

УДК 539.25:539.382

ФОРМИРОВАНИЕ И ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА Zr–1Nb*

Грабовецкая Г.П.¹, д.ф.-м.н., ведущий научный сотрудник (grabg@ispms.tsc.ru)

Мишин И.П.¹, к.ф.-м.н., научный сотрудник

Степанова Е.Н.², к.т.н., доцент кафедры общей физики

Чернов И.П.², д.ф.-м.н., профессор кафедры общей физики

Булышко Д.Ю.³, студент

¹ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

(634021, Россия, Томск, пр. Академический, 2/4)

² Национальный исследовательский Томский политехнический университет

(634034, Россия, Томск, пр. Ленина, 30)

³ Национальный исследовательский Томский государственный университет

(634034, Россия, Томск, пр. Ленина, 36)

Аннотация. Изучено влияние режимов интенсивной пластической деформации на формирование ультрамелкозернистого состояния сплава Zr–1Nb, содержащего выделения вторичных фаз в виде частиц в объеме и на границах зерен. Установлено, что прессование с постепенным понижением температуры в интервале 973 – 573 К приводит к растворению выделений вторичных фаз и формированию в сплаве ультрамелкозернистой зеренно-субзеренной структуры со средним размером элементов $0,25 \pm 0,10$ мкм. В процессе прессования при комнатной температуре с промежуточными отжигами в течение 1 ч в интервале температур 873 – 803 К формируется ультрамелкозернистая зеренно-субзеренная структура со средним размером элементов $0,45 \pm 0,18$ мкм, при этом в структуре сохраняются частицы вторичных фаз. Формирование ультрамелкозернистой структуры приводит к увеличению пределов прочности и текучести сплава Zr – 1Nb в 1,5 – 2,0 раза при одновременном повышении склонности к локализации пластической деформации и уменьшению однородной деформации и деформации до разрушения. Присутствие частиц вторичных фаз в ультрамелкозернистой структуре, как и увеличение размеров ее элементов, препятствует развитию локализации пластической деформации и повышает эффект деформационного упрочнения.

Ключевые слова: сплав циркония, интенсивная пластическая деформация, ультрамелкозернистая структура, деформационное упрочнение, локализация пластической деформации.

Сплавы титана и стали являются широко распространенными материалами, в том числе и для изготовления различных медицинских имплантатов [1]. В восьмидесятые годы прошлого столетия появилась возможность использовать для этих целей новые материалы – сплавы циркония, которые имеют высокие биосовместимость и коррозионную стойкость [2], однако их применение ограничено из-за более низкой прочности по сравнению со сплавами титана и сталями.

Известно, что эффективным способом повышения прочностных и эксплуатационных характеристик металлических поликристаллов при невысоких гомологических температурах является формирование в них ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры [3, 4]. Основой наиболее распространенных методов получения УМЗ структуры в металлических материалах является интенсивная пластическая деформация (ИПД), исполь-

зование которой позволяет уменьшить размеры элементов структуры в материале до наноразмеров. Однако прочностные характеристики УМЗ сплавов существенно зависят не только от размеров элементов структуры, но и от фазового состава. К настоящему времени установлено [5, 6], что ИПД может приводить к развитию в сплавах таких процессов, как фазовые превращения, распад вторых фаз, образование пересыщенных твердых растворов. При этом развитие указанных процессов зависит как от характеристик сплава (растворимости легирующих элементов, энергии дефекта упаковки, возможности развития двойникования или фазовых превращений, др.), так и от метода и режимов (температуры, степени деформации и др.) формирования УМЗ состояния. Поэтому актуальными являются исследования влияния методов и режимов ИПД не только на дисперсность, но и на фазовый состав и, как следствие, на прочностные характеристики и деформационное поведение УМЗ структуры.

Целью настоящей работы является исследование влияния режимов интенсивной пластической деформации методом прессования со сменой оси деформации на структурно-фазовое состояние, механические свойства

* Работа выполнена с использованием оборудования Томского материаловедческого центра коллективного пользования при частичной финансовой поддержке РФФИ (проект № 13-02-98007).

