

# ЖАРОПРОЧНЫЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫЕ СПЛАВЫ И КОМПОЗИТЫ НА ОСНОВЕ ТИТАНА: МИКРОСТРУКТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ВОЗМОЖНОЕ ПРИМЕНЕНИЕ

В.М. Имаев\*, Р.М. Имаев, Р.А. Гайсин, Т.И. Назарова, М.Р. Шагиев, Р.Р. Мулюков

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем сверхпластичности  
металлов РАН, Уфа, ул. Халтурина, 39, Россия

\*e-mail: vimayev@mail.ru

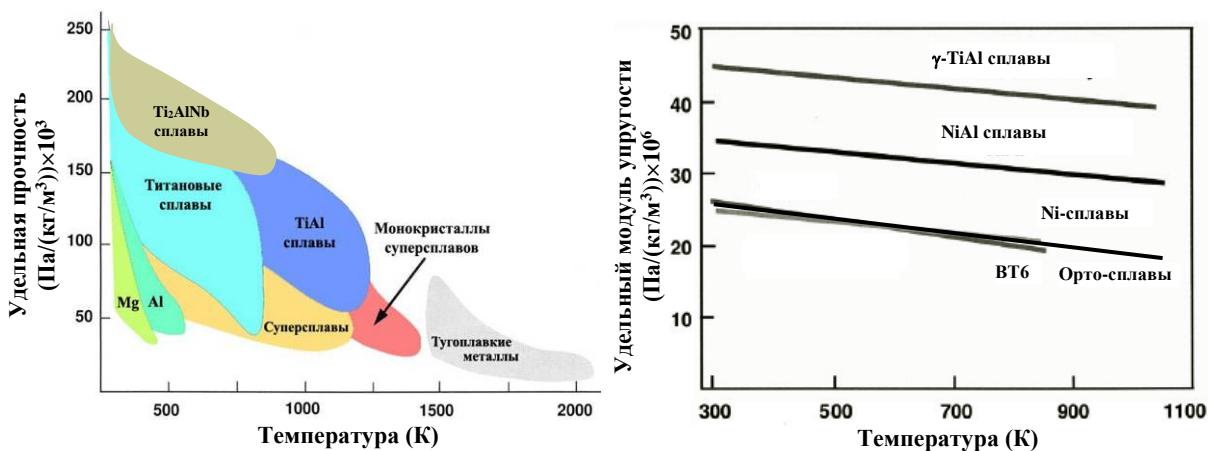
**Аннотация.** В статье рассмотрены вопросы оптимизации микроструктуры при помощи деформационной и термической обработки, а также представлены механические свойства интерметаллидных сплавов на основе  $\gamma$ (TiAl) и O(Ti<sub>2</sub>AlNb) фазы. Показано, что существующий научно-технический задел создает предпосылки для развития как литьевых, так и деформационных технологий изготовления деталей из этих интерметаллидных сплавов, в частности, основанных на сверхпластической обработке. В работе также представлены результаты исследования коротковолокнистых композиционных материалов на основе Ti/TiB, полученных *in situ* с использованием обычного литья. На примере матрицы из сплава BT18У (Ti-6.8Al-4Zr-2.5Sn-1Nb-0.7Mo-0.15Si, вес. %) показано, что присутствие коротких волокон TiB обеспечивает значительное повышение прочности и жаропрочности по сравнению с матричным сплавом.

**Ключевые слова:** интерметаллидные сплавы, *in situ* композиты, микроструктура, деформационная обработка, термическая обработка, механические свойства.

## 1. Введение

Повышение эффективности авиадвигателей и аналогичных наземных силовых установок в настоящее время невозможно без внедрения легких жаропрочных конструкционных материалов. К материалам, которые могли бы частично заменить традиционные жаропрочные никелевые сплавы и стали с удельным весом 8-8.5 г/см<sup>3</sup> относятся легкие интерметаллидные сплавы на основе фаз  $\gamma$ (TiAl) (далее  $\gamma$ -сплавы) и O(Ti<sub>2</sub>AlNb) (далее O-сплавы) с удельным весом 4-4.3 и 5.1-5.4 г/см<sup>3</sup> соответственно. Они обладают высокой удельной прочностью, жесткостью, сопротивлением ползучести и жаростойкостью при повышенных температурах. По удельной прочности  $\gamma$ - и O-сплавы при соответствующем выборе состава и структурно-фазового состояния превосходят все традиционные конструкционные материалы в интервале температур соответственно  $T=650\ldots800^{\circ}\text{C}$  и  $T=600\ldots650^{\circ}\text{C}$  (Рис. 1а). По удельному модулю упругости  $\gamma$ -сплавы превосходят титановые и никелевые сплавы на 50-70%, и эта разница сохраняется при повышенных температурах (Рис. 1б). Существенным достоинством O-сплавов, несмотря на пониженную в сравнении с  $\gamma$ -сплавами жаростойкость, жаропрочность, жесткость и повышенную плотность, является более высокая пластичность, вязкость и технологические свойства в целом.

С фундаментальной точки зрения различия в свойствах  $\gamma$ - и О-сплавов обусловлены разницей в межатомной связи: для  $\gamma\text{-TiAl}$  фазы характерна более направленная межатомная связь с острой ковалентной составляющей, обеспечивающей высокую энергию упорядочения интерметаллидной фазы. Известно, что  $\gamma(\text{TiAl})$  фаза сохраняет упорядоченное состояние вплоть до предплавильных температур [1], в то время как  $\text{O}(\text{Ti}_2\text{AlNb})$  фаза стехиометрического состава существует до температур около 1000°C [2]. Различие в характере межатомной связи определяет и разные механические свойства: О-сплавы ближе к титановым сплавам, чем  $\gamma$ -сплавы, обладающие резко пониженными металлическими свойствами. В частности, в  $\gamma$ -сплавах независимо от структурного состояния и уровня примесей при повышенных температурах имеет место хрупко-вязкий переход [1,3-6], в то время как в О-сплавах хрупко-вязкий переход не наблюдается, а пластичность при комнатной температуре, в зависимости от микроструктурного состояния, может достигать более 10% [7].



**Рис. 1.** Удельные механические свойства  $\gamma$ - и О-сплавов в сравнении с традиционными конструкционными материалами.

Предполагается, что  $\gamma$ - и О-сплавы частично заменят жаропрочные никелевые сплавы в газотурбинном двигателе, что позволит существенно повысить его удельные силовые характеристики при одновременном снижении расхода топлива, эмиссии углекислого газа и шумности. В настоящее время из  $\gamma$ -сплавов (состава Ti-48Al-2Nb-2Cr или 48-2-2, ат. %) с помощью литья изготавливаются лопатки последних двух ступеней турбины низкого давления (ТНД) для эксплуатации при температурах до 700°C в серийном двигателе GEnx (General Electric, США), которым оснащаются пассажирские самолеты Boeing 787 и Boeing 747-8. Коммерческие полеты самолетов с лопатками ТНД из  $\gamma$ -сплавов начались в 2011 году [8-10]. Фирмой Rolls-Royce (Германия) разработана технология изготовления лопаток ТНД из  $\gamma$ -сплавов последнего поколения ( $\beta$ -затвердевающего TNM сплава состава Ti-(43-44)Al-(4-5)Nb-1Mo-0.1B, ат. %) с использованием деформационной обработки для эксплуатации при температурах до 750°C [9-11]. TNM  $\gamma$ -сплавы обеспечивают существенно более высокую удельную прочность и жаропрочность по сравнению со сплавами типа 48-2-2, применяемыми General Electric [9], соответственно силовые параметры двигателя с такими лопатками могут быть существенно выше. Испытания лопаток ТНД из TNM  $\gamma$ -сплава уже проводятся, и двигатель с такими лопатками скоро будет сертифицирован [11]. Известно, что  $\gamma$ -сплавы применяются также для изготовления автомобильных клапанов и турбокомпрессорных крыльчаток [8-10]. О-сплавы, по всей вероятности, также нашли свое применение, данные об этом в открытых источниках не обнаруживаются. Из О-сплавов возможно изготовление дисков, лопаток компрессора высокого давления,

корпусных деталей. Интерметаллидные  $\gamma$ - и О-сплавы в настоящее время отнесены к одному из приоритетных стратегических направлений развития материалов в Российской Федерации на период до 2030 года [12]. Вместе с тем, серьезных, долгосрочных научно-исследовательских работ в области этих интерметаллидных сплавов, нацеленных на конкретное внедрение, в РФ практически не ведется либо уровень этих работ не соответствует мировому.

