

**ВЛИЯНИЕ СТЕПЕНИ ДЕФЕКТНОСТИ  
ИСХОДНОГО МАТЕРИАЛА  
НА ДЕФОРМАЦИОННУЮ СТРУКТУРУ,  
ФОРМИРУЕМУЮ ПРИ ВЗРЫВНОМ КОЛЛАПСЕ  
ПОЛЫХ ТОЛСТОСТЕННЫХ ЦИЛИНДРОВ**

УДК 539.3 + 621.7.044.2

М. П. Бондарь, Т. С. Тесленко

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

*Исследовано влияние предварительного нагружения ударными волнами на формирование деформационной структуры в меди и тантале при последующей высокоскоростной пластической деформации, осуществленной методом взрывного коллапса полого толстостенного цилиндра. Показано, что предварительное упрочнение способствует структурной однородности деформации до больших ее значений, благодаря созданию высокодисперсной внутризеренной структуры.*

**ВВЕДЕНИЕ**

Исследование структурно-деформационного состояния металлов при взрывном нагружении, сопровождаемом большими пластическими деформациями, представляет значительный интерес, так как не выяснен детально механизм процесса. В ряде работ показано влияние исходной структуры на процессы деформирования при высокоскоростных нагружениях [1–4]. Однако разная геометрия нагружения, как и различное начальное состояние исходных материалов, а также недостаточный объем накопленных экспериментальных данных не позволяют в настоящее время вывести общие закономерности. В данной работе исследовалось влияние предварительного упрочнения, созданного нагружением плоскими ударными волнами, на деформационную структуру, формируемую при взрывном схлопывании полых толстостенных цилиндров. Использование метода толстостенного цилиндра (ТСЦ) обусловлено тем, что цилиндрическая геометрия позволяет легко вычислить деформацию материала на континуальном уровне по величине внешних (внутренних) начальных и конечных радиусов при условии несжимаемости, а также определить поля деформаций и скоростей деформаций, измеряя скорость внутренней поверхности полости [2, 5]. Сопоставление структуры со значением величины деформации дает возможность судить о механизме и кинетике процесса формирования структуры.

Тип деформации, реализуемый в процессе схлопывания ТСЦ, представляет собой сдвиг со сжатием и в какой-то мере характерен и для деформационного состояния контактных областей при сварке и компактировании взрывом. Поэтому закономерности, установленные при схлопывании толстостенных цилиндров, могут быть учтены при использовании указанных процессов.

Ранее с помощью метода ТСЦ было установлено, что критические параметры, определяющие начало процесса локализации пластической деформации и трещинообразования, находятся в большой зависимости от размера зерна в исходном материале [2].

В настоящей работе для исследования влияния исходной структуры на деформацию в процессе схлопывания ТСЦ были использованы следующие материалы: медь вакуумной плавки с размером зерен  $d = 50 \div 60$  и  $3000$  мкм в форме прутков диаметром  $30$  мм и тантал с размером зерен  $40$  и  $60$  мкм. Образцы Та имели форму дисков толщиной  $8$  мм, диаметром  $17$  мм и были получены при прессовой осадке заготовок от  $30$  до  $10$  мм, а затем прокатаны с промежуточными отжигами до  $8$  мм. Для предварительного упрочнения меди использованы образцы, представляющие собой таблетки диаметром  $30$  и высотой  $10$  мм.

Упрочнение осуществлялось с помощью генератора плоских ударных волн контактным взрывом заряда ТГ 50/50 толщиной  $10$  мм. Согласно расчетам давление в медных образцах изменялось от  $32$  до  $24$  ГПа в направлении от поверхности контакта до глубины  $30$  мм [6]. Остаточная деформация не превышала  $5\%$ . Предварительное упрочнение Та осуществлялось плоской ударной волной при давлении  $45$  ГПа.

Медные образцы для высокоскоростной деформации представляли собой цилиндры, центральная часть которых состояла из трех предварительно упрочненных таблеток, имеющих одинаковый размер зерен. Общая длина рабочей части цилиндра составляла  $70$  мм и была дополнена неупрочненной медью с тем же размером зерен, как и у таблеток. Данный набор образцов позволял наиболее точно выявить роль предварительного упрочнения в формировании деформационной структуры в процессе коллапса. Толщина медной стенки цилиндра составляла  $8,5$  мм, диаметр внутренней полости —  $12,5$  мм. Параметры взрывчатого вещества (плотность  $1$  г/см<sup>3</sup>, скорость детонации  $3500$  м/с) и размеры образца (внешний диаметр  $60$  мм) тщательно подбирали, так чтобы они подошли к пределу схлопывания вблизи начала струеобразования. В этих условиях представляющие интерес внутренние слои не вымывались струей, образующейся в процессе цилиндрической кумуляции. Скорость деформации в данных условиях экспериментов изменялась в пределах  $(3,5 \div 3,9) \cdot 10^4$  с<sup>-1</sup>.

Схема сборки для коллапса танталовых упрочненных и неупрочненных образцов приведена на рис. 1. Схлопывание цилиндров производилось за счет детонации коаксиального заряда, расположенного на внешней стороне цилиндра (см. рис. 1); направление детонации было параллельно оси цилиндра. Микроструктуру образцов исследовали оптическим методом и методом рентгеновского анализа. Степень упрочнения определяли по изменению микротвердости.

## РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Микроструктуру образцов исследовали на шлифах, плоскость которых была перпендикулярна оси цилиндра. Для мелкозернистых образцов меди характер изменения микроструктуры по радиусу цилиндра не зависел от исходного состояния. Явных признаков локализации деформации до образования трещин на этих образцах не наблюдалось (рис. 2). Об этом свидетельствует не только однородность структуры, показывающей направленное течение к центру, но и равные значения микротвердостей у конца трещины и в соседних с ней областях (см. рис. 2, б). Однако структура в конце трещин указывала на появившиеся

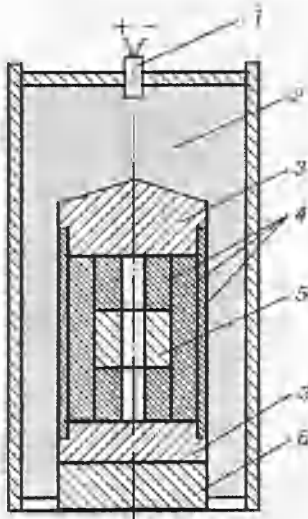


Рис. 1. Схема сборки для коллапса танталовых образцов:

1 — детонатор, 2 — взрывчатое вещество, 3 — сталь, 4 — медь, 5 — тантал, 6 — стальное основание

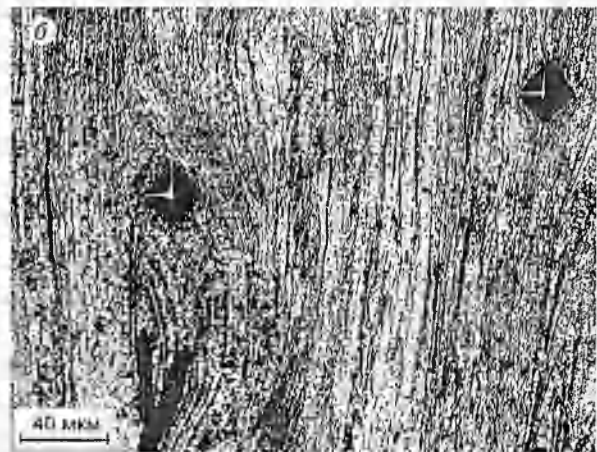
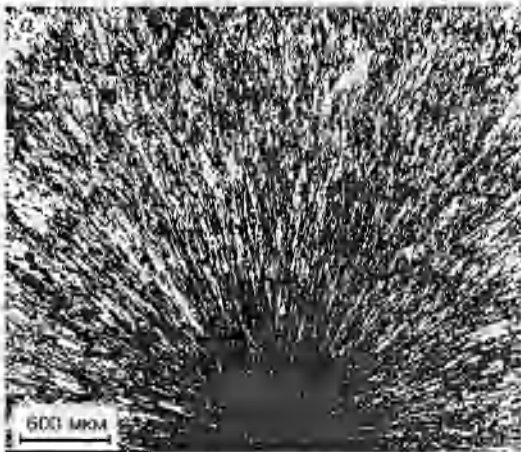


Рис. 2. Микроструктура мелкозернистого медного образца после коллапса:

*а* — общая картина течения, *б* — сравнение микротвердости у конца трещины и в соседних местах

в этих местах особенности (система полос сдвига с направлением, отличным от радиального), которые могли бы быть предвестниками локализации пластической деформации при дальнейшем ее росте.

Для всех видов медных образцов на некотором расстоянии от центра «схлопнутых» цилиндров наблюдается интенсивная деформация зерен. Это проявляется в изменении их формы (вытянутой в направлении к центру), а также в появлении в зернах однонаправленных к центру полос деформации (см. рис. 2).

Ранее было показано [7], что наиболее четко неоднородность картины структурно-деформационного состояния материала можно выявить на основе установления соответствия рекристаллизованной структуры с величиной локальной деформации. Для выявления скрытых неоднородностей структуры отжиг медных образцов после схлопывания проводился при температуре  $350\text{ }^{\circ}\text{C}$  ( $0,45 T_{\text{пл}}$ ) в течение 1 ч. На рис. 3 показана рекристаллизованная структура, характерной особенностью которой являются полосы, выделенные плотным расположением мелких зерен и соответствующие местам интенсивной деформации

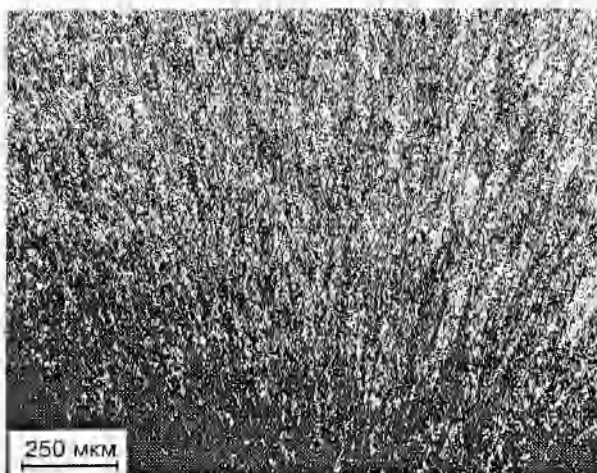


Рис. 3. Микроструктура рекристаллизованной мелкозернистой меди

Таблица 1

Материал	Размер зерна, мкм	Состояние образца	$\epsilon_1$	$\epsilon_2$	$d_k$ , мм
Медь	1000	Неупрочненный	0,30	0,50	0,85
		Упрочненный	0,50	1,02	0,43
	60	Неупрочненный	0,40	0,47	0,20
		Упрочненный	0,64	1,01	0,75
Тантал	40–60	Неупрочненный	0,60	1,1	1,8
		Упрочненный	1,01	1,09	1,9

Примечание.  $\epsilon_1$  — деформация, соответствующая началу интенсивного пластического течения;  $\epsilon_2$  — деформация на границе резкого изменения микротвердости;  $d_k$  — конечный диаметр отверстия схлопнутого цилиндра.

