

## ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ФАЗОВОЕ СТРОЕНИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ СИСТЕМ Ti-Al-V И Ti-Al-Mo-V

Титановые сплавы благодаря комплексу физико-механических и химических свойств являются уникальными материалами для многих отраслей промышленности, в том числе и аэрокосмической. Особенно эффективно их применять для изготовления ответственных высоконагруженных узлов и агрегатов самолета, а также деталей двигателя, работающих в условиях нагрева до температуры 600°C.

Широко применяют в авиастроении титановые сплавы системы Ti-Al-V и Ti-Al-Mo-V: ВТ6, ВТ14, ВТ16. Из них изготавливают кронштейны, тяги управления, настилы полов грузовых отсеков, болты и гайки малого и среднего диаметров и т.д. Сплавы систем Ti-Al-V и Ti-Al-Mo-V относят к термически упрочняемым сплавам мартенситного класса, высокая прочность которых достигается путем закалки и старения [1 - 4], поэтому изучение влияния термической обработки на фазовое строение и механические свойства этих сплавов является актуальным.

Химический состав исследуемых сплавов следующий – ВТ6: (5,3... 6,8)% Al, (3,5...5,3)% V; ВТ14: (3,5...6,3)% Al, (2,5...3,8)% Mo, (0,9...1,9)% V; ВТ16: (1,8...3,8)% Al, (4,5...6,5)% Mo, (4,0...5,5)% V. Температуры ( $\alpha+\beta\leftrightarrow\beta$ )-превращения данных сплавов зависят от изменения в пределах допуска химического состава и колеблются в интервале – для ВТ6: 950...1000°C, ВТ14: 920...960°C, ВТ16: 840...860°C [1].

В работе исследовано влияние режимов закалки и последующего старения на структуру и свойства титановых сплавов систем Ti-Al-V и Ti-Al-Mo-V. Термическая обработка проводилась в электрической камерной лабораторной печи СНОЛ с диапазоном температур 40...1100°C. Образцы подвергались закалке в воде при температурах ниже, выше температуры ( $\alpha+\beta\leftrightarrow\beta$ )-превращения и равных ей. Так для ВТ6 закалочные температуры составили 900, 950, 1000°C; для ВТ14 – 900, 950, 1000°C; для ВТ16 – 800, 900, 950°C. После закалки проведено старение образцов при температуре 500°C в течение 4 часов.

Для анализа изменения механических свойств в результате закалки и старения проведены измерения твердости по методу Роквелла на твердомере типа ТК-2 с алмазным наконечником. Результаты замеров твердости приведены на рис. 1. В зависимости от температуры закалки твердость после старения составила: для ВТ6 – 37...47 HRC, ВТ14 – 44...50 HRC, ВТ16 – 48...50 HRC. При этом наблюдалась общая закономерность для всех сплавов – с повышением температуры закалки растет твердость после старения, что связано с фиксацией большего

количества метастабильной  $\beta$ -фазы при нагреве до температур равных температуре  $(\alpha+\beta\leftrightarrow\beta)$ -превращения и выше ее.

