

Microstructure and mechanical properties of VT25U/TiB composite prepared in situ by casting and subjected to hot forging

R. A. Gaisin, V. M. Imayev[†], R. M. Imayev

[†]vimayev@mail.ru

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

The work was devoted to study of microstructure and mechanical properties of discontinuously reinforced composite materials based on Ti/TiB fabricated in situ using common casting. A two-phase titanium alloy VT25U was taken as a matrix material. The boron addition in an amount of 1.5 wt.% corresponding to 8 vol.% TiB was found optimal. To obtain axially aligned TiB-whiskers and the most creep resistant matrix condition, isothermal two-directional hot forging leading to drawing of the workpiece along third direction followed by annealing in the β and $\alpha + \beta$ temperature range was performed. The mechanical properties of the novel VT25U/TiB composite were studied in tension parallel to the predominant orientation of the TiB-whiskers. Along with tensile tests, creep tests were carried out and the obtained properties were compared with those of the matrix alloy subjected to near the same forging and heat treatment. The composite material demonstrated appreciably higher (by 22 – 50%) strength and creep resistance at $T = 550 - 600^\circ\text{C}$ in comparison with those of the matrix alloy while retaining acceptable ductility ($\delta = 3\%$ at room temperature). The density normalized strength of VT25U/TiB at $T = 500 - 700^\circ\text{C}$ was higher than that of both the matrix VT25U alloy and all conventional titanium alloys with the operating temperature of $T = 500 - 600^\circ\text{C}$. Microstructural examination showed high adhesion strength of interfacial boundaries between the matrix and the TiB-whiskers, which is retained up to $T = 700^\circ\text{C}$ that correlates with the mechanical properties. Fracture surface observations suggest that the main failure mechanism of the VT25U/TiB composite is fracture of TiB-whiskers followed by ductile failure of the matrix.

Keywords: titanium alloys, discontinuously reinforced composites, isothermal forging, microstructure, mechanical properties.

Микроструктура и механические свойства композита VT25U/TiB, полученного in situ с помощью литья и подвергнутого горячей ковке

Гайсин Р. А., Имаев В. М.[†], Имаев Р. М.

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

Работа посвящена исследованию микроструктуры и механических свойств коротковолокнистого композиционного материала на основе Ti/TiB, приготовленного in situ с использованием обычного литья. В качестве матрицы был использован двухфазный титановый сплав VT25U, к которому добавляли бор в количестве 1,5 вес.%, признанном оптимальным, что соответствовало 8 об.% TiB-волокон. Для получения преимущественной ориентации боридов и наиболее жаропрочного состояния матрицы применяли горячую изотермическую ковку в двух направлениях с постепенным вытягиванием деформируемой заготовки вдоль третьего направления с последующим отжигом в β - и $(\alpha + \beta)$ -фазовой области. Для нового композиционного материала VT25U/TiB вдоль преимущественной ориентации TiB-волокон были выполнены механические испытания на растяжение, а также испытания на ползучесть. Для сравнения аналогичные испытания были выполнены и для матричного сплава после подобной деформационно-термической обработки. Композиционный материал показал повышенные (на 22 – 50%) прочностные свойства и существенно более высокое сопротивление ползучести при $T = 550 - 600^\circ\text{C}$ по сравнению с матричным сплавом при сохранении приемлемой пластичности ($\delta = 3\%$ при комнатной температуре). По удельной прочности при $T = 500 - 700^\circ\text{C}$ композит VT25U/TiB превосходит не только VT25U, но и все традиционные титановые сплавы с рабочей температурой $T = 500 - 600^\circ\text{C}$. Микроструктурные исследования свидетельствуют о сохранении высокой адгезионной прочности границ между матрицей и TiB-волокнами с повышением температуры испытания до $T = 700^\circ\text{C}$, что коррелирует с полученными механическими свойствами. Изучение поверхности разрушения показало, что разрушение композита VT25U/TiB начинается с TiB-волокон с последующим вязким разрушением матрицы.

Ключевые слова: титановые сплавы, коротковолокнистые композиты, изотермическая ковка, микроструктура, механические свойства.

1. Введение

Для повышения физико-механических свойств и расширения области применения титановых сплавов стремятся повысить их жаропрочность и прочность, для чего в последние годы используют необычные легирующие элементы, а также разрабатывают металломатричные композиционные материалы (КМ) на основе титановых сплавов путем армирования их частицами и/или волокнами различных соединений [1–4]. КМ на основе титана и его сплавов упрочняют волокнами и частицами соединений TiB_2 , B_4C , TiN, SiC, TiB, TiC, Al_2O_3 и др.

Сравнение свойств различных керамических соединений и титана показывает, что моноборид титана (TiB) обладает наиболее подходящим балансом свойств: высокой химической стабильностью, высокой прочностью и модулем упругости, близким к титану коэффициентом термического расширения при низкой растворимости бора в титане (Табл. 1) [1–3]. Важным преимуществом моноборида титана является также его возможность образования *in situ* при изготовлении Ti/TiB композита с помощью порошковых технологий или обычного литья, при этом межфазная граница между TiB и титановой матрицей, будучи когерентной, характеризуется высокой адгезионной прочностью [5, 6].

