

## On an extraordinarily high strength of a two-phase VT8-based titanium alloy heavy alloyed with zirconium

R.A. Gaisin<sup>†</sup>, V.M. Imayev, E.R. Gaisina, R.A. Shaimardanov, R.M. Imayev

<sup>†</sup>ramilgaisin@gmail.com

Institute for Metals Superplasticity Problems of RAS, Ul. Khalturina 39, 450001, Ufa, Russia

A novel two-phase titanium alloy based on VT8 (Ti-6.5Al-3.3Mo-0.3Si) having the composition VT8-20Zr-0.1B (wt. %) has been considered in the present paper. It has been established that modifying with boron leads to refinement of prior  $\beta$  grains and  $\alpha/\beta$  colonies by a factor of about ten and alloying with zirconium results in some additional colony refinement. Alloying with 20 wt. % of zirconium leads to decreasing the  $\alpha + \beta \rightarrow \beta$  transformation temperature by about 100°C that along with refinement of the as-cast structure improved the hot workability of the alloy. After multidirectional hot forging in the  $\alpha + \beta$  phase field ( $T = 800^\circ\text{C}$ ) and hardening heat treatment the strength of the VT8-20Zr-0.1B alloy at 20–500°C was found to be higher by 30–40% as compared with that of the VT8 alloy after the same treatment while retaining similar ductility of the alloys. This allows one to characterize the VT8-20Zr-0.1B alloy as an ultrastrong titanium alloy. For the VT8-20Zr-0.1B alloy the following tensile properties have been attained:  $\sigma_{\text{UTS}} = 1560$  MPa and  $\delta = 4\%$  at room temperature,  $\sigma_{\text{UTS}} = 1230$  MPa and  $\delta = 14\%$  at  $T = 500^\circ\text{C}$ . The specific strength reached at  $T = 500^\circ\text{C}$  ( $\sigma_{\text{UTS}}/\rho \approx 248$  MPa/g $\times\text{cm}^{-3}$ ) is the highest even obtained at this temperature for currently known titanium alloys. It was revealed that water quenching from the  $\beta$  phase field led to the martensitic  $\beta \rightarrow \alpha''$  transformation with retained  $\beta$  phase and subsequent ageing resulted in formation of ultrafine lamellar structure with a nanosized lamellae thickness that promoted achieving significant strengthening.

**Keywords:** titanium alloys, microstructure, hardening heat treatment, mechanical properties.

## О необычно высокой прочности двухфазного титанового сплава на основе VT8, высоколегированного цирконием

Гайсин Р.А.<sup>†</sup>, Имаев В.М., Гайсина Э.Р., Шаймарданов Р.А., Имаев Р.М.

<sup>†</sup>ramilgaisin@gmail.com

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

В статье рассматривается новый двухфазный титановый сплав на основе VT8 (Ti-6,5Al-3,3Mo-0,3Si) состава VT8-20Zr-0,1B (вес. %). Установлено, что модифицирование бором обеспечивает измельчение размера исходных  $\beta$ -зерен и  $\alpha/\beta$  колоний в слитке примерно на порядок, а легирование цирконием дополнительно измельчает размер колоний в слитке. Легирование сплава VT8 цирконием в количестве 20 вес.% снижает температуру  $\alpha + \beta \rightarrow \beta$  превращения примерно на 100°C, что вместе с измельчением структуры слитка способствует улучшению деформируемости сплава при повышенных температурах. После всесторонней изотермическойковки при температуре  $\alpha + \beta$  фазовой области ( $T = 800^\circ\text{C}$ ) и упрочняющей термической обработки прочность сплава VT8-20Zr-0,1B при 20–500°C оказалась на 30–40% выше прочности VT8 после аналогичной обработки при близких значениях пластичности, что дает основание причислить полученный сплав к сверхпрочным титановым сплавам. Для сплава VT8-20Zr-0,1B были достигнуты следующие свойства при растяжении:  $\sigma_{\text{B}} = 1560$  МПа и  $\delta = 4\%$  при комнатной температуре,  $\sigma_{\text{B}} = 1230$  МПа и  $\delta = 14\%$  при  $T = 500^\circ\text{C}$ . Достигнутая удельная прочность при  $T = 500^\circ\text{C}$  ( $\sigma_{\text{B}}/\rho \approx 248$  МПа/г $\times\text{см}^{-3}$ ) является рекордной при этой температуре для известных титановых сплавов. Установлено, что закалка сплава в воду от температур  $\beta$  фазовой области приводит к мартенситному  $\beta \rightarrow \alpha''$  превращению с сохранением остаточной  $\beta$ -фазы, а последующее старение — к формированию тонкодисперсной пластинчатой структуры с нанометрической толщиной пластин, обеспечивающей значительное упрочнение.

