

Прочностные свойства, механизмы высокоскоростной пластической деформации и разрушения сплава Ti-6Al-3Mo в ударных волнах

© А.В. Павленко,¹ А.В. Добромислов,² Н.И. Талуц,² С.Н. Малюгина,¹ С.С. Мокрушин,¹
М.С. Мытарев,¹ М.А. Борщевский¹

¹Российский федеральный ядерный центр — Всероссийский НИИ технической физики им. академ. Е.И. Забабахина, 456770 Снежинск, Челябинская обл., Россия

²Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, 620108 Екатеринбург, Россия
e-mail: dep5@vniitf.ru

Поступило в Редакцию 31 марта 2025 г.

В окончательной редакции 2 марта 2025 г.

Принято к публикации 6 июня 2025 г.

Представлены результаты измерения волновых профилей ударного сжатия образцов $(\alpha + \beta)$ -титанового сплава Ti-6Al-3Mo при разных условиях ударно-волнового нагружения, а также результаты металлографического исследования сохранных после нагружения образцов. Получены зависимости откольной прочности от скорости деформации в волне разрежения и предела упругости Гюгонио от времени распространения волны сжатия в материале. Определены значения откольной прочности и предела упругости Гюгонио в диапазоне температур от -168°C до 400°C . Результаты металлографических исследований сохранных образцов показали, что при реализованных режимах нагружения высокоскоростная пластическая деформация осуществлена скольжением, образования двойников не происходит. Характерной особенностью высокоскоростной пластической деформации исследованного сплава явилось образование полос локализации деформации, механическое разрушение протекало путем образования откольных и сдвиговых трещин.

Ключевые слова: $(\alpha + \beta)$ -титановый сплав, ударно-волновое воздействие, откольная прочность, предел упругости Гюгонио, скорость деформации, высокоскоростная пластическая деформация, структура.

DOI: 10.61011/JTF.2025.11.61604.54-25

Введение

Титановые сплавы обладают уникальным сочетанием физико-механических свойств, которые обеспечивают им широкий спектр применения в различных областях промышленности. Особое место они занимают в авиационной и космической технике, где предъявляются особые требования к конструкционным материалам. В связи с этим исследованию свойств титановых сплавов уделяется большое внимание [1–15].

В зависимости от фазового состава титановые сплавы условно разделяются на пять групп: α -, псевдо- α -, двухфазные $(\alpha + \beta)$ -, псевдо- β - и β -сплавы. Наибольшей прочностью и высокой термической стабильностью обладают двухфазные $(\alpha + \beta)$ -сплавы (BT6, BT8, BT9, BT14). Сплавы этой группы имеют ламеллярную структуру, которая состоит из реек α -фазы и прослоек (реек) β -фазы между ними. Такая структура может влиять как на динамические свойства, так и на механизмы высокоскоростной пластической деформации и разрушения в процессе ударно-волнового нагружения.

Есть ряд работ, посвященных исследованиям динамических свойств титановых сплавов $(\alpha + \beta)$ -группы [4,12–15], при этом не во всех из них приводятся данные о деформационной структуре после ударного воздействия [12,14,15].

В работе [4] изучалось влияние температуры испытаний на динамические свойства $(\alpha + \beta)$ -сплава Ti-6Al-2Sn-2Zr-2Cr-2Mo-Si. Обнаружено, что динамическая прочность гораздо менее чувствительна к составу, структуре сплава и температуре испытаний, чем предел текучести. С повышением температуры амплитуда упругого предвестника уменьшается, а нарастание параметров за его фронтом становится более крутым, при этом крутизна пластической волны сжатия практически не меняется. Откольная прочность максимальна при комнатной температуре (4.8 GPa) и монотонно убывает при повышении и понижении температуры.

В работе [13] получена зависимость откольной прочности $(\alpha + \beta)$ -сплава BT6 от скорости деформации при комнатной температуре в диапазоне от $1 \cdot 10^4$ до $1.9 \cdot 10^6 \text{ s}^{-1}$, аппроксимированная степенной функцией. Откольная прочность находилась в диапазоне от 4.1 до 5.1 GPa. Увеличение температуры с 20°C до 600°C приводит к уменьшению динамического предела упругости. Исследования деформационной структуры образцов не проводилось.

При исследовании сохранных образцов $(\alpha + \beta)$ -сплавов BT6 и BT14 в [12] обнаружено образование полос сдвига (полос локализации деформации) и нового типа мезодефектов — винтовых ротаций. Максимальная откольная прочность соответствует максимальной плотности винтовых ротаций. В работе [14] отмечается,

что преобладающим механизмом деформации в сплаве Ti-6Al-4V (аналог сплава ВТ6) является дислокационное скольжение. При этом в ламеллярной структуре выявлены плоские скопления дислокаций. Небольшое количество двойников образуется, когда толщина пластинок α -фазы составляет $2\text{ }\mu\text{m}$.

В работе [15] при исследовании сплава Ti-6Al-4V с другой исходной структурой, состоящей из равноосных зерен α - и β -фаз, было показано, что высокоскоростная деформация при скорости $5 \cdot 10^3\text{ s}^{-1}$ происходит с образованием плоских скоплений дислокаций и многочисленных двойников. Также в работе показано, что с повышением начальной температуры до 222°C при скорости 0.001 s^{-1} изменяется механизм деформации на более хаотичное скольжение.

Сплав ВТ8 (Ti-6Al-3Mo) применяется для изготовления таких ответственных деталей, как диски и лопатки газотурбинных авиационных двигателей и деталей различного назначения, работающих при температуре до 480°C . Вместе с тем данных о динамических свойствах и механизмах деформирования и разрушения сплава ВТ8 в литературе крайне мало.

С целью восполнения недостатка экспериментальных данных в настоящей работе представлены результаты исследования упругопластических и прочностных свойств, а также механизмов высокоскоростной пластической деформации и разрушения сплава ВТ8 при ударно-волновом воздействии в широком диапазоне скоростей деформации, интенсивности нагружения и вариации начальных температур образцов.

1. Техника эксперимента

Исследовались образцы, вырезанные из прутка в виде дисков диаметром 34 mm толщинами от 0.5 до 4 mm . Грани образцов подвергали шлифовке для удаления дефектов поверхности и получения необходимой плоскопараллельности. Химический состав сплава ВТ8 (mass%): Ti — осн., Al — (5.8–7), Mo — (2.8–3.8), Zr — 0.5, Si — (0.2–0.4), Fe — 0.3, O — 0.15, H — 0.015, прочие примеси — 0.3.

Образцы подвергали интенсивному ударно-волновому воздействию в экспериментах на одноступенчатой легкогазовой пушке калибром 44 mm [16]. Плоский ударник из сплава ВТ8, закрепленный на поршне, разогнался в стволе легкогазовой пушки и соударялся с исследуемым образцом. В этот момент в системе образец-ударник возникал ударно-волновой процесс в виде распространения плоских одномерных волн сжатия и разрежения, который регистрировали как изменение скорости свободной поверхности образца. Скорость движения свободной поверхности регистрировалась при помощи лазерно-интерферометрических методов VISAR [17] и PDV [18]. На основании полученных профилей скорости производился расчет величин откольной прочности и предела упругости Гюгонио.

Скорость соударения определяли при помощи электроконтактных датчиков, которые также позволяли контролировать перекус соударения. Точность измерения скорости соударения составляла 0.2% [16]. Лазерные методы имеют точность измерения скорости 1% и временное разрешение $\sim 2\text{ ns}$.

