

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.295:539.89:536.42

УДАРНО-ВОЛНОВЫЕ СВОЙСТВА И ДЕФОРМАЦИОННАЯ СТРУКТУРА ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА

© 2021 г. А. В. Павленко^а, А. В. Добромыслов^б, Н. И. Талуц^б *,
С. Н. Малюгина^а, С. С. Мокрушин^а

^аРоссийский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский НИИ технической физики им. академ. Е.И. Забабахина,
ул. Васильева, 13, а/я 245, Челябинская обл., Снежинск, 456770 Россия

^бИнститут физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620108 Россия

*e-mail: NinaTaluts@imp.uran.ru

Поступила в редакцию 12.01.2021 г.

После доработки 01.04.2021 г.

Принята к публикации 05.04.2021 г.

Представлены результаты измерения волновых профилей ударного сжатия образцов технически чистого титана при разных условиях нагружения. Определены значения откольной прочности титана в зависимости от скорости и температуры деформации. Изучены механизмы высокоскоростной пластической деформации. Показано, что при исследуемых режимах нагружения высокоскоростная пластическая деформация осуществляется скольжением и двойникованием. Установлено, что граница начала $\alpha \rightarrow \omega$ -превращения соответствует значению 12.2 ГПа.

Ключевые слова: титан, ударно-волновое воздействие, динамическая прочность, высокоскоростная пластическая деформация, структура

DOI: 10.31857/S0015323021080106

ВВЕДЕНИЕ

Изучению поведения титана в условиях ударного нагружения посвящено достаточно большое количество исследований [1–12]. Значительная часть из них относится к установлению механизмов пластической деформации и разрушения при нагружении плоскими ударными волнами технически чистого титана ВТ1-0. Было установлено, что динамический предел прочности менее чувствителен к составу, структуре материала, а также к температуре испытания, чем предел текучести [1]. Повышение температуры от 20 до 600°C практически не влияет на сопротивление высокоскоростному пластическому деформированию [2]. Понижение плотности дислокаций при отжиге уменьшает твердость материала, но значительно увеличивает его динамический предел текучести [3]. В работах [4, 5] также отмечается, что в процессе высокоскоростной деформации происходит образование полос сдвига в области разрушения и полос адиабатического сдвига.

При изучении $\alpha \rightarrow \omega$ -превращения при ударном сжатии титана было установлено, что давление перехода по данным разных авторов отличается [6–9]. Его величина зависит от присутствующих в титане примесей, в частности кислорода [8]. На давление перехода влияет также толщина

образца, величина пикового давления ударной волны, способ нагружения и температура.

Большинство данных было получено на основе анализа полных волновых профилей. Структурные исследования титана ВТ1-0 после разных условий нагружения практически отсутствуют. Имеющиеся в литературе структурные данные часто ограничиваются только приведением дифрактограмм и оптических снимков [5, 9].

Вместе с тем проведение систематических структурных исследований существенно повысило бы значимость результатов, полученных с помощью анализа профилей скоростей движения свободной поверхности мишени. Поэтому в данной работе одновременно с анализом временных профилей скоростей движения свободной поверхности образцов титана ВТ1-0 проведен анализ структуры и микроструктуры образцов, сохраненных после ударного нагружения в области α -фазы с различной скоростью деформирования.

ТЕХНИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Для исследования был взят технический чистый титан марки ВТ1-0. Присутствующие в нем добавки (Si, Fe, O, H, N, C и прочие примеси) в сумме не превышают 0.97 мас. %.

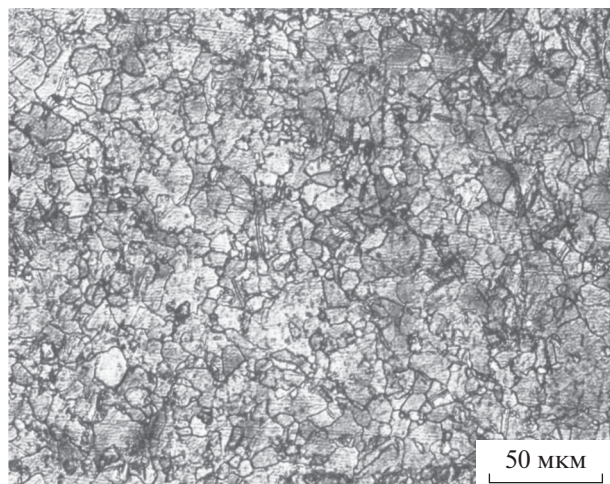


Рис. 1. Структура титана VT1-0 в исходном состоянии.

