

УДК 67.017

**ФРАКТОГРАФИЯ, ВЯЗКОСТЬ РАЗРУШЕНИЯ И СТРУКТУРНАЯ  
ТУРБУЛЕНТНОСТЬ ПРИ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОМ УДАРНОМ  
НАГРУЖЕНИИ НЕРАВНОВЕСНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА Ti–6Al–4V**

© 2020 г. И. В. Власов<sup>a</sup>, В. Е. Егорушкин<sup>a</sup>, В. Е. Панин<sup>a,b,c,\*</sup>,  
А. В. Панин<sup>a,b</sup>, О. Б. Перевалова<sup>a</sup>

<sup>a</sup> Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

<sup>b</sup> Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск, Россия

<sup>c</sup> Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия

\*e-mail: viv@ispms.tsc.ru

Поступила в редакцию 20.02.2020 г.

После доработки 27.03.2020 г.

Принята к публикации 04.04.2020 г.

Впервые исследован титановый сплав Ti–6Al–4V с сильнонеравновесными  $\alpha$ - и  $\beta$ -фазами. Для этого он был подвержен поперечно-винтовой прокатке (ПВП) при  $T = 1000^\circ\text{C}$  (выше температуры полиморфного превращения), а затем закален в воде, чтобы частично сохранить в  $\alpha$ -фазе – ванадий, а в  $\beta$ -фазе – алюминий. При активном одноосном растяжении неравновесный сплав ВТ6 деформировался в отсутствие деформационного упрочнения при комнатной температуре. Сплавы, обработанные ПВП ниже температуры полиморфного превращения, показали традиционное параболическое упрочнение. Неравновесность сплава ВТ6 обусловила сильное возрастание его ударной вязкости при низких температурах вплоть до  $T = -70^\circ\text{C}$ . Усталостная долговечность неравновесного сплава возросла в два раза. Если исходный сплав при низких отрицательных температурах имеет вязко-хрупкое разрушение, то неравновесный сплав деформируется вязко со всеми признаками структурной турбулентности. Структурная турбулентность в неравновесном сплаве проявляется в интервале температур от 20 до  $-70^\circ\text{C}$ , при деформации 3D-напечатанных образцов, в условиях ударного расслоения диффузионно спеченных многослойных пакетов сплава ВТ6.

*Ключевые слова:* сплав Ti–6Al–4V, неравновесные фазы  $\alpha$  и  $\beta$ , низкотемпературная ударная вязкость, усталостная долговечность, структурная турбулентность

DOI: 10.31857/S0572329920050153

**1. Введение.** Титановый сплав Ti–6Al–4V (ВТ6) имеет широкое промышленное применение: авиастроение, судостроение, космос, машиностроение, химическая промышленность, медицинские имплантаты и др. [1–4]. Высокая прочность, низкий удельный вес, коррозионная стойкость – вот прерогатива его физико-технических характеристик. В настоящей работе поставлена задача исследовать фрактографию и вязкость ударного разрушения сплава ВТ6 после различной поперечно-винтовой прокатки. В литературе хорошо известна равновесная ударная вязкость сплава Поперечно-винтовая прокатка создает дополнительную кривизну кристаллической решетки, с которой связаны межузельные наномасштабные мезоскопические структурные состояния (МНМСС). Они создают дополнительную степень свободы и должны увеличивать ударную вязкость сплава и усталостную долговечность [5–13].

Если сплав закалить от высоких температур поперечно-винтовой прокатки, где он находится в однофазном ОЦК состоянии, то при быстром прохождении через область температур полиморфного превращения в нем будут создаваться неравновесные  $\alpha$  и  $\beta$  фазы. В неравновесной  $\alpha$ -фазе сохранится остаточный ванадий, а в неравновесной  $\beta$ -фазе сохранится остаточный алюминий. В неравновесной  $\alpha$ -фазе формируется сферически симметричная конфигурация ( $s-p$ )-электронов. И пространственная ориентация орбиталей  $d$ -электронов ванадия создает нанокривизну в сплаве. В неравновесной  $\beta$ -фазе  $d$ -орбитали электронов ванадия формируют пространственную конфигурацию электронной подсистемы. А сферическая симметрия ( $s-p$ ) электронов алюминия создает нанокривизну решетки  $\beta$ -фазы. В этих условиях возможно образование ГПУ  $\epsilon$ -мартенсита и  $\alpha'$ -мартенсита, которые способны к структурным трансформациям [10]. В итоге в сплаве создается нанокривизна решетки, которая благоприятна для структурной трансформации. Предполагалось сильным увеличением неравновесности  $\alpha$  и  $\beta$  фаз в сплаве ВТ6 резко повысить его релаксационные характеристики.

**2. Материал и методы исследования.** Материалом исследования являлся титановый сплав ВТ6 (5.95 Al, 4.3 V, 0.02 Si, 89.66 Ti вес. %) в состоянии поставки в виде прутка диаметром 40 мм. Прутки сплава подвергали поперечно-винтовой прокатке на трехвалковом министане РСП 14-40 в интервале температур от 850 до 1000°C. Нагрев до заданной температуры осуществлялся в печи ПКМ-612. Конечный диаметр заготовки составлял 16 мм. После каждого двух проходов проводили закалку заготовки в воду.

Для проведения ударной вязкости из прокатанных прутков методом электроискровой резки изготавливали образцы Шарпи размером  $7 \times 7 \times 55$  мм<sup>3</sup> с V-образным надрезом глубиной 2 мм. Ударную вязкость определяли при температурах от 20 до -70°C на автоматизированном маятниковом копре Instron 450MPX.

Механические испытания образцов на одноосное растяжение выполняли на универсальной электромеханической испытательной машине Instron 5582 со скоростью  $5 \times 10^{-4}$  с<sup>-1</sup> при комнатной температуре. Образцы в форме двойных лопаток с площадью поперечного сечения  $3 \times 1$  мм<sup>2</sup> и длиной рабочей части 15 мм вырезали на электроискровом станке. Усталостная долговечность измерялась на установке Biss nano UTM 150 при  $T = 20^\circ\text{C}$ .

