

## ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.295'71'292'28:539.89:548.73

### ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ НА ПОЛЗУЧЕСТЬ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Ti–Al–V–Mo

© 2019 г. Г. П. Грабовецкая<sup>a</sup>, \*, О. В. Забудченко<sup>a</sup>, И. П. Мишин<sup>a</sup>,  
И. В. Раточка<sup>a</sup>, О. Н. Лыкова<sup>a</sup>

<sup>a</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,  
пр. Академический, 4/2 1, Томск, 634021 Россия

\*e-mail: grabg@ispms.tsc.ru

Поступила в редакцию 31.05.2018 г.

После доработки 10.07.2018 г.

Принята к публикации 22.08.2018 г.

Исследовано влияние фазового состава на закономерности ползучести ультрамелкозернистого титанового сплава системы Ti–Al–V–Mo при температуре 723 К и в интервале скоростей  $10^{-7}$ – $10^{-5}$  с<sup>-1</sup>. Установлено, что формирование в сплаве ультрамелкозернистой структуры неравновесного фазового состава приводит к нарушению степенного закона ползучести. Показано, что данное нарушение связано с развитием в процессе ползучести фазового превращения  $\beta \rightarrow \alpha$  и перераспределением легирующих элементов. Обсуждаются физические причины снижения величины эффективной энергии активации ползучести сплава с ультрамелкозернистой структурой и неравновесном фазовым составом.

**Ключевые слова:** титановый сплав, ультрамелкозернистая структура, отжиг, ползучесть, фазовое превращение

**DOI:** 10.1134/S0015323019020037

#### ВВЕДЕНИЕ

Ультрамелкозернистые металлические материалы, сформированные методами интенсивной пластической деформации (ИПД), характеризуются высокой плотностью деформационных дефектов, высокоэнергетическими границами зерен, наличием внутренних упругих напряжений и вследствие этого являются метастабильными [1–3]. Кроме того, в ряде работ показано [4–6], что в таких ультрамелкозернистых металлических материалах коэффициенты зернограницной диффузии на несколько порядков выше, по сравнению с крупнозернистыми поликристаллами. Высокая неравновесность структуры и повышенные коэффициенты зернограницной диффузии ультрамелкозернистых металлов определяют низкую термическую стабильность их прочностных характеристик, в том числе и сопротивления ползучести. Например, для ультрамелкозернистого титана технической чистоты, в котором рекристаллизация и рост элементов его структуры наблюдается при температурах 673 К и выше, минимальная скорость ползучести в результате часовых дорекристаллизационных отжигов при температурах 573 и 623 К увеличивается соответственно в 2.5 и 6.5 раз [7]. Снижение сопротивления ползучести после дорекристаллизационных отжигов наблюдали и при ползучести ультрамелкозернистых никеля и меди [1].

Известно, что в сплавах при формировании ультрамелкозернистого состояния методами ИПД могут иметь место такие процессы, как фазовые превращения при температурах, несоответствующих равновесным значениям, и образование пересыщенных твердых растворов [8–10]. Выдержка ультрамелкозернистой структуры неравновесного фазового состава при повышенных температурах наряду с возвратом в деформированной структуре может вызывать распад пересыщенных твердых растворов и обратные фазовые превращения [10, 11]. Поэтому влияние дорекристаллизационных отжигов на ползучесть ультрамелкозернистых сплавов может иметь свои особенности по сравнению с чистыми металлами.

Целью данной работы является исследование влияния структурно-фазового состояния, сформированного в процессе ИПД и последующего отжига, на закономерности ползучести титанового сплава системы Ti–Al–V–Mo.

#### МАТЕРИАЛ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве материала для исследования использовали промышленный ( $\alpha + \beta$ )-титановый сплав системы Ti–Al–V–Mo (далее сплав VT16) со следующим содержанием основных легирующих элементов в мас. %: Al – 3.1, V – 4.5, Mo – 4.9.