**Ключевые слова:** титановые сплавы, микроструктура, упрочняющая термическая обработка, механические свойства.

## 1. Введение

Титановые сплавы, обладающие высокой удельной прочностью и превосходной коррозионной стойкостью, являются важнейшими конструкционными материалами для авиационной, космической промышленности, медицины и др. Титановые сплавы разделяют на  $\alpha$  (псевдо  $\alpha$ ),  $\alpha + \beta$  и  $\beta$  (псевдо  $\beta$ ) сплавы в соответствии с их фазовым составом [1–3]. Наиболее прочные титановые сплавы — это  $\beta$  или  $\alpha + \beta$  титановые сплавы, имеющие максимальную рабочую температуру обычно не более  $T = 300–350^\circ\text{C}$ . Например,  $\beta$  титановые сплавы TIMETAL 125 (Ti-6V-6Mo-6Fe-3Al) и BT19 (Ti-3Al-5,5Mo-3,5V-5,5Cr-1Zr) могут иметь при комнатной температуре соответственно  $\sigma_B = 1620$  МПа при  $\delta = 6\%$  [3] и  $\sigma_B = 1550–1700$  МПа при  $\delta = 3–6\%$  [4], т.е. высокие значения прочности и приемлемые значения пластичности при сравнительно низкой жаропрочности. В более жаропрочных  $\alpha + \beta$  и  $\alpha$  титановых сплавах достижение столь высоких значений прочности при сохранении высокой жаропрочности и приемлемой пластичности затруднено, поскольку такие сплавы не обладают достаточной способностью к термическому упрочнению, а с помощью деформационного упрочнения, в том числе через создание ультрамелкозернистой структуры, не удается сохранить требуемую жаропрочность.

В настоящей работе исследовали экспериментальный титановый сплав на основе BT8 — сплав состава BT8-20Zr-0,1B (вес. %). Цирконий принадлежит к той же (IVB) подгруппе периодической таблицы, что и титан, и потому имеет неограниченную растворимость в титане. Цирконий известен как нейтральный (близкий к нейтральному) упрочнитель титановых сплавов, который используется в качестве легирующего элемента в количестве, обычно не превышающем 3–4,5 вес. % [1–3]. Между тем, как было показано недавно [5, 6], высокое содержание циркония обеспечивает эффективное термическое упрочнение, которое, по-видимому, может сохраняться до высоких температур. Экспериментальный сплав был также модифицирован бором, который позволяет существенно измельчить исходную литую структуру благодаря формированию в объеме слитка коротких волокон/частиц моноборида титана, тем самым облегчая деформационную обработку исходного слитка, а также открывая возможность проведения  $\beta$ -терми-

ческой обработки без риска неконтролируемого роста  $\beta$ -зерен [7–11].

Цель настоящей работы — достижение улучшенных механических свойств в сплаве BT8 за счет высокого легирования цирконием и модифицирования бором. Заготовки сплава подвергали всесторонней изотермической ковке и последующей упрочняющей термической обработке, режимы которой подбирались из условия сохранения высокой жаропрочности сплава (возможности применения до  $T = 500^\circ\text{C}$  — максимальной рабочей температуры сплава BT8).

## 2. Материалы и методики эксперимента

В качестве материалов для исследования были взяты три сплава, составы которых представлены в таблице 1. Все сплавы были выплавлены в лабораторной плавильной установке методом аргоно-дуговой плавки в виде 100-граммовых слитков. Как исходные материалы при выплавке были использованы сплав BT8, аморфный бор, иодидный цирконий, химически чистые алюминий, молибден и кремний. При выплавке сплава, легированного цирконием, в шихту добавляли алюминий, молибден и кремний для сохранения их относительного количества таким же, как в BT8. Для того, чтобы имитировать условия охлаждения крупногабаритного слитка, все выплавленные сплавы подвергали отжигу в однофазной  $\beta$ -области при температуре  $T = 1050^\circ\text{C}$  ( $\tau = 30$  мин) с последующим медленным охлаждением в печи. Полученные после отжига состояния сплавов обозначены в тексте как исходные литые состояния.

Перед проведением деформационно-термической обработки с помощью дифференциально-сканирующей калориметрии определяли температуру полиморфного превращения исследуемых сплавов. Она составила  $T_m \approx 1010^\circ\text{C}$  для BT8 и BT8-0,1B,  $T_m \approx 905^\circ\text{C}$  для BT8-20Zr-0,1B. Отметим, что снижение  $T_m$  соотносится с бинарной диаграммой Ti-Zr [1] и данными работы [6]. Отсутствие заметного влияния добавок бора на температуру полиморфного превращения в титановых сплавах отмечалось ранее [11].

