УДК 539.5

ВЛИЯНИЕ ПОРОВОЙ СТРУКТУРЫ ХРУПКОЙ КЕРАМИКИ НА РАЗРУШЕНИЕ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

В.А. Скрипняк, Е.Г. Скрипняк, А.А. Козулин, Е.Г. Пасько, В.В. Скрипняк, М.В. Коробенков

Томский государственный университет
E-mail: skrp@ftf.tsu.ru

Исследовано влияние поровой структуры на разрушение хрупких керамических материалов при динамическом сжатии. Показано, что поровые кластеры оказывают существенное влияние на размеры фрагментов при разрушении пористых керамических материалов. Сделан вывод о том, что при ударно-волновом нагружении наличие кластеров в поровой структуре приводит к образованию продольных трещин.

Ключевые слова:
Конструкционная керамика, пористость, динамическое нагружение, локализация деформации, микроповреждения, компьютерное моделирование.

Key words:
Structural ceramics, porosity, dynamic loading, localization of deformation, microdamages, computer simulation.

Пористые керамические материалы на основе Al_2O_3, ZrO_2, SiC, B_4C широко применяют в инженерной практике как теплозащитные и конструкционные материалы. Предсказание их механического поведения при динамическом нагружении представляет существенную сложность. Это связано с влиянием параметров формы и распределения пор на мезоскопическом уровне на закономерности деформации и разрушения материалов [1–3]. Исследования влияния поровой структуры на механическое поведение пористой керамики интенсивно ведутся как экспериментальными [1], так и теоретическими методами [2–6]. В данной работе для изучения локализации деформации при динамическом нагружении с амплитудами до 10 ГПа предложена модификация метода [4].

Распределение пор в керамике определяется технологическими процессами ее получения. Современные методы рентгеновской томографии позволяют определять пространственное распределение макро- и мезопор. Для получения данных о кластерах пор используются результаты статистического анализа распределения пор на поверхности образцов. Данные о поровой структуре учитываются при создании моделей для компьютерного моделирования процессов деформации и разрушения керамических материалов под действием нагрузок. Под поровой структурой принято понимать совокупность параметров, характеризующих распределение, форму и размеры пор в объеме тела (коэффициент формы пор – отношение объема сферы, вписанной в пору, к объему сферы, описанной около поры, эффективный размер пор d_p, среднее расстояние между близлежащими порами L_p, эффективный радиус кластера пор L_{ci}, среднее расстояние между кластерами пор L_{cl}).

Модель элементарного объема керамики с размерами пор, существенно превышающими размеры зерна, можно рассматривать в виде двухфазной среды, состоящей из конденсированной фазы и полостей пор, заполненных газом.

Для заданного относительного объема пор α и размера пор d_p определяется число пор, которые должны содержаться в элементарном объеме. Удобно создавать модель, располагая поры в вершинах, ребрах или гранях многогранников Вороного, с помощью которых может быть создан элементарный объем. При равномерном распределении пор они располагаются в вершинах правильных тетраэдров. В этом случае обеспечивается одинаковое расстояние между близлежащими порами. Количество пор N в элементарном объеме модельной среды с характерным размером b соответствует их относительному объему

$$\alpha = \frac{V_p}{V} = \frac{\frac{4}{3}\pi \sum_{k=1}^{N} (r_p)_k^3}{b^3},$$

где $r_p = d_p/2$; V_p – суммарный объем пор; $V = b^3$ – объем элементарного объема пористой среды.

В монодисперсном приближении d_p является постоянной величиной, а относительный объем пор определяется соотношением:

$$\alpha = (4/3)\pi N (r_p/b)^3.$$

Расстояние между порами i и j определяется по формуле [7]

$$L_{ij} = \{[X^{(i)} - X^{(j)}][X^{(i)} - X^{(j)}]\}^{1/2},$$

где $X^{(i)}$ – радиус-вектор центра i-ой поры.

