

УДК 621.777, 778.073, 771.016; 539.434; 539.4.019.1

## ФИЗИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СПЛАВА Ti–6Al–4V НАД $\beta$ -ПЕРЕХОДОМ ПРИ ТЕМПЕРАТУРАХ 1010–1150°C И ВЫСОКИХ СКОРОСТЯХ ДЕФОРМАЦИИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ЗАКОНОВ ГАРОФАЛО И ХЕНЗЕЛЯ–ШПИТТЕЛЯ

© 2022 г. Mohamed Ghat<sup>1, \*</sup>, A. Mohamed<sup>2, 3, \*\*</sup>, Ahmed S. Afify<sup>4</sup>

<sup>1</sup>Department of Industrial Engineering and Mathematical Sciences (DIISM),  
Università Politecnica delle Marche, Ancona, 60131 Italy

<sup>2</sup>Chemistry Department, College of Science, Taibah University,  
Al-Madinah Al-Munawarah, 41477 Saudi Arabia

<sup>3</sup>The Higher Institute of Optics Technology (HIOT), Heliopolis, Cairo, 17361 Egypt

<sup>4</sup>Department of Basic Sciences, The Higher Institute for Engineering,  
Automotive Technology and Energy, New Heliopolis, Egypt

\*E-mail: m.ghat@pm.univpm.it

\*\*E-mail: addeck@taibahu.edu.sa

Поступила в редакцию 09.07.2020 г.

После доработки 10.03.2021 г.

Принята к публикации 19.05.2021 г.

Проанализировано влияние параметров горячей деформации (температура деформации и скорость деформации) на предел текучести сплава Ti–6Al–4V. Феноменологическая модель, основанная на сочетании уравнений Гарофало и Хензеля–Шпиттеля, использовалась для получения достаточно точного описания кривых течения при температурах обработки от 1010 до 1150°C и скоростях деформации 100, 50, 10, 1, 0.1, 0.001 с<sup>-1</sup>. Горячая деформация достигается за счет динамического восстановления в  $\beta$ -фазе путем образования субзерен. Энергия активации динамического восстановления  $Q_{HW}$  составила 202 кДж/моль, а показатель степени напряжения  $n = 3.92$ . Анализ экспериментальных данных с помощью разработанной модели показывает отличный результат описания кривых течения.

DOI: 10.31857/S0040364422020181

### ВВЕДЕНИЕ

Сплав Ti–6Al–4V при малом весе обладает отличной коррозионной стойкостью, хорошей формемостью и отличными механическими свойствами [1, 2]. Сплав привлекает большое внимание как материал для инженерных применений, особенно в аэрокосмической и оборонной промышленности. Изучение текучести данного сплава при повышенной температуре необходимо для проектирования термомеханических параметров процесса, непосредственно влияющих на микроструктуру и механические свойства формируемой детали [3–6].

В процессе горячей штамповки на высокотемпературное деформационное поведение металлов и сплавов влияет очень сложная комбинация нескольких одновременно действующих механизмов. Хорошо известно, что поведение при горячей деформации чувствительно к термомеханическим параметрам, таким как температура деформации, скорость деформации  $\dot{\epsilon}$  и напряжение  $\epsilon$ . Механизмы деформации, такие как деформационное упрочнение, динамическое восстановление (ДВ) и динамическая рекристаллизация (ДРК), часто воз-

никают в металлах или сплавах во время горячей деформации. Для изучения процессов производства материалов из металла необходимо знать поведение этих материалов в широком диапазоне температур, скоростей деформации и испытаний на горячее сжатие или кручение.

Для оценки пластичности металлов исследователями предлагались различные методы [7–10]. Определяющие модели (модели для описания физических процессов) делятся на три широкие категории, включая 1) феноменологические модели, 2) физические модели, 3) описания с помощью искусственных нейронных сетей. Так, например, были разработаны определяющие уравнения для описания поведения деформационного упрочнения, ДВ и ДРК стали 42CrMo, сплава TiAl, стали 4340 и даже IN718 [11–16]. Феноменологические модели имеют относительно простые формы по сравнению с теоретическими моделями, и по этой причине они широко используются для описания деформационного поведения различных металлических материалов [17–21].

