

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИИ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ КОНТЕЙНЕРОВ И КЕРАМИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ ПРИ ИХ ВЗРЫВНОМ ПРЕССОВАНИИ

А. И. Матыцин

Конструкторско-технологический институт гидроимпульсной техники СО РАН,
630090 Новосибирск

Проведены эксперименты по взрывному прессованию слоя порошка оксида в цилиндрическом контейнере скользящей детонацией аммонита при различных толщинах ВВ и контейнера, а также материалах контейнера и порошка. С ростом интенсивности нагружения в сохраненных образцах появлялись и увеличивались по амплитуде ступенчатые шероховатости на границах раздела металла и слоя спрессованной керамики. Слой керамики при этом растрескивался на куски, которые были сдвинуты относительно друг друга и вдавлены в поверхность металла. Полученные результаты объясняются особенностями компактирования порошка в контейнере скользящей нагрузкой, когда у керамики прочность оказывалась больше, чем у металла контейнера, и керамика, образовавшаяся непосредственно за падающей ударной волной в порошке, испытывала дополнительную деформацию.

1. Один из наиболее распространенных способов компактирования порошков взрывом — осесимметричное нагружение их в цилиндрических контейнерах скользящей детонацией. Результаты нагружения при этом зависят от многих факторов, как геометрических, так и физических. В [1] показано, что в рамках жесткопластической модели для описания поведения контейнера с порошком (определения напряжений и скоростей) в одномерном нестационарном осесимметричном случае требуется шесть независимых переменных. Для успешного сохранения содержимого контейнера необходимо принять специальные меры, поскольку возникающие в волне разгрузки растягивающие напряжения приводят к появлению трещин в хрупких материалах, таких как, например, оксиды. Это обстоятельство затрудняет получение с помощью взрывного прессования достаточно больших образцов керамики без трещин.

В [2], по-видимому, впервые доказано, что имеется возможность появления трещин не только в волне разгрузки, но и в цилиндрическом контейнере с порошком во время действия сжимающих напряжений. Спрессованный ударной волной (УВ) порошок, продолжая двигаться в направлении к оси, может испытать локализованный сдвиг по поверхности максимальных касательных напряжений под углом 45° к направлению радиуса. Адиабатический сдвиг такого рода, возникающий при взрывном компактировании быстрозакаленных и аморфных сплавов, изучался в работах [3–6], где описаны разновидности трещин, возникающих в волне разгрузки (радиальные, поперечные, цилиндрические) и в процессе нагружения (винтовые).

В настоящей работе изложены результаты экспериментов по компактированию взрывом цилиндрического слоя порошка, свидетельствующие о существовании еще одной причины появления сдвиговых деформаций и трещин в керамике.

2. Нагружение порошков проводилось в цилиндрических контейнерах наружным зарядом аммонита 6ЖВ плотностью $1,1 \text{ г/см}^3$ по осесимметричной схеме. Скользящая детона-

Условия нагружения и результаты экспериментов

Опыт	Материал трубы	Толщина, мм		Оксид	Максимальная высота ступенек, мм		Примечание
		трубы	ВВ		на стержне	на трубе	
1*	Сталь 3	3,0	10	Al ₂ O ₃	0,02**	0,02**	—
2	»	4,0	10	Al ₂ O ₃	0,02**	0,02**	—
4	»	4,0	20	Al ₂ O ₃	0,05	0,1	Труба треснула
5	»	5,5	20	MgO	0,02**	0,02**	—
6	»	6,0	23	Al ₂ O ₃	0,1	0,1	1–2 ступеньки на образец
7	Медь	6,0	23	Al ₂ O ₃	0,1	0,1	Вынос керамики
8	Дюралюминий Д16	6,0	23	Al ₂ O ₃	0,4	0,8	Труба разрушена
9	»	6,0	23	MgO	0,02**	0,3	»
10	Сталь 3	6,0	30	Al ₂ O ₃	0,3	0,3	Вынос керамики
11	»	7,0	25	MgO	0,02**	0,02**	»
13	»	5,0	30	SiO ₂	0,1	0,1	—
14	»	5,0	30	SiO ₂ (п)	0,02**	0,02**	—
15*	»	4,5	25	Al ₂ O ₃	0,5	0,6	—
16*	»	4,5	25 + 1	Al ₂ O ₃	0,25	0,1	—
17*	»	4,5	25	Al ₂ O ₃ + Al	0,02**	0,02**	—
18*	»	4,5	25	Al ₂ O ₃	Стержень отсутствует	0,1	Вынос керамики
19*	»	4,7	20	MgO	Менее 0,3 (Д16)	0,1	—
20*	»	4,7	20	MgO (п)	0,2 (Д16)	0,1	—
21	Нержавеющая сталь	3,6	10	MgO	Стержень отсутствует	0,02**	—
22	»	3,6	10	Al ₂ O ₃	»	0,02**	—
23	»	3,6	15	MgO	»	0,02**	—
24	»	3,6	15	Al ₂ O ₃	»	0,02**	Вынос керамики
25	Медь	6,0	20	Al ₂ O ₃	»	0,02**	—