ции в неотожженных образцах. Следовательно, хотя после высокоскоростной деформации в мелкозернистой меди не видно явных признаков локализации, она, однако, подготовлена усиленной деформацией зерен вдоль некоторых полос, что и выявляет процесс рекристаллизации.

В табл. 1 приведены значения деформации, соответствующие началу появления интенсивного направленного течения; они определялись по формуле

$$\epsilon = r/\rho - 1,$$

где  $r$  — начальное расстояние рассматриваемого места от центра цилиндра,  $\rho$  — расстояние этого места до центра после схлопывания. Видно, что интенсивное однонаправленное течение к центру в предварительно упрочненных образцах начинается при большем значении  $\epsilon$ . В табл. 1 также приведены значения диаметров остаточных внутренних полостей, измеренные по шлифам. Наблюдается разница их величин для предварительно упрочненных и неупрочненных образцов.

Следует отметить особенности деформации предварительно упрочненных крупнозернистых образцов. Начиная с периферии, во всех зернах наблюдаются активно развитые линии скольжения, которые в зоне интенсивного течения сопровождаются сбросообра-

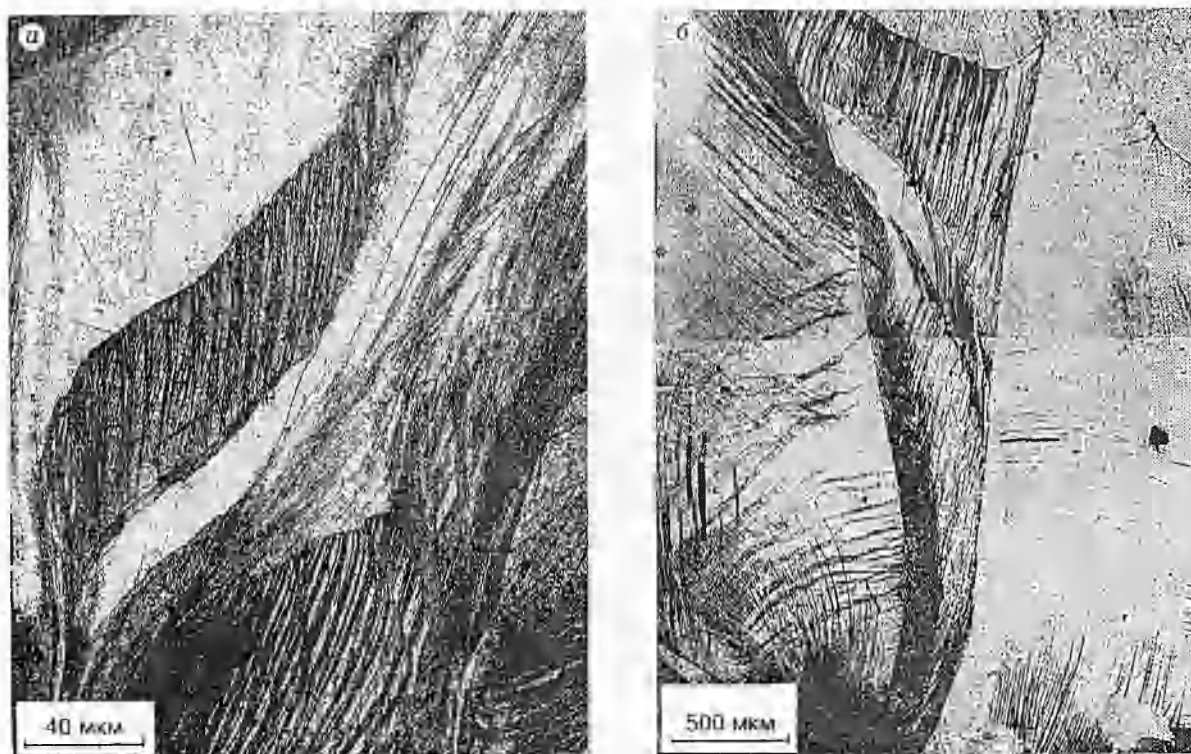


Рис. 4. Микроструктура крупнозернистой меди после коллапса:

*a* — предварительно упрочненный образец, *б* — неупрочненный

зованием (рис. 4,*a*). С другой стороны, в образцах, не подвергнутых предварительному упрочнению, развитая деформационная структура в зернах наблюдается лишь с началом локализованного течения в отдельных местах (рис. 4,*б*). Кроме того, крупнозернистые образцы отличаются от мелкозернистых тем, что диаметр конечной полости в упрочненных образцах меньше, чем в неупрочненных. Эта особенность неупрочненных крупнозернистых образцов может быть связана с условиями затекания полости, обусловленными ранней локализацией и определенным ею процессом структурирования среды. Движение к центру в этом случае усилено движением блоков, разделенных полосами локализации, благодаря малому сопротивлению движению внутри полос.