В качестве возможной альтернативы интерметаллидным  $\gamma$ - и О-сплавам можно рассматривать *in situ* композиты на основе титана, упрочненные короткими волокнами или частицами тугоплавких соединений [13-20]. Сравнение свойств различных керамических упрочнителей показывает, что наиболее подходящим из них для титановой матрицы является моноборид титана ( $TiB$ , структура B27), имеющий высокий модуль упругости, высокую прочность и близкий к титану коэффициент термического расширения [13,14]. К этому следует добавить химическую инертность  $TiB$  по отношению к матрице (в отличие, например, от  $SiC$ ,  $Al_2O_3$  и  $TiB_2$ ), высокую адгезионную прочность границы раздела между титановой матрицей и упрочнителем и возможность образования коротких волокон  $TiB$  *in situ* без выделения дополнительных фаз при разных способах изготовления композиционного материала (КМ) [13-20]. В последние годы тема *in situ* композитов на основе титана, судя по публикационной активности, стала «горячей»; в Российской Федерации такие исследования практически не ведутся.

В настоящей работе рассматривается три группы материалов: интерметаллидные  $\gamma$ - и О-сплавы, а также КМ на основе  $Ti/TiB$ , изготовленный *in situ* с помощью литья. В качестве интерметаллидных  $\gamma$ -сплавов рассмотрены два сплава последнего поколения. Работа по О-сплаву была выполнена на составе, близком к ВТИ-4, разработанном в ФГУП ВИАМ. В качестве матричного сплава в случае композита был взят сплав BT18U, относящийся к жаропрочным псевдо- $\alpha$  титановым сплавам с рабочей температурой до 600°C, а количество добавляемого бора соответствовало примерно 6.5 об. % моноборида титана.

## 2. Материалы и методики эксперимента

Слитки сплавов Ti-45Al-8Nb-0.2C ( $\varnothing$ 130 мм) и Ti-45Al-5Nb-1Mo-0.2B ( $\varnothing$ 120 мм) (ат. %) были изготовлены вакуумно-дуговым переплавом фирмой GfE Metalle und Materialien, Германия. Слиток сплава Ti-23Al-23Nb-3(Zr,V,Mo,Si) ( $\varnothing$ 180 мм) был изготовлен ФГУП ВИАМ (ат. %). Во всех случаях указанный номинальный состав слитков сплавов был близок к реальному составу сплава. КМ на основе BT18U/TiB изготавливали аргонно-дуговым переплавом на лабораторной плавильной установке, обеспечившей высокую точность и однородность химического состава. Моноборид титана при этом образовывался *in situ* в виде коротких волокон в процессе выплавки в результате прямой реакции титана с бором. Для возмещения возникающего дефицита титана при выплавке кроме бора добавляли также чистый титан, приготовленный из титановой губки ТГ-90. Состав КМ соответствовал BT18U-1.2 вес. %B или BT18U-6.5 об. % TiB.

Для определения фазового состава и температур фазовых превращений выполняли закалочные эксперименты с последующим анализом фазового состава закаленных образцов. Температуры фазовых превращений оценивали также с помощью дифференциальной сканирующей калориметрии на установке STA 449 F1 Jupiter фирмы «Netzsch». На основе полученных данных осуществляли деформационную и термическую обработку сплавов и КМ.

Заготовки литого сплава Ti-45Al-8Nb-0.2C подвергали горячей квазизотермической экструзии в оболочке при  $T \approx 1250^{\circ}C$  на степень деформации 7:1 ( $e \approx 1.95$ ), затем отжигу при  $T = 1280^{\circ}C$  (2 ч) с последующим охлаждением в печи и отжигу

при  $T=900^{\circ}\text{C}$  (3 ч.). Термическая обработка была выполнена таким образом, чтобы получить дуплексную структуру и растворить метастабильную  $\beta(\text{B}2)$ -фазу.

Заготовки литого сплава Ti-45Al-5Nb-1Mo-0.2B подвергали различной термической обработке, нацеленной на получение разного типа микроструктуры - от преимущественно пластинчатой до близкой к дуплексной. В результате были получены три состояния (TO 1, TO 2, TO 3), различающиеся размером  $\gamma(\text{TiAl})+\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al})$  колоний, межпластинчатым расстоянием, объемной долей  $\gamma$ -зерен и  $\beta(\text{B}2)$ -фазы. Кроме того, заготовку литого сплава Ti-45Al-5Nb-1Mo-0.2B подвергали двухстадийной горячей деформации сначала в оболочке, затем без оболочки, соответственно, в квазизотермических и изотермических условиях на общую степень деформации  $e \approx 1.4$ . Деформированную заготовку затем подвергали отжигу при  $T=1250^{\circ}\text{C}$  (2 ч.) с последующим охлаждением в печи и отжигом при  $T=900^{\circ}\text{C}$  (3 ч.). Термическая обработка также была выполнена для получения дуплексной структуры и растворения по возможности  $\beta(\text{B}2)$ -фазы.

Заготовки, вырезанные из слитка сплава Ti-23Al-23Nb-3(Zr,V,Mo,Si), подвергали трем разным обработкам: 1) термической обработке, включавшей в себя отжиг при  $T=1050^{\circ}\text{C}$  (0.5 ч.), закалку на воздухе и старение при  $T=850^{\circ}\text{C}$  (5 ч.); 2) трехэтапной деформационной и термической обработке с постепенным понижением температуры: каждый этап обработки включал в себя всестороннюю 3D изотермическую ковку на степень деформации  $e \approx 3$  с последующим рекристаллизационным отжигом, общая степень деформации составила  $e \approx 9$ ; 3) 2D ковку при температуре  $T=950^{\circ}\text{C}$  с промежуточными рекристаллизационными отжигами на общую степень деформации  $e \approx 3$  с последующим отжигом при  $T=1050^{\circ}\text{C}$  (0.5 ч.), закалкой на воздухе и старением при  $T=850^{\circ}\text{C}$  (5 ч.).

Заготовки КМ BT18У/TiB подвергали всесторонней 3D или 2D ковке в изотермических условиях при температурах верхней части  $\alpha+\beta$  области на общую степень деформации  $e \approx 3$  с последующей  $\beta$ -термической обработкой. Для сравнения аналогичной 3D ковке подвергали также матричный сплав BT18У с последующей термической обработкой в верхней части  $\alpha+\beta$  области [20].

Из полученных состояний сплавов и композита были изготовлены образцы и выполнены механические испытания на растяжение, высокотемпературную длительную прочность (сопротивление ползучести).

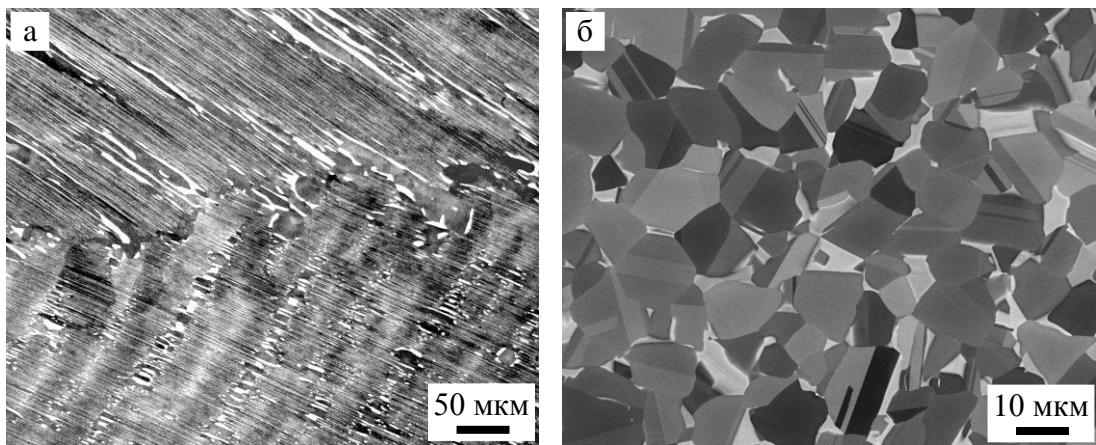
Микроструктурные исследования были выполнены на сканирующем электронном микроскопе Mira-3 Tescan в режиме вторичных (SE) или обратно-рассеянных электронов (BSE). Рентгеноструктурные измерения были выполнены на дифрактометре ДРОН-4 с использованием Со-К $\alpha$  излучения. Для индицирования и обработки данных использовали программный пакет X'Pert HighScore Plus. Эксперименты по прокатке были осуществлены с использованием лабораторного двухвалкового прокатного стана.

### 3. Результаты и обсуждение

В работе рассмотрены три группы материалов, которым соответствуют три части статьи, посвященные интерметаллидным  $\gamma$ -сплавам, О-сплавам и КМ на основе Ti/TiB.

**$\gamma$ -сплавы.** На рис. 2 представлена микроструктура сплава Ti-45Al-8Nb-0.2C в исходном состоянии и полученная после деформационной и термической обработки. Исходная микроструктура – грубозернистая, размер колоний составляет  $\sim 1$  мм. Такой материал совершенно хрупок и неприменим в литом состоянии. После экструзии и термической обработки была получена преимущественно мелкозернистая микроструктура со средним размером зерен  $d \approx 10$  мкм, незначительной долей пластинчатой составляющей и высокой долей специальных (двойниковых) границ в  $\gamma$ -зернах, отличающихся визуально (Рис. 2б). Следует отметить высокую термическую

стабильность этого сплава: после отжига в верхней части  $\alpha+\gamma$  фазовой области при  $T=1280^{\circ}\text{C}$  микроструктура в сплаве сохранилась мелкозернистой.



