

МИКРОТВЕРДОСТЬ СПЛАВА ВТ6, ОТОЖЖЕННОГО В ОБЛАСТИ $\alpha + \beta$, ПОСЛЕ ЗАКАЛКИ**Горнакова А.С.¹, Цой К.В.¹, Головин Ю.И.², Тюрин А.И.², Некрасов А.Н.¹***1 - Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия**2 - НИИ «Нанотехнологии и наноматериалы» ТГУ имени Г.Р. Державина, Тамбов, Россия*alenahas@issp.ac.ru**Введение**

Сплав ВТ6 (Ti–6Al–4V) широко используется в аэро-космической технике, машино- и судостроении, био-медицине и других отраслях [1]. Такое разнообразие областей применения данного сплава обусловлено возможностью формирования целого спектра его механических характеристик (от высокой жаропрочности до сверхпластичности) с помощью различных термических и термо-механических обработок [1,2]. В частности, это связано с сильным влиянием на механические характеристики морфологии и дисперсности фаз (α Ti) и (β Ti). В настоящее время имеется много работ, посвященных исследованию связи механических свойств сплава ВТ6 с его микроструктурой [3]. Однако систематические исследования твердости элементов микроструктуры сплава в зависимости от температуры отжига в двухфазной области (α Ti) + (β Ti) отсутствуют.

В работе исследовано влияние температуры длительных изотермических отжигов сплава ВТ6 в двухфазной области (α Ti) + (β Ti) и его последующей закалки на твердость его структурных составляющих при комнатной температуре.

Методика эксперимента

Пруток сплава диаметром 25 мм был нарезан на шайбы толщиной 5 мм, которые потом подвергали механической шлифовке и химической полировке для удаления поврежденного поверхностного слоя. Затем образцы запаивали в кварцевые ампулы и отжигали в вакууме при остаточном давлении $4 \cdot 10^{-4}$ Па. Отжиги производили при температурах T 660°C (720 час.), 670°C (840 час.), 680°C (840 час.), 700°C (672 час.), 730°C (840 час.), 760°C (744 час.), 790°C (792 час.), 800°C (840 час.), 820°C (840 час.), 840°C (720 час.) и 860°C (720 час.), т.е. в области (α Ti) + (β Ti). После отжига образцы закачивали в воде. Для выявления микроструктуры образцы механически полировали и химически травили в 1 % водном растворе HF.

Изучение микроструктуры образцов и все измерения, связанные с определением химического состава образцов и зерен, присутствующих в них, проводили с помощью сканирующего электронного микроскопа Tescan Vega TS 5130 MM, оснащенного энерго-дисперсионным спектрометром LINK (Oxford Instruments). В частности, измерения показали, что исследуемый сплав имеет состав (89,83 \pm 0,07) мас.% Ti, (6,21 \pm 0,05) мас.% Al, (3,92 \pm 0,06) мас.% V и (0,04 \pm 0,02) мас.% Fe. Для определения микротвердости использовали наноиндентометр TI-950 Triboindenter (Hysitron Inc., США) оснащенный индентором Берковича. Нагрузку на индентор 5 мН выбирали исходя из размеров зерна исследуемых сплавов. На каждом образце при комнатной температуре проводили до 20 отдельных измерений. Определение твердости проводилось по методике Оливера и Фарра [4-7].

Результаты и обсуждение

На рисунке 1(а) показана исходная (до отжига) микроструктура сплава ВТ6. Она представляла собой колонии ламелей темной и светлой фаз. После отжигов и последующей закалки микроструктура сплава состояла из темных и светлых зерен, Рис. 1(б, в). Они соответствуют зернам (α Ti) и (β Ti) при температуре отжига. Это подтверждается тем, что, согласно фазой диаграмме Ti–V–Al [8], средний химический состав темных соответствует составу (α Ti), а средний состав светлых зерен - (β Ti). Далее наблюдаемые темные и светлые зерна, соответствующие исходным зернам (α Ti) и (β Ti) при температуре отжига именовются как зерна А и В, соответственно. Из-за распада растворов (α Ti) и (β Ti) при охлаждении, после закалки зерна А и В являются гетерофазными. Наблюдения с помощью РЭМ показывают наличие в зернах В дисперсных колоний ламелей, которые можно видеть на Рис. 1(г). В зернах А колонии

ламелей значительно более дисперсные, и поэтому не выявляются на РЭМ-изображениях при используемом нами увеличении.

