i ; σ_i – соответствующее напряжение течения. Сравнение результатов, рассчитанных по указанной модели, показало хорошее совпадение с экспериментальными результатами, полученными на сплавах Ti-6Al-4V и Al7475 [20].

Как видно из приведенной выше формулы, увеличение, например, объемной доли крупных зерен в процессе деформации, при прочих равных условиях, приведет к соответствующему росту величины напряжения течения. Для проверки данного предположения в настоящей работе были проведены оценки объемных долей крупных и мелких зерен после различных степеней деформации, что дает возможность сравнить экспериментальные и расчетные величины напряжения течения.

Для проведения таких оценок рассмотрим более детально эволюцию структуры сплава ВТ6 в процессе деформации при 973 К и ее взаимосвязь с напряжением течения сплава. Очевидно, что при 40 % деформации (начальный этап стадии деформационного упрочнения) величина напряжения течения определяется элементами зерно-субзеренной структуры, размеры которых менее 1 мкм, т. е. объемная доля таких элементов более 80 % (рис. 3, кривая 1). Назовем для определенности такие элементы «мелкими». Величина напряжения течения образцов сплава с «мелкими» элементами, как видно из рис. 2, составляет ~50 МПа. В то же

время при деформации 200 % (напряжение течения сплава начинает слабо зависеть от степени деформации) величина напряжения будет определяться в основном элементами с размерами более 1 мкм, т. к. их объемная доля около 90 % (рис. 3, кривая 3) (назовем такие элементы «крупными»). Величина напряжения течения в этом случае составляет ~80 МПа (рис. 2). Согласно сделанному выше предположению, величина напряжения течения сплава во всех промежуточных точках между 40 и 200 % будет определяться соотношением объемных долей «мелких» и «крупных» элементов. В нашем случае известно распределение элементов зеренно-субзеренной структуры по размерам при 60 % деформации, что дает возможность сравнить экспериментальную и расчетную (из формулы (1)) величины напряжения течения. Из гистограммы распределения элементов по размерам при деформации 60 % (рис. 3, кривая 2) можно провести оценку объемной доли «мелких» f_1 и «крупных» f_2 элементов в рассматриваемых условиях. Проведенные расчеты показывают, что объемные доли f_1 и f_2 составляют 0,45 и 0,55, соответственно. Подставляя полученные значения f_1 и f_2 и

соответствующие им напряжения в формулу (1) находим, что напряжение течения при деформации на 60 % при 973 К должно быть около 66 МПа. Сравнивая расчетные данные с экспериментальными результатами (60 МПа – рис. 2, кривая 2), получаем хорошее соответствие.

Заключение

Проведенные исследования показали, что эволюция структуры при сверхпластической деформации титанового сплава ВТ6 существенно зависит от температуры испытаний. Деформация сплава при 973 К приводит к изменению характера гистограммы распределения элементов зеренно-субзеренной структуры по размерам от одномодального к бимодальному. При этом установлено, что деформационное упрочнение исследуемого сплава ВТ6 при сверхпластическом течении обусловлено формированием в нем бимодальной структуры и ростом объемной доли относительно крупных элементов структуры в процессе деформации.

