

## ЛИТЕРАТУРА

1. Нигматулин Р.И. Динамика многофазных сред. — М.: Наука, 1987. — Т. 1, 2. — 464 с.
2. Любов Б.Я. Математический анализ процессов теплопроводности и диффузии в металлических материалах // ФММ. — 1989. — 67, вып. 1. — С. 5—35.
3. Cranc J. Free and moving boundary problems. — Oxford: Clarendon Press, 1984.
4. Patancar S. Numerical heat transfer and fluid flow. — Washington: Hemisphere, 1984.
5. Brent A.D., Voller V.R., Reid K.J. Entalpy — porosity technique for modelling convection — diffusion phase change: application to the melting of pure metall // Numerical heat transfer. — 1988. — 13. — P. 297—318.
6. Шаропов В.И., Черепанов А.Н. Динамика дифференциации магм. — Новосибирск: Наука, 1986. — 186 с.
7. Bennon W.D., Incropera F.P. Numerical analysis of binary solid — liquid phase change using a continuum model // Entalpy — porosity technique for modelling convection — diffusion phase change: application to the melting of pure metall // Numerical heat transfer. — 1988. — 13. — P. 297 — 318.
8. Hills R.N., Roberts P.H. Relaxation effects in a mixed phase region. I. General theory. II. Illustrative examples // J. Nonequilib. Thermodyn. — 1987. — 12. — P. 169—195.
9. Розов А.И. Механика материалов с фазовыми превращениями. Дис. ... канд. физ.-мат. наук. — Л., 1984.
10. Лодиз Р., Паркер Р. Рост монокристаллов. — М.: Мир, 1974. — 540 с.
11. Федоров А.В., Фомин В.М., Охунов М.Х. Математическое описание течения смеси газа и частиц с учетом кристаллизации и плавления. — Новосибирск, 1983. — (Препр./ АН СССР. ИТПМ; № 8).
12. Любов Б.Я. Теория кристаллизации в больших объемах. — М.: Наука, 1975. — 255 с.
13. Стернин Л.Е. Основы газодинамики двухфазных течений в соплах. — М.: Машиностроение, 1974. — 211 с.
14. Федоров А.В., Фомин В.М., Еремеева Т.А. Течение типа бегущей волны в смеси газа и плавящихся частиц. — Новосибирск, 1984. — (Препр./ АН СССР. ИТПМ; № 12).
15. Федоров А.В., Фомин В.М. Структура ударной волны в смеси газа и плавящихся частиц // ПМТФ. — 1986. — № 2. — С. 133—138.

630090, г. Новосибирск,  
ИТПМ СО РАН

Поступила в редакцию 28/IV 1993,  
после доработки — 25/I 1994

УДК 621.787.044 — 621.7.044.2

*В.Ф. Нестеренко, М.П. Бондарь*

### ЛОКАЛИЗАЦИЯ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ СХЛОПЫВАНИИ ТОЛСТОСТЕННОГО ЦИЛИНДРА

Методом толстостенного цилиндра исследован характер локализации пластической деформации (ЛПД) материалов, отличающихся типом кристаллической решетки, величиной энергии дефекта упаковки и размером зерен в исходном материале. Показано, что развитие процесса ЛПД приводит к структурированию среды в процессе коллапса. Характер структурирования среды, определенный типом полос ЛПД и трещинообразованием, в большой степени зависит от размера зерна. Установлено качественное подобие структурированной среды мелкозернистой меди и фторопласта. В мелкозернистой меди обнаружена особенность развития микроструктуры с ростом скорости деформации.

Локализация сдвига, будучи следствием неустойчивости пластического течения материалов при высокоскоростной деформации, представляет существенный научный интерес, так как не выяснен детальный механизм его возникновения, зависимость от природы и структурных параметров среды. Это не позволяет контролировать данный процесс и управлять им.

Локализации пластической деформации при высокоскоростных нагружениях посвящено большое количество работ, объединенных понятием «адиабатический сдвиг». Считается [1], что это явление присуще материалам, имеющим высокую твердость. Роль исходной структуры в инициировании процесса локализации деформации признана незначительной, и лишь при небольших динамических параметрах нагружения плоскости преимущественной

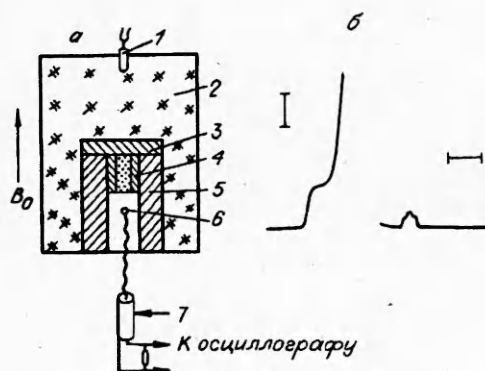


Рис. 1. Схема эксперимента (а) и осциллограмма (б).

1 — детонатор; 2 — ВВ; 3 — пробка из нержавеющей стали; 4 — керамическая трубка; 5 — цилиндр; 6 — измерительный виток; 7 — коаксиальный кабель.

ориентации в предварительно текстурированном материале представляют места зарождения полос локализованного сдвига, перерастающие в трещины [2]. В [3] показано, что тип полос локализации (узкая, широкая) может быть предсказан на основе диаграмм  $\sigma-\epsilon$  для материалов, подвергнутых деформации растяжения при  $\dot{\epsilon} >$

$> 10^2 \div 10^3 \text{ с}^{-1}$ , отражающих характер диссипативных процессов. Однако в [4] показано, что при импульсном нагружении монокристаллов молибдена ( $\dot{\epsilon} = 10^2 \text{ с}^{-1}$ ) могут образовываться как узкие, так и широкие полосы локализации деформации в зависимости от направления приложения нагрузки.

В настоящей работе исследована неустойчивость высокоскоростной пластической деформации материалов, качественно отличающихся своей структурой на микро- и мезоуровнях: меди с разной величиной зерна  $d$ , алюминия, ниобия, нержавеющей стали типа X18H9T и фторопласта при примерно одинаковых скоростях деформации в диапазоне  $10^4 \div 10^5 \text{ с}^{-1}$ . Данное исследование интересно также с точки зрения изучения динамики коллапса пор в конденсированной среде, что важно для понимания процессов в гетерогенных, в том числе реагирующих, материалах детонации.