Начальную температуру образцов варьировали в диапазоне от -168°C до 400°C . Охлаждение осуществляли жидким азотом. В экспериментах при высокой температуре исследуемого образца использовали индукционный нагреватель. Температура контролировалась при помощи термопары с точностью $\pm 5^\circ\text{C}$.

Сохраненные после ударно-волнового нагружения образцы исследовали методами оптической металлографии, рентгеноструктурного анализа, сканирующей электронной микроскопии (СЭМ). Также проводили измерение микротвердости. Рентгеноструктурный анализ проводили на дифрактометре ДРОН-3 с использованием $\text{Cu K}\alpha$ -излучения и графитового кристалл-монокроматора, оптическую металлографию — на микроскопе Neophot-30, электронно-микроскопическое исследование — на сканирующем электронном микроскопе Quanta 200. Измерение микротвердости осуществляли на микротвердомере ПМТ-3 при нагрузке 0.98 N .

2. Результаты исследования

Согласно данным рентгеноструктурного анализа, сплав ВТ8 в исходном состоянии является двухфазным и состоит из α - и β -фаз. Периоды решетки α -фазы составляют $a_\alpha = (0.2927 \pm 0.0001)\text{ nm}$, $c_\alpha = (0.4672 \pm 0.0001)\text{ nm}$, $c/a = 1.596$. Период решетки β -фазы $a_\beta = (0.3246 \pm 0.0001)\text{ nm}$.

Исходная структура сплава имеет ламеллярное строение из реек α -фазы и прослоек β -фазы (рис. 1). Алюминий и цирконий находятся в основном в кристаллической решетке α -фазы, а молибден и железо находятся в прослойках β -фазы. На изображении, полученном методом оптической металлографии, α -фаза имеет светлый контраст, а β -фаза — темный (рис. 1, а). На изображении, полученном с использованием сканирующего электронного микроскопа, контраст противоположный (рис. 1, б). Толщина реек α -фазы составляет в среднем $1.6\text{ }\mu\text{m}$, а толщина прослоек β -фазы — $0.4\text{ }\mu\text{m}$.

Значение микротвердости сплава в исходном состоянии $H_\mu = (3407 \pm 73)\text{ МПа}$. Сплав ВТ8 имеет плотность $\rho_0 = 4430\text{ kg/m}^3$. Измеренные ультразвуковым методом продольная и сдвиговая скорости звука равны соответственно $C_l = (6100 \pm 16)\text{ m/s}$ и $C_s = (3130 \pm 16)\text{ m/s}$, рассчитанная объемная скорость звука $C_b = (4910 \pm 16)\text{ m/s}$.

Первичные результаты ударно-волновых экспериментов показаны на рис. 2 в виде профилей скорости свободной поверхности образцов. Профили скорости на рис. 2, а получены при скоростях соударения от 408 до

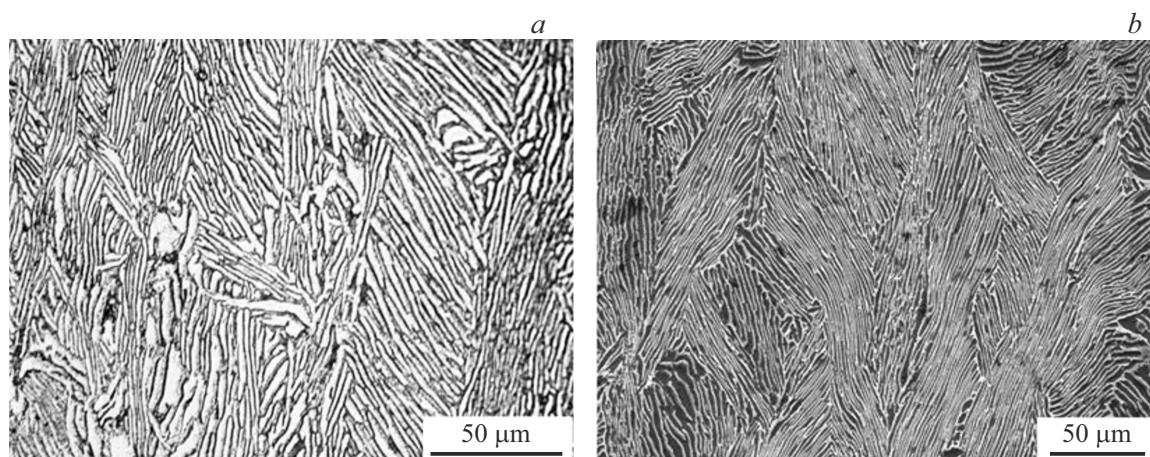


Рис. 1. Структура сплава ВТ8 в исходном состоянии: *a* — оптическая металлография; *b* — сканирующая электронная микроскопия.

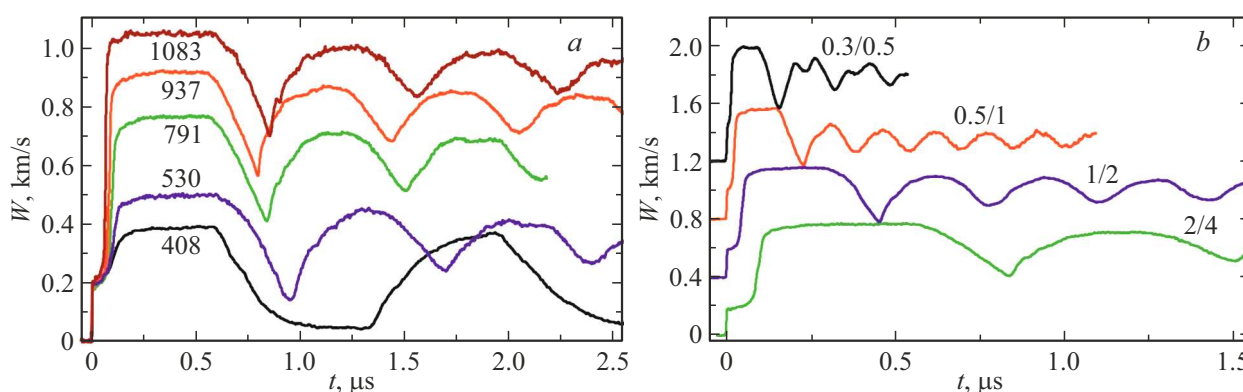


Рис. 2. Профили скорости свободной поверхности образцов из сплава ВТ8 при нормальной начальной температуре: *a* — при вариации интенсивности ударной волны; *b* — при вариации длительности нагружающего импульса.

1083 м/с, что соответствует диапазону давлений в ударных волнах от 4.6 до 13.2 ГПа. Толщина образцов в этих экспериментах составляла 4 мм, толщина ударника — 2 мм, начальная температура образцов была комнатной. Рядом с каждым профилем указана скорость соударения в м/с. На всех профилях регистрируется двухволновая конфигурация ударной волны с выделением упругого предвестника и следующей за ним пластической волны сжатия вследствие различия скоростей распространения продольных упругих возмущений и пластической волны деформации. За пластической ударной волной регистрируются плато стационарного течения, волна разгрузки, откольный импульс и последующие реверберации волн в откольной пластине. На профиле, соответствующем скорости соударения (408 ± 0.8) м/с (соответствующее давление за фронтом ударной волны — 4.6 ГПа), откол не зарегистрирован, поскольку величина напряжения растяжения не превышает откольной прочности. На профиле скорости, соответствующем скорости соударения (1083 ± 2) м/с (13.2 ГПа), наблюдается задержка момента выхода откольного импульса на свободную

поверхность. Эта задержка может быть вызвана протеканием $\alpha \rightarrow \omega \rightarrow \alpha$ -фазового превращения. Установить точную границу давления начала $\alpha \rightarrow \omega$ -перехода не представляется возможным, так как на фронте волны сжатия нет четкого выделения фазового предвестника как, например, для технического чистого титана [10,11]. Можно утверждать, что фазовый переход возникает в диапазоне скоростей соударения 937 – 1083 м/с, что соответствует диапазону давлений от 11.2 до 13.2 ГПа.