Авторы признательны своим коллегам И.В. Раточки и В.А. Винокурову, принимавшим участие в изготовлении образцов с ультрамелкозернистой структурой.

и деформационное поведение ультрамелкозернистого сплава Zr–1Nb.

Исследуемый сплав (марка Э110) в исходном состоянии имеет поликристаллическую структуру с размером зерен 3–5 мкм. В объеме и на границах зерен наблюдаются частицы вторичных фаз, размеры которых изменяются в пределах от нескольких десятков нанометров до нескольких микрометров.

Методами рентгеноструктурного анализа установлено, что в сплаве кроме основной фазы Zr_α обнаруживается фаза Nb(Zr) (ОЦК) (рефлексы 1 и 2 на рис. 1, а), а также некоторое количество фазы Zr_β (ОЦК) и/или твердого раствора ниобия на ее основе и примесей, присутствующих в сплаве (рефлекс 3 на рис. 1, а). Возможно также присутствие в сплаве твердого раствора на основе фазы Zr_α (рефлекс 4 на рис. 1, а). В фазе Zr_α в направлении [110] имеется кристаллографическая текстура с коэффициентом March-Dollase примерно 0,55.

Ультрамелкозернистая зеренно-субзеренная структура в сплаве была получена методом прессования со сменой оси деформации, предложенном в работе [7], по двум разным режимам: прессованием с постепенным понижением температуры в интервале 973–573 К (режим 1) и прессованием при комнатной температуре с промежуточными отжигами при 873–803 К в течение 1 ч (режим 2). В обоих случаях прессование сплава было проведено за четыре цикла, один цикл состоял из трех прессований. Деформация за одно прессование составляла 40–50 %. Суммарную деформацию e_Σ сплава определяли по зависимости $e_\Sigma = \ln(l_{i-1}/l_i)$ (где

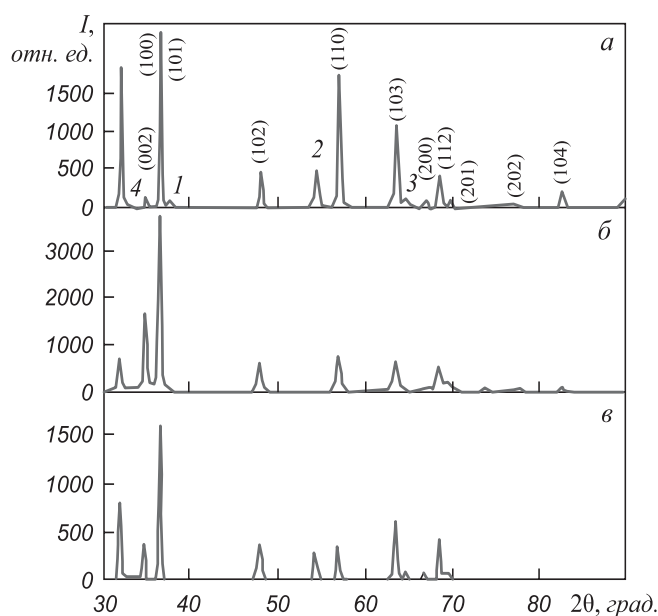


Рис. 1. Участки дифрактограмм сплава Zr–1Nb:
а – мелкозернистое состояние; б и в – ультрамелкозернистое состояние, режим 1 и 2

Fig. 1. Parts of diffraction patterns of Zr–1Nb alloy:
а – fine-grain state; б and в – ultra-fine grain state, mode 1 and 2

l – длина стороны осаживания; i – номер прессования). Общая деформация образца после четырех циклов прессования составляла примерно 7.

