

## ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.295:539.214

### СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА Ti–4% Al–1% V–3% Mo

© 2019 г. А. Д. Котов<sup>a, \*</sup>, А. В. Михайловская<sup>a</sup>, А. О. Мослех<sup>a, b</sup>, Т. П. Пурсело<sup>a, c</sup>,  
А. С. Просвиряков<sup>a</sup>, В. К. Портной<sup>a</sup>

<sup>a</sup>НИТУ “МИСИС”, 119049 Россия, Москва, Ленинский пр., д. 4

<sup>b</sup>Shoubra Faculty of Engineering, Benha University, P.O. 11629 Egypt, Shoubra, Cairo, Shoubra St. 108

<sup>c</sup>European School of Engineers and Materials Science of Nancy (EEIGM), Nancy, 54000 France

\*e-mail: kotov@misis.ru

Поступила в редакцию 07.11.2017 г.

После доработки 17.04.2018 г.

Исследована микроструктура и показатели сверхпластичности промышленных листов титанового сплава (Ti–4% Al–1% V–3% Mo) в интервале температур 750–900°C и скоростей деформации  $1 \times 10^{-5}$ – $1 \times 10^{-2}$  с<sup>-1</sup>. Показано, что значения относительного удлинения более 700% и показатель скоростной чувствительности  $m > 0.4$  обеспечивает температура деформации 875°C при скоростях  $6 \times 10^{-4}$ – $2 \times 10^{-3}$  с<sup>-1</sup>. Показано, что при этих условиях деформации на начальной стадии происходит уменьшение размера зерен  $\alpha$  и  $\beta$  фаз в 1.5–2 раза и наблюдается сильное разупрочнение на кривых деформации, данные эффекты объяснены действием динамической рекристаллизации. При увеличении степени деформации более 50% наблюдается стадия установившегося течения и слабый рост зерен  $\alpha$ -фазы при сохранении размера зерна  $\beta$ -фазы. Рассчитанные значения эффективной энергии активации  $Q$  составили 194–237 кДж/моль, что позволяет предполагать, что сверхпластическое течение при исследованных температурно-скоростных условиях деформации контролируется зернограницной диффузией.

**Ключевые слова:** сверхпластичность, титановый сплав, ультрамелкозернистая структура, энергия активации

**DOI:** 10.1134/S001532301810008X

### ВВЕДЕНИЕ

Титановые сплавы широко используются в авиационной, аэрокосмической, морской и химической промышленности благодаря уникальному комплексу свойств. Из основных преимуществ титановых сплавов можно выделить: низкую плотность, которая позволяет создавать легкие и прочные конструкции; превосходную коррозионную и эрозионную стойкость во многих средах, в частности при питтинговом и коррозионном растрескивании; способность работать при достаточно высоких температурах (300–600°C) [1–3]. Однако, формообразование деталей из титановых сплавов традиционными методами сопряжено с рядом трудностей из-за высоких значений напряжения и высокой чувствительности к параметрам обработки – скорости и температуре деформации [3]. Сверхпластическая формовка позволяет сократить технологический цикл получения изделий благодаря возможности формообразования малым давлением газа деталей сложного рельефа. Метод относительно широко применяется в авиакосмической отрасли для титановых сплавов, так как обеспечивает значительную эко-

номическую эффективность в сравнении со стандартными методами формообразования [4].

Значительное количество научных исследований по сверхпластичности титановых сплавов в основном были сфокусированы на сплаве Ti–6Al–4V (VT6). Опубликовано большое количество работ [5–11], описывающих влияние параметров обработки, таких как температура и скорость деформации, размер зерна и объемное соотношение фаз на процессы деформации сплава VT6. Исследовано поведение при сверхпластической деформации ряда сплавов с добавками тугоплавких элементов: Ti–6Al–2Sn–4Zr–2Mo [11], Ti–6Al–4V–2Fe [12], и с пониженным содержанием легирующих элементов – Ti–3Al–2.5V [13]. Все указанные выше сплавы принадлежат к структурному типу ( $\alpha + \beta$ ). Наибольшие удлинения при сверхпластической деформации возможно обеспечить при температурах, формирующих структуру с близкой объемной долей  $\alpha$  и  $\beta$ -фаз, что обусловлено как высокой термической стабильностью такой структуры, так и увеличением доли пластичной  $\beta$ -фазы с высокой диффузионной проницаемостью [1, 14–16]. Таким образом, параметры микроструктуры, а именно, размер зерна и соотношение  $\alpha$  и  $\beta$ -фаз, напрямую

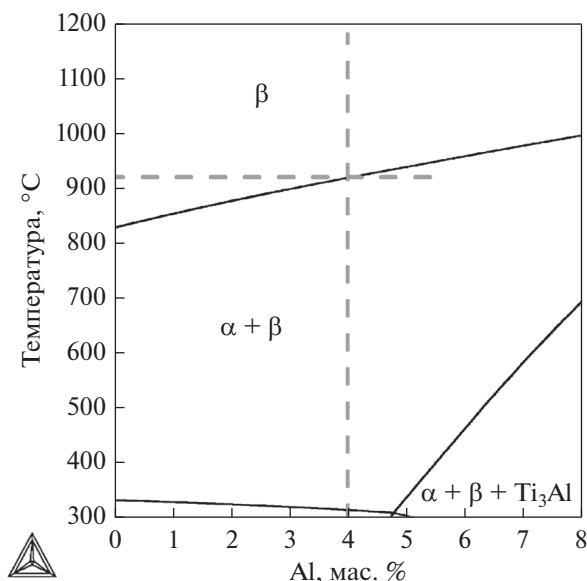


Рис. 1. Политермическое сечение фазовой диаграммы сплава Ti–4% Al–1% V–3% Mo, полученное при помощи программного продукта Thermo-Calc.

влияют на показатели сверхпластичности [5–16]. Считается, что основным механизмом, обеспечивающим высокую скоростную чувствительность напряжения течения и, как следствие, высокие относительные удлинения при сверхпластической деформации является зернограницное скольжение (ЗГС) [1, 16], развитие которого в значительной степени обеспечивается наличием ультрамелкозернистой структуры. Кроме того, температура сверхпластической деформации (СПД) должна быть достаточно высокой для обеспечения действия accommodations механизмов ЗГС – диффузионной и дислокационной ползучести, которые в основном контролируются самодиффузией титана [1, 16].

Промышленный сплав VT14 (Ti–4Al–1V–3Mo) (аналог во Франции – AIR 9183, аналог в США – AMS 4912) с (α + β)-типом структуры характеризуется высоким сопротивлением ползучести и превосходными коррозионными свойствами и является перспективным сплавом с точки зрения получения деталей методом сверхпластической формовки [17, 18]. Для определения оптимальных условий формообразования в условиях сверхпластичности необходимо детальное исследование микроструктуры и механических характеристик сплава при повышенных температурах. Целью данного исследования является анализ деформационного поведения в широком диапазоне температур и скоростей деформации и эволюции микроструктуры в процессе сверхпластической деформации промышленных листов титанового сплава Ti–4Al–1V–3Mo.