Фазовый состав образцов ВТ6, параметры кристаллической решетки  $\alpha$ -Ti, объемную долю  $\beta$  фазы, полные среднеквадратичные смещения атомов  $\langle u^2 \rangle_{002}$  вдоль направления 002 определяли методом рентгеноструктурного анализа (РСА) с использованием дифрактометров Shimadzu XRD-6000. Фрактографические исследования образцов Шарпи после испытания на удар проводили на растровом электронном микроскопе LEO EVO 50 (Carl Zeiss, Германия) при ускоряющем напряжении 20 кВ в ЦКП "НАНОТЕХ" ИФПМ СО РАН (ЦКП ТНЦ СО РАН).

**3. Результаты исследования.** *3.1. Поведение кривых  $\sigma$ - $\epsilon$  и низкотемпературной зависимости ударной вязкости сплава ВТ6 при различных температурах поперечно-винтовой прокатки.* Поведение кривых  $\sigma$ - $\epsilon$  (напряжение МПа, деформация %) сплава ВТ6 при комнатной температуре в зависимости от температуры поперечно-винтовой прокатки представлено на рис. 1 (кривая 1 – исходное состояние; кривая 2 – ПВП  $T = 850^\circ\text{C}$ , кривая 3 – ПВП  $T = 1000^\circ\text{C}$ ). Исследованы температуры выше и ниже температуры полиморфного превращения  $T = 950^\circ\text{C}$ . При более высоких температурах ( $T = 1000^\circ\text{C}$ ) все легирующие элементы находятся в твердом растворе на основе  $\beta$ -Ti, и при закалке в воду равновесные  $\alpha$  и  $\beta$  фазы не успевают образоваться. Ниже температуры  $T = 950^\circ\text{C}$  легирующие элементы уже находятся в более равновесных фазах  $\alpha$  и  $\beta$ . Поведение кривых  $\sigma$ - $\epsilon$  сплава ВТ6 должно качественно быть различным.

Как видно из рис. 1, это действительно имеет место. Чем ниже температура закалки, тем выше равновесность сплава и тем выше кривая  $\sigma$ - $\epsilon$  (кривая 2 на рис. 1). На-

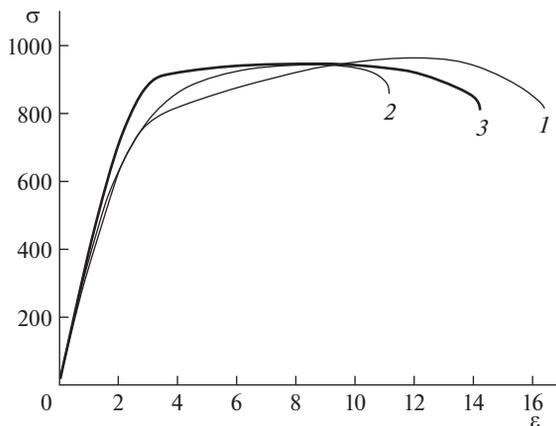


Рис. 1

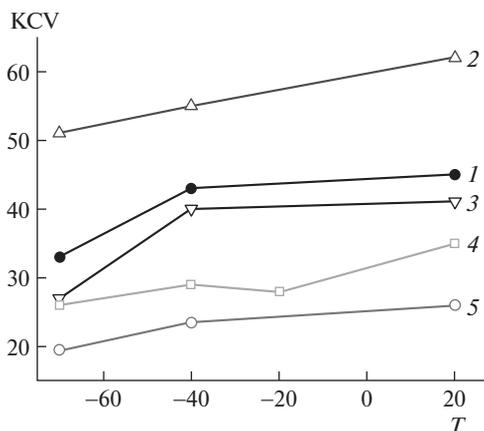


Рис. 2

блюдается традиционное для равновесных сплавов параболическое упрочнение (кривые 1 и 2 на рис. 1).

Совсем по-другому на равновесность сплава реагирует его пластичность. Неравновесность сплава и структурные трансформации благоприятствуют механизму сверхпластического течения [14–18]. Наномасштабные возмущения электронной подсистемы и структурные трансформации атомной подсистемы обеспечивают более высокий предел текучести сплава, но пластическое течение происходит в отсутствие деформационного упрочнения. Однако незавершенность вихревого течения в сплаве после ПВП при  $T = 1000^\circ\text{C}$  не позволяет ему реализовать высокую сверхпластичность (кривая 3 на рис. 1). Это совершенно уникальный эффект для сплава ВТ6. Он будет предсказывать аномально высокое релаксационное поведение материала.

Такой аномальный для сплава ВТ6 релаксационный эффект получен в [9] для ударной вязкости (KCV, Дж/см<sup>2</sup>) при низких температурах ( $T$ , °C), рис. 2 (кривая 1 – исходное состояние, ПВП кривые: 2 –  $1000^\circ\text{C}$ , 3 –  $950^\circ\text{C}$ , 4 –  $900^\circ\text{C}$ , 5 –  $850^\circ\text{C}$ ). Сплав ВТ6,