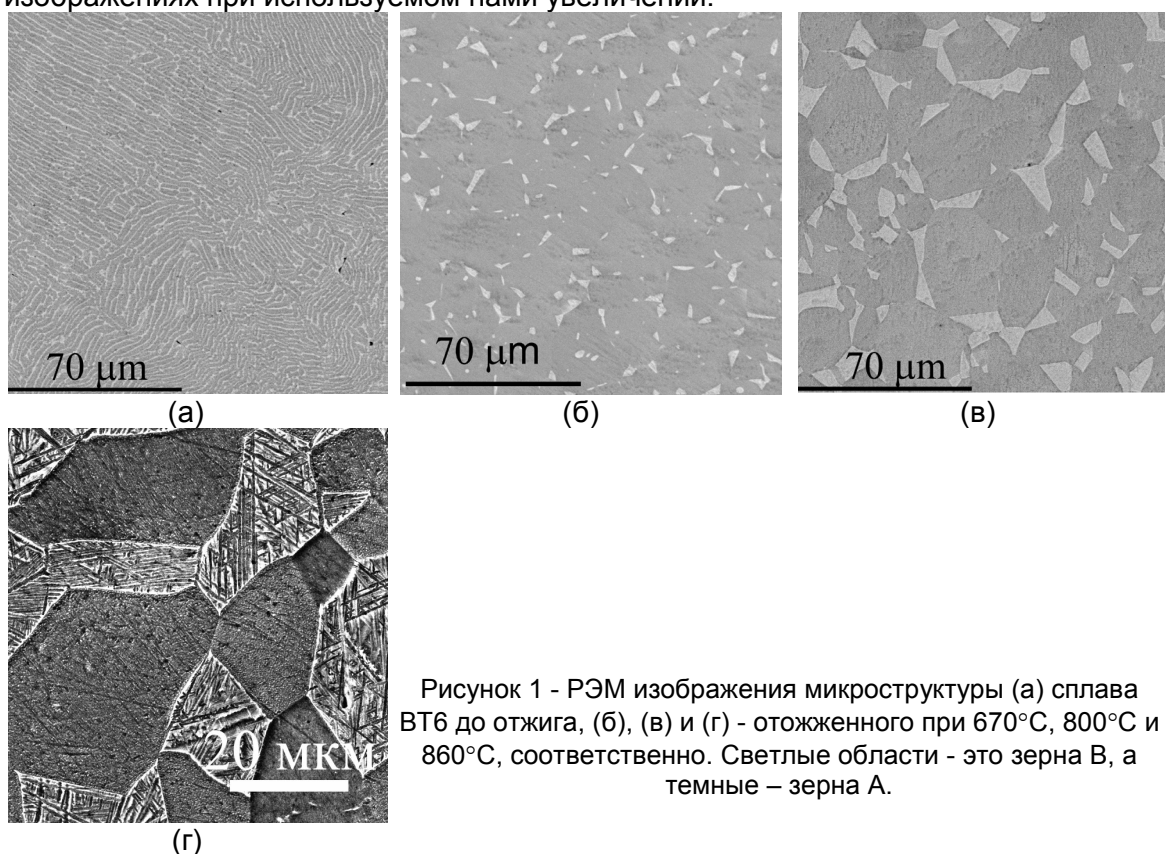


Рисунок 1 - РЭМ изображения микроструктуры (а) сплава ВТ6 до отжига, (б), (в) и (г) - отожженного при 670°C, 800°C и 860°C, соответственно. Светлые области - это зерна В, а темные – зерна А.

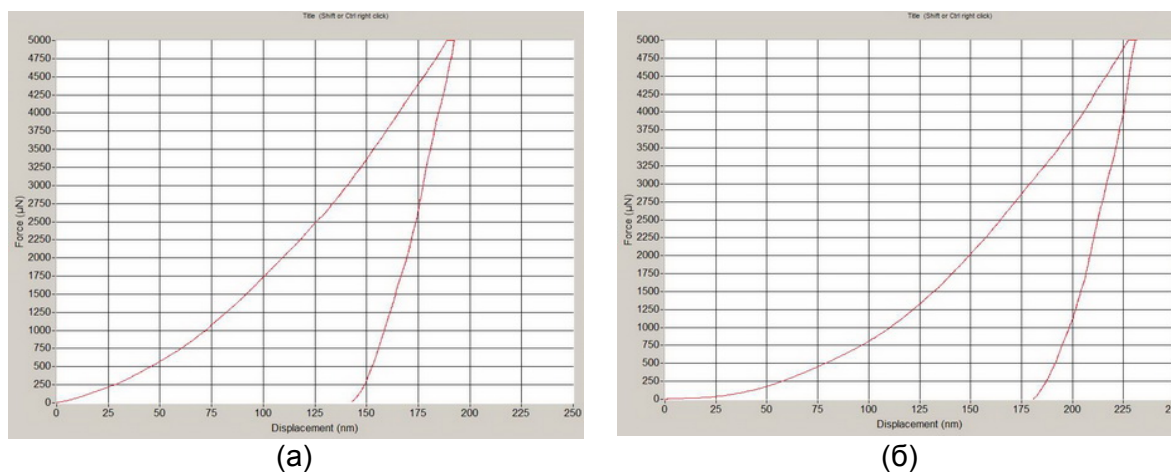


Рисунок 2 - Диаграммы $P(h)$, полученные при индентировании (а) зерна А и (б) зерна В в сплаве ВТ6 (800°C, 840 часов).