#### Эксперимент

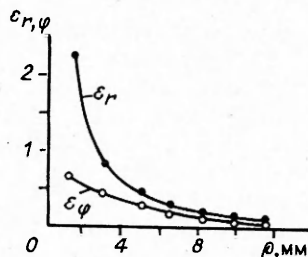
В работе используется метод толстостенного цилиндра [5, 6], в котором коллапс цилиндрической полости осуществляется за счет действия продуктов взрыва при детонации заряда ВВ, расположенного на наружной стороне цилиндра (рис. 1). Направление детонации параллельно оси цилиндра с толщиной стенки для меди 10 мм и диаметром внутренней полости 10—11 мм. Параметры взрывчатого вещества (плотность  $1 \text{ г/см}^3$ , скорость детонации  $3500 \text{ м/с}$ ) и его размеры (внешний диаметр 60 мм) тщательно подбирались, чтобы подойти к пределу схлопывания вблизи начала струеобразования, дабы представляющие интерес внутренние слои не вымывались струей, образующейся в процессе цилиндрической кумуляции. Длина рабочей части цилиндра составляла 70 мм, для обеспечения стационарного характера детонации к нему пристыковывались сплошные стальные цилиндры с тем же внешним диаметром и длиной. Для предотвращения затекания продуктов взрыва в стыки между элементами сборки он помещался в тонкостенную медную трубу. В качестве базового материала для цилиндров во всех опытах использована медь с размерами зерна  $d_0 = 100 \div 200 \text{ мкм}$ . Медные цилиндры с  $d \neq d_0$ , а также цилиндры из других материалов вставлялись внутрь базового медного цилиндра при сохранении начального диаметра полости и отношения массы ВВ к массе цилиндра.

Использование метода толстостенного цилиндра обусловлено следующими обстоятельствами.

1. Цилиндрическая геометрия позволяет легко вычислить деформацию материала на континуальном уровне по величине внешних (внутренних) начальных и конечных радиусов [7] при условии несжимаемости, а также определить поле скоростей деформаций, измеряя скорость внутренней поверхности.

2. Толстостенный цилиндр благодаря своей инерции сохраняет симметрию образца как целого, предохраняя ее от значительных искажений

Рис. 2. Расчетные зависимости  $\epsilon_r$ ,  $\epsilon_\varphi$  от расстояния до центра в сечении коллапсирующего цилиндра.



из-за неизбежной асимметрии процесса детонации. Большая толщина стенки обеспечивает также значительное превышение скорости детонации, направленной по оси, к радиальной скорости метания, что позволяет рассматривать в качестве основного движение к центру.

3. Основные исследования проведены на меди. Медь была выбрана как типичный представитель материалов с гидродинамическим поведением при взрывном нагружении, которая использовалась и как модельный материал для изучения процессов, обуславливающих получение соединений при сварке взрывом [8] и компактировании порошков [9]. Кроме того, в меди впервые обнаружен неожиданный эффект локализации деформации при схлопывании цилиндров, приводящий к системе спиральных трещин [10]. В меди имеются также двойники отжига, по искажению которых и проводится количественное измерение остаточной микродеформации.

Отметим, что традиционная методика на базе стержня Гопкинсона имеет ограничение по величине скорости деформации  $\dot{\epsilon} \leq 10^4 \text{ с}^{-1}$  [11], а в случае использования метода толстостенного цилиндра  $\dot{\epsilon} > 10^5 \text{ с}^{-1}$ . Некоторые современные модификации первого метода позволяют увеличить  $\dot{\epsilon}$  при чистом сдвиге до  $5 \cdot 10^5 \text{ с}^{-1}$  [12]. Однако условия чистого сдвига, как правило, в процессах, представляющих практический интерес (кумуляция, сварка взрывом, прессование порошков), реализуются редко. Поэтому представляет интерес развитие экспериментальных методов, включающих контролируемое приложение сжимающих (растягивающих) напряжений в области локализованной деформации.

Имеется определенная аналогия описываемого метода с методом алмазных наковален, где высокие давления достигаются за счет концентрации нагрузки в малом объеме исследуемого материала, как и большие деформации и их скорости изменения в методе толстостенного цилиндра достигаются за счет цилиндрической кумуляции вблизи оси образца.

Макродеформации  $\epsilon_r$  и  $\epsilon_\varphi$  материала цилиндра при цилиндрической симметрии могут быть вычислены исходя из начального ( $r$ ) и конечного ( $\rho$ ) положения некоторого его элемента [7]:

$$\epsilon_\varphi = \frac{\rho}{r} - 1 = \frac{\rho}{(b_0^2 - b_1^2 + \rho^2)^{1/2}} - 1, \quad \epsilon_r = \frac{r}{\rho} - 1 = \frac{(b_0^2 - b_1^2 + \rho^2)^{1/2}}{\rho} - 1,$$

где  $b_0$ ,  $b_1$  — начальный и конечный внешний радиусы цилиндра. Графики изменения  $\epsilon_r$ ,  $\epsilon_\varphi$  приведены на рис. 2.

Скорость поверхности медной полости и времени коллапса измеряли бесконтактным электромагнитным методом (см. рис. 1). Для этого модифицированный вариант сборки помещался в постоянное магнитное поле ( $B_0 = 414 \text{ Гс}$ ). По оси схлопывающегося полого цилиндра размещался миниатюрный датчик, состоящий из трех витков медной проволоки с эффективной площадью  $S_g = 3,1 \cdot 10^{-6} \text{ м}^2$  и радиусом 1 мм, сигнал с которого подавался на вход осциллографа. Керамическая трубка, размещенная над датчиком и заполненная воском, использовалась для измерения скорости внутренней поверхности и была необходима для выделения на осциллограммах первого скачка скорости, вызванного приходом на свободную поверхность импульса сжатия. Датчик размещался по оси на расстоянии 10 мм от керамики в области полного схлопывания полости. Сверху полость закрывалась цилиндром из нержавеющей стали.