Литые (после отжига при  $T = 1050^\circ\text{C}$ ) заготовки сплава BT8-20Zr-0,1B подвергали всесторонней изотермической ковке и упрочняющей термической обработке. Условия обработки представлены в Таблице 2.

**Табл. 1.** Составы исследуемых сплавов.  
**Table 1.** The alloy compositions under study.

Обозначение сплава Alloys designation		Содержание элементов, вес. % Composition, wt. %						
		Ti		Al	Mo	Si	B	Zr
BT8	VT8	осн.	bal.	6,5	3,3	0,3	—	—
BT8-0,1B	VT8-0.1 B	осн.	bal.	6,5	3,3	0,3	0,1	—
BT8-20Zr-0,1B	VT8-20Zr-0.1B	осн.	bal.	6,5	3,3	0,3	0,1	20

**Табл. 2.** Условия обработки сплавов.**Table 2.** Processing of the alloys.

Сплав (вес. %) Alloy (wt. %)	Условия обработки The processing conditions
BT8, BT8-0,1B VT8, VT8-0,1B	литье + отжиг при $T = 1050^{\circ}\text{C}$ , охлаждение с печью cast + anneal at $T = 1050^{\circ}\text{C}$ and furnace cooling
BT8-20Zr-0,1B VT8-20Zr-0,1B	1) литье + отжиг при $T = 1050^{\circ}\text{C}$ , охлаждение с печью; 1) cast + anneal at $T = 1050^{\circ}\text{C}$ and furnace cooling;
	2) литье + отжиг при $T = 1050^{\circ}\text{C}$ , охлаждение с печью + выдержка при $T = 1000^{\circ}\text{C}$ , закалка в воду + старение при $T = 700^{\circ}\text{C}$ ; 2) cast + anneal at $T = 1050^{\circ}\text{C}$ and furnace cooling + solution treatment at $T = 1000^{\circ}\text{C}$ and water quenching + ageing at $T = 700^{\circ}\text{C}$ ;
	3) литье + ВИК + закалка в воду с $T = 1000^{\circ}\text{C}$ + старение при $T = 700^{\circ}\text{C}$ ; 3) cast + MIF + solution treatment at $T = 1000^{\circ}\text{C}$ and water quenching + ageing at $T = 700^{\circ}\text{C}$ ;
	4) литье + ВИК + закалка в воду с $T = 880^{\circ}\text{C}$ + старение при $T = 600^{\circ}\text{C}$ 4) cast + MIF + solution treatment at $T = 880^{\circ}\text{C}$ and water quenching + ageing at $T = 600^{\circ}\text{C}$

ВИК – всесторонняя изотермическая ковка

MIF – multiple isothermal forging

Деформационная обработка сплава BT8-20Zr-0,1B включала в себя всестороннюю изотермическую ковку при температуре  $T = 800^{\circ}\text{C}$  на суммарную степень деформации  $\epsilon \approx 2,7$  со скоростью деформации  $\dot{\epsilon} = 10^{-3} - 10^{-2} \text{ c}^{-1}$ . После этого полученное мелкозернистое состояние нагревали до  $T = 1000$  или  $880^{\circ}\text{C}$ , выдерживали  $\tau = 30$  мин и закачивали в воду с последующим старением при  $T = 700$  и  $600^{\circ}\text{C}$  ( $\tau = 2$  ч.), соответственно.

Из полученных после упрочняющей термической обработки состояний сплавов искровым способом вырезали плоские образцы на растяжение; размеры рабочей части образцов составляли  $10 \times 3,5 \times 1,5 \text{ мм}^3$ . Образцы механически шлифовали и полировали перед испытаниями. Испытания на растяжение проводили при комнатной и повышенных температурах, для каждого состояния испытывали не менее 3 образцов.

Микроструктурные исследования были выполнены на сканирующем электронном микроскопе Mira-3 Tescan в режиме обратно-рассеянных электронов (BSE), обеспечивающем фазовый контраст. Из электронно-микроскопических снимков определяли средний размер колоний/зерен и толщину пластин. При изучении деформированной микроструктуры, полученной после горячей деформации, использовали также метод автоматического анализа картин дифракции обратно-рассеянных электронов (EBSD-анализ) с шагом сканирования  $0,2 \text{ мкм}$ . Малоугловые границы с разориентировкой менее  $2^{\circ}$ , учитывая погрешность EBSD-анализа, были исключены из рассмотрения. Оценивая долю высокоугловых границ зерен, принимали во внимание границы с разориентировкой более  $15^{\circ}$ . Рентгеноструктурные измерения были выполнены на дифрактометре ДРОН-4 с использованием  $\text{Co-K}_{\alpha}$  излучения.

