

УДК 669.295;544.022.522

DOI 10.18413/2075-4639-2019-51-2-287-294

**ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СПЛАВА Ti-6Al-4V
ЛЕГИРОВАННОГО Fe И Mo В ХОДЕ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ 800°С****MICROSTRUCTURE EVOLUTION AND PROPERTIES OF Ti-6Al-4V ALLOY
DOPED WITH Fe AND Mo DURING DEFORMATION AT 800°С****Д.Н. Клименко, М.С. Озеров, Н.Д. Степанов, Н.Ю. Жеребцова, С.В. Жеребцов
D.N. Klimenko, M.S. Ozerov, N.D. Stepanov, N.Yu. Zherebtsova, S.V. Zherebtsov**Белгородский государственный национальный исследовательский университет,
Россия, 308015, г. Белгород, ул. Победы, 85

Belgorod State University, 85 Pobeda St, Belgorod, 308015, Russia

E-mail: klimenko@mail.ru, ozerov@bsu.edu.ru, stepanov@bsu.edu.ru, zherebtsov@bsu.edu.ru

Аннотация

Изучена эволюция микроструктуры и механическое поведение двухфазных титановых сплавов Ti-6Al-4V и Ti-6Al-4V-0.75Mo-0.5Fe в ходе одноосного сжатия на 70 % при 800°С. Пластическое течение для обоих сплавов характеризуется последовательными стадиями деформационного упрочнения, разупрочнения и стационарного течения. Во время сжатия пластинчатая структура сфероидизируется, образуя частично или полностью глобулярную микроструктуру. Так, было обнаружено, что кинетика глобуляризации в Ti-6Al-4V-0.75Mo-0.5Fe заметно выше, чем в Ti-6Al-4V, и после 70 % деформации глобуляризация составила ~ 100 % и ~ 30 %, соответственно. Это различие может быть обусловлено различием в энергии межфазной границы из-за легирования β -стабилизирующими элементами.

Abstract

The alpha/beta titanium alloys Ti-6Al-4V and Ti-6Al-4V-0.75Mo-0.5Fe were heat treated to produce a stable colony microstructure and were compressed in air at a nominal strain rate of 10^{-3} s^{-1} to a height reduction of 25, 50, or 70 % at 800 °C. Microstructure evolution and mechanical behavior of alpha/beta Ti-6Al-4V and Ti-6Al-4V-0.75Mo-0.5Fe titanium alloys during uniaxial compression was studied. The plastic-flow response for both alloys is characterized by successive stages of strain hardening, flow softening, and steady-state flow. A higher content of beta stabilizers in Ti-6Al-4V-0.75Mo-0.5Fe alloy results in a higher percentage of the beta phase, thicker alpha lamellae and greater mismatch between the alpha and beta lattices. During compression the lamellae spheroidized to produce a partially or entirely globular microstructure. Specifically globularization of the Ti-6Al-4V-0.75Mo-0.5Fe microstructure was faster, that can be associated with easier loss of the initial Burgers-type coherency between the alpha and beta phases and the subsequent individual deformation of each phase. As a result after 70% deformation, the globalized fraction was ~ 100% for Ti-6Al-4V-0.75Mo-0.5Fe and ~ 30% for Ti-6Al-4V. This difference can be partially associated with different interphase energy due to doping of the β -stabilizing elements.

Ключевые слова: титановые сплавы, деформация, эволюция микроструктуры, глобуляризация.**Keywords:** Titanium alloy, compression, microstructure evolution, globularization.**Введение**

Слитки из титановых сплавов, как правило, обрабатываются в несколько этапов, чтобы разбить литую микроструктуру. Первоначальная горячая обработка и отжиг выполняются в бета-области, чтобы получить более однородную и тонкую структуру бета-зерна. В зависимости от скорости охлаждения после обработки в бета-области



формируются разнообразные так называемые трансформированные структуры, состоящие из колоний пластинчатого альфа-титана в пределах исходных бета-зерен.

Задача последующей горячей обработки в альфа/бета-области (обычно при температуре немного ниже температуры полиморфного превращения, при которой бета \rightarrow альфа + бета) заключается в преобразовании такой пластинчатой микроструктуры в глобулярную, содержащую равноосные (глобулярные) альфа-частицы в трансформированной бета-матрице. Морфология равноосных альфа-частиц дает некоторые преимущества по сравнению с пластинчатой альфа-структурой, включая лучшую пластичность и сопротивление зарождению усталостных трещин при типичных условиях эксплуатации.

