

ЗАВИСИМОСТЬ СТРУКТУРЫ ТИТАНА, ФОРМИРУЮЩЕЙСЯ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ НАГРУЖЕНИИ, ОТ ЕГО ИСХОДНОГО СОСТОЯНИЯ

М. П. Бондарь, О. Л. Первухина

Институт гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН, 630090 Новосибирск

Исследована структура и определены критические параметры появления неустойчивости пластического течения в образцах титана, имеющих разные размеры зерен и исходную плотность дефектов, после больших высокоскоростных деформаций. Установлено, что формирование структуры титана и обусловленные ею критические параметры появления неустойчивости пластического течения определяются в основном процессом двойникования. Двойникование в ударно-нагруженном титане является механизмом пластической деформации, при котором происходят наименьшие изменения его внутренней энергии. Двойникование в титане при высокоскоростном деформировании развивается на ранних стадиях по всем допускаемым системам двойникования и приводит к фрагментации структуры. Двойники не представляют собой структурные элементы, способствующие развитию однородной пластической деформации. Фрагментирование структуры при образовании двойников приводит к уменьшению критических параметров появления неустойчивости пластического течения. Установлено существование некоторой предельной наполняемости материала двойниками с ростом деформации, после которой релаксация энергии осуществляется за счет образования полос адиабатического сдвига и/или трещинообразования. Структура титана, сформированная в процессе деформирования, является высоко стабильной.

ВВЕДЕНИЕ

Исследование формирования структур при больших высокоскоростных деформациях имеет важное значение как для технологических процессов, так и для развития теории пластической деформации. Накопление экспериментальных результатов позволит установить общие закономерности и механизмы деформирования. Необходимость расширения этих исследований также определена и разными экспериментальными постановками, и различиями исходного состояния исследуемых материалов.

Одним из методов высокоскоростного нагружения является метод взрывного схлопывания полых толстостенных цилиндров (ТСЦ), описанный в [1]. Использование этого метода позволяет вычислить деформацию материала в любом месте сечения цилиндров и сопоставить ее со сформированной в процессе схлопывания структурой.

Ранее при использовании метода ТСЦ было установлено, что формирование структуры а также критические параметры, определяющие появление неустойчивости пластического течения, проявляемые в ее локализации и трещинообразовании, зависят от размера зерна и степени дефектности структуры исходного материала [1–3]. Однако первые исследования по

титану [4] не позволили установить, подчиняется ли он ранее определенным закономерностям.

Данная работа посвящена детальному исследованию структуры титана, формирующейся при взрывном коллапсе ТСЦ в зависимости от свойств и степени дефектности исходной структуры, и является продолжением работы [4]. В настоящей работе наряду с изучением особенностей структуры найдена зависимость значений критического параметра $\varepsilon_{кр}$ (ε — величина деформации), определяющего появление неустойчивости пластического течения при коллапсе, от характеристик исходной структуры. Кроме того, исследовано влияние предварительного упрочнения, созданного нагружением плоскими ударными волнами, на формируемую структуру и значения $\varepsilon_{кр}$ при последующем взрывном схлопывании образцов.

1. МАТЕРИАЛЫ И ЭКСПЕРИМЕНТ

Исходное состояние титана в большой степени зависит от способа его изготовления. Для исследования использовано два типа титана: Т-1, спрессованный из губки иодидного титана, отличающегося высокой чистотой, с размером зерна $d = 140$ мкм и исходной микротвердостью $H_{V0} = 125$ (нагрузка во всех измерениях

$P = 50$ г), а также технический титан Т-2 с $d = 25$ мкм, $H_{V_0} = 220$.

Исследуемые образцы имели форму трубок с внешним диаметром 20 и внутренним 11 мм. Схема и параметры нагружения показаны на рис. 1 работы [4].

Предварительному упрочнению подвергались образцы, представляющие собой таблетки диаметром 20 и высотой 10 мм. Нагружение осуществлялось с помощью генератора плоских ударных волн контактными зарядами ТГ 50/50 толщиной 10 мм. Согласно расчетам [5] давление в образцах на глубине $0 \div 15$ мм изменялось от 17 до 15 ГПа. Остаточная деформация не превышала 5 %.

Упрочненные таблетки вставлялись в нижние сечения цилиндров (на расстоянии 30 мм от центра) и дополнялись тем же титаном, но без предварительного упрочнения. Это позволяло сравнить структурные и прочностные характеристики упрочненных и неупрочненных образцов практически в одном и том же сечении и таким путем наиболее надежно определить влияние упрочнения.

Цилиндры после коллапса разрезались на четыре равные части. Верхние и нижние сечения находились на расстоянии 30 мм от центрального. Изучение структуры и измерение микротвердости проводилось на шлифах, вырезанных из двух частей, перпендикулярных оси: центрального и нижнего, так что исследуемые сечения были тождественны сечениям, изученным в [4]. Исследование проводилось методом микроскопии.

2. РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В исходной структуре образца Т-1 признаков деформации типа полос скольжения и двойников не обнаружено (рис. 1, *a*). Это определено условиями его изготовления, трубки Т-1 вытачивались из цилиндрической заготовки, полученной путем высокотемпературной штамповки брикета и выдавливания при $T = 1200 \div 1300$ °С.

В зернах исходных образцов Т-2 имелись двойники (рис. 2, *a*). Такая структура Т-2 связана со способом изготовления трубок (вытяжкой) и характеризуется малым размером зерен и тем, что при изготовлении трубок деформация сопровождается двойникованием и сдвигами, определившими внутризеренную фрагментацию (см. рис. 2, *a*). Отжиг для снятия внутренних напряжений не внес существенных из-

менений в структуру и свойства образцов Т-2. В исходных образцах Т-2 и в образцах после коллапса выявлена рассеянная текстура, в которой плоскость базиса (1000) совпадает с осевой плоскостью цилиндра. Особенности исходной структуры Т-2 определяют и большое значение H_{V_0} .