Предварительное нагружение, приведшее к развитию субструктуры в процессе схлопывания, обусловило задержку локализации до больших значений  $\varepsilon$  и, таким образом, увеличило деформируемость материала в целом. Последнее определило большую степень диссипации энергии в периферийных областях образцов и уменьшение за счет этого скорости движения внутренней свободной поверхности, что четко выявилось на величине конечного диаметра отверстия в мелкозернистых образцах (см. табл. 1).

Микроструктура образцов Та имеет свои особенности, обусловленные как другим типом кристаллической решетки (Та — ОЦК, Си — ГЦК), так и физико-механическими свойствами тантала. Температуры плавления тантала и меди 2800 и 1083 °С, коэффициенты теплопроводности 0,13 и 0,94 кал/(см·с·град) [8], энергия дефекта упаковки тантала и меди 120 и 80 эрг/см<sup>2</sup> [9] соответственно.

В схлопнутых образцах Та наблюдается два типа структур пластического течения. В материале с исходным размером зерен 60 ÷ 70 мкм наблюдается симметричная картина

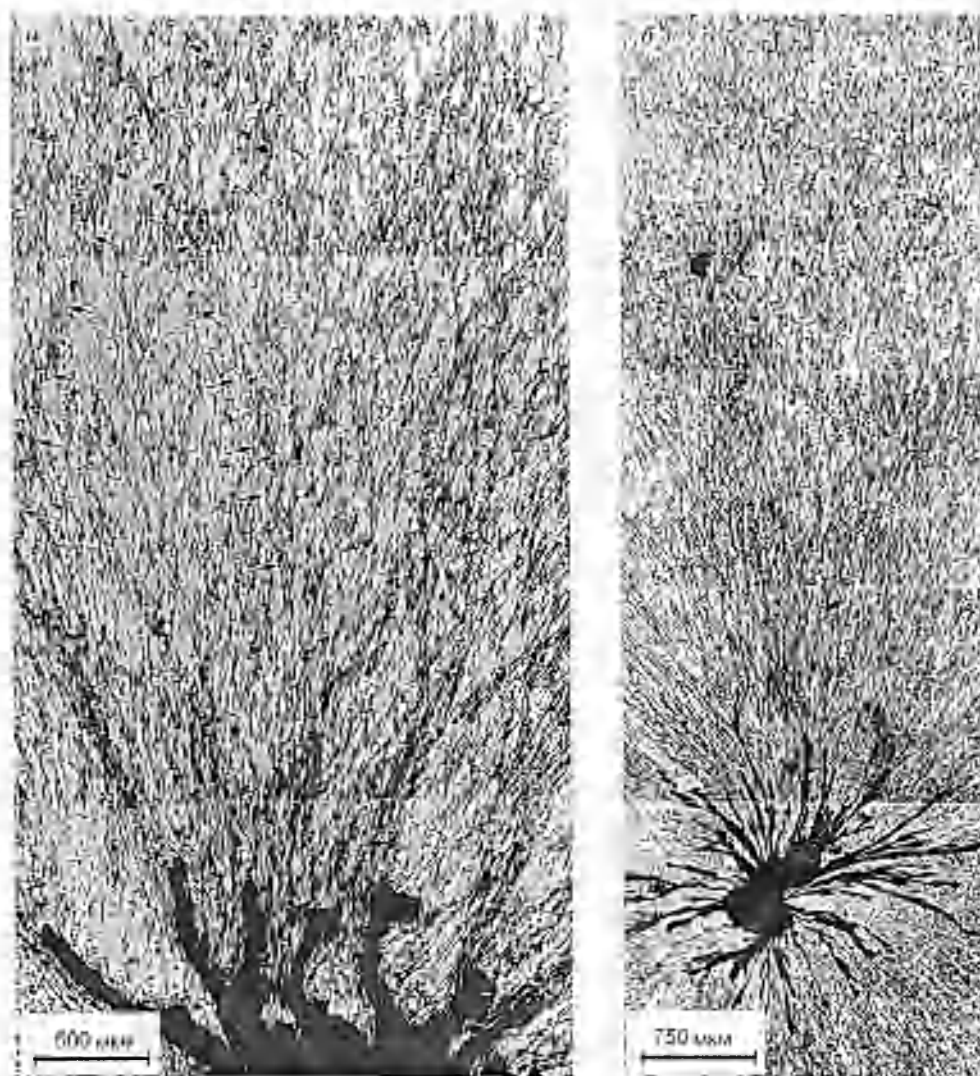


Рис. 5. Микроструктура тантала после коллапса:

*a* — крупнозернистый образец, стрелки показывают расположение полос сдвиговой деформации, встроенных в сетку; *b* — мелкозернистый образец

течения с развитой вытянутостью зерен уже на периферии образцов. На расстоянии 4 мм от центра видны полосы сдвиговой деформации в зернах, образующие сетку, стянутую к центру коллапса (рис. 5, *a*). По мере роста деформации полосы, развитые в отдельных зернах, сливаются в полосы, распространяющиеся к центру через большое количество зерен и переходящие в систему трещин при  $\epsilon \approx 300\%$ .

Деформационная структура в материале с размером зерен 40 мкм совершенно другая. В ней отсутствуют признаки локализации на мезо- и макроуровнях. На расстоянии 3,5 мм наблюдается текстура, на расстоянии 1,2 мм — развитое трещинообразование (рис. 5, *b*).

Структура предварительно упрочненных образцов Та после схлопывания характеризовалась тем, что развитое внутризеренное течение начиналось при несколько больших величинах деформации (см. табл. 1).

