

**ЛОКАЛИЗАЦИЯ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ПРЕССОВАНИИ ВЗРЫВОМ  
БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ**

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

Значительный интерес в последнее время вызывает прессование взрывом порошков высокопрочных быстроокаленных (мелкозернистых и аморфных) металлических сплавов [1]. Для получения компактов с высокой плотностью из этих материалов необходимо использовать повышенные режимы взрывного прессования по сравнению со случаем обычных металлических порошков. Это обстоятельство, как показывают эксперименты [2, 3], в керамических порошках (например, в  $B_4C$ ,  $Al_2O_3$ ) вызывает эффект локализации сдвиговой деформации. Автор [2, 3] считает, что рассматриваемый эффект характерен именно для класса керамических материалов.

Данное явление наблюдалось нами также и при прессовании взрывом гранул металлических быстроокаленных сплавов: «Алнико», ЭП450, аморфных сплавов 71КНСР, 10НСР, 2НСР и др.

Для большинства практических применений локализация деформации нежелательна, так как приводит к образованию застойных зон по отношению к сдвиговой деформации гранул, ограничивает достигаемые значения плотности и получение качественных связей между частицами [4]. Рассматриваемая особенность компактирования взрывом может служить принципиальным ограничением для получения беспористых образцов, например в цилиндрической геометрии прессования. Кроме того, возможно разрушение материала по линиям локализации деформации. Образование спиральных трещин при взрывном прессовании хрупких материалов отмечено впервые в [5]. В работах [2, 3, 5] не выявлена зависимость явления от параметров нагружения и свойств порошка, отсутствует детальный анализ локализации деформации сдвига, условий его возникновения при взрывном прессовании порошков.

Рассмотрим вначале более изученный эффект локализации сдвига при высокоскоростном нагружении монолитных материалов. Это явление в последнее время стало предметом интенсивных исследований, поскольку в ряде случаев оно оказалось определяющим в таких процессах, как высокоскоростное проникание и др. В [6], где описаны эксперименты с высокопрочными сталями (нечувствительными к скорости деформации), при анализе причин локализации исходят из того, что неравномерность течения есть следствие деформационного разупрочнения, и в приближении адиабатичности процесса деформирования его появление описывается следующим критерием

$$\frac{d\tau}{d\gamma} = \frac{\partial\tau}{\partial\gamma} + \frac{f\tau}{\rho c_p} \frac{\partial\tau}{\partial T} = 0,$$

где  $\tau$  — предел текучести;  $\gamma$  — сдвиговая деформация;  $T$  — температура;  $\rho$  — плотность;  $c_p$  — теплоемкость;  $f$  — численный коэффициент.

Прямо пропорциональная зависимость от предела текучести члена, описывающего деформационное разупрочнение из-за нагрева, — главная причина, по которой оно играет важную роль именно в высокопрочных

материалах, к которым относится также и ряд быстрозакаленных сплавов. В [6] с помощью численных расчетов найден интервал скоростей деформации, соответствующий режиму квазистатического однородного течения, возникающего при проникании ударника в преграду. Первый член в приведенном выше уравнении описывает эффект упрочнения материала при деформировании, а второй — его деформационное разупрочнение за счет тепловых процессов. Вообще говоря, механизмы упрочнения и разупрочнения, конкуренция между которыми определяет появление локализованной деформации при сдвиге, могут иметь различную природу, например вызываться увеличением плотности дефектов кристаллической структуры, фазовым переходом [6], а в случае пористых сред — и изменением плотности. Разупрочнение, кроме тепловой природы, может быть связано и с появлением микротрещин в зоне сдвига [6].

Приведенный подход не в состоянии описать место возникновения локализованного течения в образце, а описывает критерий развития неустойчивости из неоднородности деформации, зародившейся в той или иной части образца. Экспериментальные данные по исследованию явления адиабатического сдвига при динамическом нагружении говорят в пользу того, что вероятность его появления увеличивается при возрастании скорости деформации, прочностных характеристик среды и уменьшении коэффициента температуропроводности [6]. Описание ряда основных характеристик локализованной сдвиговой деформации — формы, числа и размера зон сдвига, расстояний между ними, их зависимости от материала и кинематики деформации, в настоящее время отсутствует [7].