Основным способом получения КМ на основе Ti/TiB является компактирование и спекание порошков титановой матрицы и диборида титана. При этом диборид титана вступает в реакцию с титаном, образуя моноборид титана в виде коротких волокон. Недостатками использования порошковой технологии являются относительно высокая стоимость, остаточная пористость в компактированных образцах, сложность контроля химической чистоты материала в процессе изготовления и, в итоге, низкая пластичность и недостаточная вязкость разрушения. Альтернативным способом изготовления КМ на основе Ti/TiB является обычное литье. Такой способ изготовления композитов существенно упрощает их производство и снижает себестоимость. В последние годы для различных КМ на основе Ti/TiB (Ti/TiB + TiC, Ti/TiB + Al_2O_3 и др.), изготовленных литьем, было показано, что они обладают повышенной прочностью, жесткостью, повышенным сопротивлением ползучести и усталостному разрушению при пониженной пластичности и вязкости разрушения [6–16]. Важными и недоисследованными в случае КМ, изготовленных литьем, остаются следующие вопросы:

— оптимальное содержание вводимого бора, исключающего образование грубых первичных боридов (характерных для заэвтектических составов [7, 8]), ухудшающих механические свойства, которое зависит от выбора матрицы;

— разработка эффективного способа переориентации TiB-волокон, который бы сохранял высокое соотношение длины и поперечного размера волокон;

— адгезионная прочность границ матрица/TiB при повышенных температурах;

— оптимизация микроструктуры матрицы.

В настоящей работе изучали неисследованный ранее КМ, изготовленный литьем, на основе жаропрочного двухфазного титанового сплава BT25У, взятого в качестве матричного материала. Количество вводимого бора (объемной доли TiB-волокон) оптимизировали экспериментально, основываясь на бинарной диаграмме Ti-B и ранее выполненных работах [7–9, 13], с тем, чтобы исключить образование грубых первичных боридов. КМ с преимущественно ориентированными TiB-волокнами, полученными с помощью горячей изотермическойковки в двух направлениях, испытывали на растяжение и сопротивление ползучести. Механические свойства BT25У/TiB были сравнены со свойствами матричного сплава. Особое внимание было уделено анализу разрушения КМ, в частности, процессам нарушения сплошности на границах между матрицей и TiB-волокнами.

2. Материалы и методики эксперимента

В качестве матричного материала был выбран сплав BT25У. Состав матричного сплава, уточненный с помощью EDX анализа, приведен в Табл. 2.

При изготовлении композиционных материалов BT25У/TiB в сплав добавляли бор в виде аморфного порошка (чистотой $\geq 99,5\%$) в количестве 1,5 и 1,7 вес.%, а также дополнительно вводили титан (чистотой $\geq 99,74\%$), чтобы компенсировать его дефицит из-за образования моноборида титана. Композиты выплавляли в виде 100-граммовых слитков с помощью аргоно-дуговой плавки на лабораторной литейной установке. Температуру полиморфного превращения (T_m) изучаемых материалов определяли перед проведением деформационно-термической обработки с помощью дифференциально-сканирующей калориметрии на установке Netzsch STA 449F1 Jupiter. Она составила для BT25У и BT25У-1,5В

Табл. 1. Свойства TiB (структура B27) и других керамических соединений [1–3].

Table 1. Properties of TiB (lattice B27) and other ceramic compounds [1–3].

Свойства Characteristics	Ti	TiB	TiC	TiN	TiB_2	SiC	Si_3N_4	B_4C	Al_2O_3	Ti_5Si_3
Плотность, г/см ³ Density, g/cm ³	4,57	4,56	4,92	5,43	4,52	3,21	3,29	2,52	4,1	4,26
Модуль Юнга, ГПа Elasticity modulus, GPa	110	550	460	390	529	420	320	449	350	156
Предел прочности, ГПа Ultimate tensile strength, GPa	0,22	8	3,55	—	—	3,45	< 1	—	—	—
Коэффициент термического расширения при 20°C ($\times 10^{-6}$), K ⁻¹ Thermal expansion coefficient at 20°C ($\times 10^{-6}$), K ⁻¹	8,8	8,6	7,4	9,35	6,4	4,3	3,2	4,5	8,1	7,3

$T_m \approx 1010^\circ\text{C}$, т.е. введение бора заметно не повлияло на температуру полиморфного превращения.

Для достижения преимущественной ориентации TiB-волокон использовали изотермическую ковку в двух направлениях при $T = 1050^\circ\text{C}$ так, что заготовка в процессе деформации вытягивалась в третьем направлении. Деформационную обработку осуществляли на гидравлическом прессе, оснащённом изотермическим штамповым блоком, со скоростью $\dot{\epsilon}' = 10^{-2} - 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ на суммарную степень деформации $\epsilon \approx 3$. Таким же образом деформировали литые заготовки сплава VT25U. Деформированные заготовки сплава и композита подвергали термической обработке (Табл. 3).

Микроструктурные исследования проводили с помощью растрового электронного микроскопа Mira-3 Tescan в режиме вторичных (SE) или обратно-рассеянных (BSE) электронов. По электронно-микроскопическим снимкам оценивали объёмную долю волокон моноборида титана, размеры исходных β зерен и α/β колоний, толщину пластин. Энергодисперсионная приставка микроскопа была использована при проведении энергодисперсионного микрорентгеноспектрального (EDX) анализа. Перед изучением микроструктуры поверхность образцов подвергали механической и электролитической полировке, а также легкому травлению.