Ударно-волновые эксперименты проводили на одноступенчатых пушках РФЯЦ–ВНИИТФ калибром 44 мм [13]. Скорость соударения определяли электроконтактной методикой с погрешностью 0.2% [13].

Исходной заготовкой для образцов и ударников являлся пруток титана VT1-0 диаметром 35 мм, нарезку образцов осуществляли перпендикулярно оси прутка. Образцы и ударники вырезали в виде дисков диаметром 34 мм и толщиной от 0.3 до 10 мм.

Упруго-пластические свойства исследуемого материала определяли из анализа профилей скорости движения свободной поверхности образцов. Профили регистрировали лазерными интерферометрическими методиками VISAR [14] и PDV [15], с точностью измерения в исследуемом диапазоне скоростей не хуже 1%, с временным разрешением 2 нс.

Скорость соударения варьировали от 0.35 км/с до 2.00 км/с. Экспериментальные данные охватывают диапазон давлений от 3.9 до 26.5 ГПа, диапазон скоростей деформирования в волнах разрежения от 1×10^5 до 3×10^6 с⁻¹. Температуру образцов варьировали от -108 до 784°C. Охлаждение осуществляли жидким азотом, нагрев проводили с использованием индукционного нагревателя.

Структурные исследования проводили на сохраненных образцах толщиной 4 мм. Структура образцов была исследована с помощью рентгеноструктурного анализа, оптической металлографии и просвечивающей электронной микроскопии. Рентгеноструктурный анализ проводили на установке ДРОН-3 с использованием CuK_α излучения и графитового кристалл-монокроматора, оптическую металлографию – на микроскопе Neophot-2, электронно-микроскопическое исследование – на просвечивающем электронном микро-

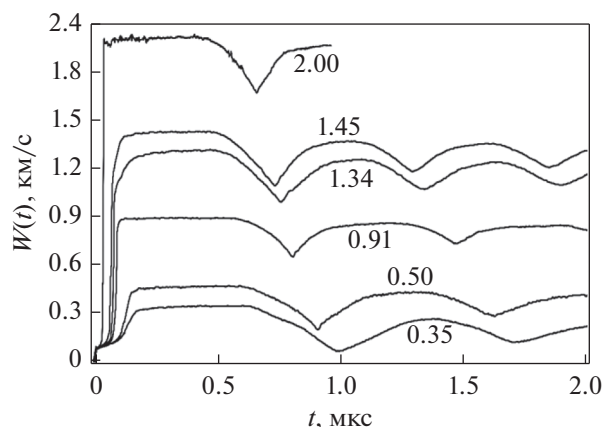


Рис. 2. Профили скорости свободных поверхностей образцов титана VT1-0 при разных скоростях соударения (значения указаны около профилей) при комнатной температуре.

скопе JEM-200СХ. Измерение микротвердости осуществляли на микротвердомере ПМТ-3 при нагрузке 0.98 Н.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Рентгенографическое изучение фазового состава титана VT1-0 в исходном состоянии показывает, что он состоит только из α -фазы. Присутствующие на дифрактограммах дифракционные пики довольно узкие, что свидетельствует об отсутствии существенных искажений в структуре.

При металлографическом изучении в образце обнаруживаются только границы зерен (рис. 1). Существенной разницы в зеренной структуре в поперечном и продольном сечениях исходной заготовки не наблюдается. В обоих случаях средний размер зерен составляет 11–13 мкм. Микротвердость в исходном состоянии равна $H_\mu = 1837 \pm 55$ МПа.

На рис. 2 представлены временные профили скорости движения свободной поверхности образцов титана VT1-0 (рядом с каждым профилем указана скорость соударения).