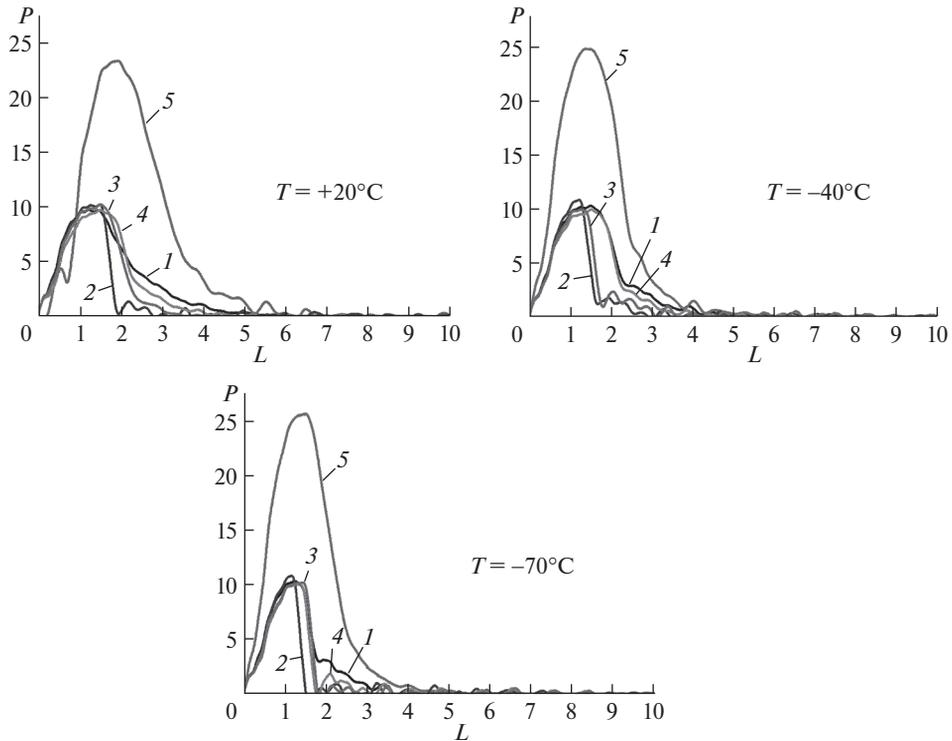


Рис. 3

закаленный после ПВП при  $T = 1000^\circ\text{C}$ , показывает аномально высокую низкотемпературную ударную вязкость вплоть до  $T = -70^\circ\text{C}$ . Этот результат очень актуален для арктического материаловедения. А перечень аномально высоких релаксационных эффектов для данного сплава будет продолжен исследованием в данной работе.

Все кривые низкой ударной вязкости (кривые 4, 5 на рис. 2) соответствуют сплаву с высоким деформационным упрочнением (кривые 1, 2 на рис. 1). Это вполне естественный результат. Поведение кривой 2 на рис. 2 свидетельствует об аномально высоком релаксационном эффекте в сплаве с неравновесными  $\alpha$  и  $\beta$  фазами.

*3.2. Влияние температуры поперечно-винтовой прокатки на энергию разрушения сплава ВТ6.* На рис. 3 приведены кривые “нагрузка ( $P$ , кН)–прогиб образца ( $L$ , мм)” исследованных образцов ВТ6 в исходном состоянии (1) и при различных температурах поперечно-винтовой прокатки сплава ВТ6:  $850^\circ\text{C}$  (2),  $900^\circ\text{C}$  (3),  $950^\circ\text{C}$  (4),  $1000^\circ\text{C}$  (5).

Прежде всего, выделяется механическое поведение сплава, подвергнутого ПВП при  $1000^\circ\text{C}$ , у которого создавались неравновесные  $\alpha$  и  $\beta$  фазы. Площади под кривыми “нагрузка–прогиб образца” характеризуют работу внешнего напряжения для разрушения образца. Эта работа для образцов, обработанных ПВП при  $T = 1000^\circ\text{C}$ , кратно превышает работу разрушения исходного сплава. Это свидетельствует о том, что механизм разрушения сплава, обработанного ПВП при  $T = 1000^\circ\text{C}$ , осуществляется структурными наномасштабными трансформациями. Другими словами, нанокривизна кристаллической решетки, обусловленная неравновесностью  $\alpha$  и  $\beta$  фаз, вызывают структурную наномасштабную трансформацию решетки при ударном нагружении.

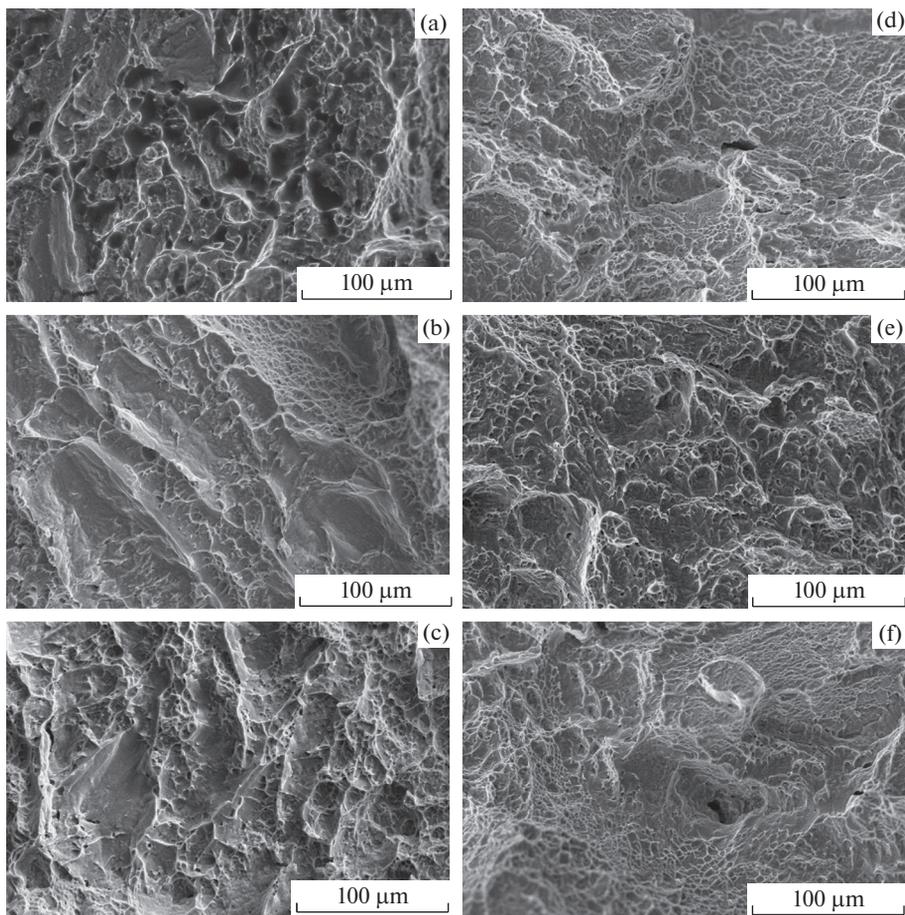


Рис. 4

Принципиально важно, что эта структурная трансформация происходит вплоть до температуры  $T = -70^{\circ}\text{C}$ .