Снижение температуры деформации в альфа/бета-области за счет легирования β -стабилизирующими элементами (например, Fe и Mo) может привести к повышению стабильности бета-фазы [Wert, Paton, 1983; Salishchev et al., 1993] и, таким образом, снижению возможной температуры деформации. Влияние легирования β -стабилизаторами на механизм сфероидизации альфа/бета титановых сплавов с пластинчатой альфа-микроструктурой практически не изучено. Поэтому цель настоящей работы состояла в том, чтобы определить конкретные механизмы глобуляризации в сплавах Ti-6Al-4V и Ti-6Al-4V-0.75Mo-0.5Fe в ходе одноосного сжатия при 800°C.

Материал и методика

В рамках данной работы исследовались альфа/бета титановый сплав Ti-6Al-4V и тот же сплав, легированный небольшим количеством β -стабилизирующих элементов (0,5Fe и 0,75Mo), то есть сплав Ti-6Al-4V-0.75Mo-0.5Fe. Для получения стабильной пластинчатой микроструктуры сплавы были подвергнуты следующей термообработке: отжиг при 955°C в течение 15 мин, нагрев до 1010°C и выдержка в течение 15 мин, охлаждение печи до 800°C и выдержка в течение 20 мин. После выдержки в течение 20 минут при температуре 800°C образцы закалялись в воду. После термообработки микроструктура сплавов состояла из альфа-ламелей с 24 ± 2 % бета-фазы в форме очень тонких планок, разделяющих альфа-ламели. Из термообработанного материала были вырезаны образцы на сжатие в виде цилиндров диаметром 8 мм и высотой 12 мм. Образцы сжимались на воздухе при номинальной скорости деформации 10^{-3} с^{-1} до степени высотной деформации 25, 50 или 70 % при 800°C в механической испытательной машине Satec LX300 (Instron). После деформации были подготовлены осевые срезы для определения микроструктуры в центральной части каждого образца с использованием просвечивающего электронного микроскопа JEOL JEM-2000EX (ПЭМ) и сканирующего электронного микроскопа Quanta 600 FEG (СЭМ).

Результаты и их обсуждение

Методом СЭМ выявлена микроструктура исследуемых сплавов, состоящая из колоний альфа-пластин в бета-матрице. Средняя толщина альфа-ламелей и бета-прослоек в сплаве Ti-6Al-4V составляла приблизительно 1,3 и 0,6 мкм соответственно (рис. 1а). Колонии альфа-пластин в сплаве Ti-6Al-4V-0,75Mo-0,5Fe заметно тоньше (0,7 мкм) с расстоянием между пластинками $\sim 0,5$ мкм (рис. 1б).

Инженерные кривые напряжения-деформации сплавов, сжатых при 800°C и номинальной скорости деформации 10^{-3} с^{-1} (рис. 2), показали пиковое напряжение течения при деформации 5–10 % с последующим разупрочнением. Разупрочнение двухфазных титановых сплавов с пластинчатой альфа-микроструктурой на ранних стадиях деформации обычно объясняется поворотом ламелей в сторону «более мягкой» ориентации с низкими факторами Тейлора и/или передачей дислокационного скольжения через альфа/бета межфазные границы [Miller et al., 1999; Semiatin et al., 1999; Semiatin, Bieler, 2001; Bieler, Semiatin, 2002; Kim et al., 2005; Prakash et al., 2013; Park et al., 2014].