2.1. Коллапс. После взрывного нагружения ТСЦ в сформированной структуре образцов Т-1 и Т-2 выявлены общие закономерности, подобные описанным в [4]. У внешнего края сечений, где для всех цилиндров $\varepsilon \approx 0,17$, структура представляет собой равноосные зерна, заполненные двойниками и дислокациями между ними (рис. 1, *б*, 2, *б*). Известно [6], что в ГПУ-кристаллах, и в титане в частности, системы скольжения неравноправны, в широком температурном интервале скольжение по некоторым из них запрещено. Так в α -титане при низких и умеренных температурах скольжение осуществляется в базисной плоскости только посредством α -дислокаций с вектором Бюргерса $b = a/2 \langle 11\bar{2}0 \rangle$ (a — параметр решетки). Так называемые $\langle \bar{c} \rangle$ - и $\langle \bar{\alpha} + \bar{c} \rangle$ -скольжения в плоскостях, расположенных под разными углами к базисной, возможны лишь при высоких температурах [6]. Максимальное число независимых α -систем скольжения равно четырем, это не удовлетворяет критерию Мизеса — Тейлора, по которому для обеспечения однородной деформации в зерне должно действовать не менее пяти систем скольжения. Деформация по любой из действующих α -систем скольжения не дает пластических смещений вдоль оси c , и поэтому зерна не в состоянии изменить размер вдоль этого направления. Механическое двойникование как раз и призвано осуществить формоизменение зерен вдоль оси c . Будучи в ГПУ-металлах равноправным механизмом пластичности, двойникование развивается в условиях динамических нагружений на ранних стадиях деформирования, что и наблюдается на рис. 1, *б* и 2, *б*.

При увеличении деформации появляются признаки течения, которые легко обнаруживаются не только по изменению формы зерен, но и по преимущественной направленности двойников, представляющих идеальные реперы (рис. 1, *в* и 2, *в*). С ростом деформации в отдельных зернах появляются плотно расположенные полосы скольжения. Общее направление пакета этих полос совпадает с направлением максимальных касательных напряжений.

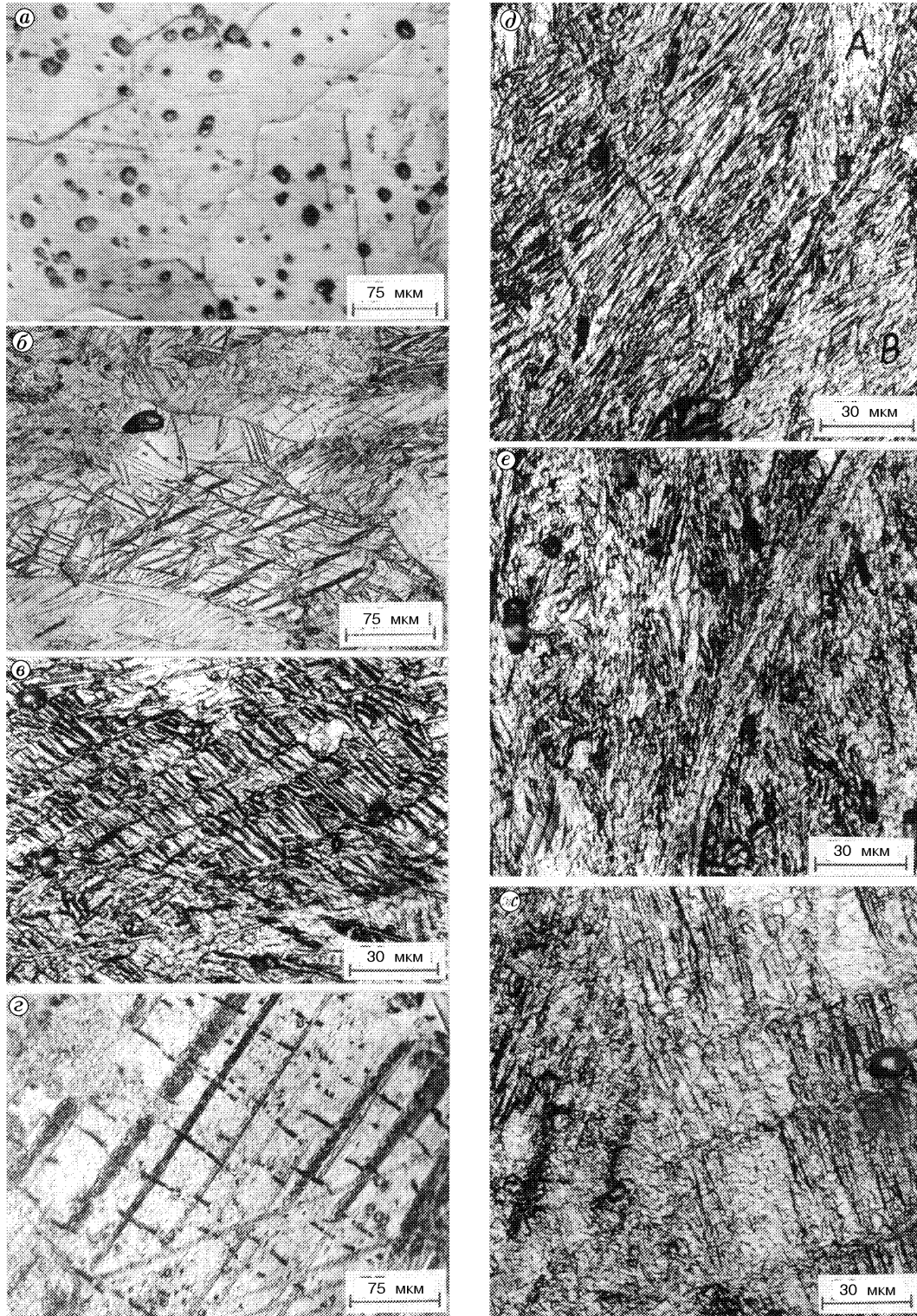


Рис. 1. Микроструктура образцов крупнозернистого титана Т-1:

a — исходное состояние; *б* — двойники в зернах, претерпевших деформацию $\varepsilon = 0,17$; *в* — двойниковая лестничная структура, $\varepsilon = 0,19$; *г* — двойники в зернах после упрочнения плоскоструйным ударным нагружением; *д* — полосы скольжения (*B*) и их пересечение с двойниками (*A*), $\varepsilon \geq 0,2$; *е* — полоса адиабатического сдвига (ПАС), $\varepsilon > 0,59$; *ж* — микроструктура, созданная коллапсом в упрочненных образцах