Другой важный результат на рис. 3 связан с вязкостью разрушения, представленной на завершающей стадии кривых “нагрузка–прогиб образца”. Осцилляция нагрузки на завершающей стадии разрушения говорит об объемном эффекте нанокривизны решетки в сплаве. Подчеркнем, что после ПВП при  $850^{\circ}\text{C}$ , когда сплав находится в равновесном фазовом состоянии, трещина при  $T = -70^{\circ}\text{C}$  завершается хрупким сколом. Характерно, что чем выше температура ПВП, тем сильнее выражена осцилляция кривых “нагрузка–прогиб образца” на завершающей стадии ударного нагружения. Это вполне естественно, так как  $T = 950^{\circ}\text{C}$  – температура полиморфного превращения сплава ВТ6. Очень важным для структурной трансформации в сплаве является нанокривизна кристаллической решетки  $\alpha$  и  $\beta$  фаз.

*3.3. Фрактография разрушения и усталостная долговечность сплава ВТ6.* Представлены низкотемпературные фрактограммы разрушения при температурах  $+20$ ,  $-40$ ,  $-70^{\circ}\text{C}$  исходного сплава ВТ6 (рис. 4а, 4б, 4с) и после ПВП при  $T = 1000^{\circ}\text{C}$  (рис. 4д, 4е, 4ф). Они существенно различаются. В условиях вязкого разрушения при комнатной

Таблица 1

Состояние образца	Исходное	ПВП при 1000°С
Число циклов до разрушения (тыс.)	54	90

температуре (рис. 4а) исходный сплава ВТ6 проявляет вязко-хрупкий излом. Сплав ВТ6 после ПВП  $T = 1000^\circ\text{C}$  проявляет хорошо выраженное вязкое разрушение в режиме структурной турбулентности (рис. 4д). Волокнистый излом при разрушении может образоваться только в условиях нанокривизны кристаллической решетки. Сильно выраженная структурная турбулентность создается кривизной решетки в ходе ПВП при  $T = 1000^\circ\text{C}$ .

При температурах  $T = -40^\circ\text{C}$  (рис. 4б) и  $T = -70^\circ\text{C}$  (рис. 4с) излом исходного сплава ВТ6 становится хрупким. Тогда как после ПВП при  $T = 1000^\circ\text{C}$  низкотемпературная структурная наномасштабная турбулентность сплава полностью сохраняется вплоть до  $T = -70^\circ\text{C}$ , (рис. 4д, 4е, 4ф).

В таких условиях должна резко возрасти усталостная долговечность сплава. Возникновение остаточного содержания ванадия в  $\alpha$ -фазе и остаточного содержания алюминия в  $\beta$ -фазе вызывают эффекты ближнего порядка смещений. Пространственная конфигурация электронных орбиталей ванадия возмущает сферическую конфигурацию электронной подсистемы  $\alpha$ -фазы. Это вызывает ближний порядок смещений. Однако этот ближний порядок смещений в условиях усталостного нагружения может обратимо изменяться. Аналогичный эффект ближнего порядка смещений в  $\beta$ -фазе вызывает алюминий. Это повысит усталостную долговечность сплава. Эксперимент полностью подтверждает эту концепцию. В табл. 1 приведены данные усталостной долговечности сплава в исходном состоянии и после ПВП при  $T = 1000^\circ\text{C}$ .

Как видно из табл. 1, обработка сплава ПВП при  $T = 1000^\circ\text{C}$  дала двукратное возрастание усталостной долговечности сплава.

В работе [19] авторы подробно исследовали структурные трансформации в многослойном пакете ВТ6, полученном диффузионной сваркой. При ударном нагружении многослойный пакет расслаивался, и в зоне расслоения возникали сильные моментные напряжения. Они также вызывали структурную турбулентность и многочисленные фазовые превращения: растворение  $\beta$ -фазы, образование фаз  $\text{Ti}_3\text{Al}$ ,  $\text{TiAl}_3$ . Образование в зонах кривизны решетки межузельных наномасштабных мезоскопических структурных состояний (МНМСС) обуславливает образование новых фаз и растворение существующих. Происходит процесс структурной трансформации и в поле моментных напряжений он вызывает структурную турбулентность. Так разрушается сплав ВТ6, закаленный после ПВП при  $T = 1000^\circ\text{C}$ . Наномасштабная кривизна в зонах МНМСС обуславливает резкое возрастание усталостной долговечности сплава ВТ6 после ПВП при  $T = 1000^\circ\text{C}$ .

*3.4. Структурная турбулентность на поверхности разрушения в неравновесных  $\alpha$  и  $\beta$  фазах в образцах ВТ6.* Неравновесность  $\alpha$  и  $\beta$  фаз в образцах ВТ6, подвергнутых ПВП при  $T = 1000^\circ\text{C}$ , обуславливает структурную турбулентность разрушения сплава при ударном нагружении. Фрактография разрушения исходных образцов ВТ6 показана на рис. 5 при температуре  $T = 20^\circ\text{C}$  (а) и  $T = -70^\circ\text{C}$  (б). Образцы испытывают вязкое разрушение, но хорошо сохраняют зеренную структуру. Образцы после ПВП  $T = 1000^\circ\text{C}$  показаны на рис. 6 при температурах  $T = 20^\circ\text{C}$  (а) и  $T = -70^\circ\text{C}$  (б) и демонстрируют структурную турбулентность в виде микровихревой структуры. Отдельные зерна уже не проявляются. Незавершенные вихри могут достигать размеров 100 мкм.

Эффект структурной турбулентности выражен еще сильнее в напечатанных образцах ВТ6, рис. 7. Очень быстрая закалка расплавленного материала создает еще боль-