Механические испытания на растяжение образцов VT25U/TiB и VT25U проводили при $T = 20 - 600^\circ\text{C}$. Для этого из материалов, полученных после деформационной и термической обработки, искровым способом вырезали плоские образцы на растяжение с размерами рабочей части $10 \times 3,5 \times 1,5 \text{ мм}^3$. Образцы механически шлифовали и полировали перед испытаниями, на каждую точку испытывали не менее 3 образцов. Испытания на ползучесть были выполнены при $T = 500 - 600^\circ\text{C}$ по 2 образца на каждую точку. Для этого использовали плоские образцы с размерами рабочей части $17 \times 3 \times 3 \text{ мм}^3$, которые испытывали в течение 50 часов. Испытания были выполнены на воздухе.

Табл. 2. Химический состав исследуемых материалов.

Table 2. The material compositions under study.

Обозначение материала Material designation	Содержание элементов, вес. % Composition, wt. %							
	Ti	Al	Sn	Zr	Mo	W	Si	B
VT25U VT25U	осн. bal.	6,8	2,1	2	3,5	0,8	0,2	—
VT25U-1,5B VT25U-1,5B	осн. bal.	6,8	2,1	2	3,5	0,8	0,2	1,5/1,7

Табл. 3. Термическая обработка деформированных заготовок.

Table 3. Heat treatment of the forged workpieces.

Материал Material	Условия термической обработки* Heat treatment conditions*
VT25U VT25U	Отжиг при $T = 970^\circ\text{C}$ ($\tau = 1 \text{ ч.}$), $T = 550^\circ\text{C}$ ($\tau = 5 \text{ ч.}$), $T = 600^\circ\text{C}$ ($\tau = 2 \text{ ч.}$) Anneal at $T = 970^\circ\text{C}$ ($\tau = 1 \text{ h}$), $T = 550^\circ\text{C}$ ($\tau = 5 \text{ h}$), $T = 600^\circ\text{C}$ ($\tau = 2 \text{ h}$)
VT25U-1.5B VT25U-1.5B	Отжиг при $T = 1050^\circ\text{C}$ ($\tau = 0,5 \text{ ч.}$), $T = 550^\circ\text{C}$ ($\tau = 5 \text{ ч.}$), $T = 600^\circ\text{C}$ ($\tau = 2 \text{ ч.}$) Anneal at $T = 1050^\circ\text{C}$ ($\tau = 0,5 \text{ h}$), $T = 550^\circ\text{C}$ ($\tau = 5 \text{ h}$), $T = 600^\circ\text{C}$ ($\tau = 2 \text{ h}$)

*Each annealing was followed by air cooling.

*После каждой операции отжига осуществляли охлаждение на воздухе.

3. Результаты и обсуждение

3.1. Исходное состояние

На рис. 1 представлена микроструктура сплава VT25U и композиционных материалов VT25U/TiB в исходном литом состоянии. В литом состоянии сплав имеет обычную крупнозернистую $\alpha + \beta$ структуру корзиночного плетения, размер исходных β зерен составляет $D_\beta = 2000 \pm 500 \text{ мкм}$, толщина пластин — $b_\alpha = 0,3 \text{ мкм}$. При введении бора образуются короткие волокна моноборида титана. Видно, что добавление 1,7 вес. % бора приводит к образованию грубых первичных боридов, в то время как при добавлении 1,5 вес. % бора этого не наблюдается, а распределение боридов оказывается более однородным. В VT25U-1,5B TiB-волокна ориентированы хаотично, их размер составляет $0,5 - 5 \times 10 - 200 \text{ мкм}$, объёмная доля — около 8%. Присутствие боридов приводит к измельчению матричной структуры — размера исходных β зерен и α/β колоний. Для последующего изучения механических свойств был выбран композиционный материал VT25U-1,5B.

3.2. Состояние материалов после деформационной и термической обработки

На рис. 2 представлена микроструктура сплава и композита после деформационной и термической обработки. В сплаве VT25U была получена дуплексная структура, состоящая из первичных α -зерен и β превращенной структуры, со средним размером зерен/колоний $d \approx 10 \text{ мкм}$. В композите была получена полностью β превращенная пластинчатая структура с размером α/β колоний в диапазоне $d = 10 - 60 \text{ мкм}$ и с TiB-волокнами, имеющими преимущественную ориентировку, при этом соотношение длины и поперечного размера волокон после деформации заметно не изменилось.

