

550 800°С

... , ... , ... , ... , ...  
... , 85, ... , 308015, ... , e-mail: [kudryavtsev@bsu.edu.ru](mailto:kudryavtsev@bsu.edu.ru)

. Произведена последовательная осадка образцов двухфазного титанового сплава ВТ6 при температурах 550°С и 800°С по трем ортогональным направлениям. Исследовано механическое поведение и структурные изменения в ходе всесторонней деформации. При нагреве до температуры деформации,  $\alpha$ -мартенсит распадается на пластины  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз, толщина которых уменьшается с понижением температуры нагрева. В процессе деформации пластины  $\alpha$ -фазы разворачиваются в направлении течения металла, что обуславливает снижение напряжения течения. С ростом деформации в пластинах  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз формируются поперечные субграницы, являющиеся причиной фрагментации пластин. После деформации  $\epsilon > 1$  формируется однородная структура, сопровождающаяся установившейся стадией на кривой S- $\epsilon$ . Снижение температуры деформации ведет к снижению кинетики трансформации структуры и вкладу сдвиговой деформации.

: пластическая деформация, двухфазные титановые сплавы, abc -деформация.

## 1.

Сплавы на основе титана в силу сочетания высокой удельной прочности и коррозионной стойкости находят широкое применение во многих отраслях промышленности [1]. Повышение механических свойств титана и его сплавов, достигнутое измельчением микроструктуры [2], могло бы существенно расширить область применения этого материала.

Двухфазные титановые сплавы имеют двухфазную  $\alpha/\beta$  микроструктуры, представленную колониями  $\alpha$ -пластин в  $\beta$ -матрице. Однако для практического применения наиболее оптимальной является микроструктура с глобулярной морфологией фаз. В отличие от перлита стали простой отжиг титановых сплавов не приводит к глобуляризации структуры вследствие низких значений энергии межфазных границ [3]. На практике глобулярную структуру получают путем деформации из  $\alpha+\beta$  области. Механизмы и кинетика формирования равноосной структуры из пластинчатой подробно изучался для высоких температур деформации, однако при пониженных температурах, когда ожидается формирование УМЗ структуры, этот процесс еще не до конца изучен.

Таким образом целью данной работы являлось оценка влияния температуры и степени деформации на эволюцию структуры и механическое поведение сплава ВТ6 в процессе большой деформации.

В отличие от известных методов интенсивной пластической деформации, таких как РКУ прессование и сдвиг под давлением, большие степени деформации в материале могут быть достигнуты последовательным сжатием образцов по трем ортогональным направлениям. Данный метод (называемый часто abc деформацией (Рис. 1а)) позволяет оценивать микроструктуру и механическое поведение материала практически при любой степени деформации, что очень удобно с методической точки зрения. С целью определения возможности использования такого метода для измельчения микроструктуры образцов из сплава ВТ6 (Ti 89,3%, Al 6.46%, V 3.84%, остальные примеси не более 0,4%) были проведены лабораторные испытания образцов призматической формы. Использовали образцы с начальными размерами 16x18x20 мм. Исходная микроструктура сплава была получена закалкой из  $\beta$ -фазы (1010°C) в воду (Рис. 1б). После термической обработки микроструктура была представлена  $\alpha$ -мартенситной структурой, которая при нагреве под температуру деформации распадается на тонкопластинчатую ( $\alpha+\beta$ ) микроструктуру.