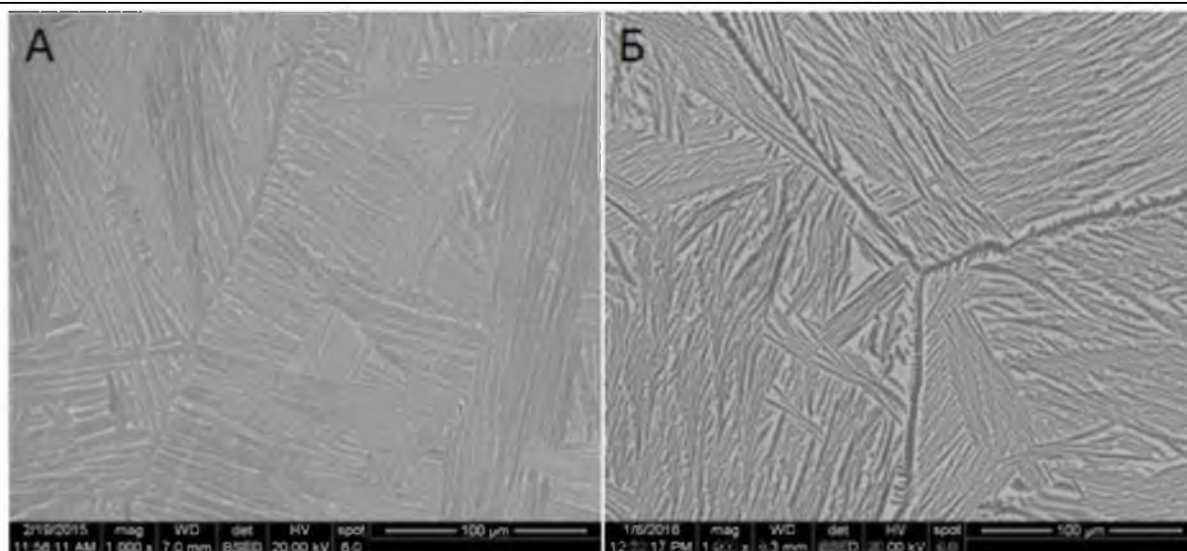


Рис. 1. Изображение исходной микроструктуры сплава Ti-6Al-4V (А) и Ti-6Al-4V-0,75Mo-0,5Fe (Б) после термообработки

Fig. 1. SEM micrograph of the initial microstructures of the Ti-6Al-4V (a) and Ti-6Al-4V-0.75Mo-0.5Fe (b) program alloys

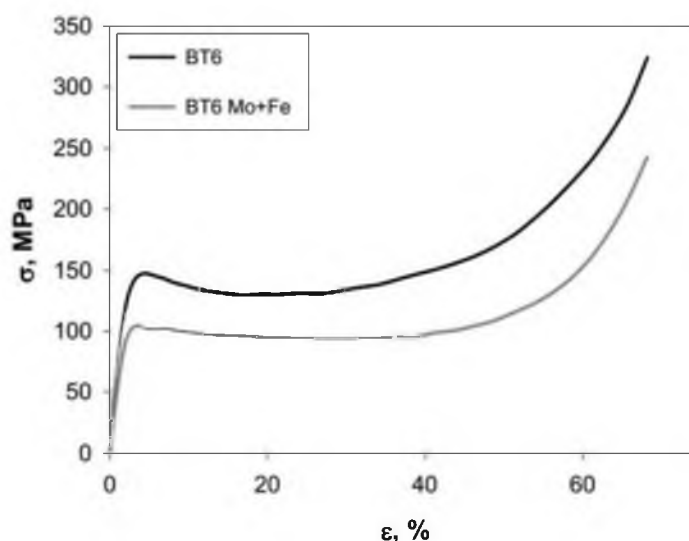


Рис. 2. Инженерная кривая напряжения-деформации одноосного сжатия при 800^oC сплавов Ti-6Al-4V (BT6) и Ti-6Al-4V-0.75Mo-0.5Fe (BT6 Mo+Fe)

Fig. 2. Flow curves obtained during deformation of the Ti-6Al-4V (BT6) and Ti-6Al-4V-0.75Mo-0.5Fe (BT6 Mo+Fe) at 800 °C and a nominal strain rate 10⁻³ s⁻¹

Основными особенностями эволюции микроструктуры обоих сплавов при сжатии были удлинение бета-зерен и поворот альфа-ламелей в направлении течения металла (Рис. 3,4). В Ti-6Al-4V наиболее интенсивный поворот пластин происходил на начальных этапах деформации (деформация от 0 до 25 %, см. рис. 3а). С другой стороны, сфероидизация (т. е. уменьшение длины альфа-ламелей и бета-прослоек) ускоряется только после деформации до 50 %, в течение которой поворот ламелей был незначительным (см. рис. 3б). Кривые напряжения-деформации демонстрируют стадию устойчивого течения при деформации до ~40 %, что аналогично деформационному поведению и сфероидизации в условиях сверхпластической деформации с сопутствующим увеличением протяженности вновь образующихся межфазных границ [Zherebtsov, 2004, Ma et al. 2012, Fan et al., 2018] и динамическим возвратом с почти постоянной плотностью дислокаций.