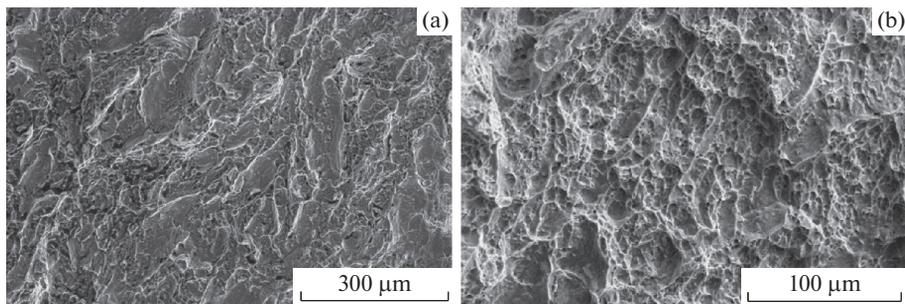


Рис. 5

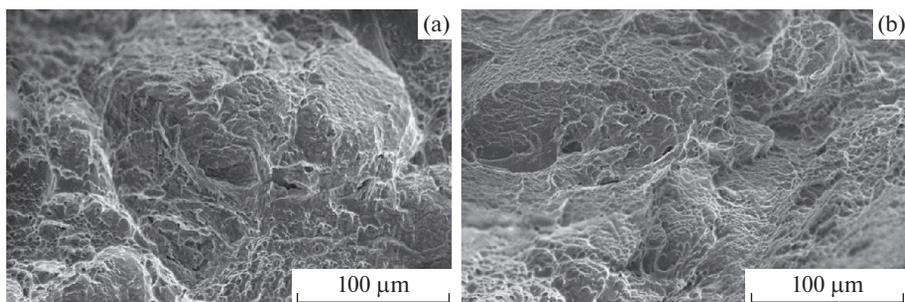


Рис. 6

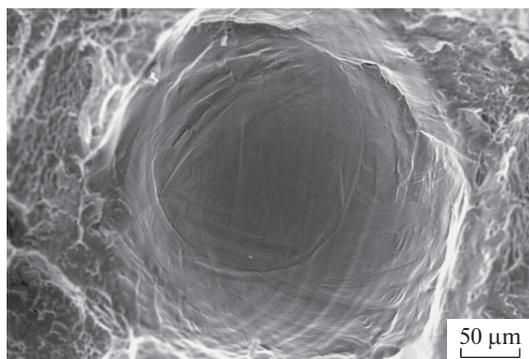


Рис. 7

шую неравновесность  $\alpha$  и  $\beta$  фаз. В итоге создаются мощные турбулентные вихри, превышающие размером 100 мкм.

Наконец, надо напомнить структурную турбулентность, полученную ранее [19, 20] при расслоении спеченных пакетов ВТ6 при их ударном разрушении. При диффузионном спекании многослойного пакета ВТ6 создавался неравновесный слой сплава, который затем разрушался при ударном нагружении. При разрушении пакета на поверхности разрушения наблюдалась классическая структурная турбу-

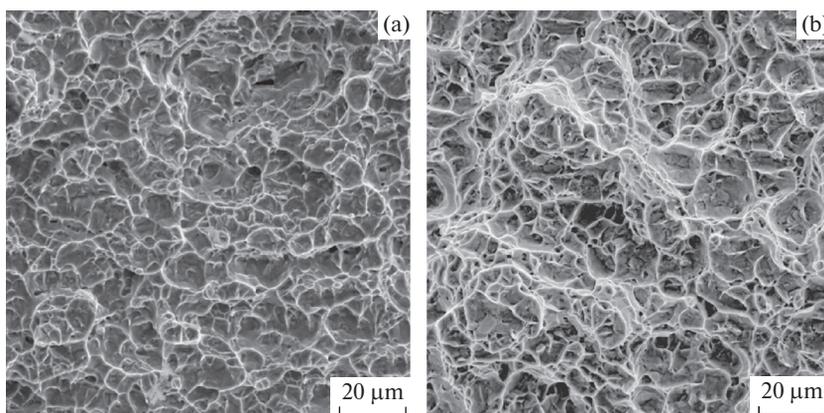


Рис. 8

лентность, рис. 8 при  $T = 20^\circ\text{C}$  (a) и  $T = -196^\circ\text{C}$  (b) [19, 20], о которой авторы ничего не говорили, так как в то время это было не принято. Разрушались сильно неравновесные  $\alpha$  и  $\beta$  фазы, формируя структурную турбулентность. Это говорит о том, что неравновесные  $\alpha$  и  $\beta$  фазы в сплаве ВТ6 таят в себе еще много нераскрытых эффектов.

**4. Обсуждение результатов.** 4.1. *Влияние поперечно-винтовой прокатки при  $T = 1000^\circ\text{C}$  на неравновесность  $\alpha$  и  $\beta$  фаз в сплаве ВТ6.* Методом рентгеноструктурного анализа обнаружено, что после поперечно-винтовой прокатки при  $T = 1000^\circ\text{C}$  возрастают полные среднеквадратичные смещения атомов в направлении 002 в  $\alpha$ -фазе, что может быть обусловлено увеличением концентрации как элементов замещения, так и внедрения (рис. 9, 1 точка – исходное состояние, ПВП: точка 2 –  $850^\circ\text{C}$ , точка 3 –  $1000^\circ\text{C}$ ). При этом параметр решетки “a” (нм) уменьшается (рис. 9a), параметр решетки “c” (нм) – увеличивается (рис. 9b). Известно [21, 22], что уменьшение параметров решетки  $\alpha$ -фазы при увеличении концентрации атомов ванадия и алюминия может быть обусловлено размерным фактором, так как атомные радиусы этих элементов меньше атомного радиуса титана. В системе Ti–V-параметры решетки  $\alpha$ -фазы уменьшаются при увеличении концентрации ванадия [23].

Оценка параметра решетки  $\beta$ -фазы с использованием межплоскостного расстояния 011 показала, что параметр решетки  $\beta$ -фазы при поперечно-винтовой прокатке при  $T = 1000^\circ\text{C}$  уменьшается (табл. 2), что также может быть обусловлено увеличением концентрации ванадия и алюминия. Если бы уменьшение параметра решетки  $\beta$ -фазы было обусловлено увеличением только концентрации ванадия, то следуя правилу Вегарда, его концентрация составила бы 40 ат. %, что вдвое больше, чем в равновесном состоянии поставки и быть не может. Отсюда следует, что одновременное уменьшение параметров решетки в  $\alpha$  (параметр решетки a) и  $\beta$ -фазах обусловлено увеличением концентрации алюминия в  $\beta$ -фазе и ванадия в  $\alpha$ -фазе.