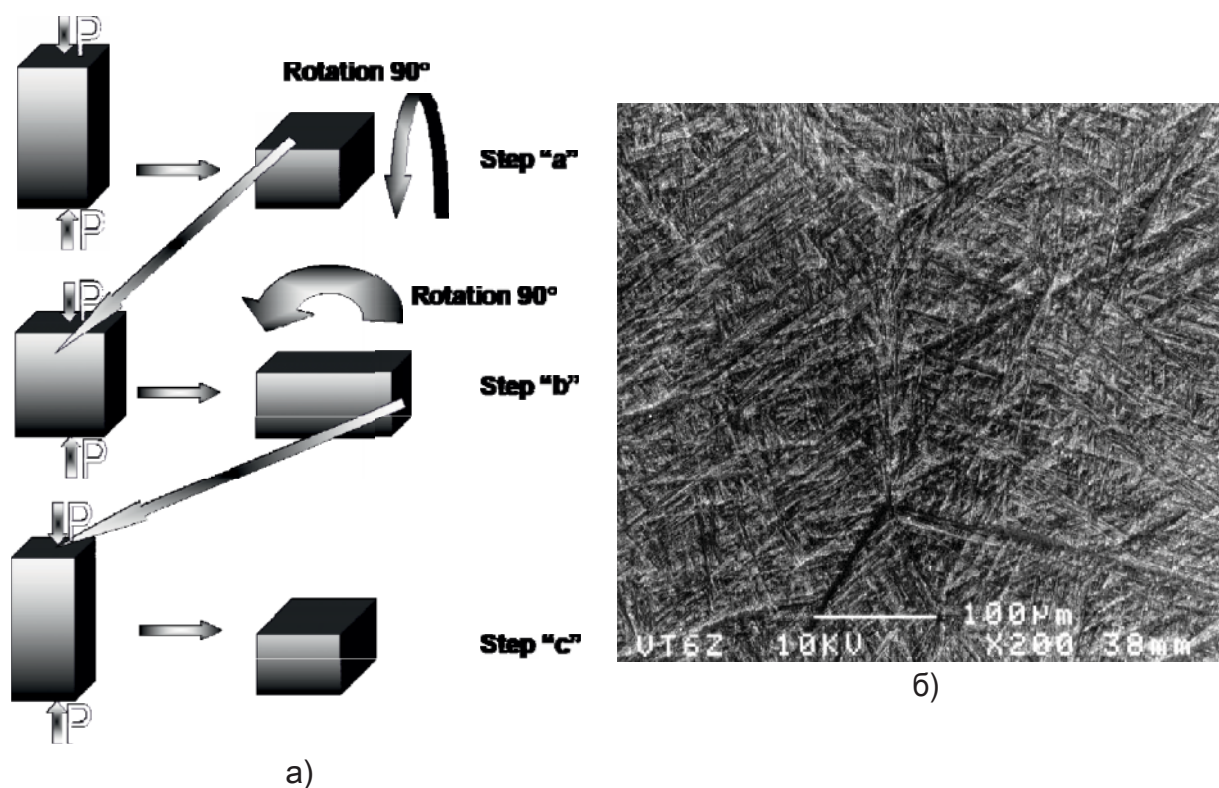


Рис. 1. Схема abc деформации (а) и исходная микроструктура сплава ВТ6, полученная закалкой в воду из  $\beta$ -области.

Перед каждым поворотом призматическая форма восстанавливалась обрезанием искривленных поверхностей на электроискровом станке. Начальная скорость деформации и истинная деформация на каждом этапе были  $10^{-3} \text{c}^{-1}$  и около 0.4, соответственно. Истинная деформация считалась как  $\ln\left(\frac{h_0}{h}\right)$ , где  $h_0$  и  $h$ , соответственно, начальная и конечная высоты.

## 2.

Внешний вид образцов, после всесторонней изотермической деформации представлен на рис. 2. На начальных стадиях абс деформации (первые две осадки) пластическое течение в образцах довольно однородно, однако затем виден явный сдвиг верхней и нижней части образца друг относительно друга по диагональной полосе сдвига.



Рис. 2. Внешний вид образцов сплава ВТ6 после абс деформации; слева направо показаны образцы после одного, двух, трех и четырех проходов.

Микроструктура сплава перед деформацией при 800°C имела пластинчатую морфологию с толщиной  $\alpha$ -пластин 1 мкм и длиной 10-40 мкм (рис. 3а). Соотношение  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз составило 70% к 30% соответственно. При нагреве до температуры деформации  $\alpha$ -мартенсит распадается на пластины  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз, толщина которых уменьшается с понижением температуры нагрева.