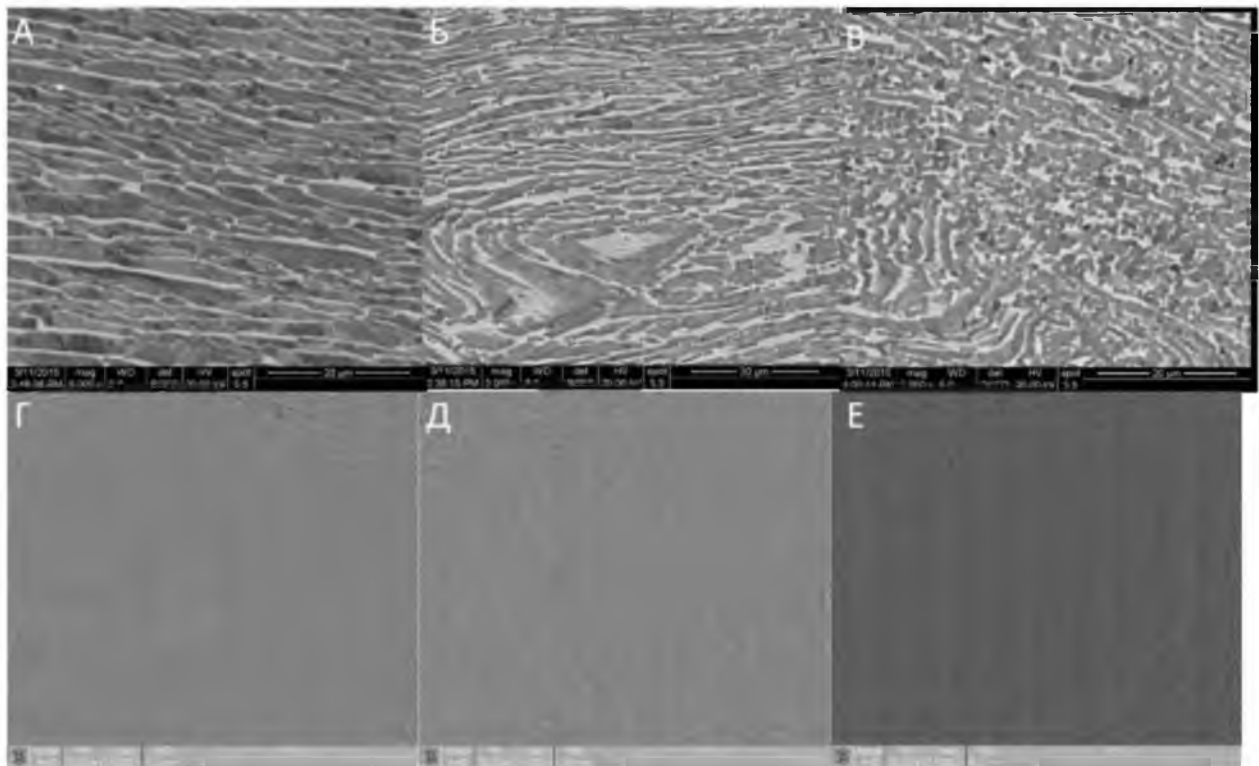


Рис. 3. Эволюция микроструктуры в сплавах Ti-6Al-4V (А-В) Ti-6Al-4V-0.75Mo-0.5Fe (Г-Е) в ходе деформации при 800°C и скорости деформации 10^{-3} с^{-1} до уменьшения высоты (А, Г) 25, (Б, Д) 50 и (В, Е) 70 %. Ось сжатия вертикальная

Fig. 3. Microstructure evolution in Ti-6Al-4V (A-B) Ti-6Al-4V-0.75Mo-0.5Fe (Г-Е) alloys during deformation at 800°C and a strain rate of 10^{-3} s^{-1} to a height reduction of (А,Г) 25, (Б,Д) 50, and (В,Е) 70 %. The compression axis is vertical

Следует отметить, что в Ti-6Al-4V-0.75Mo-0.5Fe уменьшение толщины альфа-пластин в течение деформации происходит более интенсивно на начальном этапе деформации, после чего уже не меняется, тогда как в Ti-6Al-4V наблюдается монотонное снижение толщины альфа-пластин в процессе всей деформации (рис. 4а). Доля глобулярных частиц значительно выше в сплаве Ti-6Al-4V-0.75Mo-0.5Fe, причем разница увеличивается с деформацией (см. рис. 4а), поскольку при 70 % осадки сплав Ti-6Al-4V-0.75Mo-0.5Fe глобуляризуется полностью, тогда как Ti-6Al-4V показывает всего 30 % глобулярных альфа-частиц.