Работа выполнена при финансовой поддержке программы фундаментальных исследований СО РАН на 2013–2016 гг. III.23.2.2.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Валиев Р.З., Александров И.В. Наноструктурные материалы, подвергнутые интенсивной пластической деформации. – М.: Логос, 2000. – 272 с.
2. Зернограничная диффузия и свойства наноструктурных материалов / Ю.Р. Колобов, Р.З. Валиев, Г.П. Грабовецкая и др. – Новосибирск: Наука, 2001. – 232 с.
3. Кайбышев О.А., Утяшев Ф.З. Сверхпластичность, измельчение структуры и обработка труднодеформируемых сплавов. – М.: Наука, 2002. – 438 с.
4. Meyers M.A., Mishra A., Benson D.J. Mechanical properties of nanocrystalline materials // Progress in materials science. – 2006 – V. 51. – P. 427–556.
5. Корзникова Г.Ф., Миронов С.Ю., Корзникова Е.А. Повышение пластичности в магнитотвердом сплаве 25X15K после деформации на наковальных Бриджмена // Физическая мезомеханика. – 2013. – Т. 16. – № 5. – С. 79–85.
6. Грабовецкая Г.П., Мельникова Е.Н., Чернов И.П. Структурно-фазовое состояние и механические свойства субмикроструктурного титанового сплава Ti-6Al-4V, полученного с использованием обратимого легирования водородом // Известия Томского политехнического университета. – 2007. – Т. 311. – № 2. – С. 111–116.
7. Влияние насыщения водородом и облучения ионизирующим излучением на структуру и механические свойства субмикроструктурного титанового сплава Ti-6Al-4V / Н.Н. Никитенков, Е.Н. Кудрявцева, И.П. Чернов и др. // Известия Томского политехнического университета. – 2008. – Т. 313. – № 2. – С. 105–110.
8. Naydenkin E.V., Ratochka I.V., Grabovetskaya G.P. The Aspects of Practical Application of Ultrafine-Grained Titanium Alloys Produced Severe Plastic Deformation // Materials Science Forum. – 2011. – V. 667–669. – P. 1183–1188.
9. Влияние наноструктурирования поверхностного слоя алюминий-литиевого сплава 1424 на механизмы деформации, технологические характеристики и усталостную долговечность. Повышение пластичности и технологических характеристик / В.Е. Панин, Е.Н. Каблов, Ю.И. Почивалов, С.В. Панин, Н.И. Колобнев // Физическая мезомеханика. – 2012. – Т. 15. – № 6. – С. 107–111.
10. Липницкий А.Г., Неласов И.В., Колобов Ю.Р. Молекулярно-динамическое исследование зернограничной самодиффузии в ГПУ- и ОЦК-фазах нанокристаллического титана // Физическая мезомеханика. – 2013. – Т. 16. – № 1. – С. 67–73.
11. Высокоскоростная сверхпластичность промышленных алюминиевых сплавов 1421 и 1460 / А.М. Шаммазов, Н.К. Цевев, Р.З. Валиев и др. // ФММ. – 2000. – Т. 89. – № 3. – С. 107–111.
12. Characteristics of superplasticity in an ultrafine-grained aluminum alloy processed by ECA pressing / R.K. Islamgaliev, N.F. Yunusova, R.Z. Valiev, N.K. Tsenev, V.N. Perevezentsev, T.G. Langdon. // Scripta Materialia. – 2003. – V. 49. – № 5. – P. 467–472.
13. Enhanced superplasticity in a Ti-6Al-4V alloy processed by severe plastic deformation / A.V. Sergueeva, V.V. Stolyarov, R.Z. Valiev, A.K. Mukherjee // Scripta Materialia. – 2000. – V. 43. – № 9. – P. 819–824.
14. Влияние легирования водородом на деформационное поведение и локализацию пластической деформации на макромасштабном уровне субмикроструктурного титанового сплава Ti-6Al-4V / Г.П. Грабовецкая, Е.Н. Мельникова, Ю.Р. Колобов, И.П. Чернов // Физическая мезомеханика. – 2006. – Т. 9. – Спец. вып. – С. 107–110.
15. The effect of equal-channel angular pressing on structure-phase changes and superplastic properties of Al-Mg-Li alloy / E.V. Naidenkin, E.F. Dudarev, Yu.R. Kolobov, G.P. Bakach, T.G. Langdon // Materials science forum. – 2006. – V. 503–504. – P. 983–988.
16. Кайбышев О.А. Сверхпластичность промышленных сплавов. – М.: Металлургия, 1984. – 264 с.
17. Новиков И.И., Портной В.К. Сверхпластичность сплавов с ультрамелким зерном. – М.: Металлургия, 1981. – 168 с.
18. Способ получения титановых сплавов с субмикроструктурной структурой деформированием с обеспечением интенсивной пластической деформации: пат. РФ № 2388566, 2010.
19. Раточка И.В., Лыкова О.Н., Гераськина А.Ю. Особенности сверхпластической деформации титанового сплава ВТ6 с субмикроструктурной структурой // Деформация и разрушение материалов. – 2009. – № 4. – С. 37–39.
20. Grosh A.K., Raj R. Grain size distribution effects in superplasticity // Acta Metallurgica. – 1981. – V. 29. – P. 607–616.

Поступила 16.01.2014 г.

UDC 539.214:539.382.2

FEATURES OF EVOLUTION OF Ti-6Al-4V SUBMICROCRYSTALLINE TITANIUM ALLOY STRUCTURE UNDER SUPERPLASTIC DEFORMATION

Ilya V. Ratochka,

Cand. Sc., Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS,
2/4, Akademicheskii Avenue, Tomsk, 634021, Russia. E-mail: ivr@ispms.tsc.ru

Olga N. Lykova,

Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Russia,
2/4, Akademicheskii Avenue, Tomsk, 634021, Russia. E-mail: lon8@yandex.ru

Galina P. Grabovetskaya,

Dr. Sc., Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS,
2/4, Akademicheskii Avenue, Tomsk, 634021, Russia. E-mail: grabg@ispms.tsc.ru