Примечание. *В опытах использовались трубы с внутренним диаметром 35,5 мм и длиной 130 мм; ** высота ступенек не более высоты следов инструмента, применявшегося при изготовлении контейнера; (п) — осуществлялась предварительная подпрессовка порошка.

ция слоя взрывчатого вещества (ВВ), находившегося в контакте с контейнером, инициировалась детонатором, размещенным по оси, на расстоянии от контейнера, равном двум-трем толщинам слоя. В опыте 16 (см. таблицу) инициирование аммонита проводилось внешним слоем высокоскоростного пластического ВВ толщиной 1 мм.

В первой серии экспериментов стержень диаметром 15 мм из стали 3 (опыты 1–17) или дюралюминия Д16 (опыты 19, 20) размещался по оси трубы с внутренним диаметром 35,5 или 30 мм и длиной 130 или 280 мм соответственно. Использовались трубы из металлов

с различными плотностью и прочностью. Материал контейнеров и толщины их стенок приведены в таблице.

Зазор между трубой и стержнем заполнялся порошком оксидов алюминия или кремния с размерами частиц 10–100 и 2–10 мкм соответственно или магнезия с размерами конгломератов частиц 50–500 мкм. (Порошок оксида магнезия в состоянии поставки имел размеры частиц не более 1 мкм и малую насыпную плотность, поэтому ее увеличение осуществлялось предварительной подпрессовкой порошка в цилиндрическом контейнере слабым зарядом ВВ с последующим размолотом в шаровой мельнице.) Основные эксперименты проведены с оксидами Al и Mg. В опыте 17 компактировалась смесь порошков оксида алюминия и алюминия насыпной плотности, взятых в массовом отношении 1 : 1.

Плотности заполнения (в % от плотности монолита) были в основном насыпные: для оксидов алюминия — 1,44 г/см³ (37 %), магнезия — 1,54 г/см³ (42 %) и кремния — 0,57 г/см³ (26 %). В опытах 14 и 20 также применялась подпрессовка оксидов кремния до плотности 0,94 г/см³ (42 %) и магнезия до плотности 2,36 г/см³ (66 %).

Во второй серии экспериментов нагружение производилось без стержня в трубе из стали 3 с внутренним диаметром 35,5 мм (опыт 18) или нержавеющей стали 12Х18Н9Т с внутренним диаметром 43 мм и длиной 280 мм (опыты 21–25). Использовались Al₂O₃ с теми же плотностью и размерами частиц, что и в первой серии экспериментов, и MgO с размерами частиц около 1 мкм и плотностью 1,23 г/см³ (34 %).

Трубы длиной 280 мм из нержавеющей стали применялись в состоянии поставки, их внутренняя поверхность специально не обрабатывалась. Точность изготовления всех деталей не ниже 5 класса, при этом средняя высота неровностей профиля шероховатости поверхности составляла не более 10–20 мкм.

После нагружения изучалась структура образцов в продольном и поперечном сечениях контейнера невооруженным глазом и под микроскопом и, кроме того, путем непосредственного измерения или сравнения с объектом известного размера определялась с относительной погрешностью 20–30 % максимальная величина ступенек, возникавших в результате деформаций на поверхности трубы и стержня.