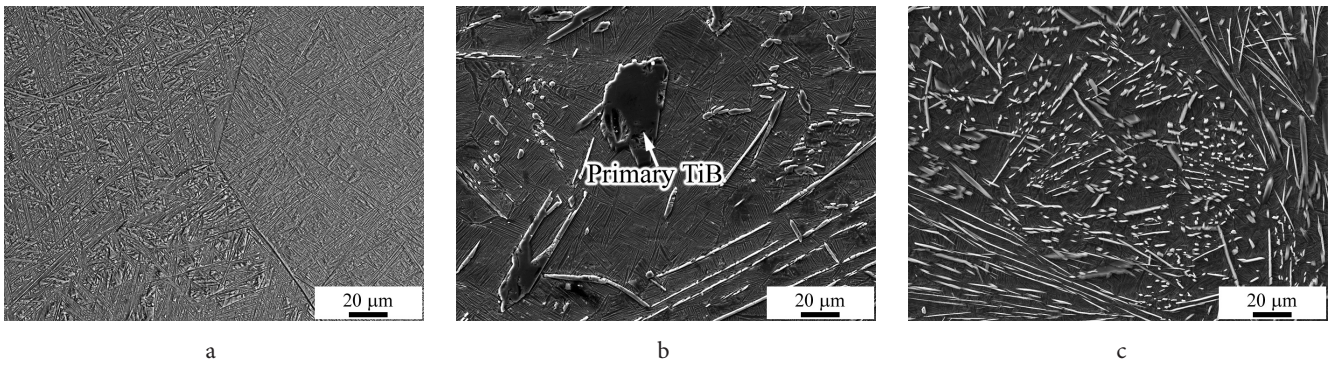


Рис. 1. Микроструктура исходных материалов в литом состоянии: (a) VT25У, (b) VT25У-1,7В, (c) VT25У-1,5В (РЭМ, SE). Стрелка указывает на грубый первичный борид.

Fig. 1. Microstructures of initial materials in as-cast conditions: (a) VT25U, (b) VT25U-1,7B, (c) VT25U-1,5B (SEM, SE). The arrow shows the coarse primary boride.

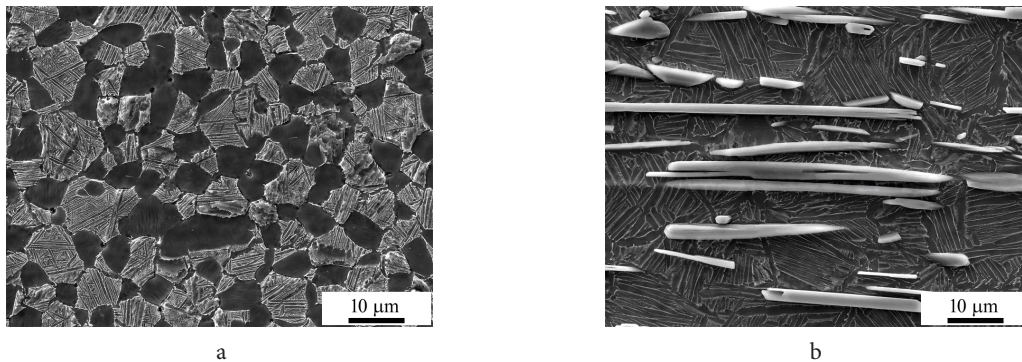


Рис. 2. Микроструктура (a) VT25У и (b) VT25У-1,5В послековки и термической обработки (РЭМ, SE). Направление вытяжки деформированной заготовки — горизонтальное.

Fig. 2. Microstructures of (a) VT25U and (b) VT25U-1,5B after hot forging and heat treatment (SEM, SE). The workpiece drawing direction is horizontal.

На рис. 3 представлены прямые полюсные фигуры $\{010\}$ TiB и $\{11-20\}$ α -Ti, полученные для композита VT25U-1,5B после деформационной и термической обработки. Измерения показали, что направление $[010]$ TiB-волокон примерно параллельно направлению вытяжки деформированной заготовки, максимальная относительная интенсивность достигает 49. Известно [17], что продольное направление TiB-волокон совпадает с направлением $[010]_{\text{TiB}}$ кристаллической решетки, т.е. волокна боридов после деформации вытянулись перпендикулярно двум направлениямковки вдоль направления вытяжки заготовки. Текстура в α -фазе оказалась довольно размытой, никакого определенного направления, имеющего существенную относительную интенсивность и ориентированного параллельно направлению вытяжки заготовки, не выявлено (рис. 3).

Согласно [12], ориентационное соотношение между TiB-волокнами и титановой матрицей: $[11-20]_{\text{Ti}} \parallel [010]_{\text{TiB}}$, $(0001)_{\text{Ti}} \parallel (001)_{\text{TiB}}$ и $(1-100)_{\text{Ti}} \parallel (100)_{\text{TiB}}$. Тот факт, что в α -фазе направление $\langle 11-20 \rangle$ не ориентировано параллельно направлению вытяжки деформированной заготовки указывает на то, что условия деформационной обработки оказались для этого недостаточно благоприятными. Таким образом, деформационная обработка не привела к формированию острой $[11-20]_{\text{Ti}}$ текстуры в α -фазе, что, по-видимому, препятствовало формированию и более острой текстуры TiB-волокон. Следует от-

метить, что в случае композита на основе VT8 подобная деформационная обработка привела к формированию намного более острой текстуры как волокон, так и α -фазы [13]. Тем не менее, можно говорить о формировании преимущественно ориентированных TiB-волокон послековки, причем благодаря деформации в β фазовой области большинство боридов не раздробилось и сохранило высокое отношение длины к поперечному размеру, что важно для достижения максимального упрочняющего эффекта.