Используемая схема измерения является компромиссом между способом взрывного нагружения, сохраняющим цилиндрическую симметрию процесса и «замораживающим» структуру вещества вблизи центра схлопнутой полости, и стремлением получить количественные экспериментальные данные о динамике коллапса. Учитывая, что используемая геометрия опыта дает угол поворота  $\sim 3^\circ$ , движение оболочки к центру в первом приближении можно считать одномерным. Если пренебречь краевым эффектом, а также диффузией поля внутри оболочки, то можно получить связь между скоростью движения внутренней поверхности полости  $v(t)$  и измеряемой величиной напряжения  $U(t)$  на датчике, зависимость от времени которого показана на рис. 1, б:

$$v(t) = \sqrt{\frac{S_0}{\pi}} \left[ \frac{d}{dt} \left( 1 + \frac{1}{NB_0 S_g} \int_0^1 U(\xi) d(\xi) \right)^{1/2} \right],$$

где  $S_0$  — начальная площадь сечения полости;  $N$  — число витков датчика. Начальная скорость полости, соответствующая скачку напряжения  $U_0$ , находится из выражения

$$v_0 = - \frac{U_0 a_0}{2S_g B_0 N},$$

где  $a_0$  — начальный радиус полости.

В условиях эксперимента  $v_0 = 200$  м/с. Характерное время схлопывания полости в меди 8 мкс, начальная скорость деформации внутренней стенки  $0,4 \cdot 10^5$  с $^{-1}$ . При деформации  $\sim 0,7 \dot{\epsilon} = 1,3 \cdot 10^5$  с $^{-1}$ , что практически совпадает с ее средним значением за время схлопывания. Поскольку остальные исследуемые материалы вставлялись внутрь основного медного цилиндра, и отношение массы ВВ к массе такого составного образца выбиралось равным величине в базовом эксперименте с медью, то характерные скорости деформации для всех материалов принимались одинаковыми и соответствующими диапазону  $10^4 - 10^5$  с $^{-1}$ .

Для исследования использованы материалы с одинаковым типом кристаллической решетки, но разными значениями энергии дефектов упаковки (ЭДУ) —  $\gamma$  (Cu, Al-ГЦК,  $\gamma_{Cu} = 80 \div 100$  эрг/см $^2$ ,  $\gamma_{Al} = 200$  эрг/см $^2$ ), а также разный тип решетки, но близкие значения  $\gamma$  (Nb-ОЦК, Cu-ГЦК,  $\gamma_{Cu} \approx \gamma_{Nb}$ ). Эти величины определяют характер зависимости  $\sigma(\epsilon, \dot{\epsilon})$  [13].

Важным параметром структуры материалов является размер зерна  $d$ . Поэтому для исследования использовали Cu с разными значениями  $d$ :  $d_1 = n \cdot 1000$  мкм ( $n = 1 \div 9$ ),  $d_2 = 100$  мкм,  $d_3 = 70 \div 30$  мкм, а также крупнозернистую внутренне окисленную медь с  $d = n \cdot 1000$  мкм, упрочненную частицами  $Al_2O_3$ , Al и Nb ( $d = n \cdot 1000$  мкм). Изучены также нержавеющая сталь аустенитного класса ( $d \approx 10$  мкм,  $\gamma \approx 10 \div 15$  эрг/см $^2$ ) и фторопласт. Последний выбран как представитель конденсированных сред с отсутствием структуры на мезоуровне (зерно), а также, по-видимому, без эффекта упрочнения при деформации. Отмечалось [14], что наличие упрочнения при пластической деформации качественно влияет на характер развития зон локализации, в частности, их число и положение.

Изучение структуры проводилось на шлифах, вырезанных из сечений, перпендикулярных оси цилиндра в области близкой к его середине.

#### РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТА И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 3—5 приведены структуры материалов, примыкающих к центру схлопнутой полости. Отметим основные характерные особенности.

1. Процесс коллапса характеризуется высокой симметрией в областях, примыкающих к внутренней поверхности, где  $\epsilon \geq 0,7$ . Это видно из рис. 3, г, где представлена структура образца с внутренне окисленным слоем после нагружения; в исходном состоянии слой имел четкую кольцевую границу.