Химический состав Ti6Al4V, использованного в данном исследовании (мас. доля в %)

Al	V	Fe	C	H	O	Ti
6.33	4.00	0.20	0.03	0.004	0.17	По балансу

В последние годы многие исследователи изучали механизмы горячей деформации Ti-сплавов с  $\beta$ -структурой для анализа процесса деформации и эволюции микроструктуры. Например, Zhao и др. исследовали поведение и механизмы деформирования при горячей сжатии Ti-10V-2Fe-3Al в интервале температур 820–900°C [22], превышающих температуру фазового перехода. В [23] изучены высокотемпературные деформации сплава Ti-2Al-9.2Mo-2Fe со сплавом бора. Авторы проанализировали эволюцию микроструктуры и механизмы разупрочнения при горячей деформации. В [16] предложено унифицированное описание разупрочняющего поведения  $\beta$ - и  $\alpha$ - $\beta$ -Ti6Al4V при горячей деформации и обнаружено, что в  $\beta$ -фазе ДВ с последующей непрерывной динамической рекристаллизацией (нДРК) имеет место при высокой скорости деформации, а только ДВ – при низкой и средней скорости деформации.

С учетом предыдущих работ [16, 20, 24–26] целью настоящего исследования поставлено использование разработанной определяющей модели, основанной на сочетании уравнений Гарофало и Хензеля–Шпиттеля, для описания горячей деформации обработанного раствором Ti-6Al-4V в широком диапазоне температур и скоростей деформации в  $\beta$ -фазе. Кроме того, справедливость разработанного определяющего уравнения проверена во всем диапазоне температур и скоростей деформации.

## МЕТОДОЛОГИЯ

**Описание образца.** Химический состав исследуемого сплава приведен в таблице.

**Испытание на горячее сжатие.** Для этого материала  $\beta$ -переход близок к 1010°C. Размер двуконусных образцов составлял 24.6 мм в высоту и 15.96 мм в диаметре, как показано на рис. 1. Все образцы перед деформацией подвергались термообработке при 1100°C в течение 30 мин в печи для получения однофазной микроструктуры. После этого были проведены испытания на изотермическое сжатие при четырех температурах 1010, 1050, 1100 и 1150°C соответственно при скоростях деформирования 100, 50, 10, 1, 0.1 и 0.001 с<sup>-1</sup> с использованием испытательной машины с сервоприводом. Температура измерялась термопарой, установленной на образец. После деформации образцы закаливались в воде в течение ~15 с. Кривые напряжение–деформация ре-

гистрировались автоматически при изотермическом сжатии.

**Определяющие уравнения.** Характерные истинные кривые напряжение–деформация для сплава Ti-6Al-4V при различных условиях деформации показаны на рис. 2.

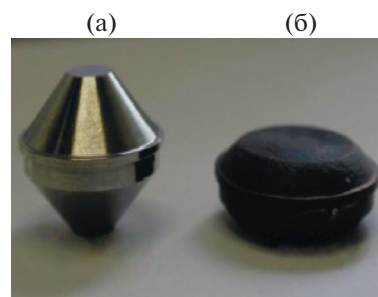


Рис. 1. Двуконусный образец до (а) и после (б) испытания на сжатие Ti-6Al-4V.