Таблица 2

	Состояние сплава		
	Исходный	ПВП при $850^\circ\text{C}$	ПВП при $1000^\circ\text{C}$
$a_\beta$ , нм	0.3224	0.3209	0.3191

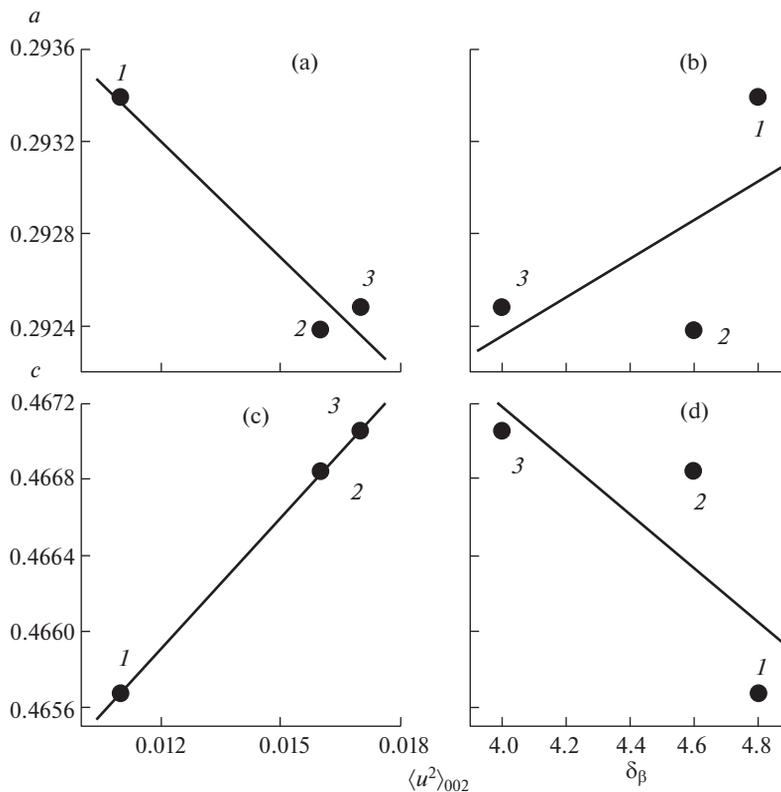


Рис. 9

Увеличение параметра  $c$  в  $\alpha$ -фазе может быть обусловлено увеличением концентрации элементов внедрения, расположенных в октаэдрических междуузлиях ГПУ структуры  $\alpha$ -фазы, в частности, кислорода из-за высокой активности титана по отношению к кислороду и того факта, что высокотемпературная ПВП проводилась на воздухе.

После ПВП уменьшается объемная доля  $\beta$ -фазы и параметр решетки  $a$   $\alpha$ -фазы (рис. 9с). Это также подтверждает тот факт, что после высокотемпературной ПВП и последующей закалки в воде ванадий не успевает в полной мере диффундировать в  $\beta$ -фазу и частично остается в твердом растворе на основе  $\alpha$ -фазы Ti.

4.2. К теории структурной турбулентности. Серьезный анализ проблемы структурной турбулентности в твердых телах проведен в работах [24–26]. Однако очень важные результаты в этой области были получены в [27], где была рассмотрена калибровочная динамическая теория дефектов в структурно-неоднородных средах.

Потоки  $J$  деформационных дефектов и их плотность  $\alpha$  описываются в такой теории уравнениями

$$\frac{\partial}{\partial x_\alpha} J_\mu^\alpha = - \frac{\partial \ln u_\alpha(x, t)}{\partial t} \quad (4.1)$$

$$\varepsilon_{\mu\chi\delta} \frac{\partial J_\delta^\alpha}{\partial x_\chi} = - \frac{\partial \alpha_\mu^\alpha}{\partial t} \quad (4.2)$$

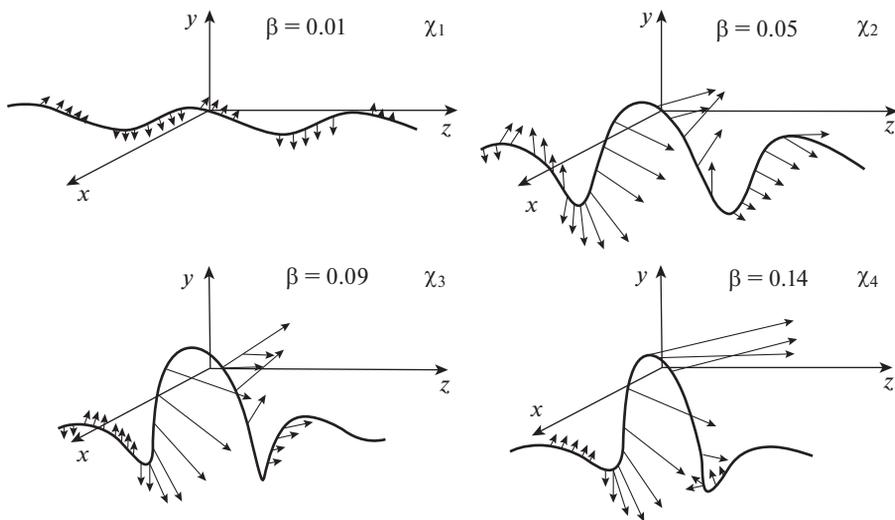


Рис. 10

$$\frac{\partial \alpha_{\mu}^{\alpha}}{\partial x_{\alpha}} = 0 \quad (4.3)$$

$$\varepsilon_{\mu\chi\delta} \frac{\partial \alpha_{\delta}^{\alpha}}{\partial x_{\chi}} = \frac{1}{c^2} \frac{\partial J_{\mu}^{\alpha}}{\partial t} + \frac{\partial \ln u_{\beta}(x, t)}{\partial x_{\nu}} \frac{C_{\alpha\beta}^{\mu\nu}}{E} - P_{\nu}^{\beta} \frac{C_{\alpha\beta}^{\mu\nu}}{E} \quad (4.4)$$

$$\frac{1}{c^2} \frac{\partial^2 \ln u_{\alpha}(x, t)}{\partial t^2} + \frac{\partial^2 \ln u_{\beta}(x, t)}{\partial x_{\mu} \partial x_{\nu}} \frac{c_{\alpha\beta}^{\mu\nu}}{E} = -P_{\nu}^{\beta} \frac{C_{\alpha\beta}^{\mu\nu}}{E} \quad (4.5)$$

Уравнения (4) имеют следующий смысл:

(4.1) – уравнение непрерывности среды с дефектами, из которого следует, что источником пластического потока является скорость перестроения дефектов;

(4.2) – условие совместности пластической деформации; принципиально важно, что изменение плотности среды со временем определяется в данном случае не дивергенцией, а ротором потока, то есть его пространственной неоднородностью;

(4.3) – условие непрерывности дефектов, что отражает отсутствие зарядов вихревой компоненты поля пластической деформации ( $\alpha_{\chi}^{\beta} = \varepsilon_{\chi\mu\nu} \partial_{\mu} P_{\nu}^{\beta}$ );

(4.4) – определяющее уравнение для среды с пластическим течением;

(4.5) – уравнение квазиупругого равновесия. Оно представляет собой известное в континуальной механике уравнение, но кроме упругой деформации отражает в правой части пластические дисторсии. Фактически данное слагаемое отражает рождение деформационных дефектов в локальных зонах гидростатического растяжения, сформированных концентратором напряжений.