3.3. Механические свойства при растяжении

На рис. 4 представлены механические свойства при растяжении, полученные для сплава VT25U и композита VT25U-1,5B в состояниях, полученных после деформационной и термической обработки. Присутствие преимущественно ориентированных TiB-волокон привело к заметному упрочнению, как при комнатной, так и повышенных температурах при сохранении приемлемых значений пластичности. Если принять величину предела текучести матрицы и сплава VT25U примерно одинаковой, то прирост предела текучести в диапазоне температур испытания 20–700°C благодаря присутствию 8 об. % TiB-волокон составляет 22–50% при сохранении пластичности композиционного материала при комнатной температуре на уровне $\delta = 3\%$ (рис. 4). Предел проч-

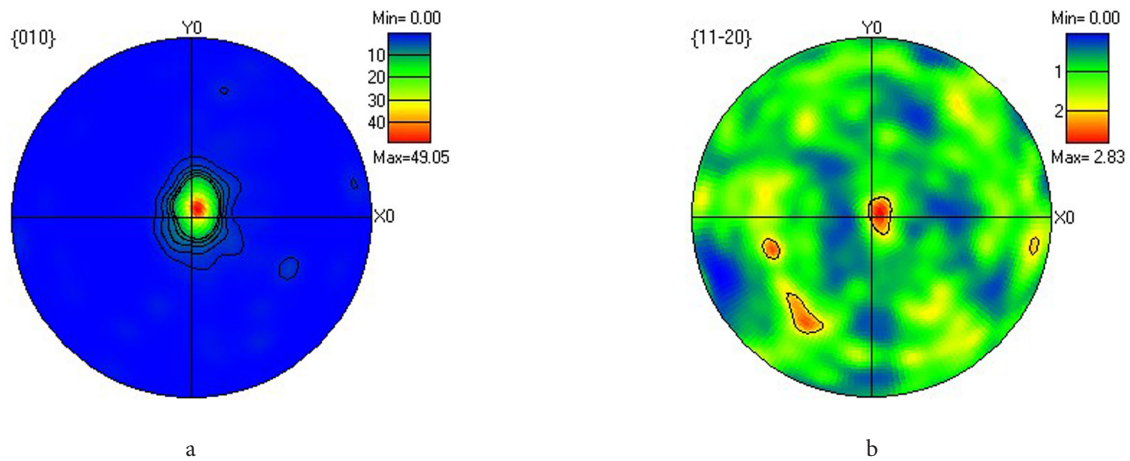


Рис. 3. Прямые полюсные фигуры (а) {010} TiB и (б) {11-20} α-Ti, полученные для композита VT25U-1,5B после деформационной и термической обработки.

Fig. 3. Pole figures of (a) {010} TiB and (b) {11-20} α-Ti obtained for the VT25U-1.5B composite subjected to forging followed by heat treatment.

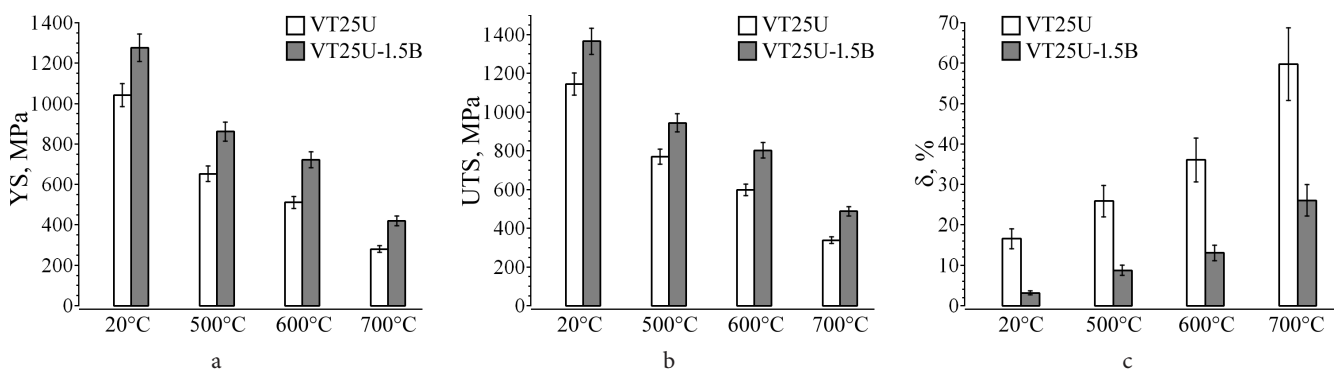


Рис. 4. Температурные зависимости, полученные для сплава VT25U и композита VT25U-1,5B после деформационной и термической обработки: (а) предела текучести $\sigma_{0,2}$, (б) предела прочности σ_B , (с) относительного удлинения δ .

Fig. 4. Temperature dependencies of (a) yield strength, $\sigma_{0,2}$, (b) ultimate tensile strength, σ_{UTS} , and (c) elongation to rupture, δ , obtained for the VT25U alloy and the VT25U-1.5B composite.

