

01,07

Кинетика структуры титанового сплава при высокоскоростном проникании ударника

© С.А. Атрошенко^{1,3}, А.Ю. Григорьев², Г.Г. Савенков²

¹ Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия

² Санкт-Петербургский государственный технологический институт (технический университет), Санкт-Петербург, Россия

³ Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия

E-mail: satroshe@mail.ru

Поступила в Редакцию 19 мая 2020 г.

В окончательной редакции 19 мая 2020 г.

Принята к публикации 6 июня 2020 г.

Исследовано поведение титанового сплава в условиях высокоскоростного проникания со скоростью примерно 2.0 km/s. Показано, что в мишени при пробитии наблюдаются три зоны проникания, отличающиеся механизмами пластической деформации и разрушения.

Ключевые слова: структура, высокоскоростной удар, рекристаллизация.

DOI: 10.21883/FTT.2020.11.50099.111

1. Введение

Титановые сплавы, обладающие комплексом уникальных физико-механических свойств, относятся к основным конструкционным материалам и применяются в самых различных отраслях промышленности. К числу уникальных свойств относятся: высокая удельная прочность, коррозионная стойкость как в атмосфере, так и в морской воде и ряде агрессивных сред, пониженные модули упругости, высокая теплопрочность, немагнитность, удовлетворительная технологичность и некоторые другие. Полагают также, что они весьма перспективны для использования с точки зрения защиты от высокоскоростного удара [1]. В зависимости от назначения и условий эксплуатации изделий титановые сплавы должны обладать определенной структурой и комплексом механических свойств. Для разработки новых видов сплавов необходимо проведение детальных исследований формирования структуры и свойств при различной термической обработке и легировании. В связи с этим исследование формирования и эволюции структур титановых сплавов при высокоскоростном ударе также имеет важное значение для разработки технологических процессов их изготовления и для развития динамической механики разрушения в целом.

Настоящая работа посвящена детальному исследованию структуры титанового сплава 3М, формирующейся в процессе пробития мишени из данного сплава ударником неправильной формы при скорости соударения ~ 2 km/s [2,3]. Ранее было показано [4], что ударное нагружение образцов из данного сплава в целом привело к их упрочнению, других особенностей отмечено не было.

2. Образец, материал, методика эксперимента

Общий вид пробитой мишени толщиной 11 mm представлен на рис. 1, а. Исходная структура сплава характеризуется корзиночным плетением, типичным для термически неупрочняемых α -сплавов мартенситного класса (рис. 1, б). Такой структуре, как правило, соответствует оптимальный комплекс длительной жаропрочности, предела ползучести при сохранении высокого уровня прочностных свойств [5]. Признаков деформации типа полос скольжения и двойников не обнаружено.

Основные физические свойства исследуемого материала, а также стандартные механические свойства, определенные на образцах из прутков, из которых впоследствии изготавливались мишени для исследований, приведены в таблице.

Свойства титанового сплава 3М

Плотность, kg/m ³	Коэффициент Пуассона	Модуль Юнга, GPa	Объемная скорость звука c_0 , m/s	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_b , МПа	δ_5 , %	ψ , %	HV, GPa
4540	0.3	112	4530	660 ± 10	715 ± 10	22 ± 1	36 ± 1	2.0 ± 0.26

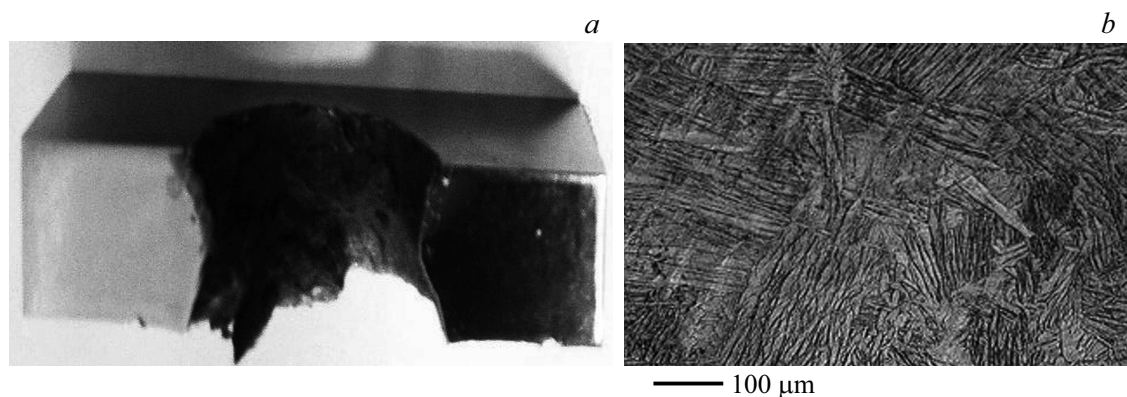


Рис. 1. Общий вид пробитой мишени — *a* и исходная структура сплава *b*.