На рис. 2 представлено типичное электронно-микроскопическое изображение структуры сплава Zr–1Nb после прессования по режиму 1 (на изображении рис. 2, а сложный деформационный контраст не позволяет выявить особенности микроструктуры). На электроннограммах такой структуры, снятых с площади 1,4 мкм², наблюдается значительное количество рефлексов, равномерно расположенных по окружности (рис. 2, в). Это свидетельствует о наличии в структуре большого числа элементов зеренно-субзеренной структуры в единице объема и существенной разориентации между ними. На изображении в темном поле (рис. 2, б) видны элементы зеренно-субзеренной структуры, размер которых изменяется в субмикронном диапазоне – от 0,1 до 0,5 мкм. Средний размер элементов зеренно-субзеренной структуры, определенный по изображению темного поля, составляет $0,25 \pm 0,10$ мкм. Рентгеноструктурные исследования показали, что после прессования по режиму 1 изменяется фазовый состав сплава Zr–1Nb (рис. 1, б). На дифрактограмме УМЗ структуры не наблюдаются рефлексы, соответствующие фазам Nb(Zr) (ОЦК) и Zr_β (ОЦК) (рис. 1, б). Металлографические и электрон-

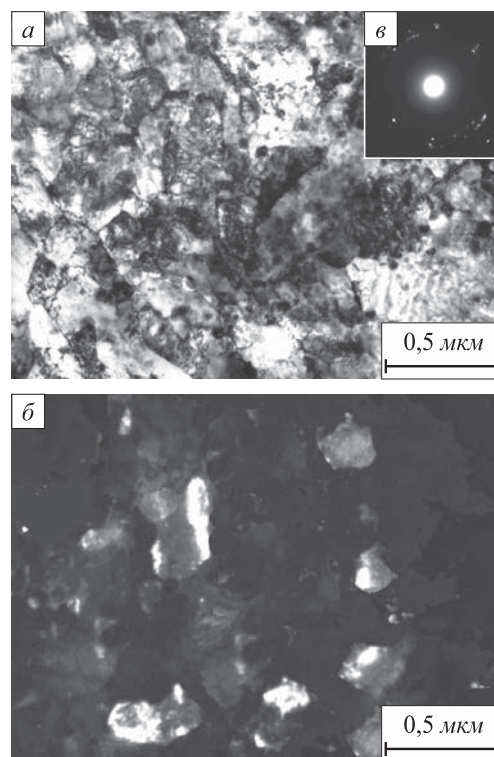


Рис. 2. Микроструктура ультрамелкозернистого сплава Zr–1Nb, полученного по режиму 1:
а – светлое поле; б – темное поле, в – микродифракционная картина

Fig. 2. Microstructure of Zr–1Nb ultra-fine grained alloy, obtained at mode 1:
а – light field; б – dark field, в – micro-diffraction picture

но-микроскопические исследования также не выявили выделений указанных фаз. Это свидетельствует о том, что в процессе прессования сплава по режиму 1 происходит либо растворение частиц вторичных фаз, либо их измельчение до наноразмеров. Кроме того, в результате указанного прессования сплав Zr–1Nb становится практически безтекстурным.

В результате обработки по режиму 2 в сплаве Zr–1Nb формируется неоднородная УМЗ зеренно-субзеренная структура. Наряду с участками, содержащими в основном элементы размерами 0,1–0,3 мкм, в сплаве имеются участки, в которых размеры элементов изменяются в интервале 0,3–0,9 мкм. Средний размер элементов УМЗ зеренно-субзеренной структуры после обработки сплава по режиму 2 составляет $0,45 \pm 0,18$ мкм, что почти в два раза больше по сравнению с размерами элементов структуры, полученной по режиму 1. Характеристики электроннограммы и темного поля УМЗ структуры, полученной по режиму 2, свидетельствуют о том, что между ее элементами имеют место большие разориентировки (рис. 3, а, б). Методами рентгеноструктурного анализа установлено, что в результате прессования по режиму 2 фазовый состав исследуемого сплава практически не изменяется (рис. 1, в). Электронно-микроскопические иссле-

дования подтверждают наличие в объеме основной фазы сплава Zr_α выделений других фаз (рис. 3, а). На дифрактограмме сплава после прессования по режиму 2 (рис. 1, в) наблюдается изменение соотношения интенсивностей рефлексов фазы Zr_α . В частности, уменьшается интенсивность рефлекса (110) и увеличивается интенсивность рефлекса (200) относительно интенсивности соответствующих рефлексов мелкозернистого (МЗ) состояния, что свидетельствует об уменьшении текстурированности структуры в процессе прессования по режиму 2.