По данным ПЭМ, фрагментация альфа-ламелей происходит в обоих сплавах либо деформацией сдвига, либо образованием поперечных дислокационных границ (рис. 5а). Последний процесс связан с непрерывной динамической рекристаллизацией в альфа-фазе. Действительно, снижение температуры приводит к более интенсивному формированию полос сдвига и выступов на межфазных границах (рис. 5а). На начальных этапах деформации плотность дислокаций в альфа-пластинах заметно выше, чем в бета-фазе. Пластины альфа-фазы делятся на фрагменты с малоугловыми границами, наклоненными примерно на 45° от оси деформации. В некоторых случаях эти границы имеют высокий уровень совершенства, что подтверждается типичным полосчатым контрастом. Также наблюдаются участки (суб)зеренной структуры, где (суб)границы имеют полосчатый контраст. Внутренняя структура бета-фазы также изменяется при деформации. В бета-прослойках формируются поперечные границы; на пересечении внутренних границ с межфазными образуются канавки (см. рис. 4б). Смешанная микроструктура, состоящая из остатков пластинчатой и глобулярной структуры, наблюдается после деформации до 70 % в обоих сплавах.

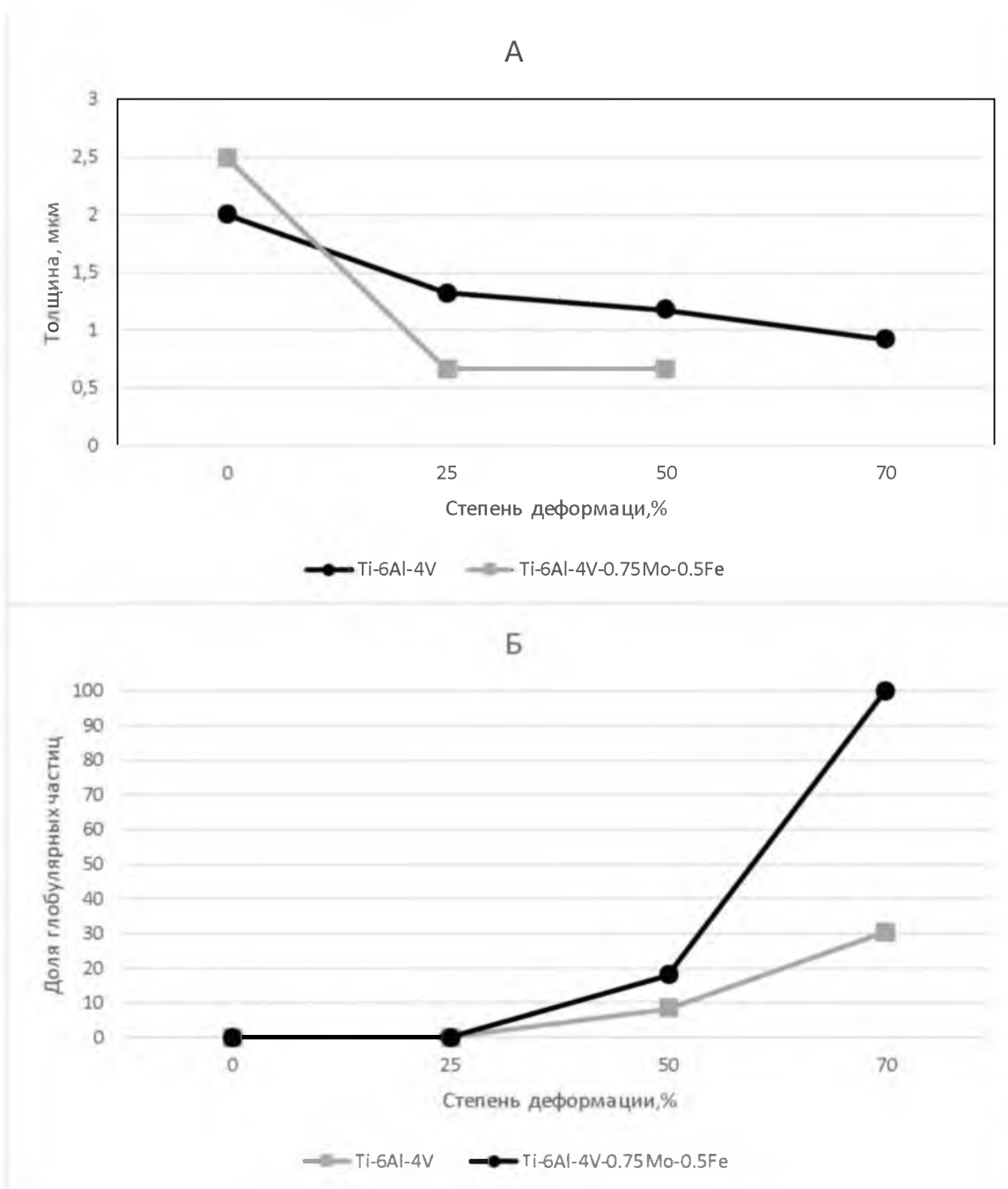


Рис. 4. Толщина альфа-пластин (А) и доля глобулярных частиц (Б) в зависимости от степени деформации для сплава Ti-6Al-4V и Ti-6Al-4V-0.75Mo-0.5Fe при температуре деформации 800 °С и начальной скорости деформации 10⁻³ с⁻¹

Fig. 4. Thickness of alpha lamellae (A) and fraction of globular particles (Б) as a function of strain for Ti-6Al-4V and Ti-6Al-4V-0.75Mo-0.5Fe alloys deformed at 800 °C and an initial strain rate of 10⁻³ s⁻¹