Установленные пределы температуры рекристаллизационного отжига для выявления структур образцов, подвергнутых большим пластическим деформациям при высокоско-

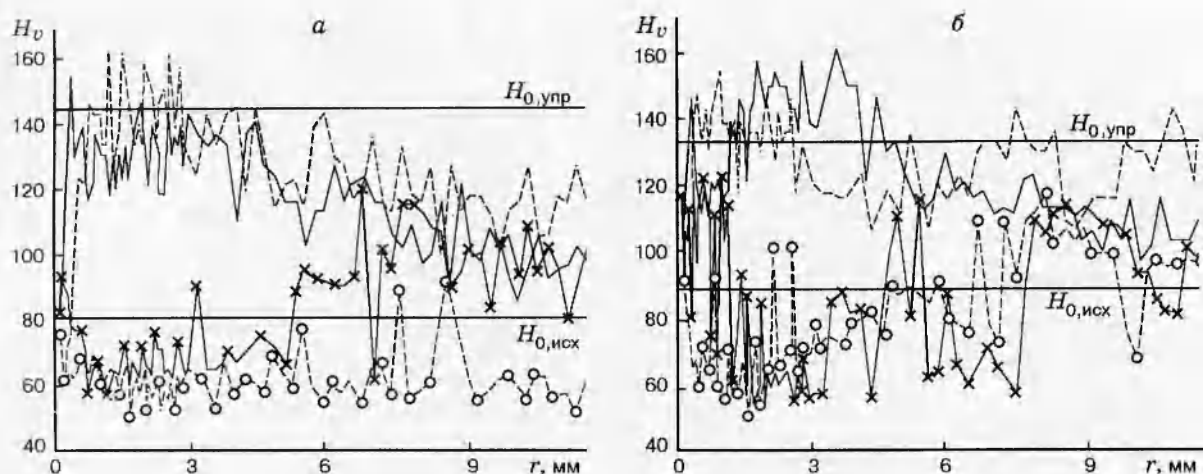


Рис. 6. Микротвердость медных образцов после коллапса как функция расстояния от центра цилиндра:

*a* — мелкозернистые образцы, *б* — крупнозернистые: --- предварительно упрочненные, — неупрочненные, -o-o- предварительно упрочненные с отжигом, -x-x- неупрочненные с отжигом

ростном нагружении, составляли  $0,35 \div 0,45 T_{пл}$  [7]. Отжиг образцов Та проводился при  $1000^\circ\text{C}$  ( $0,4T_{пл}$ ). При этом не выявилось локальных неоднородностей, соответствующих особенностям деформационной структуры после схлопывания как предварительно упрочненных, так и неупрочненных образцов. В структуре отожженных образцов видны две области с разным размером зерен: на расстоянии 2 мм от центра средний размер зерен равен 30 мкм, далее размер зерен увеличивается до 40 мкм у поверхности. Таким образом, изменение размера зерна после рекристаллизации в Та зависит только от величины деформации.

Микротвердость измеряли при нагрузке 50 г. И в медных, и в танталовых образцах после схлопывания имеются две четко выраженные области разных средних значений микротвердости (рис. 6, 7). Границы между ними в значениях соответствующих им деформаций приведены в табл. 1. Примечательным для всех кривых является изменение микротвердости в районе 4 мм от центрального отверстия для медных образцов и 3 мм — для образцов из тантала. Эти расстояния соответствуют границе перехода от растягивающих напряжений к сжимающим [10].

В периферийных областях медных образцов средняя микротвердость опускается ниже соответствующих значений для ударно-нагруженного материала (см. рис. 6). Особенно ярко это проявляется в мелкозернистых образцах. В табл. 2 приведены данные по упрочнению и разупрочнению медных образцов после всех видов обработки.

Разупрочнение материала после отжига подтверждает описанную выше картину рекристаллизации. Разное энергетическое состояние образцов, созданное в процессе схлопывания и обусловленное особенностями исходной структуры, выявляется в степени их разупрочнения. Наиболее деформированные области (до 3 мм от центра) во всех образцах рекристаллизовались полностью, и твердость их минимальна. Изменение микротвердости на периферии различно для мелко- и крупнозернистых образцов.

Структура предварительно упрочненных образцов, внутренняя энергия которых уже снижена частичной релаксацией напряжений за счет перегруппировки дефектов в процессе

Таблица 2

Материал	Характеристика образцов	$H_0$	$H_1$	$H_2$	$K_1$	$K_2$	$H'_1$	$H'_2$
Медь (крупное зерно)	Упрочненный	132	134	121	0	-8	69	93
	Неупрочненный	70	136	112	91	60	79	91
Медь (мелкое зерно)	Упрочненный	144	140	123	0	-15	62	62
	Неупрочненный	80	131	111	64	39	69	92
Тантал	Упрочненный	155	194	175	25	13	—	—
	Неупрочненный	102	160	145	57	43	—	—

Примечание.  $H_0$  — микротвердость цилиндров до схлопывания;  $H_1$  — микротвердость центральной области (0,5–2 мм) схлопнутых образцов;  $H_2$  — микротвердость периферийной области схлопнутых образцов;  $K_1, K_2$  — коэффициенты упрочнения соответствующих областей схлопнутых образцов;  $H'_1, H'_2$  — микротвердость тех же областей после отжига.