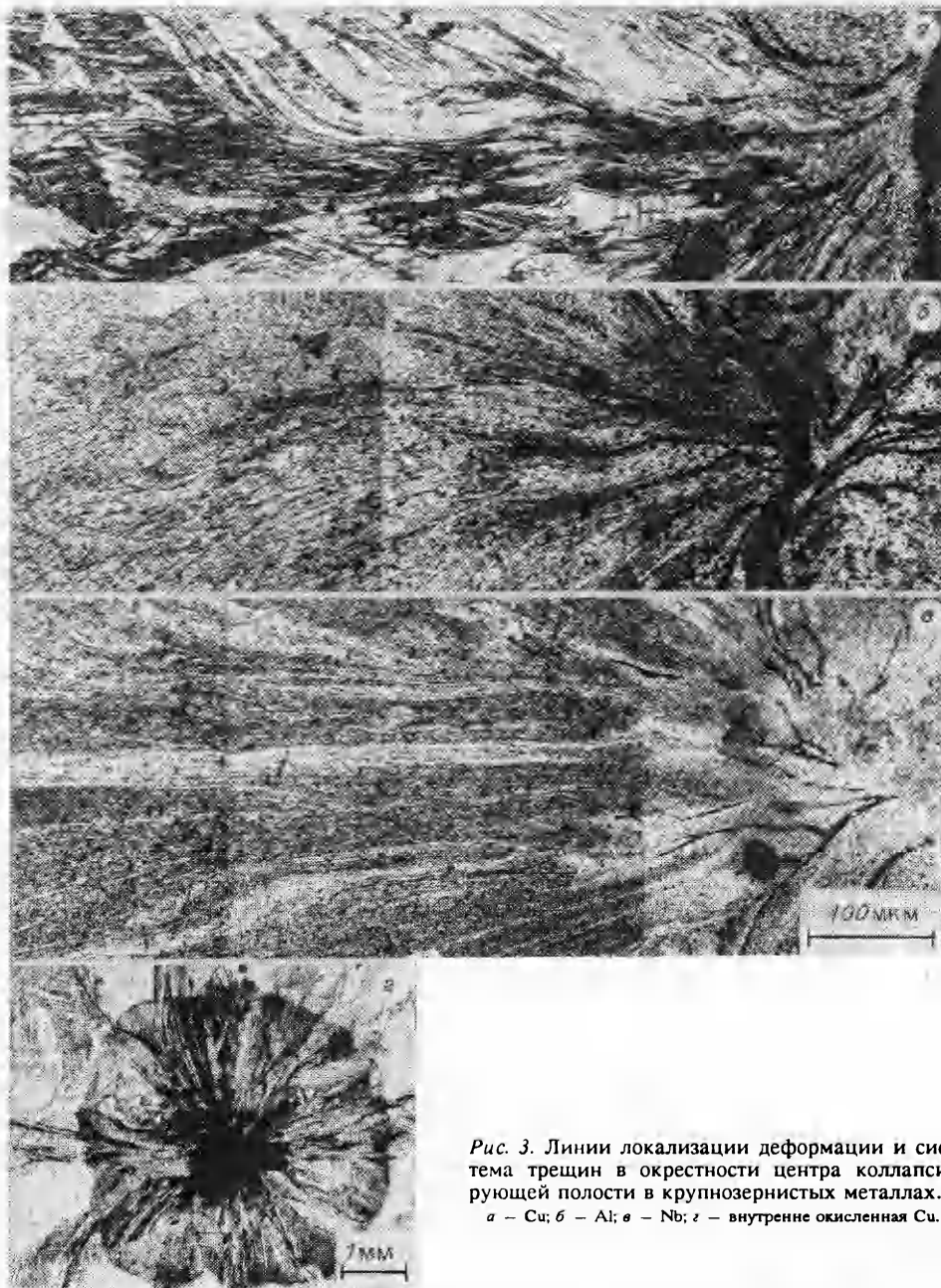


Рис. 3. Линии локализации деформации и система трещин в окрестности центра коллапсирующей полости в крупнозернистых металлах.  
*a* — Cu; *b* — Al; *v* — Nb; *z* — внутренне окисленная Cu.

2. Схлопывание цилиндрической полости сопровождается локализацией деформации, вырождающейся в симметричную систему трещин вблизи центральной части образца для всех исследованных материалов. Удивительно близкое поведение мелкозернистой меди ( $d = 30$  мкм) и фторопласта (рис. 4, *в* и 5, *а*), которые имеют качественно различную структуру и свойства при обычных условиях деформирования.

3. Наблюдаются качественно различные типы полос локализации деформации: в одном из типов область локализованного пластического течения развивается в непрерывную трещину (см. рис. 3, 4, *а*) либо трещины возникают без заметной предшествующей им локализации деформации (см. рис. 5, *а*), в другом цепь локальных трещин — пор переходит в непрерывную трещину (см. рис. 4, *б*).

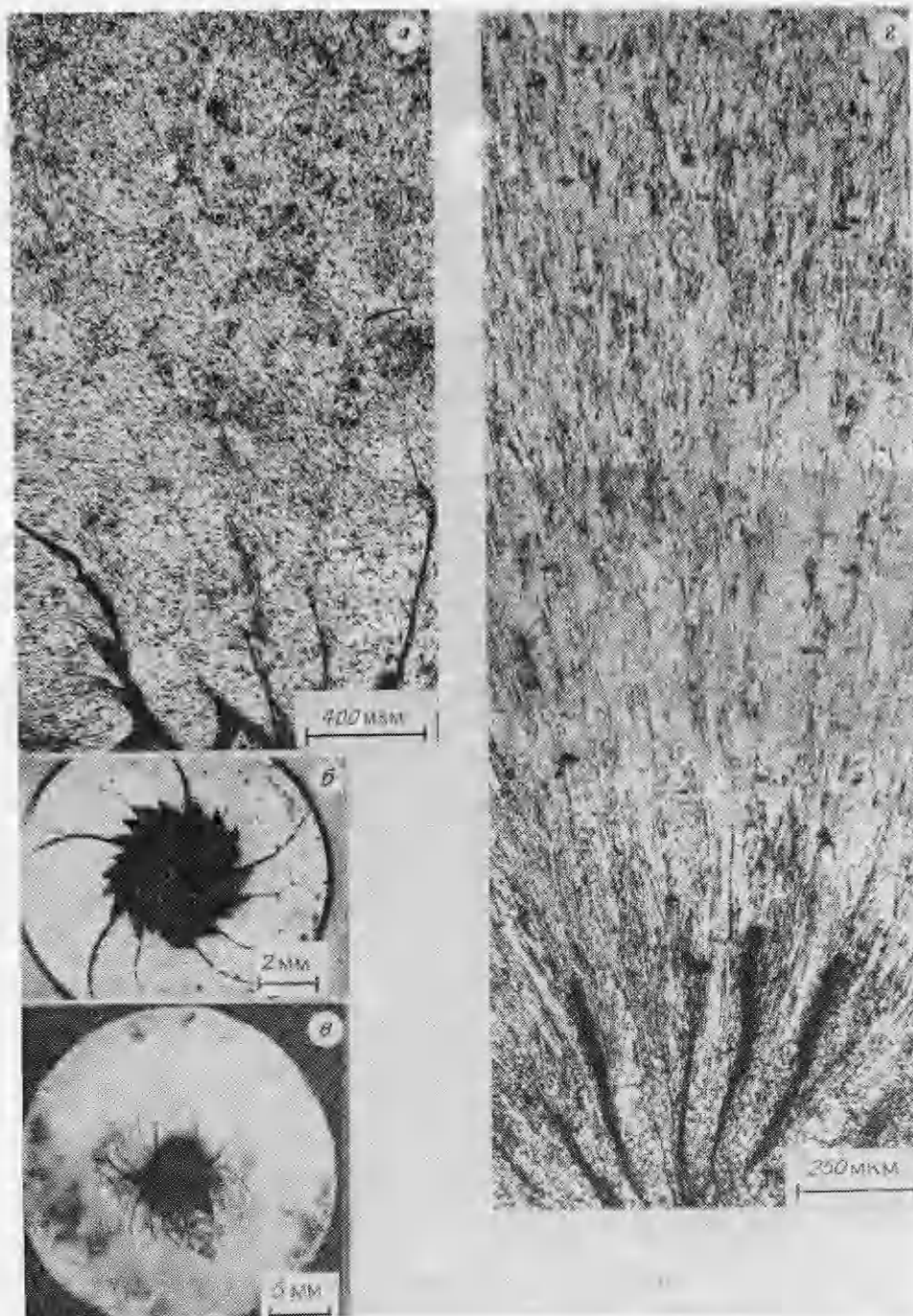


Рис. 4. Картина развития трещин на различных стадиях коллапса (а, б) и особенности структуры в окрестности для различных материалов.  
 а, б — нержавеющая сталь; в — фторопласт; г — медь ( $d = 100 \text{ мкм}$ ).

