

Рис. 7. Поле скоростей у линии контакта при ударе алюминиевых пластин в режиме волнообразования.

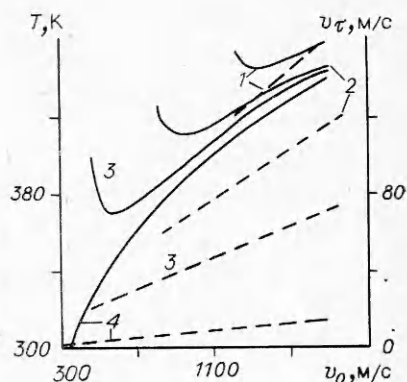


Рис. 8. Зависимости температуры (сплошные линии) и скорости скольжения (штриховые) в точке контакта от v_0 при соударении медных пластин.
 φ , град: 1 — 11, 2 — 8, 3 — 5, 4 — 1.

Результаты расчетов температуры, скорости скольжения в точке контакта при соударении медных пластин приведены на рис. 8. Температура вычислялась с использованием уравнения состояния меди из [10]. Вследствие трения на контактной поверхности выделяется значительное количество тепла, которого в ряде случаев достаточно для наблюдаемого экспериментально плавления материалов пластин.

ЛИТЕРАТУРА

1. Дерibas А. А. Физика упрочнения и сварки взрывом.— Новосибирск: Наука, 1980.
2. Cowan G., Holtzman A. J. Appl. Phys., 1963, 34, 4.
3. Кузьмин Г. Е., Яковлев И. В. ФГВ, 1973, 9, 5.
4. Перссон К. О.— В кн.: Нестационарные процессы в деформируемых телах/Под ред. А. Ю. Ишлинского, Г. Г. Черного.— М.: Мир, 1976.
5. Lesser M. V. Proc. R. Soc. Lond., 1981, A377, 1770.
6. Годунов С. К. и др. Численное решение многомерных задач газовой динамики.— М.: Наука, 1976.
7. Роуч П. Вычислительная гидродинамика.— М.: Мир, 1980.
8. Wolsh J., Shreffler R., Willig F. J. Appl. Phys., 1953, 24, 3.
9. Чельшев В. П., Шехтер Б. И., Шушко Л. А. ФГВ, 1970, 6, 2.
10. Кормер С. В., Урлин В. Д., Попова Л. Т. ФТТ, 1961, 3, 7.

Поступила в редакцию 4/III 1987,
 после доработки — 6/X 1987

ЛОКАЛИЗАЦИЯ СДВИГОВОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ИМПУЛЬСНОМ КОМПАКТИРОВАНИИ ФОЛЬГ БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ СПЛАВОВ

С. А. Першин, В. Ф. Нестеренко
 (Новосибирск)

Задача получения массивных изделий из быстрозакаленных металлических сплавов представляет большой интерес. Одно из перспективных направлений — взрывное компактирование [1].

В работе [2] обнаружена локализация сдвиговой деформации при взрывном прессовании порошков быстрозакаленных металлических сплавов. Процесс локализации развивается на двух масштабах — интерчастичном и трансчастичном. Экспериментально исследована зависимость параметров трансчастичной локализации от условий прессования [2].

В настоящей работе исследуется аналогичное явление, наблюдаемое при компактировании взрывом фольг аморфного сплава 71КНСР в цилиндрической геометрии. Следует отметить, что локализация деформации имела место при статическом нагружении фольг аморфных металлических сплавов [3, 4], что естественно, так как аморфный материал находится в состоянии, когда отсутствует деформационное упрочнение — основной фактор стабилизации однородной по объему деформации. В работе [5] показано, что ударное нагружение аморфного сплава 71КНСР существенно увеличивает внутренние напряжения, локализованные на пространственных масштабах $\sim 100 \text{ \AA}$.

Эксперименты проводили с фольгой поперечного сечения $0,0025 \times 5 \text{ см}$, плотностью намотки 50—80 % от монолитной фольги и различной толщиной. Компактирование в цилиндрической геометрии осуществлялось в ампуле с центральным стержнем (R — внутренний радиус контейнера, l — толщина стенки контейнера, r — радиус центрального стержня). В качестве ВВ использовались аммонит 6ЖВ плотностью 1 г/см^3 и его смесь с селитрой в отношении 1:1 со скоростями детонации 2,2—4,0 км/с.

Параметры, определяющие характер локализации: N — число сдвигов и $\epsilon = \sum_{i=1}^N \epsilon_i / N$ — амплитуда сдвига — находились по данным микроструктурного анализа шлифов поперечного сечения образца. Как и для порошковых материалов, в фольгах локализация деформации проявляется в виде интер- и трансчастичных локализованных сдвигов. Появление интерчастичных сдвигов связано с неоднородностью намотки, поверхности и толщины фольги. Распределение их по объему образца носит хаотичный характер. Трансчастичные сдвиги распространяются через весь массив компакта под углами $40\text{--}50^\circ$ к касательной контейнера и рассекают его на примерно равные блоки. Вероятными местами зарождения такого сдвига могут быть, в частности, узлы неустойчивости при деформировании фольги в цилиндрической геометрии.