Основываясь на настоящих результатах, можно предположить, что межфазные альфа/бета границы, будучи изначально когерентными, легко пересекаются дислокациями, особенно теми, у которых вектор Бюргерса $\langle a \rangle$ параллелен направлению $\langle 111 \rangle$ в бета-фазе [Furuhara et al., 1995; Suri, 1999]. Деформация на начальных стадиях таким образом однородна в каждой колонии. Однако так как менее благоприятные системы скольжения в альфа-пластинах (для которых нет направления параллельного $\langle 111 \rangle$ в бета-фазе) также активны, остаточные дислокации генерируются на границе



раздела, тем самым способствуя потере точного соотношения Бюргера между альфа и бета фазами с возрастающей деформацией. Кроме того, различные деформационные свойства альфа- и бета- фаз могут привести к неоднородному распределению деформации между фазами, в результате чего когерентность между 25 и 50 % деформации быстро теряется. Некогерентные альфа/бета межфазные границы становятся эффективными барьерами для движения дислокации, и каждая фаза деформируется отдельно. Такое ограничение деформации интенсифицирует образование поперечных границ внутри альфа-пластин, увеличивает разориентацию между соседними сегментами данной пластинки из-за поглощения дислокаций, и, наконец, приводит к сфероидизированной микроструктуре.

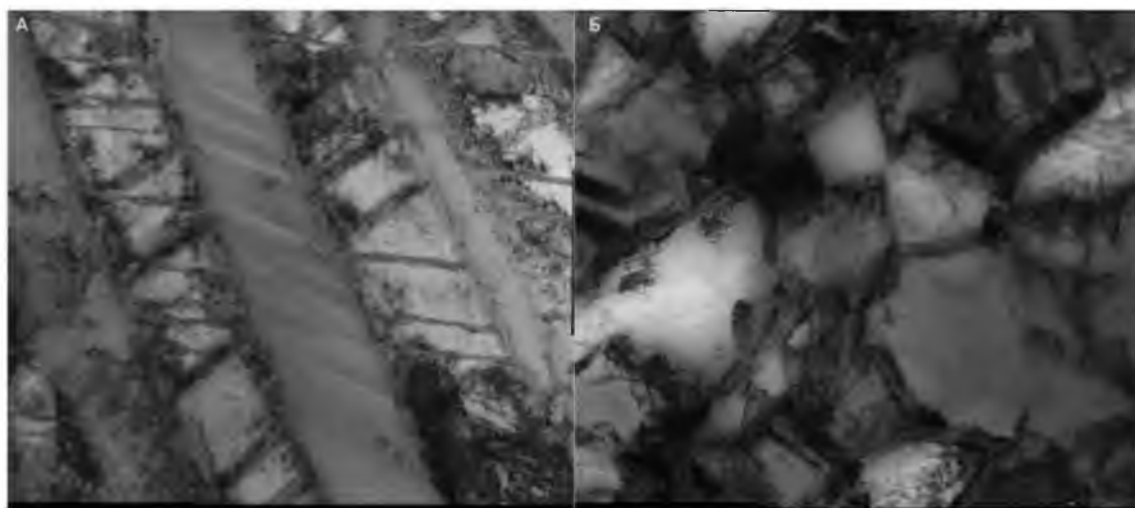


Рис. 5. Микроструктура сплава Ti-6Al-4V-0.75Mo-0.5Fe после деформации при температуре 800 ° С до степени деформации 25 (а) и 70 % (б) (ПЭМ, светлопольное изображение)

