

**МОДЕЛИРОВАНИЕ УДАРНО-ВОЛНОВОГО  
ПРЕССОВАНИЯ ПОРОШКОВОЙ КЕРАМИКИ  
НА БАЛЛИСТИЧЕСКОМ СТЕНДЕ**

УДК 539.3+621.7.044.2

**Н. Н. Белов, А. А. Коняев, П. В. Королев,  
С. Н. Кульков, А. Г. Мельников, Т. М. Платова,  
В. Г. Симоненко, В. Ф. Толкачев, М. В. Хабибуллин**

**НИИ прикладной математики и механики, 634050 Томск**

Рассматриваемая задача связана с проблемой создания высокоплотных прессовок из исходного сырья в виде ультрадисперсного керамического порошка. Предварительная обработка порошков тугоплавких соединений импульсным давлением во многих случаях существенно облегчает дальнейшее формирование компактных изделий методами порошковой металлургии [1, 2]. С одной стороны, ударно-волновое обжатие нанокристаллитной субмикронной керамики приводит к качественному изменению морфологии и дроблению частиц порошка: повышается насыпная плотность, наблюдается дополнительное насыщение частиц дефектами кристаллической структуры. В порошке увеличивается запасенная деформационная энергия, происходят полиморфные превращения. С другой стороны, появляется возможность непосредственно в ударной волне получать крупные агломераты либо цельные компакты частиц с плотностью, близкой к плотности монолита. В том и другом случае необходимо знание оптимальных режимов ударно-волновой обработки, так как известно, что, например, степень дефектности и площадь поверхности частиц зависят от давления. Связываемость кристаллического порошка по мере увеличения интенсивности ударной волны проходит через максимум, и при очень сильных нагрузках из-за дислокационного разрушения решетки получить монолитные компакты сложно.

Физико-механические и химические свойства новых модификаций нанокристаллитной керамики зависят не только от амплитуды ударного сжатия, но и от многих других факторов, в том числе от скорости приложения и времени действия нагрузок, от градиентов давления в волнах разгрузки. Можно ожидать, что, разработав оптимальный вид эпюры напряженное состояние — время, удастся получать требуемые модификации субмикронных ультрадисперсных порошков на разных структурных уровнях и формировать из порошка достаточно плотные однородные компакты с приемлемой концентрацией дефектов. Подбор оптимальных режимов ударно-волнового прессования, однако, далеко не прост, так как совокупность кинематических и динамических параметров импульсного уплотнения порошков, часто неоднородного и нестационарного, трудно поддается экспериментальной регистрации в широком временном интервале. Доступной определению и достаточно надежной оценкой оказывается, как правило, амплитуда давления в стенке ампулы сохранения.

Один из путей нахождения оптимальных параметров ударно-волнового сжатия состоит в получении количественной информации об эволюции напряженно-деформированного состояния на основе компьютерного моделирования динамики уплотнения порошка при соответствующей экспериментальной проверке адекватности модели в реперных точках начальной и конечной стадии прессования.

В настоящей работе приведены результаты экспериментально-теоретического исследования ударно-волнового прессования порошка ультрадисперсного тетрагонального диоксида циркония на баллистическом стенде. Импульсное нагружение порошка, реализуемое на баллистической установке, представляет интерес в связи с возможностью ва-