## 1. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

Исследовали лист титанового сплава VT14 исходной толщиной 1.2 мм химического состава Ti–4% Al–1% V–3% Mo (здесь и далее в работе приводятся % по массе), полученный по стандартной технологии на ПАО “Корпорация ВСМПО-АВИСМА”.

Для анализа равновесной объемной доли α и β-фаз в зависимости от температуры использовали программный комплекс Thermo-Calc (база данных ТТТi3), а также метод закалок с температурой отжига.

Отжиги и сверхпластическую деформацию проводили при температурах 750–900°C в атмосфере аргона с целью предотвращения существенного окисления поверхности. После отжига или деформации образцы охлаждали в воде.

Показатели сверхпластичности определяли при помощи испытаний на одноосное растяжение со ступенчатым понижением скорости и постоянной скоростью деформации в интервале температур 750–900°C и скоростей деформации  $1 \times 10^{-5}$ – $1 \times 10^{-2} \text{ c}^{-1}$  на испытательной машине Walter Bay LFM-100.

Микрошлифы готовили методами механической шлифовки и полировки с использованием шлифовально-полировального станка Struers LaboPol-5. Для полировки использовали суспензию (OP-S Suspension). При необходимости применяли электролитическую полировку. Микроструктуру сплавов изучали при помощи светового микроскопа “Carl-Zeiss” и сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) “TESCAN Vega 3 LMN” с энергодисперсионным детектором X-Max 80, а также при помощи просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) JEOL JEM-2100.

Количественный анализ параметров микроструктуры проводили методом случайных секущих с использованием прикладной программы “Sizer” и при помощи специального программного модуля “Axio Vision” фирмы “Carl-Zeiss”.

## 2. РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТА

### 2.1. Анализ микроструктуры после отжига

По результатам микроструктурного анализа образца в состоянии поставки объемная доля фаз составляла α/β = 85/15%. Температура β-трансуса является критической, так как выше нее происходит интенсивный рост зерна и существенное снижение показателей сверхпластичности. По данным термодинамических расчетов в программе Thermo-Calc (рис. 1) равновесная температура β-трансуса исследуемого сплава составила 920°C. Для изучения параметров зеренной структуры листы отжигали в атмосфере аргона в интервале

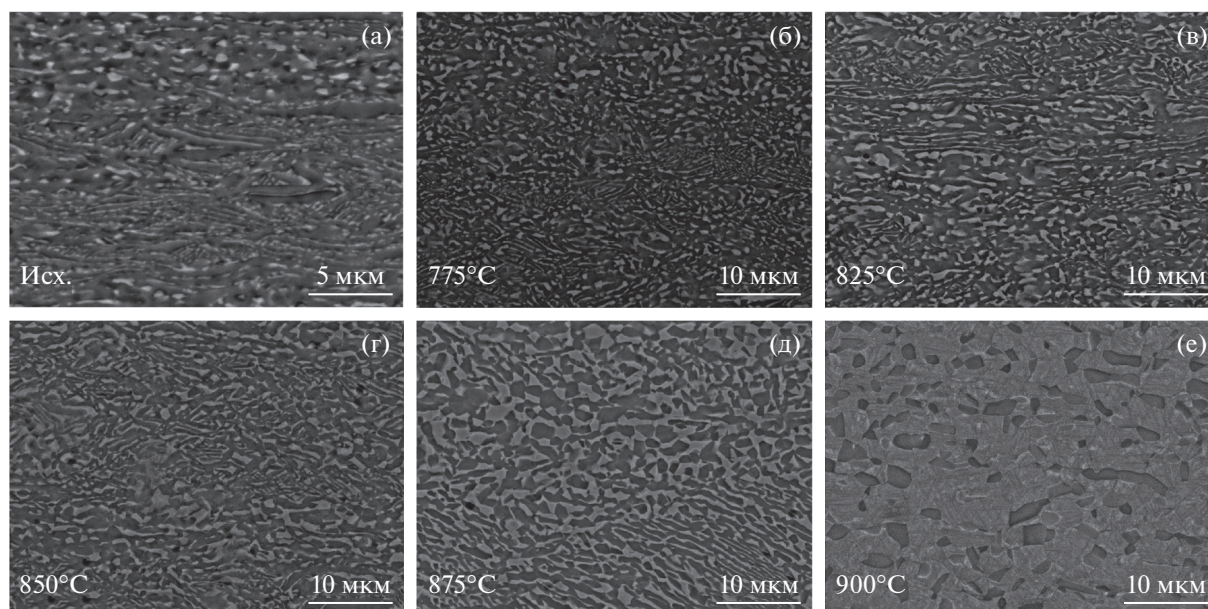


Рис. 2. Микроструктуры листов из сплава Ti–4% Al–1% V–3% Mo в исходном состоянии (а) и после отжига при 775 (б), 825 (в), 850 (г), 875 (д) и 900°С (е) в течение 30 мин (СЭМ).

температур двухфазной области 775–900°С в течение 30 мин.

Микроструктуры сплава в продольно-толщинном сечении листа относительно направления прокатки после отжига и закалки в воду приведены на рис. 2, а на рис. 3 представлена тонкая структура сплава после отжига при 875°С. После охлаждения с температуры отжига структура сплава состоит из равноосных зерен  $\alpha$ -фазы и зерен превращенной  $\beta$ -фазы. Размер зерна обеих фаз и изменение объемного соотношения фаз в зависимости от температуры приведены на рис. 4. Размер зерна (рис. 4а) и объемную долю фаз (рис. 4б) определяли по результатам количественного анализа структуры после 30 мин отжига при разных температурах.

Объемную долю рассчитывали при помощи Thermo-Calc (штриховые линии на рис. 4б). Отметим, что зависимости объемной доли фаз от температуры, полученные количественным анализом структуры, аналогичны результатам расчета в условиях термодинамического равновесия при помощи Thermo-Calc. Таким образом, можно считать, что фазовое соотношение в сплаве близко к равновесию уже перед началом сверхпластической деформации. Температурный интервал 850–875°С соответствует формированию примерно равной объемной доли фаз ( $50 \pm 5\%$ ).