Минимальное расстояние между ближайшими порами L_p в элементарном объеме при отсутствии перекрытия их объемов определяется как $2r_p$. При фиксированном количестве пор N в элементарном объеме, в рамках предположения о равномерном пространственном распределении пор, минимальное расстояние между порами определяется как

$$L_p \le \left[\frac{6\sqrt{2}}{N-3}\right]^{1/3} b.$$

При наличии поровых кластеров, минимальное расстояние между порами в кластере обозначено L_{ci}, а расстояние между кластерами L_{cl} (рис. 1, *б*). Кластеры пор удобно вводить внутри многогранника. Для формирования распределения кластеров пор с расстоянием между ними, кратном характерному размеру многогранников, может быть использована дискретная модель расчетного объема. Метод может быть использован для построения модельной структуры пористости для задачи в двумерной постановке.

На рис. 1 показаны два типа модельных элементарных объемов (с одинаковыми пористостью α=0,11 и коэффициентом формы 0,74, размерами поперечного сечения 300×172 мкм). На рис. 1, *а*, структура характеризуется равномерным распределением пор со средними размерами 25,2 мкм, минимальным расстоянием между центрами близлежащих пор L_p~100 мкм. На рис. 1, *б*, структура содержит кластеры из 6 пор с размерами 10,3 мкм. Расстояние между порами в кластере – 12,6 мкм, расстояние между кластерами – 100 мкм.

Элементарный объем керамического материала представляет многосвязную пространственную область, в которой расположены полости пор, окруженные конденсированной фазой (рис. 1). В случае, когда размеры полостей многократно превышают характерные размеры зерен или кристаллитов, для описания механического поведения конденсированной фазы может быть использован континуальный подход механики повреждаемых сред [6]. Введем систему отсчета, расположив оси декартовой системы координат OX_1, OX_2 в плоскости модели. Кинематика конденсированной фазы керамики описывается компонентами тензоров скоростей деформации $\dot{\varepsilon}_{ij}$ и изгиба-кручения $\dot{\omega}_{ij}$:

$$\dot{\varepsilon}_{ij} = \frac{1}{2}\left(\frac{\partial u_i}{\partial x_j} + \frac{\partial u_j}{\partial x_i}\right), \quad \dot{\omega}_{ij} = \frac{1}{2}\left(\frac{\partial u_i}{\partial x_j} - \frac{\partial u_j}{\partial x_i}\right),$$

где u_i – компоненты вектора эффективной массовой скорости в конденсированной фазе.

В лагранжевой системе отсчета уравнения сохранения массы, импульса и энергии имеют вид

$$\frac{\partial \sigma_{ij}}{\partial x_j} = \rho \frac{du_i}{dt}, \quad \frac{d\rho}{dt} = \rho \frac{\partial u_i}{\partial x_i}, \quad \rho \frac{dE}{dt} = \sigma_{ij} \dot{\varepsilon}_{ij},$$

где σ_{ij} – компоненты тензора напряжений в конденсированной фазе среды; ρ – массовая плотность; E – удельная внутренняя энергия на единицу массы.

Определяющее уравнение в повреждаемой среде представим в виде

$$\sigma_{ij} = (1-D)[-P\delta_{ij} + S_{ij}],$$

где P – давление; S_{ij} – девиатор тензора напряжения; δ_{ij} – символ Кронекера; $D=\Delta\varepsilon^p/\varepsilon_f$ – параметр поврежденности среды; $\Delta\varepsilon^p=\int_0^t \dot{\varepsilon}_u^p dt$, $\varepsilon_f=D_1(P^*+T^*)D_2$; $\dot{\varepsilon}_u^p$ – интенсивность скорости пластической деформации; D_1, D_2 – постоянные материала, $T^*=(T-T_r)/(T_m-T_r)$, T_m – температура плавления конденсированной фазы; T_r=293 K; $P^*=P/P_{HEL}$, P_{HEL} – давление, соответствующее пределу упругости Гюгонио.