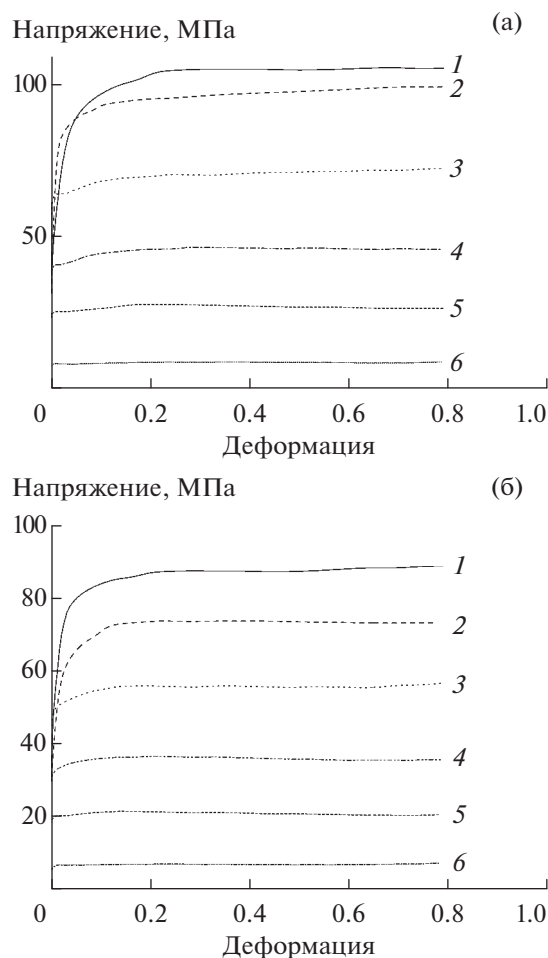


Рис. 2. Характерные кривые напряжение–деформация высокотемпературного течения сплава Ti-6Al-4V при различных условиях деформации сжатия: (а) 1050, (б) 1150°C; 1 –  $\dot{\epsilon} = 100$  1/с, 2 – 50, 3 – 10, 4 – 1, 5 – 0.1, 6 – 0.001.

Феноменологические уравнения использовались для описания взаимосвязи между напряжением течения, скоростью деформации и температурой. Уравнение типа Аррениуса является точным подходом к описанию отношений между пределом текучести, скоростью деформации и температурой деформации. Их можно описать следующими уравнениями [27]:

$$\dot{\epsilon} = A(\sigma)^n \exp\left(-\frac{Q_{HW}}{RT}\right) (\alpha\sigma < 0.8),$$

$$\dot{\epsilon} = A \exp(\beta\sigma) \exp\left(-\frac{Q_{HW}}{RT}\right) (\alpha\sigma > 1.2), \quad (1)$$

$$\dot{\epsilon} = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp\left(-\frac{Q_{HW}}{RT}\right) \text{ (весь диапазон),}$$

где  $\dot{\epsilon}$  – скорость деформации ( $c^{-1}$ );  $R$  – универсальная газовая постоянная;  $T$  – абсолютная температура;  $Q_{HW}$  – энергия активации горячей деформации ( $kJ \cdot mol^{-1}$ );  $A$ ,  $\alpha$ ,  $n'$ ,  $\beta$  и  $n$  – константы, определяемые материалом. Среди различных феноменологических моделей комбинация уравнений Гарофало и Зинера–Холломоуна может использоваться для расчета пикового предела текучести в режиме горячей обработки в виде

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q_{HW}}{RT}\right) = A \sinh(\alpha\sigma_p)^n. \quad (2)$$

На рис. 3 показаны значения скорости деформации в зависимости от пикового предела текучести, описываемого уравнением (1). Хорошая параллельность изотермических кривых получается при  $\alpha = 0.0154 \text{ МПа}^{-1}$ . В  $\beta$ -области численное значение показателя степени напряжения  $n$  равно 3.92.

Энергия активации является важным физическим параметром, и ее можно определить из среднего наклона зависимости  $\ln(\sinh)$  от  $(1/T)$ , как показано на рис. 4. При деформации 0.79 величина  $Q_{HW}$  составляла 202  $kJ/mol$ . Это значение является промежуточным между энергией активации самодиффузии в чистом Ti (131  $kJ/mol$ ) и наблюдаемым в аналогичном сплаве, испытанном в области  $\beta$ -перехода (270  $kJ/mol$ ) [2]. Значение показателя степени  $n$  связано с перекрытием и скольжением дислокаций, характерным для таких явлений, как ДВ [26].

Параметр Зинера–Холломоуна можно определить по уравнению (2), как видно на рис. 5. Все значения пикового предела текучести выровнены по одной и той же прямой линии наклона, близкой к 4, как и ожидалось.

### РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

**Изменение предела текучести в зависимости от напряжения, скорости деформации и температуры.** Недавно сочетание высокотемпературных испы-

Скорость деформации, 1/с

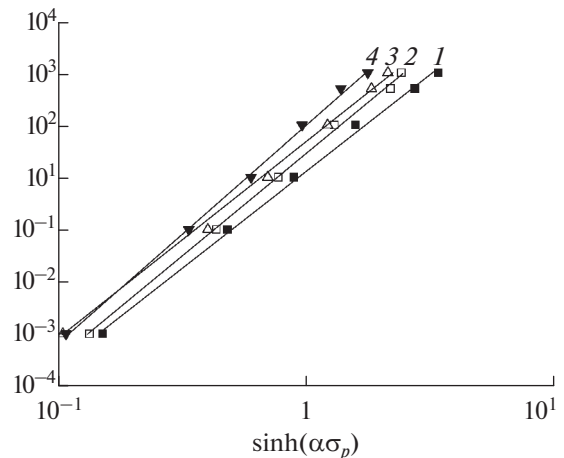


Рис. 3. Зависимости скорости деформации от пикового напряжения течения при  $\alpha = 0.0154 \text{ МПа}^{-1}$ : 1 – 1010°C, 2 – 1050, 3 – 1100, 4 – 1150.