3. После нагружения слоем аммонита толщиной 23 мм контейнера с дюралюминиевой трубой толщиной 6 мм (опыты 8 и 9) она раскололась на части вдоль образующей, керамика практически не сохранилась. Были изучены следы, оставленные керамикой на поверхности трубы и стержня. В опыте 4 в трубе после нагружения появились трещины. В экспериментах 7, 10, 11, 18 и 24 с медной и стальной трубами при больших толщинах

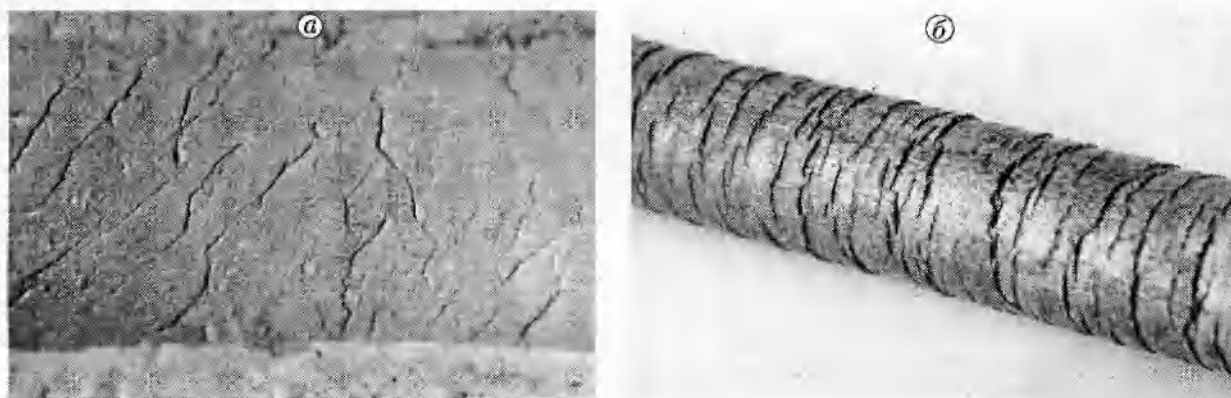


Рис. 1. Следы деформации, оставленные на поверхности трубы (опыт 9) (а) и стержня \varnothing 15 мм (опыт 8) (б):

направление детонации слева направо

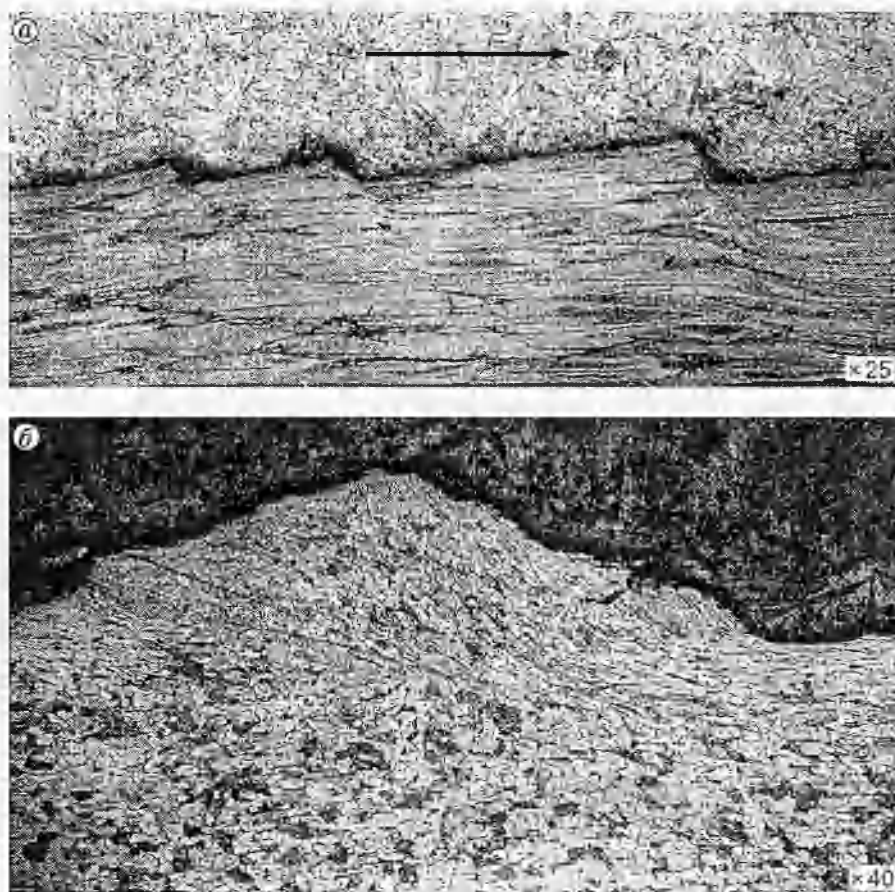


Рис. 2. Картина деформаций:

a — в трубе из алюминия (сверху сплав Вуда) (опыт 9), стрелкой показано направление детонации;
б — на стержне (опыт 8)

заряда сохранилась только часть керамики — от 10 до 75%. В остальных экспериментах образцы сохранились полностью. Выявление ступенек в опыте 19 было затруднено из-за сильной адгезии к дюралюминиевому стержню спрессованного слоя оксида магния. Условия нагружения и полученные результаты сведены в таблицу.

После нагружения адгезия у керамики к металлу, как правило, отсутствовала и у контейнеров со стержнем в некоторых опытах на внутренней поверхности контейнера и боковой поверхности стержня обнаруживался характерный рельеф, обычно в виде неровных прерывающихся, а иногда пересекающихся ступенек (рис. 1). На шлифе, сделанном в продольном сечении вдоль оси, профиль поверхности ступенек часто имел несимметричный пилообразный характер (рис. 1, *б* и 2, *а*). Ориентация профиля ступенек для поверхности стержня была противоположной по отношению к ориентации для поверхности трубы (рис. 1). Травлением шлифов выявлена сдвиговая деформация у поверхностных слоев металла на глубину порядка высоты ступеньки (рис. 2, *а*), которая, по всей видимости, произошла при вдавливании в металл более твердого куса керамики. При достаточно большой интенсивности нагружения на стержне могло оказаться также и другое направление поверхностной деформации, соответствующее сдвигу гребня ступеньки вдоль направления оси контейнера (рис. 2, *б*).

В экспериментах, где на металле появлялся описанный выше профиль поверхности и керамика полностью сохранилась, обнаружено, что она растрескалась на блоки. После снятия части трубы было видно, что рельеф ее внутренней поверхности в деталях повто-

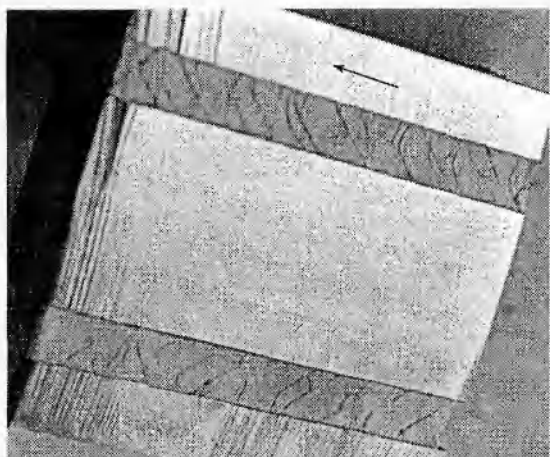


Рис. 3

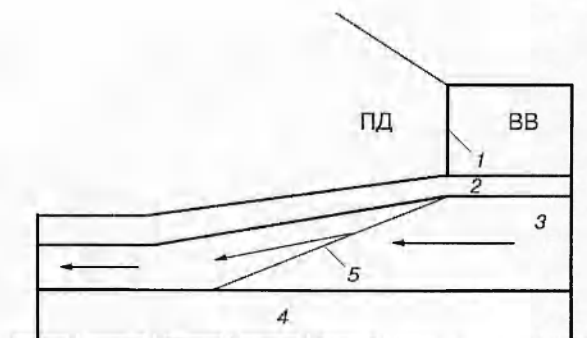


Рис. 4

Рис. 3. Характер трещин в Al_2O_3 (опыт 4). Стрелкой показано направление детонации

Рис. 4. Схема движения частиц керамики при нагружении контейнера:

1 — фронт детонации, 2 — труба, 3 — порошок, 4 — стержень, 5 — падающая ударная волна, ВВ — взрывчатые вещества, ПД — продукты детонации; стрелками показано направление движения потока

рял рельеф поверхности соответствующего участка керамики. Ступенькам и пластической деформации в металле соответствовали сквозные трещины и сдвиги контактирующих поверхностей соседних блоков в керамике. В Al_2O_3 сквозные трещины со сдвигом проходили обычно под углом около 45° к направлению радиуса (рис. 3), в MgO было видно много сквозных трещин, в основном перпендикулярных оси контейнера, без признаков сдвига соседних блоков.