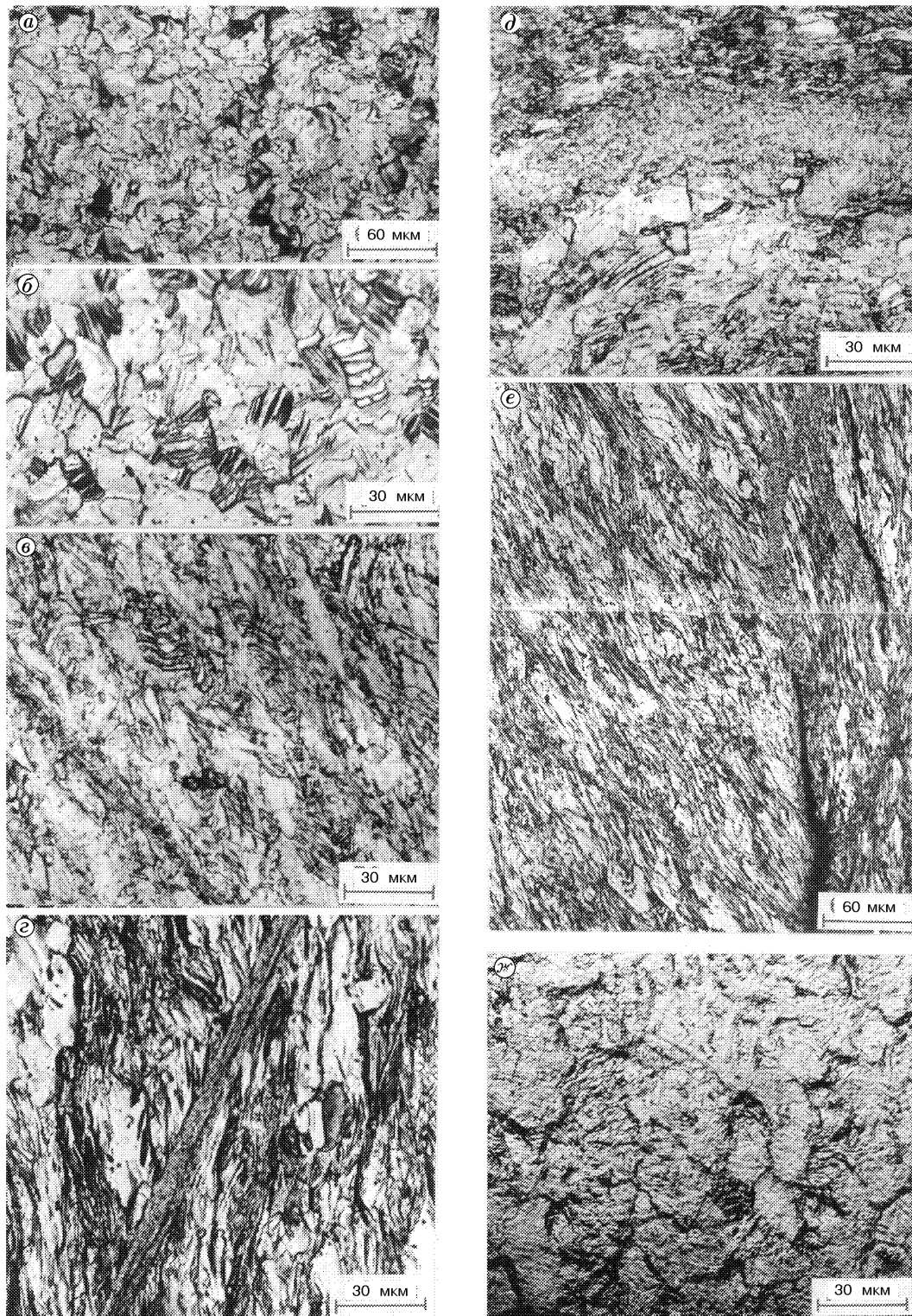


Рис. 2. Микроструктура образцов мелкозернистого титана Т-2:

a — исходное состояние; *б* — двойники в зернах, претерпевших деформацию $\varepsilon = 0,17$; *в* — полоса адиабатического сдвига (ПАС), $\varepsilon > 0,22$; *г* — текстура, $\varepsilon > 1$; *д* — микроструктура шлифа, плоскость которого содержит ось и радиус цилиндра; *е* — трещины по ПАС; *ж* — двойники в упрочненных образцах

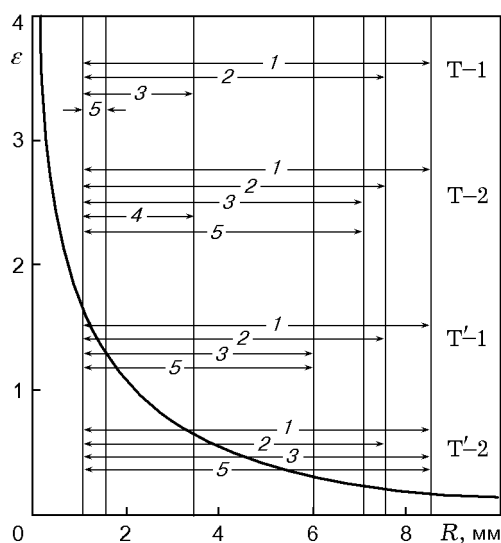


Рис. 3. Области характерных структур в образцах титана после нагружений (Т-1, Т-2 — коллапс, Т'-1, Т'-2 — плосковолновое ударное нагружение + коллапс) в зависимости от расстояния до центра и соответствующих деформаций:

1 — двойники, 2 — полосы скольжения, 3 — ПАС, 4 — текстура, 5 — трещины

При дальнейшем незначительном росте деформации они превращаются в полосы адиабатического сдвига (ПАС), ПАС трансформируются в трещины.

Каждый из исследуемых типов титана имеет свои особенности. На рис. 3 схематически показаны области характерных структур титана после нагружений в зависимости от расстояния до центра при соответствующих деформациях.

После коллапса в крупных кристаллах Т-1 при $\varepsilon \approx 0,17$ наблюдаются короткие двойники с заостренными концами (см. рис. 1, б), что характерно для двойников, образовавшихся в условиях ударной деформации. Причем в разных частях зерен двойники имеют разное направление. Это указывает на то, что в Т-1 при выбранных условиях нагружения активизированы разные системы двойникования. Известно, что в титане существует пять плоскостей двойникования [7]. Из рис. 1, б видно, что при динамическом нагружении крупнозернистого титана все они действуют. При $\varepsilon = 0,19$ появляются двойники, по длине соизмеримые с размером зерен; пересекаясь с короткими двойниками других систем, они образуют специфическую лестничную структуру (см. рис. 1, в).

Таблица 1

Тип титана	ε	h_1 , мкм	h_2 , мкм	h_3 , мкм	h_4 , мкм
Т-1	0,18	2,158	8,0	1,1	0,9
	0,25	1,436			
Т-2	0,18	1,44	1,25	1,3	1,2
	0,25	1,42			

Примечание. h_1 — коллапс, h_2 — упрочнение, h_3 — упрочнение + коллапс, h_4 — коллапс + отжиг.