Fig. 5. TEM microstructure of Ti-6Al-4V-0.75Mo-0.5Fe alloy after deformation at 800°C to 25 (a) or 70 % (b) (bright field image)

Анализ изображений, полученных методами просвечивающей и растровой микроскопии, показал, что эволюция микроструктуры сплава Ti-6Al-4V-0.75Mo-0.5Fe отличается от Ti-6Al-4V (см. рис. 3 и 5). Более высокое содержание бета-стабилизаторов в сплаве Ti-6Al-4V-0.75Mo-0.5Fe приводит к увеличению содержания бета-фазы и толщины альфа-пластин, а также к возрастанию степени несоответствия между альфа- и бета-решетками [Ильин, Носов, 1988]. Последнее может означать, что когерентность межфазных альфа/бета границ в сплаве Ti-6Al-4V-0.75Mo-0.5Fe была изначально хуже, чем в Ti-6Al-4V, а следовательно, деформация развивается отдельно в каждой из фаз. Пластическое течение во время деформации локализовано в более мягкой (при этой температуре) бета-матрице [Ильин, Носов, 1988], которая ведет себя как обычный материал с ОЦК решеткой. Даже после 70 % деформации в бета-фазе в основном наблюдается малоугловые границы, по-видимому, из-за быстрого динамического возврата, что характерно для ОЦК-металлов. Динамический возврат в бета-матрице, возможно, приводит к более интенсивному разупрочнению сплава Ti-6Al-4V-0.75Mo-0.5Fe, чем у Ti-6Al-4V (см. рис. 2). Поперечные дислокационные границы постепенно формируются в альфа-фазе, разделяя альфа-пластины на фрагменты (см. рис. 5). Однако наблюдаемые на изображениях ПЭМ после 70 % деформации (см. рис. 4б) границы преимущественно межфазные, в то время как внутрифазные альфа/альфа или бета/бета границы практически отсутствуют.

Заключение

Исследована эволюция микроструктуры и пластическое течение альфа/бета титановых сплавов Ti-6Al-4V и Ti-6Al-4V-0.75Mo-0.5Fe в условиях одноосного изотермического сжатия при температуре 800 °С. Пластическое течение обоих сплавов описывается кривой деформации-напряжения с последовательными этапами упрочнения, разупрочнения и установившегося течения. Глобуляризация микроструктуры сплава Ti-6Al-4V-0.75Mo-0.5Fe проходит быстрее, что может быть связано с более легкой потерей первоначальной когерентности типа Бюргера между альфа и бета-фазами и последующей индивидуальной деформацией каждой фазы. Разориентировки границ в пределах каждой фазы увеличиваются до диапазона большеугловых границ из-за накопления дислокаций в ходе деформации. В сплаве Ti-6Al-4V эволюция микроструктуры альфа-фазы развивается аналогично сплаву Ti-6Al-4V-0.75Mo-0.5Fe, однако заметно медленнее. Так что после 70 % деформации в сплаве Ti-6Al-4V формируется смешанная структура, состоящая из остатков пластин альфа-фазы, ориентированных вдоль направления течения металла и глобулярных альфа частиц, доля глобулярных частиц составляет ~ 30 %. Между тем в сплаве системы Ti-Al-V-Mo-Fe при такой же степени деформации наблюдается формирование полностью глобулярной структуры, области с исходной пластинчатой микроструктурой не наблюдаются.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований, грант No 18-48-310023