ности композита при комнатной температуре составил $\sigma_B = 1364$ МПа, при $T = 500^\circ\text{C}$ — $\sigma_B = 943$ МПа. По удельной прочности при $T = 500 - 700^\circ\text{C}$ композит VT25U-1,5B существенно превосходит не только VT25U, но и все традиционные титановые сплавы с рабочей температурой $500 - 600^\circ\text{C}$, такие как VT9, VT25, VT38, VT18U, VT41 и др. [2].

Интересно отметить, что удельный вклад TiB-волокон в упрочнение с повышением температуры испытания возрастает от 22% при комнатной температуре до 41 – 50% при $T = 600$ и 700°C , что указывает на сохранение высокой адгезионной прочности границ между титановой матрицей и TiB-волоконками с повышением температуры деформации. Величина упрочняющего эффекта за счет присутствия TiB-волокон примерно согласуется с известной моделью сдвигового запаздывания для коротковолокнистых композиционных материалов [10, 13, 16, 18]. При этом рост удельного вклада TiB-волокон в упрочнение с повышением температуры деформации, по-видимому, связан с уменьшением сдвигового запаздывания и увеличением удельной несущей способности упрочняющих волокон с повышением температуры.

3.4. Испытания на ползучесть

Испытания на ползучесть показали, что композиционный материал с предпочтительно ориентированными TiB-волоконками демонстрирует существенно более высокое сопротивление ползучести при $T = 550$ и 600°C , чем матричный сплав (рис. 5). По-видимому, положительный эффект от присутствия боридов мог бы быть выше в случае более острой текстуры TiB-волокон. Отметим, что для матрицы из сплава VT8 присутствие 8 об. % боридов привело к смещению кривых ползучести к высоким температурам на 50°C [13].

3.5. Разрушение

На рис. 6 представлена поверхность образцов композита вблизи зоны разрушения после испытаний при разных температурах. Видно, что при всех температурах испытания происходило интенсивное дробление TiB-волокон. Учитывая на порядок более высокую прочность моноборида титана по сравнению с титановой матрицей (Табл. 1), это свидетельствует о том, что бориды очень эффективно принимают на себя нагрузку,

передаваемую от матрицы. Важно отметить, что отслоение волокон от матрицы и образование несплошностей между матрицей и волокнами при всех температурах испытания наблюдается только локально вблизи мест дробления боридов, в то время как этого не происходит вдоль длины нераздробленной части боридов. Несмотря на относительно большие достигнутые удлинения при $T=600$ и 700°C ($\delta=13$ и 26%) и интенсивное дробление боридов, значительного разрушения границ матрица-упрочнитель не наблюдается. Это согласуется с данными работ [6, 15], в которых отслоение TiB-волокон от матрицы наблюдали только при $T>700^\circ\text{C}$. Таким образом, высокая прочность границ между титановой матрицей и TiB-волокнами сохраняется с повышением температуры испытания до $T=700^\circ\text{C}$, что коррелирует с сохранением значительного вклада боридов в упрочнение при повышенных температурах. Безусловно, это важный довод в пользу применения моноборида титана в качестве упрочнителя титановой матрицы.

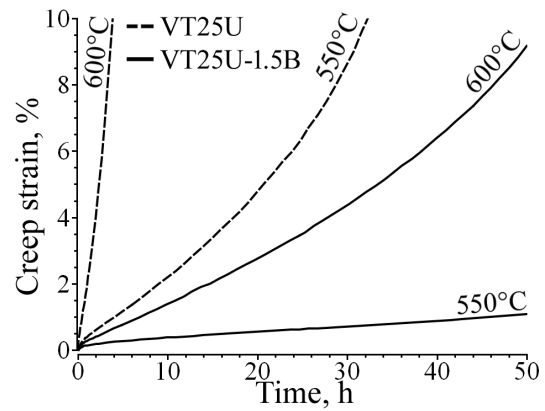


Рис. 5. Кривые ползучести, полученные для образцов сплава VT25U и композита VT25U-1,5B при $T=550^\circ\text{C}$ ($P=400$ МПа) и $T=600^\circ\text{C}$ ($P=300$ МПа).

Fig. 5. Creep curves obtained for the VT25U alloy and the VT25U-1.5B composite at $T=550^\circ\text{C}$ ($P=400$ МПа) and $T=600^\circ\text{C}$ ($P=300$ МПа).