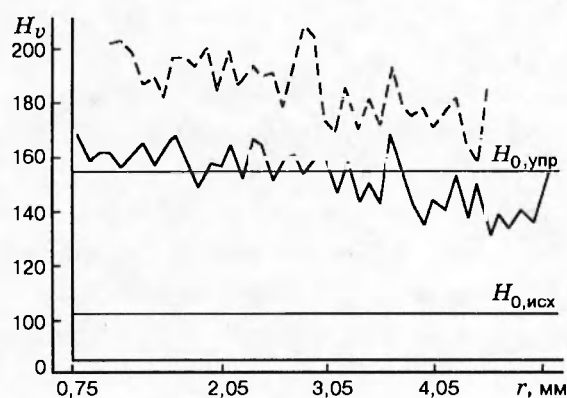


Рис. 7. Микротвердость образцов тантала после коллапса как функция расстояния от центра цилиндра: штриховые линии — предварительно упрочненные образцы, сплошные — неупрочненные

последующей высокоскоростной пластической деформации, сопротивляется рекристаллизации, по крайней мере, в крупнозернистой меди, где до отжига наиболее отчетливо была видна разница микротвердостей упрочненных и неупрочненных образцов. После отжига значения микротвердости для всех крупнозернистых образцов остались выше исходных, и микротвердость предварительно упрочненного образца практически такая же, как и у неупрочненного образца, для которого не произошло заметного изменения микротвердости и структуры после схлопывания и отжига (см. рис. 6).

Предварительно упрочненные мелкозернистые образцы рекристаллизовались до самого края (см. рис. 3). Микротвердость по всему сечению образца стала меньше исходной (см. рис. 6).

Сравнение величин разупрочнения медных образцов после отжига показывает (см. табл. 2), что в процессе высокоскоростной деформации в предварительно упрочненных мелкозернистых образцах субструктура развивается сильнее, чем в крупнозернистых. Фрагментация структуры в процессе схлопывания, усиленная предварительным нагружением, увеличивает деформированность мелкозернистого материала. При этом однородность деформации сохраняется до больших значений  $\epsilon$ . Повышенная деформированность материала связана с ростом запасенной энергии, определяемой выражением

$$E = \Gamma\gamma/d + cGb^2\rho,$$

где  $\Gamma$  — геометрический фактор для границ зерен, имеющих среднюю энергию  $\gamma$ ;  $d$  — средний диаметр зерна;  $c$  — константа;  $G$  — модуль сдвига;  $b$  — вектор Бюргерса;  $\rho$  — плотность дислокаций. В данном случае  $\rho \sim D^{-2}$  ( $D$  — размер блоков), если считать, что



дислокации в основном сосредоточены в границах блоков. Таким образом, границы зерен и блоков аналогично влияют на величину запасенной энергии. Следствием увеличения этой энергии является также большая величина диаметра конечного отверстия (см. табл. 1) при коллапсе предварительно упрочненных образцов по сравнению с неупрочненными.

Сохранение однородности деформации у предварительно упрочненных образцов до больших значений  $\epsilon$  связано с развитием ротационной моды деформации, структурными элементами которой могут быть сами мелкие зерна [2] или блоки. Повороты элементов при деформации приводят к концентрации напряжений на тройных стыках, где наиболее вероятно образование зародышей рекристаллизации. Очевидно, что в мелкозернистом материале вероятность таких процессов существенно выше, чем в крупнозернистом.

Следует отметить разницу в степени влияния размера зерна на процессы высокоскоростного деформирования, полученную в [1, 2] и в работе [3]. Результаты [1, 2] показывают, что при выбранных условиях нагружения ( $\epsilon$ ,  $\dot{\epsilon}$ ) малым размером зерна, влияющим на формирование субструктуры, следует считать величину  $d \leq 50$  мкм. В данной работе размер зерна 60 мкм находится на границе этого предела, в то время как в работе [3] зерно ( $d = 98$  мкм) не является малым в смысле его влияния на механизм деформации при высокоскоростных процессах.

В образцах тантала характер изменения микротвердости соответствует описанным особенностям деформационной структуры (см. рис. 7). В неупрочненных образцах после схлопывания микротвердость монотонно растет с увеличением деформации, хотя можно выделить, как и в меди, более упрочненные области на расстоянии до 3 мм от центрального отверстия.

Оценки степени упрочнения после различных видов нагружения, приведенные в табл. 2, показывают, что в предварительно упрочненных образцах изменение микротвердости в периферийной области меньше, чем в неупрочненных. При приближении к центру наблюдаемый рост твердости во всех образцах тантала, как и меди, связан с измельчением структуры, обусловленным развитием динамической рекристаллизации.

Следует отметить разницу в характере упрочнения ударно-нагруженных танталовых и медных образцов: в последних наблюдалось разупрочнение в периферийной области, а в тантале происходит небольшое дополнительное упрочнение.

При рентгеновском исследовании схлопнутых образцов меди обнаружена текстура деформации, отсутствующая в исходных образцах. Определен тип текстуры: плоскостью осевого сечения цилиндра является плоскость (110), направление к центру (112). Это типичная текстура прокатки меди, если плоскость, проведенную через ось цилиндра, связать с плоскостью прокатки. Действительно, максимальные сжимающие напряжения при схлопывании направлены перпендикулярно этой плоскости. Установлено, что на тип текстуры не повлияло предварительное упрочнение. Текстура фиксировалась на сечениях цилиндров, начиная с  $6 \div 7$  мм ( $\epsilon = 35 \div 45$  %) от центра, усиливалась, приближаясь к центру до  $2 \div 3$  мм ( $\epsilon = 230 \div 130$  %), и уменьшалась у самого центра, где появлялась микрозернистая рекристаллизованная структура (см. рис. 3).