На Рис. 2 представлены типичные $P(h)$ диаграммы для зерен А и В. В результате обработки диаграмм $P(h)$ для всех температур отжига, была построена зависимость твердости зерен от температуры (см. рис. 3). Из рисунка видно, что в пределах разброса экспериментальных данных твердость зерен А и В не зависит от T и равна $4,2 \pm 1,1$ и $3,5 \pm 0,7$ ГПа (усредненные значения по всем температурам отжига), соответственно. Отметим, что пленка TiO_2 на поверхности образцов не является причиной разброса экспериментальных точек, т.к. ее толщина обычно не превышает 10 нм, а глубина проникновения индентора при измерениях достигала 150 нм и более. Наблюдающийся разброс экспериментальных точек на температурной зависимости для твердости зерен можно связать с различными долями фаз (αTi) и (βTi) в зернах А и В. Поскольку соотношение долей (αTi) и (βTi) в сплаве и концентрации компонентов в

них зависят от величины температуры отжига, то соотношение долей (αTi) и (βTi) в зернах А и В при комнатной температуре (после распада исходных растворов (αTi) и (βTi) в результате закалки) также должно зависеть от нее. Также была получена зависимость твердости зерен В от доли (βTi), f_{β} в них (Рис. 4).

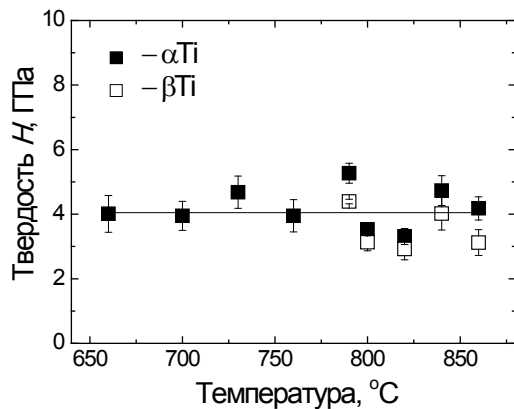


Рисунок 3 - Зависимость микротвердости зерен А и В от температуры отжига сплава ВТ6.

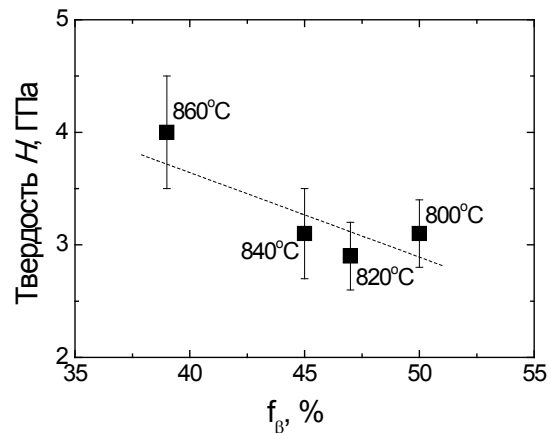


Рисунок 4 - Зависимость микротвердости зерен В от доли (βTi), f_{β} в них.

Выводы

Исследована микротвердость элементов микроструктуры сплава ВТ6 после длительных отжигов при 660-860°C, т.е. в двухфазной области (αTi) и (βTi), и последующей закалки в воде. Показано, что твердость зерен А и В в пределах ошибки измерений не зависит от температуры отжига и составляет $4,2 \pm 1,1$ и $3,5 \pm 0,7$ ГПа, соответственно. Показано, что микротвердость зерен В уменьшается с увеличением доли (βTi) в них.

Литература

1. Vanerjee D., Williams J.C., Acta Mater. 61,844 (2013).
2. Кайбышев О.А. Сверхпластичность промышленных сплавов. М.: Металлургия 1984.
3. Колачев Б.А., Ливанов В.А., Буханов А.А., М.: Металлургия, 1974.
4. Oliver W.C., Pharr G.M., J. Mater. Res. 19(1), 3 (2004).
5. Головин Ю.И. Наноиндентирование и его возможности. М.: Машиностроение, 2009.
6. Головин Ю.И., Тюрин А.И., Асланян Э.Г., Пирожкова Т.С., Васюков В.М., ФТТ. 59(9), 1778 (2017).
7. Головин Ю.И., Тюрин А.И., Асланян Э.Г., Пирожкова Т.С., Воробьев М.О., Измерительная техника. 9, 7 (2016).
8. Murray J.L. Bull. Alloy Phase Diagr. 3, 74 (1982).

Подготовка образцов и проведение микроструктурных исследований выполнены при поддержке гранта РФФИ (проект 16-03-00285). Проведение исследований локальных физико-механических свойств выполнено при поддержке гранта РФФИ (проект № 17-48-680817).