### 3. Результаты и обсуждение

#### 3.1. Исходное состояние сплавов

На рис. 1 представлены изображения микроструктуры сплавов в исходном литом состоянии. Видно, что модифицирование бором ведет к существенному измельчению размеров исходных  $\beta$ -зерен и  $\alpha/\beta$  колоний, а легирование цирконием — к дополнительному измельчению размера колоний. Количественная оценка, выполненная для снимков с разным увеличением, подтвердила сделанную визуальную оценку (Таблица 3). Модифицирование бором приводит к уменьшению размера исходных  $\beta$ -зерен примерно на порядок и размера колоний примерно в шесть раз. Легирование цирконием обеспечивает дополнительное уменьшение размера колоний. В итоге, модифицирование бором и легирование цирконием обеспечивают уменьшение размера исходных  $\beta$ -зерен и размера колоний примерно на порядок. Толщина  $\alpha$  пластин от состава сплава меняется незначительно (Таблица 3).

#### 3.2. Влияние закалки и старения на фазовый состав

На рис. 2 представлены дифрактограммы, полученные для сплава BT8-20Zr-0,1B после закалки из  $\beta$  фазовой области и последующего старения. Закалка ведет к развитию мартенситного превращения  $\beta \rightarrow \alpha''$ , что не происходит в случае BT8 [1]. Как известно [1],  $\alpha''$ -фаза имеет орторомбическую решетку, дающую характерное расщепление некоторых интерференционных линий. Кроме того, после закалки в сплаве сохраняется остаточная



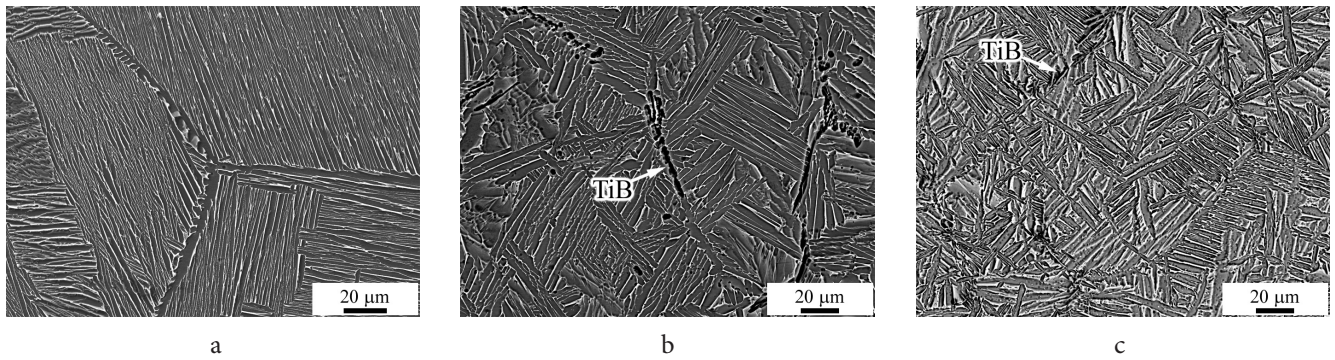


Рис. 1. Исходное состояние сплавов: (a) VT8, (b) VT8-0,1B, (c) VT8-20Zr-0,1B (снимки получены в режиме BSE).

Fig. 1. BSE images of the alloys in as-cast conditions: (a) VT8, (b) VT8-0.1B, (c) VT8-20Zr-0.1B.

Табл. 3. Количественные параметры микроструктуры сплавов в исходном литом состоянии ( $D_\beta$  — размер исходных  $\beta$ -зерен,  $d$  — размер колоний,  $b_\alpha$  — толщина  $\alpha$ -пластин).

Table 3. Quantitative microstructural parameters of the alloys in the initial as-cast conditions ( $D_\beta$  — the size of prior  $\beta$ -grains,  $d$  — the colony size,  $b_\alpha$  — the thickness of  $\alpha$ -lamellae).

Сплав Alloy	Микроструктурные параметры Microstructural parameters		
	$D_\beta$ , мкм $D_\beta$ , $\mu\text{m}$	$d$ , мкм $d$ , $\mu\text{m}$	$b_\alpha$ , мкм $b_\alpha$ , $\mu\text{m}$
BT8 VT8	2000 $\pm$ 400	250 $\pm$ 25	1,9 $\pm$ 0,4
BT8-0,1B VT8-0.1B	200 $\pm$ 40	40 $\pm$ 5	2,2 $\pm$ 0,4
BT8-20Zr-0,1B VT8-20Zr-0.1B	190 $\pm$ 40	25 $\pm$ 5	2,5 $\pm$ 0,4

$\beta$ -фаза (рис. 2а). Следует отметить, что образование орторомбической  $\alpha''$ -фазы вместо обычной при закалке таких сплавов как BT6, BT8  $\alpha'$ -фазы, по всей видимости, связано с повышенным содержанием циркония [12]. Образование  $\alpha''$ -фазы после закалки в воду также наблюдали при высоком легировании цирконием сплава Ti-6.5Al-4V [7]. Последующее старение приводит к развитию превращений  $\alpha'' \rightarrow \alpha + \beta$  и  $\beta \rightarrow \alpha + \beta$ , т. е. структура становится обычной двухфазной.