Исходные образцы тантала до схлопывания имели текстуру, получившуюся при изготовлении заготовки. После схлопывания цилиндров текстура в основном сохранилась. Признаков новой текстуры не обнаружено.

Методом анализа уширения рентгеновских дифракционных линий изучалось изменение уровня остаточных микродеформаций кристаллической решетки  $\Delta a/a$  ( $a$  — параметр решетки) и дисперсность внутриверной структуры ( $D$ ).

Таблица 3

Обработка образцов	Расстояние от центра, мм	$(\Delta a/a) \cdot 10^3$	$D$ , мкм	Расстояние от центра, мм	$(\Delta a/a) \cdot 10^3$	$D$ , мкм
	Медь			Тантал		
Ударно-волновое нагружение		1,42	—		0,94	—
Ударно-волновое нагружение и коллапс	1-3	0,95	0,11	1-3	0,94	0,11
	> 5	0,35-0,6	0,15-0,18	> 5	0,75	0,15
Коллапс без предварительного нагружения	1-3	0,7	0,2	1-3	0,78	0,11
	> 5	0,3-0,6	0,22	> 5	0,45-0,54	0,11-0,15

Микродеформации связаны в основном с хаотически распределенными дефектами кристаллической решетки, а дисперсность блочной структуры характеризует количество субгранц с разориентировкой, достаточной для того, чтобы соседние области кристалла участвовали в рассеянии некогерентно.

В табл. 3 приведены значения характеристик субструктуры для образцов после плоского ударного нагружения, после схлопывания этих цилиндров, а также (для сравнения) после схлопывания образцов, не подвергавшихся предварительному упрочнению. Нагружение плоскими ударными волнами создает уникальную, не встречающуюся в других процессах структуру — очень высокую плотность хаотически распределенных дефектов без признаков блочной структуры. Основной эффект последующей высокоскоростной пластической деформации при схлопывании — создание субгранц и фрагментация внутризеренной структуры (это видно из табл. 3). Размер блоков  $D$  уменьшается с увеличением деформации, т. е. растет количество субгранц, а величина  $\Delta a/a$ , характеризующая хаотически распределенные дефекты, уменьшается по сравнению с этой величиной для ударно-нагруженных образцов.

Как медные, так и танталовые образцы после схлопывания имеют относительно невысокий уровень остаточных микродеформаций кристаллической решетки (см. табл. 3). Сравнение характеристик блочной структуры меди и тантала показывает, что схлопывание предварительно ударно-нагруженных образцов дает приблизительно одинаковую фрагментацию субструктуры ( $D = 0,11 \div 0,15$  мкм) в тантале и меди. Такая дисперсность блоков достаточна, чтобы обеспечивать однородность высокоскоростной деформации. Схлопывание меди без предварительного нагружения дает примерно вдвое более крупные блоки, и в этом случае, как указывалось выше, наблюдается структурная неоднородность деформации. Схлопывание танталовых образцов и без предварительного нагружения приводит к достаточному измельчению блочной структуры и, как следствие, к однородной деформации по всему сечению. По-видимому, обнаруженные различия в поведении при деформации меди и тантала обусловлены типом их кристаллических структур.

Структурное состояние после плоского ударно-волнового нагружения, характеризующееся большой плотностью хаотически распределенных дефектов, является высокоэнергетическим и поэтому неустойчиво. При последующей высокоскоростной пластической деформации происходит перераспределение дефектов — создание более низкоэнергетических дислокационных (блочных) структур. В результате может происходить разупрочнение материала. Этим можно объяснить наблюдаемое снижение микротвердости в периферийных областях схлопнутых ударно-нагруженных образцов меди по сравнению с ее значением до

схлопывания, которое не может быть связано с термическим разупрочнением ввиду невысокой степени деформации периферийных частей образцов. Увеличение микротвердости во всех образцах в местах, расположенных ближе к центру, обусловлено предельной фрагментацией структуры в условиях максимальных значений деформации и ее скорости.

Сопоставление особенностей деформационной структуры предварительно упрочненных и неупрочненных медных образцов, а именно разная величина  $\epsilon$ , при которой начинается интенсивное направленное течение, свидетельствует о том, что дефектная структура, полученная в результате ударно-волнового нагружения, создает условия для формирования в процессе последующей пластической деформации внутризеренной блочной структуры. Это способствует однородности деформации до относительно больших ее значений.

Различие в структуре и упрочнении крупнозернистых упрочненных и неупрочненных образцов меди, как и в изменении конечного диаметра внутреннего отверстия, являющегося показателем деформируемости материала, обнаруживает, что предварительное ударно-волновое упрочнение крупнозернистых образцов приближает характер их поведения при схлопывании к характеру деформации более мелкозернистого материала. Предварительное ударно-волновое нагружение и последующая высокоскоростная деформация приводят к формированию дисперсной блочной структуры, определяющей раннее развитие внутризеренной деформационной структуры (см. рис. 4).

Следует отметить, что создание внутризеренной структуры в предварительно упрочненных мелкозернистых образцах в процессе высокоскоростной деформации связано с дополнительной диссипацией энергии, которая, с одной стороны, способствует сохранению однородности деформации до больших значений  $\epsilon$ , а с другой стороны, приводит к более ранней остановке движения поверхности внутренней полости, т. е. к уменьшению общей деформации. В крупнозернистых образцах, благодаря созданию внутризеренной блочной структуры, уменьшается влияние границ зерен и улучшается деформационная способность материала.