Все двойники заполнены дислокациями той же плотности, что матрица. О плотности двойников судим по расстоянию между ними (h) в зернах (табл. 1). При $\varepsilon \geq 0,2$ (область 2 на рис. 3) помимо двойникования пластическая деформация осуществляется за счет трансляционных и ротационных составляющих, что видно на рис. 1, д по изменению направления длинных двойников в зерне А и по ориентации полос скольжения, пересекающих двойники, в зерне В. В условиях статической деформации титана переход от двойникования к пластическому течению за счет трансляционной и ротационной составляющих деформации происходит обычно при $\varepsilon > 0,4$ [6]. Вероятно, в условиях нашего нагружения при $\varepsilon > 0,2$ внутренние напряжения достигают достаточно большой величины и включаются $\langle \bar{c} \rangle$ - и $\langle \bar{\alpha} + \bar{c} \rangle$ -скольжения и аккомодация напряжений осуществляется не только двойникованием. Следует отметить, что при динамическом деформировании с ростом деформации не происходит смены ее механизма — двойникования на скольжение, как при статических условиях деформирования, а осуществляется дополнение одного механизма другим, т. е. наряду со скольжением продолжается двойникование (см. рис. 3, область 1 охватывает всю толщину образца). При $\varepsilon = 0,59$ образуются ПАС (см. рис. 3, область 3), представляющие собой полосы микрозернистой структуры (см. рис. 1, е). Некоторые из них перемежаются пустотами овальной формы, оставленными от оплавления. Структура между ПАС фрагментирована в результате пересечения полос скольжения с двойниками и двойников разных систем.

Процесс трещинообразования в Т-1 выражен слабо, несколько трещин появилось в зоне, имеющей радиус 1,5 мм.

В структуре сколлапсированных образцов Т-2 равноосность зерен сохраняется до $\varepsilon = 0,2$, плотность двойников соответствует плотности

Таблица 2

Тип титана	d , мкм	H_{V_0}	H_{V_k}	$\varepsilon_{\text{ПАС}}^1$	H_{V_y}	$H_{V_{y+k}}$	$\varepsilon_{\text{ПАС}}^2$	$H_{V_{k+o}}$	$H_{V_{y+k+o}}$
Т-1	140	125	220	0,59	240	240	0,3	180 190	210
Т-2	25	220	306	0,22	310	335	< 0,17	265 236	275

Примечание. $\varepsilon_{\text{ПАС}}^1$ — коллапс, $\varepsilon_{\text{ПАС}}^2$ — упрочнение + коллапс; средние значения микротвердости: H_{V_k} — коллапс, H_{V_y} — упрочнение, $H_{V_{y+k}}$ — упрочнение + коллапс, $H_{V_{k+o}}$ — коллапс + отжиг, $H_{V_{y+k+o}}$ — упрочнение + коллапс + отжиг.

исходных образцов. Двойники в Т-2, наследованные от обработки при изготовлении трубок, принадлежат преимущественно одной системе двойникования. С ростом деформации в отдельных зернах появляются группы уплотненных полос скольжения, которые вытягиваются в сторону центра (рис. 2, в, з). Между полосами материал претерпевает сильную деформацию, сопровождаемую фрагментацией структуры, которую можно видеть по сдвигам и поворотам двойников. При $\varepsilon > 0,22$ образуются магистральные ПАС с разветвлением от них тонких ПАС. При $\varepsilon > 0,6$ в структуре между ПАС наблюдается интенсивное течение (см. рис. 3, область 4). Сильное текстурирование зерен создает эффект их укрупнения (рис. 2, з), особенно это ярко выражено при $\varepsilon > 1,2$. Двойники, направление которых составляет угол с радиусом цилиндра $> 60^\circ$, при больших деформациях, сопровождаемых текстурой, утолщаются. Разрез двойников и двойниковых прослоек полосами сдвига создает резко неоднородную структуру. Наряду с текстурированными соседними зернами, ставшими эффективно большими по размеру, наблюдаются фрагменты микрозернистой структуры.

Помимо исследования структуры на шлифах, плоскости которых были перпендикулярны оси цилиндра и следы сдвиговой деформации в которых представлены в виде полос скольжения, проводилось исследование на шлифах, в плоскостях которых содержатся радиус и ось цилиндра. На этих шлифах регистрируются следы выхода сдвигов и ПАС. ПАС в Т-2 проявляются в виде локальных выходов по всему сечению, при этом от периферии к центру число, размер и картина их распределения изменяются от локально-точечных до сплошных полос, представляющих кольца бесструктурного материала (рис. 2, д).

Описанный характер изменения структуры образцов Т-2 сопровождается сильным трещинообразованием по магистральным ПАС (рис. 2, е), чего не наблюдалось в образцах Т-1. Кроме того, Т-2 отличается от Т-1 и тем, что конечное центральное отверстие после коллапса имеет, как правило, форму эллипса, которая может быть следствием изначально текстурированной структуры. Вероятно, этим определено и развитие структурной текстуры в образце Т-2, имеющем зерна меньшего размера, которая не наблюдалась явно в крупнозернистом Т-1.

Во всех сколлапсированных образцах проводилось измерение микротвердости вдоль радиусов цилиндров по ломаной линии таким образом, что проекции отпечатков на радиус касались друг друга. Это позволило выявить изменение напряженного состояния материала практически в каждой точке сечения образцов, исключив при этом влияние соседнего отпечатка. Средние значения микротвердости образцов после всех видов нагружения приведены в табл. 2, изменение H_V по сечениям сколлапсированных образцов представлено на рис. 4, а. В цилиндрах Т-1 от периферии к центру изменение микротвердости связано с ростом ε и соответствующим качеством создаваемых дефектов структуры. Заметный рост H_V наблюдается при $\varepsilon > 0,3$. Этому соответствуют изменения в структуре, вызванные развитием интенсивной деформации скольжения наряду с двойникованием. Степень упрочнения $\theta = (H_V - H_{V_0})/H_{V_0}$ вдоль радиуса изменяется от 68 % при $\varepsilon < 0,2$ до 92 % при $\varepsilon > 0,5$ (см. табл. 3). При $\varepsilon > 0,6$ H_V незначительно уменьшается, что вызвано релаксацией напряжений при появлении ПАС. Резкое уменьшение H_V при $\varepsilon > 1$ определено появлением рекристаллизованной структуры.