Механическое поведение конденсированной фазы описано моделью Джонсона-Холмквиста [8]. Давление P в пределах интенсивностей ударных волн до 10 ГПа может быть рассчитано с помощью уравнения состояния

- $P=K_1\theta+K_2\theta^2+K_3\theta^3+\Gamma\rho_0 E$, при сжатии $\theta>0$;
- $P=K_1\theta$, при растяжении $\theta<0$,

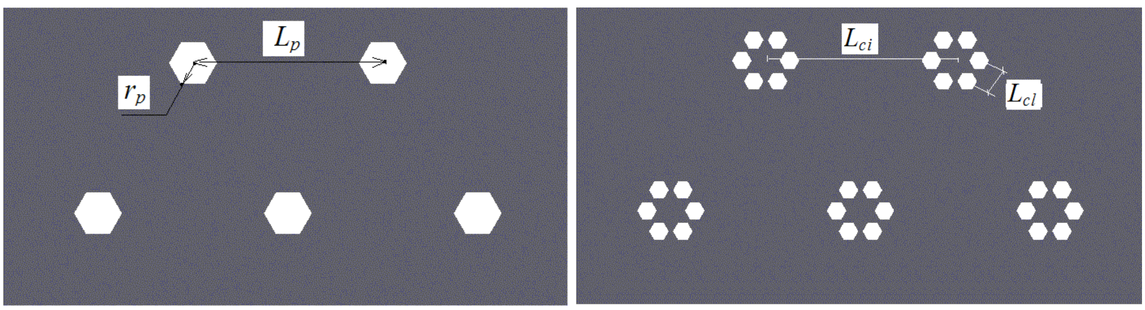
где K_1, K_2, K_3 – постоянные материала, $\theta=(\rho/\rho_0)-1$, Γ – коэффициент Грюнайзена.

Девиатор напряжения вычисляется в рамках модели Друккера-Прагера с пластическим потенциалом Джонсона-Холмквиста [8]

$$\frac{dS_{ij}}{dt} = 2\mu\left(\dot{\varepsilon}_{ij}^{d} - \frac{1}{3}\dot{\varepsilon}_{kk}\delta_{ij}\right),$$

где μ – модуль сдвига конденсированной фазы.

Производная по времени Яумана тензора $\frac{dS_{ij}}{dt}$ вычисляется в соответствии с определением



а *б*

Рис. 1. *Равномерное распределение изолированных пор (а) и кластеров пор (б) в модельных элементах керамики*

$$\frac{dS_{ij}}{dt} = \dot{S}_{ij} - S_{ik}\,\dot{\omega}_{jk} - S_{jk}\,\dot{\omega}_{ik},$$

$$\dot{\varepsilon}^{d}_{ij} = \dot{\varepsilon}_{ij} - \dot{\varepsilon}^{p}_{ij},\ \dot{\varepsilon}^{p}_{ij} = \dot{\lambda}\frac{\partial g}{\partial \sigma_{ij}},\ g = \left[\frac{1}{2}S_{ij}\,S_{ij}\right]^{1/2} - \sigma_S,$$

$$\sigma_S = A(P^* + T^*)^m(1 + C\ln\dot{\varepsilon}),$$

где A, C, m – постоянные материала, $\dot{\varepsilon}=\dot{\varepsilon}_u/1$ [c^{-1}] – нормированная интенсивность тензора скорости деформации; $\dot{\lambda}$ – коэффициент.

Использован критерий локального разрушения конденсированной фазы, принятый в рамках подхода механики сред с внутренними повреждениями (D=1).

Начальные условия соответствуют состоянию с нулевыми полями механических параметров. Нагружение элементарного объема ударным импульсом определяется граничными условиями. На верхней поверхности модельного объема задается условие нагружения импульсом давления. На нижней поверхности модельного объема задаются трансляционные граничные условия. На боковых границах задано отсутствия смещений в направлении, перпендикулярном движению волны. Такие граничные условия соответствуют макроскопической деформации среды в плоской ударной волне. Полости пор, как правило, заполнены газом. Вследствие значительного различия сжимаемости газов и конденсированных фаз керамических соединений влиянием сжимаемого газа на сопротивление коллапсу пор при динамическом нагружении можно пренебречь. Тогда на поверхности пор граничные условия соответствуют таковым для свободных поверхностей.

Для конденсированной фазы на примере Al_2O_3-керамики приняты следующие значения коэффициентов [3]: ρ_0=3,96·10³ кг/м³; K_1=251 ГПа; K_2=0; K_3=0; Γ=1; μ=161 ГПа; D_1=0,001; D_2=1; P_{HEL}=1,46 ГПа; A=0,93 ГПа; C=0; m=0,6.