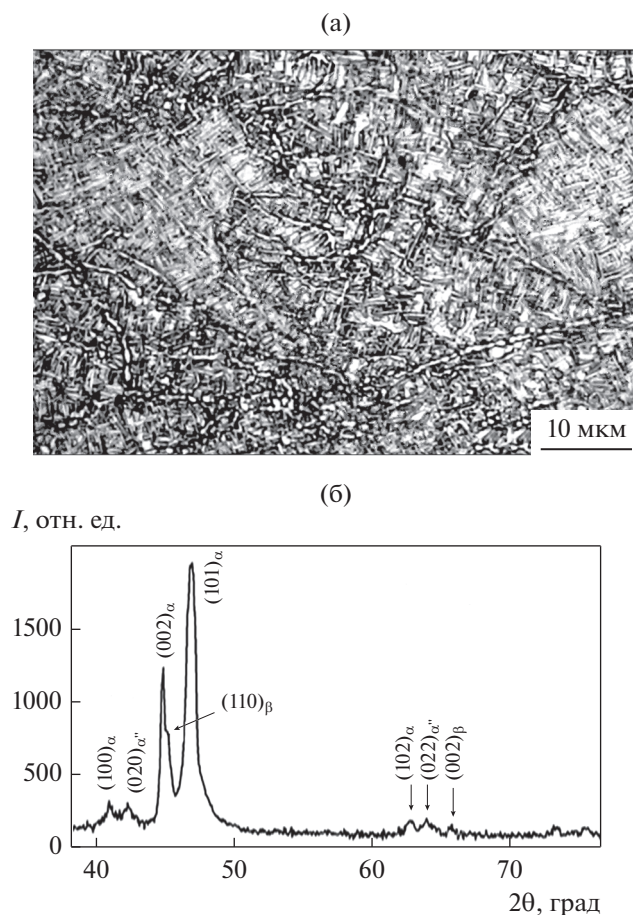


Рис. 1. Микроструктура (а) и участок дифрактограммы (б) сплава ВТ16 закаленного от температуры 1068 К.

Ультрамелкозернистая структура в сплаве была сформирована методом прессования со сменой оси деформации. Прессование сплава было проведено за два цикла при температурах 1023 и 923 К. Один цикл состоял из трех прессований. Деформация за одно прессование составляла ~50%. Прессование проводили со скоростью  $\sim 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ . Перед прессованием сплав был закален от температуры 1068 К.

Структуру ультрамелкозернистого сплава исследовали с помощью просвечивающего электронного (марка JEM-2100) микроскопа. Размеры структурных элементов определяли методом сечущей на фотографиях темнопольного изображения микроструктуры. Выборка составляла не менее 200 элементов. Фазовый состав, параметры решеток фаз и микроискажение кристаллической решетки  $\alpha$ -фазы сплава определяли в излучении  $\text{CoK}_\alpha$  с помощью дифрактометра Shimadzu XRD-7000, снабженного для расчета указанных параметров программой PowderCell.

Испытания на растяжение проводили в интервале температур 293–973 К с начальной скоростью  $6.9 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  в установке ПВ-3012М с автоматической записью кривой растяжения в координатах нагрузка-время. Испытания на ползучесть проводили при температуре 723 К, в вакууме  $10^{-2}$  Па при постоянной нагрузке в интервале скоростей  $10^{-5}$ – $10^{-7} \text{ с}^{-1}$ . Удлинение образцов измеряли оптическим катетометром КМ-6 с точностью  $\pm 5 \text{ мкм}$ .

Величину эффективной энергии активации ползучести ( $Q_c$ ) определяли стандартным методом температурного скачка [12] при изменении температуры на 10 К. Вычисление  $Q_c$  проводили по формуле [12]:

$$Q_c = R \ln(\dot{\epsilon}_2/\dot{\epsilon}_1)/(1/T_1 - 1/T_2), \quad (1)$$

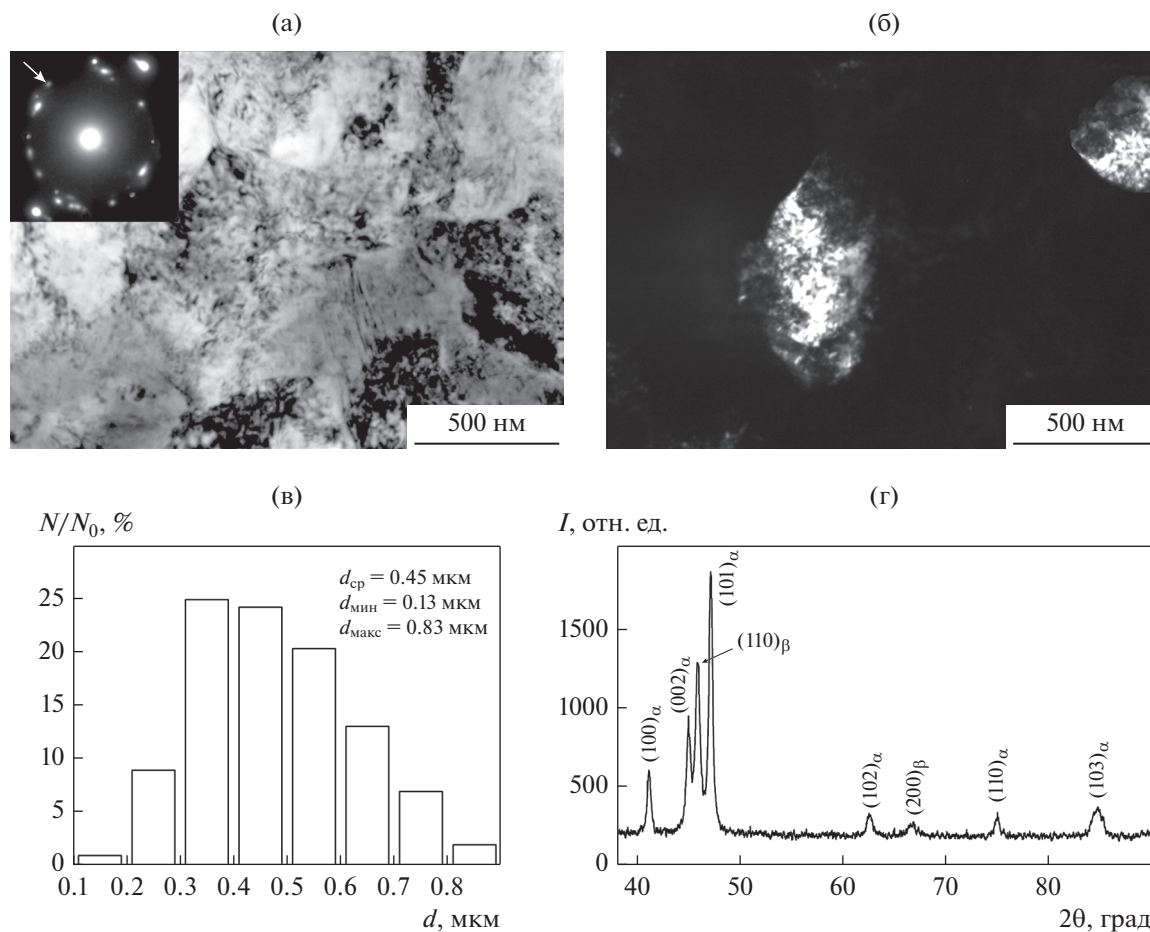
где  $\dot{\epsilon}_1$  и  $\dot{\epsilon}_2$  — скорости установившейся ползучести до и после изменения температуры,  $R$  — газовая постоянная;  $T_1$  и  $T_2$  — абсолютные температуры.