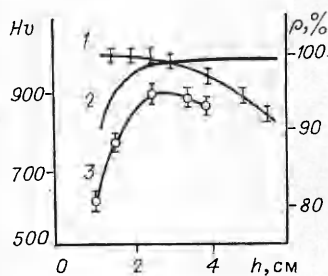
Локализация деформации при статическом нагружении наблюдалась в фольгах аморфных металлических сплавов [8, 9], что естественно, так как аморфный материал находится в состоянии, когда деформационное упрочнение, являющееся основным фактором, стабилизирующим однородную по объему деформацию, отсутствует. Поэтому следует ожидать, что и при динамической нагрузке аморфные материалы будут деформироваться с образованием зон локализованного сдвига. Одна из особенностей взрывного прессования порошков состоит в существенном упрочнении материала частиц, в том числе быстрозакаленных гранул [4], что должно препятствовать локализации пластического течения на стадии компактирования материала.

Явление локализации деформации при прессовании порошков более детально изучалось на примере сплавов «Алнико», 71КНСР, 2НСР, а также механической смеси последнего с медным и никелевым порошком. Прессование проводили по стандартной цилиндрической схеме [10] с центральным стержнем и без него. Давление ударной волны, входящей в порошок, варьировали, изменяя толщины слоя ВВ  $h$  (аммонит 6ЖВ,  $\rho = 1 \text{ г/см}^3$ ) и стенки  $l$  контейнера. Его параметры характеризовались также внутренним радиусом  $R$  и величиной зазора между центральным стержнем и внутренней поверхностью стенки контейнера  $t$ , заполняемого порошком.

В экспериментах показано, что различный материал контейнера (Ст. 3, 12Х18Н10Т, модель М1) не оказывает существенного влияния на характер и параметры локализованной сдвиговой деформации. Это указывает на то, что наблюдаемая локализация деформации не связана в исследуемых режимах компактирования с неустойчивостью деформации стенки контейнера. Данный вывод подтверждается и тем, что локализация деформации не отмечалась при прессовании в тех же контейнерах некоторых других порошков, например ниобия при аналогичных режимах нагружения и геометрии опыта.

Гранулы сплава «Алнико» имели начальную микротвердость 550 НВ. Плотность этого материала при прессовании зарядами ВВ толщиной до 1,5 см ( $R = 0,9 \text{ см}$ ,  $l = 0,1 \text{ см}$ , без центрального стержня) возросла на 35% по отношению к исходной (60% по отношению к монолиту), а микротвердость гранул в зоне, примыкающей к внутренней стенке контейнера, на 40% (рис. 1). При увеличении  $h$  до 2,5 см плотность повыша-

Рис. 1. Зависимость плотности (2) и микротвердости (1, 3) прессуемых образцов от толщины заряда ВВ. 1 — сплав 71КНСР; 2 — сплавы «Аллико» и 71КНСР; 3 — «Аллико».



ется всего на 2% (точность измерения  $\pm 0,5\%$ ), а микротвердость на 30% по отношению к исходной (см. рис. 1, 2 и 3). Значительный рост микротвердости материала на данной стадии прессования является, по нашему мнению, причиной однородной деформации образца.

Дальнейшее увеличение  $h$  существенно не повлияло ни на микротвердость, ни на плотность, но в структуре образца появились новые качественные особенности: наблюдаются характерные линии локализованной сдвиговой деформации и вызванные ей зубья деформации стенки контейнера, примыкающей к порошку (рис. 2, а). Локализованный сдвиг,