### 3.3. Влияние деформационной и термической обработки на микроструктуру

На рис. 3 представлена микроструктура сплава VT8-20Zr-0,1B, полученная после всесторонней изотермическойковки, а также послековки и упрочняющей термической обработки. Видно, что горячая деформация приводит к формированию однородной мелкозернистой структуры: средний размер зерен составил  $d = 2 \pm 0,15$  мкм, доля высокоугловых границ зерен, согласно данным EBSD-анализа — 78%. Благодаря по-

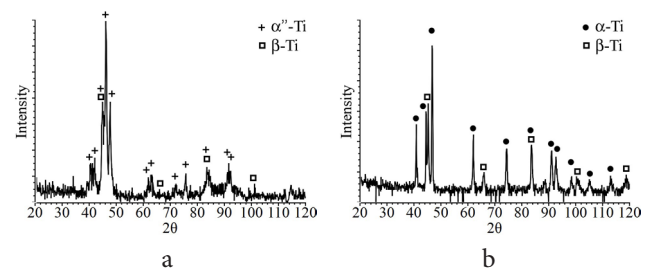
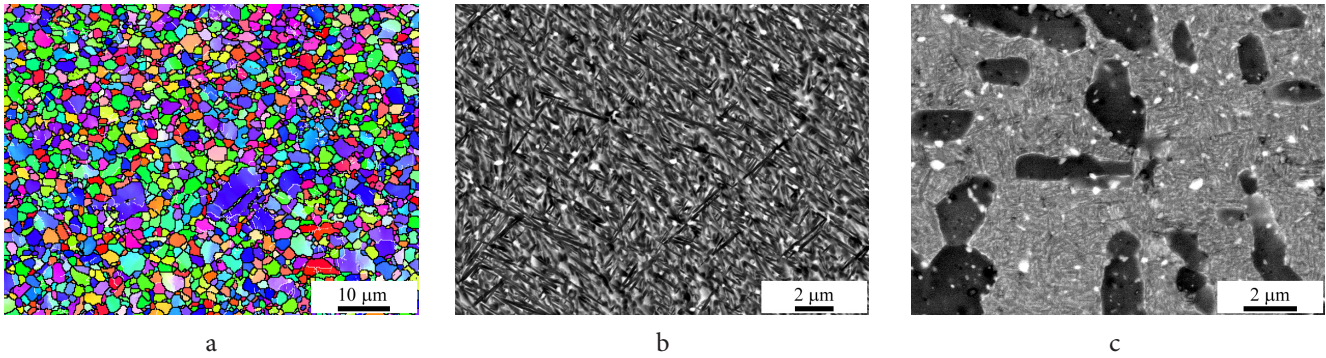


Рис. 2. Дифрактограммы, полученные для литого сплава VT8-20Zr-0,1B: а — после закалки в воду от температур  $\beta$  фазовой области, б — после закалки от температур  $\beta$  фазовой области и старения.

Fig. 2. X-Ray curves obtained for the cast VT8-20Zr-0.1B alloy: a — after solution treatment in the  $\beta$  phase field followed by water quenching, b — after solution treatment in the  $\beta$  phase field followed by water quenching and ageing.

ниженной температуре полиморфного превращения и измельченной литой структуре сплав имеет высокую деформируемость и относительно низкие напряжения течения при  $T = 800^\circ\text{C}$ , а мелкозернистую микроструктуру практически во всем объеме заготовки удастся получить с использованием сравнительно небольшой деформации, что выгодно отличает сплав от обычного сплава BT8, в котором для получения однородной мелкозернистой структуры, как правило, требуется большая накопленная степень деформации [11].