Рельеф на металле в опытах, где он отчетливо виден, имел место как у трубы, так и у стержня по всей поверхности, контактировавшей с порошком, за исключением концевых участков размером 3–8 мм. У труб длиной 280 мм на начальном участке максимальная высота шероховатостей в среднем могла быть примерно в 1,5 раза меньше, чем в конце. В таблице приведены зарегистрированные в опытах максимальные значения высоты неровностей.

На шлифах, выполненных в плоскости перпендикулярно оси контейнера, спиральные трещины под углом 45° к радиусу обнаружены только в опыте 21. В остальных опытах какой-либо правильной системы трещин, проходивших под углом 45° к радиусу, как в [2, 3, 6], не обнаружено.

Другие результаты экспериментов можно суммировать следующим образом:

1. Трещины, проходившие слой керамики насквозь и сопровождавшиеся сдвиговыми деформациями в ней и в металле, часто были ориентированы определенным образом по отношению к направлению распространения детонации (рис. 3).

2. В керамике из оксида алюминия сдвиговые деформации и трещины появлялись при меньшей интенсивности нагружения, а ступеньки в металле получались в среднем выше, чем в керамике из оксидов магния и кремния.

3. В разных опытах размеры шероховатостей (ступенек) возрастали с увеличением толщины слоя ВВ и уменьшением толщины или массы трубы; при прочих равных условиях они получались больше там, где выше твердость (предел текучести) у керамики и ниже у металла.

4. Увеличение скорости перемещения скользящей нагрузки путем размещения по по-

верхности тонкого слоя ВВ с примерно в 2 раза большей скоростью детонации привело к уменьшению высоты ступенек. Для трубы это уменьшение выражено сильнее, чем для стержня.

5. При увеличении пластичности компактируемого материала (добавлении металла в керамику) ступеньки на трубе и стержне, а также трещины в скомпактированном слое после нагружения не обнаружены.

4. Вдавливание керамики в металл с образованием описанной системы отпечатков и деформаций, по-видимому, могло произойти еще до появления растягивающих напряжений, когда имели место сжимающие нагрузки за фронтом УВ. При этом для возникновения отпечатков с достаточно четкими деталями необходимо, чтобы твердость керамики оказалась выше твердости металла. Таким образом, из проведенных экспериментов можно сделать вывод, что в условиях взрывного компактирования непосредственно за фронтом УВ прочность на сдвиг у керамики из оксида алюминия может быть выше, чем у стали 3, а прочность оксидов магния и кремния примерно соответствовать прочности стали 3 и быть выше, чем у дюралюминия Д16. Предел прочности на сдвиг при статических испытаниях спрессованных взрывом керамик [7] в аналогичных данной работе условиях достигает значений: для оксида алюминия — 190, магния — 46, кремния — 220 МПа (для спеченных керамик эти значения составляют соответственно 190, 4, 22 МПа [8]). Однако следует иметь в виду, что для металлов и керамик, когда скорость деформации достигает 10^4 – 10^5 с⁻¹, а нагрузка — нескольких ГПа, прочность может возрасти на порядок. В большей степени это касается стали и MgO и в меньшей — алюминиевого сплава и Al₂O₃ [9–14].

Если считать, что в процессе нагружения контейнеров с порошком достаточная прочность у компакта приобретает еще за падающей УВ, то это должно привести к появлению трещин в спрессованном керамическом слое. Действительно, в системе координат, связанной с фронтом детонации, при переходе через фронт падающей (косой) УВ векторы скоростей частиц порошка отклоняются от первоначального направления и получают составляющую, направленную к оси (рис. 4). Ясно, что вектор скорости должен вновь каким-либо образом изменить направление, чтобы стать параллельным оси. Этот поворот потока, возникшего за падающей УВ, произойдет в отраженной ударной волне или волне сжатия, если течение за падающей волной дозвуковое. Когда компакт порошка достаточно прочен, но малопластичен, разворот течения до исходного направления приведет к периодическому появлению сквозных трещин, разделяющих керамику на блоки, их смещению и повороту блоков в слое спрессованной керамики, что будет сопровождаться деформациями в металле.