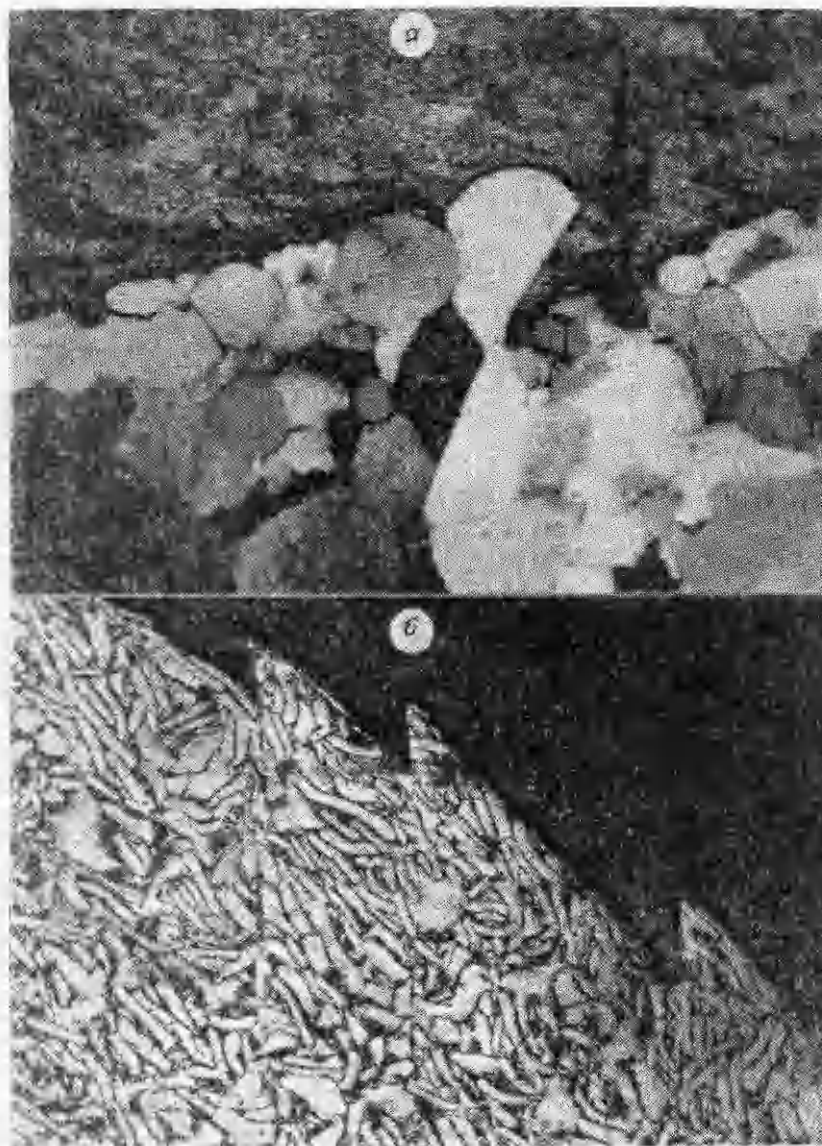


Рис. 2. Трансчастичный адиабатический сдвиг: а) «Аллико»,  $\times 200$ ; б) 71КНСР,  $\times 50$ .

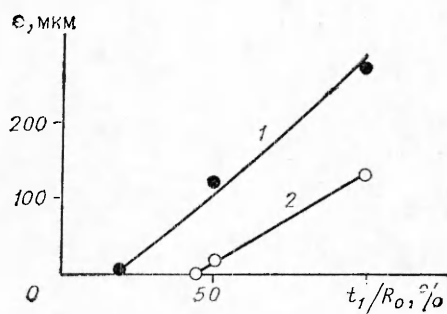


Рис. 3. Зависимость амплитуды сдвига от толщины прессуемого порошка 71КНСР при  $l = 0,1$  (1) и  $0,2$  см (2);  $h = 2,5$  см,  $R = 0,9$  см.

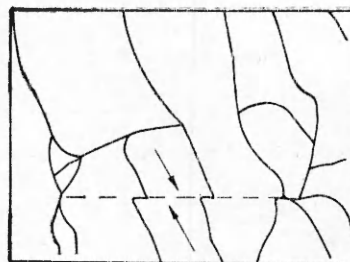


Рис. 4. Схема интерчастичного сдвига в сплаве 71КНСР.