Типичные кривые деформации при растяжении сплава Zr–1Nb в МЗ и УМЗ состояниях при температуре 293 К представлены на рис. 4 в координатах истинное напряжение – истинная деформация. В общем случае на указанных кривых наблюдаются три стадии: стадия упрочнения, стадии установившейся деформации и падающего напряжения. Длительность указанных стадий по деформации зависит от структуры сплава. Для кривых деформации сплава Zr–1Nb в МЗ состоянии характерны длительная стадия и высокий эффект деформационного упрочнения (рис. 4, а, кривая 1). За стадией упрочнения следуют стадии установившейся деформации и падающего напряжения. Величина однородной деформации ($\epsilon_{\text{в}}$) сплава Zr–1Nb в МЗ состоянии составляет примерно 17 %

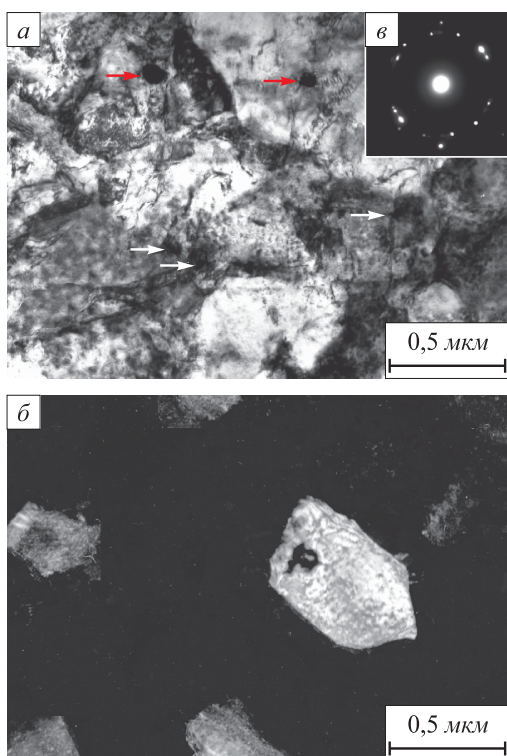


Рис. 3. Микроструктура ультрамелкозернистого сплава Zr–1Nb, полученного по режиму 2 (стрелками указаны выделения вторичных фаз):

а – светлое поле; б – темное поле; в – микродифракционная картина

Fig. 3. Microstructure of Zr–1Nb ultra-fine grained alloy, obtained at mode 2 (second-phase precipitation):

а – light field; б – dark field, в – micro-diffraction picture

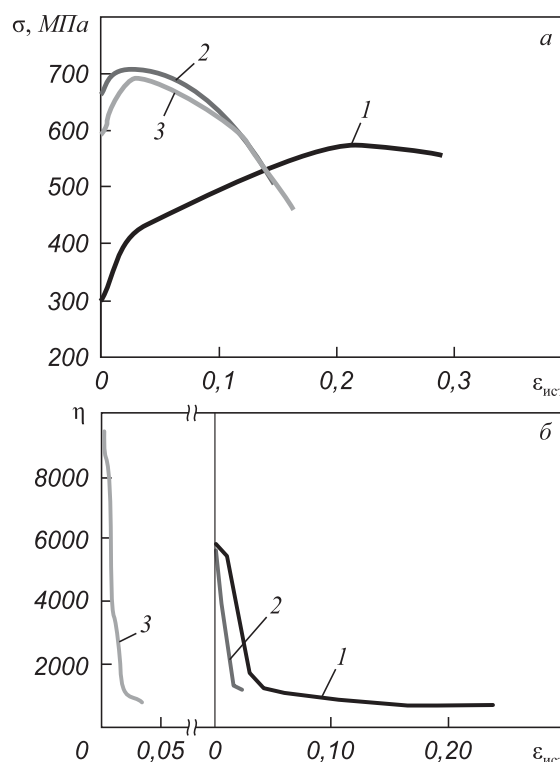


Рис. 4. Кривые деформации при растяжении (а) и зависимость $\eta - \epsilon_{\text{ист}}$ (б) сплава Zr–1Nb в мелкозернистом (1) и в ультрамелкозернистом (2, 3) состояниях при использовании режима 1 (2) и 2 (3)