После закалки от  $\beta$  фазовой области и старения при  $T = 700^\circ\text{C}$  в сплаве VT8-20Zr-0,1B формируется тонкодисперсная пластинчатая  $\alpha + \beta$  структура (Рис. 3б). В случае закалки от верхней части  $\alpha + \beta$  фазовой области и старения при  $T = 600^\circ\text{C}$  формируется дуплексная структура со средним размером зерен первичной  $\alpha$ -фазы около 2 мкм и тонкодисперсной пластинчатой составляющей. Средняя толщина пластин, оцененная по снимкам с большим увеличением (не приведенным здесь), составила около 150 нм в случае старения при  $T = 700^\circ\text{C}$  и около 100 нм в случае старения при  $T = 600^\circ\text{C}$ . Таким образом, упрочняющая термическая обработка позволяет получить в сплаве очень тонкодисперсную структуру с нанометрической толщиной пластин. По всей видимости, этому способствует тот факт, что при закалке мелкозернистого сплава от температур  $\beta$  или  $\alpha + \beta$  фазовой области имеет место необычное для таких двухфазных



**Рис. 3.** Микроструктура сплава VT8-20Zr-0.1B: (a) — после всесторонней изотермическойковки (EBSD-карта), (b) — послековки, закалки от  $T = 1000^{\circ}\text{C}$  и старения при  $T = 700^{\circ}\text{C}$ , (c) — послековки, закалки от  $T = 880^{\circ}\text{C}$  и старения при  $T = 600^{\circ}\text{C}$ .

**Fig. 3.** SEM images of the VT8-20Zr-0.1B alloy: (a) — after multiple isothermal forging (EBSD map), (b) — after forging, solution treatment at  $T = 1000^{\circ}\text{C}$  followed by water quenching and ageing at  $T = 700^{\circ}\text{C}$ , (c) — after forging, solution treatment at  $T = 880^{\circ}\text{C}$  followed by water quenching and ageing at  $T = 600^{\circ}\text{C}$ .

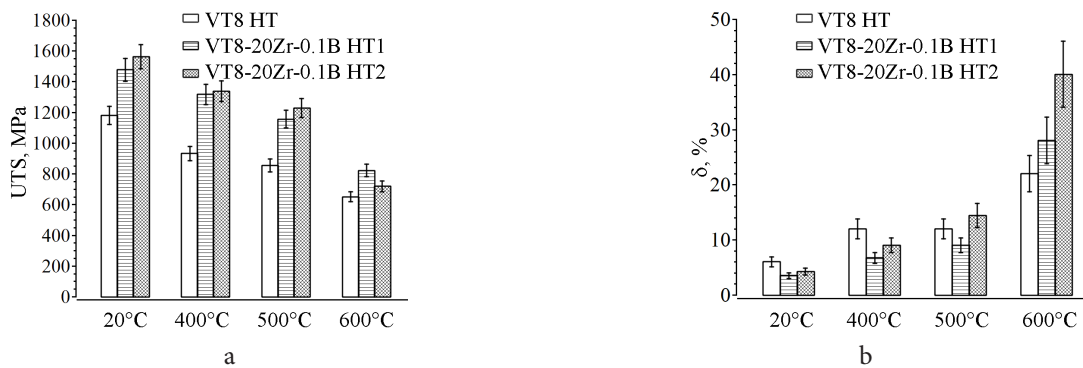
титановых сплавов мартенситное превращение  $\beta \rightarrow \alpha''$  с образованием орторомбической  $\alpha''$ -фазы, обычно наблюдаемое при закалке титановых сплавов с более высоким коэффициентом  $\beta$ -стабилизации.

#### 3.4. Механические свойства при растяжении

На рис. 4 представлены механические свойства при растяжении, полученные для сплава VT8-20Zr-0.1B после всесторонней изотермическойковки и упрочняющей термической обработки. Для сравнения также представлены взятые из справочника [2] свойства сплава VT8 после деформационной обработки, закалки от верхней части  $\alpha + \beta$  фазовой области ( $T = 920 - 940^{\circ}\text{C}$ ) и старения при  $T = 550^{\circ}\text{C}$ . Сплав VT8-20Zr-0.1B после закалки от верхней части  $\alpha + \beta$  области и старения при  $T = 600^{\circ}\text{C}$  показал  $\sigma_B = 1560$  МПа при  $20^{\circ}\text{C}$  и  $\sigma_B = 1230$  МПа при  $500^{\circ}\text{C}$  при сохранении приемлемой пластичности ( $\delta = 4\%$  при комнатной температуре), сравнимой в диапазоне  $20 - 500^{\circ}\text{C}$  с полученной для VT8.

При  $T = 600^{\circ}\text{C}$  пластичность сплава VT8-20Zr-0.1B в обоих состояниях оказалась выше, чем в случае VT8 (Рис. 4b). По сравнению со сплавом VT8 прирост прочности при  $20 - 500^{\circ}\text{C}$ , т.е. в диапазоне рабочих температур сплава, составил  $30 - 40\%$ . При этом, как и ожидалось, сплав с дисперсной структурой показал несколько большую прочность и пластичность, чем с тонкодисперсной пластинчатой структурой.