приведенный на рис. 2, а, получен в опыте при следующих параметрах:  $R = 0,9$  см,  $l = 0,1$  см,  $h = 2$  см, центральный стержень отсутствовал. У образцов сплава «Алнико», которые претерпели локализованный сдвиг, в области толщиной  $\sim 1$  мм вблизи стенки контейнера микротвердость имеет значение  $900 H_v$ , а у образцов, спрессованных без локализации деформации, — менее  $800 H_v$ . Можно предположить, что начиная с некоторой величины упрочнения слой спрессованного порошка, примыкающий к стенке контейнера, начинает деформироваться локализованно, определяя характер деформаций как стенки контейнера, так и внутренних менее плотных слоев. Роль микротвердости для появления локализованного сдвига при проникании показана в [6, 11].

Однако развитие локализованного сдвига помимо достижения необходимого значения микротвердости требует и наличия дополнительных условий его реализации. В опытах с прониканием [6] эти условия выполнялись из-за наличия свободной поверхности у преграды. В случае прессования с центральным стержнем условия реализации развитого сдвигового течения, естественно, ограничиваются, и при достаточно тонком слое порошка локализации сдвига вообще не наблюдается.

Зависимость амплитуды сдвига  $\epsilon$  для сплава 71КНСР

$$\epsilon = \sum_{i=1}^n \epsilon_i/n$$

( $\epsilon_i$  — амплитуда  $i$ -го сдвига, измеренная по длине зуба внутренней стенки контейнера (погрешность  $\pm 5$  мкм);  $n$  — число сдвигов) от толщины прессуемого порошка при двух различных скоростях прессования, определяемых различной толщиной стенки, показана на рис. 3.

Необходимо выделить два типа локализованной сдвиговой деформации. Первый (интерчастичный сдвиг) возникает на стадии интенсивного уплотнения в какой-либо одной частице. Он распространяется лишь на ее ближайшее окружение вследствие только ей присущего локального характера нагружения, но не на весь образец. Схема его образования, наблюдавшаяся в экспериментах с 71КНСР, показана на рис. 4, где линия сдвига указана штриховой линией. Этот тип локализованной деформации отмечался при прессовании порошка 71КНСР, полученного фрезерованием аморфной ленты. Такой способ изготовления порошка приводил к развитой рельефной поверхности частиц, неоднородности которой и служили зародышами появления интерчастичного сдвига. Получение порошка из ленты при ее размоле в мельнице обеспечивало более гладкую поверхность частиц, что приводило к уменьшению количества областей, где имелся интерчастичный сдвиг. Последний наблюдался нами и при прессовании сферических частиц (гранул) быстрозакаленных, например титановых, сплавов. При этом область, где может развиваться локализованный сдвиг, необязательно расположена на поверхности частиц. К вероятным местам его зарождения относятся области с наибольшими напряжениями, которые, например, при упругом деформировании

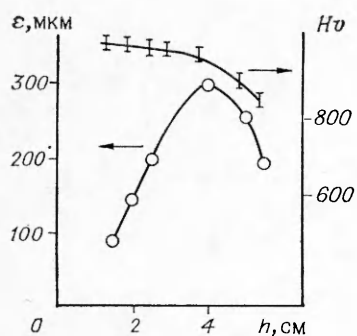


Рис. 5. Зависимость микротвердости и амплитуды сдвига от толщины слоя ВВ для сплава 71КНСР;  $R=0,9$  см,  $l=0,1$  см,  $t=0,5$  см.

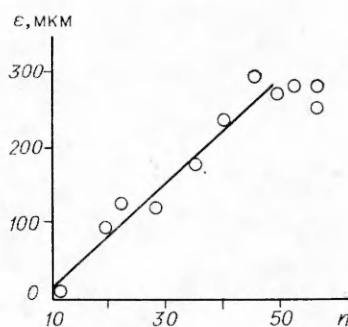


Рис. 6. Зависимость  $\epsilon(n)$ .

сферических гранул, находятся внутри частиц под площадками контактов [12].

Второй тип локализованной сдвиговой деформации (трансчастичный сдвиг) (см.