Fig. 4. Tension deformation curves (а) and $\eta - \epsilon_{\text{ист}}$ dependence (б) of Zr–1Nb alloy in fine-grain (1) and ultra-fine grain states at 1 (2) and 2 (3) modes

при общей деформации до разрушения δ примерно 34 %. Зависимость коэффициента деформационного упрочнения (η) от истинной деформации ($\epsilon_{\text{ист}}$) для сплава в МЗ состоянии является четырехстадийной (рис. 4, б, кривая 1), что характерно для материалов, деформация которых осуществляется путем движения дислокаций [8].

На кривых деформации сплава Zr–1Nb в УМЗ состоянии наблюдается короткая стадия и низкий эффект деформационного упрочнения (рис. 4, а, кривые 2 и 3). Стадия установившейся деформации на этих кривых отсутствует. Непосредственно за стадией упрочнения следует продолжительная стадия падающего напряжения, на которой выделяются два участка с различной скоростью падения напряжения. Величина однородной деформации УМЗ сплава Zr–1Nb уменьшается до 2 – 4 %, что в 8 – 4 раза меньше по сравнению с МЗ сплавом. Это свидетельствует о повышении склонности исследуемого сплава к локализации пластической деформации на макроуровне при формировании в нем УМЗ состояния.

Исследование рабочей части образцов показало, что уже на стадии деформационного упрочнения на предварительно полированной поверхности образцов в обоих УМЗ состояниях появляются полосы локализованной деформации шириной несколько микрометров (мезополосы). Мезополосы локализованной деформации имеют прерывистый характер и располагаются под небольшим ($0 - 15^\circ$) углом к направлению приложенной нагрузки. На поверхности МЗ сплава мезополосы локализованной деформации отсутствуют. Мезополосы локализованной деформации в УМЗ структуре, полученной по режиму 1, формируются при меньшей степени пластической деформации по сравнению со структурой, полученной по режиму 2.

Локализация деформации на макроуровне в МЗ сплаве происходит путем образования слабо выраженной шейки. В обоих УМЗ состояниях локализация деформации на макроуровне развивается в две стадии. Первоначально формируется хорошо выраженная шейка, образование которой совпадает с началом стадии падающего напряжения на кривой деформации. Затем, по мере развития деформации в области шейки, одна за другой появляются полосы локализованной пластической деформации шириной 0,2 – 0,3 мм под углом примерно 120° друг к другу (подробно развитие таких полос в УМЗ материалах рассмотрено в работах [9, 10]). Формирование макрополос локализованной деформации в УМЗ структуре, полученной по режиму 1, (как и мезополос) происходит при меньшей степени деформации по сравнению со структурой, полученной по режиму 2. На кривой деформации при растяжении появление макрополос локализованной деформации соответствует увеличению скорости падения напряжения на стадии падающего напряжения (рис. 4, а, кривые 2 и 3).

