

## ОСОБЕННОСТИ РАЗВИТИЯ СТРУКТУРЫ ТИТАНА ПРИ ВЗРЫВНОМ КОЛЛАПСЕ ТОЛСТОСТЕННЫХ ЦИЛИНДРОВ

М. П. Бондарь, О. Л. Первухина, В. Ф. Нестеренко, Я. Л. Лукьянов

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

Исследована зависимость структуры титана от величины полной деформации при взрывном коллапсе толстостенных цилиндров. Показано, что развитие структуры в целом и критические параметры появления неустойчивости пластического течения в титане не зависят от конечной деформации цилиндров. Эта неустойчивость, обусловленная внутренней структурой материала, является основным механизмом нарушения осевой симметрии коллапса в данной геометрии в заданных условиях нагружения. Обнаружено, что неустойчивость пластического течения в титане проявляется в образовании полос адиабатического сдвига.

### ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время нет общепринятых представлений о механизме формирования структур при высокоскоростных больших пластических деформациях в зависимости от природы материала и условий нагружения. Не установлены критические значения деформации ( $\epsilon$ ) и ее скорости ( $\dot{\epsilon}$ ), определяющие появление неустойчивости пластического течения, а также связь этих параметров со свойствами материалов.

Механизмы деформации, выявленные ранее при плосковолновом ударном нагружении, не проявляются при высокоскоростных больших деформациях. Установлено, что простой тип уравнения Холла — Петча ( $\sigma_s = \sigma_0 + K_Y d^{1/2}$ ) не удовлетворяет высокоскоростным процессам, сопровождаемым большими пластическими деформациями [1–3]. Здесь  $\sigma_s$  — предел текучести;  $d$  — размер зерен;  $\sigma_0$  и  $K_Y$  — константы.

В настоящее время, наряду с исследованием механизма пластической деформации с точки зрения зарождения, движения и взаимодействия дислокаций, процесс деформации изучается и с позиций мезомеханики [4], концептивное описание основ которой приведено в [5].

С позиций мезомеханики можно объяснить зависимость критических параметров появления неустойчивости течения от природы материала (кристаллической структуры), размера зерна [3] и от степени дефектности исходного материала [6], установленных при исследовании конечных структур толстостенных цилиндров, подвергнутых взрывному нагружению. В материалах с размером зерен меньше

50 мкм отсутствуют признаки неустойчивости пластической деформации вплоть до разрушения. При больших размерах зерен такие признаки появляются в виде полос локализации пластической деформации (ПЛПД). Это вероятно, обусловлено тем, что при используемых параметрах нагружения структурным элементом, реализующим ротационную моду деформации, может являться само зерно до некоторого его размера. Аккомодация напряжений, создаваемых трансляционной модой деформации внутри зерен, осуществлялась за счет поворота зерен размером 50 мкм. В материале с большим размером зерен эффективным каналом аккомодации упругой энергии, создаваемой интенсивными сдвигами в зернах, является развитие ПЛПД при относительно небольших величинах деформации. ПЛПД, в свою очередь, приводят к структурированию среды на секторы. Потеря устойчивости пластической деформации, выраженная в появлении ПЛПД и формировании ими диссипативных структур, определяет появление дополнительных механизмов деформации некристаллографической природы — движение секторов как целых.

Если при изготовлении цилиндров использовался материал, предварительно нагруженный плоской ударной волной, то ротационными структурными элементами являлись внутризеренные фрагменты [6]. Последние представляют собой диссипативные структурные элементы, которые образуются при деформировании за счет перестраивания дефектов, созданных при предварительном плосковолновом ударном нагружении. Это также определило сохранение

однородности деформации до больших ее значений в предварительно упрочненных образцах по сравнению с неупрочненными.

Самоорганизация структуры при взрывном нагружении толстостенного цилиндра обнаружена и на образцах тантала с размером зерен 70 мкм [7]. Деформация в зернах происходит таким образом, что полосы скольжения в отдельных зернах встраиваются в сетку, образуя ячейки из нескольких зерен. Направление сторон сетки совпадает с направлением максимальных сдвиговых напряжений, уплотненные стороны сеток при большой деформации трансформируются в трещины.