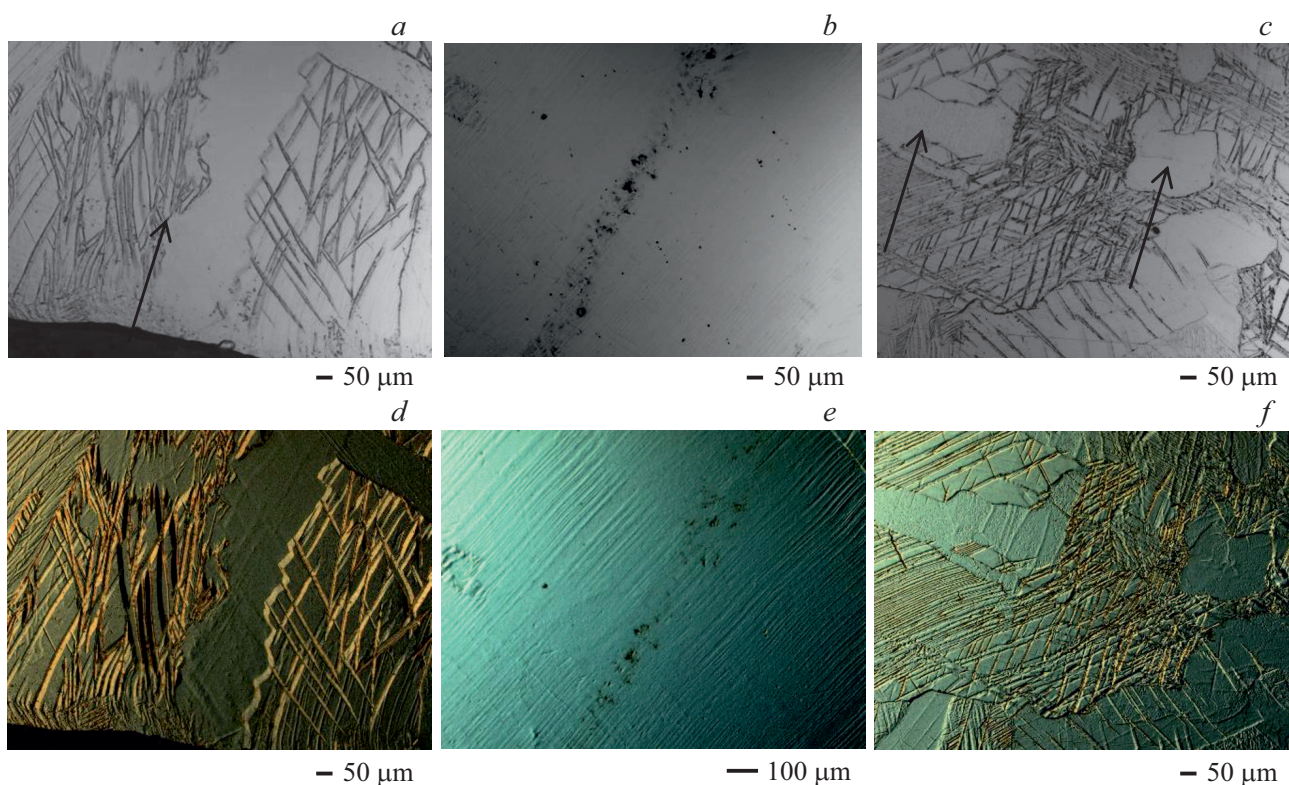


Рис. 2. Структура сплава в первой зоне: *a, d* — у поверхности соударения; *b, e* — на расстоянии 2.8 mm от поверхности соударения (бесструктурная область); *c, f* — на расстоянии 0.6 mm от фронтальной поверхности (*d, e, f* — в контрасте C-DIC).

Исследования структуры проводились на оптическом микроскопе Axio-Observer Z1 M в светлом поле и в контрасте C-DIC. Микротвердость стали определялась на микротвердометре SHIMADZU серии HNV-G (по методу Виккерса) при нагрузке 0.49N.

