

Повышение механических свойств титанового сплава ВТ6 путем формирования бимодальной субмикро-микрзеренной структуры

Э.В.Сафин^{1†}, С.П.Малышева^{2†}, Р.М.Галеев²

[†]svufa@mail.ru

¹Уфимский государственный авиационный технический университет, ул. К. Маркса 12, 450000, Уфа, Россия

²Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, ул. Степана Халтурина 39, 450001, Уфа, Россия

В работе оценивается возможность повышения механических свойств титанового сплава ВТ6 путем формирования в нем ультрамелкозернистой структуры с различным размером зерен. Анализировались перспективы использования упрочненного состояния сплава ВТ6 для изготовления высоконагруженных деталей машин с учетом их условий эксплуатации.

Ключевые слова: титановый сплав ВТ6, объемное упрочнение, ультрамелкозернистая структура, механические свойства

Improvement in the mechanical properties of titanium alloy VT6 by forming bimodal submicro-micro grain structure

E. V. Safin¹, S. P. Malysheva², R. M. Galyev²

¹Ufa State Aviation Technical University, 12 K. Marx St., 450000, Ufa, Russia

²Institute for Metals Superplasticity Problems RAS, 39 Khalturin St., 450001, Ufa, Russia

In this paper we evaluated the possibility of increasing the mechanical properties of titanium alloy VT6 by forming it ultrafine structures with different grain size. Analyzed the prospects of using the strengthened state VT6 alloy for the production of highly machine parts with regard to their operating conditions.

Keywords: titanium alloy VT6, microstructure, volume hardening, ultrafine structure, mechanical properties

Введение

Значительный интерес для решения проблемы повышения эксплуатационных характеристик высоконагруженных деталей силовых установок летательных аппаратов и перекачки энергоносителей из титановых сплавов представляет использование прогрессивных технологических методов, сочетающих объемное и поверхностное упрочнение. С практической точки зрения наиболее эффективным направлением для получения высоких эксплуатационных свойств в материалах считается путь, сочетающий деформационное измельчение зерен с методами модификации поверхностных слоев, в том числе ионными пучками.

Проведенные исследования показывают, что получение ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры со средним размером зерна менее 1 мкм в конструкционных спла-

вах позволяет значительно повысить их характеристики прочности, сопротивление усталости, износостойкость, а ионная модификация поверхностного слоя обеспечивает дополнительный рост прочности и предела выносливости [1,2,3]. Однако практическое применение таких материалов сдерживает ряд недостатков, к которым в первую очередь следует отнести пониженную термостабильность, ударную вязкость, циклическую трещиностойкость, повышенную чувствительность к концентраторам напряжений, а также порообразование при циклических нагрузках в зоне наибольших напряжений (приповерхностной зоне) [3,4,5]. Актуальной является задача определения и обоснованного выбора рационального сочетания способов и режимов объемного и поверхностного упрочнения титановых сплавов по критериям повышения эксплуатационных свойств высоконагруженных деталей машин.

В этой связи представляется перспективным применение в качестве конструкционных материалов титановых сплавов в УМЗ состоянии со средним размером зерен 1—5 мкм, в которых при повышенных показателях прочности сохраняются приемлемые характеристики пластичности и ударной вязкости, а также еще не проявляются вышеуказанные недостатки, присущие материалам со средним размером структурных составляющих менее 1 мкм.

Материал и методики исследований.

В работе исследовали двухфазный титановый сплав ВТ6 (6,5%Al; 5,1%V; 0,1%Fe; 0,03%Si; 0,02%C; 0,01%N) с температурой полиморфного превращения $\alpha \rightarrow \beta$ $T_{\text{пп}} = 980^\circ\text{C}$. Для сравнения были использованы три состояния сплава: 1) субмикрострукстальное (СМК) со средним размером зерен (фрагментов) 0,5 мкм; 2) бимодальное с субмикро-микроструктурой, состоящей из матрицы со средним размером зерен (или их фрагментов) 0,8—1,5 мкм с включением в нее зерен α -фазы размером порядка 5 мкм; 3) микрострукстальное (МК) со средним размером зерен α -фазы 5 мкм. Образцы с СМК структурой были изготовлены методом всесторонней изотермическойковки с постепенным понижением температуры от этапа к этапу. Температура последнего этапа деформации была 630°C , скорость деформации — около 10^{-3}c^{-1} [1]. Образцы с бимодальной структурой были получены всесторонней ковкой при температуре 750°C и последующим отжигом при 720°C в течение 3 часов. Образцы с МК структурой были получены горячей прокаткой при температуре 880°C и последующим рекристаллизационным отжигом при температуре 840°C в течение 2 ч.