Закономерности развития деформационной структуры и условия появления неустойчивости пластического течения при взрывном коллапсе толстостенных цилиндров, представленные в работах [3, 6, 7], исследовали на материалах, относящихся к ГЦК- и ОЦК-типам решеток. Логическим продолжением этого является проведение подобных исследований на металлах, имеющих ГПУ-решетку. В настоящей работе для исследования в качестве такового был выбран титан. Цель работы — изучение особенностей формирования деформационной структуры при взрывном коллапсе и определение критических параметров появления неустойчивости пластического течения, а также установление зависимости этих характеристик от величины полной деформации цилиндров.

### ПОСТАНОВКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Эксперименты проводили по схеме, представленной на рис. 1, которая имела все особенности постановок, использованных в работах [3, 6, 7]. Это обеспечивает правомерность сопоставления результатов настоящей работы с полученными ранее и установления общих закономерностей для материалов, нагруженных методом толстостенного цилиндра.

Полые титановые цилиндры с внешним диаметром 20 и внутренним 11 мм вставлялись в базовые медные цилиндры с внешним диаметром 30 мм и схлопывались под действием продуктов детонации цилиндрических зарядов взрывчатых веществ с плотностью 1 г/см<sup>3</sup>. Скорость детонации измеряли электроконтактным методом с помощью частотомера ЧЗ-54, и она составляла 3800 м/с.

Значение полной конечной деформации регулировалось остановкой процесса схлопывания после прохождения зазора между внутренней поверхностью цилиндра и поверхностью

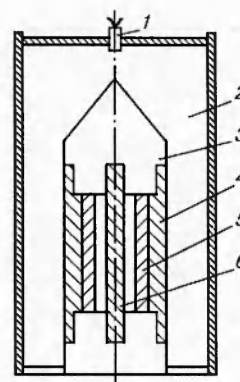


Рис. 1. Схема нагружения сборки для коллапса титана:

1 — детонатор, 2 — взрывчатое вещество, 3 — стальной цилиндр, 4 — медь, 5 — титан, 6 — центральный стержень

стальных стержней разного диаметра, устанавливаемых в центре полости (см. рис. 1). При величинах зазора 1,5; 3 и 4,5 мм максимальные радиальные значения деформаций на границах полостей были равны соответственно 0,32; 0,6 и 1,37. В полном цилиндре радиус полости составлял 5,5 мм. Далее при обсуждении результатов цилиндры с зазорами 1,5; 3; 4,5 мм и полый будем обозначать цифрами 1–4 соответственно.

Радиальные составляющие деформации материала цилиндра при цилиндрической симметрии исходя из условия несжимаемости материала можно вычислить из начального ( $R_0$ ) и конечного ( $R$ ) положений некоторого его элемента [8]:

$$\sigma_r = \frac{R_0}{R} - 1 = \frac{(b_0^2 - b_1^2 + R^2)^{1/2}}{R} - 1, \quad (1)$$

где  $b_0, b$  — начальный и конечный внешние радиусы цилиндра. Зависимость изменения  $\varepsilon(R)$  приведена на рис. 2.

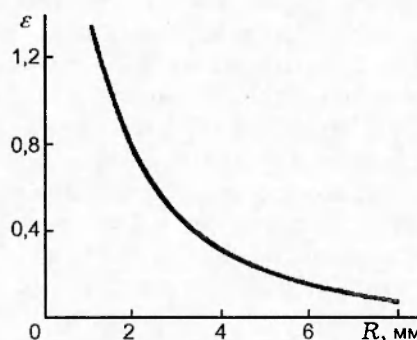


Рис. 2. Изменение деформации ( $\varepsilon = \ln(l/l_0)$ ) по радиусу цилиндра после схлопывания

Материал	Зазор, мм	$a_0$ , мм, для сечений			$\varepsilon$				$r_0$ , мм	$r_1$ , мм	$r_2$ , мм
		верхнее	центральное	нижнее	граница полости	начало текстур	ПЛПД	ПАС			
Титан	1,5	8	8	7,8	0,32	0,17	—	—	4	4,05	4,7
	3	7,8	5,2	5	0,60	0,15	0,17-0,32	0,23-0,40	2,5	2,62	3,25
	4,5	7,1	4,5	2	1,37	0,16	0,15-0,27	0,22-0,40	1	1,1	1,7
	5,5	7,6	4,1	0	3	0,16	0,15-0,32	0,26-0,39	—	—	—
Медь	1,5	8	8	8	0,32	—	—	—	—	—	—
	3	5	5	5	0,60	0,46	—	—	—	—	—
	4,5	2	2	2	1,37	0,46	0,72-0,77	—	—	—	—
	5,5	0	0	0	3	0,46	0,66-0,69	—	—	—	—

Примечание.  $a_0$  — диаметр полости в различных сечениях.