Известно [11], что развитие локализации пластической деформации в неравновесных металлических материалах, какими являются УМЗ металлы и сплавы, полученные методами ИПД, связано с затруднением движения дислокаций из-за высоких внутренних напряжений. С другой стороны, имеются данные [10, 12], согласно которым присутствие в УМЗ материалах упрочняющих частиц второй фазы тормозит кооперативное зернограничное проскальзывание по границам полос локализованной деформации, что препятствует локализации пластической деформации даже в неоднородных структурах. Поэтому можно предполагать, что большая устойчивость УМЗ структуры сплава Zr–1Nb, полученной по режиму 2, к локализации пластической деформации обусловлена двумя факторами: наличием в ней частиц вторичных фаз и крупных зерен, зарождение и движение дислокаций в которых, как показано в работе [13], облегчено по сравнению с мелкими зернами. Это предположение подтверждает разный характер зависимости $\eta - \epsilon_{\text{ист}}$ для УМЗ структур сплава Zr–1Nb, полученных по режимам 1 и 2. Зависимость $\eta - \epsilon_{\text{ист}}$ для УМЗ структуры сплава Zr–1Nb, полученной по режиму 1, является двухстадийной (рис. 4, б, кривая 2), а для УМЗ структуры, полученной по режиму 2, – трехстадийной (рис. 4, б, кривая 3), то есть более близкой к зависимости, характерной для материалов, деформация которых осуществляется путем движения дислокаций. В то же время коэффициент деформационного упрочнения на начальной стадии кривой течения УМЗ структуры, полученной по режиму 2, существенно выше, чем для структуры, полученной по режиму 1, что может быть связано с наличием в структуре частиц вторичных фаз. Наличие частиц вторичных фаз в объеме обуславливает, по-видимому, и высокие значения механических свойств сплава с УМЗ структурой, полученной по режиму 2, сравнимые с соответствующими значениями свойств сплава с более дисперсной структурой, полученной по режиму 1 (см. таблицу). Из сопоставления механических свойств сплава Zr–1Nb в МЗ и УМЗ состояниях видно, что формирование УМЗ структуры приводит к повышению в 1,5 – 2,0 раза таких прочностных характеристик, как микротвердость (H_μ), пределы текучести ($\sigma_{0,2}$) и прочности (σ_B). При этом деформация до разрушения сплава снижается в два раза, но остается технологичной.

Механические свойства мелкозернистого и ультрамелкозернистого сплава Zr–1Nb при комнатной температуре

Состояние	H_μ , ГПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	ϵ_B , %	δ , %
МЗ (исходный)	1,35	298	450	17	34
УМЗ (режим 1)	2,05	658	704	2,4	17
УМЗ (режим 2)	2,30	565	670	3,8	18

Выводы. Формирование ультрамелкозернистой структуры в сплаве Zr–1Nb приводит к существенному (в 1,5 – 2,0 раза) увеличению пределов прочности и текучести при одновременном повышении склонности к локализации пластической деформации и уменьшении однородной деформации и деформации до разрушения. В зависимости от режима прессования со сменой оси деформации в исследуемом сплаве возможно формирование однофазной или гетерофазной ультрамелкозернистой структуры. Присутствие частиц вторичных фаз в ультрамелкозернистой структуре, как и увеличение размеров ее элементов, препятствует развитию локализации пластической деформации и изменяет двухстадийный характер зависимости коэффициента деформационного упрочнения от истинной деформации на трехстадийный. При этом наблюдается рост эффекта деформационного упрочнения и увеличение равномерной деформации по сравнению с однофазной ультрамелкозернистой структурой.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Шаркеев Ю.П., Ярошенко А.Ю., Кукареко В.А. и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2012. № 8. С. 60 – 63.
2. Головин К.И., Бейтан А.В., Волкова В.А. и др. // Российский стоматологический журнал. 2000. № 2. С. 40 – 43..