Таблица 3

Тип титана	ε	$\theta_1, \%$	$\theta_2, \%$	$\theta_3, \%$	$\theta_4, \%$
Т-1	0,18	68	92	≈ 0	20
	0,50	93			
Т-2	0,18	40	40	8	9
	0,50	55			

Примечание. θ_1 — упрочнение после коллапса относительно исходного состояния, θ_2 — то же самое после предварительного упрочнения; θ_3 — упрочнение после предварительного упрочнения и коллапса относительно упрочненного состояния, θ_4 — то же относительно коллапса.

Характер изменения H_V в сечении образцов цилиндров Т-2 имеет свои особенности. Несмотря на высокую начальную плотность дефектов, при динамическом деформировании в процессе схлопывания цилиндров происходит дальнейшее увеличение плотности дефектов, наблюдается фрагментация зерен и двойников. Это создает дополнительное упрочнение. Так, в областях, соответствующих $\varepsilon = 0,17 \div 0,18$, $\theta = 40 \%$ и для $\varepsilon = 0,5$, $\theta = 55 \%$. Уменьшение степени упрочнения при $\varepsilon > 0,5$ определено релаксацией напряжений за счет развития текстуры, появления ПАС и сильно развитого трещинообразования (рис. 2,е).

2.2. Коллапс предварительно упрочненных образцов. В структуре образцов крупнозернистого титана Т-1 после предварительного упрочнения, осуществленного плосковолновым ударным нагружением, обнаружены двойники нескольких систем (на рис. 1,г отчетливо видны три системы двойникования). Ширина двойников достигает 10 мкм, длина простирается на полный размер зерна, плотность двойников существенно меньше плотности в образцах, подвергнутых деформированию при высокоскоростном нагружении. В образцах Т-2 сохранилась структура исходного состояния, наблюдается в основном одна система двойникования, в некоторых зернах видна сопряженная система с наличием искривленных двойников (рис. 2,ж). Двойники в Т-2 тоньше, чем в Т-1, и простираются на всю длину зерна.

Предварительное упрочнение привело к увеличению средней микротвердости. В Т-1 $H_V = 125 \div 240$ (92 %), а в Т-2 — $H_V = 220 \div 310$ (40 %).

После коллапса предварительно упрочненных образцов кривые изменения их микротвер-

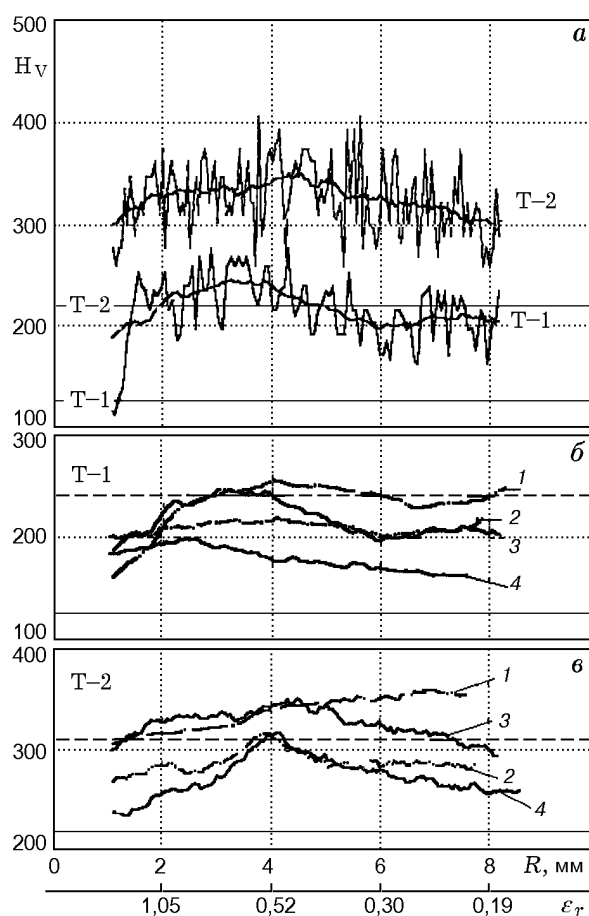


Рис. 4. Микротвердость образцов титана в зависимости от величины деформации:

а — Т-1, Т-2 после коллапса, б — Т-1, в — Т-2; кривые 1 — упрочнение + коллапс, 2 — упрочнение + коллапс + отжиг, 3 — коллапс, 4 — коллапс + отжиг, сплошные прямые линии — исходная микротвердость, штриховые прямые линии — микротвердость после плосковолнового ударного нагружения

дости ($H_{V_{y+k}}$) по сечению образцов Т-1 и Т-2 существенно различаются (см. рис. 4,б,в).

В Т-1 (см. рис. 4,б) в сечениях образцов, где $\varepsilon = 0,17 \div 0,7$, значения $H_{V_{y+k}}$ выше значений микротвердости сколлапсированных неупрочненных образцов (H_{V_k}) на 20 %. Однако изменения $H_{V_{y+k}}$ относительно среднего значения микротвердости после предварительного упрочнения (H_{V_y}) незначительны и примечательны тем, что до $\varepsilon = 0,3$ $H_{V_{y+k}}$ меньше, а при $\varepsilon = 0,3 \div 0,7$ — несколько больше H_{V_y} . Сопоставление со структурами, отвечающими этим деформациям, показало, что значениям $\varepsilon > 0,3$ соответствует развитие интенсивного пластического течения. На развитие структуры (см. рис. 3) при последующих динамиче-

ских деформациях большое влияние оказывает структура, сформированная при плосковолновом ударном нагружении. Наряду с полосами течения имеются вытянутые параллельно полосам двойники с острыми концами, плотность которых существенно увеличилась (см. табл. 1), а также двойники, пересеченные как полосами течения, так и другими двойниками. Это приводит к созданию структурных фрагментов разного размера, вытянутых в направлении течения (см. рис. 1, ж). В сечении, где $\varepsilon > 0,7$, микротвердость резко уменьшается, принимая значения меньшие, чем у неупрочненного сколлапсированного образца. Соответствующие этой деформации фрагменты структуры состоят из равноосных микрозерен, размер которых растет по мере приближения к центру. Эта структура, обусловившая снижение $H_{V_{y+k}}$, является результатом рекристаллизации, определенной теплом, выделенным при существенном росте деформации с приближением к центру.