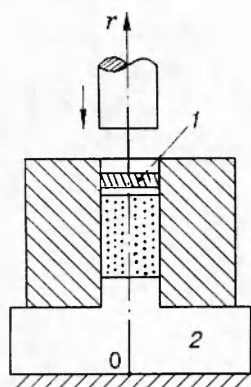


Рис. 1

| Состав порошка   | a, мм | $\langle\sigma\rangle$ | b, мм | $\langle\sigma\rangle$ | h, мм | $\langle\sigma\rangle$ |
|--|-------|------------------------|-------|------------------------|-------|------------------------|
| В двойной системе<br>$ZrO_2-Y_2O_3$<br>после прессования   | 2,7   | 0,9                    | 4,1   | 1,4                    | —     | —                      |
| В двойной системе<br>$ZrO_2-Y_2O_3$<br>после отжига при 1200 °С<br>в течение 1 ч в вакууме         | 3,9   | 0,9                    | 5,4   | 1,5                    | 1,0   | 0,4                    |
| В тройной системе<br>$ZrO_2-Y_2O_3-Al_2O_3$<br>после отжига при 1200 °С<br>в течение 1 ч в вакууме | 7,8   | 2,3                    | 12,1  | 2,8                    | 0,7   | 0,3                    |

рывать в широких пределах эпюру напряженного состояния во времени при изменении скорости соударения, массы, удлинения и материала ускоряемого бойка. Уплотнение порошка в цилиндрической ампуле сохранения достигается на начальной стадии в результате действия проходящей волны сжатия, а затем в результате нарастания нагрузок из-за многократного отражения волн напряжений от подвижного и неподвижного пуансонов. Кинематические параметры однократного сжатия в ампуле сохранения регистрировались в серии экспериментов методом игольчатых датчиков, помещенных в образец — малоплотную среду [3]. Конечная плотность пресс-таблетки служила реперной точкой для нахождения кинетических констант в математической модели уплотнения порошка.

**Методика экспериментов.** Ускорение стального цилиндрического ударника осуществлялось с помощью пороховой баллистической пушки калибром 23 мм. Диапазон варьирования скорости соударения составил  $0,3 \div 2$  км/с. Скорость ударника регистрировалась электроконтактным методом с погрешностью 1,5 %. Ампула сохранения представляла собой толстостенный разборный цилиндр из высокопрочной стали (рис. 1), закрепленный на стволе баллистической установки. Внутри ампулы помещался исследуемый порошок, а с торцов располагались подвижный 1 и неподвижный 2 пуансоны. Плоский торцевой удар цилиндром производился по подвижному пуансону из стали. Дробление и уплотнение исследуемого порошка при перемещении ударника внутрь ампулы сохранения осуществлялось прямой и отраженными волнами сжатия в объеме между подвижным и неподвижным пуансонами. В исследованном интервале варьирования скорости бойка максимальное давление в подвижном пуансоне составило  $5 \div 43$  ГПа.

В качестве исходного использовался порошок 97 мол. %  $ZrO_2 + 3$  мол. %  $Y_2O_3$ , получаемый термическим разложением растворов солей, распыленных в высокочастотной плазме (плазмохимическим синтезом). В ходе такого процесса капля раствора за время около 1 с превращается в твердую частицу порошка. В результате частицы порошка представляют собой полые сферы или их обломки со средним диаметром 0,25 мкм. Размер такой порошинки соответствует диаметру капли раствора, из которой она получилась. С этим же связана и необычная морфология частиц. Рентгеновские данные показали, что сразу после получения порошок находится в тетрагональной фазе. Все образцы подвергались рентгеновскому анализу на дифрактометре ДРОН-УМ1 с медным или кобальтовым фильтрованным излучением. Съемка велась по точкам с набором числа импульсов до достижения ошибки менее 0,05 %. С помощью компьютерной программы производилась обработка полученных дифрактограмм (в частности, подбор профиля рентгеновской линии, определение ее полуширины, интегральной интенсивности, углового положения и т. д. с точностью до 1 % и менее). Содержание фаз в порошке рассчитывалось по стандартной методике.