За 30 мин отжига в интервале температур 775–850°С размер рекристаллизованного зерна обеих фаз практически не меняется в пределах доверительного интервала и не превышает для  $\beta$ -фазы 1.0 мкм и для  $\alpha$ -фазы 1.5 мкм. Таким образом,

структура сплава отличается высокой термической стабильностью при температуре до 850°С включительно. При этом даже после отжига при температуре 875°С, в структуре сохраняются участки нерекристаллизованной (не глобулярной) структуры. Рекристаллизация проходит полностью только при температуре 900°С, когда в сплаве доминирует  $\beta$ -фаза, отличающаяся своей высокой диффузионной проницаемостью. При этом средний размер зерна  $\alpha$  и  $\beta$  фаз увеличивается до 3.1 и 2.2 мкм, соответственно. После охлаждения с температуры 900°С в  $\beta$ -фазе наблюдаются пластины мартенсита, что является следствием ускоренного охлаждения с температуры выше критической для мартенситного превращения.

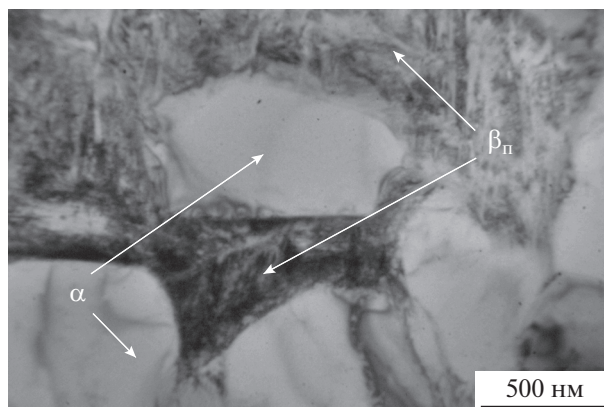


Рис. 3. Микроструктура сплава Ti–4% Al–1% V–3% Mo после отжига при 875°С в течение 30 мин (ПЭМ).



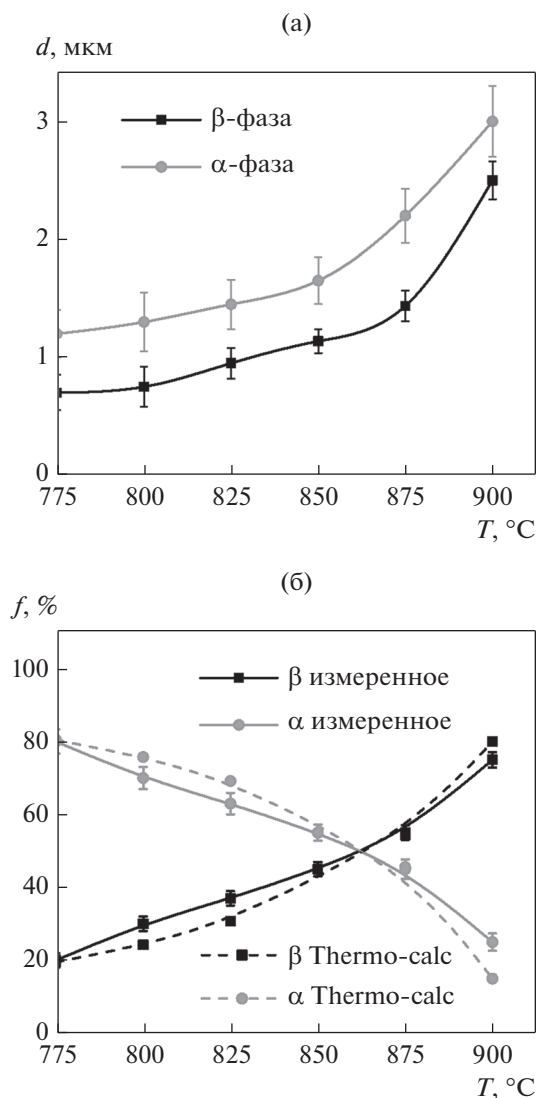


Рис. 4. Зависимость размера зерна (а) и объемной доли (б) фаз от температуры отжига исследованного сплава.

## 2.2. Показатели сверхпластичности

Результаты испытаний со ступенчатым понижением скорости деформации представлены на рис. 5. Данные испытания можно считать оценочными, особенно, для сплавов с полностью или частично нерекристаллизованной структурой, так как в начале эксперимента при высоких скоростях при степени деформации всего 2% на каждой ступени, структура сформироваться полностью не успевает, однако, такие испытания позволяют оценить величину скоростного и температурного интервала проявления сверхпластичности.

Исследуемый сплав имеет типичный для сверхпластичного состояния сигмоидальный вид зависимости логарифма напряжения от логарифма скорости деформации. Как известно [1, 16], кри-

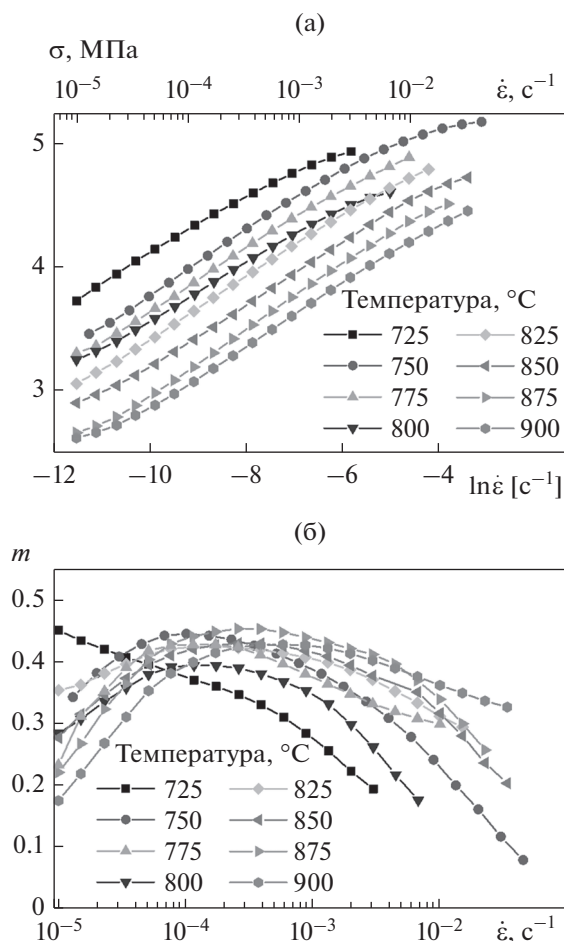


Рис. 5. Зависимость напряжения течения (а) и показателя  $m$  (б) от скорости деформации исследованного сплава при разных температурах.