Интер- и трансчастичные сдвиги образуются на различных стадиях деформирования образца. Первый возникает на фронте ударной волны, где происходит изменение плотности, и характерное время его развития τ_n равно временной ширине фронта сильной ударной волны $\tau_n \sim a/D$, где a — размер частиц; D — скорость ударной волны. Аналогичное время для трансчастичного сдвига τ_t определяется движением образца как целое, что приводит к зависимости $\tau_t \sim R/D$ (R — радиус образца). Если толщина зоны сдвига δ определяется в основном процессом теплопроводности, то легко получить

$$\delta_n / \delta_t \approx \sqrt{a/R}.$$

Для наших экспериментов $a = 20 \text{ мкм}$, $R \approx 1 \text{ см}$, и эта формула приводит к разнице между δ_n и δ_t более чем на порядок, что может обуславливать качественное различие в структуре зоны интер- и трансчастичного сдвигов.

Сделаем оценку зависимости амплитуды и числа трансчастичных сдвигов от геометрии экспериментов. Предположим, что после компактирования радиус образца изменился до R_1 , при этом число сдвигов N , амплитуда ϵ (рис. 1). Если пренебречь изменением длины внешнего контура образца из аморфных фольг в процессе прессования (что справедливо для большинства аморфных сплавов из-за их высокой прочности и малой пластичности) и учесть, что $\pi/N \ll 1$, $\epsilon \ll 2\pi R/N$, то можно считать, что $A = 2\pi R/N$, а $A_1 = 2\pi R_1/N$. Тогда связь между радиусами R и R_1 имеет вид

$$R_1 = R \sqrt{1 - \frac{N\epsilon}{\pi R} \cos \alpha}.$$

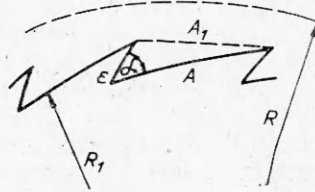


Рис. 1.

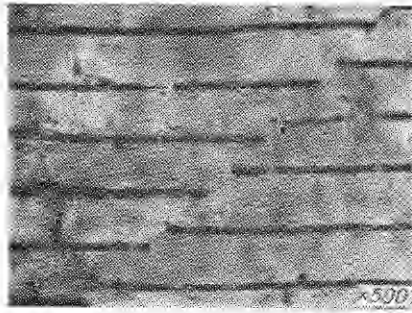


Рис. 2.

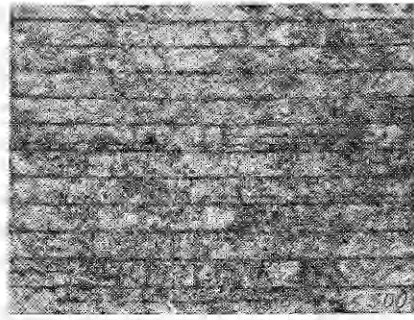


Рис. 3.

Учитывая, что конечная плотность для практически важных режимов компактирования близка к теоретической ρ_m , имеем $R^2 K = R_1^2$ (где $K = \rho_0/\rho_m + \frac{r^2}{R^2} (1 - \rho_0/\rho_m)$; ρ_0 — плотность намотки фольги) и получаем

$$\rho_0/\rho_m + \frac{r^2}{R^2} (1 - \rho_0/\rho_m) = 1 - \frac{N\epsilon}{\pi R} \cos \alpha. \quad (1)$$

Выразив r через начальную толщину слоя фольги t ($r = R - t$), формулу (1) запишем в виде

$$t(2 - t/R) (1 - \rho_0/\rho_m) = N \cdot \epsilon/\pi \cdot \cos \alpha. \quad (2)$$

Функция слева возрастает от нуля при $t = 0$ до максимума при $t = R$, что согласуется с [2], где показано, что величина ϵ растет с увеличением отношения t/R . Это говорит в пользу единого механизма образования и развития локализованного сдвига при динамическом компактировании порошков и фольг.

Расчет $N\epsilon$ по формуле (2) (при $\rho_0/\rho_m = 0,50$ и $0,75$, $t = 0,5$ см, $t/R = 0,5$) дает значения в 1,1–1,3 раза больше экспериментальных в исследуемых диапазонах геометрии и режима нагружения. Это связано с приближенным характером рассмотрения изменений геометрии внешнего контура, в частности с учетом его волнообразности, обусловленной неустойчивостью движения, а также отличием конечной плотности компакта ρ_k от теоретической. Если ввести зависимость ρ_k от режима компактирования, то формула (2) может описывать поведение величины $N\epsilon$ в зависимости от параметров нагружения. Отметим, что $\alpha \approx 45^\circ$, поэтому можно считать, что $\cos \alpha \approx 0,7$.