Образцы для испытания в виде двойной лопатки с размерами рабочей части  $5 \times 1.5 \times 0.7 \text{ мм}^3$  вырезали из заготовок электроискровым способом. Поверхность образцов перед испытанием подвергали механической шлифовке и электролитической полировке.

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

В состоянии поставки исследуемый сплав ВТ16 имеет поликристаллическую структуру с размером зерен в интервале 20–60 мкм и содержит две фазы:  $\alpha$  и  $\beta$ . Содержание  $\beta$ -фазы в сплаве составляет  $22 \pm 1 \text{ об. \%}$ . В результате закалки от температуры 1068 К в сплаве формируется пластинчатая структура (рис. 1а) с шириной пластин от 0.3 до 1.2 мкм. Закаленный сплав ВТ16 является трехфазным и содержит фазы  $\alpha$ ,  $\alpha''$  и  $\beta$  (рис. 1б).

На рис. 2 представлено типичное электронно-микроскопическое изображение структуры, формирующейся в закаленном сплаве ВТ16 в результате двух циклов прессования (далее это сплав в состоянии 1). На светлопольном изображении структуры сплава границы зерен и отдельные дислокации не выявляются (рис. 2а). В то же время на электронограммах структуры (площадь апертурной диафрагмы  $\sim 1.6 \text{ мкм}^2$ ) наблюдается значительное количество рефлексов, расположенных по окружности (рис. 2а). На темнопольных изображениях, полученных в разных рефлексах, видно, что структура сплава в состоянии 1 состоит из отдельных элементов с размерами менее 1 мкм (рис. 2б). Исследования темнопольных изображений структуры показали, что в сплаве ВТ16 в процессе прессования формируется зеренно-субзеренная структура, размеры элементов которой находятся в основном в пределах от 0.3 до 0.6 мкм (рис. 2в). Средний размер



**Рис. 2.** Электронно-микроскопическое изображение структуры (а, б), распределение элементов зеренно-субзеренной структуры по размерам (в) и участок дифрактограммы (г) ультрамелкозернистого сплава VT16 в состоянии 1; а – свет-лопольное изображение структуры; б – темнопольное изображение структуры в рефлексе типа  $(002)_\alpha$ .

элементов структуры ( $d_{\text{ср}}$ ), определенный по темнопольному изображению, составляет  $0.45 \pm 0.16$  мкм.

Методами рентгеноструктурного анализа было установлено, что в процессе прессования в сплаве происходят фазовые превращения  $\alpha'' \rightarrow \beta$  и  $\beta \rightarrow \alpha$ . После двух циклов прессования сплав становится двухфазным и содержит  $\alpha$  и  $\beta$ -фазы (рис. 2г). Объемная доля  $\beta$ -фазы в сплаве составляет  $35 \pm 1$  об. %. Это на 13 об. % больше по сравнению с исходным незакаленным состоянием сплава. При этом параметр решетки  $\beta$ -фазы увеличивается с 0.3245 до 0.3252 нм, что свидетельствует об уменьшении в ее объеме таких легирующих элементов, как молибден и ванадий [13]. Величина упругих микроискажений кристаллической решетки  $\alpha$ -фазы сплава VT16 в состоянии 1 составляет  $9 \times 10^{-4}$ , что свидетельствует о наличии высоких внутренних напряжений в структуре (в сплаве в исходном состоянии величина микроискажений кристаллической решетки  $\alpha$ -фазы не превышала  $10^{-4}$ ).