4. Континуальные значения деформации, предшествующие началу локализованного пластического течения,  $\approx \epsilon_c$ , для различных материалов соответствуют следующим величинам: Cu ( $d = n \cdot 1000 \text{ мкм}$ ) —  $\epsilon_c = 0,26$ , Cu ( $d = 100 \text{ мкм}$ ) —  $\epsilon_c = 0,7$ , Nb, Al ( $d = n \cdot 1000 \text{ мкм}$ ) —  $\epsilon_c < 0,33$ . Приведенные значения  $\epsilon_c$  — характерные средние величины

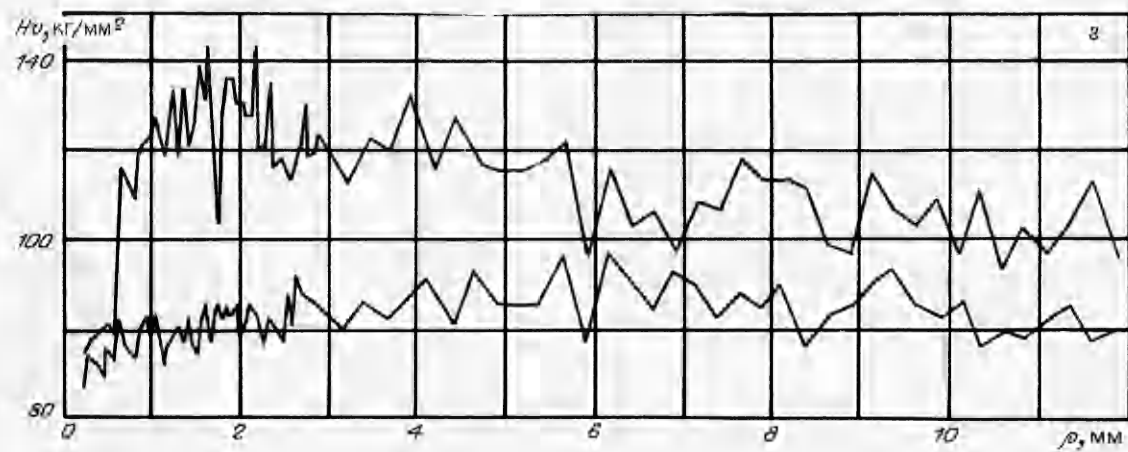
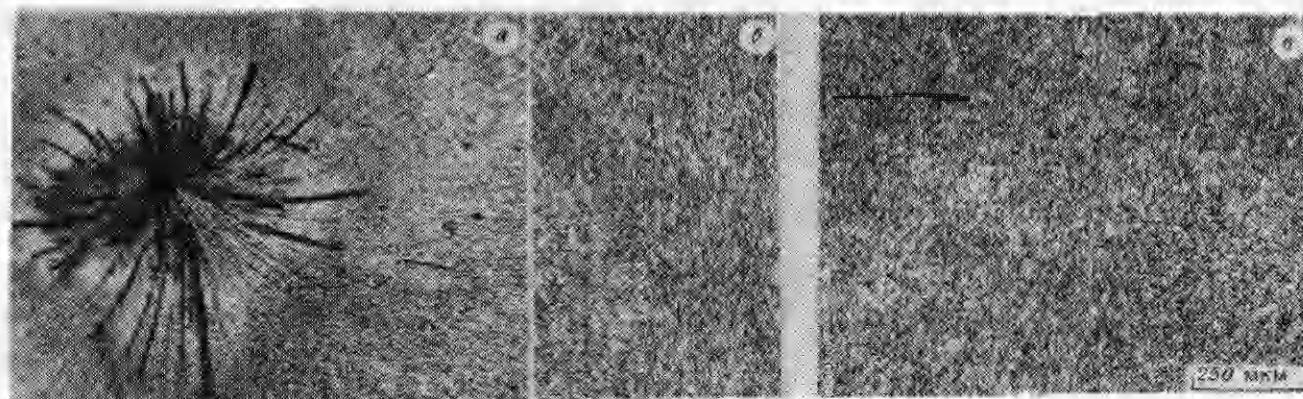


Рис. 5. Изменение структуры в мелкозернистой меди (а, б, в) и ее корреляция с изменением микротвердости (г).  
1 – после коллапса; 2 – после отжига при 300 °С.

деформации до локализации. Деформация в полосах локализованного течения была измерена с помощью двойников [8], части которых попадали в полосы локализации (рис. 6). Значение  $\epsilon_r$  находилось по формуле

$$\epsilon_r = \frac{l - l_0}{l_0},$$

где  $l$  — длина отрезка (например, ширина двойника) в полосе локализации;  $l_0$  — ее начальное значение. Для оценки выбрали двойник с начальным расположением перпендикулярно радиусу (см. рис. 6). Радиус, соответствующий середине двойника (область  $B$ ),  $\rho = 1,46$  мм, при этом  $2b = 25,5$  мм,  $2b_0 = 27,5$  мм. При измерении получено  $\epsilon_r = 1,53$ , в то время как по расчету для данного радиуса (см. рис. 2)  $\epsilon_r = 1,3$ . Отметим, что соседняя с  $B$  область  $A$  не испытала такой деформации радиального направления. Таким образом, имеются соседние области, которые отличаются микродеформацией в несколько раз, а также наблюдается их значительная разница с макродеформацией, соответствующей этому радиусу.