вую можно разделить на 3 участка: I — диапазон горячей деформации, где доминирует дислокационные механизмы деформации, III — участок ползучести, где доминирует диффузионная ползучесть, II — линейный участок кривой соответствует скоростному диапазону сверхпластичности с преобладанием ЗГС [1, 16]. С повышением температуры деформации происходит снижение величины напряжений, расширение II скоростного диапазона сверхпластичности и смещение его в область более высоких скоростей (рис. 5а), что хорошо видно из кривых зависимости показателя скоростной чувствительности  $m$  от скорости деформации (рис. 5б), рассчитанного как: первая производная от логарифма напряжения по логарифму скорости (1):

$$m = \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\epsilon}} \quad (1)$$

Как следует из результатов испытаний с пошаговым уменьшением скорости деформации сверхпластичное состояние можно ожидать при

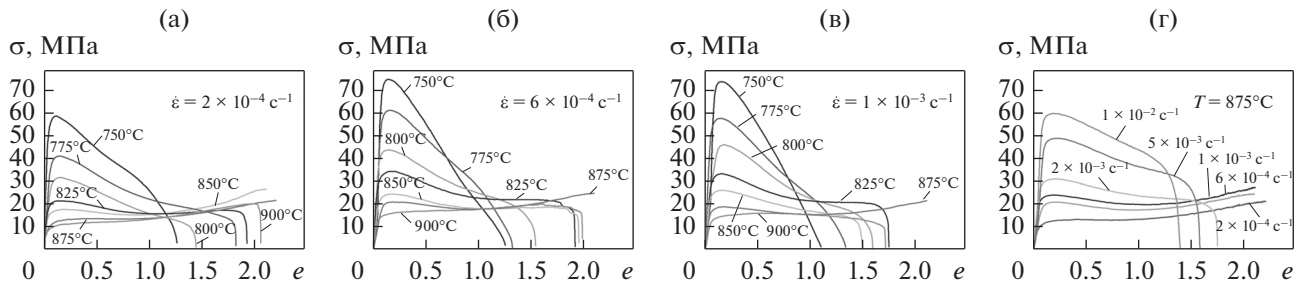


Рис. 6. Кривые растяжения сплава Ti–4% Al–1% V–3% Mo при разных температурах и скорости деформации  $2 \times 10^{-4} \text{ c}^{-1}$  (а),  $6 \times 10^{-4} \text{ c}^{-1}$  (б),  $1 \times 10^{-3} \text{ c}^{-1}$  (в) и разных скоростях деформации при температуре  $875^\circ\text{C}$  (г).

скоростях  $1 \times 10^{-4}$ – $5 \times 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ , а при повышенных температурах  $875$ – $900^\circ\text{C}$  до  $1 \times 10^{-2} \text{ c}^{-1}$ . В данном скоростном интервале проводили испытания до разрушения с поддержанием постоянной скорости деформации (рис. 6).

В первые 70–150% деформации, в зависимости от температуры и скорости, наблюдается разупрочнение, что вероятно связано с динамической полигонизацией и рекристаллизацией [19, 20]. Из результатов структурного анализа после отжига следует, что нагрев и 30 мин выдержка образцов перед началом деформации не обеспечивает формирование полностью рекристаллизованной структуры (см. рис. 2). Исключение составляет температура  $900^\circ\text{C}$ , при которой рекристаллизованная структура формируется уже во время нагрева и, как следствие, разупрочнение на начальной стадии деформации отсутствует.

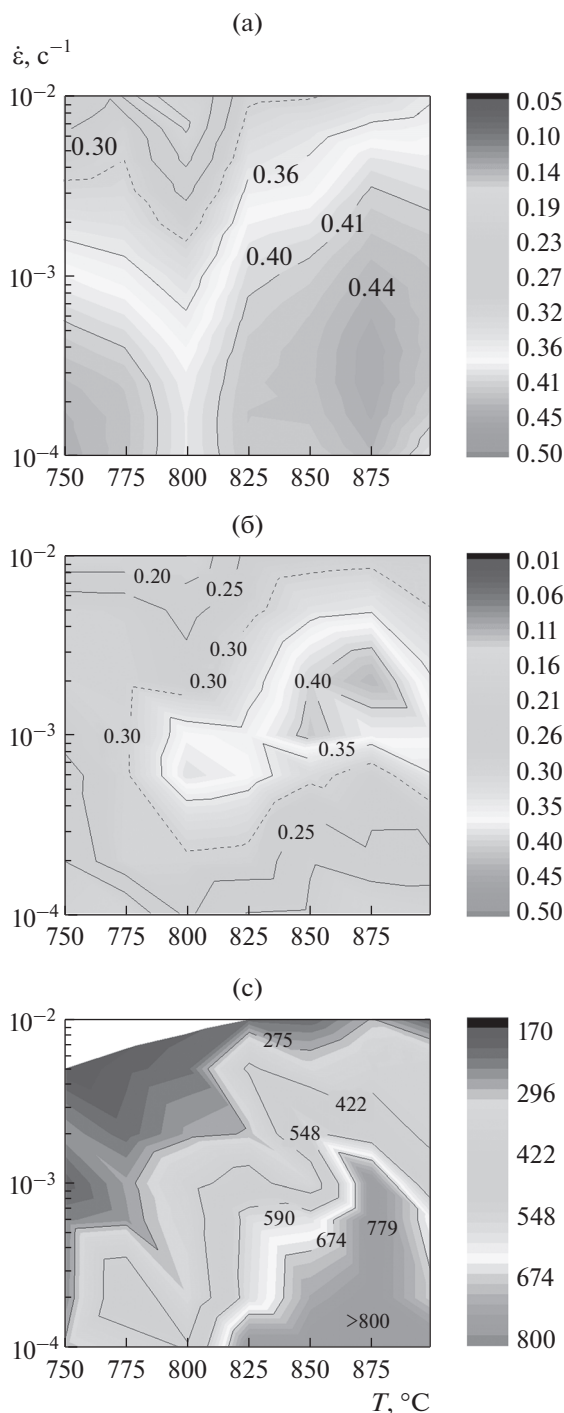
При пониженной температуре и повышенной скорости деформации разупрочнение сохраняется практически до разрушения. Так, при температуре  $750$ – $775^\circ\text{C}$  при всех скоростях кроме  $1$ – $2 \times 10^{-4} \text{ c}^{-1}$  непрерывное и резкое разупрочнение вызвано, скорее всего неравномерностью течения образца, образование шейки начинается уже после 100–150% деформации. Очевидно, что данные температуры и скорости лежат за пределами интервала сверхпластической деформации.