рис. 2) возникает, видимо, после достижения материалом плотности, близкой к теоретической. В этом случае образец деформируется как целое и область локализованной деформации продолжается через весь образец. Рис. 2, б соответствует опыту со следующими параметрами:  $R=0,9$  см,  $l=0,2$  см,  $t=0,5$  см,  $h=2,5$  см.

Зависимость микротвердости спрессованных образцов сплава 71КНСР (здесь и далее обсуждаются эксперименты с порошком, полученным размолотом в мельнице) от толщины слоя ВВ приведена на рис. 1 ( $R=0,9$  см,  $l=0,1$  см,  $t=0,5$  см). Изменение плотности для этого материала практически совпадает с ее поведением для сплава «Алнико» (см. рис. 1, 2). Аналогичная сплаву 71КНСР зависимость микротвердости аморфного сплава Metglas 2826 от режима компактирования отмечалась в [13]. Начиная с  $h=1,5$  см (при котором в данном случае плотность составляет 95% от теоретической, см. рис. 1) в спрессованном порошке развивается трансчастичный локализованный сдвиг (см. рис. 2, б) — локализованная сдвиговая деформация в керамическом порошке  $Al_2O_3$  появляется при достижении той же плотности по отношению к теоретической [3]. При дальнейшем увеличении  $h$  до 3 см микротвердость практически не изменяется, далее она резко уменьшается. Плотность на этой стадии увеличивается незначительно.

Поведение величины  $\epsilon$  в зависимости от  $h$  показано на рис. 5. Видно, что уменьшение амплитуды сдвиговой деформации с ростом толщины заряда ВВ совпадает с резким уменьшением микротвердости образца, измеренной вблизи внутренней стенки контейнера. Это подтверждает высказанное ранее соображение об определяющем влиянии микротвердости на значение локализованной сдвиговой деформации.

Для изученных режимов нагружения (изменялись  $h$  и  $l$ ) при одних и тех же  $\rho$ ,  $R$  и  $t$  существует прямо пропорциональная зависимость (рис. 6) между  $\epsilon$  и числом сдвигов  $n$ , подсчитанных по количеству зубьев на внутренней поверхности контейнера (см. рис. 2). Это может быть объяснено, например, тем, что с увеличением  $h$ , приводящем к повышению  $\epsilon$  вследствие возрастания давления и скорости деформирования, растет число мест зарождения локализованной сдвиговой деформации. Данная корреляция имеет место в том числе и при  $h > 4$  см, когда вместе с уменьшением амплитуды сдвига (см. рис. 5) снижается их число. Следует отметить, что при  $n=50 \div 60$  не сохраняется линейная зависимость, характерная для меньших  $n$  (см. рис. 6). Возможно, что это отражает переход из квазистатической области прессования в динамическую [4].

Интересная особенность уменьшения амплитуды трансчастичной сдвиговой деформации при  $h > 4$  см (см. рис. 5) может быть объяснена значительным выделением тепла по границам частиц и образованием

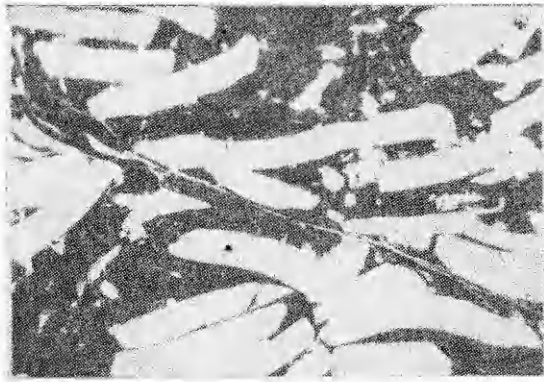


Рис. 7. Локализованная деформация сдвига в смеси 71КНСР + 40% Cu.

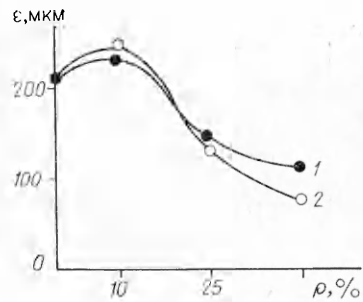


Рис. 8. Зависимость  $\epsilon$  от содержания никеля (1) и меди (2) в смеси с 2НСР при одинаковых условиях нагружения.