Скорость проникания (v) ударника в преграду при указанных начальных скоростях соударения изменяется по закону [6]:

$$v = v_0 \exp(-kx),$$

где v_0 — начальная скорость соударения; $k = 3C_x/8r$, C_x — коэффициент лобового сопротивления; r — ра-

диус ударника. Из общих соображений можно принять $k \approx 0.2 \text{ mm}^{-1}$.

3. Результаты экспериментальных исследований и их обсуждение

В пробитой мишени выделяются три зоны проникания (рис. 1), обусловленные различными этапами проникания ударника. Первая зона, обусловленная нестационарным этапом проникания [7], по глубине соответствует ~ 0.5 толщины пробития и вторая $\sim 1/4$ толщины

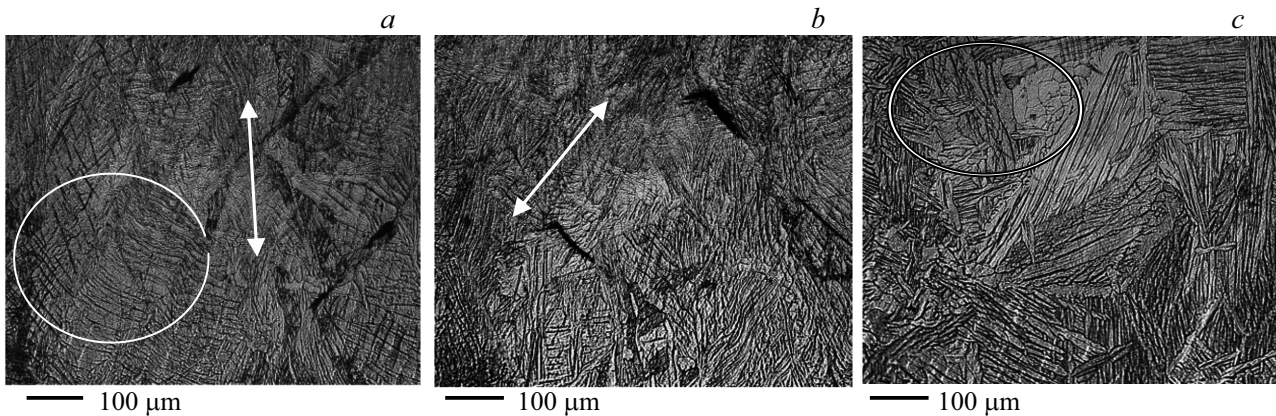


Рис. 3. Рассеяние энергии ударника в мишени сплава 3М путем локализации пластического течения ротационных мод деформации (круг) — *a*; образования микротрещин — *b*; рекристаллизации (овал) — *c*.

(стационарный этап проникания), третья (связана с отражением ударной волны от свободной поверхности) $\sim 1/4$ толщины.

После ударного пробития мишени выявлены признаки трансформации деформированного состояния и формирования новых структур вследствие диссипации механической энергии ударника.

Формирование структуры титана определяется в основном процессами двойникования. Однако каждая зона имеет свои особенности. В приповерхностной зоне в основном наблюдаются короткие двойники с заостренными концами (рис. 2). При этом в ряде зерен наблюдаются так называемые сетки двойников, т.е. в одних и тех же частях зерен двойники имеют разное направление, что говорит об одновременной активации различных систем двойникования. Судя по всему, в этом случае ввиду сложности напряженного состояния работать могут начать одновременно все пересекающиеся системы скольжения и могут быть задействованы все пять плоскостей двойникования, которые существуют в титановых сплавах [8].

Между зернами наблюдаются бесструктурные области (рис. 2, *a, d*) (указано стрелкой на рис. 2, *a*), такие же бесструктурные области наблюдаются и на других участках берегов каверны первой зоны, например, на расстоянии ~ 2.8 mm от поверхности соударения (рис. 2, *b, e*) т.е. там, где скорость проникания ударника еще достаточно высока. Хотя природа образования этих областей в целом не ясна, но можно предположить, что обнаруженная бесструктурность титанового сплава (отсутствие зеренной структуры) может быть связана с образованием несовершенных кристаллов и переходом части материала вследствие каких-то термомеханических процессов в аморфное состояние [9].