Для определения температурного интервала стабильности полученной ультрамелкозернистой структуры и ее механических свойств были проведены часовые отжиги в интервале температур 573–923 К. Электронно-микроскопические исследования показали, что рекристаллизация и увеличение среднего размера элементов ультрамелкозернистой структуры сплава имеет место после отжигов при температурах 873 К и выше. Кроме того, в процессе часовых отжигов при температурах выше 773 К в сплаве наблюдается уменьшение объемной доли  $\beta$ -фазы и снижение внутренних напряжений в  $\alpha$ -фазе. Так, после отжига при температуре 873 К, 1 ч объемная доля  $\beta$ -фазы уменьшилась до  $28 \pm 1\%$ , а величина микроискажений кристаллической решетки  $\alpha$ -фазы – до  $4 \times 10^{-4}$ .

В результате формирования ультрамелкозернистой структуры значения предела текучести ( $\sigma_{0.2}$ ) и временного сопротивления разрушению ( $\sigma_B$ )

**Таблица 1.** Механические свойства сплава ВТ16 в исходном крупнозернистом (КЗ) и ультрамелкозернистом (УМЗ) состояниях при температурах 293 и 723 К

| Состояние сплава ВТ16 | $d_{\text{ср}}$ , мкм | $T$ , К | $\sigma_{0.2} \pm 15$ , МПа | $\sigma_B \pm 15$ , МПа | $\delta \pm 1\%$ |
|-----------------------|-----------------------|---------|-----------------------------|-------------------------|------------------|
| КЗ                    | 27                    | 293     | 905                         | 1002                    | 18               |
| УМЗ (состояние 1)     | 0.45                  |         | 1134                        | 1218                    | 13               |
| УМЗ (состояние 2)     | 0.43                  |         | 1186                        | 1292                    | 11               |
| КЗ                    | 27                    | 723     | 560                         | 634                     | 22               |
| УМЗ (состояние 1)     | 0.45                  |         | 602                         | 660                     | 39               |
| УМЗ (состояние 2)     | 0.43                  |         | 635                         | 688                     | 36               |

сплава при комнатной температуре увеличиваются примерно на 25%, а деформация до разрушения ( $\delta$ ) уменьшается в  $\sim 1.5$  раза по сравнению с крупнозернистым состоянием (табл. 1). При повышении температуры испытания до 723 К прочностные характеристики сплава в ультрамелкозернистом состоянии остаются выше соответствующих значений для сплава в крупнозернистом состоянии.

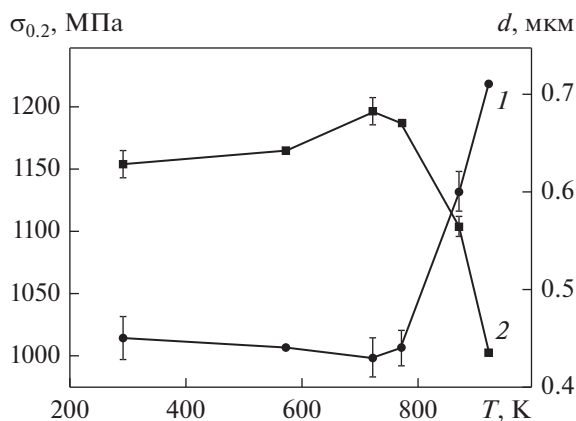
На рис. 3 представлены зависимости значений  $d_{\text{ср}}$  и  $\sigma_{0.2}$  ультрамелкозернистого сплава от температуры часового отжига. Видно, что после отжига в интервале температур 573–773 К значения  $\sigma_{0.2}$  ультрамелкозернистого сплава ВТ16 либо не изменяются, либо увеличиваются. Наблюдаемое повышение значений  $\sigma_{0.2}$  сплава после указанных отжига может быть связано с изменением фазо-

вого состава. Известно [14], что величина  $\sigma_{0.2}$  сплава ВТ16 чувствительна к изменению фазового состава. При более высоких температурах отжига, при которых в ультрамелкозернистой структуре сплава имеет место рост величины  $d_{\text{ср}}$  и снижение внутренних напряжений, происходит быстрое уменьшение значений  $\sigma_{0.2}$ .