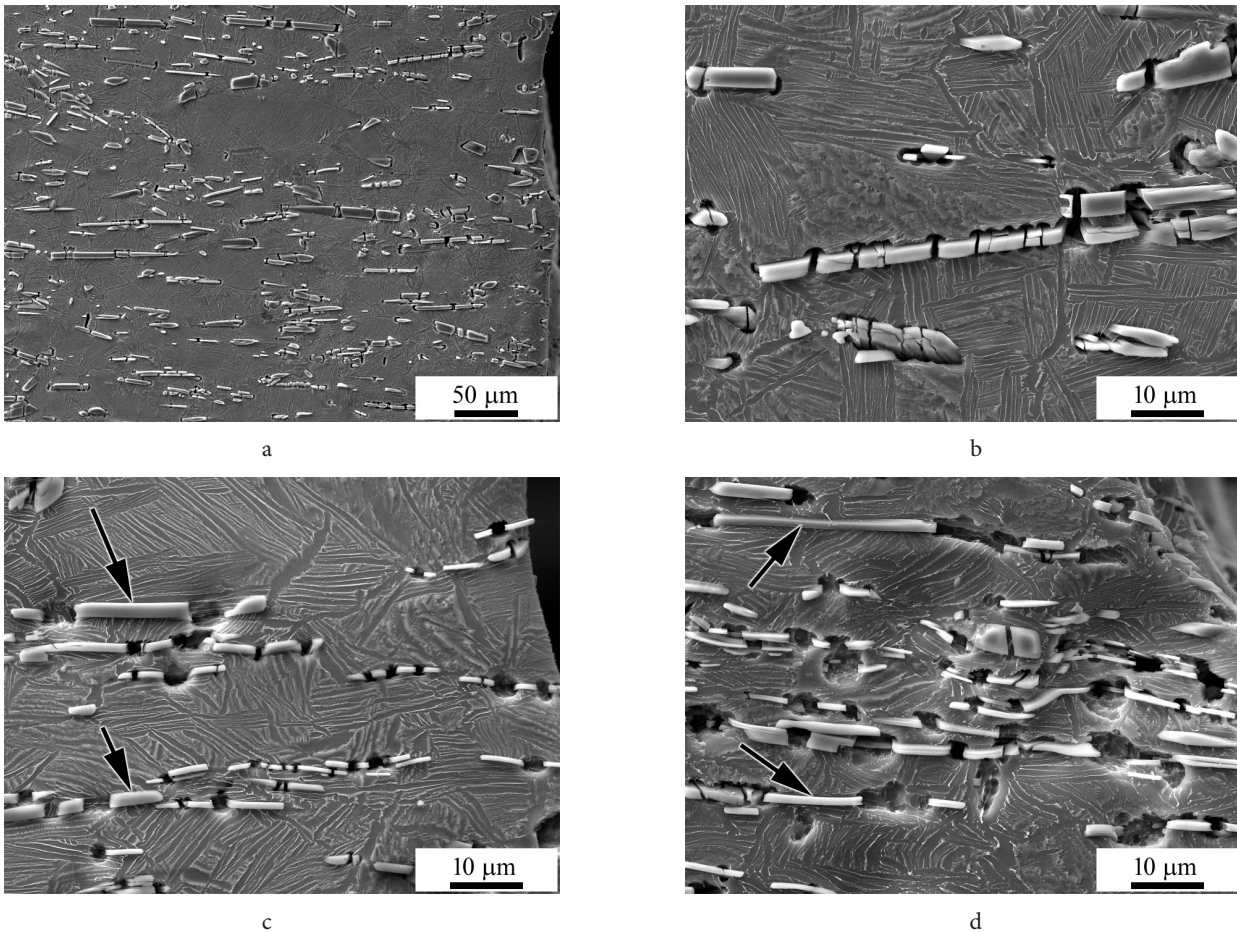


Рис. 6. Поверхность образцов композиционного материала VT25U-1,5B после испытаний на растяжение: (а, б) $T=20^\circ\text{C}$ ($\delta=3\%$), (с) $T=600^\circ\text{C}$ ($\delta=13\%$), (д) $T=700^\circ\text{C}$ ($\delta=26\%$) (РЭМ, SE). Отслоение боридов от матрицы и образование несплошностей происходит локально вблизи мест дробления боридов. В качестве примера, стрелки указывают на нераздробленные части боридов, вдоль которых отслоения и образования несплошностей не наблюдается. Изображения получены вблизи зоны разрушения, ось растяжения — горизонтальная.

Fig. 6. The flat surfaces of specimens of the VT25U-1,5B composite tensile tested at (a, b) $T=20^\circ\text{C}$ ($\delta=3\%$), (c) $T=600^\circ\text{C}$ ($\delta=13\%$), (d) $T=700^\circ\text{C}$ ($\delta=26\%$). Interfacial debonding and formation of discontinuities between the matrix and the borides occur locally near breaking of the borides. By way of illustration, arrows show unbroken boride fragments, along of which interfacial debonding and formation of discontinuities are not observed. The pictures were obtained near the fracture zones, the tensile axis is horizontal.

Изучение поверхности разрушения образцов композита VT25У-1,5В после испытаний при разных температурах показало, что характер разрушения качественно не меняется с повышением температуры деформации, при этом разрушение композита начинается с разрушения волокон с последующим вязким разрушением матрицы. Неблагоприятно ориентированные бориды способствуют разрушению сколом, что снижает в целом эффективность упрочнения от присутствия боридов.

Выполненное исследование показало эффективность армирования титановых сплавов моноборидом титана и литья, как доступного и дешевого *in situ* способа изготовления композитов на основе Ti/TiB. Композит VT25У/TiB с содержанием коротких TiB-волокон 8 об. % был получен обычным литьем с последующей деформационной обработкой, обеспечившей эффективную переориентацию боридов в одном направлении. Важным достоинством таких композитов является возможность осуществления термической обработки в β фазовой области, что не вызывает быстрого роста β -зерен благодаря присутствию боридов и способствует достижению наиболее высокой жаропрочности за счет формирования полностью β превращенной пластинчатой структуры. Высокая адгезионная прочность границ между титановой матрицей и TiB-волоконками сохраняется с повышением температуры испытания, что важно для создания жаропрочных композиционных материалов на основе Ti/TiB, способных работать при $T \geq 600^\circ\text{C}$. Дальнейшие исследования представляют интерес в направлении подбора наиболее жаропрочной матрицы и эффективного способа управления текстурой TiB-волокон, сохраняющего высокую адгезионную прочность границ между матрицей и упрочняющими волоконками при $T \geq 600^\circ\text{C}$.