Сопоставляя механические свойства с микроструктурными наблюдениями и принимая во внимание известные данные о влиянии циркония, можно заключить, что существенное влияние на упрочнение экспериментального сплава VT8-20Zr-0.1B имело несколько факторов: 1) твердорастворное упрочнение благодаря цирконию, 2) необычное для VT8 мартенситное превращение с образованием орторомбической  $\alpha''$ -фазы, которое наблюдается для  $\beta$  и  $\alpha + \beta$  титановых сплавов с более высоким коэффициентом  $\beta$ -стабилизации, 3) формирование в результате старения тонкодисперсной пластинчатой структуры с нанометрической толщиной пластин,



**Рис. 4.** Механические свойства при растяжении сплавов VT8-20Zr-0.1B и VT8, полученные после схожей деформационно-термической обработки, включавшей в себя горячую деформацию и последующую упрочняющую термическую обработку: HT — термическая обработка, состоящая из закалки от  $T = 920 - 940^{\circ}\text{C}$  и последующего старения при  $T = 550^{\circ}\text{C}$ ; HT1 — термическая обработка, состоящая из закалки от  $T = 1000^{\circ}\text{C}$  и последующего старения при  $T = 700^{\circ}\text{C}$ ; HT2 — термическая обработка, состоящая из закалки от  $T = 880^{\circ}\text{C}$  и последующего старения при  $T = 600^{\circ}\text{C}$ .

**Fig. 4.** Tensile properties of the VT8-20Zr-0.1B and VT8 alloys obtained after similar hot forging and strengthening heat treatment: HT — heat treatment consisted of solution treatment at  $T = 920 - 940^{\circ}\text{C}$  followed by water quenching and ageing at  $T = 550^{\circ}\text{C}$ ; HT1 — heat treatment consisted of solution treatment at  $T = 1000^{\circ}\text{C}$  followed by water quenching and ageing at  $T = 700^{\circ}\text{C}$ ; HT2 — heat treatment consisted of solution treatment at  $T = 880^{\circ}\text{C}$  followed by water quenching and ageing at  $T = 600^{\circ}\text{C}$ .



4) сдерживание роста  $\beta$ -зерен при нагреве под закалку благодаря присутствию боридов, что способствовало достижению более тонкодисперсной структуры.

По классификации А.И. Хорева [4], полученные для сплава ВТ8-20Zr-0,1В свойства дают основания причислить этот сплав к сверхпрочным титановым сплавам (с прочностью 1300 – 1800 МПа и более), что раньше достигалось только для  $\beta$  и  $\alpha + \beta$  титановых сплавов с более высоким содержанием  $\beta$ -стабилизирующих элементов и относительно низкой рабочей температурой. Как отмечалось, цирконий относится к нейтральным упрочнителям, который предположительно не понизит жаропрочные свойства (сопротивление ползучести) сплава, а наоборот — повысит их [13]. Можно ожидать и повышения усталостной прочности в результате легирования цирконием.

Рассматривая удельную прочность нового сплава при  $T = 20$  и  $500^\circ\text{C}$  в сравнении с другими титановыми сплавами, можно сделать заключение, что несмотря на повышение плотности сплава из-за легирования цирконием до  $\rho \approx 4,95 \text{ г/см}^3$ , удельная прочность сплава при комнатной температуре уступает только самым высокопрочным титановым сплавам, а при  $T = 500^\circ\text{C}$  значение удельной прочности, которое составило  $\sigma_B/\rho \approx 248 \text{ Па/г}\cdot\text{см}^{-3}$ , является рекордным при этой температуре для известных титановых сплавов. Отметим, что максимальная удельная прочность титановых сплавов при  $T = 500^\circ\text{C}$ , согласно [2,3], не превышает  $160\text{--}180 \text{ МПа/г}\cdot\text{см}^{-3}$ . Например, наиболее прочные  $\alpha + \beta$  и псевдо  $\alpha$  титановые сплавы с рабочей температурой до  $500\text{--}600^\circ\text{C}$ , такие как ВТ9, ВТ25, ВТ25У, ВТ38, ВТ18У, ВТ41, имеют прочность при  $T = 500^\circ\text{C}$  не превышающую  $\sigma_B = 800\text{--}900 \text{ МПа}$  [1 – 3].

Таким образом, высокое легирование цирконием вместе с модифицированием бором вполне можно использовать при разработке новых конструктивных титановых сплавов с уникальными комбинациями свойств. Дальнейшие исследования должны уточнить механизмы упрочнения экспериментального сплава и влияние циркония на его жаропрочные и усталостные свойства.

#### 4. Заключение

1. Модифицирование бором обеспечивает измельчение размера исходных  $\beta$ -зерен и  $\alpha/\beta$  колоний в слитке примерно на порядок, а легирование цирконием дополнительно измельчает размер колоний в слитке.