Формирование новой структуры в первой зоне происходит не только непосредственно у берегов каверны, но и на достаточном удалении от них (до 5.5 mm от берега каверны). Так на рис. 2, *c, f* показана структура, образовавшаяся на расстоянии 0.6 mm от фронтальной

поверхности и 5.4 mm от берега каверны. Видно, что зерна с двойниковыми сетками чередуются с бесструктурными областями (указаны стрелками) и с зернами, в которых имеется только одна система двойников одного кристаллографического направления.

Микротвердость исследованного титанового сплава в области двойниковых сеток $HV = 2.64$ GPa (при размахе 2.50–3.03 GPa), в бесструктурных областях $HV = 2.2$ GPa. Такое поведение изменения микротвердости приводит к неожиданному результату. Так, по некоторым данным, для ряда материалов микротвердость коррелирует с напряжением текучести по аналогии с пределом текучести существует известное соотношение Холла–Петча для микротвердости [10]:

$$H = H_0 + kd^{-0.5},$$

где H_0 — микротвердость монокристаллического титана; k — коэффициент; d — характерный размер зерна.

Тогда, исходя из данного соотношения и нашим результатам по замерам микротвердости, коэффициент k должен иметь отрицательное значение.

Высокое значение микротвердости в области двойниковых сеток обусловлены высоким коэффициентом деформационного упрочнения, что характерно для работы пересекающихся систем скольжения, и высокими уровнями деформирующего напряжения при сравнительно невысоких величинах деформации.

Во второй зоне процесс трансформации обусловлен активацией пластического течения и локальным тепловыделением и характеризуется локализацией сдвигов в форме полос адиабатического сдвига (рис. 3, *a*), микротрещинами отрыва длиной до $150 \mu\text{m}$ (рис. 3, *b*) и областями динамической рекристаллизации (рис. 3, *c*).

В третьей зоне, где кроме деформационных процессов, связанных с прониканием ударника, проявляются и процессы, обусловленные отражением ударной волны, которая вызвана соударением ударника и мишени и при этом намного опередившая ударник, от свободной поверхности.