4. Заключение

В работе изучали новый композиционный материал на основе VT25У/TiB, изготовленный литьем и подвергнутый деформационной обработке для формирования преимущественно ориентированных TiB-волокон. По результатам могут быть сделаны следующие выводы:

1. Для матрицы из VT25У оптимальное количество вводимого бора составляет 1,5 вес. %, что соответствует 8 об. % TiB-волокон. Введение большего количества бора приводит к формированию грубых первичных боридов и неоднородному распределению боридов.

2. Деформационная обработка композиционного материала VT25У/8 об. % TiB, включающая в себя изотермическую ковку в двух направлениях при температуре β фазовой области, эффективна для достижения преимущественной ориентации TiB-волокон. Дальнейшее повышение остроты текстуры TiB-волокон возможно за счет увеличения деформации.

3. В композите VT25У/8 об. % TiB после деформационной и термической обработки обеспечивается существенное (на 22 – 50%) упрочнение при $T = 20 - 700^\circ\text{C}$ и значительное повышение сопротивления ползучести при температурах $T = 550 - 600^\circ\text{C}$ по сравнению с матричным сплавом при сохранении приемлемой пла-

стичности ($\delta = 3\%$ при комнатной температуре). Упрочнение композита обусловлено высокой адгезионной прочностью границ между матрицей и TiB-волоконками, сохраняющейся при повышенных температурах. Показано, что разрушение композита VT25У/TiB начинается с TiB-волокон с последующим вязким разрушением матрицы.

Благодарность/Acknowledgements. Работа выполнялась в рамках программы фундаментальных исследований Российской академии наук, регистрационный номер — АААА-А17-117041310215-4, а также при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований, грант РФФИ № 16-33-00723 мол_а.

Литература/References

1. Group of authors, ed. by Ju. S. Karabasov. New Materials. Moscow. MISiS (2002) 736 p. (in Russian) [Новые материалы. Науч. ред. Ю. С. Карабасов. Москва. МИСИС (2002) 736 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. Польшкин. Титановые сплавы. М. ВИЛС-МАТИ. (2009) 519 с.].
3. K. S. R. Chandran, K. B. Panda, S. S. Sahay. JOM. 56 (5), 42 – 48 (2004).
4. T. M. T. Godfrey, P. S. Goodwin, C. M. Ward-Close. Adv. Eng. Mater. 2 (3), 85 – 92 (2000).
5. D. Hill, R. Banerjee, D. Huber, J. Tikey, H. L. Fraser. Scr. Mater. 52, 387 – 392 (2005).
6. C. J. Zhang, F. T. Kong, L. J. Xu, E. T. Zhao, S. L. Xiao, Y. Y. Chen, N. J. Deng, W. Ge, G. J. Xu. Mater. Sci. Eng. A. 556, 962 – 969 (2012).
7. I. Sen, L. Maheshwari, S. Tamirisakandala, D. B. Miracle, U. Ramamurty. Mater. Sci. Eng. A. 518, 162 – 155 (2009).
8. O. M. Ivasishin, R. V. Teliovich, V. G. Ivanchenko, S. Tamirisakandala, D. B. Miracle. Metall. Mater. Trans. A. 39, 402 – 416 (2008).
9. C. Zhang, F. Kong, Sh. Xiao, H. Niu, L. Xu, Y. Chen. Mater. Des. 36, 505 – 510 (2012).
10. M. J. Koo, J. S. Park, M. K. Park, T. K. Kyung, and S. H. Hong. Scr. Mater. 66, 487 – 490 (2012).
11. B. Wang, L. J. Huang, L. Geng. Mater. Sci. Eng. A. 558, 663 – 667 (2012).
12. X. Guo, L. Wang, M. Wang, J. Qin, D. Zhang, W. Lu. Acta Mater. 60, 2656 – 2667 (2012).
13. V. M. Imayev, R. A. Gaisin, R. M. Imayev. Mater. Sci. Eng. A. 641, 71 – 83 (2015).
14. B. Wang, L. J. Huang, H. T. Hu, B. X. Liu, L. Geng. Mater. Character. 103, 140 – 149 (2015).
15. C. Zhang, X. Li, S. Zhang, L. Chai, Z. Chen, F. Kong, Y. Chen. Mater. Sci. Eng. A. 684, 645 – 651 (2017).
16. F. Ma, S. Lu, P. Liu, W. Li, X. Liu, X. Chen, K. Zhang, D. Pan, W. Lu, D. Zhang. J. Alloy. Compd. 695, 1515 – 1522 (2017).
17. H. B. Feng, Y. Zhou, D. C. Jia, Q. C. Meng, J. C. Rao. Cryst. Growth Des. 6, 1626 – 1630 (2006).
18. H. Fukuda, T. W. Chou. J. Mater. Sci. 16, 1088 – 1096 (1981).