таний и другого вычислительного подхода использовалось для моделирования высокотемпературного отклика сплава AA6082 [28]. Хензель и Шпиттель разработали уравнение для определяющей модели [29] в виде

$$\sigma = B \exp(m_1 T) \epsilon^{m_2} (\dot{\epsilon})^{m_3} \exp\left(\frac{m_4}{\epsilon}\right) (1 + \epsilon)^{m_5 T} \times \exp(m_7 \epsilon) (\dot{\epsilon})^{m_8 T} (T)^{m_9}, \quad (3)$$

где  $B$ ,  $m_1$ ,  $m_2$ ,  $m_3$ ,  $m_4$ ,  $m_5$ ,  $m_7$ ,  $m_8$  и  $m_9$  – параметры материала. Напряжение, скорость деформации и абсолютная температура нормируются в соответствующих единицах ( $MPa$ ,  $c^{-1}$  и  $K$ ), чтобы сделать  $B$  безразмерной константой. Поскольку дифференцирование уравнения (3) при постоянном напряжении дает зависящий от температуры постоянный наклон изотермической кривой в двойных логарифмических координатах, это уравнение приводит к степенной зависимости скорости деформации от приложенного напряжения с показателем экспоненты  $n = 1/(m_3 + m_8 T)$ . В режиме горячей обработки чувствительность предела текучести к скорости деформации уменьшается с увеличением скорости деформации. Таким образом, разработана новая определяющая модель [30] путем замены  $\sigma$  на  $\sinh(\alpha\sigma)$ , т.е.

$$\sinh(\alpha\sigma) = A \exp(m_1 T) \epsilon^{m_2} (\dot{\epsilon})^{m_3} \times \exp\left(\frac{m_4}{\epsilon}\right) (1 + \epsilon)^{m_5 T} \exp(m_7 \epsilon). \quad (4)$$

Параметр  $m_8$  опущен, так как предполагается, что при данной деформации показатель степени  $n$  не должен зависеть от температуры, т.е.  $m_8 = 0$ . Кроме того, для упрощения пренебрегается параметр  $m_9$ . На рис. 6 изображены модельные кривые, полученные по уравнению (4) после расчета раз-

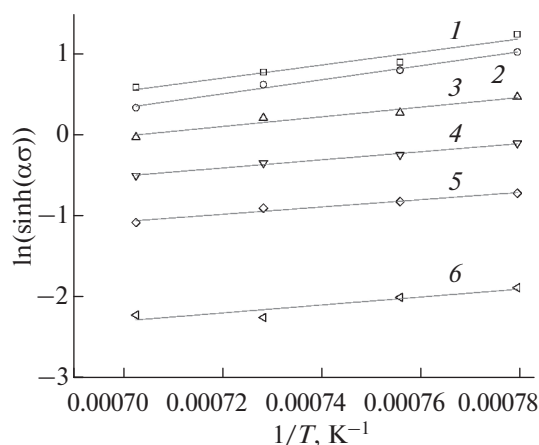


Рис. 4. Расчет энергии активации  $\ln(\sinh(\alpha\sigma))$  в зависимости от  $1/T$ : 1 –  $\dot{\epsilon} = 100$  1/с, 2 – 50, 3 – 10, 4 – 1, 5 – 0.1, 6 – 0.001.

личных параметров с помощью процедуры регрессии. Корреляция между экспериментальными данными и модельными кривыми действительно очень хорошая, кроме ранней стадии деформации (при низких скоростях деформации), когда наблюдается большое отклонение. В этом режиме модель “не успевает” реагировать на деформационное упрочнение сплава, что указывает на возможную разницу в механизмах деформации. Несмотря на наблюдаемые отклонения в режиме малых деформаций, точность модели в описании отклика материала по-прежнему можно считать более чем удовлетворительной, особенно учитывая простоту предложенного уравнения.