В крупнозернистых цилиндрах начало полос локализованных сдвигов находится на расстоянии  $\rho \approx 6,8$  мм ( $r \approx 8,5$  мм). Величина континуального значения  $\epsilon_r$  при этом соответствует 0,23. По мере приближения к центру число локализованных сдвигов возрастает, максимальный градиент их плотности соответствует  $\rho \approx 3$  мм. Это особенно четко проявляется на слоистых крупнозернистых цилиндрах по излому контура границы внутренне окисленного слоя и появлению структурных новообразований в нем, если граница находится на расстоянии  $\rho \approx 3$  мм от центра. Не установлено влияние упрочняющей фазы, размер частиц которой изменялся от 200 до 350 Å, а расстояние между ними соответственно от 800 до 1500 Å, на конечные деформационные структуры крупнозернистых образцов. Радиус  $\rho \approx 3$  мм характеризуется резким ростом континуальной деформации  $\epsilon_r$  (см. рис. 2) и развитыми полосами локализации меди с  $d = 100$  мкм (см. рис. 4, з).

Определенная методом электронной трансмиссионной микроскопии структура полос локализации деформации (ПЛД) показывает ее тождественность структуре центральной полосы в зоне сварки взрывом [15]: тонкополосчатая структура по краям ПЛД переходит в полигональную в центре, последняя по мере распространения ПЛД с ростом  $\epsilon_r$  переходит в структуру рекристаллизации. Степень разориентации между фрагментами структуры ПЛД соответственно увеличивается по мере приближения их к центру. Так, в крупнозернистом Al в конце ПЛД угол разориентации, определенный методом последовательной рентгеновской съемки, равен  $3^\circ$ , на расстоянии 2 мм от конца ПЛД —  $5^\circ$ , при подходе к трещине наблюдается поликристалличность структуры в ПЛД (данные Т.С. Тесленко).

В Cu с исходным зерном  $d = 100$  мкм последовательность развития структуры с увеличением  $\epsilon_r$  включает следующие стадии: в сечении образца, где  $\epsilon_r \approx 0,5$ , наблюдается однородная текстура травления, в месте, соответствующем  $\epsilon_r \geq 0,7$ , текстурирование развито до степени, при которой не обнаруживаются границы соседних зерен. В этой структуре зарождаются полосы локализации, переходящие в систему трещин (см. рис. 4, з).



Рис. 6. Изменение сечения двойника на границе полосы локализации деформации.



В мелкозернистой меди ( $d = 30$  мкм) перед трещинообразованием, начало которого происходит при  $\epsilon_r \approx 3$ , полосы локализации не отмечены, трещинообразованию предшествует однородно текстурированная структура (см. рис. 5, а). Структура по образцу изменяется в соответствии с ростом  $\epsilon_r$ , следующим образом: в области, где деформация не превосходит  $< 0,21$ , сохраняется исходный размер зерна, область сечения цилиндра с  $0,22 < \epsilon_r < 0,7$ , средний размер зерна составляет 22 мкм, при  $\epsilon_r > 0,7$  наблюдается однородная текстурированная структура травления, где вытянутость зерен увеличивается с ростом  $\epsilon_r$ . В области трещинообразования — микрокристаллическая равноосная структура. Данная последовательность в изменении структуры характерна для всех медных цилиндров, у которых исходный размер зерен находился в пределах 70—30 мкм.

Перед трещинообразованием во фторопласте (предполагается его нежимаемость и полный коллапс поры)  $\epsilon_r = 0,33$ .

5. Число зон локализации или трещин в примерно одинаковых геометрических условиях составляло: крупнозернистые Cu, Nb, Al ( $d = n \cdot 1000$  мкм) 11—15, Cu ( $d = 100$  мкм) 30, Cu ( $d = 30$  мкм), нержавеющая сталь ( $d \approx 10 \div 15$  мкм) и тефлон 50. У крупнозернистых Cu, Nb и Al полосы локализации не вырождались в симметричную картину трещинообразования (см. рис. 3).

6. Обнаружен различный характер относительного расположения полос локализации. Если для металлов (см. рис. 3—5) не наблюдалось встречных пересечений полос локализации деформации, то для фторопласта данная особенность имела место (см. рис. 4, в).

Таким образом, материалы различной природы и структуры испытывают своеобразное принудительное структурирование на макроуровне в процессе схлопывания полости. Видимо, именно этот процесс, а не, например, фазовые переходы [16], будут приводить к потере одномерного характера коллапса любой сплошной среды.

Характерная особенность движения материала в методе толстостенного цилиндра — наличие максимума давления  $p_m$  при  $r = r_m$  даже при нулевых давлениях на его внутренней и внешней поверхностях (т.е. после разлета продуктов детонации) [17]. В начальный момент времени при скорости стенки полости  $v_0 = 200$  м/с,  $a_0 = 5,5$  мм  $p_m \approx 0,4$  кбар достигается на расстоянии от центра  $r_m = 8,4$  мм, при  $a = 2$  мм  $p_m = 2$  кбар, если  $r_m = 4$  мм, а  $a_2 = 1$  мм соответствует  $p_m = 2$  кбар при  $r_m = 2,3$  мм. Для вычисления этих значений из эксперимента [17] находились зависимости  $v(a_2)$ . Таким образом, сравнивая приведенные данные с картиной локализации (см. рис. 3—б), можно заключить, что она развивается при сжимающих давлениях  $\sim 1—2$  кбар, что может быть существенным для развития зон локализации и перехода их в трещины. Это определяет особенность данной методики, например по сравнению с опытами по высокоскоростному расширению тонких колец при сравнимых с настоящей работой скоростях деформации, в них локализация деформации в виде полос в меди не наблюдалась, а образовывались сразу трещины, начинающиеся в тройных стыках зерен [18].

Поведение среды в процессе коллапса в большой степени определяется размером исходного зерна. Эксперименты показывают, что от элемента структуры, а не от природы материала, в большой степени зависит реализация определенных структурных уровней деформации при высокоскоростном нагружении. Процесс эволюции структуры в мелкозернистой меди ( $d = 30$  мкм) показывает, что в диапазоне  $0,22 < \epsilon_r < 0,7$  деформация осуществляется по механизму сверхпластического течения [19] с сохранением равноосной структуры зерен. При уменьшении их размера процесс аккомодации трансляционной деформации идет за счет ротационной моды деформации, структурным элементом которой может быть само зерно. Сопротивления поворотам на стыках зерен приводят к выделению энергии, способствующей динамической рекристаллизации. Последнее и определяет

уменьшение  $d_{\text{ср}}$  от 30 до 22 мкм в пространстве, где  $0,22 < \epsilon_{\text{кр}} < 0,7$ . Вблизи центра коллапсирующей поры при более жестких условиях деформации ( $\epsilon_r > 0,7$ ) наблюдается однородная сдвиговая деформация в соседних зернах, что в конечном результате определяет удлинение зерен в направлении к центру (см. рис. 5). Равноосная микрокристаллическая структура в местах, где  $\epsilon_r > 3$ , и в окрестности трещин представляет результат еще больших локальных значений  $\epsilon_r$  и  $\dot{\epsilon}_r$  и сопровождающего их тепловыделения.