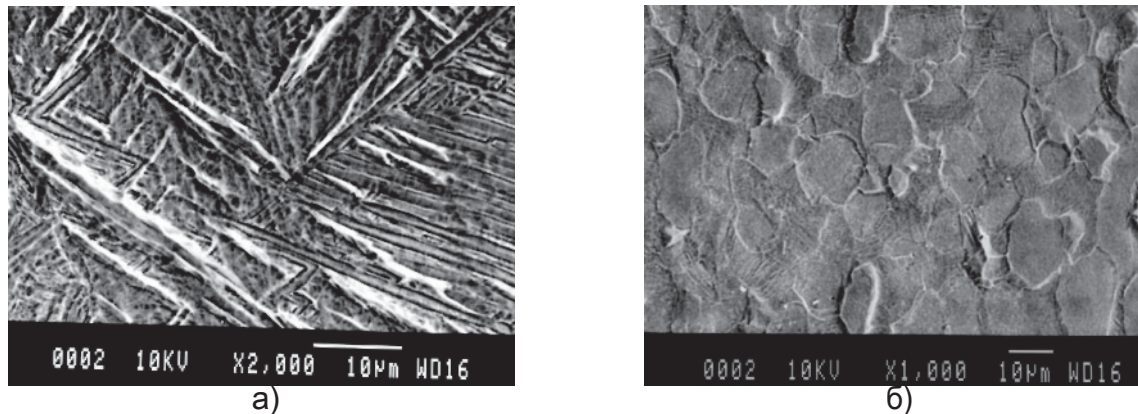


Рис. 3. Микроструктура сплава ВТ6 в перед деформацией (закалка в воду из  $\beta$ -области + отжиг 15 мин при 800°C ) (а); микроструктура сплава ВТ6 70% (б).

В ходе деформации в неблагоприятно ориентированных для деформации колониях пластин наблюдаются полосы сдвига, которые изгибают их в местах наибольшей деформации. В этих участках уже при степени деформации  $\epsilon = 0,2$  появляются глобулярные зерна. Дальнейшее увеличение деформации до  $\epsilon = 0,33$  сопровождается протеканием процессов возврата в фазах. В  $\alpha$ -фазе дислокации перестраиваются с формированием поперечных субграниц и образованием канавок в месте пересечения межфазных и субзеренных границ. Далее ориентировка субграниц нарастает, и они становятся высокоугловыми и одновременно увеличивается глубина канавок, разделяя  $\alpha$ -пластины на

отдельные фрагменты. Близкие процессы, по-видимому, развиваются и в  $\beta$ -фазе. Рост деформации до  $\epsilon = 0,4$  ведет к развороту  $\alpha$ -пластин в направлении деформации. Имеет место сфероидизация разделенных на фрагменты  $\alpha$ -пластин и сдвиги фрагментов относительно друг друга. Это свидетельствует о действии зернограничного проскальзывания. При  $\epsilon = 1,1$  в центральной части образца процесс глобуляризации микроструктуры в основном завершается. Глобули  $\alpha$ -фазы практически свободны от дислокаций. Средний размер зерен фаз равен 2 мкм.

К началу деформации при нагреве до температуры  $550^\circ\text{C}$  и времени выдержки 25 минут сплав имеет пластинчатую структуру, состоящую из крупных пластин толщиной около 0,3 мкм и длиной около 5 мкм и более мелких, размером около  $0,1 \times 0,5$  мкм (рис. 4а). Соотношение  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз составило 85% к 15% соответственно. В пределах колоний крупные пластины располагаются почти параллельно друг к другу, мелкие пластины занимают пространство между ними.