Задача решается в квазидвумерной постановке. Задача для пористого модельного объема среды сформулирована в 3D-постановке, в которой предполагается отсутствие смещений в направлении оси x_3.

Решение осуществлялось конечно-разностным методом с использованием лагранжевого решателя программного комплекса ANSYS AUTODYN [10]. Устойчивость и сходимость численных решений достигались выбором пространственного и временного шага дискретизации.

Разрушению керамических материалов предшествует локализация деформации и развитие микроповреждений в конденсированной фазе [3–5]. Формирование зон локализации при интенсивном динамическом нагружении обусловлено возникающей неоднородностью поля напряжений. На рис. 2 показаны расчетные поля сдвиговых напряжений в модельных объемах керамики в области ударного перехода, а на рис. 3 – соответствующие поля ги-

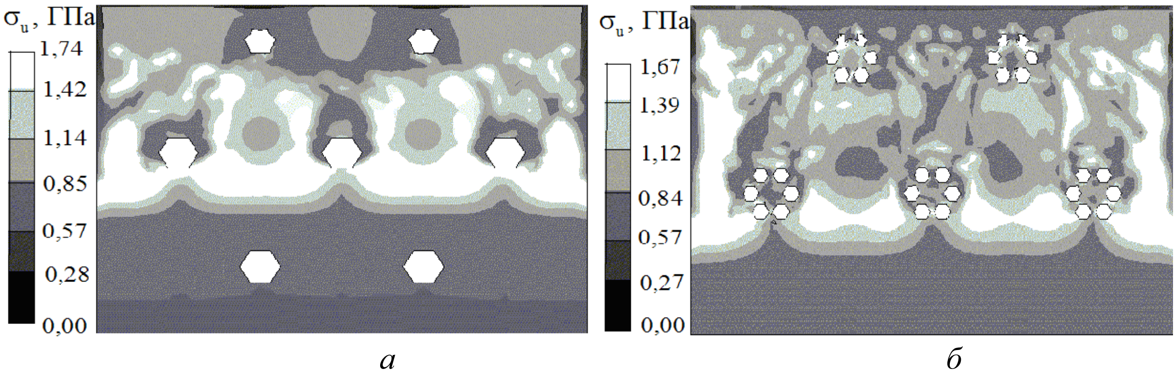


Рис. 2. *Распределение интенсивности напряжений в элементарных объемах структурированных оксид алюминиевой керамики при нагружении плоской ударной волной с амплитудой 5 ГПа*

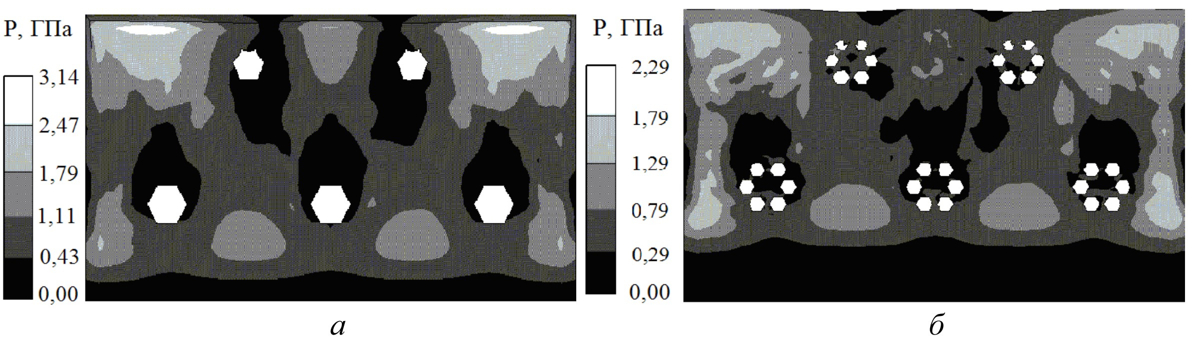


Рис. 3. *Поле гидродинамического давления за фронтом ударной волны в структурированной пористой оксид алюминиевой керамике*

дродинамических давлений в момент времени 14 нс. Результаты расчетов показывают, что поры являются мезоскопическими концентраторами сдвиговых напряжений. Форма изолированных пор определяет характер распределения напряжений в объёме материала и коэффициент концентрации напряжений. С увеличением относительного расстояния от поры $L_p/d_p>5$ коэффициент концентрации сдвиговых напряжений уменьшается.