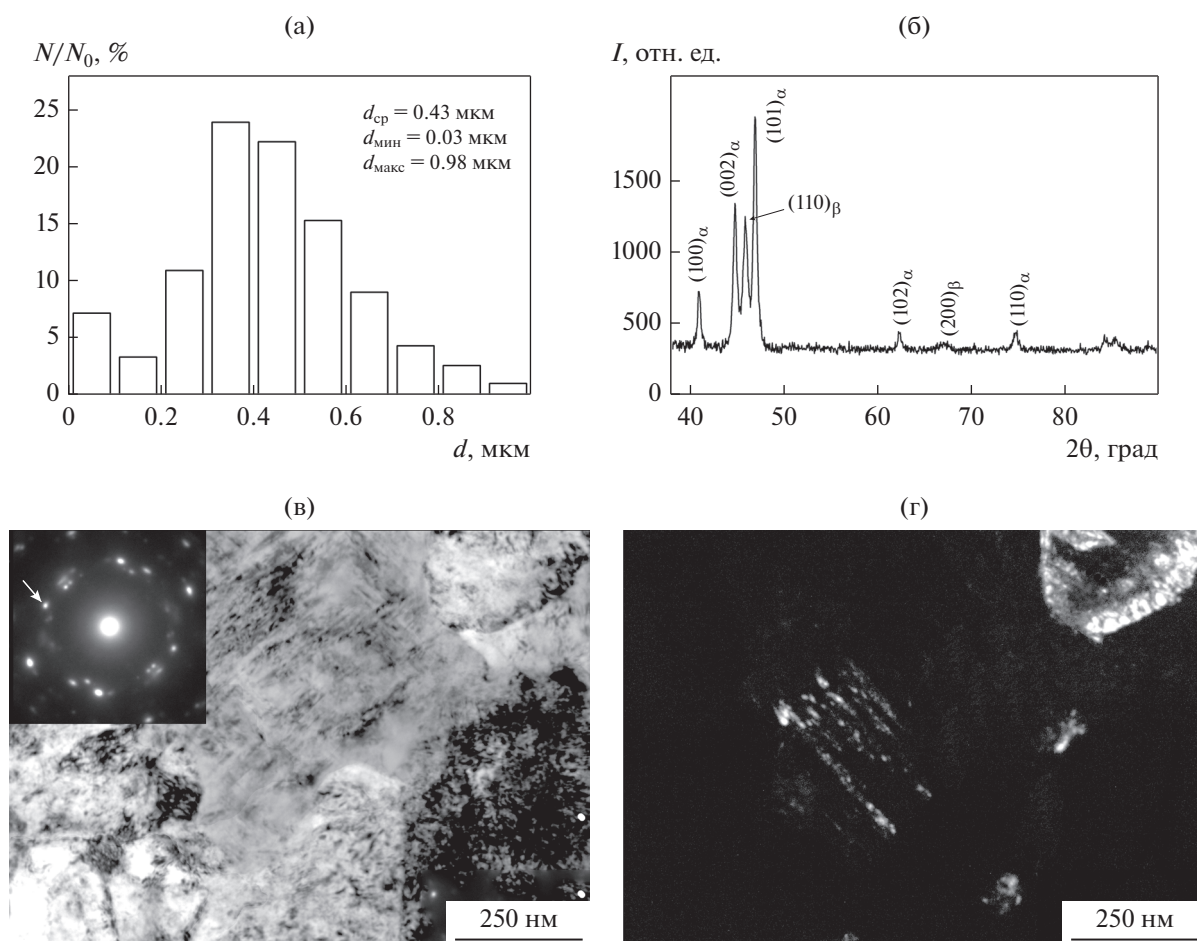
Для исследования влияния отжига при температурах до 873 К на структурно-фазовое состояние и прочностные характеристики ультрамелкозернистой структуры был проведен отжиг сплава при температуре 673 К, в течение 30 ч (далее это сплав в состоянии 2). В результате указанного отжига средний размер элементов ультрамелкозернистой структуры сплава изменяется в пределах ошибки измерения (с 0.45 до 0.43 мкм).

В то же время из гистограммы распределения элементов структуры по размерам следует, что в структуре сплава в состоянии 2 имеются элементы меньшего и большего размера относительно минимальных и максимальных размеров элементов ультрамелкозернистой структуры сплава в состоянии 1 (рис. 4а). Такое изменение в распределении элементов ультрамелкозернистой структуры по размерам при практически стабильном значении  $d_{\text{ср}}$  может быть результатом одновременного развития таких процессов, как рост отдельных элементов, рекристаллизация и выделение дисперсных частиц новой фазы.

Фазовый анализ, проведенный методами рентгеноструктурного анализа, не выявил появления новых фаз в сплаве в состоянии 2 по сравнению с состоянием 1 (рис. 4б). Однако в процессе формирования его структуры происходит уменьшение объемной доли  $\beta$ -фазы с  $35 \pm 1$  до  $25 \pm 1$  об. %, а параметра ее решетки с 0.3253 до 0.3246 нм. Последнее свидетельствует о перераспределении леги-



**Рис. 3.** Зависимости среднего размера элементов ультрамелкозернистой зерно-субзернистой структуры (1) и значений  $\sigma_{0.2}$  (2) сплава ВТ16 в состоянии 1 от температуры часового отжига.



**Рис. 4.** Распределение элементов зеренно-субзеренной структуры по размерам (а), участок дифрактограммы (б) и электронно-микроскопическое изображение структуры (в, г) ультрамелкозернистого сплава ВТ16 в состоянии 2; в — светлопольное изображение структуры; г — темнопольное изображение структуры в рефлексе типа  $(101)_\alpha$ .