3. Зернограничная диффузия и свойства наноструктурных материалов / Ю.Р. Колобов, Р.З. Валиев, Г.П. Грабовецкая и др. – Новосибирск: Наука, 2001. – 213 с.
4. Morris D.G. Mechanical behaviour of nanostructured materials. – Switzerland: Trans. Tech. Publication Ltd., 1998. – 85 p.
5. Гапонцев В.Л., Кондратьев В.В. // Доклады Академии наук. 2002. Т. 385. № 5. С. 608 – 611.
6. Korznikov A.V., Ivanisenko Yu.V., Laptionok D.V. // Nanostructured Materials. 1994. Vol. 4. P. 159 – 170.
7. Пат. 2388566 РФ. Способ получения титановых сплавов с субмикроструктурной структурой деформированием с обеспечением интенсивной пластической деформации / В.А. Винокуров, И.В. Раточка, Е.В. Найденкин, И.П. Мишин, Н.В. Рожинцева. Бюл. № 13. 2010.
8. Структурные уровни пластической деформации и разрушения / Под ред. В.Е. Панина. – Новосибирск: Наука. Сиб. отд., 1990. – 255 с.
9. Дударев Е.Ф., Бакач Г.П., Грабовецкая Г.П. и др. // Физическая мезомеханика. 2001. Т. 4. № 1. С. 97 – 104.
10. Naydenkin E.V., Grabovetskaya G.P. // Journal of Materials Science Forum. 2010. Vol. 633 – 634. P. 107 – 119.
11. Панин В.Е., Егорушкин В.Е., Панин А.В. // Физическая мезомеханика. 2006. Т. 9. № 3. С. 9 – 22.
12. Грабовецкая Г.П., Мишин И.П., Колобов Ю.Р. // Изв. вуз. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2009. № 2. С. 38 – 43.
13. Козлов. Э.В., Жданов А.Н., Конева Н.А. // Физическая мезомеханика. 2006. Т. 9. № 3. С. 81 – 92.

Поступила 16 декабря 2013 г.

IZVESTIYA VUZOV. CHERNAYA METALLURGIYA = IZVESTIYA – FERROUS METALLURGY. 2015. Vol. 58. No. 2, pp. 106–111.

FORMING AND DEFORMATION BEHAVIOR OF THE ULTRAFINE-GRAINED Zr – 1Nb ALLOY

Grabovetskaya G.P.¹, Dr. Sci. (Phys.-math.), Leading Researcher (grabg@ispms.tsc.ru)

Mishin I.P.¹, Cand. Sci. (Phys.-math.), Researcher

Stepanova E.N.², Cand. Sci. (Eng.), Assist. Professor of the Chair of General Physics

Chernov I.P.², Dr. Sci. (Phys.-math.), Professor of the Chair of General Physics

Bulyanko D.Yu.³, Student

¹Institute of Strength Physics and Material Science, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences (2/4, Akademicheskii ave., Tomsk, 634021, Russia)

²National Research Tomsk Polytechnic University (30, Lenina ave., Tomsk, 634036, Russia)

³National Research Tomsk State University (36, Lenina ave., Tomsk, 634036, Russia)

Abstract. The effect of the severe plastic deformation modes on the ultrafine-grained state forming in zirconium Zr–1Nb alloy comprising precipitations of secondary phases in the form of particles in the volume and at the grain boundaries was studied. Pressing with a gradual temperature decrease in the range of (973 – 573) K was established to dissolution of the secondary phase precipitates and forming the ultrafine-grained grain-subgrain structure in the alloy with an average elements size (0.25 ± 0.10) μm. In the pressing process at room temperature with an intermediate hour annealing in the temperature range of (873 – 803) K forming of ultrafine-grained structure with an average size of elements (0.45 ± 0.18) μm was observed. At the same time the secondary phase particles were retained in structure. The ultrafine-grained structure forming leads to the increase in the values of tensile

and yield strengths of Zr–1Nb alloy in 1.5 – 2.0 times and the simultaneous increase in the propensity to the localization of plastic deformation and decrease of the values of uniform strain and deformation to failure. Presence of secondary phase's particles in ultrafine-grained structure as an increase in the size of its elements prevents the development of the plastic deformation localization and increases the effect of strain hardening.

Keywords: zirconium alloy, severe plastic deformation, ultrafine-grained structure, strain hardening, localization of plastic deformation.