**Рис. 2.** Микроструктура сплава Ti-45Al-8Nb-0.2C (BSE изображения): а - литое состояние, б - после горячей экструзии и термической обработки.

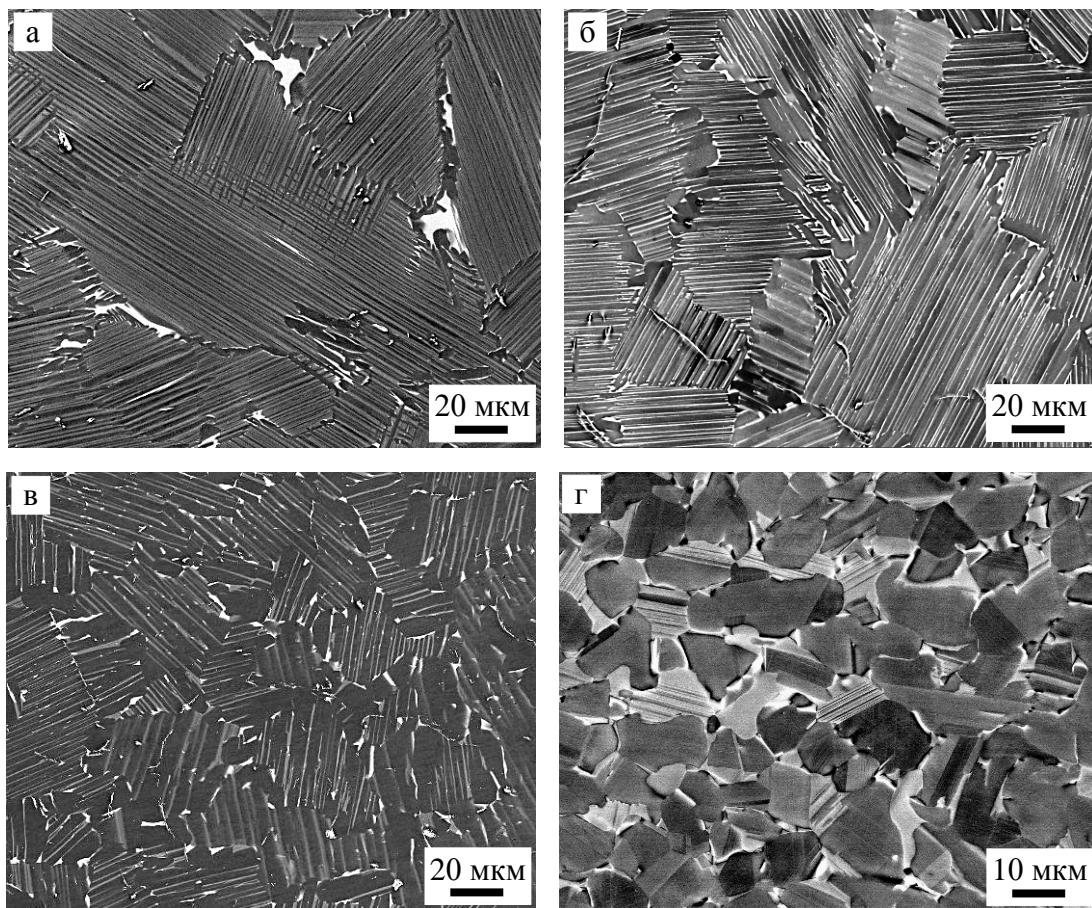
На рис. 3 представлены микроструктурные состояния, полученные в сплаве Ti-45Al-5Nb-1Mo-0.2В после различной термической обработки (ТО 1-3), а также после деформационной и термической обработки (ДТО). Исходная микроструктура (не представленная здесь) - преимущественно пластинчатая со средним размером  $\gamma+\alpha_2$  колоний  $d=60$  мкм. По границам колоний отмечаются зерна/прослойки  $\gamma$ - и  $\beta(\text{B}2)$ -фазы. С изменением условий термической обработки при переходе от ТО 1 к ТО 3 уменьшается средний размер колоний (от  $d=60$  до  $d=31$  мкм), увеличивается объемная доля  $\gamma$ -зерен, уменьшается количество  $\beta(\text{B}2)$ -фазы (от 3.7 до 1.7 об. %) и возрастает межпластинчатое расстояние. Горячая деформация в сочетании с термической обработкой приводит к формированию дуплексной микроструктуры со средним размером зерен/колоний  $d=8$  мкм, небольшой долей пластинчатой составляющей (15 об. %) и незначительным количеством  $\beta(\text{B}2)$ -фазы (1.3 об. %).

На рис. 4 показаны свойства при растяжении сплава Ti-45Al-8Nb-0.2C в полученном мелкозернистом состоянии. Видно, что мелкозернистая структура обеспечивает при комнатной температуре  $\delta=2.3\%$  и  $\sigma_{\text{B}}=910$  МПа, при  $T=700^{\circ}\text{C}$  – пластичность незначительно возрастает, а прочность снижается. Полученные свойства, в целом, согласуются с литературными данными [21].

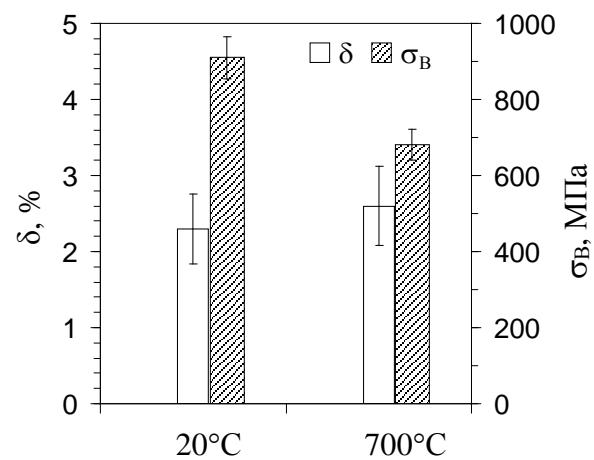
На рис. 5 представлены свойства при растяжении сплава Ti-45Al-5Nb-1Mo-0.2В в полученных состояниях при комнатной температуре. Видно, что уменьшение размера колоний/зерен ведет к ожидаемому увеличению одновременно пластичности и прочности сплава. Очевидно, что факторами, способствующими повышению пластичности при переходе от состояния ТО 1 к ТО 3 и ДТО, являются также уменьшение доли пластинчатой составляющей и увеличение межпластинчатого расстояния. Свойства сплава Ti-45Al-5Nb-1Mo-0.2В в литом состоянии после термической обработки:  $\delta=0.6\text{-}1.2\%$  и  $\sigma_{\text{B}}=670\text{-}700$  МПа. В дуплексном состоянии достигнуты следующие свойства:  $\delta=3.1\%$  и  $\sigma_{\text{B}}=860$  МПа.

В таблице 1 представлены результаты испытаний на длительную (100-часовую) прочность. Видно, что сплав Ti-45Al-8Nb-0.2C, несмотря на мелкозернистое состояние, обладает высоким сопротивлением ползучести даже при  $T=700\text{-}750^{\circ}\text{C}$ . Это объясняется высоким содержанием ниобия, затрудняющего диффузию, и углерода, образующего карбиды, способствующие закреплению дислокаций [8]. Пластинчатое состояние сплава Ti-45Al-5Nb-1Mo-0.2В показало чуть большее сопротивление ползучести (меньшее

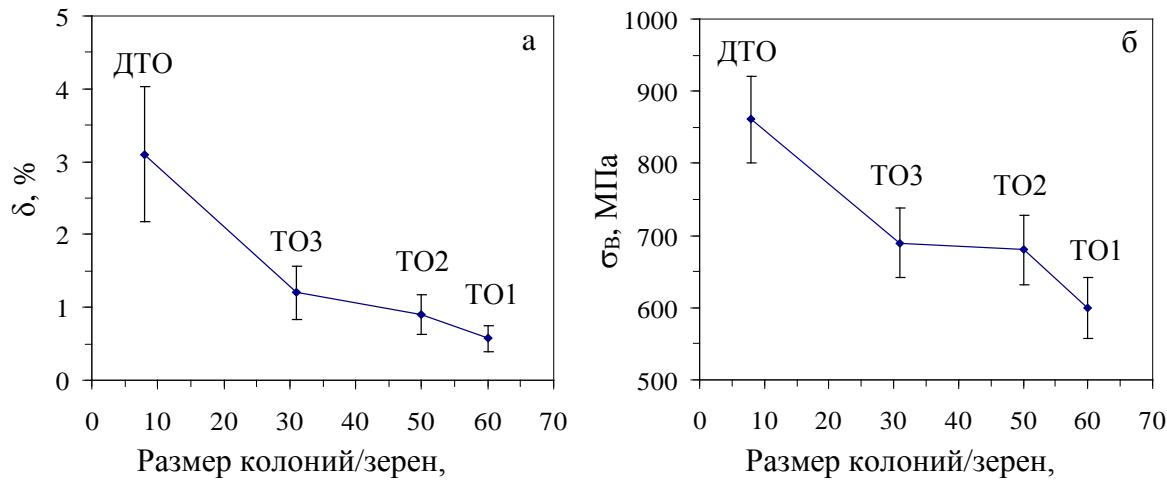
остаточное удлинение при соответствующих нагрузках), чем сплав Ti-45Al-8Nb-0.2C в мелкозернистом состоянии. В дуплексном состоянии сопротивление ползучести, как и ожидалось, оказалось ниже, чем в пластинчатом состоянии.