На волновых профилях со скоростью удара, не превышающей 1.0 км/с, наблюдается расщепление ударной волны на упругий предвестник с напряжением сжатия за ее фронтом, равным динамическому пределу упругости, и пластическую ударную волну. В экспериментах при скоростях соударения 1.34 и 1.45 км/с была зарегистрирована трехволновая конфигурация ударной волны с выделением фазового предвестника $\alpha \rightarrow \omega$ -превращения. Граница начала $\alpha \rightarrow \omega$ -превращения титана VT1-0 соответствует значению 12.2 ГПа. Полученное значение довольно хорошо согласуется с данными работы [9]. При увеличении давления ударного сжатия скорость пластической

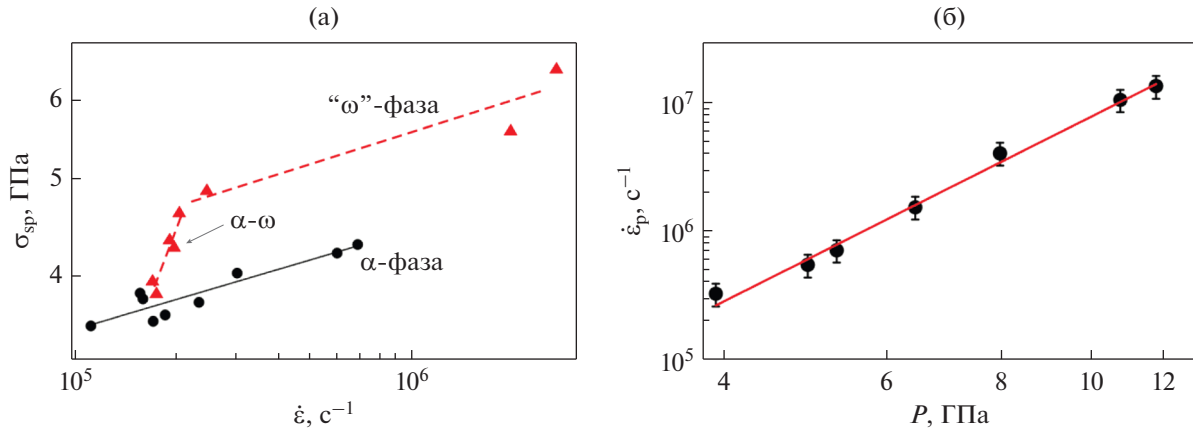


Рис. 3. Зависимость откольной прочности титана ВТ1-0 от скорости деформирования и полноты $\alpha \rightarrow \omega$ -превращения (а) и зависимость максимальной скорости деформации от амплитуды давления (б). Нагружение при комнатной температуре.

волны закономерно растет, интервал времени выхода пластической волны на поверхность мишени закономерно уменьшается.

Полученные профили скорости свободной поверхности позволяют извлечь данные об откольной прочности и релаксации сдвиговых напряжений в исследуемом материале. Откольную прочность рассчитывали из результатов измерения спада скорости свободной поверхности при разгрузке из ударно-сжатого состояния с учетом поправки на искажение профиля скорости из-за различия скоростей распространения откольного импульса и пластической волны в области разгрузки [14].

На рис. 3а представлена зависимость откольной прочности титана ВТ1-0 от скорости деформирования. В области низких давлений, где материал сохраняется в α -фазе, значения откольной прочности обнаруживают монотонный рост до скорости деформирования $7 \times 10^5 \text{ с}^{-1}$ (отмечены кружками и сплошной линией), при которой величина откольной прочности достигает значения $\sim 4.3 \text{ ГПа}$.

В области высоких давлений эксперименты разделили на две группы. В первую группу выделили эксперименты при практически постоянной скорости деформирования от $\sim 2 \times 10^5 \text{ с}^{-1}$ до $\sim 3 \times 10^5 \text{ с}^{-1}$. В этой группе за счет вариации скорости соударения реализуется $\alpha \rightarrow \omega$ -превращение различной полноты, при этом происходит существенное возрастание откольной прочности с ~ 3.7 до $\sim 4.9 \text{ ГПа}$ (группа $\alpha \rightarrow \omega$, отмечены треугольниками и пунктирной линией). Во второй группе представлены эксперименты при скорости соударения $\sim 2.0 \text{ км/с}$. В этом случае происходило $\alpha \rightarrow \omega$ -превращение максимальной полноты, а скорость деформирования увеличивали с $\sim 3 \times 10^5$ до $\sim 3 \times 10^6 \text{ с}^{-1}$ (группа ω -фаза), соответ-

ствующее увеличение откольной прочности с ~ 4.9 до $\sim 6 \text{ ГПа}$.