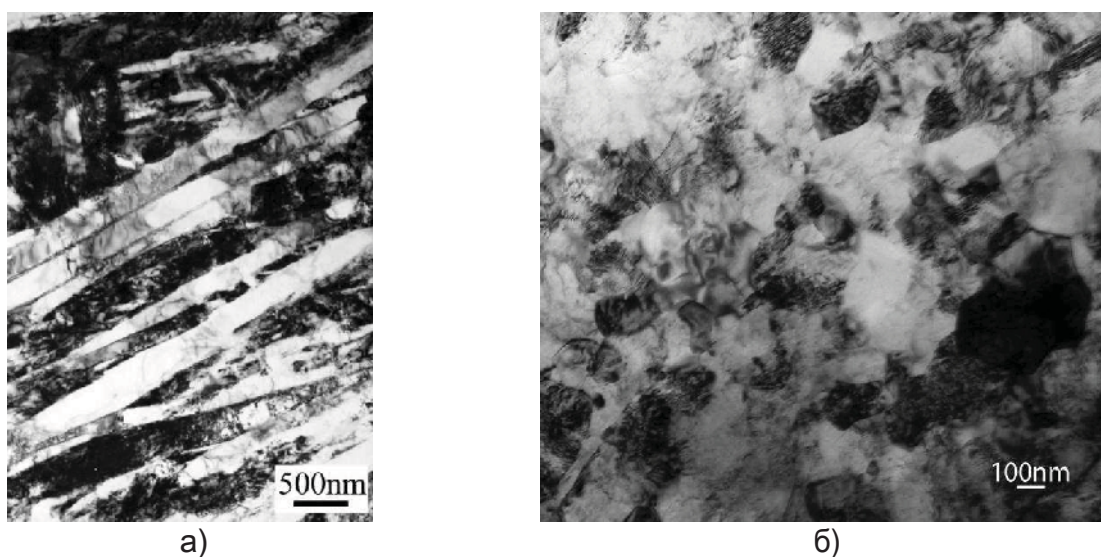


Рис. 4. Микроструктура сплава Ti-6Al-4V: (а) перед деформацией и (б) после деформации при  $550^\circ\text{C}$  и скорости  $10^{-3}\text{c}^{-1}$  – четыре осадки.

После первой осадки при  $550^\circ\text{C}$  и  $10^{-3}\text{c}^{-1}$  исходная пластинчатая структура с четкими, слабо искривленными границами местами сохраняется, по длине некоторых пластин наблюдается изменение контраста. Также в  $\alpha$ -пластинах имеет место накопление дислокаций и образование поперечных малоугловых границ. По длине прослоек  $\beta$ -фазы также наблюдается изменение контраста, а границы их в некоторых участках искривляются. Происходит разворот большинства пластин в направлении деформации, в неблагоприятно ориентированных колониях.

Деформация в два этапа приводит к формированию микроструктуры, в которой встречаются отдельные зерна размером 0,2 мкм с низкой плотностью дислокаций, и остатки пластин, разделенных поперечными границами на отдельные фрагменты. Доля глобулярных зерен существенно возрастает. В микроструктуре отмечаются также

протяженные области различного контраста размером от 0,2 до 0,8 мкм, не имеющие четких границ.

Третья осадка приводит к формированию в центре образца однородной структуры с глобулярными зернами  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз, средний размер которых составляет около 0,2-0,3 мкм. Такая структура характеризуется присутствием значительного числа изгибных контуров экстинкции, свидетельствующих об упругих искажениях кристаллической решетки и повышенной плотности дислокаций в большинстве зерен. В то же время отмечаются участки с пластинчатой структурой.

После четвертой осадки структура изменяется слабо, однако можно отметить более высокую однородность структуры, меньшие напряжения и несколько больший размер зерна (0,3-0,4 мкм).

Деформационные кривые  $S-\epsilon$ , полученные для абс деформации закаленного из  $\beta$ -области сплава ВТ6 при температурах 550 и 800°C и скорости  $10^{-3}\text{с}^{-1}$ , представлены на рис. 5. Истинные кривые  $S-\epsilon$  для обеих температур на начальных этапах абс деформации имеют пик и последующую стадию разупрочнения. После деформации  $\epsilon=1$ , на истинных кривых наблюдается стадия установившегося течения, которая при 550°C сохраняется до  $\epsilon=3$ , а при 800°C с ростом деформации постепенно сокращается и на последней стадии сменяется непрерывным упрочнением. Кривые  $S-\epsilon$  имеют подобный вид для обеих температур: пик, разупрочнение и стадия установившегося течения.