В экспериментах, результаты которых показаны на рис. 2, *b*, значения скоростей соударения были следующими: для 0.3/0.5 — (799 ± 1.6) м/с, 0.5/1 — (791.3 ± 2.4) м/с, 1/2 — (792 ± 1.6) м/с, 2/4 — (791.1 ± 1.6) м/с. Начальная температура была комнатной, варьировали только длительность нагружающего импульса за счет изменения толщин ударников и образцов. Номинальные значения толщин ударника/образца указаны над каждым профилем скорости в миллиметрах. Для наглядности профили смещены по вертикали друг относительно друга на 400 м/с. На рисунке видно, как эволюционируют профили волн при вариации дли-

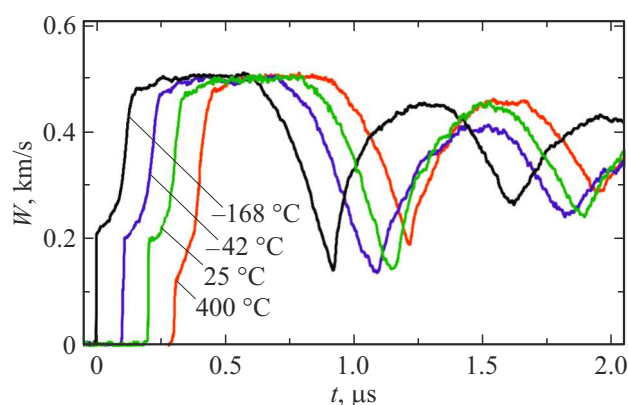


Рис. 3. Сравнение профилей скорости свободной поверхности образцов титанового сплава ВТ8 при различных начальных температурах.

тельности нагружающего импульса. С его увеличением увеличивается и длительность воздействия растягивающих напряжений в образце, что приводит к уменьшению скорости деформации в волне разрежения, об этом свидетельствует уменьшение угла наклона участка профиля скорости, соответствующего разрежению. На основе результатов этой серии экспериментов строилась зависимость величины откольной прочности от скорости деформации в волне разрежения.

В отдельной серии экспериментов исследовали влияние начальной температуры образцов на упругопластические и прочностные свойства сплава. На рис. 3 сопоставлены волновые профили, полученные при изменении начальной температуры исследуемых образцов. Профили сдвинуты по времени на $0.3 \mu\text{s}$ для наглядного представления. В этих экспериментах толщины ударников составляли 2 mm , образцов — 4 mm , скорости соударения были примерно одинаковыми и составляли $(545.3 \pm 1.1) \text{ m/s}$, $(544.1 \pm 1.1) \text{ m/s}$, $(530 \pm 1.1) \text{ m/s}$, $(532 \pm 1.1) \text{ m/s}$ при начальных температурах образцов -168°C , -42°C , 25°C , 400°C соответственно. Видно, что увеличение температуры от комнатной до 400°C приводит к уменьшению амплитуды упругого предвестника W_{HEL} и величины спада скорости поверхности ΔW от среднего значения на плато до ее минимального значения перед фронтом откольного импульса, что свидетельствует о снижении предела упругости Гюгонио и откольной прочности:

$$\sigma_{\text{HEL}} = 0.5\rho_0 C_l W_{\text{HEL}},$$

$$\sigma_{sp} = 0.5\rho_0 C_b (\Delta W + \delta),$$

где δ — поправка на искажение профиля скорости вследствие различия скоростей распространения откольного импульса и волны разгрузки [19].

При снижении температуры до -168°C предел упругости Гюгонио и откольная прочность практически не изменяются. Интервал времени между моментами выхода упругого предвестника и пластической волны на

свободную поверхность сохраняется во всем диапазоне температур. Это говорит о сохранении разности скоростей упругой и пластической волн сжатия в сплаве ВТ8 при изменении температуры.

На основе полученных профилей скорости были рассчитаны и построены зависимость откольной прочности от скорости деформации в волне разрежения, а также зависимость величины предела упругости Гюгонио от расстояния, пройденного волной в материале (рис. 4). Значения предела упругости Гюгонио и откольной прочности в эксперименте с нагревом образца до 400°C выделены штриховкой.

Рассчитанные значения откольной прочности описываются эмпирической зависимостью: $\sigma_{sp} = 2.69(\dot{\epsilon})^{0.046}$, где $\dot{\epsilon}$ — скорость деформации в волне разрежения. Затухание предела упругости Гюгонио в зависимости от расстояния h , пройденного волной в материале, описывается соотношением $\sigma_{\text{HEL}} = 2.86(h)^{-0.06}$.

На рис. 4 „пустые“ точки „выбиваются“ из общей зависимости, а именно наблюдается увеличение откольной прочности. Эти значения получены при обработке результатов экспериментов, в которых давление в ударной волне было выше 11.2 GPa (профили скорости в настоящей работе не приводятся). Увеличение напряжения откольного разрушения является еще одним доказательством того, что в сплаве протекает $\alpha \rightarrow \omega$ -превращение. В работе [10] было показано, что технически чистый титан в ω -фазе имеет большую откольную прочность, чем в α -фазе.

Для структурных исследований были выбраны три образца, сохраненные после однократного ударного сжатия при комнатной температуре, при пониженной до -80°C и повышенной до 400°C при фиксированных условиях нагружения, при которых скорость соударения ударника с образцов составляла порядка 530 m/s (давление ударного сжатия в образцах — 6.1 GPa), и один образец, сохраненный после нагружения со скоростью

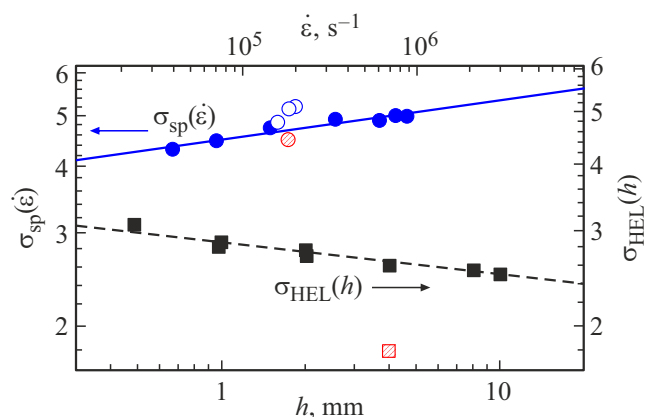


Рис. 4. Зависимость откольной прочности $\sigma_{sp}(\dot{\epsilon})$ титанового сплава ВТ8 от скорости деформации в волне разрежения (сверху) и зависимость динамического предела упругости $\sigma_{\text{HEL}}(h)$ от расстояния пройденного волной в материале образца (снизу); красными символами отмечены данные при нагреве до 400°C .