Микротвердость поверхности образцов по Виккерсу определяли на микротвердомере Struers Duramin. Исследования выполняли на микрошлифах с размерами $15 \times 15 \times 2$ мм. Измерения механических свойств сплава ВТ6 в различных состояниях проводили на динамометре и копке Instron. Для каждого состояния сплава ВТ6 испытывали по 3 образца. Механические характеристики определяли в соответствии с ГОСТ 1497—84 и ГОСТ 9495—78. Испытания на ударную вязкость проводили по ГОСТ 9454—78 на образцах с U-образным концентратором (KCU) и с наведенной усталостной трещиной (KCT).

Результаты и обсуждение

На рис.1 представлена микроструктура сплава ВТ6 в исследуемых состояниях. Видно, что после всестороннейковки с понижением температуры в сплаве ВТ6 (рис.1а,б) сформировалась однородная глобулярная микроструктура со средним размером микрофрагментов α - и β -фаз 0,5 мкм (состояние 1). В бимодальном состоянии 2 (рис.1с,д) микроструктура менее однородна, здесь имеются остатки непроработанных при ковке пластин α -фазы размером порядка 5 мкм и дисперсная смесь α -

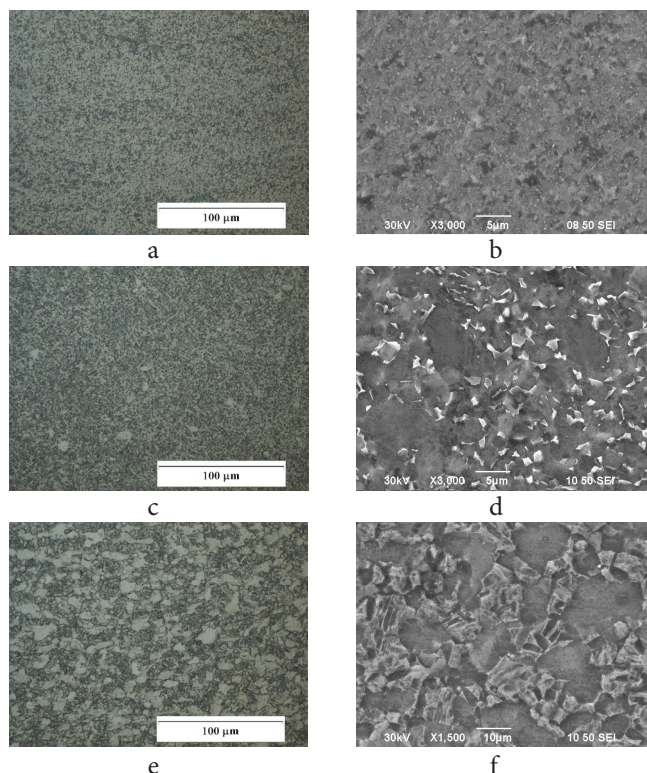


Рис. 1. Микроструктура сплава ВТ6: (а,б) – субмикрострукстальное со средним размером зерен (фрагментов) 0,5 мкм (состояние 1); (с,д) – бимодальное со средним размером зерен 1,5 мкм (состояние 2); (е,ф) – микрострукстальное со средним размером зерен α -фазы 5 мкм (состояние 3). (а,с,е) – оптическая микроскопия; (б,д,ф) – сканирующая электронная микроскопия.

и β - фаз с размерами частиц фаз менее 1 мкм. Средний размер зерен в этом состоянии 1,5 мкм. После горячей прокатки (состояние 3, рис.1е,ф) сформировалась глобулярная структура с размером α -зерен 5 мкм и с дисперсной смесью α - и β - фаз с размерами частиц фаз около 1 мкм.

У сплава ВТ6 в состоянии 1 по сравнению с состоянием 3 наблюдается заметный рост характеристик прочности и твердости. Прочность сплава в состоянии 1 почти на 250 МПа выше прочности сплава в состоянии 3. Относительное удлинение в состоянии 1 ниже, чем в состоянии 3, но, с другой стороны, относительное сужение материала в состоянии 1 почти в 2 раза больше, чем в состоянии 3. Однако, ударная вязкость в состоянии 1 существенно ниже, хотя по параметру KCU она остается в пределах требований технических условий к сплаву ВТ6 (KCU более 0,35). Увеличение остроты надреза (KCV) снижает величину ударной вязкости во всех состояниях.