Сколлапсированные предварительно упрочненные образцы Т-2 в местах, где $\varepsilon = 0,17 \div 0,5$, превосходят по микротвердости и предварительно упрочненные образцы, и сколлапсированные неупрочненные (рис. 4, в), а при $\varepsilon > 0,5$ их микротвердость становится меньше, чем у сколлапсированных неупрочненных, но выше, чем у упрочненных образцов, и у самого центра в зоне рекристаллизации H_V понижается до уровня исходной микротвердости образца Т-2. Формируемая при этом структура в радиальном сечении практически не отличается от структуры сколлапсированных неупрочненных образцов за исключением того, что трещины по всем магистральным ПАС доходят до внешней поверхности цилиндров (см. рис. 3).

Следует особо подчеркнуть, что в образцах цилиндров независимо от типа титана на равных расстояниях от центра одинаковое число ПАС и одинаковая картина их распределения. В местах, соответствующих $\varepsilon \geq 1$, их число ≈ 20 , при $\varepsilon \approx 0,6$ оно составляет $40 \div 50$, при $\varepsilon \approx 0,4$ — $14 \div 20$. Большинство из полос в Т-2 трансформируется в трещины (см. рис. 2, е), единичные из них могут доходить до внешней поверхности цилиндра. Место образования максимального числа ПАС для всех цилиндров соответствует радиусу сечения ($R = 3,5$ мм), где возникает резкое изменение степени роста деформации на кривой $\varepsilon(R)$ (см. рис. 3).

Средние значения расстояний между двойниками, критические параметры потери устойчивости пластического течения, средние значения микротвердости после всех видов воздействия и коэффициенты упрочнения для исследуемых типов титана приведены в табл. 1–3.

3. ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Приведенные результаты исследования показывают, что закономерности формирования структуры в титане при нагружении методом ТСЦ существенно отличаются от установленных для меди и тантала [3, 8–10]. Для меди и тантала зависимость критических параметров появления неустойчивости пластического течения $\varepsilon_{кр}$ от размера зерна d , найденная в виде $f(1/d)$, показывает, что однородность пластического течения в мелкозернистых образцах сохраняется до больших величин деформации, чем в крупнозернистых. В этих материалах, благодаря высокой подвижности дислокаций и их ансамблей, особенно в ГЦК меди, в процессе высокоскоростной деформации происходит самоорганизация дефектов, обуславливающая образование диссипативных структур — элементов, реализующих микропластическую деформацию, в частности ее ротационную составляющую. При этом установлено, что интенсивность образования диссипативных структур возрастает с уменьшением размера зерна (увеличением плотности дефектов) в исходной структуре. Появление неустойчивости пластического течения при малых значениях ε в крупнозернистом материале ($d \approx 1$ мм) определено развитием легкого скольжения по кристаллографическим системам, выделенным условиями нагружения. Это приводило к образованию «каналов течения» на ранних стадиях деформирования, представляющих собой полосы локализации пластической деформации [3].

Сопоставление величин деформаций, при которых образуются ПАС в сколлапсированных образцах Т-1 и Т-2, с их структурно-механическими характеристиками (см. табл. 2) показывает, что для титана описанные выше закономерности не выполняются. В крупнозернистом Т-1 ПАС образуются после достижения значения $\varepsilon = 0,59$, тогда как в мелкозернистом Т-2 — при $\varepsilon = 0,22$. Следовательно, потеря устойчивости пластического течения в мелкозернистом титане происходит при существенно меньших деформациях по сравнению с крупнозернистым.

В сколлапсированных предварительно упрочненных образцах Т-1, где уже после предварительного упрочнения образовалась структура с двойниками и средняя величина микротвердости приблизилась к исходному значению H_{V0} титана Т-2 и превысила ее при последующем коллапсе (см. табл. 2), ПАС появляются при $\varepsilon = 0,3$, т. е. при деформации, близкой к $\varepsilon_{кр}$ для исходного Т-2.

Таким образом, после всех видов нагружения свойства титана Т-1 приближаются и затем становятся практически одинаковыми со свойствами титана Т-2.

В сколлапсированных предварительно упрочненных образцах Т-2 потеря устойчивости пластического течения наступает при $\varepsilon < 0,17$.

Из приведенных результатов видно, что появление неустойчивости пластического течения в титане связано с формированием дефектной структуры, изменяющей его внутреннюю энергию. Особенности формирования структуры в титане, имеющем ГПУ-решетку, в первую очередь, определяются процессом двойникования. Развитие двойникования в титане на ранней стадии деформирования, а не после значительной предшествующей деформации, как в некоторых металлах с низкой энергией дефектов упаковки, определяет их морфологию — это не пакеты тонких двойниковосопреженных пластинок, а крупные одиночные кристаллы (см. рис. 1 и 2). Роль двойникования в формировании структуры с ростом деформации хорошо прослеживается в образцах Т-1, зерна которого в исходном состоянии не имели видимых дефектов, а значение твердости соответствовало ее значению в отожженном иодидном титане ТГ 00 [11].

Характер формирования структуры прослеживается по форме кривых изменения H_V вдоль радиуса цилиндров (рис. 4,а). Так, для сколлапсированных образцов Т-1 при $\varepsilon = 0,17$ $H_V = 200$, упрочнение достигает 68 %, дальнейший рост деформации до 0,5 привел к упрочнению, равному 93 % (см. табл. 3). При $\varepsilon = 0,17 \div 0,5$ происходит интенсивный рост двойников (см. рис. 1), а их пересечение друг с другом и полосами скольжения фрагментирует зерна и приближает структуру к мелкозернистой. Среднее расстояние между двойниками в указанном диапазоне деформаций изменяется от 2,16 до 1,44 мкм (см. табл. 1). Появление ПАС происходит в «перемолотой» структуре,

образованной в результате пересечения двойников разных систем и полос скольжения, в месте, где $\varepsilon > 0,59$.

Кривая изменения H_V сколлапсированных предварительно упрочненных образцов Т-1 (см. рис. 4) в диапазоне $\varepsilon = 0,17 \div 0,5$ лежит выше кривой для образцов без предварительного упрочнения. Структура с двойниками создается уже на стадии предварительного упрочнения и интенсивно развивается при последующем коллапсе (см. табл. 1). Величина упрочнения, созданная предварительным плоскостным нагружением в Т-1, составляла 92 % при $h = 8$ мкм. Последующий коллапс практически не создал дополнительного упрочнения (см. рис. 4,б), однако плотность двойников существенно возросла, $h \approx 1,1$ мкм. Структура и свойства образцов Т-1 вплотную приблизились к исходным свойствам Т-2. При этом ПАС появляются при $\varepsilon = 0,3$ (см. табл.2), что практически равно той деформации, при которой появляются ПАС в неупрочненном Т-2.