После ударно-волнового сжатия образец извлекался из ампулы, и определялась средняя плотность спрессованного материала. Наряду с дифрактометрическим анализом все порошки исследовались с помощью электронного микроскопа «TESLA-BS-500» с ускоряющим напряжением 90 кВ. Образцы для микроскопии готовились методом реплик: сначала наиболее мелкие частицы порошка осаждались на стекло, а затем напылялась тонкая углеродная пленка. Исследования показали, что максимальное дробление полых сфер на фрагменты происходит в диапазоне скоростей удара  $250 \div 500$  м/с. С ростом начальной скорости примерно до 650 м/с толщина пресс-таблетки уменьшается. При дальнейшем увеличении скорости нагружения регистрируется расслоение материала в таблетке. Большинство пресс-таблеток, извлекаемых из ампул сохранения, оказалось покрыто сеткой микротрещин как в плоскости прессования, так и в направлении действия давления. Эти микротрещины, представляющие собой межкристаллитные разломы, выявляются более отчетливо после невысоких температур отжига.

В таблице приведены линейные размеры микротрещин:  $a, b$  — средние размеры фрагментов в плоскости прессования,  $h$  — средний размер фрагментов вдоль приложения давления,  $\langle \sigma \rangle$  — дисперсия. Тройная система  $ZrO_2-Y_2O_3-Al_2O_3$  представляла собой порошок  $ZrO_2$ , в процессе синтеза которого добавлялось  $\sim 20\%$   $Al_2O_3$ . При суммарной массе ударника и ведущего устройства 35 г, массе порошка 10 г локализация микротрещин в направлении приложения нагрузки позволяет выделить в прессовках три-четыре слоя толщиной  $1 \div 2$  мм. Объем, занимаемый порошком в ампуле, уменьшается при сжатии на порядок — для скорости удара 500 м/с средняя плотность пресс-таблетки составляет  $4,9$  г/см<sup>3</sup> при исходной плотности порошка  $0,4$  г/см<sup>3</sup>.

Как и при взрывном обжиге, в системах  $ZrO_2-Y_2O_3$ ,  $ZrO_2-Y_2O_3-Al_2O_3$  после нагружения ударом морфология частиц изменяется кардинально — в порошковой среде практически не остается крупных частиц, а распределение по размерам порошинок приближается к распределению по размерам кристаллитов в них [2]. В исходном состоянии средний размер порошинок, определенный по данным электронной микроскопии, равен 250 нм, а размер кристаллитов в них — 12 нм, после ударного воздействия — 60 и 12 нм соответственно.

Согласно данным рентгеновского анализа, аналогично изменяется фазовый состав: если в исходном порошке было 100% тетрагональной фазы (в соответствии с диаграммой состояния  $ZrO_2-Y_2O_3$ ), то после ударного воздействия в области скоростей  $500 \div 1000$  м/с ее содержание снизилось приблизительно на 60%, и появилась моноклинная фаза. Рентгеновские линии приобретают заметное уширение. Количество образующейся моноклинной фазы максимально при давлениях  $5 \div 10$  ГПа, а количество ОЦК-формы монотонно увеличивается с ростом давления. Выявлено, что ОЦК-фаза формируется на основе высокотемпературной модификации циркония, а ее появление, по-видимому, связано с сильными смещениями ионов из положения равновесия во фронте ударной волны. Установлено, что ударно-волновая обработка существенно повышает активность плазмохимического порошка  $ZrO_2$  к низкотемпературному спеканию. В частности, размер зерен в спеченных образцах близок к размеру кристаллитов, характерному для керамики из стабилизированного диоксида циркония с мартенситным механизмом упрочнения. Реализовать этот механизм в полном объеме пока не удалось из-за высокой пористости спеченных изделий, однако, научившись в последующем управлять процессом спекания столь активных порошков, можно получить керамику с очень высокими механическими характеристиками.

**Постановка задачи.** Ударное сжатие тетрагонального диоксида циркония, стабилизированного оксидом иттрия, приводит к полиморфным превращениям с изменением объема. При тетрагонально-моноклинном превращении ( $t \rightleftharpoons m$ ) изменение объема составляет  $4 \div 9\%$  [4]. Таким образом, расслоение прессовки за счет действия волн разгрузки может осложняться растрескиванием из-за изменения объема при переходе  $t \rightleftharpoons m$ . Учитывая

это, расчет процессов ударно-волнового уплотнения порошкового материала и разрушения пресс-таблетки необходимо проводить в рамках модели пористой упругопластической среды, матрица которой при деформировании испытывает полиморфный фазовый переход [5].