На рис. 5, б показан характер изменения микротвердости  $H_v$  мелкозернистого образца после коллапса и отжига, который хорошо отражает особенности формируемой структуры. В области микродисперсной структуры, примыкающей к центру области,  $H_v = 70$  кг/мм<sup>2</sup>, что соответствует отожженному состоянию. В области  $\epsilon_r > 0,7$ , что соответствует на рис. 5, а сильнотекстурированной структуре травления,  $H_v = 140$  кг/мм<sup>2</sup>. В материале, где деформации сопутствует динамическая рекристаллизация, за счет которой  $d_{\text{ср}}$  уменьшается с 30 до 22 мкм,  $H_v = 120 \div 130$  кг/мм<sup>2</sup>. В части сечения, где  $\epsilon_r < 0,22$ ,  $H_v$  изменяется в пределах 100—110 кг/мм<sup>2</sup>.

Расположение системы трещин в наименее упрочненном материале (см. рис. 5, а), непрерывный их переход в систему локализованных сдвигов, характер деформации двойников отжига в зоне сдвига (см. рис. б) говорят об определяющей роли фазы интенсивной пластической деформации на стадии затекания поры. Вместе с тем, раскрытие образовавшихся на этой стадии трещин, а также при соответствующих режимах коллапса, и образование новых трещин может происходить на стадии обратного движения материала оболочки от центра или в разгрузке [20].

Описанная закономерность структурирования среды при одних и тех же условиях нагружения установлена для материалов с исходным размером зерен  $d \leq 70$  мкм. В образцах материала с  $d \geq 100$  мкм признаков сверхпластического течения не обнаружено, развитая текстура травления наблюдается уже при  $\epsilon_r = 0,47 \div 0,53$ , в местах же, где  $\epsilon_r \geq 0,7$ , имеются признаки полной текстуры, где ориентации зерен становятся настолько близкими, что границы между ними не обнаруживаются травлением. В этой структуре зарождаются полосы локализации пластической деформации (как и в крупнозернистой), а затем они переходят в трещины. Следовательно, зерно с размером 100 мкм не может представлять собой структурный элемент, реализующий ротационную моду деформации при  $\dot{\epsilon}_r \sim 10^5$  с<sup>-1</sup>, и равноосность структуры заметно нарушается при  $\epsilon_r \sim 0,47$ , тогда как в цилиндрах с  $d \leq 70$  мкм она сохраняется до  $\epsilon_r > 0,7$ .

Как отмечалось в [3], ширина зоны локализованного сдвига зависит от вида кривых  $\sigma-\epsilon$ . В работе [21] при численных расчетах выявлена зависимость ширины области локализации от размера структурного элемента среды. Можно ожидать, что уменьшение исходного размера зерна будет способствовать и уменьшению размера характерного структурного элемента среды, осуществляющего ротационную моду деформации, необходимую для предотвращения потери сплошности в зоне сдвига. Тогда становится понятной разница в ширине зоны локализации в мелко- и крупнозернистой меди, а также в нержавеющей стали (см. рис. 4, б) при незначительном отличии характера поведения соответствующих им кривых  $\sigma-\epsilon$  в области высокоскоростной деформации.

Необходимо отметить, что структурный элемент, реализующий ротационную моду деформации в зоне сдвига, и ширина последней не обязательно определяются только исходным размером зерна в материале. В результате предварительной пластической деформации возможно возникновение нового характерного масштаба дефектной структуры, изменяющего условия локализации пластической деформации. На это указывают эксперименты с отожженной и упрочненной в ударной волне медью, ширина зоны локализации деформации после упрочнения уменьшилась в 2 раза [22].

Отметим, что при достаточно крупном исходном зерне (см. рис. 3) в каждом из исследуемых материалов наблюдаются симметричные трансзеренные полосы локализации на макроуровне. Одно из отличий среднего и мелкого зерна состоит в различной величине критического континуального значения пластической деформации  $\epsilon_c$ , соответствующего началу процесса локализации.

Интересно, что уменьшение зерна в меди приводит к картине трещинообразования, качественно совпадающей с «жидкоподобным» фторопластом (см. рис. 4, в, 5, а), т.е. образуемая при фрагментации структура полностью забывает об исходном состоянии материала и соответствует картине максимальных сдвиговых деформаций. Уменьшение исходного зерна в меди приближает ее поведение к поведению жидкости, но при этом отнюдь не устраняет локализацию деформации, а лишь задерживает ее до больших критических значений  $\epsilon_c$ .

Изменение характера локализации и последующего трещинообразования с ростом зерна в меди и в других материалах (см. рис. 3—5) свидетельствует о существенной роли кристалличности материала в данных процессах. При этом необходимо подчеркнуть общее поведение для разных материалов, что следует из качественно одинаковых картин локализации пластической деформации для крупнозернистых Cu, Nb и Al (см. рис. 3), несмотря на их сильное различие по теплопроводности, типу решетки, величине ЭДУ и соответствующим диаграммам  $\sigma$ — $\epsilon$ . Трансформация характера структуры локализации в Cu при последовательном уменьшении  $d$  говорит в пользу того, что в данном диапазоне  $\epsilon_c$  основную роль играет соотношение процессов на микро- и мезоуровнях. Наличие полос локализации в крупнозернистой меди при  $\epsilon_c \approx 0,26$  свидетельствует о развитии трансляционной неустойчивости. Структурными признаками этого являются каналы пластического течения, возникающие в результате коллективного движения дислокаций. Этот тип локализации деформации развивается при отсутствии (или замороженности при выбранных  $\dot{\epsilon}$ ) в исходном материале структурных элементов, реализующих ротационную моду деформации, за счет которой поддерживаются равноосность структуры по объему, а также возможна реализация области сдвига без трещин. Уменьшение размера зерна создает благоприятные условия для зарождения таких элементов и трансляционно-ротационных деформационных процессов внутри зерен (на мезоуровне), способствующих однородности деформации (задержка локализации) до больших значений  $\epsilon_c$ . При некотором значении размера зерна последнее, в данных условиях эксперимента, может само являться ротационным структурным элементом. В этом случае развитие локализационных процессов происходит по типу жидкоподобных материалов, что наблюдалось в образцах Cu с  $d = 30$  мкм.