**Рис. 3.** Микроструктура сплава Ti-45Al-5Nb-1Mo-0.2B (BSE изображения): (а-в) в литом состоянии после термической обработки (ТО 1-3), (д) после ДТО.



**Рис. 4.** Механические свойства при растяжении сплава Ti-45Al-8Nb-0.2C в мелкозернистом состоянии, полученном после экструзии и термической обработки.



**Рис. 5.** Механические свойства при растяжении сплава Ti-45Al-5Nb-1Mo-0.2B при комнатной температуре: (а) зависимость удлинения  $\delta$  от размера колоний/зерен, (б) - зависимость условного предела прочности  $\sigma_0$  от размера колоний/зерен; ТО 1-3 - литое состояние, подвергнутое различной термической обработке, ДТО - дуплексное состояние, полученное после деформационной и термической обработки.

Таблица 1. Результаты испытаний на длительную прочность сплавов Ti-45Al-8Nb-0.2C и Ti-45Al-5Nb-1Mo-0.2B.

Сплав / микроструктура	T, °C	Нагрузка, МПа	Длительность испытания, ч.	Остаточное удлинение после испытания, %
Ti-45Al-8Nb-0.2C мелкозернистая	600	550	100	0.4
	700	400 450	100	2.0 6.5
	750	300 350	100	3.5 6.6
	600	550 550	100	0 0.6
ти-45Al-5Nb-1Mo-0.2B пластинчатая (TO 1) дуплексная (ДТО)	700	450 350	100	1.0 2.0
ти-45Al-5Nb-1Mo-0.2B пластинчатая (TO 1) дуплексная (ДТО)	750	350 300	100 70	3.6 17.8

В таблице 2 представлены свойства сплавов Ti-45Al-8Nb-0.2C и Ti-45Al-5Nb-1Mo-0.2B в сравнении со сплавом Ti-(47-48)Al-2Cr-Nb, разработанным General Electric. Видно, что в литом состоянии удельная прочность и жаропрочность сплава Ti-45Al-5Nb-1Mo-0.2B намного превышает указанные свойства для Ti-(47-48)Al-2Cr-Nb при немного пониженной пластичности. В деформированном состоянии по жаропрочности, пластичности и удельной прочности сплавы Ti-45Al-8Nb-0.2C и Ti-45Al-5Nb-1Mo-0.2B существенно превосходят сплав Ti-(47-48)Al-2Cr-Nb. В целом, все полученные механические свойства сплавов превышают или примерно соответствуют свойствам самых перспективных  $\gamma$ -сплавов последнего поколения [8-10,21-29].

Из деформированной штамповки сплава Ti-45Al-5Nb-1Mo-0.2B изготавливали образцы на растяжение и исследовали сверхпластические свойства в мелкозернистом состоянии. В интервале температур  $T=900-1000^\circ\text{C}$  были получены сверхпластические

свойства [23]. Штамповкой в условиях сверхпластичности с последующей механической обработкой было опробовано изготовление лопатки из сплава Ti-45Al-5Nb-1Mo-0.2B (Рис. 6).

Таблица 2. Свойства сплавов Ti-45Al-8Nb-0.2C и Ti-45Al-5Nb-1Mo-0.2B в сравнении со сплавом GE Ti-(47-48)Al-2Cr-Nb.

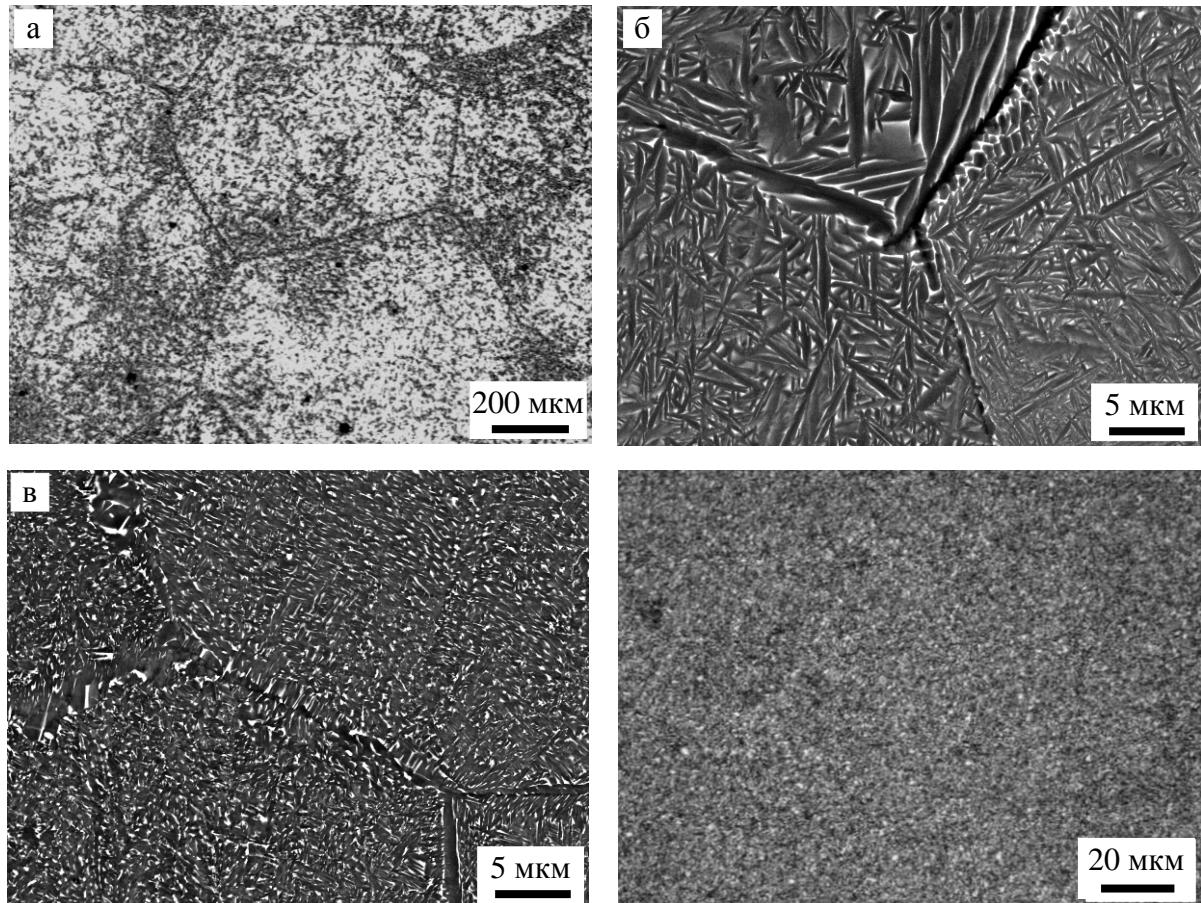
Свойство	Литые сплавы		Деформированные сплавы	
	Ti-(47-48)Al-2Cr-2Nb [30,31]	Ti-45Al-5Nb-1Mo-0.2B	Ti-45Al-8Nb-0.2C	Ti-45Al-5Nb-1Mo-0.2B
$\rho$ , г/см <sup>3</sup>	3.9-3.95	4.14	4.23	4.14
$\delta$ , % / 20°C	1-2	0.6-1.2	2.3	3.1
$\sigma_b$ , МПа / 20°C	400-490	670-700	910	860
Длительная прочность $\sigma_{100\text{ч}}$ , МПа / 700°C	$\approx 300$ (100 ч.) (дуплексная)	>450 (100 ч.) (пластинч.)	>450 (100 ч.) (мелкозерн.)	>350 (100 ч.) (дуплексная)
Макс. рабочая температура	650-700	750	700-750	700



Рис. 6. (а) Образец сплава Ti-45Al-5Nb-1Mo-0.2B, растянутый в условиях сверхпластичности ( $T=1000^{\circ}\text{C}$ ,  $\delta=850\%$ ,  $\sigma_b=95$  МПа) и (б) лопатка, отштампованная в условиях сверхпластичности и подвергнутая финишной механической обработке.