Начальная скорость движения внутренней стенки цилиндра оценивалась из выражения для скорости метания пластины контактным зарядом [9] и для выбранных режимов нагружения составила  $\approx 200$  м/с.

Исследование структуры после схлопывания, а также измерение микротвердости проводили на шлифах, вырезанных из разных сечений цилиндров. В каждом из цилиндров рассматривалось три сечения, перпендикулярных оси: верхнее, центральное и нижнее. Верхние и нижние сечения находились на расстоянии 30 мм от центрального.

### РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТОВ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

В экспериментах использован титан технической чистоты. В исходном состоянии он имел равноосную структуру со средним размером зерна 25 мкм и исходную микротвердость  $H_V = 220$  (нагрузка  $P = 50$  г).

Исследование выбранных сечений схлопнутых титановых цилиндров показало их различную деформацию. Выявлено, что конечные размеры диаметров внутренних полостей в цилиндрах 2-4 неодинаковы, они уменьшаются от верхнего к нижнему сечению (таблица). И только конечные диаметры нижних сечений всех цилиндров определены диаметрами вставленных стержней, в полой цилиндры в этом сечении осуществляется полный коллапс (рис. 3).

Конусообразная форма полости в схлопнутых цилиндрах 2-4 может быть обусловлена влиянием на процесс схлопывания движения массы верхнего цилиндра, дополняющего основной с целью выхода на стационарный режим при взрывном нагружении (см. рис. 1).

Это влияние выражается в создании составляющей напряжения вдоль образующей цилиндра и, следовательно, в уменьшении скорости движения стенки цилиндра к центру и в ее ранней остановке. Это также определено свойствами титана.

Для проверки последнего утверждения по такой же схеме, как нагружались титановые цилиндры, проведены эксперименты на медных цилиндрах. При этом рассматривались те же сечения, что и для титановых цилиндров. Выявлено, что в медных цилиндрах во всех сечениях диаметры внутренних полостей соответствуют диаметрам центральных стержней, в полой цилиндре во всех сечениях произошло полное схлопывание (см. таблицу).

Особенности в изменении размеров конечных диаметров внутренних полостей в сечениях медных и титановых цилиндров связаны с разным характером релаксации напряжений, создаваемых верхним стальным цилиндром. Это очевидно из сравнения диаграмм  $\sigma(\varepsilon)$ , полученных для этих материалов и представленных на рис. 4, а также из структуры течения меди на границе с верхним стальным цилиндром (рис. 5). На рис. 5 видно, что основное течение к центру наблюдается уже на расстоянии 2 мм от конца стального цилиндра. В титане, имеющем высокий предел текучести, влияние верхнего стального цилиндра сохраняется на большей части длины основного цилиндра. Не исключено здесь и влияние разных ударных волн в меди и титане, существенно различающихся значениями плотности и скорости звука ( $8,9$  г/см<sup>3</sup>,  $3600$  м/с для меди и  $4,5$  г/см<sup>3</sup>,  $4847$  м/с для титана).

Все приведенные далее результаты исследова-

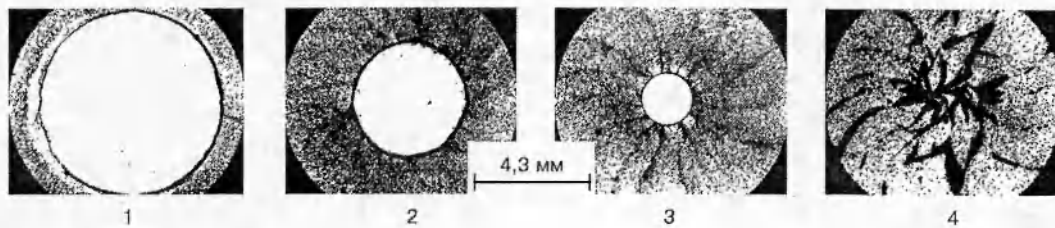


Рис. 3. Нижние сечения цилиндров 1–4 после схлопывания

дования относятся к нижним сечениям титановых цилиндров. Выявленные особенности структуры и соответствующие им величины деформаций приведены в таблице.