пластичного материала по их периферии, в котором плавают холодные твердые сердцевинные частицы. Естественно, что такой материал способен деформироваться пластически без локализации деформации при большей ее величине.

Для подтверждения данной гипотезы проведены эксперименты со смесями порошков аморфного сплава 2НСР с медью и никелем фракции 5 мкм и различным весовым содержанием — 10, 25, 40% при  $R = 0,9$  см,  $l = 0,1$  см,  $h = 1,8$  см в схеме без центрального стержня. Начальная плотность смеси во всех экспериментах была одинаковой и равной  $3,4$  г/см<sup>3</sup>. В данных опытах медь и никель служили пластичной прослойкой по границам аморфных частиц (рис. 7), моделирующей поведение разогретого аморфного материала. На рис. 8 показана зависимость амплитуды сдвига от содержания никеля и меди. Незначительное отличие  $\epsilon$  для смесей с медью и никелем, несмотря на существенную разницу в их теплопроводности и прочности, говорит в пользу данного моделирования. Число сдвигов во всех случаях было практически одинаковым (45—47). Незначительное повышение амплитуды сдвига при содержании Cu, Ni 10% по сравнению с однокомпонентным порошком 2НСР может отражать уменьшение прочности смесей, превалирующее над эффектом увеличения пластичности.

Поскольку степень нагрева поверхностных слоев частиц порошка при прочих равных условиях зависит от их фракции [1], а последняя определяет характер деформирования порошка [4], то этот параметр должен влиять и на значение локализованной сдвиговой деформации. В частности, увеличение фракции должно приводить к интенсивному нагреву поверхностей частиц, что будет способствовать переходу материала в более пластичное состояние. С другой стороны, мелкая фракция той же плотности приводит к более однородному распределению напряжений и деформаций в порошке по сравнению с крупной. Фракция определяет переход порошка от «квазистатического» режима деформирования к динамическому [4].

В экспериментах с порошком сплава 2НСР с одинаковой начальной плотностью  $3,4$  г/см<sup>3</sup> и тремя разными фракциями  $a$  ( $a < 40$  мкм,  $40 < a < 90$  мкм,  $90 < a < 110$  мкм) в цилиндрической схеме без центрального стержня в одинаковых условиях нагружения ( $R = 0,9$  см,  $l = 0,1$  см,  $h = 1,8$  см) получены следующие величины:  $\epsilon_1 = 150$  мкм,  $\epsilon_2 = 225$  и  $\epsilon_3 = 220$  мкм соответственно. Для порошка, представляющего собой смесь указанных фракций с весовыми долями 0,18; 0,50 и 0,32 соответственно, при тех же условиях нагружения и исходной плотности  $\epsilon_{см} = 210$  мкм. Отметим, что  $\epsilon_{см}$  описывается путем аддитивного сложения величины сдвига для каждой фракции:  $\epsilon_{см} = n_1\epsilon_1 + n_2\epsilon_2 + n_3\epsilon_3$ , где  $n_1, n_2, n_3$  — весовые доли каждой фракции в смеси. Для порошка «Алнико» имеется

качественно аналогичная зависимость величины сдвига от фракции при близких условиях нагружения.

Отметим также, что если есть смесь частиц одинакового материала с резко отличающимися размерами с большим по объему содержанием мелкой фракции, то основная часть внутренней энергии будет запасаться последней, приводя к ее предпочтительному разогреву [1]. Это может способствовать сопротивлению пористого материала локализации сдвиговой деформации при его компактировании. Ясно также, что предварительный нагрев порошка может способствовать устранению явления локализации деформации.