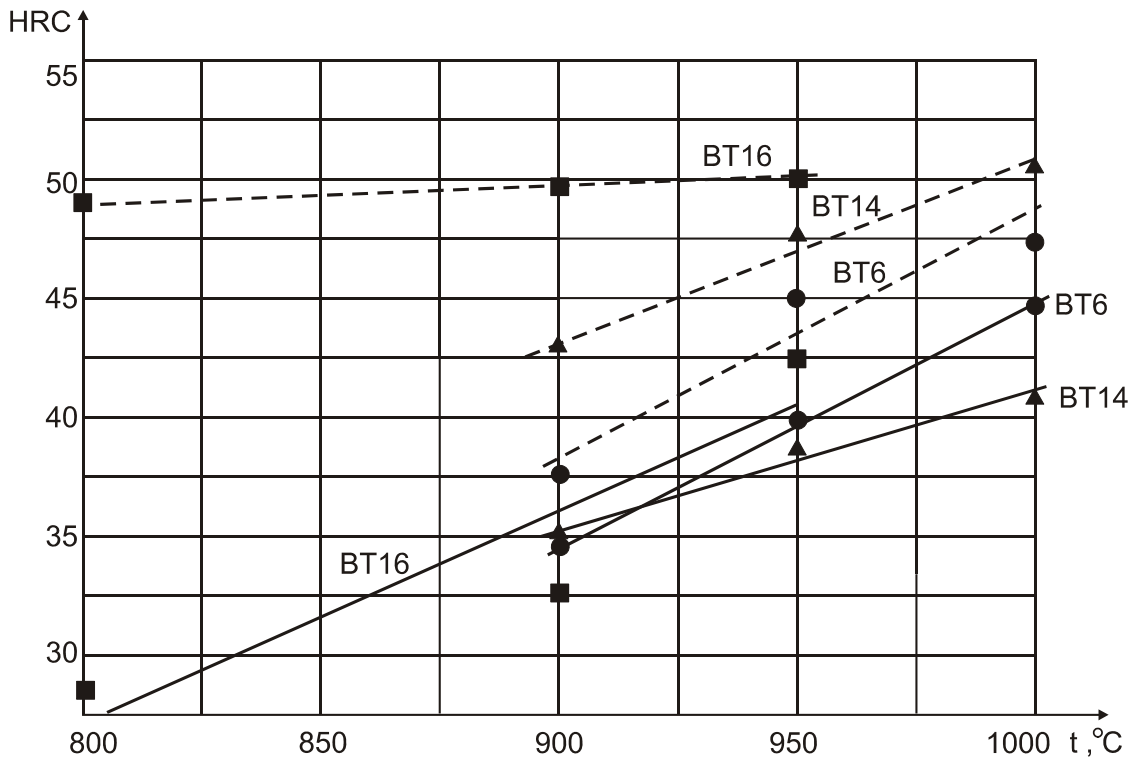
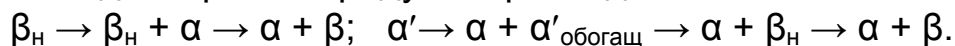


Рисунок 1 – Твердость титановых сплавов, закаленных в воде при 800, 900, 950, 1000°C (сплошная линия) и состаренных при 500°C (пунктирная линия): ● – ВТ6; ▲ – ВТ14; ■ – ВТ16

В целях изучения структуры сплавов после упрочняющей термической обработки изготовлены микрошлифы. Из опробованных режимов травления лучшие результаты по выявлению структуры исследуемых сплавов дал реактив следующего состава: 5 мл HF, 95 мл H<sub>2</sub>O [5]. Реактив использовали в свежеприготовленном состоянии, травление образцов проводили при комнатной температуре. Одним из обязательных условий травления было многократное чередование травления и полирования микрошлифов.

Исследование элементного состава фаз и фотографирование микроструктуры образцов проведено с использованием растрового электронного микроскопа с системой энергодисперсионного микроанализа РЭМ-106. При исследовании микрошлифов из сплава ВТ14 после различных режимов термообработки выявлены следующие структуры (рис. 2): закалка с 900°C – мелкие зерна  $\alpha$ - и  $\beta_{\text{H}}$ -фаз; закалка с 950°C – предмартенситная структура: первичная  $\alpha$ -фаза на фоне  $\alpha'$ -мартенсита ( $\beta_{\text{H}} \rightarrow \alpha'$ ); закалка с 1000°C – пластины  $\alpha'$ -фазы.

При старении происходит распад метастабильных  $\alpha'$ - и  $\beta_H$ -фаз с образованием дисперсных продуктов распада:



Результаты измерений показали, что размер  $\alpha$ -фазы в продольном направлении составил 3,92...9,92 мкм.

На начальной стадии старения образуются дисперсные продукты распада  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз, что сопровождается значительным упрочнением сплава. В закаленном сплаве с увеличением температуры или времени старения количество  $\beta$ -фазы уменьшается, а количество  $\alpha$ -фазы растет. При этом уменьшается период кристаллической решетки  $\beta$ -фазы, что свидетельствует об обогащении ее Mo и V и о постепенном приближении сплава к равновесному  $\alpha+\beta$ -состоянию [1].