При сжатии элементарного объема в ударной волне неупругая деформация локализуется вокруг пор и в полосах локализации. Полосы локализации имеют три характерных ориентации – вдоль, поперек и под углами, близкими к 45° к направлению распространения фронта волны. Формирование полос, имеющих поперечную ориентацию, обусловлено изменением формы пор и сопровождается резким ростом поврежденности в конденсированной фазе. Под действием градиента гидростатического давления во фронте протекает трансформация формы пор из сферической в эллипсоидную и далее в дискообразную. Изменение формы пор вызывает резкое увеличение концентрации напряжений в плоскости, ортогональной направлению распространения волны. Полученные данные согласуются с выводами, представленными в [9].

Изменение формы сопровождается уменьшением объема пор за счет перемещения конденсированной фазы. Из-за ограниченной пластичности керамических материалов коллапс пор в керамических материалах происходит за счет сдвигов и разворотов микрофрагментов. Фрагменты разделены полосами локализованной деформации. Сдвиги фрагментов обуславливают кратковременное локальное уменьшение гидродинамических давлений вокруг пор, рис. 3. Локальная релаксация давлений вызывает появление градиентов массовой скорости в направлении, ортогональном направлению распространению волны. Появление распределения массовых скоростей в зоне ударного перехода приводит к формированию полос, ориентированных параллельно направлению распространения волны.

Локальное разрушение конденсированной фазы керамики за фронтом ударной волны показано на рис. 4.

Формирование зон разрушения (макроскопических трещин) сопровождается релаксаций сдвиговых напряжений. Зоны разрушения разделяют элементарный объем на фрагменты. Размеры фрагментов, сформировавшихся при сжатии в ударной волне, зависят от скорости деформации и параметров поровой структуры. Средние размеры фрагментов, образовавшихся при сжатии пористой керамики, уменьшаются при увеличении амплитуды нагрузки и скорости деформации в объеме материала. Увеличение размеров пор при сохранении интегральной пористости приводит к образованию распределения фрагментов по размерам. Из приведенных на рис. 4 результатов следует, что размеры фрагментов, образующихся при интенсивном динамическом нагружении, могут различаться на несколько порядков. Для оценки среднего размера фрагментов l в [3] предложена формула

$$l = 2\sqrt[3]{3}[K_{1C} / \rho\,\dot{\alpha}\,\dot{\varepsilon}_0]^{2/3},$$

где K_{1C} – трещиностойкость для конденсированной фазы, $\dot{\alpha}$ – скорость изменения относительного объема пор, скорость деформации $\dot{\varepsilon}_0$.

Трещиностойкость высокоплотной керамики K_{1C} [МПа·м$^{1/2}$] при гомологических температурах $T/T_m<0{,}1$ может варьироваться в пределах 4...5 для Al_2O_3, 6...10 для ZrO_2, 3...4,5 для SiC, 3...3,6 для B_4C в зависимости от размеров зерна и содержания химических примесей. Изменение средних размеров фрагментов для керамических материалов одного класса после нагружения в сходных условиях не превышает 30 %. Более широкое распределение размеров фрагментов, которое наблюдают в экспериментах, может быть обусловлено наличием кластеров пор в поровой структуре материала. В процессе ударного сжатия керамики с уменьшением размеров пор снижается $\dot{\alpha}$ и увеличиваются размеры фрагментов и уменьшается суммарная площадь разрушения. В результате поверхностная энергия разрушения уменьшается.

Выводы

1. В условиях ударно-волнового нагружения деформации конденсированной фазы пористой керамики локализуется на мезоскопическом уровне в полосах, имеющих три характерные