При уплотнении сыпучих материалов реальную среду, представленную твердыми частицами, между которыми действуют силы сухого трения, и пустотными промежутками, будем моделировать сферической твердой частицей из материала, удовлетворяющего условию Мора — Кулона, что позволяет из решения задачи о деформировании одиночной сферической поры под действием приложенного изотропного напряжения получить кинетическое уравнение уплотнения порошкового материала. Недостаток информации о переходе  $t \rightleftharpoons m$  не дает возможности построить кинетическое уравнение для расчета массовой концентрации фаз. Поэтому исследование процессов, протекающих при ударно-волновой обработке порошкового диоксида циркония в жесткой ампуле сохранения, проводилось в рамках модели пористой упругопластической среды.

В предположении, что в процессе деформирования поры остаются сферическими, основные уравнения для нестационарных течений с одной пространственной переменной  $r$  в плоском случае имеют вид

$$\rho_0 \dot{u}/V = \partial \sigma_r / \partial r; \quad (1)$$

$$\dot{V}/V = \partial u / \partial r. \quad (2)$$

$$\dot{E} = V S_r \partial u / \partial r - (p + q) \dot{V}; \quad (3)$$

$$p = \frac{\alpha_0 \gamma_{0m} E}{\alpha} + \frac{\rho_{0m} c_{0m}^2 [1 - 0,5 \gamma_{0m} (1 - \alpha_0 V / \alpha)] (1 - \alpha_0 V / \alpha)}{\alpha [1 - s_{0m} (1 - \alpha_0 V / \alpha)]^2}; \quad (4)$$

$$2\mu_m (\partial u / \partial r - \dot{V} / 3V) (1 - \alpha V / \alpha V) = \dot{S}_{rm} + \lambda S_{rm}. \quad (5)$$

Здесь величины, отмеченные индексом  $m$ , относятся к материалу матрицы, не отмеченные — к пористой среде;  $u$  — массовая скорость;  $\sigma_r = -(p + q) + S_r$  — компонента тензора напряжений;  $p$  — давление;  $q$  — искусственная вязкость;  $S_{rm} = \alpha S_r$  — компонента дивергенции тензора напряжений;  $\alpha = \rho_m / \rho$  — пористость;  $\rho$  — плотность;  $V = \rho_0 / \rho$  — относительный объем;  $\rho_0 = \rho_{0m} / \alpha_0$  — начальная плотность;  $\alpha_0$  — начальная пористость;  $E$  — внутренняя энергия на единицу начального объема;  $\gamma_{0m}$  — коэффициент Грюнайзена;  $\mu_m$  — модуль сдвига;  $c_{0m}$ ,  $s_{0m}$  — коэффициенты в линейной зависимости скорости ударной волны от массовой скорости.

Параметр  $\lambda$  тождественно равен нулю в упругой области. В области пластического течения  $\lambda$  находится с помощью условия текучести Мизеса

$$S_{rm}^2 = \frac{4}{9} \sigma_{sm}^2 \quad (6)$$

( $\sigma_{sm}$  — динамический предел текучести). Процесс пластического затекания пор определяется соотношениями

$$\dot{\alpha} = 0, \quad 0 \leq p \leq p_{c1};$$

$$Y_0 \tau_1^2 Q_1(\alpha, \dot{\alpha}, \ddot{\alpha}) = \alpha p + Y_0 \left[ 1 - \left( \frac{\alpha}{\alpha - 1} \right)^{2k/3} \right] / k, \quad p > p_{c1} - \frac{Y_0}{k\alpha} \left[ \left( \frac{\alpha}{\alpha - 1} \right)^{2k/3} - 1 \right], \quad (7)$$