Список литературы

References

1. Ильин А.А., Носов В.К. 1988. К вопросу о соотношении прочности α - и β -фаз в титановых сплавах при различных температурах. ДАН СССР, 302 (1): 134–138.
1. Il'in A.A., Nosov V.K. 1988. K voprosu o sootnoshenii prochnosti α - i β -faz v titanovykh splavakh pri razlichnykh temperaturah. [On the question of the ratio of strength of the α - and β -phases in titanium alloys at different temperatures] DAN SSSR, 302 (1): 134–138.
2. Bieler T.R. and S.L. Semiatin. 2002. The origins of heterogeneous deformation during primary hot working of Ti-6Al-4V. Int. J. Plast., 18: 1165–1189.
3. Fan X.G., H.J. Zheng, Y. Zhang, Z.Q. Zhang and P.E. Gao. 2018. Acceleration of globularization during interrupted compression of a two-phase titanium alloy. Materials Science and Engineering: A, 720: 214–224.
4. Furuhashi T., T. Ogawa, and T. Maki. 1995. Atomic structure of interphase boundary of an α precipitate plate in a β Ti-Cr alloy. Phil. Mag. Lett., 72(3):175
5. Kim J.H., S.L. Semiatin and C.S. Lee. 2005. Constitutive analysis of the high-temperature deformation mechanisms of Ti-6Al-4V and Ti-6.85Al-1.6V alloys. Materials Science and Engineering: A, 394 (1–2): 366–375.
6. Ma X., W. Zeng, F. Tian and Y. Zhou. 2012. The kinetics of dynamic globularization during hot working of a two phase titanium alloy with starting lamellar microstructure. Materials Science and Engineering: A, 548: 6–11.
7. Miller R.M., T.R. Bieler, and S.L. Semiatin. 1999. Flow softening during hot working of Ti-6Al-4V with a lamellar colony microstructure. Scripta Mater, 40: 1387
8. Park C.H., J.H. Kim, Y.T. Hyun, J.T. Yeom and N.S. Reddy. 2014. The origins of flow softening during high-temperature deformation of a Ti-6Al-4V alloy with a lamellar microstructure. Materials Science and Engineering: A, 582: 126–129.
9. Prakash D.G.L., P. Honniball, D. Rugg, P.J. Withers, J. Quinta da Fonseca and M. Preussa. 2013. The effect of β phase on microstructure and texture evolution during thermomechanical processing of $\alpha + \beta$ Ti alloy. Acta Materialia, 61: 3200–3213.



10. Salishchev G.A., O.R. Valiakhmetov and R.M. Galeev. 1993. Formation of submicrocrystalline structure in the titanium alloy VT8 and its influence on mechanical properties. *J. Mater. Sci.*, 28: 2898–2902.

11. Semiatin S.L., V. Seetharaman and I. Weiss. 1999. Flow behavior and globularization kinetics during hot working of Ti–6Al–4V with a colony alpha microstructure. *Mater. Sci. Eng. A.*, 263: 257–271.

12. Semiatin S.L. and T.R. Bieler. 2001. The effect of alpha platelet thickness on plastic flow during hot working of Ti-6Al-4V with a transformed microstructure. *Acta Mater.*, 49:3565

13. Suri S. 1999. Room temperature deformation and mechanisms of slip transmission in oriented single-colony crystals of an α/β titanium alloy. *Acta Mater.*, 47 (3):1019

14. Wert J.A., and N.E. Paton. 1983. Enhanced superplasticity and strength in modified Ti-6Al-4V alloys. *Metallurgical Transactions A*, 14: 2535–2544.

15. Zharebtsov S.V.. 2004. Production of submicrocrystalline structure in large-scale Ti-6Al-4V billet by warm severe deformation processing. *Scripta Mater.*, 51: 1147–1151.

Ссылка для цитирования статьи

Reference to article

Клименко Д.Н., Озеров М.С., Степанов Н.Д., Жеребцова Н.Ю., Жеребцов С.В. 2019. Эволюция микроструктуры и свойств сплава Ti-6Al-4V легированного Fe и Mo в ходе деформации при 800°C. *Научные ведомости Белгородского государственного университета. Серия: Математика. Физика.* 51 (2): 287–294. Doi: 10.18413/2075-4639-2019-51-2-287-294.

Klimenko D.N., Ozerov M.S., Stepanov N.D., Zharebtsova N.Yu., Zharebtsov S.V. 2019. Microstructure evolution and properties of Ti-6Al-4V alloy doped with Fe and Mo during deformation at 800°C. *Belgorod State University Scientific Bulletin. Mathematics. Physics.* 51 (2): 287–294 (in Russian). Doi: 10.18413/2075-4639-2019-51-2-287-294.