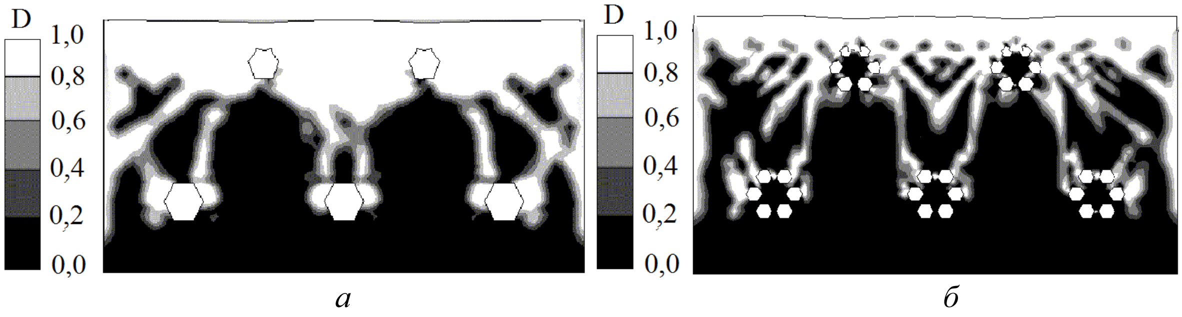


Рис. 4. *Распределение параметра поврежденности D в элементарных объемах структурированных керамических материалов*

ориентации – вдоль и поперек и под углами, близкими к 45° к направлению распространения фронта волны.

2. Наличие кластеров пор в материале приводит к образованию узких и прямолинейных полос. Формирование полос сопровождается релаксацией сдвиговых напряжений и ростом локальной поврежденности конденсированной фазы в полосах, что приводит к неоднородности и нестационарности поля напряжений на мезоскопическом уровне.

3. Макроскопические прочностные характеристики исследованных материалов, в которых микропоры образуют кластеры, ниже.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект 08-08-12055) и Минобрнауки РФ (программа АВЦП «Развитие научного потенциала высшей школы», проекты 2.1.1/6909, 2.1.1./5993).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Louro H.L., Meyers M.A. Effect of stress state and microstructural parameters on impact damage of alumina-based ceramics // J. Mat. Sci. – 1989. – V. 24. – № 3. – P. 2516–2532.
2. Maiti S., Rangaswamy K., Geubelle P.H. Mesoscale analys of dynamic fragmentation of ceramics under tension// Acta Materialia. – 2005. – V. 53. – № 3. – P. 823–834.
3. Скрипняк В.А., Скрипняк Е.Г., Жукова Т.В. Повреждаемость керамических покрытий и конструкционной керамики при интенсивном импульсном нагружении // Химическая физика – 2002. – Т. 21. – № 9. – С. 76–82.
4. Скрипняк В.А., Скрипняк Е.Г., Каракулов В.В. Моделирование ударно-волнового нагружения наноструктурной керамики и керамических композитов // Экстремальные состояния вещества. Детонация. Ударные волны. Матер. Межд. конф. IX Харитоновские тематические научные чтения-2007. – Саров: РФЯЦ ВНИИЭФ, 2007. – С. 374–398.
5. Псахье С.Г., Смолин А.Ю., Стефанов Ю.П. и др. Моделирование поведения сложных сред на основе комбинированного дискретно-континуальноrо подхода // Физическая мезомеханика. – 2003. – Т. 6. – № 6. – С. 11–21.
6. Curran D.R., Seaman L. Simplified models of fracture and fragmentation // Ed. L. Davison, D.E. Grady, M. Shahinpoor. High-pressure shock compression of solids II – dynamic fracture and fragmentation. – Berlin: Springer, 1996. – P. 340–365.
7. Макмиллан Н. Идеальная прочность твердых тел // Атомистика разрушения. Сб. статей. Пер. с англ. / Сост. А.Ю. Ишлинский. – М: Мир. 1987. – 248 с.
8. Johnson G.R., Holmquist T.J. A computational constitutive model for brittle materials subjected to large strains, high strain rates and high pressure // Shock-Wave and High Strain Rate Phenomena in Materials / Ed. M.A. Meyers, L.E. Murr, K.P. Staudhammer, M. Dekker. – N.Y.: AIP Press, 1992. – 1075 p.
9. Paskaramoorthy R., Meguid S.A. On the dynamic behaviour of porous materials // Int. J. of Solids and Structures. – 2000. – V. 37. – № 16. – P. 2341–2358.
10. ANSYS AUTODYN Explicit software for nonlinear dynamics. Theory manual [Электронный ресурс]. – режим доступа: http://www.autodyn.org. – 29.06.2009.

Поступила 29.06.2009 г.