При остальных скоростях и температурах деформации в испытанном диапазоне наблюдается стадия установившегося течения, которая в зависимости от температуры и скорости деформации может протекать: 1) с разупрочнением; 2) с упрочнением; 3) без значимого изменения величины напряжения. Так, при  $750$ – $775^\circ\text{C}$  равномерное течение металла с установившейся стадией на кривой напряжение–деформация наблюдается при малых скоростях деформации  $(1$ – $2) \times 10^{-4} \text{ c}^{-1}$  (рис. 6а). При температуре  $800^\circ\text{C}$  при всех испытанных скоростях, кроме самой низкой,  $1 \times 10^{-4} \text{ c}^{-1}$ , а при температурах  $825$ – $900^\circ\text{C}$  при скорости  $5 \times 10^{-3} \text{ c}^{-1}$  на стадии установившегося течения

также происходит разупрочнение. Напротив, при высоких температурах и низких скоростях деформации ( $800^\circ\text{C}$  и  $1 \times 10^{-4} \text{ c}^{-1}$ ,  $825^\circ\text{C}$  и  $850^\circ\text{C}$   $(1$ – $2) \times 10^{-4} \text{ c}^{-1}$ ,  $875^\circ\text{C}$  и  $900^\circ\text{C}$   $(1$ – $6) \times 10^{-4} \text{ c}^{-1}$ ) на кривых деформации наблюдается упрочнение, особенно выраженное после значительных деформаций (более 1) (см. рис. 6а, 6б). Стадия установившегося течения без существенного изменения величины напряжения течения наблюдается при средних скоростях  $6 \times 10^{-4}$ – $2 \times 10^{-3} \text{ c}^{-1}$  и температурах деформации  $825$ – $875^\circ\text{C}$  (см. рис. 6в).

При сравнении значений показателя скоростной чувствительности  $m$ , полученных по результатам испытаний со ступенчатым понижением скорости деформации (рис. 7а), с результатами испытаний с постоянной скоростью деформации после 100% деформации (рис. 7б) видно, что максимум показателя  $m$  ( $m > 0.4$ ) сохраняется примерно в том же температурном и скоростном интервале:  $850$ – $900^\circ\text{C}$  и  $6 \times 10^{-4}$ – $2 \times 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ . Однако, при меньших скоростях в данном температурном интервале, происходит снижение показателя  $m$  до значений меньших 0.3. Снижение показателя скоростной чувствительности  $m$  после 100% СПД можно предположительно объяснить ростом зерен в процессе высокотемпературной деформации. Необходимо отметить, что температурный и скоростной интервал наибольших значений удлинений соответствует области с наибольшими значениями показателя скоростной чувствительности  $m$  (см. рис. 7, рис. 5).

Зависимость значения относительного удлинения от температуры и скорости деформации представлена на рис. 7в. Максимум значений относительного удлинения смещен в сторону более высоких температур и низких скоростей деформации. Однако, наибольшие значения скорости деформации (до  $2 \times 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ ) при сохранении высоких удлинений ( $>700\%$ ) обеспечивает температура  $875^\circ\text{C}$ .



**Рис. 7.** Зависимость показателя скоростной чувствительности  $m$  по результатам испытаний со ступенчатым понижением скорости деформации (а) и с постоянной скоростью деформации после 100% СПД (б); зависимость относительного удлинения от температуры и скорости деформации (в) по результатам испытаний с постоянной скоростью деформации.

### 2.3. Эффективная энергия активации

Анализ деформационного поведения материала через параметр Зинера–Холломона ( $Z$ ) позво-

ляет косвенно судить о доминирующем механизме деформации [21] (2), (3). При этом, параметр  $Z$  может быть связан с напряжением течения ( $\sigma$ ) через уравнения (4) [22]:

$$Z = \dot{\epsilon} \times \exp\left(\frac{Q}{RT}\right), \quad (2)$$

$$\dot{\epsilon} = Af(\sigma) \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right), \quad (3)$$

$$f(\sigma) = \begin{cases} \sigma^{n_1} & 4.1 \\ \exp(\beta\sigma) & 4.2, \\ [\text{sh}(\alpha\sigma)]^{n_2} & 4.3 \end{cases} \quad (4)$$

где  $\dot{\epsilon}$  – скорость деформации;  $Q$  – эффективная энергия активации сверхпластической деформации;  $R$  – газовая постоянная (8.314 кДж/моль);  $T$  – температура деформации (К);  $A_1, A_2, A_3, n_1, n_2, \beta$  и  $\alpha = \beta/n_1$  – константы, зависящие от материала.

Коэффициенты  $A_1, A_2, A_3, n_1/m, n_2, \beta, Q$  и  $\alpha$ , рассчитанные для значений напряжений и скоростей деформации, соответствующих линейному участку кривых в интервале температур 750–875°C (см. рис. 5а), представлены в табл. 1.

### 2.4. Эволюция микроструктура в процессе СПД

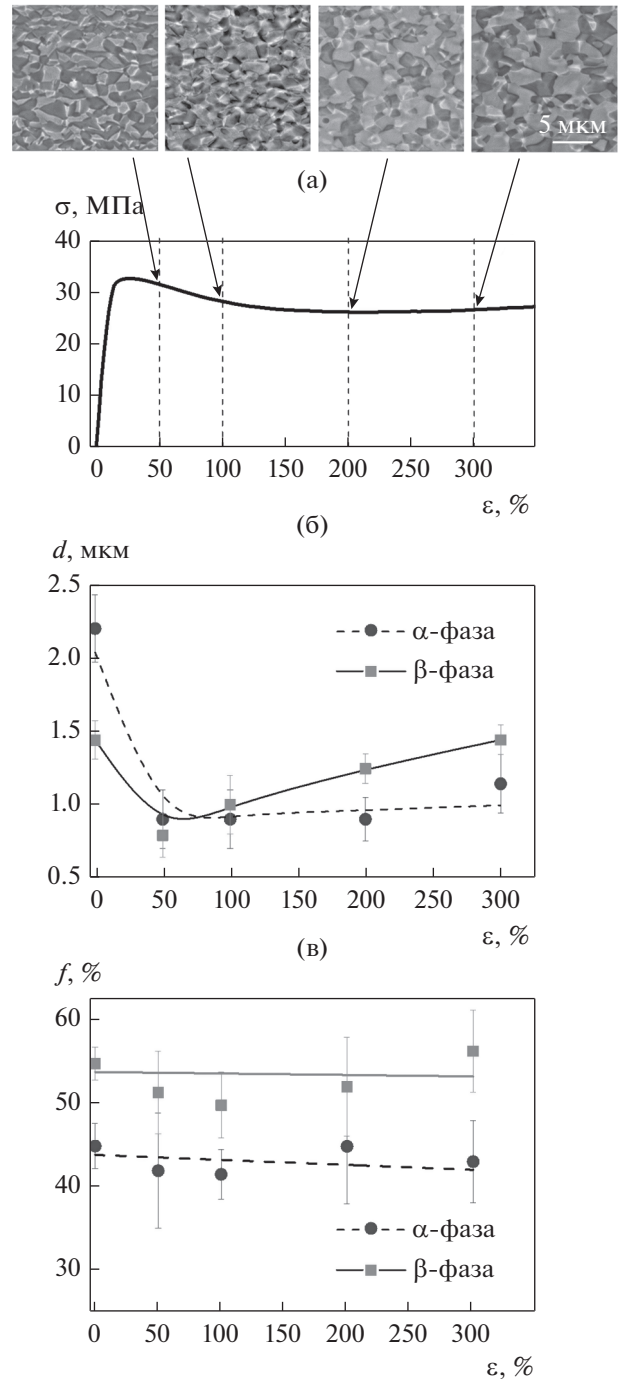
Анализ микроструктуры после деформации с постоянной скоростью  $2 \times 10^{-3} \text{ c}^{-1}$  при температуре 875°C (рис. 8а) показал измельчение зеренной структуры на начальном этапе деформации (до  $\epsilon = 50\%$ ), скорее всего обусловленное динамической рекристаллизацией (рис. 8б). При увеличении степени деформации наблюдается слабый рост зерен  $\beta$ -фазы (с 0.8 до 1.4 мкм) в процессе деформации, в то время как размер зерен  $\alpha$ -фазы практически не меняется в пределах доверительного интервала и только после  $\epsilon = 300\%$  наблюдается незначительный рост (рис. 8б). Это, по-видимому, связано с более высокой диффузионной подвижностью в ОЦК  $\beta$ -фазе, в отличие от низкой диффузионной подвижности в  $\alpha$ -фазе. При этом соотношение фаз остается без изменений (рис. 8в) в пределах статистической ошибки измерения.