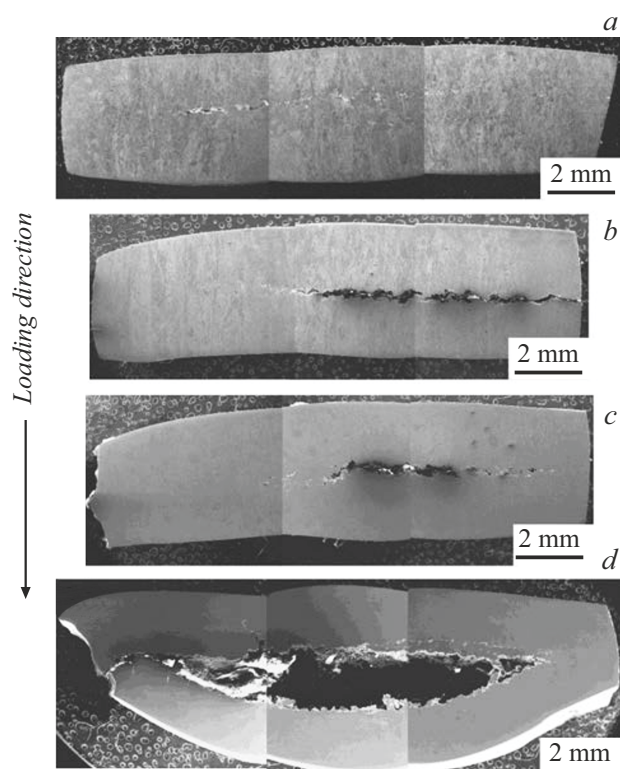


Рис. 5. Панорамные изображения поперечного сечения шлифов образцов из сплава ВТ8 после различных режимов нагружения, полученные в сканирующем электронном микроскопе: *a* — $V = (537 \pm 1.1) \text{ m/s}$, $T = -80^\circ\text{C}$; *b* — $V = (539 \pm 1.1) \text{ m/s}$, комнатная температура; *c* — $V = (532 \pm 1.1) \text{ m/s}$, $T = 400^\circ\text{C}$; *d* — $V = (937 \pm 1.8) \text{ m/s}$, комнатная температура. Центр дисков находится с правой стороны.

соударения $(937 \pm 1.8) \text{ m/s}$ (11.2 GPa) при комнатной температуре.

Рентгеноструктурный анализ показывает, что фазовый состав сплава после ударно-волнового нагружения не изменился ни при одном из реализованных режимов нагружения. На полученных дифрактограммах присутствуют дифракционные пики только от α - и β -фаз.

При всех режимах нагружения происходит образование магистральных трещин примерно в средней по толщине части образца. Однако их вид существенно зависит от режима нагружения. Так, после нагружения с скоростью $(537 \pm 1.1) \text{ m/s}$ (6.2 GPa) при $T = -80^\circ\text{C}$ в образце обнаруживаются две трещины. Более раскрытая трещина находится на расстоянии $\sim 1.5 \text{ mm}$, а менее раскрытая — на расстоянии $\sim 2.5 \text{ mm}$ от верхней поверхности шлифа (рис. 5, *a*). Поскольку при нагружении образца максимальные действующие продольные напряжения были в центральной его части, раскрытие трещины происходило главным образом в этой области, а в периферийной области трещины сохранились в нераскрытом состоянии из-за боковой разгрузки.

Все дефекты (поры и мелкие трещины) концентрируются в полосе шириной примерно 1.2 mm в средней части шлифа. Обе трещины не сплошные, а состоят из большого количества мелких откольных и сдвиговых трещин и пор (рис. 6). Весьма вероятно, что образование трещин откольного и сдвигового типа в некоторых случаях начиналось из одного центра. Это следует из того, что большинство крупных пор (раскрытые трещины) имеет форму, близкую к параллелограмму, одна сторона которого перпендикулярна к направлению распространения ударной волны, а другая расположена приблизительно под углом 45° . Кроме того, в структуре сплава встречаются Z-образные трещины, которые ранее наблюдались после ударно-волнового нагружения в сплаве ВТ14 в [12].

Образование откольных трещин происходило путем зарождения и роста пор. Об этом свидетельствует наличие на поверхности сильно раскрытых трещин и крупных пор ямочного узора (рис. 6, *b*).

При нагружении с $V = (530 \pm 1.1) \text{ m/s}$ (6.1 GPa) при комнатной температуре в образце образуется только одна магистральная трещина в среднем сечении (рис. 5, *b*). По сравнению с нагружением при $T = -80^\circ\text{C}$ она более раскрытая. Из-за большого раскрытия трещины форма „параллелограммов“ менее выражена. Трещина не доходит до краев диска, на концах она имеет вид более мелких и тонких откольных и сдвиговых трещин, которые расположены под углом 45° к направлению распространения ударной волны (рис. 7). Реечный характер исходной структуры не оказывает существенного влияния на направление распространения трещин (рис. 7, *c*).

При нагружении с $V = (532 \pm 1.1) \text{ m/s}$ (6.15 GPa) при $T = 400^\circ\text{C}$ в образце также образуется только одна магистральная трещина (рис. 5, *c*), которая не доходит до краев диска, переходя в полосы локализации деформации и поры (рис. 8, *a*). В некоторых случаях поры, образующиеся в результате раскрытия сдвиговых трещин, приобретают форму квадратов, стороны которых образуют с направлением распространения ударной волны углы 45° (рис. 8, *b*).

Наибольшее раскрытие магистральной трещины происходит при нагружении с $V = (937 \pm 1.8) \text{ m/s}$ (11.2 GPa) (наибольшая кинетическая энергия околной пластины) при комнатной температуре (рис. 5, *d*). Образовавшаяся трещина проходит практически через весь образец. В верхней половине образца в его средней части также присутствует нераскрытая трещина, наблюдающаяся в виде цепочки пор. Поверхность пор во многих случаях имеет характерный вид „ямочного узора“ (рис. 9).

Характерной особенностью высокоскоростной пластической деформации сплава ВТ8 является полное отсутствие двойников. Деформация осуществляется только скольжением. Во многих случаях рейки имеют зубчатый вид (рис. 10), что свидетельствует о протекании скольжения как в α -фазе, так и в β -фазе. Зубчатость границ