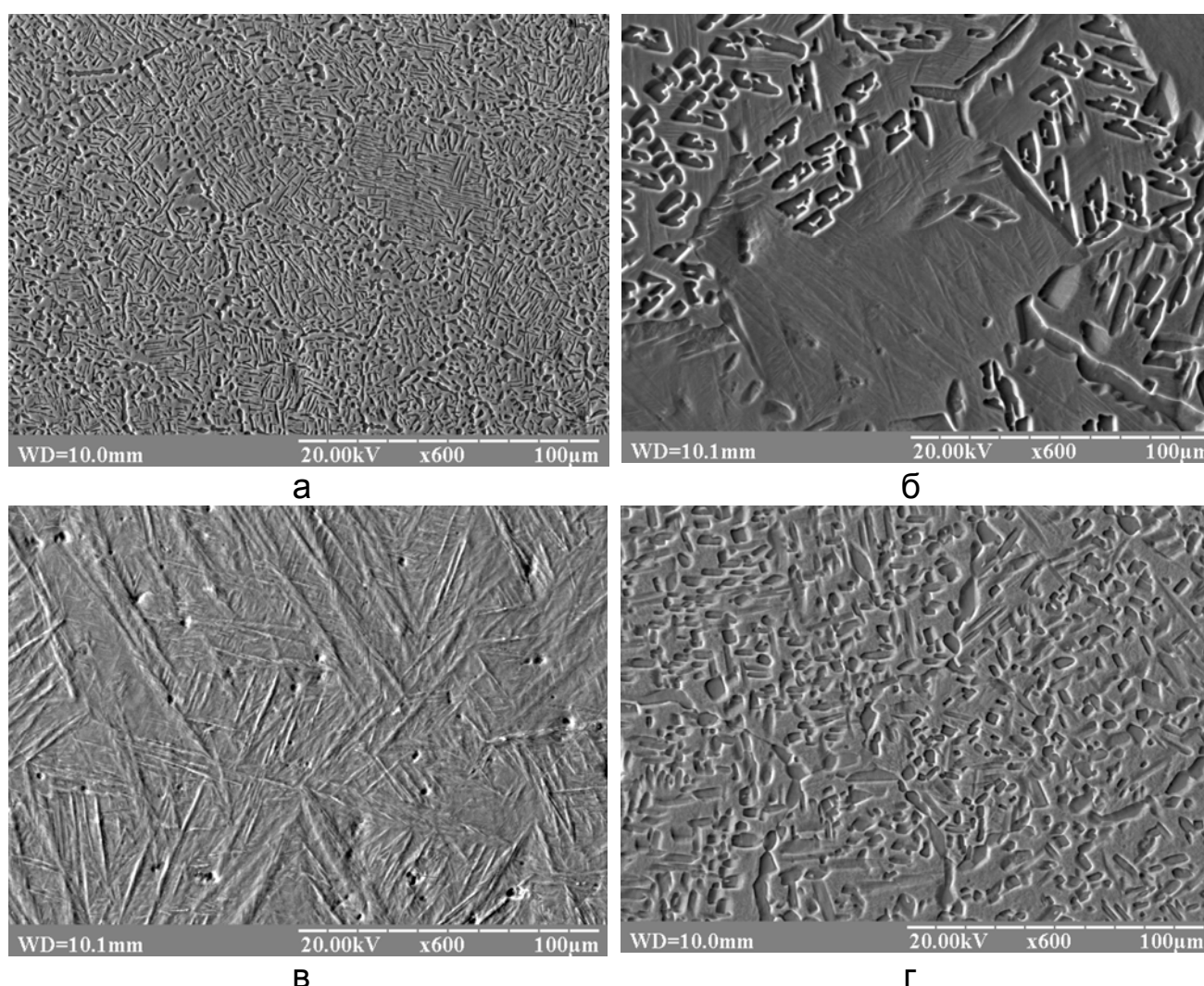
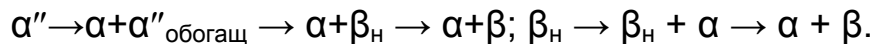


Рисунок 2 – Микроструктура сплава VT14 после упрочняющей термообработки: а – закалка с 900°C; б – закалка с 950°C; в – закалка с 1000°C; г – закалка с 950°C и старение при 500°C

В зависимости от режима термообработки при исследовании структуры сплава ВТ16 выявлено (рис. 3): при закалке с 800°С наблюдается мелкозернистая смесь  $\alpha$ - и  $\beta_H$ -фаз; при закалке с 900 и 950°С – мартенситная  $\alpha''$ -фаза. При старении происходит распад метастабильных  $\alpha''$ - и  $\beta_H$ -фаз и образуются дисперсные  $\alpha$ - и  $\beta$ -фазы:



Результаты измерений показали, что размер  $\alpha$ -фазы в продольном направлении составил 1,88...10,8 мкм.