Изменение микроструктуры по сечениям образцов всех цилиндров независимо от их полной деформации имеет общие закономерности. В местах сечений, где  $\epsilon \leq 0,16$ , зёрна сохраняют равноосность, в большинстве из них наблюдаются двойники (рис. 6, а). С ростом деформации в отдельных зернах появляются полосы скольжения и первые признаки текстурирования. При этом наряду с текстурированием появляются также выделенные направления плотного расположения полос скольжения в отдельных зернах (ПЛПД), совпадающие с направлением максимальных касательных напряжений (рис. 6,б). От полос локализации пластической деформации, наблюдаемых в меди [3], они отличаются прерывистостью при переходе границ зерен.

С ростом деформации до значений  $0,22 \div 0,26$  характерные для титана прерывистые ПЛПД переходят в полосы адиабатического сдвига (ПАС) (см. таблицу), которые представляют собой полосы микрозернистой структуры с тонким расплавом в центре, местами пе-

реходящим в полости (см. рис. 6,б).

В секторах материала между ПАС происходит изменение структуры: с увеличением континуальной деформации при приближении к центру количество двойников уменьшается, степень текстурирования увеличивается, в местах, где  $\epsilon = 0,35$ , деформация осуществляется в основном за счет скольжения.

В полом цилиндре описанный характер изменения структуры заканчивается интенсивным трещинообразованием (см. рис. 3), причиной которого является приход волн разрежения с внешней стороны цилиндра. Следует отметить, что в полом цилиндре наибольшая степень текстурирования наблюдается в секторах между ПАС и трещинами у центра (рис. 6,в).

В образцах, взятых из всех цилиндров на равных расстояниях от центра, имеется общность в распределении ПАС (рис. 7). Однако при этом в образцах 1–3 наблюдаются структурные особенности, обусловленные столкновениями внутренней полости с центральными стержнями и появлением тонкой полосы расплава между ними. Тепло, выделенное при соударении, привело к созданию микрозернистой структуры по границам внутренних полостей в слое толщиной  $\approx 50$  мкм. Кроме того, в цилиндрах 1–3 за слоем микрозернистой структуры следуют полосы материала, претерпевшего фа-