REFERENCES

1. Sharkeev Yu.P., Yaroshenko A.Yu., Kukareko V.A., Belyi A.V., Bataev V.A. Nanostructured titanium. Application, structure, properties. *Izvestiya VUZov. Chernaya metallurgiya = Izvestiya – Ferrous Metallurgy*. 2012, no. 8, pp. 60–63. (In Russ.).
2. Golovin K.I., Beitan A.V., Volkova V.A., Nikolaev A.Yu., Nurmagomedov A.Yu., Fadeev A.Yu. Justification of the choice of metal alloy for dental prosthesis based on screw implants made of zirconium alloy “Duadenal”. *Rossiiskii stomatologicheskii zhurnal*. 2000, no. 2, pp. 40–43. (In Russ.).
3. Kolobov Yu.R., Valiev R.Z., Grabovetskaya G.P., Zhilyaev A.P., Dudarev E.F., Ivanov K.V., Ivanov M.B., Kashin O.A., Naidenkin E.V. *Zernogranichnaya diffuziya i svoystva nanostrukturnykh materialov* [Grain boundary diffusion and properties of nanostructured materials]. Novosibirsk: Nauka, 2001. 213 p. (In Russ.).
4. Morris D.G. *Mechanical behavior of nanostructured materials*. Switzerland: Trans. Tech. Publication Ltd., 1998. 85 p.
5. Gapontsev V.L., Kondrat'ev V.V. Diffusion phase transformations in nanocrystalline alloys during severe plastic deformation. *Doklady Akademii nauk*. 2002, Vol. 385, no. 5, pp. 608–611. (In Russ.).

6. Korznikov A.V., Ivanisenko Yu.V., Laptionok D.V. Influence of severe plastic deformation on the structure and phase composition of the carbon steel. *Nanostructured Materials*. 1994, Vol. 4, pp. 159–170.
7. Vinokurov V.A., Ratochka I.V., Naidenkin E.V., Mishin I.P., Rozhintseva N.V. *Sposob polucheniya titanovykh splavov s submikro-kristallicheskoj strukturoj deformirovaniem s obespecheniem intensivnoi plasticheskoi deformatsii* [The method for production of titanium alloys with submicrocrystalline structure deformation with the provision of intensive plastic deformation]. Patent RF no. 2388566. *Byulleten' izobretenii*. 2010, no. 13. (In Russ.).
8. *Strukturnye urovni plasticheskoi deformatsii i razrusheniya* [Structural levels of plastic deformation and fracture] Panin V.E. ed. Novosibirsk: Nauka, Sib. otd., 1990. 255 p. (In Russ.).
9. Dudarev E.F., Bakach G.P., Grabovetskaya G.P., Kolobov Yu.R., Kashin O.A., Chernova L.V. Deformation behavior and the mechanisms of plastic deformation on mezo- and macro-scale levels in submicrocrystalline titanium. *Fizicheskaya mezomekhanika*. 2001, Vol. 4, no. 1, pp. 97–104. (In Russ.).
10. Naydenkin E.V., Grabovetskaya G.P. Deformation Behavior and Plastic Strain Localization Inherent to Nanostructured Materials Produced by Severe Plastic Deformation Techniques. *Journal of Materials Science Forum*. 2010, Vol. 633–634, pp. 107–119.
11. Panin V.E., Egorushkin V.E., Panin A.V.. Physical mesomechanics of deformable solids as a multilevel system I. The physical basis for multi-level approach. *Fizicheskaya mezomekhanika*. 2006, Vol. 9, no. 3, pp. 9–22. (In Russ.).
12. Grabovetskaya G.P., Mishin I.P., Kolobov Yu.R. The effect of dispersion hardening on the regularities and mechanisms of the creep of copper with submicron grain sizes. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2009, vol. 50, no. 5, pp. 540–544.
13. Kozlov E.V., Zhdanov A.N., Koneva N.A. Barrier inhibition of dislocations. Issue of Hall-Petch. *Fizicheskaya mezomekhanika*. 2006, Vol. 9, no. 3, pp. 81–92. (In Russ.).

Acknowledgements. The work was performed using the equipment of Tomsk Center of Materials Science for collective use under partial financial support of RFBR (project no. 13-02-98007).

The authors thank to their colleagues Rachocki I.V. and Vinokurov C.A. involved in the fabrication of samples with ultrafine-grained structure.

Received December 16, 2013