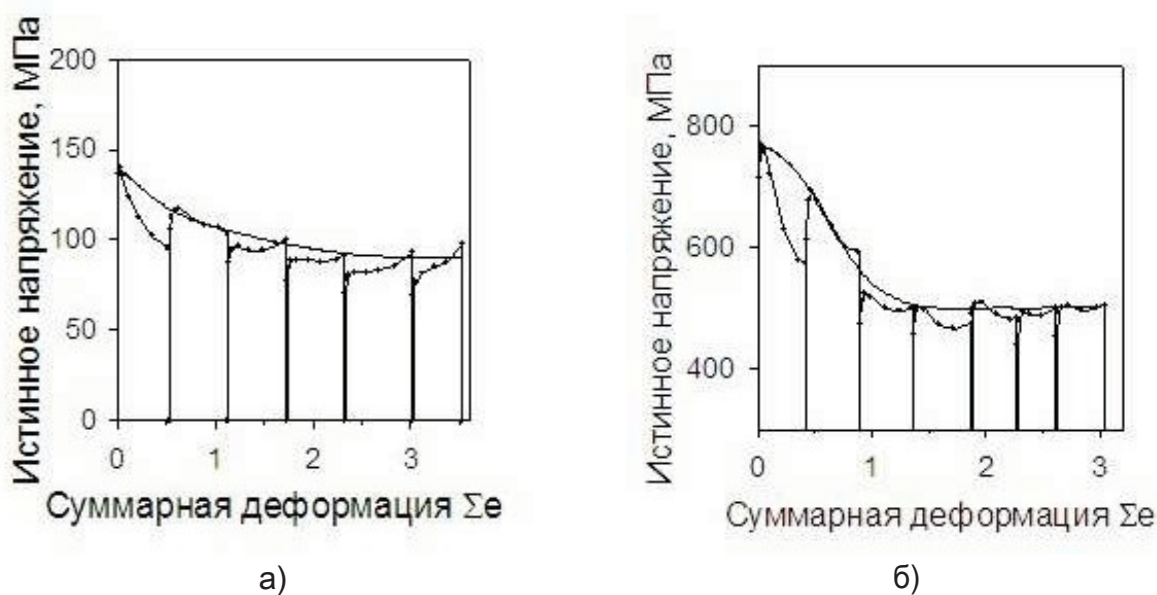


Рис. 5. Кривые  $S-\epsilon$  для абс деформации сплава ВТ6 при 800°C (а) и 550°C (б).

Отметим, что при анализе деформационных кривых необходимо учитывать такие факторы как изменение текстуры и протекание процессов возврата в ходе охлаждения-нагрева после каждого этапа деформации. При первой осадке происходит преимущественный разворот пластин в радиальном направлении образца, что должно приводить к увеличению напряжения течения на втором этапе (что и наблюдается на обеих

кривых). Однако с развитием процессов глобуляризации влияние текстуры ослабевает. Разупрочнение при нагреве до температуры деформации, очевидно, должно наблюдаться наиболее ярко для высоких температур (800°С) и проявляться в снижении напряжения течения на каждом следующем этапе. Видимо именно этот фактор (наряду с увеличением скорости) ответственен за разницу в напряжениях течения между концом предыдущего и началом следующего этапа при 800°С. В то же время текстура и возврат видимо не оказывают существенного влияния на вид результирующей кривой.

Таким образом, как следует из данных микроструктурных исследований и анализа деформационного поведения, преобразование структуры сплава ВТ6, как в области горячей, так и теплой деформации, происходит подобным образом. При нагреве до температуры деформации  $\alpha$ -мартенсит распадается на пластины  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз, толщина которых уменьшается с понижением температуры нагрева. На начальной стадии деформации в сплаве происходит деформационное упрочнение за счет увеличения плотности дислокаций в пластинах фаз. С последующим ростом  $e$  в  $\alpha$ - и  $\beta$ -фазах формируются поперечные субграницы, которые в ходе дальнейшей деформации, взаимодействуя с решеточными дислокациями, увеличивают свою разориентировку до высокоугловой.

Для преобразования пластинчатой структуры в равноосную в двухфазных титановых сплавах по данным авторов [4], необходима перестройка исходных полукогерентных межфазных границ в некогерентные. Известно [5], что полукогерентное строение  $\alpha/\beta$  границ в титановых ( $\alpha+\beta$ )-сплавах с пластинчатой структурой обусловлена ориентационным соотношением фаз, образующимся в результате  $\beta \Rightarrow \alpha$  превращения при охлаждении из  $\beta$ -области. Взаимодействие  $\alpha/\beta$  границ с решеточными дислокациями в ходе деформации приводят к устранению исходной ориентировки фаз, вследствие чего полукогерентные межфазные границы преобразуются в произвольные [6]. При пониженных температурах потере когерентности межфазных границ может также способствовать увеличение несоответствия объемов  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз, которое в сплаве ВТ6 имеет максимальное значение при 550°С [7].