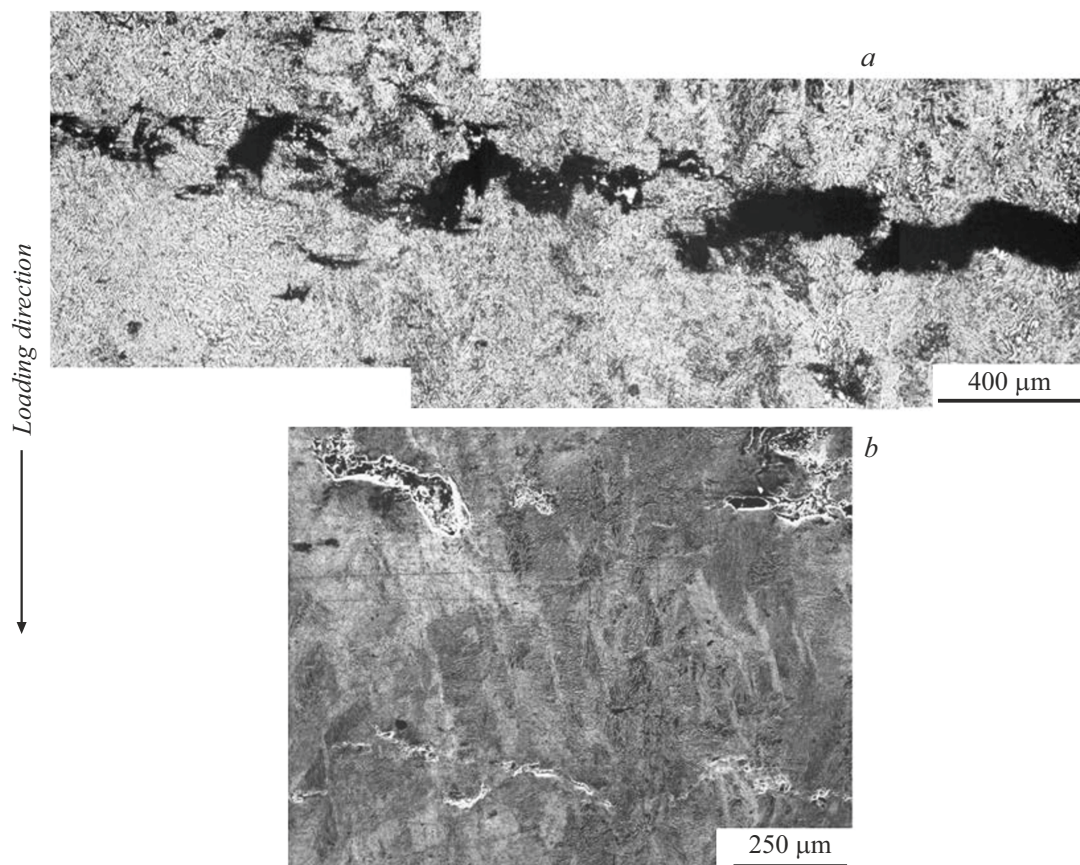


Рис. 6. Верхняя трещина (*a*) и фрагменты трещин (*b*) в поперечном сечении образца из сплава ВТ8 после нагружения с $V = (537 \pm 1.1)$ м/с при $T = -80^\circ\text{C}$: *a* — оптическая металлография; *b* — сканирующая электронная микроскопия.

возрастает как с ростом температуры (рис. 10, *b*), так и с увеличением скорости соударения (рис. 10, *c, d*).

Аналогичная зубчатость наблюдается на снимках структуры сплавов ВТ6 и ВТ14 после ударно-волнового нагружения в [12], однако авторы не обратили внимания на этот факт.

В процессе ударно-волнового нагружения в этом сплаве происходит образование полос локализации деформации. При режимах нагружения с $V = (537 \pm 1.1)$ м/с при $T = -80^\circ\text{C}$ и $V = (530 \pm 1.1)$ м/с при комнатной температуре полосы локализации деформации обнаруживаются редко. Часто они имеют только зачаточную форму и небольшую протяженность (рис. 11, *a, b*). Наибольшее количество полос локализации деформации наблюдается после нагружения со скоростью (532 ± 1.1) м/с при $T = 400^\circ\text{C}$ (рис. 11, *c, d*). При комнатной температуре при скорости соударения $V = (937 \pm 1.8)$ м/с полосы локализации деформации практически отсутствуют.

Полосы локализации деформации образуются как вблизи магистральной трещины, так и вне ее (рис. 11, *c*). Рейки α - и β -фаз вблизи полос локализации деформации сильно изгибаются, а расстояние между ними существенно уменьшается, что свидетельствует о больших сдвиговых смещениях материала.

Микротвердость образцов сплава ВТ8 после различных режимов нагружения

Режим нагружения	H_{μ} , МПа
$V = (537 \pm 1.1)$ м/с (6.2 GPa), $T = -80^\circ\text{C}$	3898 ± 54
$V = (530 \pm 1.1)$ м/с (6.1 GPa), комнатная температура	3883 ± 73
$V = (532 \pm 1.1)$ м/с (6.15 GPa), $T = 400^\circ\text{C}$	3826 ± 72
$V = (937 \pm 1.8)$ м/с (11.2 GPa), комнатная температура	3791 ± 64

Измерение микротвердости после ударно-волнового нагружения для всех образцов проводилось на их поперечных сечениях в направлении от поверхности нагружения к свободной поверхности примерно на $1/2$ радиуса от центра диска. Полученные средние значения величины микротвердости представлены в таблице.

Установлено, что наибольшее увеличение значения микротвердости наблюдается при давлении ударно-волнового нагружения порядка 6.2 GPa и по сравнению с микротвердостью сплава в исходном состоянии со-

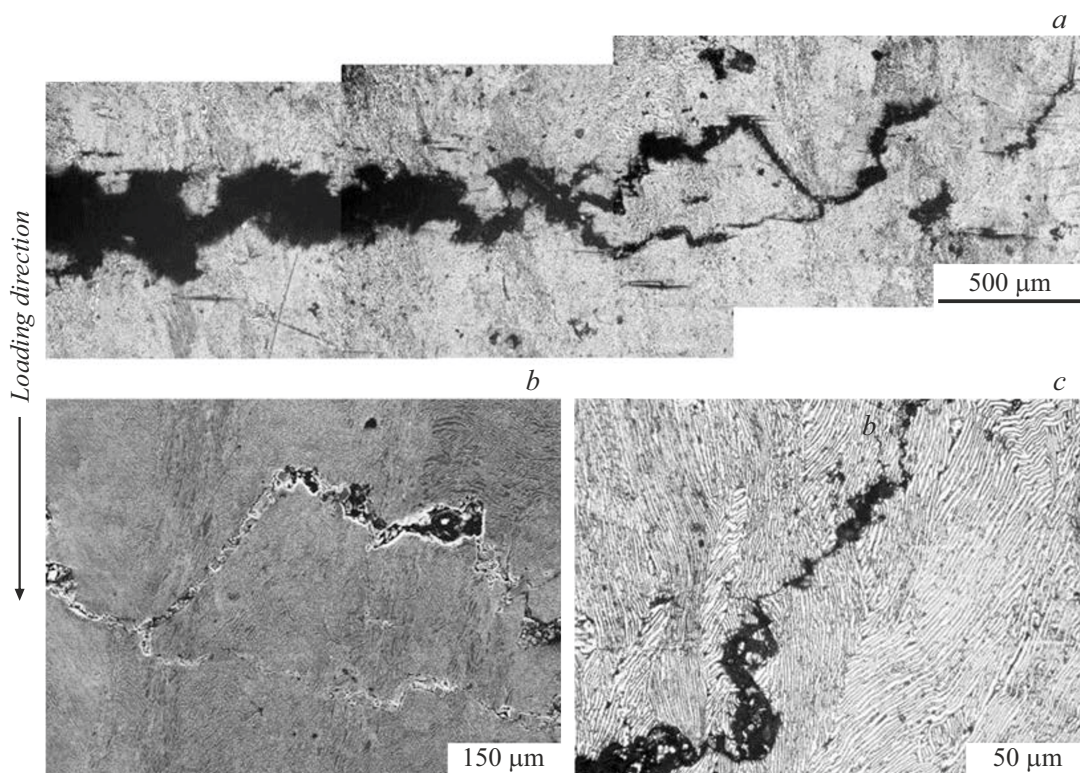


Рис. 7. Магистральная трещина (*a*) и мелкие трещины на ее концах (*b*, *c*) в образце из сплава ВТ8 после нагружения с $V = (530 \pm 1.1)$ м/с при комнатной температуре: *a*, *c* — оптическая металлография; *b* — сканирующая электронная микроскопия.