## 3. ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ ЭКСПЕРИМЕНТА

Известно, что комплекс механизмов сверхпластической деформации тот же, что и при ползучести: зернограничное скольжение, внутриверхняя диффузионная и дислокационная ползучесть [1, 16, 23]. Однако, в зависимости от температурно-скоростных условий деформации и структурного состояния сплавов возможно протекание дополнительных процессов: динамического роста зерен [10], динамического возврата и рекри-

сталлизации [1, 16, 24, 25], особенно в условиях неравновесной исходной структуры перед началом деформации. Механизмы сверхпластической деформации и их количественные вклады можно анализировать по изменению поверхности образцов с предварительно нанесенными маркерами [1, 16, 26–31]. Значительное количество работ в данном направлении выполнено для сплавов на основе алюминия [26–28] и двухфазных сверхпластичных сплавов на основе цинка, свинца и меди [29–31], а число работ по титановым сплавам ограничено. В работе [32] измерением смещений царапин на границах зерен получен вклад ЗГС около 20%. Здесь следует заметить, что проведение анализа изменений рельефа поверхности титановых сплавов затруднено образованием альфирированного слоя из-за окисления поверхности в атмосфере недостаточно очищенного аргона. В результате вклады действующих механизмов на поверхности и в объеме образца, где сохраняется большая доля  $\beta$ -фазы, могут не совпадать. В связи с этим, для анализа механизмов сверхпластической деформации титановых сплавов используют *in situ* методы [24, 33], требующие специализированного оборудования. Тем не менее, косвенно судить о доминирующем механизме деформации можно путем анализа деформационного поведения материала через параметр Зинера–Холломоны. Рассчитанные значения эффективной энергии активации  $Q$  для сплава ВТ14 и показателя скоростной чувствительности  $m$  косвенно свидетельствуют о доминирующем механизме сверхпластической деформации. Как показано в работах на титановых [24, 34], алюминиевых [27] и медных сплавах [31], использование данного косвенного подхода обеспечивает хорошую сходимость результатов моделирования с экспериментальным прямым структурным анализом изменений поверхности образцов.

Как видно из рис. 5б и рис. 7а, 7б и табл. 1, значения показателя скоростной чувствительности  $m$  близки к значению 0.5, что является типичной величиной для структурной сверхпластичности материалов с ультрамелким зерном. При этом, зернограничное скольжение считается основным механизмом деформации для материалов со значением показателя скоростной чувствительности  $m$  близким к 0.5, и энергией активации, равной [1, 24, 35, 36] либо энергии активации объемной самодиффузии ( $Q_{об}$ ), либо энергии активации зернограничной самодиффузии ( $Q_{гп}$ ). В  $\alpha$ -Ti и  $\beta$ -Ti значения энергии активации для зернограничной диффузии составляет 183 и 153 кДж/моль, а для объемной диффузии 317 и 306 кДж/моль соответственно [36, 37]. Рассчитанное в данной работе значение эффективной энергии активации сверхпластической деформации 194–237 кДж/моль близко к энергии активации самодиффузии титана по границам зерен. Таким образом, можно



**Рис. 8.** Зависимости напряжения течения (а), размера зерна (б) и объемной доли фаз (в) от степени деформации при растяжении сплава Ti–4% Al–1% V–3% Mo при температуре 875°C и скорости деформации  $2 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ .

предположить, что сверхпластическая деформация в данном сплаве контролируется скоростью диффузии атомов по границам зерен.

Считается, что оптимальная температура сверхпластичности двухфазных материалов с дуплекс-



**Таблица 1.** Рассчитанные показатели  $A_1, A_2, A_3, n_1, n_2, \beta, \alpha$  and  $Q$ 

$\ln(A_1)$	$n_1/m$	$Q_1$ , кДж/моль	$\ln(A_2)$	$\beta$ , МПа <sup>-1</sup>	$Q_2$ , кДж/моль	$\alpha$	$\ln(A_3)$	$n_2$	$Q_3$ , кДж/моль
9.9	2.5/0.4	237 ± 12	11.1	0.05	194 ± 9	0.022	18.14	1.89	232 ± 11

ным типом структуры должна обеспечивать 40–60%  $\beta$ -фазы, т.е. примерно равное соотношение  $\alpha$  и  $\beta$ -фаз [1, 14, 15]. В таком случае наблюдается высокая термическая стабильность структуры и облегчается зернограницное скольжение по межфазным границам [14, 36]. Кроме того, повышенная пластичность обеспечивается большой объемной долей  $\beta$ -фазы с ОЦК-решеткой, которая, как известно [1, 12, 16], имеет большее число систем скольжения дислокаций и ускоренную диффузию по сравнению с плотноупакованной гексагональной решеткой низкотемпературной  $\alpha$ -модификации [1, 3]. Аналогичный вывод можно сделать и по полученным результатам. Наибольшие удлинения соответствуют температуре 875°C, т.е. примерно равной объемной доле  $\alpha$  и  $\beta$ -фаз. Соотношение фаз не изменяется в процессе деформации, что подтверждает формирование равновесного соотношения фаз перед началом деформации при данной температуре. Однако равноосная зеренная структура во всем объеме образца формируется только во время сверхпластической деформации.