где  $Y_0$ ,  $k$  — сцепление и коэффициент трения в законе Мора — Кулона;

$$\tau_1^2 = \frac{\rho_{0m} a_0^2}{3Y_0(\alpha_0 - 1)^{2/3}}, \quad Q_1 = \ddot{\alpha} \frac{[1 - (\alpha/(\alpha - 1))^{(2k+1)/3}]}{\alpha^{1/3}(2k+1)} - \dot{\alpha}^2 \frac{[1 - (\alpha/(\alpha - 1))^{(2k+4)/3}]}{3\alpha^{4/3}(k+2)},$$

$a_0$  — характерный размер пор. Условие  $p = p_{c1}$  служит критерием разрушения для хрупких сыпучих материалов при уплотнении.

Разрушение в подвижном и неподвижном пуансонах и уплотненном порошке, вызванное взаимодействием встречных волн разгрузки, рассматривается как процесс роста несплошностей под действием растягивающих напряжений. Критерием разрушения материала при таком подходе является предельная величина относительного объема пустот  $\xi^* = (\alpha^* - 1)/\alpha^*$  [5]. Процесс роста пор в пластически деформированном материале описывается соотношениями

$$\begin{aligned} \dot{\alpha} &= 0, \quad p_c \leq p \leq 0; \\ \sigma_{sm} \tau^2 Q(\alpha, \dot{\alpha}, \ddot{\alpha}) &= a_s \ln \left( \frac{\alpha}{\alpha - 1} \right) + \alpha p + \frac{2}{3} \dot{\alpha} \frac{\eta [\alpha^n - (\alpha - 1)^n] |\dot{\alpha}|^{n-1}}{n \alpha^n (\alpha - 1)^n}, \\ p < p_c &= -\frac{a_s}{\alpha} \ln \left( \frac{\alpha}{\alpha - 1} \right). \end{aligned} \quad (8)$$

Здесь  $\tau^2 = \rho_{0m} a_0^2 / (3\sigma_{sm} (\alpha_0 - 1)^{2/3})$ ;  $Q(\alpha, \dot{\alpha}, \ddot{\alpha}) = -\ddot{\alpha} [(\alpha - 1)^{-1/3} - \alpha^{-1/3}] + (1/6) \dot{\alpha}^2 [(\alpha - 1)^{-4/3} - \alpha^{-4/3}]$ ;  $\eta, n, a_s$  — экспериментально определяемые константы.

Разрушенный материал моделируется сыпучей средой, работающей только на сжатие и не выдерживающей растягивающих напряжений. Тестовые расчеты ударно-волнового уплотнения пористых алюминия и железа, а также порошка корундовой керамики показали, что система уравнений (1)–(8) удовлетворительно описывает ударные адиабаты пористых и сыпучих материалов для  $\alpha_0 \leq 2$ . В случае порошкового диоксида циркония ( $\alpha_0 = 14$ ), частицы которого в исходном состоянии имеют вид полых сфер, полагалось, что уплотнение порошка на начальном этапе прессования происходит только за счет разрушения оболочек частиц и уменьшения порового пространства. Поэтому давление в материале связывалось с условием разрушения частиц порошка:

$$p = \frac{Y_0}{k\alpha} \left[ \left( \frac{\alpha}{\alpha - 1} \right)^{2k/3} - 1 \right], \quad \alpha = V\alpha_0. \quad (9)$$

Система уравнений (1)–(9) при соответствующих постановке эксперимента начальных и граничных условиях решалась численным методом, приведенным в [6].

**Обсуждение результатов.** Компьютерное моделирование ударно-волнового уплотнения в жесткой матрице порошка диоксида циркония насыпной плотностью  $0,43 \text{ г/см}^3$  проводилось в нескольких вариантах. Скорость соударения в расчетах варьировалась в пределах  $0,3 \div 2 \text{ км/с}$  (толщина подвижного пуансона  $0,33 \text{ см}$ , неподвижного  $2 \text{ см}$ , высота засыпки  $5,16 \text{ см}$ ). Константы в условии дробления частиц порошка находились из сопоставления численных результатов с экспериментальными. Ударная адиабата диоксида циркония кристаллической плотности была взята из [7]. Конечная плотность прессовок, извлекаемых из ампулы сохранения после ударно-волнового обжата, служила реперной точкой завершающего этапа уплотнения. Расчеты сопоставлялись на начальной стадии однократного сжатия с измеренными игольчатыми датчиками кинематическими параметрами течения порошка.