Для выяснения влияния ориентации частиц порошка на локализованную сдвиговую деформацию проведены эксперименты с одинаковыми условиями нагружения, но с различным расположением частиц сплава 71КНСР (средний размер  $50 \times 200 \times 200$  мкм) относительно направления прессования. Частицы ориентировались перпендикулярно, вдоль направления детонационной волны и хаотично. Результаты показали, что большая величина локализованной деформации сдвига ( $\epsilon = 180$  мкм) отмечалась для перпендикулярного расположения и меньшая ( $\epsilon = 140$  мкм) в порошке, частицы которого располагались вдоль направления детонации. Величина  $\epsilon = 170$  мкм в случае с хаотичным расположением несколько меньше, чем для частиц с перпендикулярным размещением. Однако начальная плотность при хаотичной ориентации ( $\rho_0 = 4$  г/см<sup>3</sup>) меньше, чем при перпендикулярной ( $\rho_0^{\perp} = 4,2$  г/см<sup>3</sup>). Очевидно, что значение  $\rho_0$  также влияет на  $\epsilon$ .

Следует отметить, что локализованная сдвиговая деформация наблюдалась и при прессовании плоских образцов металлических быстрозакаленных сплавов. Интересной особенностью здесь был переход зоны локализованной деформации в трещину вблизи боковых поверхностей образца. Вероятно, это связано с приходом в данную область растягивающих напряжений до момента застывания материала, разогретого в области сдвига и приобретения им достаточной прочности.

На основании изложенного можно сделать следующие выводы.

1. Процесс локализации сдвиговой деформации характерен для прессования прочных металлических быстрозакаленных порошков в цилиндрической и плоской геометрии и развивается на различных масштабах (интерчастичный и трансчастичный сдвиг).

2. Локализованный характер деформации в виде трансчастичного сдвига наступает (при прочих одинаковых параметрах) лишь при определенном критическом значении микротвердости спрессованного материала, достигаемом в процессе компактирования. Данный характер деформации ограничивает достижение пористым материалом плотности монолита.

3. Появление в прессуемом порошке локализованного сдвига и его величина зависят от исходных параметров порошка. Регулируя их (плотность, размер фракции и состав, температуру), а также длительность нагружения и его амплитуду, можно управлять процессом локализации сдвиговой деформации.

4. Появление локализованной сдвиговой деформации в цилиндрическом случае более вероятно при увеличении отношения толщины прессуемого слоя порошка к радиусу контейнера.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. В. Ф. Пестренко. ФГВ, 1985, 21, 6, 85.
2. R. Prummer.— In Emergent Process Methods for High Technology Ceramics. N. Y.— L.: Plenum Press, 1982.
3. R. Prummer.— In Proc. of the Ninth Int. Conf., High Energy Rate Fabrication. Novosibirsk, 1986.

4. **В. Ф. Нестеренко.**— В кн.: Высокоэнергетическое воздействие на материалы. Новосибирск, 1986.
5. **R. W. Leonard, D. Laber, V. Linse.**— In Proc. 2-nd Int. Conf. HERF, Estes Park, Co. USA, 1969.
6. **G. B. Olson, J. F. Mescall, M. Azrin.**— In Shock Waves and High — Strain — Rate Phenomena in Metals Concepts and Application. N. Y.— L.: Plenum Press, 1981.
7. **D. E. Grady, M. E. Kipp.** J. de Physique, 1985, 46, Suppl. au n°, 291.
8. **P. G. Zielinski, D. G. Ast.** Phil. Mag., 1983, 48, 5, 811.
9. **Н. Kimura, Т. Masumoto.**— In Amorphous Metallic Alloys. L.: Butterworths, 1983.
10. **А. В. Крупин, В. Я. Соловьев, Н. И. Шефтель и др.** Деформация металлов взрывом. М.: Машиностроение, 1975.
11. **J. F. Mescall.**— In Metallurgical Appl. of Shock-Wave and High-Strain — Rate Phenomena. N. Y.: Marcel Dekker, Inc., 1986.
12. **С. П. Тимошенко, Дж. Гудьер.** Теория упругости. М.: Наука, 1979.
13. **D. G. Morris.** J. Mater. Sci., 1982, 17, 1789.

*Поступила в редакцию  
9/X 1986*

---