Сравнение медных и танталовых цилиндров, схлопнутых при одинаковых значениях  $\epsilon$  и  $\dot{\epsilon}$ , показывает, что зерна тантала способны больше поглощать энергию деформации на микроуровне. При этом создается больше субграниц внутри зерна. Поэтому блочная структура может брать на себя функцию ротационной моды деформации и позволяет не вовлекать повороты зерен до очень больших степеней деформации. Об этом же свидетельствует и сохранение исходной текстуры в танталовых цилиндрах после схлопывания, т. е. интенсивная деформация не изменяет преимущественной ориентировки зерен. Напротив, в медных образцах создание текстуры при схлопывании свидетельствует о деформационном повороте зерен, т. е. включении ротационной моды на более высоком структурном уровне — на мезоуровне.

Меньшая степень влияния предварительного упрочнения при ударно-волновом нагружении тантала возможно связана с состоянием его исходной структуры, определенной процессом изготовления образцов.

В [11] обсуждаются вопросы устойчивости структур при больших степенях пластической деформации и на многочисленных материалах показано, что устойчивы лишь структуры, созданные в данном процессе, а старые оказываются неустойчивыми по отношению к новому типу деформации и разрушаются. Характер данного внешнего воздействия однозначно определяет тип устойчивого по отношению к нему структурного состояния, причем важное значение имеют достигнутая фрагментация и разориентация фрагментов. Очевидно, что степень проявления структурной неустойчивости при изменении характера

внешнего воздействия в меди и тантале разная.

В тантале деформация в ударной волне выступает как продолжение начального процесса, увеличивая лишь плотность дефектов, что видно по упрочнению, средняя величина микротвердости изменилась от 103 до 155. Предварительно созданная деформационная структура не разрушается, текстура сохранилась. При последующем коллапсе все танталовые образцы дополнительно упрочняются. Однако все же образование менее энергонасыщенной блочной структуры при схлопывании предварительно ударно-нагруженных образцов приводит к относительно меньшему упрочнению их, чем при схлопывании неупрочненных (см. табл. 2).

### ВЫВОДЫ

1. Ударно-волновое нагружение создает в материале высокую плотность дефектов, которые при последующей высокоскоростной пластической деформации способствуют формированию дисперсной внутризеренной структуры.

2. В предварительно упрочненных образцах однородность деформации сохраняется до больших значений  $\epsilon$ .

3. Последующая умеренная деформация (10 ÷ 100 %) ударно-упрочненных образцов может приводить как к небольшому дополнительному упрочнению, так и к разупрочнению, что обусловлено формированием низкоэнергетической внутризеренной структуры.

4. Различие в структуре и деформируемости крупнозернистых медных упрочненных и неупрочненных образцов показывает, что предварительное ударно-волновое упрочнение приближает характер их поведения при последующей высокоскоростной деформации к поведению образцов с исходной мелкозернистой структурой.

5. Чем выше скорость деформации и меньше ее величина (ударно-волновое нагружение), тем однороднее созданная при этом дефектная структура, т. е. деформационные процессы происходят преимущественно на микроуровне. С увеличением степени деформации вовлекаются все более высокие структурные уровни, и развивающаяся фрагментация создает для них характерные элементы деформации.

Тантал был получен при выполнении совместных исследований с UCSD (Калифорнийский университет Сан-Диего, контракт N 5/95).

Авторы выражают благодарность В. Л. Лукьянову за помощь в проведении взрывных экспериментов.

### ЛИТЕРАТУРА

1. Nesterenko V. F., Bondar M. P. Investigation of deformation localization by the «thick-walled cylinder» method // DYMAT J. 1994. V. 1, N 3. P. 245–251.
2. Нестеренко В. Ф., Бондарь М. П. Локализация деформации при схлопывании толстостенных цилиндров // Физика горения и взрыва. 1994. Т. 30, № 4. С. 99–111.
3. Ferreyra E., Murr L. E., Horz F. A preliminary study of the effect of target microstructure on high-velocity impact cratering in thick copper plates // Metallurgical and Material Application of Shock-Wave High-Strain-Rate Phenomena. Amsterdam: Elsevier Sci. Publ., 1995. P. 303–312.

4. **Gourdin W. H.** Characterization of copper shaped-charge liner materials of tensile strain rates of  $10^4 \text{ s}^{-1}$  // Shock-Wave and High-Strain-Rate Phenomena in Materials. Marcel Dekker, Inc., 1992. P. 597–609.
5. **Bondar M. P., Nesterenko V. F.** Strain correlation at different structural levels for dynamically loaded hollow copper cylinders // J. de Phys. 3. October, 1991. V. 1. P. C3-163–C3-170.
6. **Дерибас А. А., Нестеренко В. Ф., Сапожников Г. А. и др.** Исследование процесса затухания ударных волн в металлах при нагружении контактным взрывом // Физика горения и взрыва. 1979. Т. 15, № 2. С. 126–132.
7. **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.
8. **Таблицы физических величин: Справочник.** М.: Атомиздат, 1976. С. 44.
9. **Соколов Л. Д., Скуднов В. А., Соленов В. М. и др.** Механические свойства редких металлов. М.: Металлургия, 1972.
10. **Mendelson A.** Plasticity; Theory and Application. Krieger, Malabar, FL, 1968.
11. **Рыбин В. В.** Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: Металлургия, 1986.

*Поступила в редакцию 8/IV 1997 г.,  
в окончательном варианте — 9/III 1997 г.*

---