**Механизм деформации в  $\beta$ -фазе.** Изучено поведение горячей деформации сплава Ti–6Al–4V над  $\beta$ -фазой, установлено значение энергии активации (202 кДж/моль). При сравнении других результатов некоторых предыдущих исследований энергия активации находилась в пределах от 172 кДж/моль при 1000–1100°C и 0.01 с<sup>-1</sup> [4] до 376 кДж/моль при 1025–1075°C и 0.001 с<sup>-1</sup> [31]. Большое значение  $Q_{HW}$  сигнализирует о сильном упрочнении и снижении пластичности. Данное более высокое значение может быть связано с влиянием легирующих элементов, которые закрепляют движение дислокаций и границ зерен.

ДВ наблюдалось при высокой температуре для материалов с высоким дефектом упаковки, за которым следует нДРК с увеличением деформации, поэтому принято, что преобладающим механизмом разупрочнения  $\beta$ -фазы является ДВ. Следовательно, для большинства сплавов Ti–6Al–4V механизм разупрочнения четко не установлен, и одни авторы сообщали, что это прерывистая динамическая рекристаллизация, а другие – ДВ [16]. В пользу ДВ в  $\beta$ -фазе Ti–6Al–4V

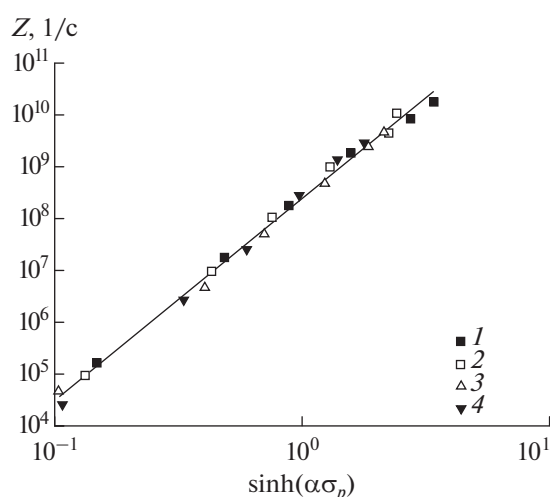


Рис. 5. Связь между пиковым напряжением и параметром Зинера–Холломона для рассчитанного пикового напряжения; испытание на сжатие: 1 – 1010°C, 2 – 1050, 3 – 1100, 4 – 1150.

свидетельствует образование субзерен и границ субзерен, что аналогично наблюдается в разбавленной  $\beta$ -фазе или почти  $\beta$ -титановых сплавах, таких как в Ti55531, где отсутствуют признаки прерывистой рекристаллизации в  $\beta$ -фазе [16]. В другом исследовании при более низких скоростях деформирования (0.001–0.002 с<sup>-1</sup>) ДВ и небольшая ДРК  $\beta$ -фазы являются основными микроструктурными характеристиками в интервале температур 1000–1050°C [32].

В предыдущих исследованиях допускалось, что испытания на кручение показывают большие деформации, где нДРК оказывает незначительное влияние, поскольку оно становится доминирующим только при больших деформациях [33].

Исследована микроструктура  $\beta$ -фазы сплава Ti–6Al–4V при 1030°C и 0.01 и 1 с<sup>-1</sup>. Во время деформации однородная субструктура деформировалась с малой скоростью  $\dot{\epsilon}$ , внутри  $\beta$ -зерна неоднородная разориентация наблюдалась при наибольшей скорости деформации  $\dot{\epsilon}$  [16].

В настоящем исследовании разработанное определяющее уравнение было проверено путем сравнения смоделированного и экспериментального предела текучести (рис. 6). При низкой скорости деформации (0.001–0.1 с<sup>-1</sup>) и температуре деформации (1110–1150°C) ДВ является основной микроструктурной характеристикой  $\beta$ -фазы, которая вполне может описать горячую деформацию  $\beta$ -фазы сплава Ti–6Al–4V. Следовательно, в исследуемом сплаве нет ДРК, а только нДРК при больших деформациях.