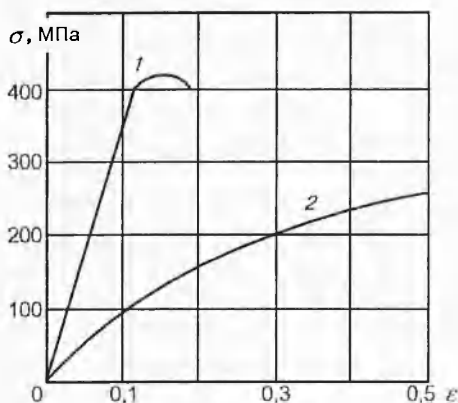


Рис. 4. Зависимости  $\sigma(\epsilon)$ :  
1 — титан, 2 — медь

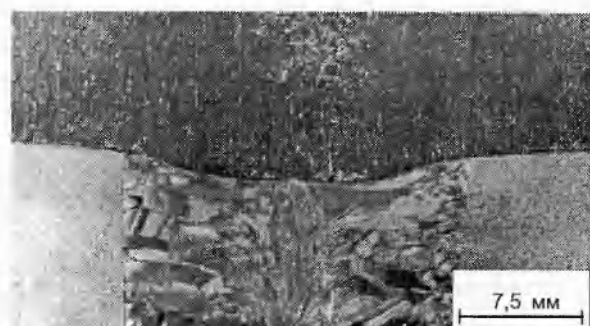


Рис. 5. Пластическая деформация меди на границе с верхним стальным цилиндром

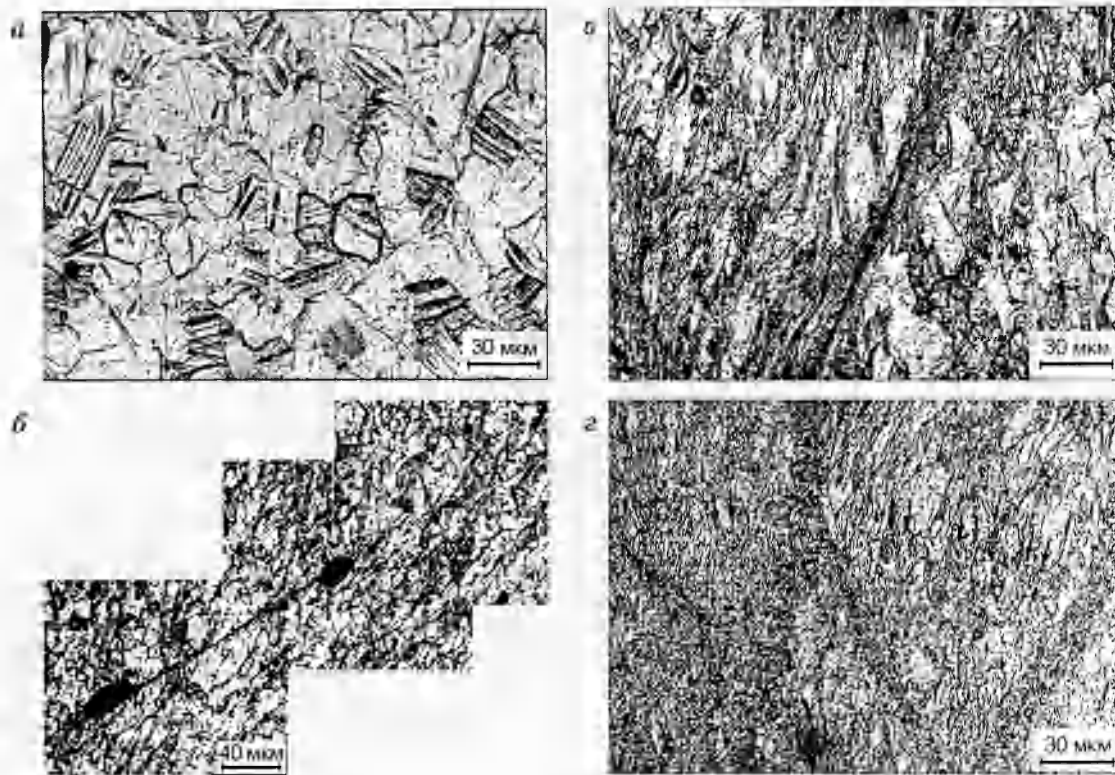


Рис. 6. Микроструктура образцов титана:

*a* — двойники в зернах, претерпевших деформации  $\epsilon < 0,16$ ; *b* — прерывистая полоса локализации пластической деформации, переходящая в полосу адиабатического сдвига; *в* — текстура в местах, где  $\epsilon > 0,33$ ; *г* — перекристаллизованная структура у границы полости

зовую перекристаллизацию (рис. 6,г); расстояние их границ от центра приведено в таблице.

Можно предположить, что образование слоя перекристаллизованной структуры определило существенную разницу в характере трещинообразования в цилиндрах 1–3 и 4 (см. рис. 3). Очевидно, волны разрежения приходят к внутренним полостям цилиндров 1–3, когда материал в окрестности полостей имеет достаточно высокую температуру и, следовательно, находится в более пластическом состоянии, чем в цилиндре 4. Не исключено, что до прихода волны разрежения тепловое влияние от столкновения приводит к изменению структуры ПАС: наблюдается увеличение их ширины и в них исчезает центральная оплавленная зона (см. рис. 6,г). Все это уменьшает эффективность ПАС как концентраторов напряжения и предотвращает катастрофическое раскрытие трещин по ним, которое наблюдается в цилиндре 4 (см. рис. 3). Кроме того, не исключено, что в момент прихода волн разрежения титан в цилиндрах 1–3 находится в сверхпластическом

состоянии, определенном возможным фазовым переходом  $\alpha - \beta$  [10].

По толщинам расплавов и перекристаллизованных зон в цилиндрах 1–3 сделаны оценки удельной теплоты, выделенной при соударении:

$$\theta = cf\pi(r_2^2 - r_1^2)(T_{пл} - T_0) + f\pi(r_1^2 - r_0^2)[\lambda + c(T_{пл} - T_0)], \quad (2)$$

где  $c$  — удельная теплоемкость;  $f$  — плотность;  $r_2$  — расстояние от центра до границы, где материал, претерпел перекристаллизацию;  $r_1$  — расстояние между перекристаллизованным материалом и расплавом;  $r_0$  — радиус центрального стержня;  $\lambda$  — удельная теплота плавления титана;  $T_{пл}$ ,  $T_{\alpha}$ ,  $T_0$  — температуры плавления, фазовой перекристаллизации и комнатная соответственно.

На рис. 8 приведена зависимость удельной теплоты (рассчитана на единицу площади) для каждого из цилиндров от расстояния от начала зоны перекристаллизации в них до центра.