На рис. 2 сравниваются рассчитанная и измеренная скорости перемещения системы ударник — подвижный пуансон в виде зависимости от пройденного расстояния  $x$  в ампуле. Краевые условия задачи соответствовали постановке эксперимента, в котором скорость ударника  $600 \text{ м/с}$ , суммарная масса ударника и ведущего устройства  $35 \text{ г}$ , масса порошка  $10 \text{ г}$ . Наблюдаемое во всех вариантах расчета удовлетворительное совпадение затухания скорости пуансона подтвердило применимость одномерного приближения при рассмотрении уплотнения в проходящей волне сжатия.

Получаемые в расчетах распределения напряжений и относительного объема пу-

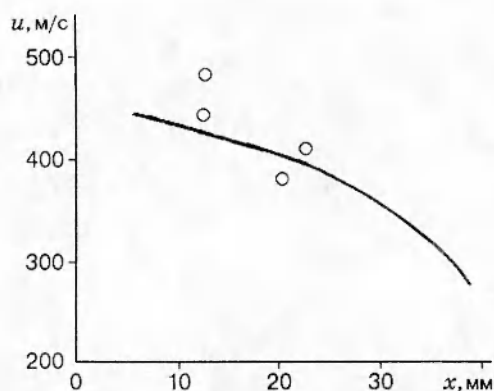


Рис. 2

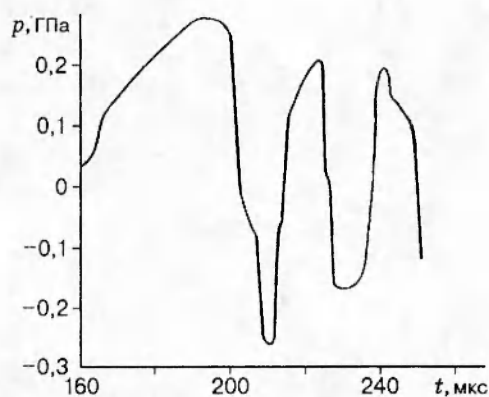


Рис. 3

стот в различные моменты времени позволили проанализировать эволюцию напряженно-деформированного состояния в образце и степень уплотнения и растрескивания прессовки. Начало процесса характеризуется распространением ударных волн от поверхности контакта ударника с подвижным пуансоном. Ударный фронт в подвижном пуансоне при выходе на контактную границу с образцом расщепляется на проходящую в порошок упругую волну сжатия и отраженную в ударно-сжатый материал подвижного пуансона волну упругопластической разгрузки, причем взаимодействие встречных волн разрежения может привести к откольному разрушению ударника.

Из расчетов следует, что, например, стальной ударник толщиной 6 мм при скорости соударения 500 м/с сохраняет свою целостность, а при вдвое большей скорости расслаивается на две части. Расслоение бойка в данном диапазоне скоростей удара подтверждается проведенными экспериментами. Следует отметить, что из-за низкой насыпной плотности порошка (относительный объем пустот 92 %) волновая картина, протекающая в ударнике и подвижном пуансоне, не оказывает существенного влияния на процесс уплотнения, важны лишь их массы и начальная скорость взаимодействия.