The aim of the study is to determine the correlation between the structure evolution and features of submicrocrystalline VT6 alloy deformation behavior under superplastic deformation. In the alloy was obtained by the multi-directional pressing method changing the deformation axis and gradual decrease of deformation temperature in the interval of 823–1073 K. Deformation behavior of VT6 alloy submicrocrystalline state was studied under tensile tests of 10^{-2} Pa in vacuum with the initial stretching rate of $6,9 \cdot 10^{-3}$ sec $^{-1}$ and in the temperature range of 773–1073 K. The TEM method has been used to investigate the alloy structure in the initial state as well as in the submicrocrystalline state after the elongation of 40, 60 and 200 %. Submicrocrystalline structure formation in the alloy is found to lead to decreasing the temperature interval of superplastic flow beginning from 1173 to 873 K. It was shown that the increase in temperature of superplastic deformation of submicrocrystalline VT6 alloy samples from 873 to 973 K results in appearance of strain hardening stage in the stress-strain curves in the coordinates of the «true stress – true strain». Structure evolution of the submicrocrystalline VT6 alloy during superplastic deformation depends on the test temperature. At 973 K one can observe the change in the character of size distribution histogram of grain-subgrain structure elements from unimodal to bimodal. The strain hardening of the alloy under superplastic flow is caused by bimodal structure formation in it and growth in volume fraction of relatively large grains at deformation.

Key words:

Titanium alloy, submicrocrystalline structure, superplastic deformation, «stress-strain» curves, structure evolution, grain size.

The research is financially supported by the fundamental research program of SB RAS for 2013–2016 III.23.2.2.

REFERENCES

1. Valiev R.Z., Aleksandrov I.V. *Nanostrukturnye materialy, podvergnutyie intensivnoy plasticheskoy deformatsii* [Bulk Nanostructured Materials from Severe Plastic Deformation]. Moscow, Logos Publ., 2000. 272 p.
2. Kolobov Yu.R., Valiev R.Z., Grabovetskaya G.P. *Zernogrannichnaya diffuziya i svoystva nanostrukturnykh materialov* [Grain Boundary Diffusion and Properties of Nanostructured Materials]. Novosibirsk, Nauka Publ., 2001. 232 p.
3. Kaybyshev O.A., Utyashev F.Z. *Sverkhplastichnost, izmelchenie struktury i obrabotka trudnodeformiruemyykh splavov* [Superplasticity, Structure Refinement and Treatment of Hard-to-Deform Alloys]. Moscow, Nauka Publ., 2002. 438 p.
4. Meyers M.A., Mishra A., Benson D.J. Mechanical properties of nanocrystalline materials. *Progress in materials science*, 2006, vol. 51, pp. 427–556.
5. Korznikova G.F., Mironov S.Yu., Korznikova E.A. Povyshenie plastichnosti v magnitotverdom splave 25KX15K posle deformatsii na nakovalnyakh Bridzhmena [Plasticity enhancement in 25Cr15Co hard magnetic alloy deformed on Bridgman anvils]. *Fizicheskaya mezomekhanika – Physical Mesomechanics*, 2013, vol. 16, no. 5, pp. 79–85.
6. Grabovetskaya G.P., Melnikova E.N., Chernov I.P. Strukturno-fazovoe sostoyanie i mekhanicheskie svoystva submikrokristallicheskogo titanovogo splava Ti-6Al-4V, poluchennogo s ispolzovaniem obratimogo legirovaniya vodorodom [Structural-phase state and mechanical properties of submicrocrystalline titanium alloy Ti-6Al-4V obtained with use of reversible hydrogen alloying]. *Bulletin of the Tomsk Polytechnic University*, 2007, vol. 311, no. 2, pp. 111–116.
7. Nikitenkov N.N., Kudryavceva E.N., Chernov I.P. Vliyaniye nasysheniya vodorodom i oblucheniya ioniziruyushhim izlucheniem na strukturu i mekhanicheskie svoystva submikrokristallicheskogo titanovogo splava Ti-6Al-4V [Hydrogen saturation effect and irradiation by ionizing radiation on structure and mechanical properties of submicrocrystalline alloy Ti-6Al-4V]. *Bulletin of the Tomsk Polytechnic University*, 2008, vol. 313, no. 2, pp. 105–110.
8. Naydenkin E.V., Ratochka I.V., Grabovetskaya G.P. The Aspects of Practical Application of Ultrafine-Grained Titanium Alloys Produced Severe Plastic Deformation. *Materials Science Forum*, 2011, vol. 667–669, pp. 1183–1188.
9. Panin V.E., Kablov E.N., Pochivalov Yu.I., Panin S.V., Kolobnev N.I. Vliyaniye nanostrukturirovaniya poverkhnostnogo sloya alyuminiy-litievogo splava 1424 na mekhanizmy deformatsii, tekhnologicheskie kharakteristiki i ustalostnyuyu dolgovechnost. Povyshenie plastichnosti i tekhnologicheskikh kharakteristik [Effect of surface nanostructuring on deformation mechanisms and fatigue life of Al-Li alloy 1424. Enhancement of plasticity and technological characteristics]. *Fizicheskaya mezomekhanika – Physical Mesomechanics*, 2012, vol. 15, no. 6, pp. 107–111.
10. Lipnitskiy A.G., Nelasov I.V., Kolobov Yu.R. Molekulyarno-dinamicheskoe issledovanie zernogrannichnoy samodiffuzii v GPU- i OTSK-fazakh nanokristallicheskogo titana [Molecular dynamics study of grain boundary self-diffusion in HCP and BCC nanocrystalline titanium]. *Fizicheskaya mezomekhanika – Physical Mesomechanics*, 2013, vol. 16, no. 1, pp. 67–73.