На форму кривой напряжение-деформация при сверхпластической деформации могут оказывать влияние процессы возврата и рекристаллизации, динамический рост зерен [1, 10, 16, 24, 38]. Отметим, что использование постоянной скорости деформации вместо постоянной скорости деформирования (испытания с известной начальной скоростью деформации) позволяет исключить снижение величины напряжения течения, вызванное уменьшением истинной скорости деформации при увеличении длины образца. Можно считать, что форма кривой, полученной при постоянной скорости деформации, будет определяться структурными изменениями, протекающими в материале. Динамическую полигонизацию и рекристаллизацию в процессе деформации можно ожидать при больших скоростях, так как для их развития необходимо движение дислокаций и рост их плотности, более активно протекающие при повышенных скоростях деформации, а динамический рост зерна более вероятен при малых скоростях деформации. Соответственно, разупрочнение, наблюдаемое на кривых растяжения сплава ВТ14 на начальном этапе деформации, при испытаниях с постоянной скоростью (см. рис. 6 и рис. 8) может быть следствием все тех же динамического возврата и рекристаллизации, что показано в работах [6, 24, 39–41]. Микроструктурным анализом не выявлено остаточной пористости после сверхпластической деформации в оптимальных усло-

виях (875°C). Однако можно предположить, что разупрочнение может быть следствием образования микропор при повышенных скоростях и пониженных температурах деформации, когда действие аккомодационных механизмов, имеющих диффузионную природу, затруднено. Процесс образования микропор по границам зерен при пониженных температурах деформации был обнаружен в сплаве Ti–6Al–4V в [24, 42]. Из-за появления пор в объеме образца уменьшается действительное сечение металла, а соответственно, и величина напряжения течения.

Упрочнение при деформации с постоянной скоростью (см. рис. 6), скорее всего, вызвано динамическим ростом зерна. В исследуемом сплаве данный эффект выражен при высоких температурах и низких скоростях деформации (см. рис. 6). Аналогичное упрочнение было обнаружено в работах [6, 10, 43]. Стабильное устойчивое течение без изменения величины напряжения течения, вероятно, результат зернограницного скольжения при незначительном изменении среднего размера зерен обеих фаз [1, 6, 16, 24], которое наблюдали при температуре 875°C. Кроме того, возможно действие одновременно динамического роста зерен, приводящего к деформационному упрочнению, и динамической рекристаллизации, обеспечивающей разупрочнение, один процесс в результате компенсирует другой и величина напряжения не меняется, такие предположения сделаны в [6].

## ВЫВОДЫ

1. Определены показатели сверхпластичности и изучена микроструктура сплава Ti–4%Al–1%V–3%Mo в интервале температур 750–900°C и скоростей деформации  $1 \times 10^{-5}$ – $1 \times 10^{-2}$  с<sup>-1</sup>. Показано, что температура 875°C при скорости деформации  $6 \times 10^{-4}$ – $2 \times 10^{-3}$  с<sup>-1</sup> является оптимальным режимом деформации с показателем скоростной чувствительности  $m > 0.4$ , обеспечивающим значения относительного удлинения более 700%.

2. Показано, что при нагреве и 30 мин выдержке при температуре до 875°C включительно формируется частично нерекристаллизованная зеренная структура обеих фаз.

3. Показано, что на кривых растяжения на начальной стадии деформации наблюдается разупрочнение. При этом анализ эволюции зеренной структуры образцов в процессе деформации со-



скоростью  $2 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  при температуре  $875^\circ\text{C}$  выявил уменьшение среднего размера зерен обеих фаз в первые 50% деформации в 1.5–2 раза. Разупрочнение и уменьшение среднего размера зерна объяснено действием динамической рекристаллизации.

4. Показано, что с увеличением степени деформации с 50 до 300% при температуре  $875^\circ\text{C}$  размер зерен обеих фаз меняется незначительно.

5. Рассчитанные значения эффективной энергии активации  $Q = 194 - 237 \text{ кДж/моль}$  позволяют предположить, что доминирующим механизмом деформации сплава Ti–4% Al–1% V–3% Mo в интервале исследованных температур и скоростей деформации является зернограничное скольжение, контролируемое зернограничной диффузией.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ в рамках базовой части государственным заданием ВУЗам на 2017–2019 гг. #11.7172.2017/8.9.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Nieh T.G., Wadsworth J., Sherby O.D.* Superplasticity in metals and ceramics. Cambridge University Press, New York, 2005. 287 p.
2. *Boyer R.R.* Titanium for aerospace: rationale and applications // *Adv. Perform. Mater.* 1995. V. 2. P. 349–368.
3. *Sha W., Malinov S.* Titanium alloys. modelling of microstructure, properties and applications. Woodhead publishing, Cambridge, 2009. 588 p.
4. *Moiseyev V.N.* Titanium Alloys Russian Aircraft and Aerospace Applications. CRC Press, New York, 2005, 206 p. Y9MPG49Y.
5. *Мурзинова М.А., Салищев Г.А., Афоничев Д.Д.* Суперпластичность титанового сплава ВТ6, легированного водородом, с субмикроструктурной структурой // *ФММ.* 2007. Т. 104. № 2. С. 204–211.
6. *Alabort E., Putman D., Reed R.C.* Superplasticity in Ti–6Al–4V: characterisation, modelling and applications // *Acta Mater.* 2015. V. 95. P. 428–442.
7. *Velay V., Matsumoto H., Vidal V., Chiba A.* Behavior modeling and microstructural evolutions of Ti–6Al–4V alloy under hot forming conditions // *Intern. J. Mech. Sci.* 2016. V. 108–109. P. 1–13.
8. *Aksenov S.A., Chumachenko E.N., Logashina I.V.* Experimental investigation of Ti–Al–V alloy superplastic behavior // *Metal.* 2012. V. 5 P. 3–8.
9. *Ko Y.G., Kim W.G., Lee C.S., Shin D.H.* Microstructural influence on low-temperature superplasticity of ultrafine-grained Ti–6Al–4V alloy // *Mater. Sci. Eng. A.* 2005. V. 410–411. P. 156–159.
10. *Motyka M., Sieniawski J., Ziaja W.* Microstructural aspects of superplasticity in Ti–6Al–4V alloy // *Mater. Sci. Eng. A.* V. 2014. V. 599 P. 57–63.
11. *Cope M.T., Evetts D.R., Ridley N.* Superplastic Deformation Characteristics of Two Microduplex Titanium Alloys // *J. Mater. Sci.* 1986. V. 21. P. 4003–4008.
12. *Leader J.R., Neal D.F., Hammond C.* The Effect of alloying additions on the superplastic properties of Ti–6% Al–4% V // *Metall. Trans.* 1986. V. 17A. P. 93–106.
13. *Salam A., Hammond C.* Superplasticity in Ti–3Al–2.5V // *J. Mater. Sci. Lett.* 2000. V. 19. P. 1731–1733.
14. *Jain M., Chaturvedi M.C., Richards N.L., Goel N.C.* Microstructural characteristics in  $\alpha$  phase during superplastic deformation of Ti6AlV // *Mater. Sci. Eng. A.* 1991. V. 145. P. 205–214.
15. *Meier M.L., Lesuer D.R., Mukherjee A.K.*  $\alpha$  grain size and  $\beta$  volume fraction aspects of the superplasticity of Ti–6Al–4V // *Mater. Sci. Eng. A.* 1991. V. 136. 71–78.
16. *Новиков И.И., Портной В.К.* Суперпластичность сплавов с ультрамелким зерном. М.: Металлургия, 1981. 168 с.
17. *Eyens C., Peters M.* Titanium and titanium alloys. Fundamentals and Applications. Weinheim: Wiley–VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim, 2003. 513 p.
18. *Мусеев В.Н.* Титан в России // *МИТОМ.* 2005. № 8. С. 23–29.
19. *Alabort E., Balasundar I., Raghu T., Kashyap B.P.* Hot working and geometric dynamic recrystallisation behaviour of a near- $\alpha$  titanium alloy with acicular microstructure // *Mater. Sci. Eng. A.* 2014. V. 600. P. 135–144.
20. *Manonukul A., Dunne F.P.E.* Dynamic recrystallisation in a copper stainless steel pseudo–two–phase material // *Mater. Sci. Eng. A.* 2000 V. 293. P. 173–184.
21. *Zener C., Hollomon J.H.* Effect of strain rate upon plastic flow of steel // *J. Appl. Phys.* 1944. V. 15. P. 22–32.
22. *Sellars C.M., McTegart W.J.* On the mechanism of hot deformation // *Acta Metall.* 1966. V. 14. P. 1136–1138.
23. *Langdon T.G.* A unified approach to grain boundary sliding in creep and Superplasticity // *Acta. Metal. Mater.* 1994. V. 42. P. 2437–2443.
24. *Alabort E., Kontis P., Barba D., Dragnevski K., Reed R.C.* On the mechanisms of superplasticity in Ti–6Al–4V // *Acta Mater.* 2016. V. 105. P. 449–463.
25. *Имаев В., Хисматуллин Т., Имаев Р.* Микроструктура и технологическая пластичность литых интерметаллидных сплавов на основе  $\gamma$ -TiAl // *ФММ.* 2010. Т. 109. № 4. С. 434–443.
26. *Rust M.A., Todd R.I.* Surface studies of Region II superplasticity of AA5083 in shear: Confirmation of diffusion creep, grain neighbour switching and absence of dislocation activity // *Acta Mater.* 2011. V. 59. P. 5159–5170.
27. *Mikhaylovskaya A.V., Yakovtseva O.A., Cheverikin V.V., Kotov A.D., Portnoy V.K.* Superplastic behaviour of Al–Mg–Zn–Zr–Sc-based alloys at high strain rates // *Mater. Sci. Eng. A.* 2016. V. 659. P. 225–233.
28. *Яковцева О.А., Михайловская А.В., Левченко В.С., Иржак А.В., Портной В.К.* Исследование действующих механизмов суперпластической деформации в сплаве системы Al–Mg–Mn // *ФММ.* 2015. Т. 116. № 9. С. 957–965.
29. *Novikov I.I., Portnoy V.K., Terentieva T.E.* Analysis of superplastic deformation mechanisms in Zn–22% Al alloy on the basis of electron microscopy topographic investigations // *Acta Metall.* 1977. V. 25. P. 1139–1149.