По мере вхождения в ампулу происходит выравнивание массовых скоростей в ударнике и подвижном пуансоне. Ударный фронт в порошке, являющийся одновременно и фронтом разрушения частиц материала, примыкает к поверхности подвижного пуансона. Упругая волна сжатия в порошке, достигнув поверхности неподвижного пуансона, расщепляется на проходящую в материал неподвижного пуансона и отраженную в порошок волны сжатия. Последняя, в свою очередь, отражаясь поочередно от поверхности неподвижного пуансона и ударного фронта, повышает уровень сжимающих напряжений в пространстве между ними и приводит к уменьшению относительного объема пустот. При скорости удара 500 м/с ударно-волновое прессование продолжается 200 мкс. К этому моменту времени прекращается движение подвижного пуансона. Материалы подвижного и неподвижного пуансонов подвергнуты воздействию сжимающих напряжений. Относительный объем пустот в спрессованной таблетке достигает 0,2. Через 250 мкс после соударения материалы охвачены действием растягивающих напряжений, однако их величина недостаточна для роста микропор.

На рис. 3 представлена зависимость давления от времени при скорости удара 500 м/с для фиксированной плоскости, расположенной до начала прессования на расстоянии 24 мм от поверхности неподвижного пуансона. В процессе уплотнения расстояние между этими плоскостями сократилось до 2,7 мм. К моменту времени 160 мкс относительный объем пустот в материале в данной плоскости равен 0,53, а сжимающие напряжения достигают 30 МПа. При дальнейшем уплотнении уровень сжимающих напряжений возрастает до

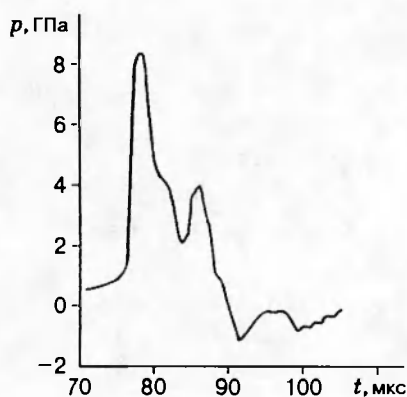


Рис. 4

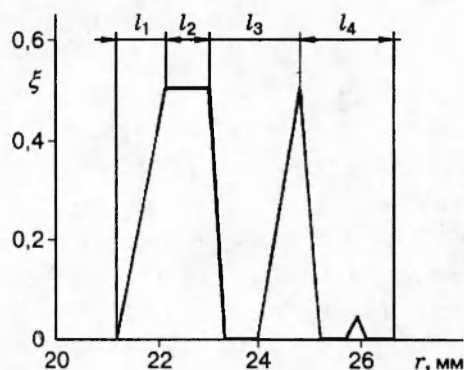


Рис. 5

275 МПа через 190 мкс, и приблизительно 10 мкс сжимающие напряжения сохраняют это значение, а затем из-за взаимодействия встречных волн разгрузки уменьшаются. Относительный объем пустот за этот промежуток времени сократился до 0,2, а образец начинает подвергаться воздействию растягивающих напряжений, максимальное значение которых в момент времени 210 мкс равно приблизительно 270 МПа. Последующие нагружение и разгрузка образца не приводят к изменению пористости в материале.

Из расчетов следует, что увеличение скорости удара влечет за собой уменьшение времени прессования. При скорости удара 1000 м/с полное уплотнение порошка диоксида циркония достигается уже к 80 мкс. С этого момента вектор скорости подвижного пуансона противоположен направлению удара.

На рис. 4 приведена зависимость давления от времени, как и в предыдущем варианте, в плоскости на расстоянии 24 мм от поверхности неподвижного пуансона. При полном уплотнении эта плоскость расположена на расстоянии 2 мм от поверхности неподвижного пуансона. Увеличение скорости удара приводит к росту амплитуды ударной волны в порошке, но, как и для вдвое меньшей скорости соударения, максимальные давления в этой волне реализуются у поверхности подвижного пуансона. Вплоть до достижения относительным объемом пустот значения 0,5 идет интенсивное дробление частиц порошка. Максимальные сжимающие напряжения в порошке при данной скорости удара составляют в расчетах 8,3 ГПа. Толщина спрессованной таблетки в этот момент времени равна 3,5 мм. Взаимодействие встречных волн разгрузки, распространяющихся от подвижного