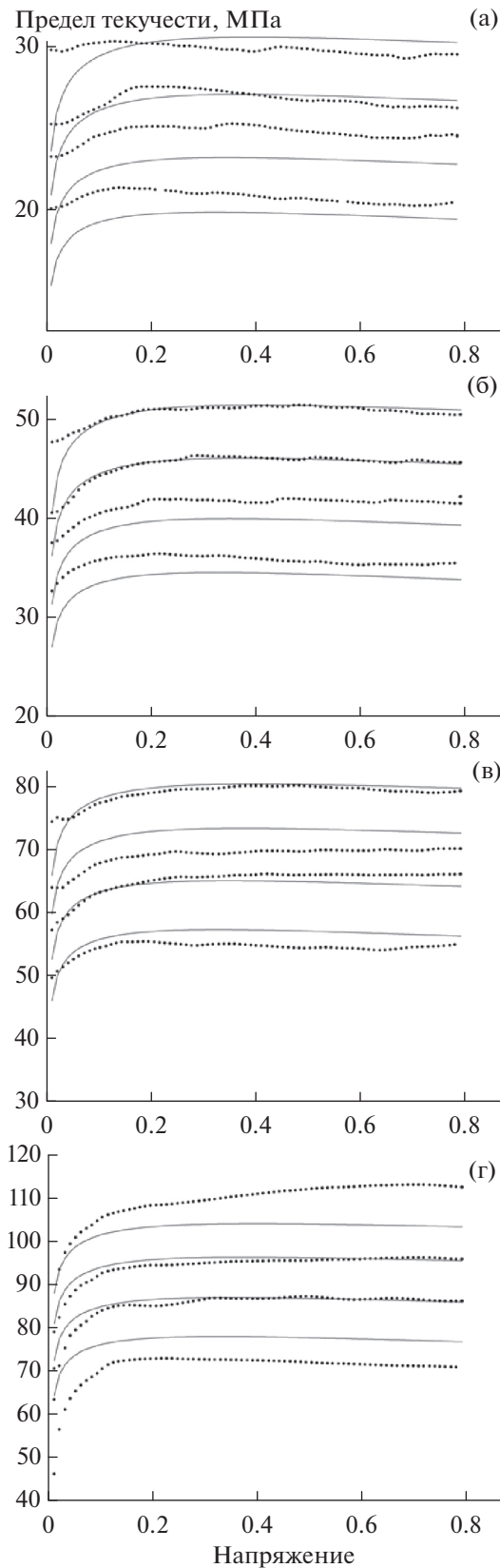


Рис. 6. Модель (сплошная линия) в сравнении с экспериментальной (пунктирная линия) кривой предела текучести при (а) 0,1, (б) 1, (в) 10, (г) 50 с<sup>-1</sup>.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В данной работе высокотемпературное деформационное поведение Ti–6Al–4V было исследовано с помощью испытаний на горячее сжатие в диапазоне температур от 1010 до 1150°С и скоростей деформации от 0.001 до 100 с<sup>-1</sup>. Исследуемый сплав в этом температурном режиме имел β-структуру.

На основе экспериментальных данных была разработана определяющая модель для описания высокотемпературного деформационного поведения исследуемого титанового сплава и сделаны следующие основные выводы.

1. Предел текучести Ti–6Al–4V увеличивался с увеличением скорости деформации и уменьшался с повышением температуры деформации, причем влияние деформации в определяющем уравнении для сплава Ti–6Al–4V (β-фаза) было учтено в модифицированном варианте уравнения Хензеля и Шпиттеля.

2. Зависимость пикового предела текучести от температуры и скорости деформации была описана с использованием классического феноменологического подхода, основанного на уравнениях Гарофало и Аррениуса, где в результате получена энергия активации высокотемпературной деформации, равная 202 кДж моль<sup>-1</sup>.

3. В области β-фазы ДВ может точно описать горячую деформацию, которая была основной микроструктурной характеристикой при низкой скорости (0.001–0.1 с<sup>-1</sup>) и температуре деформации (1110–1150°С), из чего можно сделать вывод об отсутствии ДРК в исследуемом сплаве, но наличии нДРК при больших деформациях. В будущем рекомендуется изучить и смоделировать горячую штамповку и микроструктурные характеристики титанового сплава, изготовленного на аддитивном производстве.