Эта упрощенная схема объяснения процесса может быть дополнена разностью осевых составляющих скорости в стержне и потоке керамики за фронтом падающей УВ. Эта разность скоростей увеличивается, в частности, с ростом интенсивности УВ или с уменьшением скорости распространения скользящей нагрузки. Несложно показать, что с учетом разрыва только нормальных к поверхности фронта компонент скоростей она равняется отношению скачка давления (нормальных напряжений) за фронтом косой УВ к произведению исходной плотности порошка на скорость детонации ($\Delta V = \Delta p / \rho_0 D$).

Наличие разности скоростей и ее последующее выравнивание должно вносить дополнительные напряжения в материалы и вместе с другими факторами определять ориентацию поверхности максимальных касательных напряжений в керамике и углы наклона сквозных трещин.

Поскольку прочность компактов в конечном итоге определяют давления (напряжения) за фронтом УВ в порошке, зависящие от исходных параметров контейнера и толщины слоя ВВ [1, 7], то при их изменении должны измениться и размеры ступенек на трубе и стержне.

С увеличением толщины слоя ВВ возрастают давление и скорость детонации. При этом основную роль играет рост удельного импульса, действующего на трубу, который увеличивает давления (напряжения) за фронтом УВ, что должно привести к увеличению прочности керамики. Увеличение скорости перемещения скользящей нагрузки может изменить угол наклона падающей ударной волны и уменьшить угол отклонения потока, но это должно, по крайней мере частично, компенсироваться увеличением угла отклонения из-за роста давления и, следовательно, увеличения плотности керамики. В этом случае кинематические соображения играют менее существенную роль и учитывать необходимо в первую очередь возрастание напряжений и прочности у керамики как следствие роста амплитуды УВ. В результате этого можно ожидать и увеличения деформации в металле.

При уменьшении массы трубы также важную роль играет увеличение давления за фронтом УВ в порошке из-за ускоренного разгона трубы. В этом случае возрастает прочность керамического компакта, а также угол отклонения потока за фронтом падающей УВ и угол обратного разворота. В конечном итоге обе причины должны приводить к росту ступенек как на стержне, так и на трубе, поскольку они способствуют повышению прочности керамики и вызывают увеличение смещений блоков.

Такие соображения соответствуют результатам экспериментов, где при использовании одного и того же металла высота ступенек получалась тем больше, чем тоньше труба и толще слой ВВ (опыты 2, 4, 6, 10, 15), а также при использовании труб из металлов с различными плотностями и пределами прочности (опыты 6–8) или трубы и стержня из различных металлов в одном эксперименте (опыт 8), где глубина отпечатков на дюралюминии в 2–3 раза больше, чем на стали. В частности, замена стальной трубы на менее прочную медную при небольшом различии в их плотностях (опыты 6 и 7) не способна существенно изменить параметры компактирования керамики (ее прочность и угол отклонения потока) и заметно увеличить высоту ступенек как на стержне, так и на трубе.

Поскольку за фронтом падающей УВ, как уже было сказано, имелась разница в осевых составляющих скорости, которая, по нашим оценкам, могла составить величину порядка нескольких сот метров в секунду, то в случае достаточно большой интенсивности нагружения это, видимо, и послужило причиной появления сдвиговой деформации в стержне вдоль оси (см. рис. 2,б). Для трубы такое различие в осевых составляющих скорости отсутствует, и подобное направление сдвиговой деформации не наблюдается.

Увеличение скорости перемещения нагрузки путем размещения тонкого слоя высокоскоростного ВВ несущественно меняет удельный импульс, действующий на трубу, и, следовательно, не влияет на прочность и плотность керамики, но уменьшает как угол наклона фронта падающей УВ, так и угол отклонения потока за ее фронтом, а также угол, необходимый для поворота потока керамики параллельно оси. В результате этого должна уменьшаться высота ступенек на трубе и стержне, что и было получено в эксперименте.