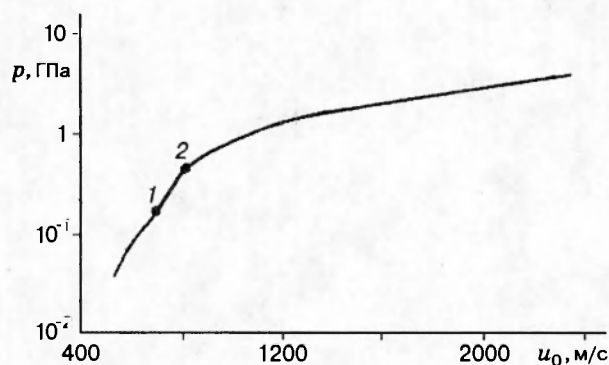


Рис. 6

и неподвижного пуансонов, приводит к ее расслоению.

На рис. 5 показано распределение относительного объема пустот по толщине образца к моменту времени 120 мкс. В расчетах принималось, что в элементе спрессованного материала произойдет разрушение, если относительный объем пустот в нем достигнет в результате действия растягивающих напряжений 0,5. Локализации расслоений соответствуют наблюдаемым в экспериментах — пресс-таблетка разрушается на четыре слоя, толщина  $l$  которых варьируется в пределах  $0,7 \div 1,7$  мм. Окончательная толщина прессовки, как и в эксперименте, равна приблизительно 5 мм.

Зависимость рассчитанного пикового давления в порошковом диоксиде циркония от скорости удара приведена в полулогарифмическом масштабе на рис. 6, где точка 1 — полное уплотнение материала, 2 — нижняя граница расслоения прессовки.

Сравнение данных компьютерного моделирования с экспериментальными показывает, что изложенная математическая модель может быть использована для анализа процессов, протекающих в порошковых материалах при ударно-волновой обработке. Совокупность результатов измерений и расчетов дает возможность находить взаимосвязь параметров ударно-волновых нагрузок со свойствами модифицированного ультрадисперсного диоксида циркония на разных структурных уровнях.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (код проекта 95-01-00713а).

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Таций В. Ф., Ананьин А. В., Бреусов О. Н. и др. Свойства и спекаемость активированных ударно-волновым воздействием СВС-порошков карбида титана // Докл. IV Всесоюз. совещ. по детонации. Телави, 1988. Т. 2. С. 47–53.
2. Кульков С. Н., Нестеренко В. Ф., Бондарь М. П. и др. Активация взрывом быстрозакаленных субмикронных керамических порошков  $ZrO_2-Y_2O_3$  // Физика горения и взрыва. 1993. Т. 29, № 6. С. 66–72.
3. Альтшулер Л. В., Доронин Г. С., Клочков С. В. Метод определения ударных адиабат низкоплотных материалов // Тез. докл. I Всесоюз. симпоз. по макроскопич. кинетике и хим. газодинамике. Алма-Ата, 1984. Т. 1, ч. 1. С. 31–32.
4. Birkby I., Harrison P., Stevens R. The effect of surface transformation on the wear behavior of zirconia (TZP) ceramics // Ceram. Eng. Sci. Proc. 1988. V. 9, N 9–10. P. 782–786.
5. Белов Н. Н., Корнеев А. И., Симоненко В. Г. Модель откольного разрушения пористой упругопластической среды, испытывающей полиморфный фазовый переход // Докл. АН СССР. 1990. Т. 310, № 5. С. 1116–1120.
6. Уилкинс М. Л. Расчет упругопластических течений // Вычислительные методы в гидродинамике. М.: Мир, 1967. С. 212–263.
7. Grady D. Shock wave properties of high-strength ceramics // Shock Compression of Condensed Matter. N. Y.: Elsevier Science Publishers B. V., 1991. P. 455–458.

Поступила в редакцию 22/VI 1995 г.,  
в окончательном варианте — 9/VIII 1995 г.