Исследования влияния температурного состояния материала на откольную прочность показали, что при повышении температуры откольная прочность уменьшается. Так, при начальной температуре образца 784°C и скорости деформации $\sim 2 \times 10^5 \text{ с}^{-1}$ откольная прочность принимает значение 2.4 ГПа , что на 40% меньше значения при нормальных условиях. При уменьшении температуры до -108°C откольная прочность практически не изменяется. В целом полученные данные согласуются с результатами работы [10].

При ударно-волновом нагружении ниже скоростей соударения 1.0 км/с обнаруживается двухволновая конфигурация ударной волны, материал сохраняется в α -фазе, и в процессе ударного сжатия увеличивается скорость деформации (рис. 3б). Поэтому для проведения структурных исследований были выбраны сохраненные образцы после нагружения со скоростью соударения $V = 0.35 \text{ км/с}$ и $V = 0.57 \text{ м/с}$ при комнатной температуре, при этом скорость деформации возросла с $\sim 3 \times 10^5$ до $\sim 1 \times 10^6 \text{ с}^{-1}$.

После нагружения титана ВТ1-0 со скоростью 0.35 км/с (пиковое давление 3.9 ГПа) в поперечном сечении шлифа обнаруживается откольная трещина примерно в середине толщины образца. Повышение давления до 6.4 ГПа за счет увеличения скорости ударного нагружения до 0.57 км/с приводит к существенному увеличению поперечного размера магистральной трещины. Она так же, как и предыдущем случае, проходит через среднюю часть образца, однако сама трещина более развита.

Электронно-микроскопическое исследование показывает, что после импульсного воздействия с $V = 0.35 \text{ км/с}$ высокоскоростная пластическая де-

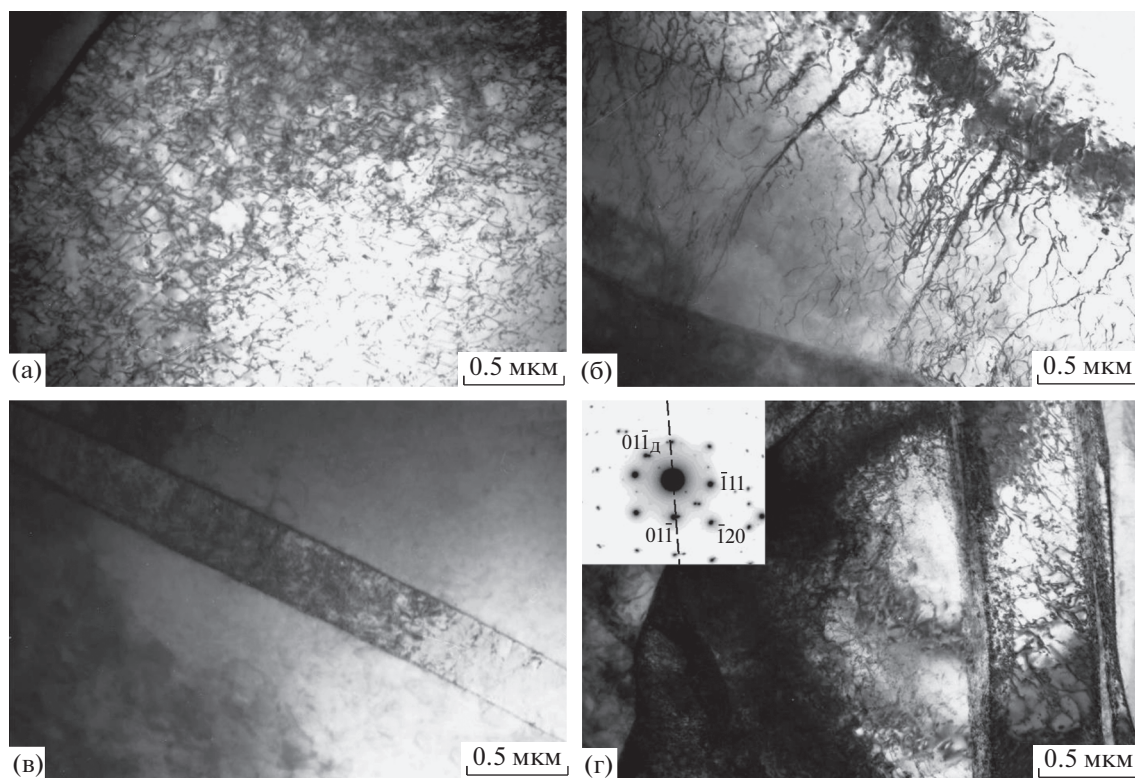


Рис. 4. Микроструктура титана ВТ1-0 после импульсного воздействия с $V = 0.35$ км/с при комнатной температуре. Штриховой линией показан след плоскости двойникования: а – дислокации, б – скопление дислокаций, в, г – микродвойники.