Эксперимент 17 с увеличенной пластичностью порошка указывает на то, что появляющиеся в металле ступеньки не могут быть следствием процесса типа волнообразования при сварке взрывом, а связаны с хрупкостью компактируемого материала.

5. Таким образом, наряду с указанными в п. 1 причинами имеется дополнительная причина, приводящая к появлению трещин в керамических образцах при прессовании взрывом. Она связана с особенностями течения при нагружении контейнера с цилиндрическим слоем порошка скользящей нагрузкой.

Проведенные эксперименты свидетельствуют о том, что прочность скомпактированного порошка непосредственно за фронтом УВ до прихода волны разгрузки может оказаться выше прочности стали. Это обстоятельство необходимо учитывать, в частности, в моделях, описывающих взрывное прессование порошков.

ЛИТЕРАТУРА

1. **Матыцин А. И.** Анализ процесса компактирования порошка в цилиндрическом контейнере на основе простой модели // ПМТФ. 1988. № 1. С. 61–70.
2. **Prummer R.** Dynamic compaction of powders // Emergent Process Methods for High Technology Ceramics / R. F. Davis, H. Palmor III, R. L. Porter (Eds). N. Y.; L.: Plenum Press, 1984. P. 621–637.
3. **Meyers M. A., Wang S. L.** An improved method for shock consolidation of powders // Acta Metallurg. 1988. V. 36, N 4. P. 925–930.
4. **Першин С. А., Нестеренко В. Ф.** Локализация сдвиговой деформации при импульсном компактировании фольг быстрозакаленных сплавов // Физика горения и взрыва. 1988. Т. 24, № 6. С. 120–123.
5. **Нестеренко В. Ф., Першин С. А.** Локализация деформации при прессовании взрывом быстрозакаленных металлических порошков // Физика горения и взрыва. 1987. Т. 23, № 5. С. 159–166.
6. **Meyers M. A.** Shock-wave consolidation of rapidly solidified metal powders // Proc. Fourth Conf. on Rapid Solidification Technology / R. Mehrabian, M. Cohen (Eds). Sta. Barbara, dec. 1986. N. Y.: Plenum Press, 1987. P. 451–459.
7. **Лямкин А. И., Матыцин А. И.** Механические свойства металлокерамики, полученной методом взрывного прессования // Динамика сплошной среды: Сб. науч. тр. / АН СССР. Сиб. отд-ние. Ин-т гидродинамики. 1983. Вып. 62. С. 93–101.
8. **Андриевский А. Р., Спивак И. И.** Прочность тугоплавких соединений и материалов на их основе: Справочник. Челябинск: Металлургия, 1989.
9. **Новиков С. А.** Прочность при квазистатическом и ударноволновом нагружении // Физика горения и взрыва. 1985. Т. 21, № 6. С. 77–85.
10. **Новиков С. А.** Напряжения сдвига и откольная прочность металлов при ударных нагрузках // ПМТФ. 1981. № 3. С. 109–120.
11. **Rosenberg Z., Yeshurun Y.** Determination of the dynamic response of AD-85 alumina within material // J. Appl. Phys. 1985. V. 58, N 8. P. 3077–3080.
12. **Брандес М.** Механические свойства материалов под гидростатическим давлением // Механические свойства материалов под высоким давлением: В 2 вып. М.: Мир, 1973. Вып. 1. Гл. 1.
13. **Yaziv D., Yeshurun Y., Partom Y., Rosenberg Z.** Shock structure and precursor decay in commercial alumina // Shock Waves in Condensed Matter 1987 / S. C. Schmidt, N. C. Holmes (Eds). Amsterdam: Phys. Sc. Publ., 1988. P. 297–300.
14. **Duffy T. S., Ahrens T. J.** Shock and release of polycrystalline magnesium oxide // High-Pressure Sci. and Technology / S. C. Schmidt, J. W. Shaner, G. A. Samara, M. Ross (Eds). N. Y.: AIP Press, 1994. P. 1107–1110.

*Поступила в редакцию 23/VIII 1996 г.,
в окончательном варианте — 3/III 1997 г.*