Изменение микротвердости в сколлапсированных образцах Т-2 существенно отличается от изменения микротвердости в Т-1, при увеличении деформации от 0,17 до $0,47 \div 0,5$ (см. рис. 4,а) H_V монотонно растет и затем с развитием текстуры уменьшается. При этом плотность двойников, достигнутая на начальном этапе деформации ($h_{ср} = 1,4$ мкм), практически не изменяется. Максимальное упрочнение равно 45 %.

Упрочнение Т-2 при плоскостном нагружении составило 40 %, последующий коллапс привел к увеличению упрочнения на 8 % относительно упрочненных образцов и на 9 % относительно сколлапсированных неупрочненных образцов (см. табл. 3). Среднее расстояние между двойниками после всех видов нагружения в образцах Т-2 остается практически постоянным (см. табл. 1). Следует подчеркнуть, что кривые изменения H_V сколлапсированных предварительно упрочненных и неупрочненных образцов лежат выше линии, соответствующей значению H_{Vy} — средней микротвердости предварительно упрочненных образцов (см. рис. 4,б).

Таким образом, при одинаковых видах нагружения упрочнения образцов Т-1 и Т-2 различаются. Это связано с разной исходной структурой, определяющей эволюцию дефектов при дальнейшем росте деформации, и со степенью реализации релаксационных процес-

сов, приводящих к снижению внутренней энергии материала.

Изменение внутренней энергии представлено выражением [12]

$$E = \frac{\Gamma\gamma}{d} + CGb^2\rho, \quad (1)$$

где Γ — геометрический фактор для границ зерен, имеющих среднюю энергию γ , d — средний диаметр зерна, C — константа, G — модуль сдвига, b — вектор Бюргерса, ρ — плотность дислокаций.

Трудно разделить вклад границ зерен, двойников и дислокаций в увеличение внутренней энергии. Обычно считается [13], что границы двойников вносят меньший вклад, чем границы зерен. Однако в сколлапсированных образцах Т-1 при $\varepsilon = 0,17 \div 0,5$ выполняется зависимость Холла — Петча для изменения микротвердости в зависимости от расстояния между двойниками (в выражении $\sigma_s = \sigma_0 + K_y d^{-1/2}$ заменяем σ_s на H_V и d на h), т. е. выполняется соотношение

$$\frac{(H_V)_{\varepsilon=0,5}}{(H_V)_{\varepsilon=0,17}} = \frac{(h^{-1/2})_{\varepsilon=0,5}}{(h^{-1/2})_{\varepsilon=0,17}}.$$

Действительно, указанным деформациям соответствуют значения $H_V = 240$ и 200 , $h = 1,436$ и $2,158$, при этом приведенное соотношение составляет $1,2 \div 1,22$. Это подтверждает то, что двойники в титане при динамических нагружениях представляют собой практически такие же барьеры, как и границы зерен.

Остаточная микротвердость усредняет влияние размера зерна и микроструктуры. Известно, что основной вклад в деформационное упрочнение вносят дислокации, но при этом степень упрочнения при последующей деформации зависит от характера релаксационных процессов в целом. Учитывая разную дефектность исходной структуры рассматриваемых типов титана, на основе приведенных результатов можно считать, что релаксационные процессы в большой степени связаны с возможностями структурных построений — двойников. Нетрудно видеть, что этот процесс зависит, скорее, от степени дефектности исходной структуры и степени наполняемости материала дефектами при последующей деформации, чем от размера исходного зерна. Увеличение количества двойников на начальном этапе деформирования титана Т-1 эффективно измельчает структуру (см. рис. 1,б), приближая его

поведение при последующей деформации к поведению Т-2. Границы двойников вносят свой вклад в упрочнение в соответствии с 1-м членом уравнения (1).

Образование релаксационных структур в процессе нагружения изменяет динамику упрочнения дислокациями. Характер изменения H_V для сколлапсированных образцов Т-1 (см. рис. 4,а) показывает, что на начальном этапе деформирования ($\varepsilon = 0,17$) упрочнение, достигнув некоторой величины, далее изменяется мало, при дальнейшем росте ε интенсивное двойникование усиливает процесс релаксации. При этом происходит фрагментация структуры и по достижении некоторой плотности двойников при $\varepsilon = 0,3$ упрочнение начинает заметно увеличиваться (см. рис. 4,а) и вновь выходит на прямую при $\varepsilon \approx 0,5$, где происходит новый этап «релаксационных структурных построений», характерный для данного уровня деформации (см. табл. 1 — плотность двойников при $\varepsilon = 0,5$ увеличивается).

Показательным в развитии релаксационных структур является и изменение микротвердости по радиусу сколлапсированных предварительно упрочненных образцов Т-1. Нагружение плоскими ударными волнами создает уникальную, не встречающуюся в других процессах структуру с очень высокой плотностью хаотически распределенных дефектов, в основном дислокаций, и относительно низкую плотность двойников (см. табл. 1). Этот результат обнаружен в настоящей работе для титана впервые, благодаря возможности сопоставления структур титана после плосковолнового ударного нагружения и высокоскоростного, сопровождаемого большими величинами деформаций. Ранее считалось, что при ударном нагружении деформация полностью осуществляется двойникованием [14]. Из рис. 1,ж видно, что при последующей пластической деформации в процессе коллапса при $\varepsilon = 0,17 \div 0,35$ идут релаксационные процессы, плотность двойников увеличивается и микротвердость несколько уменьшается по сравнению с ее значением после предварительного плосковолнового нагружения (см. рис. 4,б). Таким образом, расстояние между двойниками $h = 8$ мкм способствует развитию релаксационных процессов, микротвердость немного уменьшается, а плотность двойников при последующей деформации увеличивается, после коллапса $h = 1,1$ мкм, т. е. соответствует значению h в об-

разцах Т-2 (см. табл. 1). При $\varepsilon > 0,35$ наблюдается дальнейший рост H_V при сохранении постоянной плотности двойников (см. рис. 4, б).

Таким образом, рост упрочнения тем больше, чем труднее развиваются необратимые изменения структуры, понижающие внутреннюю энергию системы. Такие структурные изменения в титане происходят при включении дополнительного механизма деформации — двойникования, как это видно на примере трансформации структуры Т-1. Характер зависимости $H_V(\varepsilon)$ для титана Т-2, имеющего тенденцию роста упрочнения после всех видов нагружения при практически неизменном значении h , показывает, что имеется предельная величина наполнения материала двойниками при используемых условиях нагружения (см. табл. 1), после которой релаксационные процессы могут осуществляться только образованием ПАС или разрушением (предварительно упрочненные образцы Т-2 при коллапсе растрескиваются по всей толщине).