В результате перестройки межфазных и межзеренных границ интенсифицируется массоперенос, на поверхности  $\alpha$ -пластин образуются канавки, пластина трансформируется в цепочку глобулей. Особенностью преобразования пластин при пониженных температурах является слабое образование канавок на межфазной поверхности - основного признака сфероидизации, в результате чего, деформация, требуемая для появления первых зерен, увеличивается с понижением температуры деформации.

### 3.

Преобразование структуры сплава ВТ6, как в области горячей, так и теплой деформации, происходит сходным образом. При нагреве до температуры деформации  $\alpha$ -мартенсит распадается на пластины  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз, толщина которых уменьшается с понижением температуры нагрева. На начальной стадии деформации в сплаве происходит деформационное упрочнение за счет увеличения плотности дислокаций в пластинах фаз. При дальнейшем росте деформации в  $\alpha$ - и  $\beta$ -фазах формируются поперечные субграницы, которые в ходе дальнейшей деформации, взаимодействуя с решеточными

дислокациями, увеличивают свою разориентировку до высокоугловой.  
Существенный  
вклад в напряжение течения вносит разворот пластин в радиальном направлении в  
ходе  
деформации, что приводит к резкому увеличению напряжений. Однако в ходе  
дальней-  
шей деформации вследствие динамического возврата влияние текстуры снижается.  
Работа осуществлялась при финансовой поддержке гранта ФАО РФ  
02.740.11.0119.

1. Lutjering G., Williams J.C. Titanium / Berlin: Springer-Verlag, 2007. – P. 431.
2. Meyers M.A., Mishra A., Benson D.J. Mechanical properties of nanocrystalline materials // *Progr. Mater. Sci.* – 2006. – 51. – P.427.
3. Mazurski M.I., Salishchev G.A. Effect of interface anisotropy on the thermal stability and transformation of lamellar structures // *Phys. Stat. Sol (b)*. – 1995. – 188. – P.653-658.
4. Furuhashi T., Ogawa T., Maki T. *Phil. Mag. Lett.* // 1995. – 72. – P.175.
5. Zharebtsov S., Salishchev G., Semiatin S.L. Loss of coherency of the alpha/beta interface boundary in titanium alloys during deformation // *Phil. Mag. Letter.* – 2010. – 90;(12). – P.903-914.
6. Ильин А.А., Коллеров М.Ю. Об объемных эффектах полиморфного превращения в титановых сплавах // *ДАН СССР.* – 1986. – 289;2. – С.396-400.
7. Ильин А.А. Механизм и кинетика фазовых и структурных превращений в титановых сплавах / М: Наука, 1994. – 304 с.

MICROSTRUCTURE  
EVOLUTION  
AND MECHANICAL PROPERTIES OF THE ALLOY  
6  
RELATIVE TO COMPREHENSIVE ISOTHERMAL  
DEFORMATION AT 550° AND 800°C

E.A. Kudryavtsev, S.V. Zharebtsov, G.A.

Salishchev

Belgorod State

University,

Pobedy St., 85, Belgorod, 308015, Russia, e-mail:

[kudryavtsev@bsu.edu.ru](mailto:kudryavtsev@bsu.edu.ru)

**Abstract.** Two-phase titanium alloy Ti-6Al-4V was sequentially forged in three orthogonal directions at 550° and 800°C. Mechanical behavior and microstructure evolution during multistep forging was studied. The  $\alpha$ -martensite is transformed to mixture of  $\alpha$ - and  $\beta$  plates when it is heated up to the deformation temperature. Thickness of these plates decreases with the temperature decreasing. During the deformation,  $\alpha$ -phase plates are rearranged along the material flow direction. As a result, the flow stress is dropped. Transversal boundaries have been formed in  $\alpha$ - and  $\beta$ -phase plates during the deformation increasing. Due to this the plate fragmentation is occurred. At strain  $\epsilon > 1$ , the uniform microstructure has been formed with steady state stage on the S-  $\epsilon$  dependence. Decreasing of the deformation temperature leads to slowing down of the structure transformation kinetics and decreasing of shear deformation.

**Key words:** plastic deformation, two-phase titanium alloys, abc -deformation.