На образцах всех цилиндров измерена микротвердость  $H_V$  по радиусу таким образом,



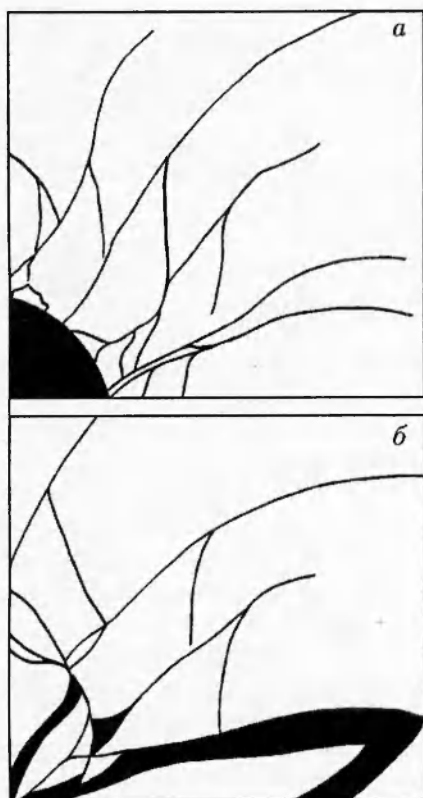


Рис. 7. Распределение полос адиабатического сдвига:

*a* — образец с диаметром центрального стержня 2 мм,  
*б* — полый цилиндр

чтобы суммарное расстояние между отпечатками не превышало размера диаметра отпечатка. Микротвердость измеряли при нагрузке  $P = 50$  г. Характер изменения  $H_V$  по сечениям (рис. 9) одинаков для всех цилиндров.

Основные результаты исследования медных цилиндров, нагруженных так же, как титановые (см. рис. 1), представлены значениями деформаций, соответствующих структурным изменениям, и приведены в таблице. В меди, как и в титане, не обнаружено влияние заданных конечных деформаций цилиндров на критические параметры появления текстуры и ПЛПД.

На рис. 10 для сравнения приведены кривые изменения микротвердости по радиусу медного и титанового полых цилиндров. В титановом цилиндре наблюдается некоторое уменьшение микротвердости с ростом деформации при приближении к центру цилиндра, что вызвано изменением структуры от равноосной с двойниками в зернах к текстурированной (см. рис. 6). В меди значения  $H_V$  от пери-

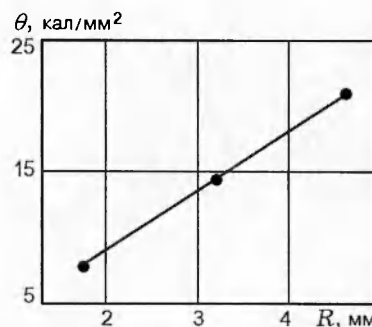


Рис. 8. Зависимость удельной теплоты, выделенной у границ полостей при соударении с центральными стержнями, от расстояния до края перекристаллизованной структуры

ферии к центру растут. Между зоной микроструктуры, образованной в результате рекристаллизации и имеющей минимальное значение  $H_V$ , и местом начала текстуры (3,5 мм от центра) имеется область максимальных значений  $H_V$ .

Результаты исследования показывают соответствие деформированной структуры степени деформации цилиндров. Обнаружено, что структуры деформированных титана и меди при взрывном схлопывании цилиндров после достижения некоторой максимальной деформации (в данном случае  $\epsilon \geq 0,32$ ) при дальнейшем ее росте не зависят от того, при каком значении полной деформации был остановлен

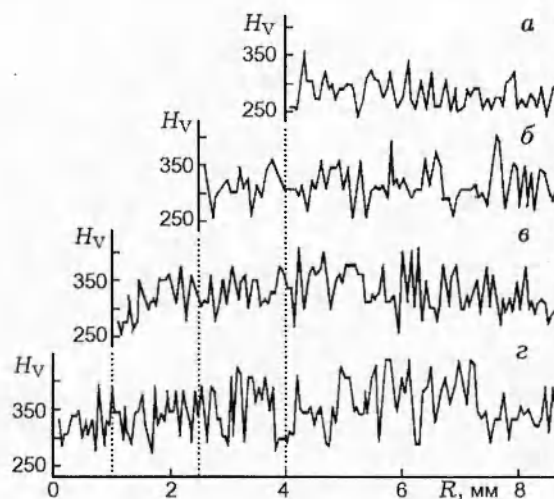


Рис. 9. Изменение микротвердости по радиусам цилиндров после схлопывания:

*a* — цилиндр с центральным стержнем диаметром 8 мм, *б* — со стержнем 5 мм, *в* — со стержнем 2 мм, *г* — полый цилиндр