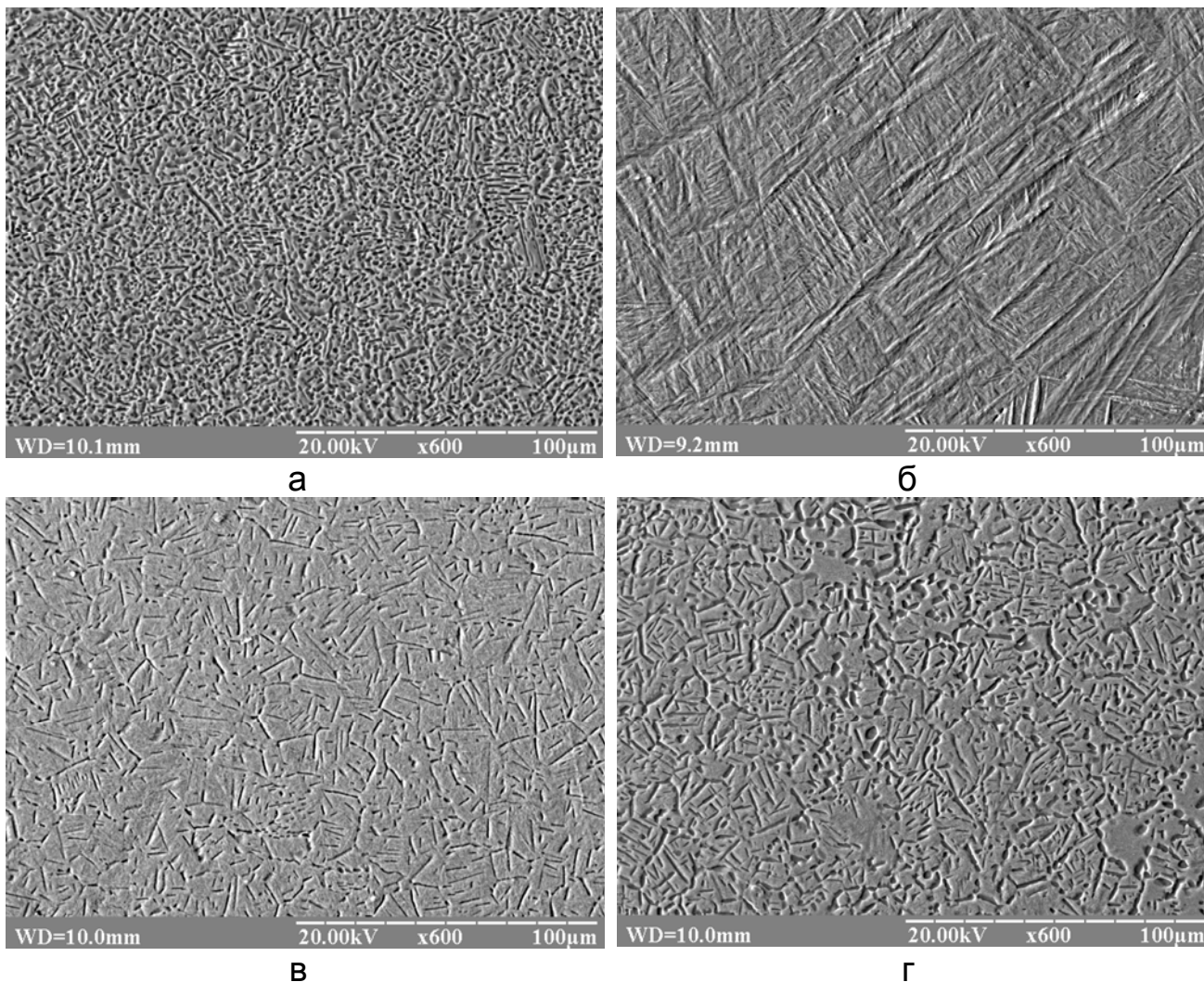


Рисунок 3 – Микроструктура сплава ВТ16 после упрочняющей термообработки: а – закалка с 800°С; б – закалка с 900°С; в – закалка с 800°С и старение при 500°С; г – закалка с 900°С и старение при 500°С

Микроструктура сплава ВТ6 также зависит от температуры нагрева под закалку, так при закалке с 900°С наблюдается мелкозернистая смесь  $\alpha$ - и  $\beta_H$ - фаз; при закалке с 950°С – смесь зерен  $\alpha$ - и  $\beta_H$ -фаз, при этом увеличивается количество  $\beta_H$ -фазы; при закалке с 1000°С – пред-

мартенситная структура:  $\alpha$ -фаза на фоне  $\beta_n$ - или  $\alpha'$ -мартенсита. При последующем старении фиксируется упрочнение сплава, которое происходит в результате дисперсного твердения, обусловленного распадом метастабильных  $\alpha'$ - и  $\beta_n$ -фаз.

В работе проведено исследование изменение элементного состава фаз в зависимости от вида термической обработки (таблица).