Интерес к параметрам локализации связан с тем, что при сравнительно небольшой амплитуде сдвига блоки сохраняют структурную связь друг с другом по линиям сдвига. На рис. 2 показан микрошлиф образца после длительного травления (снимки получены при увеличении $\times 500$). Структурного изменения в линии сдвига при травлении не наблюдается. Более того, слои фольги прочно соединены с соседними слоями по линии локализации. Существенное травление материала фольг вблизи границ (см. рис. 2), возможно, связано с изменением фазового состава поверхности за счет растворения газовой среды, находящейся между слоями в момент компактирования, при высоких давлениях и температурах в материале фольги [4].

При компактировании медной фольги в тех же условиях, что и аморфной, локализации и заметных следов неустойчивости не обнаружено (рис. 3). Полосы, выявленные после травления внутри слоя фольги, вероятно, представляют собой трещины, возникновение которых связано с растягивающими напряжениями при ударном нагружении фольг. Возможно, что растягивающие напряжения могут возникать при толщине

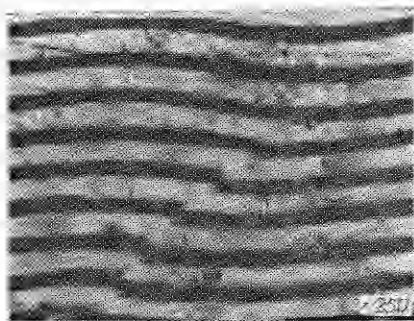


Рис. 4.

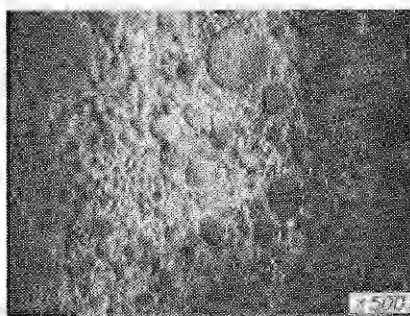


Рис. 5.

фольги, сравнимой с шириной фронта ударной волны в ней при данном давлении. Возможно также, что механизм этого явления аналогичен предложенному в [6] для внутреннего откола. Природа существования таких «узких» по времени пиков давления в компактируемых фольгах, приводящих к откольным разрушениям внутри одиночной фольги, нуждается в дальнейшем выяснении.

При прессовании аморфных фольг в цилиндрической геометрии в некоторых режимах вблизи центрального стержня наблюдалось образование «холодного» пограничного слоя, выявляемого по различному характеру кристаллизации материала. Его появление связано с особенностью нагружения слоистого материала в области вблизи контактной границы с монолитом на размере порядка ширины фронта ударной волны, где сжатие материала отличается от нагружения по однократной ударной адиабате [7].

Большие амплитуды сдвига приводят к катастрофическому разрушению образца по линии локализации. Чтобы избежать этого, намотку фольги сплава 71КНСР осуществляли, чередуя ее с медной. Использование пластичной меди в качестве демпфирующего материала, как и в случае с порошками в [2], позволило значительно ослабить локализацию. В эксперименте наблюдалось разрушение с $\epsilon > 150$ мкм при компактировании фольг сплава 71КНСР ($R = 1,9$ см, $l = 0,1$ см, $r = 1$ см), а в случае с медью ϵ изменилось до 30—40 мкм (рис. 4). Таким способом удалось контролировать локализацию вплоть до появления в массиве компакта слоев расплава, состоящего из меди и мелкодисперсного включения в ней аморфных глобулей (рис. 5). Измеренная микротвердость этих включений (~ 900 Нv) совпадает с микротвердостью аморфной ленты, что может быть подтверждением их аморфности. Уменьшение ϵ при компактировании аморфных фольг с медными может быть обусловлено сменой механизма компактирования из-за пластичности меди.

В заключение отметим, что локализация деформации наблюдалась и при плоском нагружении пакета фольг.

ЛИТЕРАТУРА

1. Нестеренко В. Ф. ФГВ, 1985, 21, 6, 85.
2. Нестеренко В. Ф., Першин С. А. ФГВ, 1987, 23, 5, 159.
3. Zielinski P. G., Ast D. G. Phil. Mag., 1983, 48, 5, 811.
4. Kimura H., Masumoto T. Amorphous metallic alloys.— London: Butterworths, 1983.
5. Исхаков Р. С., Кирко В. И. и др. Тр. IX Международной конференции по высокоэнергетическому воздействию на материалы.— Новосибирск, 1986.
6. Дерибас А. А., Захаренко И. Д. и др. ФГВ, 1983, 19, 5, 166.
7. Нестеренко В. Ф. Тр. X Всесоюзной конференции «Численные методы решения задач теории упругости и пластичности».— Новосибирск, 1988.

Поступила в редакцию 7/VIII 1987,
после доработки — 16/XI 1987