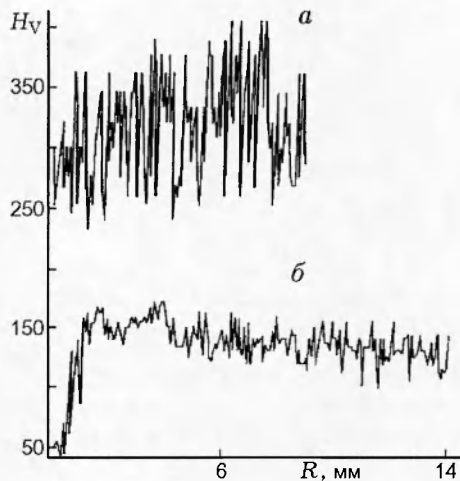


Рис. 10. Изменение микротвердости по радиусу полых цилиндров после схлопывания:

*a* — титан, *b* — медь

процесс. Характерные структурные изменения в цилиндрах (текстура, ПЛПД и ПАС), где конечная деформация превышала указанное значение  $\varepsilon$ , появляются при равных значениях деформации. Установление этого факта позволило сделать заключение о кинетике процесса: структура при взрывном схлопывании цилиндров формируется в основном на стадии затекания материала в полость.

Обнаружено изменение механизма деформации при ее росте. При значениях  $\varepsilon \leq 0,16$  деформирование осуществляется, как и было установлено в [11], за счет двойникования. При дальнейшем росте  $\varepsilon$  наряду с двойникованием в зернах, где ориентация систем скольжения совпадает с направлением максимальных касательных напряжений, образуются полосы сдвига. При этих же значениях  $\varepsilon$  появляются прерывистые ПЛПД, переходящие при незначительном увеличении  $\varepsilon$  в ПАС (см. таблицу).

Структуры ПЛПД и ПАС существенно различны. ПЛПД представляют собой области интенсивной сдвиговой пластической деформации с характерной, меняющейся по ширине дислокационной структурой. Вытянутые вдоль направления сдвигов дислокационные ячейки у внешних границ ПЛПД изменяют свою форму до равноосных и в центре переходят в полигональную или микрозернистую структуру [3]. При этом, как правило, расплавов не наблюдается. ПАС в титане представляют собой полосы микрозернистой структуры с расплавом в их центре.

Известно [12], что мерой чувствительно-

сти к образованию ПАС является величина, определяемая отношением параметра интенсивности напряжений  $K_Y$  ( $\sigma_S = \sigma_0 + K_Y d^{1/2}$ ) к теплопроводности материала  $\alpha$ . Среди исследованных материалов при использовании толстостенных цилиндров [3, 6, 7] титан отличается наибольшей склонностью к образованию ПАС по значениям  $K_Y$  и  $\alpha$  (Cu:  $\sigma_S = 20$  МПа,  $\alpha = 0,94$  кал/(см·град·с) [13]; Ta:  $\sigma_S = 687$  МПа [12],  $\alpha = 0,13$  кал/(см·град·с) [13], Ti:  $\sigma_S = 412$  МПа,  $\alpha = 0,045$  кал/(см·град·с) [13]).

Появление ПЛПД и ПАС в титане при малых значениях  $\varepsilon$  свидетельствует о появлении неустойчивости, обусловленной, как правило, затруднением реализации ротационной моды деформации. Используемый в работе титан имеет размер зерен, равный 25 мкм. При исследовании деформационной структуры, созданной методом толстостенного цилиндра в опытах с образцами из меди и тантала [3, 6, 7], было обнаружено влияние размера зерна на значение параметров ( $\varepsilon$ ,  $\varepsilon'$ ), определяющих появление ПЛПД. Было показано, что зерно размером  $\leq 50$  мкм может само быть структурным элементом, осуществляющим ротационную моду деформации. Это определяло стабильность однородного пластического течения материала до значений  $\varepsilon \approx 3$ .

В титане как представителе ГПУ-металлов деформация затруднена малым количеством систем скольжения. Отмеченная роль двойникования в осуществлении ротационной моды деформации [14] в настоящих экспериментах не обнаружена. Результаты проведенных исследований показывают, что развитие скольжения в титане происходит избирательно в наиболее благоприятно ориентированных зернах. Это видно из структуры ПЛПД, характеризующихся прерывистостью.