формация титана ВТ1-0 осуществляется скольжением и двойникованием (рис. 4). Дислокационная структура образца неоднородна. Наряду с участками, содержащими большое количество равномерно распределенных дислокаций (рис. 4а), наблюдаются участки со специфическими скоплениями вытянутых дислокаций. Два таких скопления хорошо видны на рис. 4б. Они распространяются практически параллельно друг другу. Характерным также является то, что некоторые находящиеся между ними отдельные дислокации также вытянуты в этом направлении. Такие скопления в действительности являются сечениями протяженных плоских скоплений дислокаций.

Микродвойники обнаруживаются сравнительно редко (рис. 4в, 4г). Характерным является то, что такие двойники практически всегда содержат внутри себя дислокации. Двойникование в α -титане при пластической деформации может происходить по 6 плоскостям [16]. Частота появления двойников разного типа зависит как от схемы нагружения, так и от температуры деформации. Плоскостями двойникования при комнатной температуре являются плоскости $\{10\bar{1}2\}$, $\{11\bar{2}1\}$ и $\{11\bar{2}2\}$. Определение плоскости двойникования при электронно-микроскопическом исследовании осуществляют по известному

направлению ее следа на изображении с известными осями зон матрицы и двойника. На рис. 4г матрица имеет ориентацию с осью зоны $[211]$. Из-за отсутствия всех рефлексов от двойника определить его ось зоны невозможно. Поэтому определение плоскости двойникования проводили только по ориентации матрицы. Для этого определяли направление пересечения всех возможных плоскостей двойникования с плоскостью фольги. При сравнении этих направлений с направлением следа плоскости двойникования на рис. 4г было установлено, что с ним совпадает только след от плоскости $(\bar{1}102)$.

Повышение скорости соударения до 0.57 км/с приводит к существенному увеличению плотности дислокаций по сравнению с плотностью дислокаций после низкоинтенсивного режима нагружения (рис. 5). Оценка плотности дислокаций дает значение $\sim 10^{16}$ м $^{-2}$. Распределение дислокаций в основном однородное, хотя встречаются участки с пониженной плотностью дислокаций, в которых обнаруживаются дислокации, вытянутые по кристаллографическим направлениям (рис. 5а, 5б). Также, как и при менее интенсивном режиме нагружения, в структуре титана наблюдаются полосы, содержащие большое количество дислокаций (рис. 5б).