Марка сплава	Режим термической обработки	Фазовый состав	Элементный состав фаз, %			
			Ti	V	Mo	Al
BT16	Закалка с 800°C	$\alpha$	90,01	4,63	3,43	1,03
		$\beta$	92,66	3,82	2,46	1,06
	Закалка с 800°C + старение при 500°C	$\beta$	90,84	4,66	3,35	1,16
		$\alpha$	93,65	3,25	2,15	0,95
	Закалка с 900°C + старение при 500°C	$\beta$	90,29	4,62	3,79	1,3
		$\alpha$	93,31	2,93	2,46	1,3
BT14	Закалка с 900°C	$\alpha$	93,45	1,32	3,09	2,14
		$\beta$	95,97	0,56	1,23	2,24
	Закалка с 900°C + старение при 500°C	$\beta$	90,58	2,00	4,81	2,61
		$\alpha$	96,60	0,63	1,20	1,58
	Закалка с 950°C	$\beta \rightarrow \alpha'$	94,82	0,80	2,32	2,07
		$\alpha$	97,00	0,49	0,62	1,89
	Закалка с 950°C + старение при 500°C	$\beta$	93,01	1,50	3,40	2,09
		$\alpha$	96,00	0,78	1,15	2,08

Анализируя элементный состав фаз выявлено, что при старении происходит перераспределение  $\beta$ -стабилизаторов между фазами. Так, при закалке сплава BT16 с температуры 800°C образуется  $\alpha$ -фаза и менее легированная метастабильная  $\beta$ -фаза. При старении происходит обеднение  $\alpha$ -фазы и обогащение  $\beta$ -фазы Mo и V: содержание ванадия увеличивается в 1,2 раза, а молибдена – в 1,6 раза.

При закалке сплава BT14 с температуры 900°C также образуется  $\alpha$ -фаза и менее легированная метастабильная  $\beta$ -фаза. При последующем старении происходит обеднение  $\alpha$ -фазы и обогащение  $\beta$ -фазы Mo и V: содержание ванадия увеличивается в 3,6 раза, а молибдена – в 3,9 раза.

При закалке сплава BT14 с температуры 950°C образуется первичная  $\alpha$ -фаза на фоне  $\alpha'$ -мартенсита ( $\beta_n \rightarrow \alpha'$ ),  $\alpha$ -фаза – менее легированная. При последующем старении происходит обеднение  $\alpha$ -фазы и обогащение  $\beta$ -фазы Mo и V: содержание ванадия увеличивается в 1,9 раза, а молибдена – в 1,5 раза.

Следует отметить, что в исследуемых сплавах Al ( $\alpha$ -стабилизатор) равномерно распределяется в  $\alpha$ - и  $\beta$ -фазах как при закалке, так и при старении.

## Выводы

1. С повышением степени легирования титановых сплавов  $\beta$ -стабилизаторами, такими, как Mo, V, а также с повышением температуры закалки растет эффект упрочнения после старения. Для получения сплавов с высоким уровнем прочности в термически упрочненном состоянии более перспективна система Ti-Al-Mo-V.

2. При старении титановых сплавов системы Ti-Al-Mo-V происходит перераспределение  $\beta$ -стабилизирующих легирующих элементов между  $\alpha$ - и  $\beta$ -фазами, при этом  $\beta$ -фаза становится более легированной.

## Список использованных источников

1. Титановые сплавы. Металлография титановых сплавов [Текст] / Е.А. Борисова, Г.А. Бочвар, М.Я. Брун и др. – М.: Металлургия, 1980. – 464 с.

2. Структура и свойства титановых сплавов [Текст]: сб. статей / под. ред. С.Г. Глазунова, А.И. Хорева / ОНТИ, 1972. – 255 с.

3. Вульф, В.К. Термическая обработка титановых сплавов [Текст] / В.К. Вульф – М.: Металлургия, 1969. – 376 с.

4. Синву, Ли. Исследование способности к деформации сжатием закаленного титанового сплава VT16 [Текст] / Ли Синву, Ша Масюэ, Чу Июньпэн // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2009. – № 12. – С. 27 – 32.

5. Панченко, Е.В. Лаборатория металлографии [Текст] / Е.В. Панченко. – М.: Металлургия, 1965. – 695 с.

*Поступила в редакцию 11.03.2013.*

*Рецензент: канд. техн. наук, проф. Н.И. Семишов,  
Национальный аэрокосмический университет  
им. Н.Е. Жуковского «ХАИ», г. Харьков*