Кроме того, показателем затрудненного развития деформационной микроструктуры в титане может служить степень диссипации энергии в образцах при нагружении, которая обычно представлена [2] выражением

$$E = \frac{\Gamma\gamma}{d} + CGb^2\rho, \quad (3)$$

$\Gamma$  — геометрический фактор для границ зерен, имеющих среднюю энергию  $\gamma$ ;  $d$  — средний диаметр зерна;  $C$  — константа;  $G$  — модуль сдвига;  $b$  — вектор Бюргерса;  $\rho$  — плотность дислокаций.

Изменение микротвердости в образцах титанового цилиндра (см. рис. 9), определяемое

степенью дефектности структуры (в частности, величиной  $\rho$ ), является показателем небольшого поглощения энергии на микроуровне, микротвердость практически не зависит от значения деформации. Значения  $H_V$  для меди и титана, приведенные на рис. 10, также наглядно представляют разницу в запасенной этими металлами энергии.

О степени диссипации энергии с ростом значения деформации можно судить также по зависимости удельной теплоты, которая выделяется при соударении внутренней стенки цилиндров со стержнями разных диаметров, вставленных в центр цилиндров, от расстояния до центра (см. рис. 8). Очевидно, что при развитой деформации внутри зерен и соответственно поглощению энергии на микроуровне форма кривой зависимости  $\theta(R)$  должна быть подобной кривой  $\varepsilon(R)$ , приведенной на рис. 2.

Следовательно, незначительное поглощение энергии на микроуровне в титановых цилиндрах, обусловленное затрудненной внутризеренной деформацией, определяет раннее появление неустойчивости пластического течения, выраженное в появлении ПЛПД, переходящих в ПАС, при небольших континуальных значениях  $\varepsilon$ .

Аккомодация упругих напряжений в титановых цилиндрах при  $\varepsilon > 0,16$  происходит за счет образования ПЛПД и ПАС, структурирующих среду на блоки. Можно предположить, что благодаря меньшему сопротивлению деформированию границ блоков, имеющих высокую температуру, деформация в большой степени будет осуществляться за счет движения блоков к центру как целых. С этим также связано меньшее поглощение энергии при приближении к центру, о чем свидетельствует характер изменения кривых на рис. 9.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Rivas J. M., Quinonis S. A., Garcia E. P., Murr L. E. Microstructure evolution associated with hypervelocity impact craters in OFHC copper // 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). Amsterdam: Elsevier, 1995. P. 313-323.
2. Ferreyra E., Murr L. E., Horz F. A preliminary study of the effect of target microstructure on thick copper plates // Ibid. P. 303-312.
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. Структурные уровни пластической деформации / В. Е. Панин, Ю. В. Гриняев, В. И. Данилов и др. Новосибирск: Наука, 1990.
5. Елсукова Т. Ф., Панин В. Е. Механизм усталостного разрушения поликристаллов на мезоуровне // Изв. вузов. Физика. 1996. № 6. С. 40-57.
6. 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. 108-120.
7. Nesterenko V. F., Meyers M. A., LaSalvia J. C., et al. Shear localization and recrystallization in high-strain, high-rate-strain of tantalum // Mater. Sci. and Eng. 1997. V. A229. P. 23-41.
8. Ильюшин А. А., Огибалов П. Р. Уругопластическая деформация полых цилиндров. М.: Изд-во МГТУ, 1960.
9. Nesterenko V. F., Bondar M. P., Ershov I. V. Instability of plastic flow of dynamic pore collapse // High Pressure Science and Technology: Proc. of the 1993 Conf. New York: Amer. Inst. of Phys., 1994. P. 1173-1176.
10. Кайбышев О. А., Валиев Р. З. Границы зерен и свойства металлов. М.: Металлургия, 1987.
11. Дерibas А. А. Физика упрочнения и сварки взрывом. Новосибирск: Наука, 1972.
12. Armstrong R. W., Zerilli F. J. Dislocation mechanics aspects of plastic instability and shear banding // Mechanics of Mater. 1994. V. 17. P. 319-327.
13. Таблицы физических величин: Справочник. М.: Атомиздат, 1976. С. 44.
14. Соколов Л. Д. Механические свойства редких металлов. М.: Металлургия, 1972.
15. Бородинская А. Ю., Котко А. В., Моисеев В. Ф., Моисеева И. В. Формирование дислокационных структур и механические свойства титана в интервале от  $-196$  до  $850$  °С // Металлофизика и новейшие технологии. 1997. Т. 19, № 4. С. 50-59.