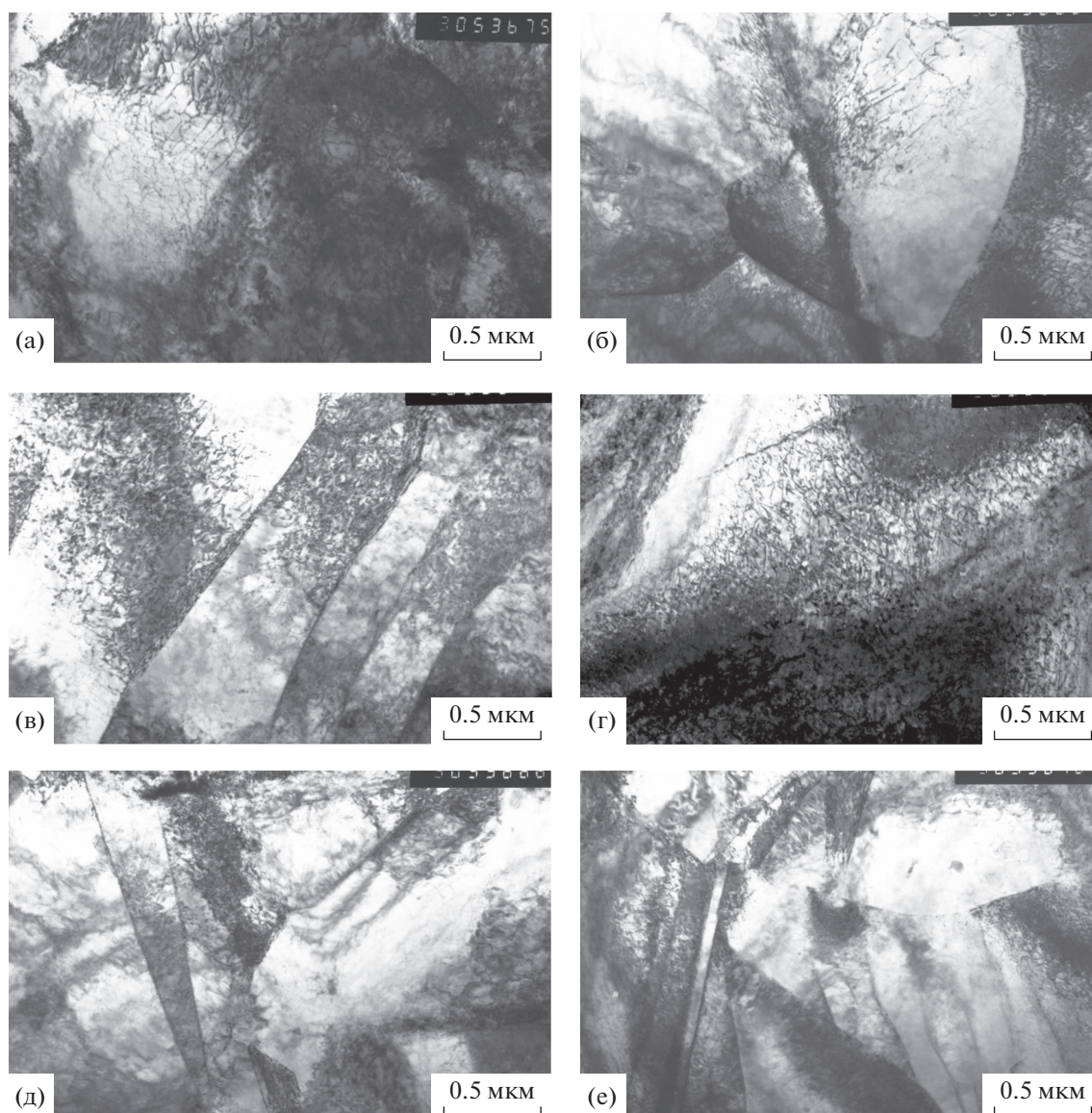


Рис. 5. Микроструктура титана ВТ1-0 после импульсного воздействия с $V = 0.57$ км/с при комнатной температуре: а, б – дислокации, вытянутые по кристаллографическим направлениям, в, г – субзернистая структура, д, е – микродвойники.

При этом режиме нагружения происходит интенсивное образование субзернистой структуры (рис. 5в, 5г), а за счет повышения температуры происходит частичная полигонизация.

По сравнению с низкоинтенсивным режимом нагружения плотность микродвойников несколько увеличивается (рис. 5д, 5е). Довольно часто рост микродвойников приостанавливается на границах образующейся полигональной структуры.

Измерение микротвердости проводили вдоль поперечного сечения образцов. Микротвердость после импульсного нагружения с $V = 0.35$ км/с возрастает до величины 2016 ± 80 МПа. Увеличение микротвердости составляет 9.7%. После более ин-

тенсивного режима нагружения с $V = 0.57$ км/с микротвердость сплава возрастает до среднего значения 2098 ± 69 МПа, увеличиваясь на 14.2% по сравнению с микротвердостью в исходном состоянии. После обоих режимов нагружения величина микротвердости в пределах ошибки измерения не обнаруживает изменения по толщине дисков.

Полученные результаты по волновым профилям для титана ВТ1-0 в основном согласуются с данными работ [1, 3, 12] для аналогичных режимов нагружения. Дополнительно установлено, что откольная прочность в зависимости от скорости деформации изменяется по-разному при раз-

ных значениях давления: при низких давлениях она монотонно растет с ростом скорости деформации, а при больших давлениях ее рост происходит более интенсивно. Такой характер изменения откольной прочности связан с образованием ω -фазы в этой области давлений.

Вид откольных трещин свидетельствует о том, что их образование протекало путем зарождения большого количества пор, их роста и последующего слияния.