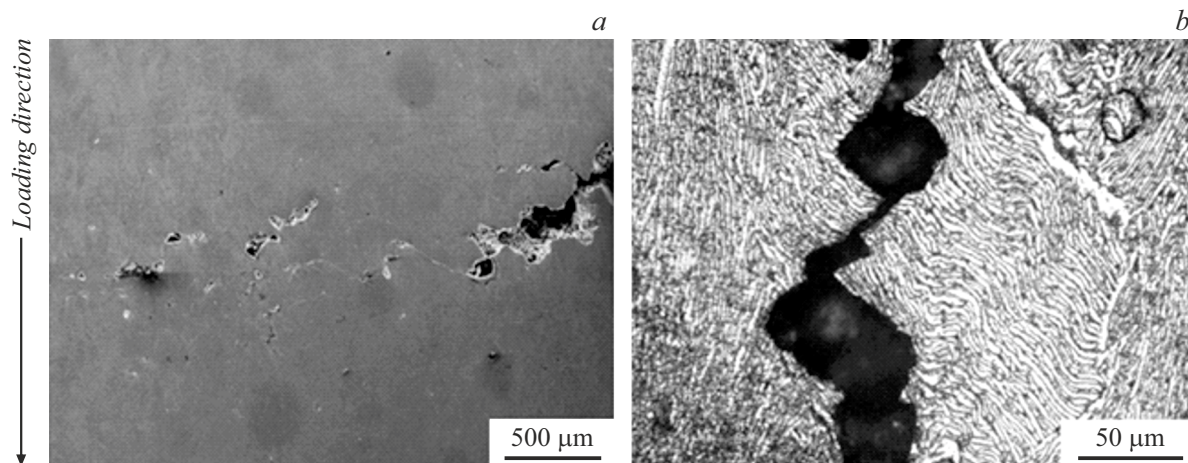


Рис. 8. Полосы локализации деформации и поры в конце магистральной трещины (*a*) и поры на сдвиговой трещине (*b*) в образце из сплава ВТ8 после нагружения с $V = (532 \pm 1.1)$ м/с при $T = 400^\circ\text{C}$: *a* — сканирующая электронная микроскопия; *b* — оптическая металлография.

ставляет 14%. Отметим, что при вариации температуры исследуемых образцов значение микротвердости изменяется в пределах погрешности измерения. При увеличении амплитуды ударно-волнового воздействия до 11.2 ГПа зафиксировано увеличение микротвердости от исходного состояния всего на 11%, что может быть обусловлено процессами фазовой рекристаллизации.

3. Обсуждение результатов исследования

Сплав ВТ8 имеет существенно большие значения предела упругости Гюгонио по сравнению с технически титаном марок ВТ1-0 [10] и ВТ1-00 [11]. С ростом температуры амплитуда упругого предвестника в сплаве ВТ8 имеет тенденцию к уменьшению. Так, при $T = 400^\circ\text{C}$

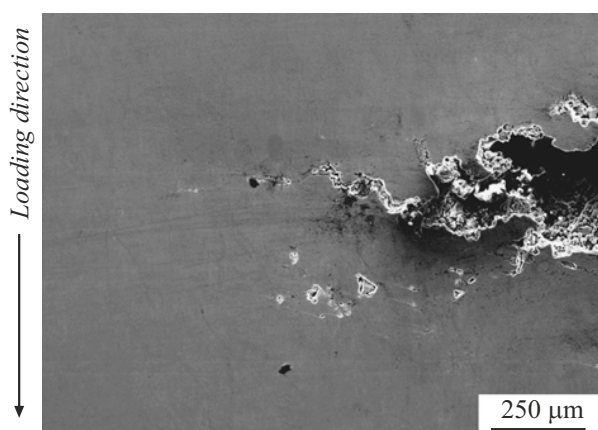


Рис. 9. Поры в образце из сплава BT8 после нагружения с $V = (937 \pm 1.8) \text{ m/s}$ при комнатной температуре.

ее величина на 37% ниже, чем при $T = 25^\circ\text{C}$; в то же время при понижении температуры до -168°C она практически не изменяется.

Откольная прочность исследованного сплава в диапазоне скоростей деформации от $\sim 4 \cdot 10^4 \text{ s}^{-1}$ до $\sim 10^6 \text{ s}^{-1}$ демонстрирует монотонный рост от 4.2 до 5.0 GPa, в отличие от зависимости для титана BT1-0 в состоянии α -фазы, имеющей область резкого возрастания откольной прочности в диапазоне давлений от 3.7 до 4.9 GPa при изменении скорости деформации от $\sim 1.8 \cdot 10^5 \text{ s}^{-1}$ до $\sim 2.1 \cdot 10^5 \text{ s}^{-1}$ [10].

Отличие исходной структуры сплава BT8 от структуры титана BT1-0 и BT1-00 оказывает существенное влияние как на механизм разрушения, так и на механизм высокоскоростной пластической деформации. Развитие магистральных трещин в образцах сплава BT8 происходит путем образования как откольных микротрещин, возникающих в результате зарождения и роста мелких пор, так и микротрещин, имеющих сдвиговую природу. Наибольшее количество и наибольшая протяженность сдвиговых микротрещин наблюдаются в сплаве после нагружения при температуре $T = 400^\circ\text{C}$.

В титане двойникование, наряду со скольжением, является основным механизмом высокоскоростной пластической деформации [5,10,11]. В отличие от этого