**O-сплавы.** На рис. 7 представлена микроструктура сплава Ti-23Al-23Nb-3(Zr,V,Mo,Si) в исходном литом состоянии и после деформационной и термической обработки. Видно, что литое состояние крупнозернистое, размер исходных  $\beta$ -зерен составляет  $\sim 1$  мм. В микроструктуре присутствуют две фазы: основная O-Ti<sub>2</sub>AlNb и светлая  $\beta$ (B2)-фаза (Рис. 7а,б). После 2D ковки и термической обработки микроструктура остается относительно крупнозернистой, границы исходных  $\beta$ -зерен частично сохраняются (Рис. 7в). После 3D ковки формируется ультрамелкозернистая микроструктура со средним размером зерен  $d=0.3$  мкм. Видно, что в результате обработки удается избавиться от границ исходных  $\beta$ -зерен (Рис. 7г).

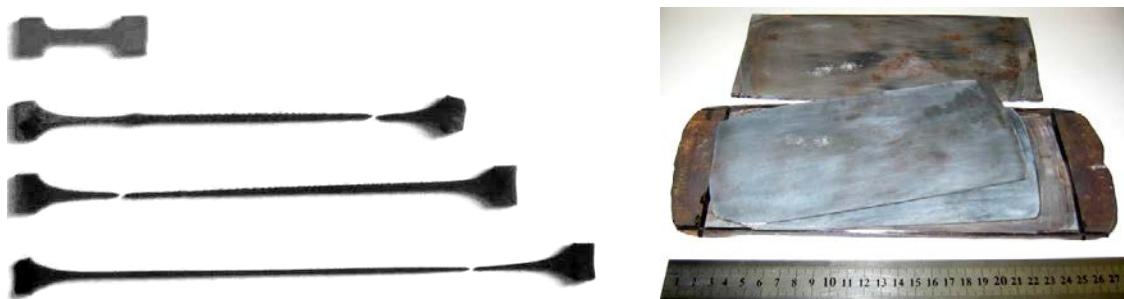
В таблице 3 представлены механические свойства при растяжении сплава Ti-23Al-23Nb-3(Zr,V,Mo,Si) при комнатной температуре в литом состоянии и после деформационной и термической обработки. Для сравнения приведены также свойства сплава Ti-22Al-25Nb (ат. %) после кольцевой прокатки и термической обработки [32]. Измельчение микроструктуры приводит к существенному росту одновременно пластичности и прочности сплава. Свойства, полученные при комнатной температуре для ультрамелкозернистого состояния сплава, являются рекордными для O-сплавов. Жаропрочные свойства ультрамелкозернистого состояния сплава могут быть восстановлены; в рамках настоящей работы такие эксперименты не проводились. Ультрамелкозернистое состояние сплава оказывается полезным при прокатке листов, фольг, а также сверхпластической формовке листовых полуфабрикатов (Рис. 8 и 9). Следует отметить, что размеры листов и фольг могут быть увеличены при использовании оборудования соответствующей мощности.



**Рис. 7.** Микроструктура сплава Ti-23Al-23Nb-3(Zr,V,Mo,Si): (а,б) – в литом состоянии, (в) - после 2D ковки и термической обработки; (г) - после 3D ковки с промежуточными отжигами; (а,г) - оптика, (б,в) - BSE изображения.

Таблица 3. Механические свойства при растяжении сплава Ti-23Al-23Nb-3(Zr,V,Mo,Si) при комнатной температуре после различной обработки.

Обработка	Мех. свойства	
	$\delta$ , %	$\sigma_b$ , МПа
Литое состояние (после термической обработки)	1.7±0.6	1151
Горячая вытяжка и термическая обработка	4.0±1	1200
Ковка с промежуточными отжигами	25±3	1400
Ti-22Al-25Nb: кольцевая прокатка и термическая обработка [32]	6	1100



**Рис. 8.** Образцы сплава Ti-23Al-23Nb-3(Zr,V,Mo,Si), деформированные в условиях сверхпластичности (при  $T=850-1000^{\circ}\text{C}$ ), и листовые заготовки ( $250\times150\times1-2\text{ mm}^3$ ), прокатанные в оболочке в условиях, близких к сверхпластическим.

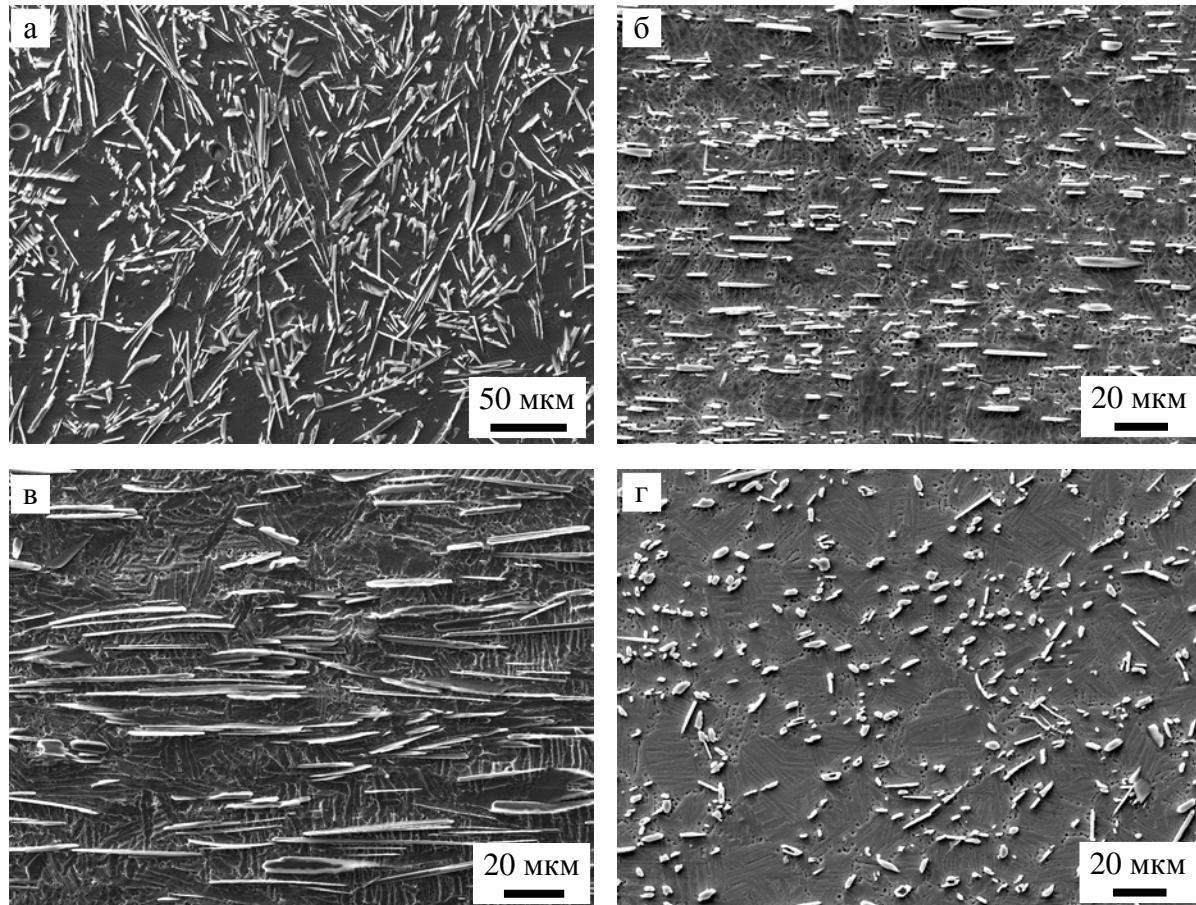


**Рис. 9.** Сверхпластическая формовка листа и тонкая фольга (размером  $0.08 \times 120 \times 600$   $\text{мм}^3$ ) из сплава Ti-23Al-23Nb-3(Zr,V,Mo,Si). Фольга изготовлена холодной прокаткой с промежуточными вакуумными отжигами.

**Композиты на основе Ti/TiB.** На рис. 10 представлена микроструктура КМ ВТ18У/TiB в исходном состоянии с хаотично ориентированными боридами и после деформационной обработки и  $\beta$ -отжига. Глубокое травление позволяет выявить морфологию боридов, которые представляют собой в основном короткие волокна с примерным отношением длины боридов  $L$  к поперечному размеру  $D$  -  $L/D \approx 30$ . Объемная доля боридов составила около 6.5%. После всесторонней 3D ковки бориды существенно дробятся и ориентированы хаотично, отношение длины боридов к их поперечному размеру составило  $L/D \approx 6$ . После 2D ковки TiB-волокна имеют преимущественную ориентацию,  $L/D \approx 20$ . Таким образом, всесторонняя ковка ведет к существенному дроблению боридов и их хаотичной ориентации, в то время как 2D ковка дробит бориды в существенно меньшей степени и обеспечивает их преимущественную ориентацию вдоль направления вытяжки заготовки [17,19,20]. Микроструктура матрицы после горячей деформации и  $\beta$ -термической обработки в обоих случаях была полностью  $\beta$ -превращенной пластинчатой.