В отличие от работы [5], при используемых нами режимах нагружения образование полос адиабатического сдвига не наблюдается. Ранее в работе [17] было установлено, что их образование происходит при более высоких значениях амплитуды ударных волн.

При всех режимах нагружения высокоскоростная пластическая деформация осуществляется только скольжением и двойникованием. На микроровне двойников наблюдается мало, при этом их количество растет незначительно с увеличением интенсивности нагружения. Поэтому основной вклад в релаксацию действующих напряжений вносит скольжение. С увеличением интенсивности нагружения плотность дислокаций сильно растет, достигая при скорости соударения $V = 0.57$ км/с значений, превышающих 10^{16} м⁻². В работе [18] отмечалось, что плотность дислокаций является одним из основных факторов, влияющих на образование ячеистой дислокационной структуры. Однако, несмотря на наличие высокой плотности дислокаций в исследуемых образцах титана ВТ1-0, никаких признаков образования ячеистой структуры не обнаруживается. По всей видимости, это связано с тем, что в процессе высокоскоростной пластической деформации титана в его структуре не происходит образования неподвижных барьеров Ломера–Котрелла. Ранее в работе [19] при изучении деформационной структуры монокристалла меди после нагружения сферически сходящимися ударными волнами было показано, что ячеистая дислокационная структура не образуется, если в структуре отсутствуют неподвижные барьеры Ломера–Котрелла. В титане скольжение протекает в основном по призматическим и пирамидальным плоскостям. Отсутствие ячеистой структуры в исследованных образцах позволяет предположить, что скольжение по этим плоскостям не приводит к образованию неподвижных барьеров Ломера–Котрелла.

Наряду с однородно распределенными дислокациями в деформационной структуре титана встречаются плоские скопления дислокаций. Их появление связано с сильной локализацией деформации, когда пластическая деформация протекает в нескольких близко расположенных плоскостях скольжения. Плотность дислокаций в таких скоплениях очень высокая. Из-за того, что скорость

движения краевых дислокаций во много раз превышает скорость движения винтовых дислокаций, при высоких действующих напряжениях краевые дислокации и краевые компоненты смешанных дислокаций выходят на границы зерен, поэтому в полосе локализации деформации остаются преимущественно винтовые дислокации.

Рост откольной прочности с увеличением скорости деформации связан как с уменьшением ширины зоны растягивающих напряжений, так и с повышением плотности дислокаций. Понижение откольной прочности с повышением температуры связано с тем, что пластическая деформация начинается при меньших действующих напряжениях.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведено исследование влияние ударного сжатия на реологические свойства и деформационную структуру титана ВТ1-0.

Установлено, что граница начала $\alpha \rightarrow \omega$ -превращения соответствует значению 12.2 ГПа.

Показано, что откольная прочность титана в зависимости от скорости деформации изменяется по-разному: при низких давлениях она монотонно растет с ростом скорости деформирования, а при высоких давлениях в области образования ω -фазы происходит ее существенное возрастание, зависящее от полноты $\alpha \rightarrow \omega$ -превращения.

Увеличение температуры до 784°C приводит к уменьшению регистрируемых значений динамического предела упругости и откольной прочности.

Образование откольных трещин происходит путем зарождения, роста и последующего слияния пор.

Показано, что при исследуемых режимах нагружения высокоскоростная пластическая деформация осуществляется скольжением и двойникованием. Двойникование происходит по плоскости $\{10\bar{1}2\}$. Образование полос адиабатического сдвига не происходит.

Работа выполнена в рамках государственного задания по теме “Давление” № АААА-А18-118020190104-3, а также при поддержке ГК “РОСАТОМ” в рамках государственных контрактов №№ Н.4х.44.90.13.1111 и Н.4х.44.9Б.16.1012.