В этой связи, практический интерес может представлять сплав с УМЗ микроструктурой в состоянии 2, микротвердость которого по Виккерсу составляет 362 HV, это лишь немного ниже, чем в состоянии 1,

Таблица 1. Механические свойства сплава ВТ6 в исследуемых состояниях

Table 1. Mechanical properties of VT6 (Ti-6Al-4V) alloy

Conditions	σ_s , МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	δ , %	ψ , %	HV	KCU, MJ/m ²	KCT, MJ/m ²
Condition 1 - SMC (0,5 μ m)	1302	1178	7,4	60,1	377,0	0,37	0,08
Condition 2 – bimodal (1,5 μ m)	1112	1089	19,4	55,3	362,0	0,38	0,15
Condition 3 – MC (5 μ m)	1064	950	18,9	42,9	345,3	0,45	0,24

но существенно выше, чем в состоянии 3. Последнее позволяет прогнозировать повышенные характеристики прочности и сопротивления усталости по сравнению с более крупнозернистым состоянием 3. Кроме того, сплав с бимодальной структурой (состояние 2) обладает заметно большей пластичностью.

Значения ударной вязкости сплава с бимодальной структурой, полученные на образцах с U-образным концентратором (KCU) чуть выше, чем у СМК образцов, а у образцов с наведенной усталостной трещиной (KCT) значения значительно выше, чем в сплаве с однородной СМК структурой, однако ниже, чем в МК состоянии. Причем разница в значениях ударной вязкости между бимодальным и МК состоянием также увеличивается с повышением остроты надреза. Одной из причин повышенной ударной вязкости является высокая объемная доля границ зерен и ламельный характер микроструктуры, которые являются барьерами для распространения трещин [7]. Наиболее очевидный способ увеличения области пластической деформации в вершине трещины и тем самым повышения работы, затрачиваемой на продвижение трещины, связан с отжигом материала, снимающим внутренние напряжения, но не приводящим к росту зерен.

Технологически в сплаве ВТ6 сформировать бимодальную микроструктуру, аналогичную состоянию 2 легче, чем состоянию 1, поскольку всесторонняя ковка осуществляется при одной достаточно высокой температуре (в нашем случае 750 °С) и при этом не требуется больших усилий прессового оборудования.

С другой стороны в состоянии 2 наблюдаются фрагменты исходной пластинчатой микроструктуры, которые разбились на мелкие частицы преимущественно глобулярной формы, размером 1—2 мкм. Это обуславливает большую по сравнению с состоянием 1 неоднородность зеренно-субзеренной структуры, что может негативно влиять на механические свойства и сверхпластичность сплава [6]. Однако по сравнению с серийно применяемой технологией получаемая микроструктура заготовок для деталей машин будет более однородной, и будет иметь более высокие прочностные свойства. Дополнительное упрочнение поверхности этого состояния могут дать методы модификации поверхностных слоев

ионными пучками.

Поэтому для изготовления высоконагруженных деталей машин, работающих при невысоких эксплуатационных температурах, рациональным будет применение титанового сплава ВТ6 в объемно упрочненном УМЗ состоянии со средним размером зерен 1—5 мкм с дополнительным упрочнением поверхности путем облучения ионными пучками и нанесения защитных ионно-плазменных покрытий.

Литература / References

1. S. V. Zharebtsov, G. A. Salishchev, R. M. Galeev. Scripta Mater. **51**, 1147—1151 (2004).
2. G. A. Salishchev, R. M. Galeev, S. V. Zharebtsov, A. M. Smyslov. Metalli. **6**, 84—87 (1999). (in Russian) [Г.А. Салищев, Р.М. Галеев, С.В. Жеребцов, А.М. Смыслов, Э.В. Сафин, М.М. Мышляев. Металлы. **6**, 84—87 (1999).]
3. S. V. Zharebtsov, G. A. Salishchev, R. M. Galeev. Perspektivnie materialy. **6**, 16—23 (1999). (in Russian) [С.В. Жеребцов, Г.А. Салищев, Р.М. Галеев, А.М. Смыслов, Э.В. Сафин, М.М. Мышляев. Перспективные материалы. **6**, 16—23 (1999).]
4. E. V. Safin, A. M. Smislov. In: Sbornik trudov VIII Vserossiiskoi konferenzii «Fizikohimija ultradispersnih sistem». MIFI (2009) 268—272 p. (in Russian) [Сафин Э.В., Смыслов А.М. Сборник трудов VIII Всероссийской конференции «Физикохимия ультрадисперсных систем». МИФИ (2009) 268—272 с.]
5. G. A. Malygin. Fizika tverdogo tela. **6** (49), 961—982 (2007) (in Russian). [Малыгин Г.А. Физика твердого тела. **6** (49) 961—982 (2007).]
6. Yu. R. Kolobov, E. V. Golosov et al. Voprosi materialovedeniya. **2** (54), 43—50 (2008). (in Russian). [Ю.Р. Колобов, Е.В. Голосов, И.В. Раточка. Вопросы материаловедения. **2** (54), 43—50 (2008).]
7. B. B. Stolarov Metallovedenie i termicheskaja obrabotka metallov. **2** (620), 13—16 (2007). (in Russian) [В.В. Столяров. Металловедение и термическая обработка металлов. **2** (620), 13—16 (2007).]