2. Легирование сплава ВТ8 цирконием в количестве 20 вес.% снижает температуру полиморфного превращения примерно на  $100^\circ\text{C}$ . Наряду с измельчением структуры слитка, это способствует повышению деформируемости (обрабатываемости) сплава при повышенных температурах и облегчает формирование мелкозернистой структуры с преимущественно высокоугловыми границами зерен.

3. Легирование сплава ВТ8 20 вес.% циркония значительно повышает эффективность термического упрочнения. Прочность сплава ВТ8-20Zr-0,1В при  $20\text{--}500^\circ\text{C}$  после всесторонней изотермическойковки и упрочняющей термической обработки оказалась на 30 – 40% выше

прочности ВТ8 после схожей деформационно-термической обработки при близких значениях пластичности. Для сплава ВТ8-20Zr-0,1В было получено:  $\sigma_B = 1560 \text{ МПа}$  и  $\delta = 4\%$  при комнатной температуре,  $\sigma_B = 1230 \text{ МПа}$  и  $\delta = 14\%$  при  $T = 500^\circ\text{C}$ .

4. Закалка сплава ВТ8-20Zr-0,1В в воду от температур  $\beta$  фазовой области приводит к необычному для титанового сплава с относительно невысоким коэффициентом  $\beta$ -стабилизации мартенситному превращению  $\beta \rightarrow \alpha''$  с сохранением остаточной  $\beta$ -фазы, а последующее старение — к образованию тонкодисперсной пластинчатой структуры с нанометрической толщиной пластин, обеспечивающей значительное упрочнение.

5. Экспериментальный сплав ВТ8-20Zr-0,1В можно отнести к сверхпрочным титановым сплавам. Достигнутая удельная прочность при  $T = 500^\circ\text{C}$  ( $\sigma_B/\rho \approx 248 \text{ МПа/г}\cdot\text{см}^{-3}$ ) является рекордной при этой температуре для известных титановых сплавов.

*Благодарность/Acknowledgements. Работа выполнялась в рамках программы фундаментальных исследований Российской академии наук, регистрационный номер — 01201455192.*

#### Литература/References

1. Metallography of Titanium Alloys. Ed. by N. F. Anoshkin. Moscow. Metallurgy (1980) 464 p. (in Russian) [Металлография титановых сплавов. Под ред. Н.Ф. Аношкина М. «Металлургия», (1980) 464 с.].
2. A. A. Il'in, B. A. Kolachev, I. S. Pol'kin. Titanium alloys. M. VILS-MATI. (2009) 519 p. (in Russian) [А. А. Ильин, Б. А. Колачев, И. С. Польшин. Титановые сплавы. М. ВИЛС-МАТИ. (2009) 519 с.].
3. C. Leyens, M. Peters, «Titanium and Titanium Alloys, Fundamentals and Applications». Weinheim, Germany (2003) 513 p.
4. A. I. Khorev. Technology of mechanical engineering. 6, 5 – 8 (2012) (in Russian) [А. И. Хорев. Технология машиностроения. 6, 5 – 8 (2012)].
5. R. Jing, S. X. Liang, C. Y. Liu, M. Z. Ma, X. Y. Zhang, R. P. Liu. Mater. Sci. Eng. A. 552, 295 – 300 (2012).
6. R. Jing, S. X. Liang, C. Y. Liu, M. Z. Ma, R. P. Liu. Mater. Sci. Eng. A. 559, 474 – 479 (2013).
7. J. Zhu, A. Kamiya, T. Yamada, W. Shi, K. Naganuma. Mater. Sci. Eng. A. 339, 53 – 62 (2003).
8. R. Srinivasan, D. Miracle, S. Tamirisakandala. Mater. Sci. Eng. A. 487, 541 – 551 (2008).
9. S. Roy, A. Sarkar, S. Suwas. Mater Sci Eng: A. 528, 449 – 458 (2010).
10. R. A. Gaisin, V. M. Imayev, R. M. Imayev, E. R. Gaisina. Letters on Materials. 5 (2), 124 – 128 (2015). (in Russian) [Р. А. Гайсин, В. М. Имаев, Р. М. Имаев, Э. Р. Гайсина. Письма о материалах. 5 (2), 124 – 128 (2015)].
11. V. M. Imayev, R. A. Gaisin, R. M. Imayev. Mater. Sci. Eng. A. 641, 71 – 83 (2015).
12. C. Lin, G. Yin, Y. Zhao, P. Ge, Z. Liu. Mater. Chem. Phys. 125, 411 – 417 (2011).
13. J. Soyama, M. Oehring, W. Limberg, T. Ebel, K. U. Kainer, F. Pyczak. Mater. Design. 84, 87 – 94 (2015).