На рис. 11 представлены механические свойства при растяжении, полученные для сплава ВТ18У и композита ВТ18У/TiB в состояниях, полученных после деформационной и термической обработки. Присутствие 6.5 об. % боридов привело к заметному повышению прочностных свойств. Если принять величину предела текучести матрицы и сплава ВТ18У (после деформационной и термической обработки) примерно одинаковой, то прирост прочности при  $T=20-700^\circ\text{C}$  в случае хаотично ориентированных и раздробленных боридов составил 17.3-26.4%, а в случае преимущественно ориентированных TiB-волокон - 20.3-32% (Табл. 4). При этом пластичность КМ при комнатной температуре составила  $\delta=5.2-7\%$ , слабо завися от ориентации и степени раздробленности боридов (Рис. 11). С повышением температуры испытания КМ с раздробленными боридами (после всесторонней 3D ковки) имеет большую пластичность при  $T=500^\circ\text{C}$ , чем КМ с преимущественно ориентированными боридами; при  $T=600-700^\circ\text{C}$  разница в пластичности практически исчезает.

Таким образом, присутствие 6.5 об. % волокон TiB обеспечивает существенный прирост предела текучести, по относительной величине примерно сохраняющийся до  $T=700^\circ\text{C}$ , при этом пластичность КМ оказывается не менее  $\delta=5\%$  при комнатной температуре. Сохранение удельного вклада TiB-волокон в упрочнение с повышением температуры испытания указывает на сохранение высокой адгезионной прочности границ между титановой матрицей и TiB-волокнами с повышением температуры деформации [18-20]. Другой важный вывод заключается в том, что наличие преимущественно ориентированных волокон TiB лишь незначительно повышает прочность по сравнению с КМ с хаотично ориентированными раздробленными боридами.



**Рис. 10.** Микроструктура КМ ВТ18У/TiB (SE изображения): (а) исходное литое состояние (с хаотично ориентированными TiB-волокнами), (б) после всесторонней ковки и  $\beta$ -термической обработки, (в) и (г) - после 2D ковки и  $\beta$ -термической обработки продольное и поперечное сечение, соответственно; (а) - поверхность подвергалась глубокому травлению.

На рис. 12 представлены кривые ползучести, полученные для ВТ18У и КМ ВТ18У/TiB после деформационной и термической обработки. Испытания на ползучесть, выполненные при  $T=550\text{--}600^{\circ}\text{C}$ , показали, что КМ демонстрирует существенно более высокое сопротивление ползучести, чем матричный сплав. Интересно отметить, что сопротивление ползучести КМ после 3D и 2D ковки оказалось примерно одинаковым. Подробнее полученные результаты изложены в работе [20].

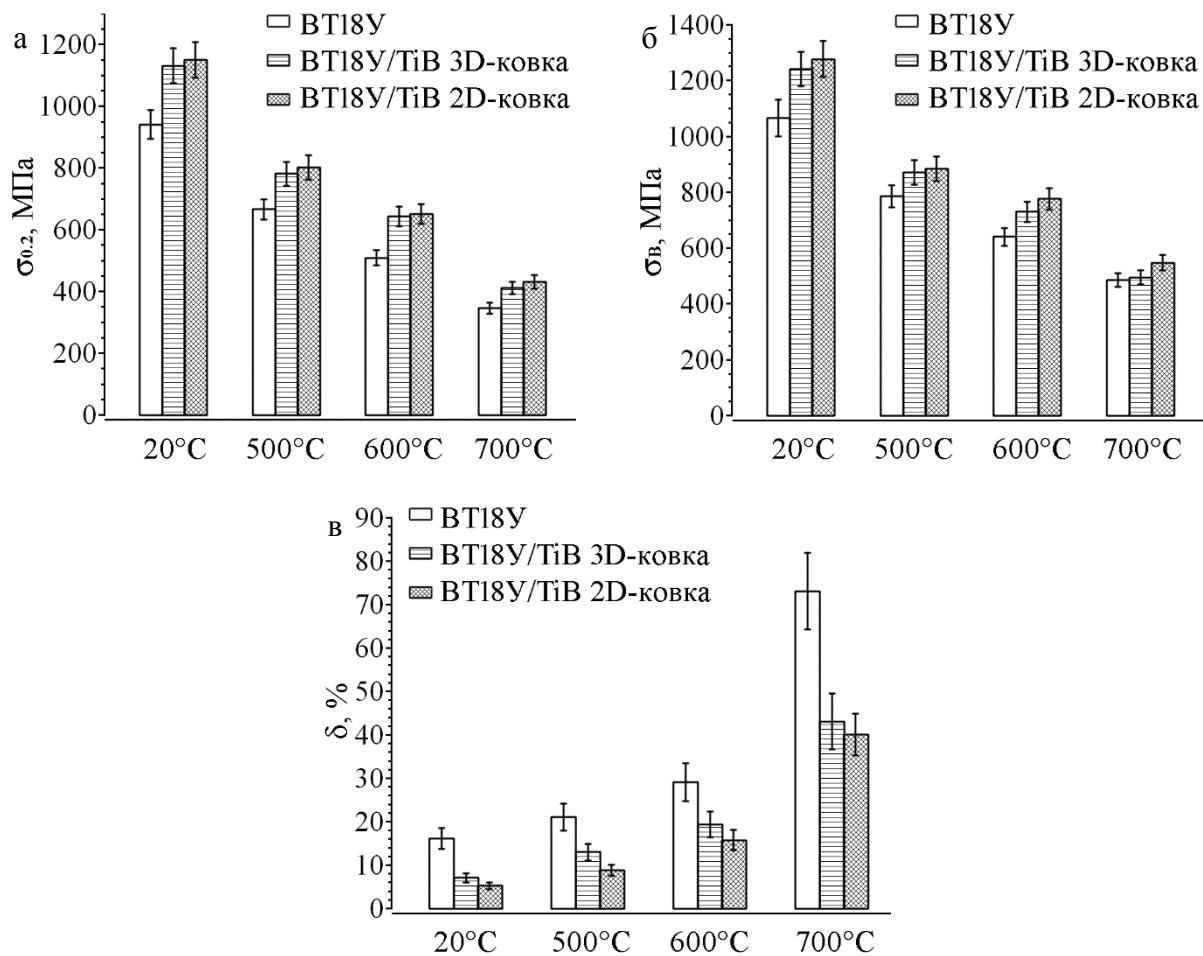
Таким образом, положительный эффект от присутствия боридов для кратковременной прочности и сопротивления ползучести оказался близок в случае преимущественной ориентации TiB-волокон параллельно оси нагрузления и в случае раздробленных, хаотично ориентированных боридов. По-видимому, это объясняется более равномерным распределением боридов после всесторонней ковки (уменьшением расстояния между боридами) и меньшим размером  $\alpha+\beta$  колоний после заключительной термической обработки после всесторонней ковки, чем после 2D ковки. Присутствие раздробленных боридов, однородно распределенных по объему материала, вероятно, способствует более однородному распределению напряжений как при кратковременном нагружении, так и в условиях испытания на ползучесть, чем в случае преимущественно ориентированных TiB-волокон с большим соотношением  $L/D$ .

Присутствие раздробленных в результате деформации боридов, таким образом, оказывает существенное упрочняющее влияние как в условиях кратковременного нагружения, так и при длительных испытаниях на ползучесть. КМ ВТ18У/6.5 об. % TiB

после всесторонней ковки, имеющий благодаря хаотичному распределению раздробленных боридов изотропные свойства, мог бы быть использован в качестве конструкционного материала, годного для применения при  $T > 600^\circ\text{C}$ . Также как и из О-сплавов, из КМ на основе BT18Y/TiB можно было бы изготавливать диски, лопатки компрессора высокого давления, корпусные детали и др., что с учетом пониженной плотности таких КМ по сравнению с О-сплавами позволило бы достичь еще более ощутимого облегчения конструкции двигателя.

Важным достоинством КМ на основе Ti/TiB является возможность осуществления термической обработки в  $\beta$ -фазовой области, что не вызывает быстрого роста  $\beta$ -зерен благодаря присутствию боридов и способствует достижению наибольшей жаропрочности за счет формирования полностью  $\beta$ -превращенной пластинчатой структуры. Важнейшим условием сохранения повышенной прочности и жаропрочности КМ на основе Ti/TiB при  $T > 600^\circ\text{C}$  является высокая адгезионная прочность границ между титановой матрицей и TiB-волокнами. Как было показано ранее [18-20], она сохраняется при повышенных температурах.

Дальнейшее повышение прочности и жаропрочности КМ на основе Ti/TiB может быть достигнуто за счет подбора еще более жаропрочной псевдо- $\alpha$  титановой матрицы и использования дополнительных к монобориду титана керамических упрочнителей, например, карбида титана или оксидов редкоземельных металлов.