11. Shammazov A.M., Tsenev N.K., Valiev R.Z. Vysokoskorostnaya sverkhplastichnost promyshlennykh alyuminiyevykh splavov 1421 i 1460 [High-strain-rate superplasticity of commercial grade 1421 and 1460 aluminum alloys]. *FMM – Physics of Metals and Metallography*, 2000, vol. 89, no. 3, pp. 107–111.
12. Islamgaliev R.K., Yunusova N.F., Valiev R.Z. Tsenev N.K., Perevezentsev V.N., Langdon T.G. Characteristics of superplasticity in an ultrafine-grained aluminum alloy processed by ECA pressing. *Scripta Materialia*, 2003, vol. 49, no. 5, pp. 467–472.
13. Sergueeva A.V., Stolyarov V.V., Valiev R.Z., Mukherjee A.K. Enhanced superplasticity in a Ti-6Al-4V alloy processed by severe plastic deformation. *Scripta Materialia*, 2000, vol. 43, no. 9, pp. 819–824.
14. Grabovetskaya G.P., Melnikova E.N., Kolobov Yu.R., Chernov I.P. Vliyanie legirovaniya vodorodom na deformatsionnoe povedenie i lokalizatsiyu plasticheskoy deformatsii na makromasshtabnom urovne submikrokristallicheskogo titanovogo splava Ti-6Al-4V [Effect of hydrogenation on strain-induced behavior and plastic deformation localization of submicrocrystalline titanium alloy Ti-6Al-4V at the macrolevel]. *Fizicheskaya mezomekhanika – Physical Mesomechanics*, 2006, vol. 9, Spec. Iss., pp. 107–110.
15. Naidenkin E.V., Dudarev E.F., Kolobov Yu.R., Bakach G.P., Langdon T.G. The effect of equal-channel angular pressing on structure-phase changes and superplastic properties of Al-Mg-Li alloy. *Materials science forum*, 2006, vol. 503–504, pp. 983–988.
16. Kaybyshev O.A. *Sverkhplastichnost promyshlennykh splavov* [Superplasticity of Commercial Alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1984. 264 p.
17. Novikov I.I., Portnoy V.K. *Sverkhplastichnost splavov s ultramelkim zernom* [Superplasticity in Ultrafine-Grained Alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1981. 168 p.
18. Vinokurov V.A., Ratochka I.V., Naidenkin E.V., Mishin I.P., Rozhintseva N.V. *Sposob polucheniya titanovykh splavov s submikrokristallicheskoy strukturoy deformirovaniem s obespecheniem intensivnoy plasticheskoydeformatsii* [Method to produce titanium alloys with submicrocrystalline strain structure allowing intensive plastic strain]. Patent RF no. 2388566, 2010.
19. Ratochka I.V., Lykova O.N., Geraskina A.Yu. Osobennosti sverkhplasticheskoy deformatsii titanovogo splava VT6 s submikrokristallicheskoy strukturoy [Characteristic features of superplastic flow development in submicrocrystalline VT6 alloy]. *Deformatsiya i razrushenie materialov – Russian Metallurgy (Metally)*, 2009, no. 4, pp. 37–39.
20. Grosh A.K., Raj R. Grain size distribution effects in superplasticity. *Acta Metallurgica*, 1981, vol. 29, pp. 607–616.

Received: 16 January 2014.