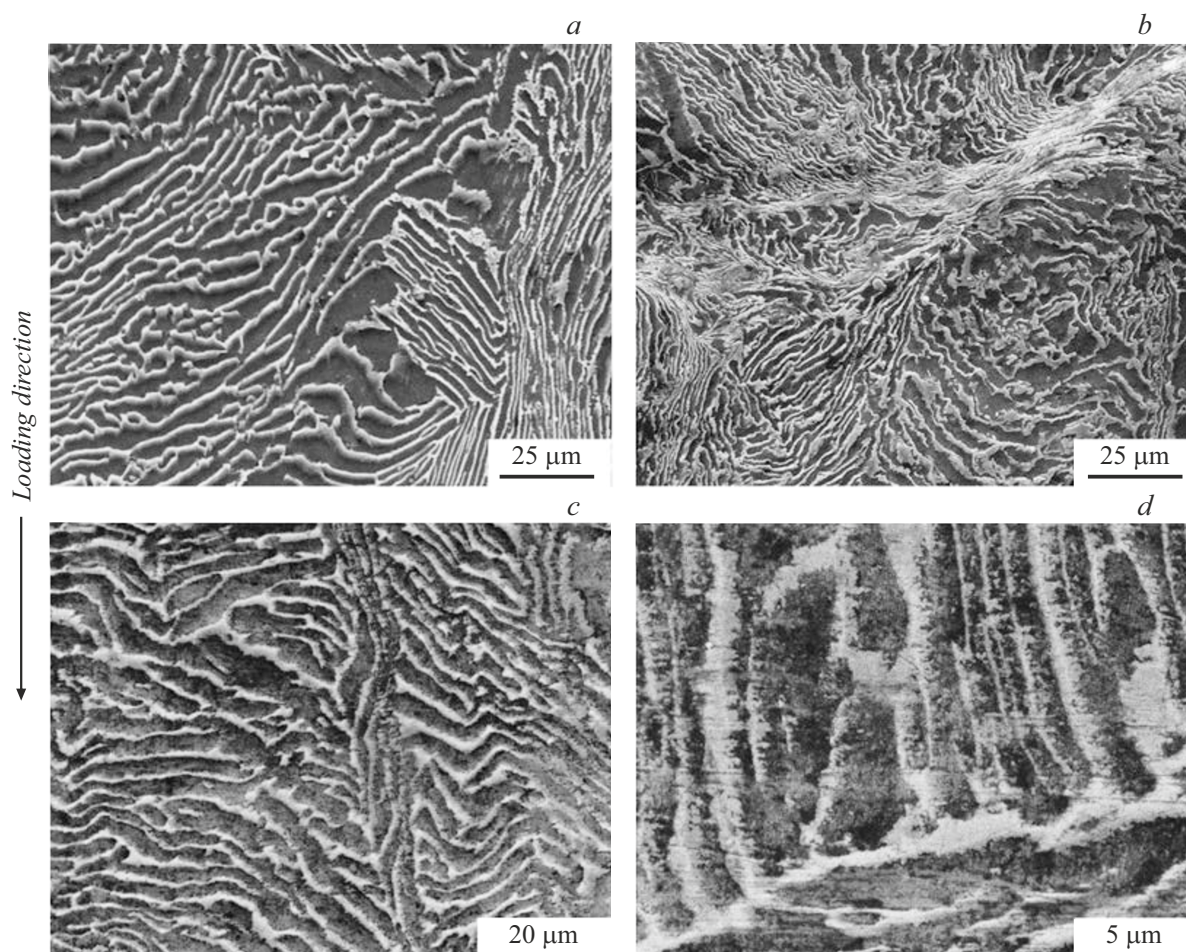


Рис. 10. Структура сплава BT8 после различных режимов нагружения: *a* — $V = (530 \pm 1.1) \text{ m/s}$, комнатная температура; *b* — $V = (532 \pm 1.1) \text{ m/s}$, $T = 400^\circ\text{C}$; *c*, *d* — $V = (937 \pm 1.8) \text{ m/s}$, комнатная температура.

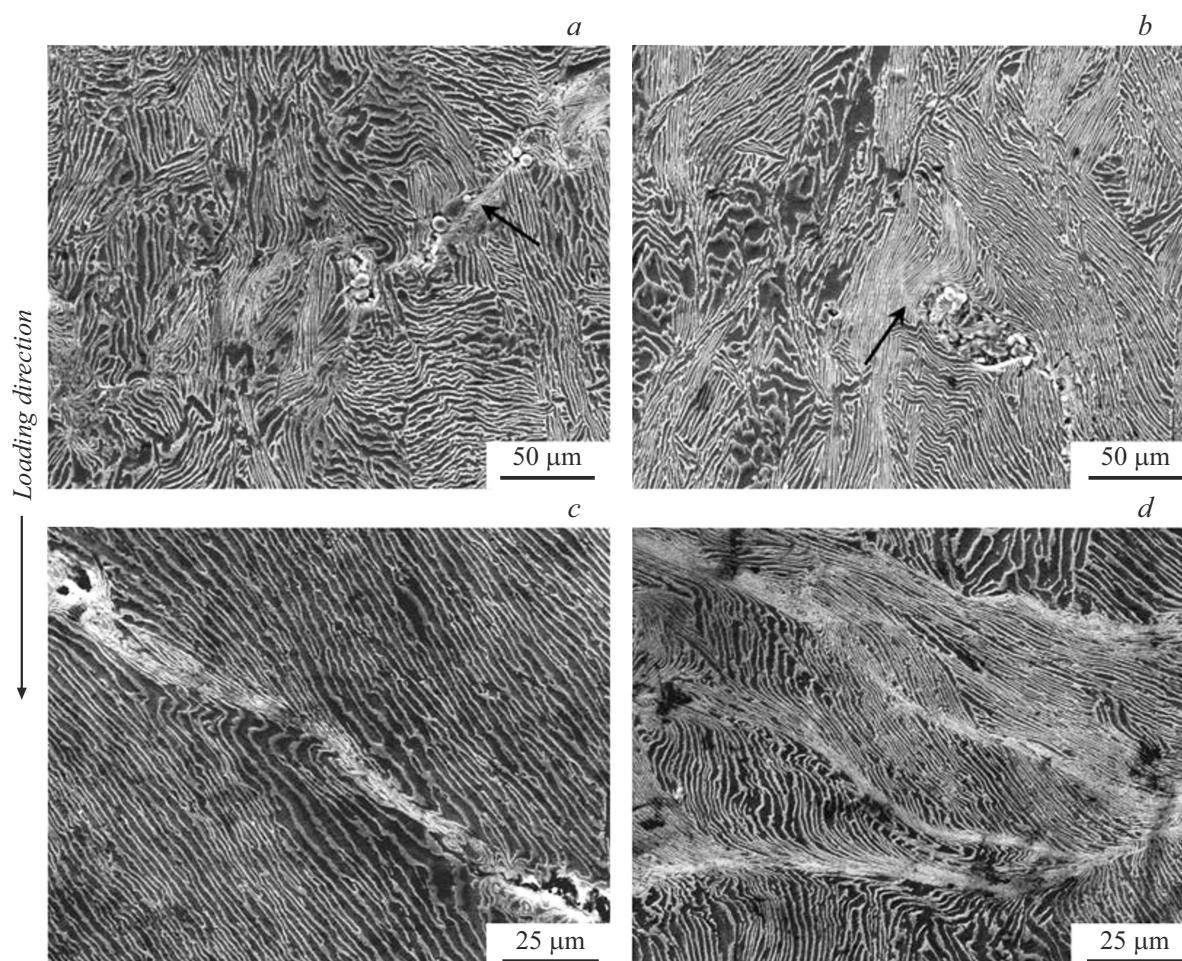


Рис. 11. Полосы локализации деформации в образце из сплава BT8 после различных режимов нагружения: *a* — $V = (537 \pm 1.1) \text{ m/s}$, $T = -80^\circ\text{C}$; *b* — $V = (530 \pm 1.1) \text{ m/s}$, комнатная температура; *c, d* — $V = (532 \pm 1.1) \text{ m/s}$, $T = 400^\circ\text{C}$.

в сплаве BT8 скольжение является единственным механизмом деформации. Двойникование в сплаве BT8 полностью отсутствует. Это связано с малой толщиной реек α - и β -фаз. Как отмечено выше, толщина реек α -фазы составляет в среднем $1.6 \mu\text{m}$, а толщина прослоек β -фазы — $0.4 \mu\text{m}$. Известно, что при размере зерна ниже критического образование двойников не происходит [20]. В работе [21] показано, что в титане при размере зерна $1 \mu\text{m}$ при пластической деформации прокаткой двойники практически не образуются. В работе [14] было обнаружено, что лишь небольшое количество двойников образовалось при ударно волновом нагружении сплава Ti-6Al-4V с ламеллярной микроструктурой при ширине α -пластинок $\sim 2 \mu\text{m}$, а при меньшей ширине α -пластинок двойники не наблюдались.

Исследованный сплав состоит из α -фазы и β -фазы. Альфа-фаза имеет ГПУ кристаллическую решетку, а β -фаза — ОЦК кристаллическую решетку. Преимущественной плоскостью скольжения в α -фазе при обычных условиях деформации является призматическая плоскость $\{10\bar{1}0\}$ [22,23]. Также возможно скольжение по базисной плоскости (0001) . Скольжение в обеих плос-

костях происходит вдоль плотноупакованных направлений $\langle 1\bar{2}10 \rangle$. В ОЦК решетке пластическая деформация может протекать по всем кристаллографическим плоскостям, принадлежащим зоне $\langle 111 \rangle$. Однако в основном скольжение протекает по плоскостям $\{110\}$ и $\{112\}$ [23,24].

В пакете, состоящем из реек α - и β -фаз, удлинение реек и уменьшение их толщины возможно при скольжении в α -фазе или по базисной плоскости (0001) в направлении, расположенном параллельно плоскости габитуса, или призматической плоскости, совпадающей с плоскостью габитуса. В первом случае скольжение в β -фазе будет проходить в плоскости $\{110\}$ в направлении, расположенном параллельно плоскости габитуса, а во втором случае по плоскости $\{112\}$, совпадающей с плоскостью габитуса. В областях однородной деформации удлинение реек и уменьшение их толщины слабо заметно, однако оно хорошо видно вблизи полос локализации деформации.