Авторы выражают благодарность Prof. Maria Cecilia Poletti (Technische Universität Graz, Austria) за вклад и обсуждение экспериментальных данных, а также Prof. Stefano Spigarelli и Assoc. Prof. M. El-Mehdedi.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Poondla N., Srivatsan T.S., Patnaik A., Petraroli M. A Study of the Microstructure and Hardness of Two Titanium Alloys: Commercially Pure and Ti–6Al–4V // J. Alloys Compd. 2009. V. 486. P. 162.
2. Majorell A., Srivatsa S., Picu R.C. Mechanical Behavior of Ti–6Al–4V at High and Moderate Temperatures. Part I: Experimental Results // Mater. Sci. Eng. A. 2002. V. 326. P. 297.
3. Bruschi S., Poggio S., Quadrini F., Tata M.E. Workability of Ti–6Al–4V Alloy at High Temperatures and Strain Rates // Mater. Lett. 2004. V. 58. P. 3622.
4. Seshacharyulu T., Medeiros S.C., Frazier W.G., Prasad Y.V.R.K. Microstructural Mechanisms During Hot Working of Commercial Grade Ti–6Al–4V with



- Lamellar Starting Structure // Mater. Sci. Eng. A. 2002. V. 325. P. 112.
5. *Bontcheva N., Petrov P., Petzov G., Parashkevova L.* Finite Element Simulation of Strain Induced Austenite–Martensite Transformation and Fine Grain Production in Stainless Steel // Comput. Mater. Sci. 2007. V. 40. P. 90.
  6. *Park N.K., Yeom J.T., Na Y.S.* Characterization of Deformation Stability in Hot Forging of Conventional Ti–6Al–4V Using Processing Maps // J. Mater. Process. Technol. 2002. V. 130–131. P. 540.
  7. *Cai J., Wang K., Zhai P., Li F., Yang J.* A Modified Johnson–Cook Constitutive Equation to Predict Hot Deformation Behavior of Ti–6Al–4V Alloy // J. Mater. Eng. Perform. 2015. V. 24. P. 32.
  8. *Lund C.M., Steinberg D.J.* A Constitutive Model for Strain Rates from  $10^{-4}$  to  $10^6$  s<sup>-1</sup> // J. Appl. Phys. 1989. V. 65. P. 1528.
  9. *Luton M.J., Sellars C.M.* Dynamic Recrystallization in Nickel and Nickel–Iron Alloys During High Temperature Deformation // Acta Metall. 1969. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(69\)90049-2](https://doi.org/10.1016/0001-6160(69)90049-2)
  10. *Zener C., Hollomon J.H.* Effect of Strain Rate upon Plastic Flow of Steel // J. Appl. Phys. 1944. <https://doi.org/10.1063/1.1707363>
  11. *Lin Y.C., Chen M.S., Zhong J.* Prediction of 42CrMo Steel Flow Stress at High Temperature and Strain Rate // Mech. Res. Commun. 35 (2008) P. 142. <https://doi.org/10.1016/j.mechrescom.2007.10.002>
  12. *Liang H., Guo H., Nan Y., Qin C., Peng X., Zhang J.* The Construction of Constitutive Model And Identification of Dynamic Softening Mechanism of High-temperature Deformation of Ti–5Al–5Mo–5V–1Cr–1Fe Alloy // Mater. Sci. Eng. A. 615 (2014) P. 42. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.07.050>
  13. *Sajadifar S.V., Yapici G.G., Ketabchi M., Bemanizadeh B.* High Temperature Deformation Behavior of 4340 Steel: Activation Energy Calculation and Modeling of Flow Response // J. Iron Steel Res. Int. 20 (2013) P. 133. [https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(13\)60226-5](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(13)60226-5)
  14. *Thomas A., El-Wahabi M., Cabrera J.M., Prado J.M.* High Temperature Deformation of Inconel 718 // J. Mater. Process. Technol. 2006. V. 177. P. 469. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2006.04.072>
  15. *Ghat M., El Mehtedi M., Ciccarelli D., Paoletti C., Spigarelli S.* High Temperature Deformation of IN718 Superalloy: Use of Basic Creep Modelling in the Study of Nickel and Single-phase Ni-based Superalloys // Mater. High Temp. 2019. V. 36. P. 58. <https://doi.org/10.1080/09603409.2018.1456508>