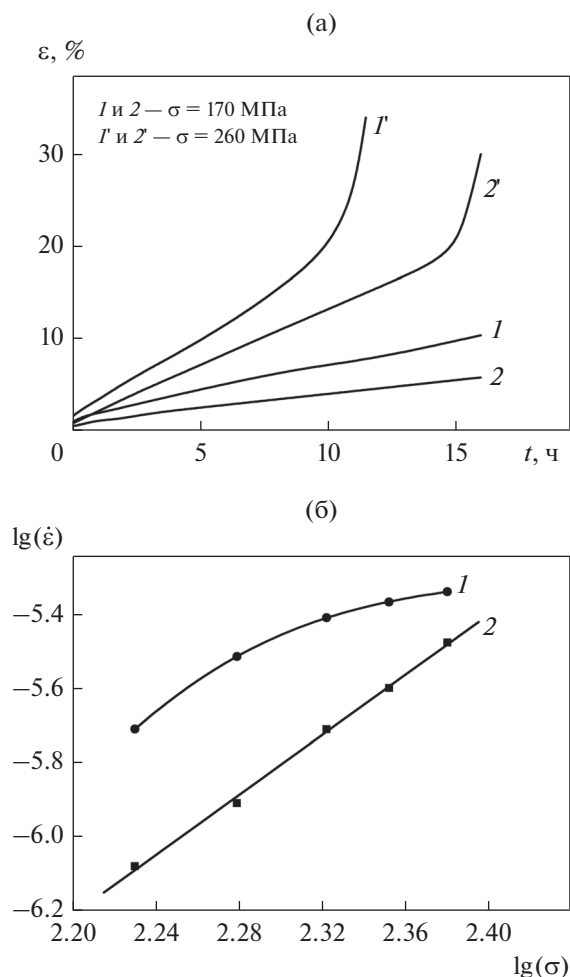
рующих элементов и увеличении концентраций молибдена и ванадия в объеме  $\beta$ -фазы [13]. В результате отжига также уменьшается величина упругих микроискажений решетки  $\alpha$ -фазы с  $9 \times 10^{-4}$  до  $5 \times 10^{-4}$ , что соответствует снижению внутренних напряжений.

Подробные электронно-микроскопические исследования показали, что в сплаве ВТ16 в состоянии 2 границы зерен выражены более четко по сравнению с состоянием 1 (рис. 4в). При этом бездислокационные рекристаллизованные зерна обнаружены не были. В некоторых зернах сплава наблюдается пластинчатая структура с поперечным размером пластин 10–30 нм (рис. 4г). Кроме зерен с пластинчатой структурой в сплаве присутствуют зерна, на границах которых имеются наноразмерные частицы (рис. 4г). Пластины и наноразмерные частицы наблюдаются в рефлексе типа  $(101)_\alpha$ . Поэтому можно предполагать, что пластины и наноразмерные частицы являются

выделениями  $\alpha$ -фазы, образовавшимися в результате  $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения в процессе отжига при 673 К.

Фазовое превращение  $\beta \rightarrow \alpha$ , приводящее к повышению прочности  $\beta$ -фазы за счет увеличения в ее объеме легирующих элементов молибдена и ванадия, а также формирование зерен с пластинчатой структурой и появление наноразмерных частиц в структуре в процессе отжига при температуре 673 К, 30 ч являются, по-видимому, факторами, способствующими повышению прочностных характеристик ультрамелкозернистого сплава ВТ16 в состоянии 2 по сравнению с состоянием 1 (см. табл. 1).

На рис. 5а представлены типичные кривые ползучести при температуре 723 К ультрамелкозернистого сплава ВТ16 в состояниях 1 и 2. Для этих кривых ползучести в общем случае характерно наличие двух стадий ползучести: установившейся и ускоренной. Отличительной особенностью



**Рис. 5.** Кривые ползучести (а) и зависимость минимальной скорости ползучести от напряжения (б) ультрамелкозернистого сплава ВТ16 в состояниях 1 (кривые 1 и 1') и 2 (кривые 2 и 2'), полученные при 723 К.

стью кривых ползучести сплава в состоянии 1 является большая (в 1.5–2.5 раза) по сравнению с состоянием 2 величина мгновенной деформации. Однако продолжительность по величине деформации стадии установившейся ползучести сплава в состоянии 1 примерно в 1.5 раза меньше по сравнению с состоянием 2. Это указывает на большую устойчивость к локализации деформации ультрамелкозернистого сплава в состоянии 2 по сравнению с состоянием 1. Кроме того, во всем исследованном интервале скоростей ( $10^{-5}$ – $10^{-7}$  с $^{-1}$ ) значения скоростей установившейся (минимальной) ползучести сплава ВТ16 в состоянии 2 ниже соответствующих значений для состояния 1. Повышение сопротивления ползучести ультрамелкозернистого сплава ВТ16 в состоянии 2 связано, по-видимому, как и рост прочностных характеристик при растяжении, с повышением прочности  $\beta$ -фазы за счет увеличения в ее объеме легиру-

ющих элементов и появлением в сплаве зерен с пластинчатой структурой. Известно [15], что сопротивление ползучести пластинчатой структуры титановых сплавов выше по сравнению с глобулярной.