Выражение (4.4) присуще только среде с пластическим течением. Оно связывает временные изменения пластического потока с анизотропным пространственным изменением плотности дефектов  $\varepsilon_{\chi\mu\nu} \partial_{\mu} \alpha_{\delta}^{\alpha} / dx_{\chi}$  и источниками ( $\sigma_{\mu}^{\alpha} - P_{\nu}^{\beta} C_{\alpha\beta}^{\mu\nu} / E$ ). Отличие уравнений (4.4) и (4.5) от соответствующих уравнений теории упругости состоит в том, что изменение скорости пластической деформации со временем определяется са-

ними напряжениями, а не  $\partial\alpha_{\text{II}}^{\alpha}/\partial x$ , как в упругом случае. Кроме того, в правую часть (4.4) в качестве источников входит сама пластическая дисторсия  $P_V^{\beta}(x, t)$ , что свидетельствует о двойственности дефектов как полевых источников.

На рис. 10 приведены зависимость формы и скорости пластической деформации от кривизны деформируемой области. Видно, что структурная турбулентность предсказывается уравнениями (4) в самом общем случае, поскольку в деформируемом твердом теле всегда возникает кривизна кристаллической решетки и нарушается трансляционная инвариантность. Волновой характер пластического течения возможен только при небольшой кривизне решетки. Большая кривизна решетки разрывает перекрытия волновых функций валентных электронов и образуется трещина. При небольшой кривизне решетки в междоузлиях возникают наномасштабные мезоскопические структурные состояния (МНМСС) и волновое пластическое течение, а также структурная турбулентность, возможны [5–12, 28–30]. Возникновение при небольшой кривизне решетки МНМСС есть дополнительная степень свободы и ее нужно использовать для повышения релаксационной способности материала. Такое заключение вытекает из работы [27] и оно должно широко использоваться в материаловедении. Настоящая работа это убедительно подтверждает.

**5. Заключение.** Титановый сплав Ti–6Al–4V в равновесии является двухфазным:  $\alpha$ -фаза имеет гексагональную плотноупакованную структуру (она формируется алюминием),  $\beta$ -фаза имеет объемно-центрированную решетку (ее формирует ванадий). Идея работы состояла в том, чтобы провести поперечно-винтовую прокатку сплава при  $T = 1000^{\circ}\text{C}$ , когда сплав находится выше температуры полиморфного превращения и имеет ОЦК решетку. При закалке легирующие элементы, находясь в твердом растворе, не будут создавать равновесные концентрации в  $\alpha$ - и  $\beta$ -фазах. Ванадий будет частично сохраняться в  $\alpha$ -фазе, алюминий — в  $\beta$ -фазе. Это вызывает сильное отклонение  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз от равновесия. Пространственная ориентация  $d$ -орбитальной ванадия будет сильно возмущать сферическую конфигурацию электронной подсистемы  $\alpha$ -фазы. Алюминий будет сильно возмущать пространственную конфигурацию  $d$ -орбиталей ванадия. Титановый сплав Ti–6Al–4V был впервые исследован с сильно неравновесными  $\alpha$ - и  $\beta$ -фазами.

При активном одноосном растяжении сплав ВТ6 при комнатной температуре, обработанный ПВП при  $T = 1000^{\circ}\text{C}$ , показал высокий предел текучести и отсутствие деформационного упрочнения. Сплавы, обработанные ПВП при температуре ниже области полиморфного превращения, показали традиционное параболическое упрочнение.

Неравновесность сплава ВТ6 после ПВП при  $T = 1000^{\circ}\text{C}$  обусловила сильное возрастание его ударной вязкости при низких температурах. Усталостная долговечность неравновесного сплава возросла в два раза. Наблюдается сильное различие фрактogram разрушения. Если исходный сплав имеет при низких отрицательных температурах вязко-хрупкое разрушение, то неравновесный сплав деформируется вязко со всеми признаками структурной турбулентности. Структурная турбулентность неравновесного сплава ВТ6 отчетливо проявляется в интервале температур  $[+20 \div -70]^{\circ}\text{C}$ , при деформации 3D-напечатанных образцов, в условиях ударного расслоения диффузионно спеченных многослойных пакетов сплава ВТ6.

Неравновесный двухфазный титановый сплав ВТ6 таит в себе уникальные возможности экстремального механического поведения.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013–2020 годы (проект III.23.1.1).