  16. *Poletti C., Germain L., Warchomicka F., Dikovits M., Mische S.* Unified Description of the Softening Behavior of  $\beta$ -metastable and  $\alpha + \beta$  Titanium Alloys During Hot Deformation // Mater. Sci. Eng. A. 2016. V. 651. P. 280. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.10.109>
  17. *Mirzadeh H., Cabrera J.M., Najafizadeh A.* Constitutive Relationships for Hot Deformation of Austenite // Acta Mater. 2011. V. 59. P. 6441.
  18. *rong Cao J., dong Liu Z., chang Cheng S., Yang G., xin Xie J.* Constitutive Equation Models of Hot-Compressed T122 Heat Resistant Steel // J. Iron Steel Res. Int. 19 (2012). P. 53.
  19. *Lin Y.C., Xia Y.C., Chen X.M., Chen M.S.* Constitutive Descriptions for Hot Compressed 2124-T851 Aluminum Alloy Over a Wide Range of Temperature and Strain Rate // Comput. Mater. Sci. 2010. V. 50. P. 227.
  20. *Xiao M., Li F., Zhao W., Yang G.* Constitutive Equation for Elevated Temperature Flow Behavior of TiNiNb Alloy Based on Orthogonal analysis // Mater. Des. 2012. V. 35. P. 184.
  21. *Rajput S.K., Dikovits M., Chaudhari G.P., Poletti C., Warchomicka F., Pancholi V., Nath S.K.* Physical Simulation of Hot Deformation And Microstructural Evolution of AISI 1016 Steel Using Processing Maps // Mater. Sci. Eng. A. 2013. V. 587. P. 291.
  22. *Zhao J., Zhong J., Yan F., Chai F., Dargusch M.* Deformation Behaviour and Mechanisms During Hot Compression at Supertransus Temperatures in Ti–10V–2Fe–3Al // J. Alloys Compd. 2017. V. 710. P. 616.
  23. *Chen R., Hui S.X., Ye W.J., Yu Y., Mi X.J., Lee D.G., Lee Y.T.* High-temperature Deformation Behaviors of Ti–2Al–9.2Mo–2Fe Alloy with Boron // Rare Met. 2017. P. 1. <https://doi.org/10.1007/s12598-017-0908-7>
  24. *Cai J., Li F., Liu T., Chen B., He M.* Constitutive Equations for Elevated Temperature Flow Stress of Ti–6Al–4V Alloy Considering the Effect of Strain // Mater. Des. 2011. V. 32. P. 1144.
  25. *Reddy N.S., Lee Y.H., Park C.H., Lee C.S.* Prediction of Flow Stress in Ti–6Al–4V Alloy with an Equiaxed  $\alpha + \beta$  Microstructure by Artificial Neural Networks // Mater. Sci. Eng. A. 2008. V. 492. P. 276.
  26. *Dikovits M., Poletti C., Warchomicka F.* Deformation Mechanisms in the Near- $\beta$  Titanium Alloy Ti–55531 // Metall. Mater. Trans. A. Phys. Metall. Mater. Sci. 2014. V. 45. 1586.
  27. *Li L.X., Lou Y., Yang L.B., Peng D.S., Rao K.P.* Flow Stress Behavior and Deformation Characteristics of Ti–3Al–5V–5Mo Compressed at Elevated Temperatures // Mater. Des. 2002. V. 23. P. 451.
  28. *Donati L., Segatori A., El Mehtedi M., Tomesani L.* Grain Evolution Analysis and Experimental Validation in the Extrusion of 6XXX Alloys by Use of a Lagrangian FE Code // Int. J. Plast. 2013. V. 46. P. 70.
  29. *Hensel A., Spittel T.* Kraft- und Arbeitsbedarf bildsamer Formgebungsverfahren. Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1978.
  30. *Spigarelli S., El Mehtedi M.* A New Constitutive Model for the Plastic Flow of Metals at Elevated Temperatures // J. Mater. Eng. Perform. 2014. <https://doi.org/10.1007/s11665-013-0779-5>
  31. *Momeni A., Abbasi S.M.* Effect of Hot Working On Flow Behavior of Ti–6Al–4V Alloy in Single Phase and Two Phase Regions // Mater. Des. 2010. V. 31. P. 3599.
  32. *Hu M., Dong L., Zhang Z., Lei X., Yang R., Sha Y.* A Novel Computational Method of Processing Map for Ti–6Al–4V Alloy and Corresponding Microstructure Study // Materials (Basel). 2018. <https://doi.org/10.3390/ma11091599>
  33. *Tchein G.J., Jacquin D., Aldanondo E., Coupard D., Gutierrez-Orrantia E., Mata F.G., Lacoste E.* Analytical Modeling of Hot Behavior of Ti–6Al–4V Alloy at Large Strain // Mater. Des. 2019. V. 161. P. 114.