В проведенных ранее исследованиях на меди и тантале было показано, что состояние материала после плоского ударно-волнового нагружения, характеризуемое большой плотностью хаотически распределенных дефектов, является высокоэнергетическим и поэтому неустойчиво. Природа релаксационных процессов в этих материалах обусловлена их кристаллическим строением, определяющим степень подвижности дефектов. При последующей высокоскоростной пластической деформации в них происходит перераспределение дефектов — создание более низкоэнергетических дислокационных (блочных) структур. В результате этого может происходить внутризренное фрагментирование структуры, обуславливающее как сдвиг критических параметров появления неустойчивости пластического течения в область больших деформаций, так и разупрочнение материала [10].

В [6] обсуждаются вопросы устойчивости структур при больших пластических деформациях. Показано, что устойчивы лишь структуры, созданные в данном процессе, а старые оказываются неустойчивыми по отношению к новому типу деформации и разрушаются.

Очевидно, что суждения о степени проявления структурной неустойчивости при изменении характера внешнего воздействия в титане не подтверждаются. Наоборот, следует отметить высокую устойчивость структуры

титана, сформированной механизмом двойникования. Это особенно четко проявилось на эволюции структуры титана Т-2. Исходная структура Т-2, сформированная при статических условиях деформирования, определила его поведение при последующем динамическом нагружении. Следует также отметить, что фрагментация структуры при развитии двойникования не создает предпосылок для сохранения однородности пластического течения до больших значений ε и не приводит к разупрочнению, уменьшению внутренней энергии. Двойники не представляют собой структурные элементы, способные реализовать ротационную составляющую деформации, как диссипативные структурные образования в меди.

С целью подтверждения устойчивости сформированной структуры титана в процессе предшествующей деформации образцы после всех видов нагружения отжигались при температуре $T = 0,35T_{пл}$, при которой обычно начинается рекристаллизация после взрывного нагружения [15]. Результаты микроскопических исследований по определению плотности двойников (см. табл. 1) и кривые изменения H_V после отжига, приведенные на рис. 4, б, в, показали, что оба типа титана после отжигов сохраняют высокие значения микротвердости и полностью сформированную плотность двойников.

ВЫВОДЫ

Формирование структуры титана в процессе больших высокоскоростных деформаций и обусловленные ею критические параметры появления неустойчивости пластического течения определяются в основном развитием двойникования. Двойникование в ударно-нагруженном титане является механизмом пластической деформации, при котором происходят наименьшие изменения его внутренней энергии. Двойникование в титане при высокоскоростном деформировании развивается на ранних стадиях по всем допускаемым системам двойникования и приводит к фрагментации структуры. Двойники не представляют собой структурные элементы, способствующие развитию однородной пластической деформации. Фрагментирование структуры при образовании двойников приводит к уменьшению критических параметров появления неустойчивости пластического течения. Существует предельная наполняемость материала двойниками с ростом деформации, после которой ре-

лаккация энергии осуществляется образованием ПАС и/или трещинообразованием. Структура титана, сформированная в процессе деформации, является высокостабильной.

ЛИТЕРАТУРА

1. Bondar M. P., Nesterenko V. F. Strain correlation at different structural levels for dynamical loaded hollow copper cylinders // J. de Physique, 4. October 1991. С 3.163–С.3.170.
2. Nesterenko V. F., Bondar M. P. Investigation of deformation localisation by the "thick-walled cylinder" method // Dymat J. 1994. V. 1, N 3. P. 245–251.
3. Нестеренко В. Ф., Бондарь М. П. Локализация деформации при схлопывании толстостенного цилиндра // Физика горения и взрыва. 1994. Т. 30, № 4. С. 99–111.
4. Бондарь М. П., Первухина О. Л., Нестеренко В. Ф., Лукьянов Я. Л. Особенности развития структуры титана при взрывном коллапсе толстостенных цилиндров // Физика горения и взрыва. 1998. Т. 34, № 5. С. 122–129.
5. Дерибас А. А., Нестеренко В. Ф., Сапожников Г. А. и др. Исследование процесса затухания ударных волн в металлах при нагружении контактными взрывом // Физика горения и взрыва. 1979. Т. 15, № 2. С. 126–132.
6. Рыбин Н. Н. Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: Металлургия, 1986. С. 224.
7. Liu T. S., Steinberg M. A. Twinning in single crystals of Ti // J. Metals. 1952. N 4. P. 1043–1044.
8. Nesterenko V. F., Meyers M. A., LaSalvia J. C. et al. Shear localization and recrystallization in high-strain, high-strain-rate of tantalum // Material Sci. Eng. 1997. V. A229. P. 23–41.
9. Бондарь М. П., Тесленко Т. С. Влияние степени дефектности исходного материала на деформационную структуру, формируемую при взрывном коллапсе полых толстостенных цилиндров // Физика горения и взрыва. 1997. Т. 33, № 6. С. 108–121.
10. Бондарь М. П. Особенности формирования структуры при больших высокоскоростных деформациях // Физ. мезомеханика. Июнь 1998. Т. 1, № 1. С. 37–54.
11. Мальцев М. В., Барсукова Т. А., Борин Ф. А. Металлография цветных металлов и сплавов: Учебник. М., 1960. С. 280.
12. Ferreya E., Murr L. E., Horz F. A preliminary study of the effect of target microstructure on thick copper plates // Shock-Wave, High-Strain-Rate Phenomena. Proc. of the 1995 Conf. on Metallurgical and Materials Application of Shock-Wave and High-Strain-Rate (EXPLOMET'95). Elsevier, 1995. P. 303–312.
13. Бурке Дж. Е., Тернболл Д. Рекристаллизация и рост зерен // Успехи физики металлов. М.: Металлургиздат, 1956. Т. 1. С. 215.
14. Эпштейн Г. Н. Строение металлов деформированных взрывом. М.: Металлургия, 1968, С. 253.
15. Бондарь М. П., Нестеренко В. Ф. Деформация на контактах и критерии образования соединения при импульсных воздействиях // Физика горения и взрыва. 1991. Т. 27, № 3. С. 103–117.

*Поступила в редакцию 15/VI 1999 г.,
в окончательном варианте — 9/VII 1999 г.*