Исследование зависимости скорости установившейся ползучести от приложенного напряжения ультрамелкозернистого сплава ВТ16 при температуре 723 К показало, что эта зависимость в двойных логарифмических координатах для сплава в состоянии 2 имеет линейный характер (рис. 5б, кривая 2). Это свидетельствует о том, что ползучесть ультрамелкозернистого сплава ВТ16 в состоянии 2 при температуре 723 К в исследуемом интервале скоростей описывается известным степенным законом ползучести [16]. При этом значение показателя чувствительности к напряжению ( $n_2 = 4.2$ ) близко к значениям  $n$  для титана и его сплавов, деформация которых осуществляется движением дислокаций и контролируется объемной диффузией [16–19]. Зависимость скорости установившейся ползучести от приложенного напряжения в двойных логарифмических координатах для сплава в состоянии 1 отклоняется от линейной зависимости (см. рис. 5б, кривая 1).

Отклонение от степенного закона ползучести для сплава ВТ16 в состоянии 1, может быть связано с развитием фазового превращения  $\beta \rightarrow \alpha$  в процессе ползучести, и, как следствие, упрочнением  $\beta$ -фазы. Это предположение подтверждают рентгеноструктурные исследования образцов после ползучести на установившейся стадии. Так, фазовый состав сплава ВТ16 в состоянии 2 на недеформируемой части за время ползучести 8 ч изменяется в пределах ошибки измерения. В то же время в процессе ползучести сплава в состоянии 1 на недеформируемой части образца за 8 ч ползучести происходит уменьшение объемной доли  $\beta$ -фазы с 35 до 29 об. %, а параметра ее решетки – с 0.3253 до 0.3249 нм. На рабочей части образца уменьшение объемной доли  $\beta$  фазы может быть большим из-за повышения скорости фазовых превращений. Известно [15], что коэффициенты диффузии легирующих элементов и скорость фазовых превращений в титановых сплавах увеличиваются с ростом напряжения и скорости деформации.

Рассчитанная по уравнению (1) величина  $Q_c = 269 \pm 15$  кДж/моль ультрамелкозернистого сплава ВТ16 в состоянии 2 при температуре 723 К близка к значениям  $Q_c$  для мелко- и крупнозернистых сплавов титана (289–375 кДж/моль [17]), ползучесть которых осуществляется движением дислокаций и контролируется объемной диффузией. В то же время величина  $Q_c = 202 \pm 20$  кДж/моль сплава в состоянии 1, определенная в области на-

грузок, при которых наблюдается наименьшее различие значений  $n$  для сплава в состояниях 1 и 2, меньше значений  $Q_c$  для состояния 2 и мелко- и крупнозернистых сплавов титана.

Из литературы известно [17–19], что уменьшение величины  $Q_c$  ультрамелкозернистых материалов по сравнению с мелко- и крупнозернистыми наблюдается в случае, когда в процессе ползучести материала действует совокупность двух или трех следующих механизмов деформации: движения дислокаций, скольжения по границам зерен и диффузионная ползучесть. Изучение деформационного рельефа предварительно полированной рабочей части образцов исследуемого ультрамелкозернистого сплава ВТ16 в обоих состояниях после ползучести на установившейся стадии не выявило наличия заметного зернограницного скольжения. Поэтому можно предполагать, что уменьшение величины  $Q_c$  для ультрамелкозернистого сплава ВТ16 в состоянии 1, связано с развитием диффузионных потоков элементов, сопровождающих фазовое превращение  $\beta \rightarrow \alpha$  в процессе ползучести.

### ВЫВОДЫ

1. Прессование сплава ВТ16 при температурах 1023 и 923 К со сменой оси деформации приводит к формированию в его объеме зеренно-субзеренной ультрамелкозернистой структуры с неравновесным ( $\alpha + \beta$ )-фазовым составом.

2. В процессе ползучести при температуре ниже температуры рекристаллизации в ультрамелкозернистом сплаве ВТ16 с неравновесным фазовым составом имеют место такие процессы, как фазовое превращение  $\beta \rightarrow \alpha$  и перераспределение легирующих элементов, что приводит к отклонению от степенного закона ползучести.

3. Повышение сопротивления ползучести ультрамелкозернистого сплава ВТ16 после отжига при температуре 673 К связано с превращением  $\beta \rightarrow \alpha$ , перераспределением легирующих элементов, увеличивающим прочность  $\beta$ -фазы, и появлением в сплаве зерен с пластинчатой структурой.

4. Совокупность значений показателя чувствительности к напряжению и эффективной энергии активации ползучести, а также характер деформационного рельефа поверхности рабочей части образцов, позволяют предполагать, что в процессе ползучести при температуре 723 К ультрамелкозернистого сплава ВТ16, с фазовым составом близким к равновесному, основным механизмом деформации является движение дислокаций.