Электронно-микроскопическое исследование выполнено на просвечивающем электронном микроскопе JEM-200СХ в ЦКП “Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов” ИФМ УрО РАН.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Канель Г.И., Разоренов С.В., Зарецкий Е.Б., Херрман Б., Майер Л. Термическое “разупрочнение” и “упрочнение” титана и его сплава при высоких скоростях ударно-волнового деформирования // ФТТ. 2003. Т. 45. Вып. 4. С. 625–629.
2. Kanel G. I., Razorenov S.V., Garkushin G.V. Rate and temperature dependences of the yield stress of commercial titanium under conditions of shock-wave loading // J. Appl. Phys. 2016. V. 119. P. 185903.
3. Канель Г.И., Разоренов С.В., Гаркушин Г.В., Павленко А.В., Малюгина С.Н. Изменение кинетики ударно-волнового деформирования и разрушения титана ВТ1-0 в результате отжига // ФТТ. 2016. Т. 58. Вып. 6. С. 1153–1160.
4. Mescheryakov Yu.I., Divakov A.K., Zhigacheva N.I., Petrov Yu.A. Shock induced phase transformation and mechanisms of spallation in shock loaded titanium alloys // Shock Compression of Condensed Matter – 1999 / Ed. by M.D. Furnish, L.C. Chhabildas, R.S. Hixson. AIP Conference Proceedings. 2000. P. 439.
5. Петров А.И., Разуваева М.В. Локализация пластической деформации при ударно-волновом нагружении титанового сплава с трещиной // ЖТФ. 2003. Т. 73. № 6. С. 53–55.
6. Кутсар А.Р., Павловский М.Н., Комиссаров В.В. Наблюдение двухволновой конфигурации ударной волны в титане // Письма в ЖЭТФ. 1982. Т. 35. № 3. С. 91–94.
7. Rasorenov S.V., Utkin A.V., Kanel G.I., Fortov V.E., Yarusnichev A.S., Baumund K., Karow H.U. Response of high-purity titanium to high-pressure impulsive loading // High Press. Res. 1995. V. 13. № 6. P. 367–376.
8. Cerreta E., Gray III G.T., Lawson A.C., Mason T.A., Morris C.E. The influence of oxygen content on the α to ω phase transformation and shock hardening of titanium // J. Appl. Phys. 2006. V. 100. P. 013530.
9. Борисенко В.А., Жерноклетов М.В., Ковалев А.Е., Подурец А.М., Симаков В.Г., Ткаченко М.И. Фазовые переходы в титане в ударных волнах в области давления до 150 ГПа // Физика горения и взрыва. 2014. Т. 50. № 3. С. 113–121.
10. Zaretsky E.B. Impact response of titanium from ambient temperature to 1000°C // J. Appl. Phys. 2008. V. 104. P. 123505.
11. Greeff C.W., Trinkle D.R., Albers R.C. Shock-induced α - ω transition in titanium // J. Appl. Phys. 2001. V. 90. № 5. P. 2221–2226.
12. Канель Г.И., Гаркушин Г.В., Савиных А.С., Разоренов С.В. Влияние малых предварительных деформаций на эволюцию упругопластических волн ударного сжатия в отожженном титане ВТ1-0 // ЖЭТФ. 2018. Т. 154. Вып. 2(8). С. 392–397.
13. Павленко А.В., Балабин С.И., Козелков О.Е., Казаков Д.Н. Одноступенчатая газовая пушка для изучения динамических свойств конструкционных материалов в диапазоне до 40 ГПа // ПТЭ. 2013. № 4. С. 122–124.
14. Павленко А.В., Малюгина С.Н., Перешитов В.В., Лисицина С.Н. Двухканальный лазерно-интерферометрический комплекс VISAR для исследования свойств материалов при ударно-волновом нагружении // ПТЭ. 2013. № 2. С. 127–129.
15. Мокрушин С.С., Аникин Н.Б., Малюгина С.Н., Павленко А.В., Тяктев А.А. Интерферометр с частотно-временным уплотнением сигналов для исследования свойств материалов в ударно-волновых экспериментах // ПТЭ. 2014. № 4. С. 107–110.
16. Колачев Б.А. Физическое металловедение титана. М.: Металлургия, 1976. 184 с.
17. Dobromyslov A., Taluts N., Kozlov E. Phase and structure state of titanium loaded by spherically converging shock waves // High Press. Res. 2013. V. 33. № 1. P. 124–128.
18. Козлов Э.В., Конева Н.А., Тришкина Л.И. Ячеистая дислокационная субструктура в поликристаллах ГЦК твердых растворах на основе меди: соотношение Холта и размерный эффект // Изв. РАН. Сер. Физ. 2012. Т. 76. № 11. С. 1341–1345.
19. Добромислов А.В., Талуц Н.И. Деформационная микроструктура монокристалла меди после нагружения сферически сходящимися ударными волнами // ФММ. 2019. V. 120. С. 320–326.