В случае скольжения в α -фазе по базисной плоскости (0001) в направлениях, расположенных под углом к плоскости габитуса, или в призматических плоскостях,

не совпадающих с плоскостью габитуса, часть материала переходит в соседние рейки. Из-за разного контраста α - и β -фаз на оптических и СЭМ снимках этот переход наблюдается в виде появления зубчатости на границах реек. Скольжение по этим плоскостям не приводит к локализации пластической деформации.

Заключение

В работе получены профили волн напряжений в образцах из титанового сплава Ti 6Al-3Mo в диапазоне ударной нагрузки от 4.6 до 13.2 GPa, где наиболее полно прослеживаются эффекты, связанные с упруговязкопластическим деформированием. На основе полученных профилей определены: зависимость предела упругости Гюгонио от расстояния, пройденного волной в материале, $\sigma_{HEL} = 2.86(h)^{-0.06}$, и зависимость откольной прочности от скорости деформации в волне разрежения — $\sigma_{HEL} = 2.86(\varepsilon)^{0.046}$. С нагревом материала его динамическая прочность и предел упругости Гюгонио уменьшаются.

При давлении ударной волны свыше 11.7 GPa наблюдается задержка выхода откольного импульса на свободную поверхность образца, что свидетельствует о наличии $\alpha \rightarrow \omega$ -фазового перехода, что также сопровождается повышением откольной прочности.

Результаты металлографических исследований показывают, что откольное разрушение происходит путем образования как откольных микротрещин, возникающих в результате зарождения и роста мелких пор, так и микротрещин, имеющих сдвиговую природу.

Установлено, что при реализованных режимах нагружения высокоскоростная пластическая деформация осуществляется скольжением. Двойникование полностью отсутствует.

Наряду с однородной деформацией имеет место локализация деформации, максимальная интенсивность которой наблюдается при нагружении образца, изначально нагретого до $T = 400^\circ\text{C}$.

Благодарности

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП „Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов“ ИФМ УрО РАН.

Финансирование работы

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки России для ИФМ УрО РАН.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] S.V. Razorenov, A.V. Utkin, G.I. Kanel, V.E. Fortov, A.S. Yarunichiev, K. Baumund, H.U. Karow. High Press. Res., **13**, 367 (1995). DOI: 10.1080/08957959508202588
- [2] C.W. Greeff, D.R. Trinkle, R.C. Albers. J. Appl. Phys., **90**, 2221 (2001). DOI: 10.1063/1.1389334
- [3] А.И. Петров, М.В. Разуваева. ЖТФ, **73** (6), 53 (2003). [A.I. Petrov, M.V. Razuvaeva. Tech. Phys., **48** (6), 714 (2003).]
- [4] Г.И. Канель, С.В. Разоренов, Е.Б. Зарецкий, Б. Херрман, Л. Майер. ФТТ, **45** (4), 625 (2003).
- [5] A. Dobromyslov, N. Taluts, E. Kozlov. High Press. Res., **33**, 124 (2013). DOI: 10.1080/08957959.2012.758721
- [6] В.А. Борисенок, М.В. Жерноклетов, А.Е. Ковалев, А. М. Подурец, В.Г. Симаков, М.И. Ткаченко. Физика горения и взрыва, **50** (3), 113 (2014). [V.A. Borisenok, M.V. Zhernokletov, A.E. Kovalev, A.M. Podurets, V.G. Simakov, M.I. Tkachenko. Combustion, Explosion and Shock Waves, **50** (3), 346 (2014). DOI: 10.1134/S0010508214030137]
- [7] G.I. Kanel, S.V. Razorenov, G.V. Garkushin. J. Appl. Phys., **119**, 185903 (2016). DOI: 10.1063/1.4949275
- [8] Г.И. Канель, С.В. Разоренов, Г.В. Гаркушин, А.В. Павленко, С.Н. Малюгина. ФТТ, **58** (6), 1153 (2016).
- [9] Г.И. Канель, Г.В. Гаркушин, А.С. Савиных, С.В. Разоренов. ЖЭТФ, **154** (2 (8)), 392 (2018). [G.I. Kanel, G.V. Garkushin, A.S. Savinykh, S.V. Razorenov, J. Experimental Theor. Phys., **127** (2), 337 (2018). DOI: 10.1134/S1063776118080022]
- [10] А.В. Павленко, А.В. Добромислов, Н.И. Талуц, С.Н. Малюгина, С.С. Мокрушин. ФММ, **122** (8), 851 (2021). DOI: 10.31857/S0015323021080106 [A.V. Pavlenko, A.V. Dobromyslov, N.I. Taluts, S.N. Malyugina, S.S. Mokrushin. Phys. Metals Metallography, **122** (8), 794 (2021). DOI: 10.1134/S0031918X2108010X]
- [11] A.V. Pavlenko, A.V. Dobromyslov, N.I. Taluts, S.N. Malyugina, S.S. Mokrushin. Mater. Today Commun., **31**, 103245 (2022).
- [12] Yu.I. Mescheryakov, A.K. Divakov, N.I. Zhigacheva. Int. J. Shock Waves., **10**, 43 (2000).
- [13] Г.И. Канель, Г.В. Гаркушин, С.В. Разоренов. ЖТФ, **86** (8), 111 (2016).
- [14] Y. Ren, J. Lin. Metals Mater. Intern., **27**, 4357 (2021). DOI: 10.1007/s1254 0-020-00721 -w
- [15] P.S. Follansbee, G.T. Gray. Met. Trans. A, **20A**, 863 (1989).
- [16] А.В. Павленко, С.И. Балабин, О.Е. Козелков, Д.Н. Казаков. ПТЭ, **4**, 122 (2013). [A.V. Pavlenko, S.I. Balabin, O.E. Kozelkov, D.N. Kazakov. Instruments and Experimental Techniques, **56** (4), 482 (2013). DOI: 10.1134/S0020441213040088]
- [17] А.В. Павленко, С.Н. Малюгина, В.В. Перешитов, И.Н. Лисицина. ПТЭ, **2**, 127 (2013). DOI: 10.7868/S0032816213020122
- [18] С.С. Мокрушин, Н.Б. Аникин, С.Н. Малюгина, А.В. Павленко, А.А. Тяктев. ПТЭ, **4**, 106 (2014). [S.S. Mokrushin, N.B. Anikin, S.N. Malyugina, A.V. Pavlenko, A.A. Tyaktev. Instruments and Experimental Techniques, **57** (4), 475 (2014). DOI: 10.1134/S0020441214030075]
- [19] Г.И. Канель. ПМТФ, **42** (2), 194 (2001).
- [20] Yu.V. Milman, I.V. Goncharova. Usp. Fiz. Met.-Prog. Phys. Met., **18**, 265 (2017). (in Russian).

- [21] S.V. Zharebtsov, G.S. Dyakonov, G.A. Salishchev, A.A. Salem, S.L. Semiatin, *Metall. Mater. Trans. A*, **47**, 5101 (2016).
- [22] U. Zwicker. *Titan und Titanlegierungen* (Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, NY, 1974)
- [23] Б.А. Колачев. *Физическое материаловедение титана* (Металлургия, М., 1976)
- [24] R.W.K. Honeycombe. *The plastic deformation of metals* (Edward Arnold, London, 1968)