Метод толстостенного цилиндра может быть модифицирован с целью создания принудительного локального сдвига в исследуемом материале, расположенном в виде прослойки между двумя другими, склонными к легкой естественной локализации в данных условиях нагружения, как в опытах [23], где слой меди располагался между двумя слоями фольги из аморфного сплава.

Обнаруженная локализация деформации вблизи схлопывающейся поры приводит к выводу, что именно роль локализованного сдвига может быть решающей для инициирования химических реакций вблизи пор. Это явление вызывает концентрацию энергии деформации не на поверхности поры, а в объемных зонах, распространяющихся вглубь материала.

Важно отметить, что в процессе коллапса при некоторых значениях  $\epsilon_c$  и  $\dot{\epsilon}$ , среда перестает вести себя как однородная, приобретая новый структурный масштаб, весьма далекий от межатомного или даже размера зерен. Таким образом, новым масштабом может быть характерный размер сегментов, который определяет и число зон локализации, хорошо воспроизводимое от опыта к опыту.

Можно предположить, что минимальный угловой размер сегмента, образованного соседними зонами локализации, а следовательно и их число, определяются тем, что при прочности на сдвиг, близкий к нулю на его радиальных берегах, действующее внешнее воздействие не в состоянии вызвать развитое пластическое течение внутри такого сегмента [20] начиная с некоторого критического его размера.

Сходство картины локализации сдвига (см. рис. 4, в, г, 5, а) у таких качественно различных материалов, как мелкозернистая медь и фторопласт, свидетельствует в пользу наличия достаточно общего критерия выбора именно данной вновь возникающей структуры сплошной среды. Таким критерием может быть, например, достижение минимума времени схлопывания полости по сравнению с другими способами ее закрытия. Действительно, потеря прочности в зонах локализации будет способствовать ускорению процесса схлопывания за счет движения вновь образующихся сегментов как жестких тел. Но слишком большое количество зон локализации будет способствовать усилению вихревого характера движения и тем самым задерживать процесс закрытия полости. На этой основе возможно найти оптимальное количество зон локализации.

#### ВЫВОДЫ

Показана неустойчивость высокоскоростного коллапса цилиндрической поры по отношению к локализации деформации в виде системы спиральных полос, развивающихся, как правило, в трещины. Варьирование исходной структуры на уровне зерен позволяет в определенной степени управлять данным процессом и обеспечивать требуемые его параметры при сварке и прессовании взрывом [24]. Локализация процессов деформирования при коллапсе пор ставит проблему корректности многочисленных попыток моделировать на базе однородного течения материала в окрестности поры процесса гетерогенного нагрева и зарождения реакции при воздействии на неоднородные реагирующие среды.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Stelly M., Dormeal R. Adiabatic shearing // Metallurgical applications of shock-wave and high — strain — rate phenomena / Ed. L.E. Murr, K.P. Staundhammer, M.A. Meyers. — New York, 1986. — P. 607—632.
2. Shockey D.A. Materials aspects of the adiabatic shear Phenomena // Ibid. — P. 633—656.
3. Hartman K.-H., Kurze H.D., Meyer L.W. Metallurgical effects on impact loaded materials. Shock-Wave and high-strain rate phenomena in Metals / Ed. M.A. Meyers, L.E. Murr. — New York and London: Plenum Press, 1981. — P. 325—337.
4. Лариков Л.Н., Белякова М.Н., Жолудь В.В. Развитие ротационной деформации при импульсном нагружении монокристаллов Мо и ее взаимосвязь с полосами переориентации // Физика металлов и металловедение. — 1991. — № 2. — С. 198—204.
5. Нестеренко В.Ф., Лазариди А.Н., Першин С.А. Локализация деформации в меди при взрывном обжатии полых цилиндров // ФГВ. — 1989. — 25, № 4. — С. 154—155.
6. Bondar M.P., Nesterenko V.F. Strain correlation at different structural levels for dynamically loaded hollow copper cylinders // J. de physique IV. Coll. suppl. — 1991. — 3. — P. C3.163—C3.170.
7. Ильюшин А.А., Огибалов П.Р. Упругопластическая деформация полых цилиндров. — М.: Изд-во МГТУ, 1960. — 102 с.
8. Бондарь М.П., Оголихин В.М. О пластической деформации в зоне соединения при плакировании взрывом // ФГВ. — 1985. — 21, № 2. — С. 147—151.
9. Carrol M.M., Kim K.T., Nesterenko V.F. The effect of the temperature on viscoplastic pore collapse // J. Appl. Phys. — 1986. — 59, N 6. — P. 1962—1967.
10. Нестеренко В.Ф., Лазариди А.Н., Першин С.А. Локализация деформации в меди при взрывном сжатии полых цилиндров // ФГВ. — 1989. — 25, № 4. — С. 154—155.
11. Follansbee P.S., Kocks U.F., Regazzoni G. The mechanical threshold of dynamically deformed copper and nitronic 40 // J. de Physique. Coll C5. Suppl. — 1985. — 46, N 8. — P. C5.25—C5.34.
12. Beatty J.N., Meyer L.W., Meyers M.A. et al. Formation of controlled adiabatic shear bands in AISI 4340 high strength Steel // Shock-wave and high-strain-rate phenomena in materials / Ed. M.A. Meyers, L.E. Murr, K.P. Staundhammer. — Marcel Dekker Inc. — New York — Basel — Hong Kong. — 1992. — P. 645—656.
13. Соколов Л.Д., Скуднов В.А., Соленов В.М. и др. Механические свойства редких металлов. — М.: Металлургия, 1972. — 288 с.