30. *Vastava R.B., Langdon T.G.* An investigation of intercrystalline and interphase boundary sliding in the superplastic Pb–62% Sn eutectic // *Acta Metall.* 1979. V. 27. P. 251–257.
31. *Yakovtseva O.A., Mikhaylovskaya A.V., Pozdniakov A.V., Kotov A.D., Portnoy V.K.* Superplastic deformation behaviour of aluminium containing brasses // *Mater. Sci. Eng. A*. 2016. V. 674. P. 135–143.
32. *Портной В.К., Левченко В.С.* О механизмах сверхпластического течения титанового сплава ВТ6 по результатам топографического анализа // *МирТОМ*. 2004. № 3. С. 29–34.
33. *Boehlert C., Cowen C., Tamirisakandala S., McEl-downey D., Miracle D.* In situ scanning electron microscopy observations of tensile deformation in a boron-modified Ti–6Al–4V alloy // *Scr. Mater.* 2006. V. 55. P. 465–468.
34. *Sun Q.J., Wang G.C.* Microstructure and superplasticity of TA15 alloy // *Mater. Sci. Eng. A* 2014. V. 606. P. 401–408.
35. *Langdon T.G.* Seventy–five years of superplasticity: historic developments and new opportunities // *J Mater. Sci.* 2009. V. 44. P. 5998–6010.
36. *Meier M.L., Lesuer D.R., Mukherjee A.K.* The effects of the  $\alpha/\beta$  phase proportion on the superplasticity of Ti–6Al–4V and iron–modified Ti–6Al–4V // *Mater. Sci. Eng. A*. 1992. V. 154. P. 165–173.
37. *Ma X., Zeng W., Tian F., Zhou Y., Sun Y.* Optimization of hot process parameters of Ti–6.7Al–2Sn–2.2Zr–2.1Mo–1W–0.2Si alloy with lamellar starting microstructure based on the processing map // *Mater. Sci. Eng. A* V. 2012. 545. P. 132–138.
38. *Семенова И.П., Коршунов А.И., Салимгареева Г.Х., Латыш В.В., Якушина Е.Б., Валиев Р.З.* Механическое поведение ультрамелкозернистых титановых прутков, полученных с использованием интенсивной пластической деформации // *ФММ*. 2008. Т. 106. № 2. С. 216–224.
39. *Huang L.J., Zhang Y.Z., Liu B.X., Song X.Q., Geng L., Wu L.Z.* Superplastic tensile characteristics of in situ TiBw/Ti6Al4V composites with novel network microstructure // *Mater. Sci. Eng. A*. 2013. V. 581. P. 128–132.
40. *Maehara Y.* High Strain Rate Superplasticity of a 25wt%Cr–7wt%Ni–3wt%Mo–0.14wt% N Duplex Stainless Steel // *Metall. Trans.* 1991. V. 22A. P. 1083–1091.
41. *Mikhaylovskaya A.V., Mosleh A.O., Kotov A.D., Kwame J.S., Pourcelot T., Golovin I.S., Portnoy V.K.* Superplastic deformation behaviour and microstructure evolution of near- $\alpha$  Ti–Al–Mn alloy // *Mater. Sci. Eng. A*. 2017. V. 708. P. 469–477.
42. *Zherebtsov S.V., Kudryavtsev E.A., Salishchev G.A., Straumal B.B., Semiatin S.L.* Microstructure evolution and mechanical behavior of ultra fine Ti–6Al–4V during low–temperature superplastic deformation // *Acta Mater.* 2016. V. 121. P. 152–163.
43. *Sergueeva A.V., Stolyarov V.V., Valiev R.Z., Mukherjee A.K.* Superplastic behaviour of ultrafine–grained Ti–6Al–4V alloys // *Mater. Sci. Eng. A*. 2002. V. 323. P. 318–325.