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Peters M., Gysler A., Lütyering G.* Titanium'80. Science and Technology. Metallurgical Society of AIME, 1980. 1777 p.
2. *Lucas J.J., Jaffee R.I., Burtel H.M.* Improvements in the Fatigue Strength of Ti–6Al–4V Forgings // Titanium Science and Technology. Plenum Press, 1973. P. 2081–2096.
3. *Zwicker U.* Titan and Titanlegierungen. Berlin: Springer, 1974. 101 p.
4. *Collings E.W.* The Physical Metallurgy of Titanium Alloys. OH: American Society for Metals, 1984. 261 p.
5. *Панин В.Е., Панин А.В., Перевалова О.Б., Шугуров А.Р.* Мезоскопические структурные состояния на наномасштабном уровне в поверхностных слоях титана и его сплава Ti–6Al–4V, создаваемые ультразвуковой и электронно-пучковой обработкой // Физ. мезомех. 2018. Т. 21. № 5. С. 5–15.
6. *Панин В.Е., Сурикова Н.С., Смирнова А.С., Почивалов Ю.И.* Мезоскопические структурные состояния в пластической деформации наноструктурных металлических материалов // Физ. мезомех. 2018. Т. 21. № 3. С. 12–17.
7. *Panin V.E., Derevyagina L.S., Panin S.V., Shugurov A.R., Gordienko A.I.* The role of nanoscale strain-induced defects in the sharp increase of low-temperature toughness in low-carbon and low-alloy steels // Mater. Sci. Eng. A. 2019. V. 768. P. 138491.
8. *Панин В.Е., Шулепов И.А., Деревягина Л.С., Панин С.В., Гордиенко А.И., Власов И.В.* Создание наномасштабных мезоскопических структурных состояний для образования мартенситных фаз в низколегированной стали с целью получения высокой низкотемпературной ударной вязкости // Физ. мезомех. 2019. Т. 22. № 6. С. 5–13.
9. *Панин В.Е., Шулепов И.А., Панин А.В., Перевалова О.Б., Власов И.В.* Влияние наномасштабных мезоскопических структурных состояний, связанных с кривизной кристаллической решетки, на механическое поведение титанового сплава Ti–6Al–4V // Физ. мезомех. 2019. Т. 22. № 6. С. 14–23.
10. *Панин В.Е., Сурикова Н.С., Панин С.В., Шугуров А.Р., Власов И.В.* Влияние наномасштабных мезоскопических структурных состояний, связанных с кривизной кристаллической решетки, на механическое поведение Fe–Cr–Mn аустенитной стали // Физическая мезомеханика. 2019. Т. 22. № 3. С. 5–14.
11. *Панин В.Е., Егорушкин В.Е., Кузнецов П.В., Гальченко Н.К., Шугуров А.Р., Власов И.В., Дерюгин Е.Е.* Структурная турбулентность пластического течения и вязкого разрушения низколегированной стали в условиях кривизны кристаллической решетки // Физ. мезомех. 2019. Т. 22. № 4. С. 16–28.
12. *Panin V.E., Egorushkin V.E., Elskova T.F., Surikova N.S., Pochivalov Yu.I., Panin A.V.* Multiscale Translation–Rotation Plastic Flow in Polycrystals. Handbook of Mechanics of Materials. Springer Nature Singapore Pte Ltd, 2018. 38 p. [https://doi.org/10.1007/978-981-10-6855-3\\_77-1](https://doi.org/10.1007/978-981-10-6855-3_77-1).
13. *Кузнецов П.В., Панин В.Е., Гальченко Н.К.* Механизм упрочнения низкоуглеродистых и низколегированных сталей с одновременным возрастанием пластичности и вязкости разрушения // Физ. мезомех. 2019. Т. 22. № 5. С. 19–27.
14. *Кайбышев О.А.* Пластичность и сверхпластичность металлов. М.: Metallurgy, 1975. 280 с.
15. *Габский М.В.* Структурная сверхпластичность металлов. М.: Metallurgy, 1975. 272 с.
16. *Новиков Н.Н., Портной В.К.* Сверхпластичность сплавов с ультрамелким зерном. М.: Metallurgy, 1981. 168 с.
17. *Кайбышев О.А.* Сверхпластичность промышленных сплавов. М.: Metallurgy, 1984. 272 с.
18. *Джифкинс Р.С.* Механизмы сверхпластической деформации // Сверхпластическая формовка конструкционных сплавов. М.: Metallurgy, 1985. С. 11–35.
19. *Сурикова Н.С., Панин В.Е., Деревягина Л.С., Луттфуллин Р.Я., Манжина Э.В., Круглов А.А., Саркеева А.А.* Микромеханизмы деформации и разрушения слоистого материала из титанового сплава ВТ6 при ударном нагружении // Физ. мезомех. 2014. Т. 17. № 5. С. 39–50.
20. *Саркеева А.А., Круглов А.А., Бородин Е.М., Гладковский С.В., Луттфуллин Р.Я.* Поведение при ударном нагружении слоистого материала из титанового сплава // Физ. мезомех. 2012. Т. 15. № 5. С. 51–57.

21. *Бондар А.А., Великанова Т.Я., Даниленко В.М., Дементьев В.М., Козлов Э.В., Лукашенко Г.М., Сидорко В.Р., Штерн Д.М.* Стабильность фаз и фазовые равновесия в сплавах переходных металлов. Киев: Наукова думка, 1991. 200 с.
22. *Zhu Tangkui, Li Miaoquan.* Lattice variations of Ti–6Al–4V alloy with hydrogen content // *Materials characterization.* 2011. V. 62. P. 724–729.
23. *Прядко Т.В.* Особенности гидрирования сплавов системы Ti–V // *Металлофизика. Новейшие технологии.* 2015. Т. 37. № 2. С. 243–255.
24. *Мухамедов А.М.* Эффект потери индивидуальности частицами турбулентной среды в процессе движения: связь между турбулентной мезодинамикой и турбулентной микроскопической феноменологией // *Физ. мезомех.* 2014. Т. 17. № 2. С. 25–34.
25. *Мухамедов А.М.* Геометрические модели мезомеханики сплошной среды: динамические степени свободы с неэйлеровой пространственно-временной эволюцией // *Физ. мезомех.* 2018. Т. 21. № 4. С. 13–21.
26. *Mukhamedov A.M.* Developed Turbulence: New Methods for Turbulence Modeling // *Phys. mesomech.* 2019. V. 22. № 3. P. 181–187.
27. *Egorushkin V.E.* Dynamics of Plastic Deformation. Localized Inelastic Strain Waves in Solids // *Physical Mesomechanics of Heterogeneous Media and Computer-Aided Design of Materials / Ed. by V.E. Panin.* Cambridge: Int, Sci. Pub., 1998. P. 41–64.
28. *Matsukawa Y., Zinkle S.J.* One-dimensional fast migration of vacancy clusters in metals // *Science.* 2007. V. 318. P. 959–962.
29. *Студ Дж.В., Этвуд Дж.Л.* Супрамолекулярная химия. М.: ИКЦ “Академкнига”, 2007. Т. 1. 480 с. Т. 2. 416 с.
30. *Гузев М.А., Дмитриев А.А.* Бифуркационное поведение потенциальной энергии системы частиц // *Физ. мезомех.* 2013. Т. 16. № 3. С. 27–33.