**Рис. 11.** Температурные зависимости механических свойств при растяжении композитов BT18Y/TiB после 3D и 2D ковки и  $\beta$ -термической обработки: а - предела текучести  $\sigma_{0,2}$ , б - предела прочности  $\sigma_m$ , в - относительного удлинения  $\delta$ .

Таблица 4. Прирост предела текучести, полученный для КМ ВТ18У/TiB, подвергнутого разной обработке, в зависимости от температуры испытания в сравнении с матричным сплавом ВТ18У ( $\Delta\sigma_{0.2}$  - прирост предела текучести,  $\sigma_{0.2}^M$  - предел текучести матрицы).

Обработка КМ ВТ18У/TiB	$\Delta\sigma_{0.2} / \sigma_{0.2}^M \times 100, \%$			
	20	500	600	700
После 3D ковки и термической обработки	20.2	17.3	26.4	18.8
После 2D ковки и термической обработки	22.3	20.3	28	24.6

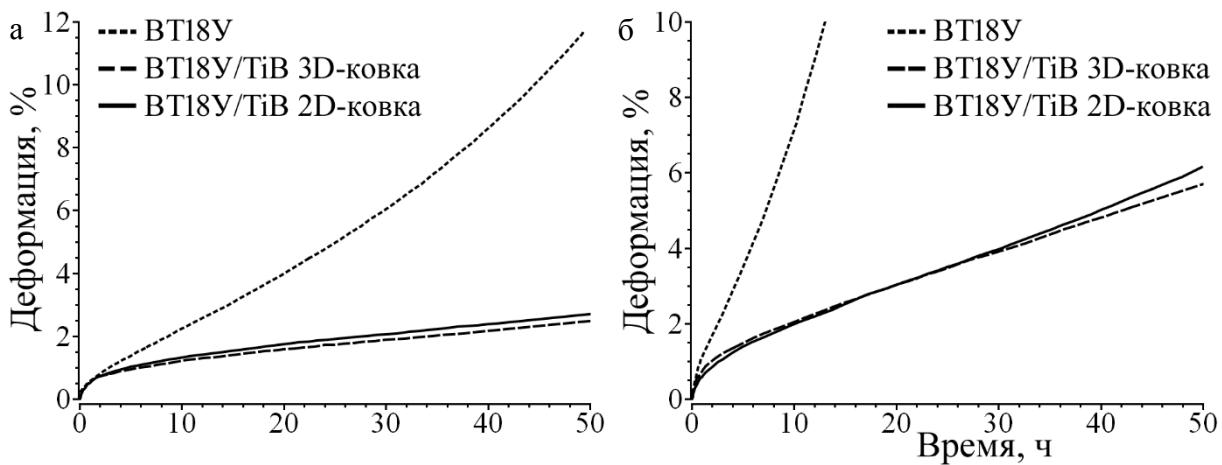


Рис. 12. Кривые ползучести, полученные для образцов сплава ВТ18У и КМ ВТ18У/TiB: (а)  $T=550^{\circ}\text{C}$  (нагрузка – 400 МПа), (б)  $T=600^{\circ}\text{C}$  (нагрузка – 300 МПа).

#### 4. Выводы

В работе рассмотрены три группы жаропрочных материалов: интерметаллидные сплавы на основе  $\gamma$ (TiAl), O(Ti<sub>2</sub>AlNb) и композиционный материал на основе Ti/TiB. По работе можно сделать следующие выводы:

1. Для двух  $\gamma$ -сплавов последнего поколения – Ti-45Al-5Nb-1Mo-0.2B и Ti-45Al-8Nb-0.2C (ат. %), оптимизированы условия деформационной и термической обработки. Показано, что удается достичь однородных микроструктурных состояний с преимущественно пластинчатой, дуплексной и мелкозернистой структурой, которые демонстрируют высокие для  $\gamma$ -сплавов механические свойства. Было установлено, что механические свойства могут быть хорошо сбалансированы на основе дуплексной и даже мелкозернистой структуры. В последнем случае, как показано для сплава Ti-45Al-8Nb-0.2C, жаропрочность должна быть поддержана высоким легированием ниобием и углеродом. Для сплава Ti-45Al-5Nb-1Mo-0.2B продемонстрирована возможность достижения хорошо сбалансированных механических свойств уже в литом состоянии, подвергнутом термической обработке. Полученные механические свойства сплавов превышают или примерно соответствуют свойствам самых перспективных  $\gamma$ -сплавов последнего поколения. Для сплава Ti-45Al-5Nb-1Mo-0.2B в мелкозернистом состоянии продемонстрирована возможность использования сверхпластической формовки для изготовления лопаток.

2. Разработаны эффективные методы деформационной и термической обработки О-сплава состава Ti-23Al-23Nb-3(Zr,V,Mo,Si) (ат. %). В ультрамелкозернистом состоянии получены рекордные пластичность и прочность при комнатной температуре, а также сверхпластические свойства в интервале температур  $T=850$ -1000°C. Продемонстрирована возможность использования сверхпластических свойств при прокатке и формовке листовых полуфабрикатов. Показана также возможность

изготовления тонкой фольги из О-сплава с помощью холодной прокатки с промежуточными отжигами.

3. С помощью обычного литья изготовлен *in situ* коротковолокнистый композиционный материал на основе BT18У/TiB с содержанием упрочняющей фазы около 6.5 об. %. Разработаны эффективные методы деформационной и термической обработки такого композиционного материала. Показано, что после деформационной и термической обработки в композите обеспечивается существенное упрочнение при  $T=20\text{--}700^{\circ}\text{C}$  и значительное повышение сопротивления ползучести при температурах  $T=550\text{--}600^{\circ}\text{C}$  по сравнению с матричным сплавом при сохранении приемлемой пластичности ( $\delta=5.2\text{--}7\%$ ) при комнатной температуре. Полученные результаты создают предпосылки для использования композита BT18У/TiB при температурах выше  $600^{\circ}\text{C}$ .

Выполненная работа свидетельствует о значительном материаловедческом заделе в области легких жаропрочных интерметаллидных сплавов на основе  $\gamma(\text{TiAl})$  и  $\text{O}(\text{Ti}_2\text{AlNb})$ , а также композиционных материалов на основе Ti/TiB, которые могли бы начать внедряться в качестве конструкционных материалов для применения при  $T>600^{\circ}\text{C}$ . Такую работу следовало бы осуществлять при активном взаимодействии материаловедов-исследователей и инженеров-практиков производственных, прежде всего авиационных, предприятий, заинтересованных во внедрении новых материалов и развитии новых технологий.

*Работа выполнялась в рамках программы фундаментальных исследований Российской академии наук, регистрационный номер - AAAA-A17-117041310215-4, а также при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований, грант РФФИ № 16-33-00723 мол\_а. Исследования проведены на базе центра коллективного пользования ИПСМ РАН «Структурные и физико-механические исследования материалов».*

## Литература

- [1] F. Appel, J.D.H. Paul, M. Oehring, *Gamma Titanium Aluminide Alloys: Science and Technology* (Wiley-VCH, Weinheim, 2011).
- [2] K. Muraleedharan, T.K. Nandy, D. Banerjee // *Intermetallics* **3** (1995) 187.
- [3] R.M. Imayev, O.A. Kaibyshev and G.A. Salishchev // *Acta Metallurgica et Materialia* **40** (1992) 588.
- [4] V.M. Imayev, R.M. Imayev, G.A. Salishchev // *Intermetallics* **8** (2000) 1.
- [5] B.F. Greenberg, V.I. Anisimov, Yu.N. Gornostirev et al. // *Scripta Metallurgica et Materialia* **22** (1988) 859.
- [6] V.M. Imayev, R.M. Imayev, T.I. Oleneva // *Letters on Materials* **1(1)** (2011) 25. (in Russian).
- [7] A.K. Gogia, T.K. Nandy, D. Banerjee et al. // *Intermetallics* **6** (1998) 741.
- [8] H. Clemens, S. Mayer // *Advanced Engineering Materials* **15** (2013) 191.
- [9] Y.-W. Kim and S.-L. Kim, Keynote lecture at *Gammalloys Technology 2017 (GAT-2017)* (San Diego, USA, 2017).
- [10] H. Clemens, J. Esslinger, M. Schloffer, W. Smarsly, Keynote lecture at *Materials Science and Engineering (MSE-2017)* (Darmstadt, Germany, 2016).
- [11] E.N. Kablov // *Aviation Materials Technology* **5** (2012) 7. (in Russian).
- [12] T.M.T. Godfrey, P.S. Goodwin, C.M. Ward-Close // *Advanced Engineering Materials* **2** (2000) 85.
- [13] S. Abkowitz, S.M. Abkowitz., H. Fisher, P.J. Schwartz // *JOM* **56** (2004) 37.
- [14] J. Qu, C. Zhang, S. Zhang, J. Han, L. Chai, Z. Chen, Y. Chen // *Materials Science & Engineering A* **701** (2017) 16.