Работа выполнена с использованием оборудования центра коллективного пользования ИФПМ СО РАН “НАНОТЕХ” в рамках Проектов фунда-

ментальных научных исследований ГАН, направление III.23.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Колобов Ю.Р., Валиев Р.З., Грабовецкая Г.П., Жилиев А.П., Дударев Е.Ф., Иванов К.В., Кашин О.А., Найденкин Е.В. Зернограницная диффузия и свойства наноструктурных материалов. Новосибирск: Наука, 2001. 232 с.
2. Tyumentsev A.N., Ditenberg I.A. Nanodipoles of Partial Disclinations in the Region of Localized Elastic Distortions // Phys. Mesomech. 2015. V. 18. № 2. P. 158–162.
3. Попов В.В., Сергеев А.В., Столбовский А.В. Эмиссионная мессбауровская спектроскопия границ зерен ультрамелкозернистых W и Mo, полученных интенсивной пластической деформацией // ФММ. 2017. Т. 118. № 4. С. 372–379.
4. Divinski S.V., Reglitz G., Roësner H., Estrin Yu., Wilde G. Ultra-fast diffusion channels in pure Ni severely deformed by equal-channel angular pressing // Acta Mater. 2011. V. 59. P. 1974–1985.
5. Грабовецкая Г.П., Мишин И.П., Раточка И.В., Псахье С.Г., Колобов Ю.Р. Зернограницная диффузия никеля в субмикроструктурном молибдене, полученном интенсивной пластической деформацией // Письма в Журнал технической физики. 2008. № 4. С. 7–14.
6. Попов В.В., Сергеев А.В. Зернограницная диффузия кобальта в субмикроструктурном молибдене, полученном кручением под высоким давлением // ФММ. 2017. Т. 118. № 11. С. 1149–1154.
7. Грабовецкая Г.П., Забудченко О.В., Мишин И.П. Деформационное поведение субмикроструктурного титана при ползучести // Деформация и разрушение материалов. 2013. № 1. С. 26–33.
8. Гапонцев В.Л., Кондратьев В.В. Диффузионные фазовые превращения в нанокристаллических сплавах при интенсивной пластической деформации // ДАН. 2002. Т. 385. № 5. С. 608–611.
9. Straumal B.B., Kilmametov A.R., Ivanisenko Yu., Gornakova A.S., Mazilkin A.A., Kriegel M.J., Fabrichnaya O.B., Baretzky B., Hahn H. Phase Transformations in Ti–Fe Alloys Induced by High-Pressure Torsion // Adv. Eng. Mater. 2015. V. 17. № 12. P. 1835–1841.
10. Grabovetskaya G.P., Ratoshka I.V., Mishin I.P., Zabudchenko O.V., Lykova O.N. Evolution of the structural-phase state of a Ti–Al–V–Mo alloy during severe plastic deformation and subsequent annealing // Russian Physics J. 2016. V. 59. № 1. P. 109–115.
11. Попов А.А., Илларионов А.Г., Демаков С.Л., Степанов С.И., Карабанов М.С., Елкина О.А. Влияние параметров термообработки на структурные и фазовые превращения в ( $\alpha$ - $\beta$ )-титановом сплаве, подвергнутом термомеханическому воздействию // ФММ. 2010. Т. 109. № 6. С. 694–700.
12. Гарофало Ф. Законы ползучести и длительной прочности металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1968. 304 с.

13. Мальцев М.В., Кашиников Н.И. Исследование распада мартенсита при непрерывном нагреве титанового сплава ВТ16 // ФММ. 1978. Т. 45. № 2. С. 426–428.
14. Попов А.А., Илларионов А.Г., Степанов С.И., Ивасишин О.М. Влияние температуры закалки на структуру и свойства титанового сплава. Физико-механические свойства. // ФММ. 2014. Т. 115. № 5. С. 549–554.
15. Коллингз Е.В. Физическое металловедение титановых сплавов. М: Металлургия, 1988. 223 с.
16. Фрост Г.Дж., Эшби М.Ф. Карты механизмов деформации. Челябинск: Металлургия, 1989. 325 с.
17. Kral P., Dvorak J., Zherebtsov S., Salishchev G., Kvapilova M., Sklenicka V. Effect of severe plastic deformation on creep behavior of a Ti–6Al–4V alloy // J. Mater. Sci. 2013. V. 48. P. 4789–4795.
18. Naydenkin E.V., Grabovetskaya G.P., Ivanov K.V. The Effect of Grain Boundary State on Deformation Process Development in Nanostructured Metals Processed by the Methods of Severe Plastic Deformation // Mater. Sci. Forum. 2011. V. 683. P. 69–79.
19. Shi J., Zikry M.A. Grain size, grain boundary sliding, and grain boundary interaction effects on nanocrystalline behavior // Mater. Sci. Eng. A. 2009. V. 520. № 1–2. P. 121–133.