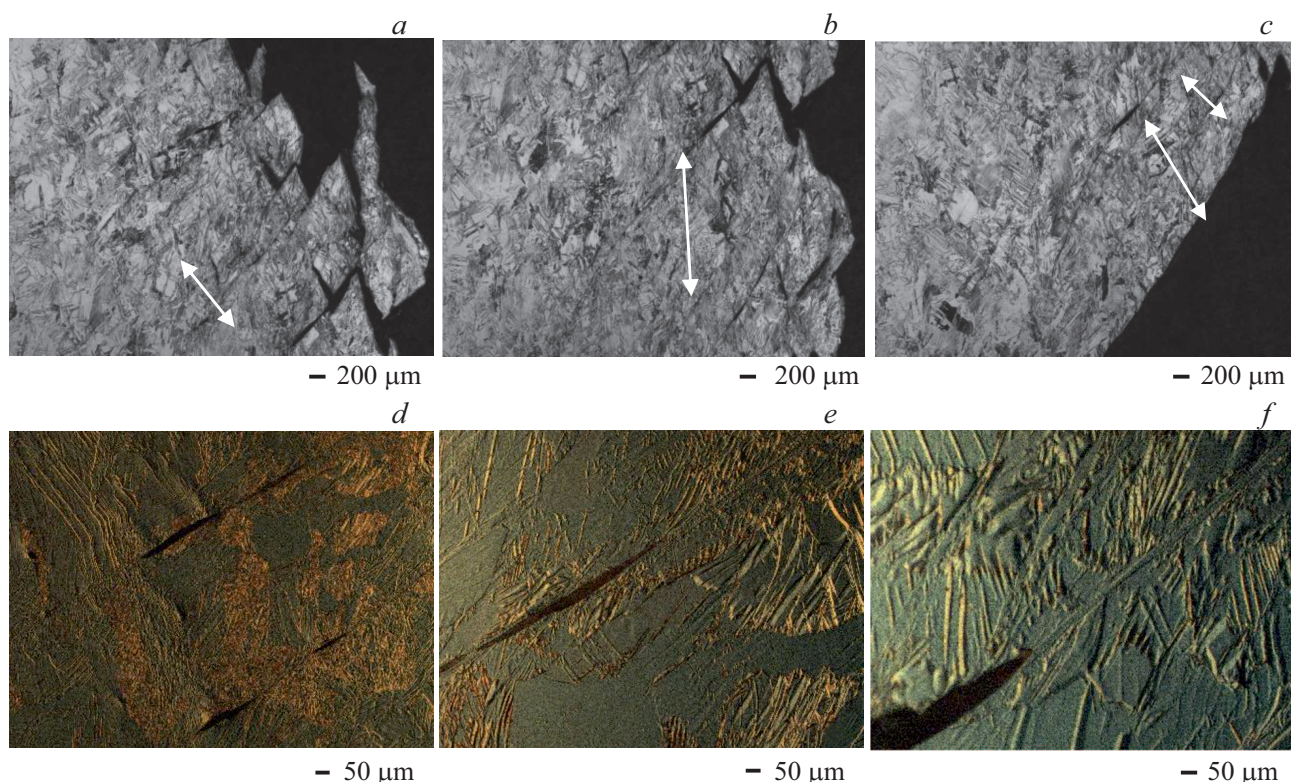


Рис. 4. Фрагментация мишени и образование полос адиабатического сдвига: *a, b* — полосы адиабатического сдвига, переходящие в трещины; *c, d, e, f* — полосы адиабатического сдвига, параллельные берегам каверны — прообразы микротрещин (*d, e, f* — в контрасте C-DIC).

За счет интерференции прямой и отраженной волны возникают динамические напряжения растяжения, которые разрушают отдельные участки третьей зоны.

Так на различных участках данной зоны видны полосы адиабатического сдвига, переходящие, за счет эффектов отражения, в трещины и, как следствие, к появлению отдельных фрагментов мишени в этой зоне (рис. 4, *a–c*). Отметим, что формирование фрагмента начинается как структурно-фазовый процесс нарушения сплошности при самоорганизации двух полос локализованной пластической деформации. Структурные изменения в третьей зоне мишени слабо зависят от исходной структуры металла и, в основном, реализуются с участием интерференционных (волновых) эффектов рассеяния ударной волны, образующейся при взаимодействии ударника с преградой.

Измерение микротвердости вдоль берегов каверны сверху вниз показало, что наименьшие значения микротвердости ($HV = 2.25–2.35$ GPa) характерны для участков, находящихся вблизи поверхности соударения, посередине толщины мишени — $HV = 2.46–2.53$ GPa, в конце третьей зоны — $HV = 2.88–2.93$ GPa. То есть можно предположить, что изменение микротвердости связано с изменением интенсивности деформации: у поверхности соударения деформация минимальная, соответственно, меньше микротвердость, в третьей зоне деформация

максимальная — значения микротвердости существенно выше.

4. Заключение

В процессе высокоскоростного проникания ударника неправильной формы в преграду из титанового сплава происходит изменение структуры: образование двойниковых сеток, двойников одного направления, полос адиабатического сдвига, ротационных участков и микромакротрещин.

Интерференция прямой и отраженной ударной волны и самоорганизация полос локализованной пластической деформации приводит к образованию фрагментов мишени в районе ее свободной поверхности.

Финансирование работы

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ 17-11-01053.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] В.Н. Минаков, Н.В. Минаков, В.Ю. Пучкова, Н.Д. Рудык, Г.Е. Хоменко. *ЖТФ* **77**, 60 (2007).
- [2] В.И. Колпаков, Г.Г. Савенков, К.А. Рудометкин, А.Ю. Григорьев. *ЖТФ* **86**, 21 (2016).
- [3] С.А. Атрошенко, А.Ю. Григорьев, Г.Г. Савенков. *ФТТ* **61**, 1738 (2019).
- [4] Г.Г. Савенков, А.В. Кузнецов, А.М. Брагов. *ЖТФ* **88**, 640 (2018).
- [5] С.П. Белов, М.Я. Брун, С.Г. Глазунов. *Металловедение титана и его сплавов*. Металлургия, М. (1992). 352 с.
- [6] Т.А. Хантулева, Г.Г. Савенков, А.В. Кузнецов, А.М. Брагов, А.Ю. Константинов. *Проблемы прочности и пластичности* **79**, 48 (2017).
- [7] Т.А. Хантулева, Г.Г. Савенков. *ЖТФ* **84**, 38 (2014).
- [8] T.S. Liu, M.A. Steinberg. *J. Metals* **4**, 1043 (1952).
- [9] Э.В. Козлов, А.Н. Жданов, Н.А. Конева. *Физ. мезомеханика* **9**, 81 (2006).
- [10] Н.В. Камышанченко, А.В. Гальцев, О.А. Печерина. *Науч. вед-ти Белгородского гос. ун-та. Сер. математика, физика* **118**, 201 (2011).

Редактор Д.В. Жуманов