- [15] V.M. Imayev, R.A. Gaisin, R.M. Imayev // *Materials Science & Engineering A* **641** (2015) 71.
- [16] X. Guo, L. Wang, M. Wang, J. Qin, D. Zhang, W. Lu // *Acta Materialia* **60** (2012) 2656.
- [17] R.A. Gaisin, V.M. Imayev, R.M. Imayev // *Letters on Materials* **7(2)** (2017) 186. (in Russian).
- [18] R.A. Gaisin, V.M. Imayev, R.M. Imayev // *Journal of Alloys & Compounds* **723** (2017) 385.
- [19] F. Appel, M. Oehring, J.D.H. Paul // *Advanced Engineering Materials* **8** (2006) 371.
- [20] T.I. Nazarova, V.M. Imayev, R.M. Imayev, R.R. Mulyukov // *The Physics of Metals & Metallography* **117(10)** (2016) 1038.
- [21] V.M. Imayev, R.M. Imayev, T.I. Oleneva, T.G. Khismatullin // *The Physics of Metals & Metallography* **106(6)** (2008) 641.
- [22] V.M. Imayev, T.I. Oleneva, R.M. Imayev, H-J. Christ, H.-J. Fecht // *Intermetallics* **26** (2012) 91.
- [23] E. Schwaighofer, H. Clemens, S. Mayer, J. Lindemann, J. Klose, W. Smarsly, V. Güther // *Intermetallics* **44** (2014) 128.
- [24] H. Saage, A.J. Huang, D. Hu, M.H. Loretto, X. Wu // *Intermetallics* **17** (2009) 32.
- [25] Z.W. Huang, W. Voice, P. Boven, T.T. Cheng, M.R. Willis, I.P. Jones // *Intermetallics* **7** (1999) 89.
- [26] N.Z. Niu, Y.Y. Chen, F.T. Kong, J.P. Lin // *Intermetallics* **31** (2012) 249.
- [27] S. Bold, M. Oehring, J. Lindemann et al. // *Intermetallics* **58** (2015) 71.
- [28] Y.-W. Kim, D.M. Dimiduk, In: *Structural Intermetallics*, ed. by M.V. Nathal et al. (the Minerals Metals and Materials Society, Pensylvania, 1997) p. 531.
- [29] C.M. Austin, T.J. Kelly, K.G. McAllister, J.C. Chesnutt, In: *Structural Intermetallics*, ed. by M.V. Nathal et al. (the Minerals Metals and Materials Society, Pensylvania, 1997) p. 413.
- [30] W. Wang, W. Zeng, C. Xue, X. Liang, J. Zhang // *Materials Science & Engineering A* **603** (2014) 176.

## HEAT-RESISTANT INTERMETALLIC ALLOYS AND COMPOSITES BASED ON TITANIUM: MICROSTRUCTURE, MECHANICAL PROPERTIES AND POSSIBLE APPLICATION

**V.M. Imayev\*, R.M. Imayev, R.A. Gaisin,**

**T.I. Nazarova, M.R. Shagiev, R.R. Mulyukov**

Institute for Metals Superplasticity Problems of Russian Academy of Sciences

Ul. Khatyrina, 39, Ufa, Russia

\*e-mail: vimayev@mail.ru

**Abstract.** In the paper, microstructure design by means of hot working and heat treatment as well as some mechanical properties have been considered for intermetallic alloys based on  $\gamma$ (TiAl) and O(Ti<sub>2</sub>AlNb) phase. It has been shown that the current scientific and technical knowledge creates the prerequisites for development of both cast and wrought processing methods of these intermetallic alloys, particularly based on superplastic processing. In the paper, the results on discontinuously reinforced metal matrix Ti/TiB based composites produced in situ via conventional casting were also presented. For the matrix made of the alloy

VT18U (Ti-6.8Al-4Zr-2.5Sn-1Nb-0.7Mo-0.15Si, wt. %), it has been demonstrated that the presence of TiB whiskers provided significant enhancement in strength and creep resistance as compared with those of the matrix alloy.

**Keywords:** intermetallic alloys, *in situ* composites, microstructure, hot working, heat treatment, mechanical properties.

## References

- [1] F. Appel, J.D.H. Paul, M. Oehring, *Gamma Titanium Aluminide Alloys: Science and Technology* (Wiley-VCH, Weinheim, 2011).
- [2] K. Muraleedharan, T.K. Nandy, D. Banerjee // *Intermetallics* **3** (1995) 187.
- [3] R.M. Imayev, O.A. Kaibyshev and G.A. Salishchev // *Acta Metallurgica et Materialia* **40** (1992) 588.
- [4] V.M. Imayev, R.M. Imayev, G.A. Salishchev // *Intermetallics* **8** (2000) 1.
- [5] B.F. Greenberg, V.I. Anisimov, Yu.N. Gornostirev et al. // *Scripta Metallurgica et Materialia* **22** (1988) 859.
- [6] V.M. Imayev, R.M. Imayev, T.I. Oleneva // *Letters on Materials* **1(1)** (2011) 25. (in Russian).
- [7] A.K. Gogia, T.K. Nandy, D. Banerjee et al. // *Intermetallics* **6** (1998) 741.
- [8] H. Clemens, S. Mayer // *Advanced Engineering Materials* **15** (2013) 191.
- [9] Y.-W. Kim and S.-L. Kim, Keynote lecture at *Gammaloys Technology 2017 (GAT-2017)* (San Diego, USA, 2017).
- [10] H. Clemens, J. Esslinger, M. Schloffer, W. Smarsly, Keynote lecture at *Materials Science and Engineering (MSE-2017)* (Darmstadt, Germany, 2016).
- [11] E.N. Kablov // *Aviation Materials Technology* **5** (2012) 7. (in Russian).
- [12] T.M.T. Godfrey, P.S. Goodwin, C.M. Ward-Close // *Advanced Engineering Materials* **2** (2000) 85.
- [13] S. Abkowitz, S.M Abkowitz, H. Fisher, P.J. Schwartz // *JOM* **56** (2004) 37.
- [14] J. Qu, C. Zhang, S. Zhang, J. Han, L. Chai, Z. Chen, Y. Chen // *Materials Science & Engineering A* **701** (2017) 16.
- [15] V.M. Imayev, R.A. Gaisin, R.M. Imayev // *Materials Science & Engineering A* **641** (2015) 71.
- [16] X. Guo, L. Wang, M. Wang, J. Qin, D. Zhang, W. Lu // *Acta Materialia* **60** (2012) 2656.
- [17] R.A. Gaisin, V.M. Imayev, R.M. Imayev // *Letters on Materials* **7(2)** (2017) 186. (in Russian).
- [18] R.A. Gaisin, V.M. Imayev, R.M. Imayev // *Journal of Alloys & Compounds* **723** (2017) 385.
- [19] F. Appel, M. Oehring, J.D.H. Paul // *Advanced Engineering Materials* **8** (2006) 371.
- [20] T.I. Nazarova, V.M. Imayev, R.M. Imayev, R.R. Mulyukov // *The Physics of Metals & Metallography* **117(10)** (2016) 1038.
- [21] V.M. Imayev, R.M. Imayev, T.I. Oleneva, T.G. Khismatullin // *The Physics of Metals & Metallography* **106(6)** (2008) 641.
- [22] V.M. Imayev, T.I. Oleneva, R.M. Imayev, H-J. Christ, H.-J. Fecht // *Intermetallics* **26** (2012) 91.
- [23] E. Schwaighofer, H. Clemens, S. Mayer, J. Lindemann, J. Klose, W. Smarsly, V. Güther // *Intermetallics* **44** (2014) 128.
- [24] H. Saage, A.J. Huang, D. Hu, M.H. Loretto, X. Wu // *Intermetallics* **17** (2009) 32.
- [25] Z.W. Huang, W. Voice, P. Boven, T.T. Cheng, M.R. Willis, I.P. Jones // *Intermetallics* **7** (1999) 89.
- [26] N.Z. Niu, Y.Y. Chen, F.T. Kong, J.P. Lin // *Intermetallics* **31** (2012) 249.
- [27] S. Bold, M. Oehring, J. Lindemann et al. // *Intermetallics* **58** (2015) 71.

- [28] Y.-W. Kim, D.M. Dimiduk, In: *Structural Intermetallics*, ed. by M.V. Nathal et al. (the Minerals Metals and Materials Society, Pensylvania, 1997) p. 531.
- [29] C.M. Austin, T.J. Kelly, K.G. McAllister, J.C. Chesnutt, In: *Structural Intermetallics*, ed. by M.V. Nathal et al. (the Minerals Metals and Materials Society, Pensylvania, 1997) p. 413.
- [30] W. Wang, W. Zeng, C. Xue, X. Liang, J. Zhang // *Materials Science & Engineering A* **603** (2014) 176.