

**ВЛИЯНИЕ ПОРИСТОСТИ НА ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ
ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ И ОКСИДА АЛЮМИНИЯ**

Пшеничный А.Д., Саблина Т.Ю., Севостьянова И.Н., Савченко Н.Л.

Научный руководитель: Кульков С.Н., профессор, д.ф.-м.н.

Томский политехнический университет, Томский государственный университет, ИФПМ СО РАН

Россия, г.Томск, пр. Ленина 30, 634050

E-mail: adpshenichny@gmail.com

**INFLUENCE OF POROSITY ON THE FRACTURE BEHAVIOR OF CERAMICS BASED ON
ZIRCONIA AND ALUMINA**

Pshenichny A.D., Sablina T.U., Sevostyanova I.N., Savchenko N.L.

Scientific Supervisor: Prof. Dr. Sc. (Phys.-Math.) Kulkov S.N.

Tomsk Polytechnic University, Tomsk State University, ISPM SB RAS

Russia, Tomsk, Lenin str. 30, 634050

E-mail: adpshenichny@gmail.com

***Annotation.** In this paper we study the behavior under compression and shear deformation of the porous ceramic alumina (porosity in the range of 18 to 70%) and from $ZrO_2 - 3$ weight % MgO (porosity in the range 10 to 60%). Analysis of the stress-strain curves shows that there is a transition from the typically brittle to relatively dense ceramics to pseudo-plastic with a high level of porosity.*

Известно, что увеличение пористости хрупких материалов ведет к снижению значений прочностных и упругих свойств, таких как предел прочности при сжатии, модуль Юнга, модуль сдвига [1]. В зависимости от объема порового пространства макроскопическое поведение керамических материалов может меняться от хрупкого до квазипластичного [2]. Поэтому исследование эволюции повреждений в объеме пористого хрупкого материала на разных масштабных уровнях и последующего разрушения в зависимости от скорости деформирования, стесненности деформации и др. представляет значительный интерес с точки зрения возникновения иерархии структур деформации и разрушения в подобных хрупких материалах (керамика, горных породах).

Цель настоящей работы – изучение взаимосвязи между пористостью, прочностью, эффективными модулями Юнга и сдвига, измеренными в процессе механического нагружения при сжатии и сдвиге и модулями, измеренными ультразвуковым методом, анализ формирующихся структур при разрушении в керамике из оксида алюминия и диоксида циркония.

В исследуемых интервалах пористости значения предела прочности при сжатии (рис.1,а), а так же эффективные модули упругости и сдвига (рис.1,б,в) образцов обоих составов уменьшаются с увеличением пористости. Все полученные зависимости от пористости на рис.1 хорошо описываются по закону, близкому к экспоненциальному однако определение абсолютных значений коэффициента Пуассона в процессе механических испытаний оказалось проблематичным, поскольку вследствие высокой пористости экспериментальная ошибка составляла величину порядка ± 0.3 .

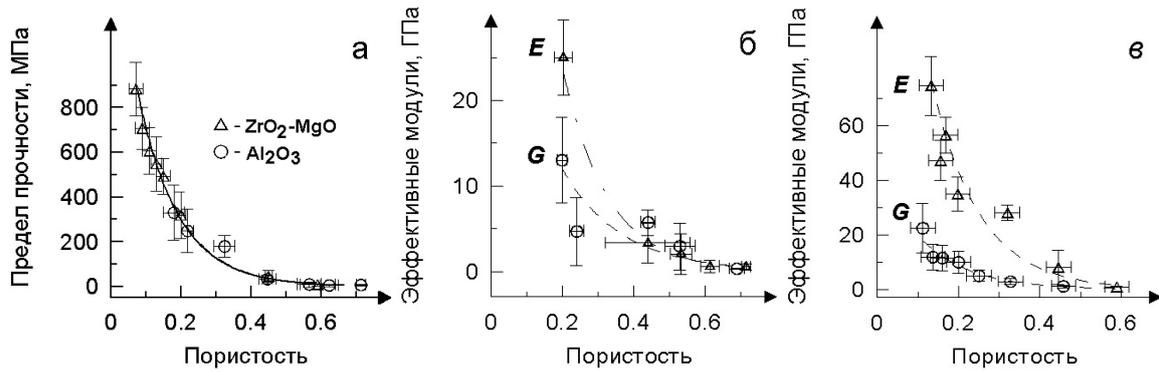


Рис 1. Зависимость значений: (а) предела прочности при сжатии для образцов ZrO_2-MgO и Al_2O_3 ; (б, в) эффективных модулей упругости (E) и сдвига (G) от объема порового пространства образцов из оксида алюминия (б) и диоксида циркония (в).

Вместе с тем, как видно из рис.2,б,в, с увеличением пористости происходит сближение абсолютных значений эффективных модулей упругости и сдвига, что говорит об уменьшении значений коэффициента Пуассона во всём изученном диапазоне пористости.

Структура пор образцов керамики обоих составов при низких температурах спекания наследует структуру исходного порошка, а при увеличении температуры, вместе со снижением объема порового пространства, происходит увеличение среднего размера пор, обусловленное объединением мелких пор в крупные изолированные поры.

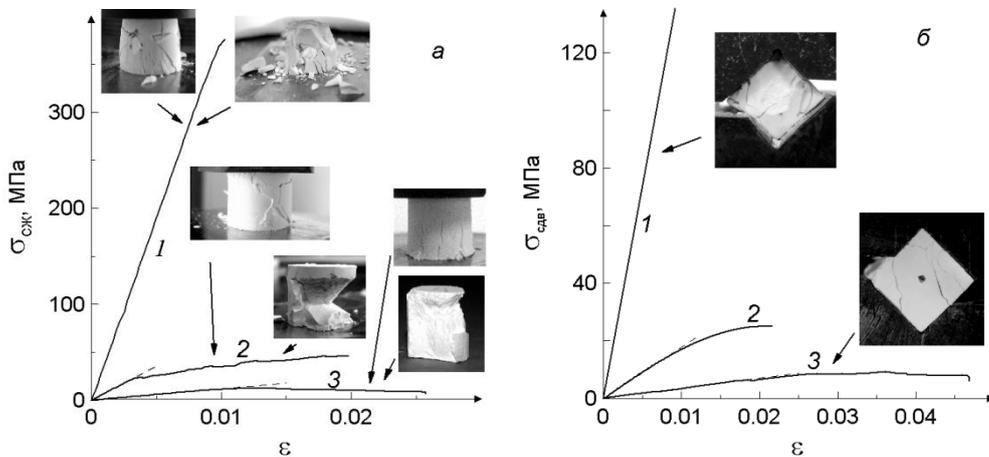


Рис 2. Диаграммы «напряжение – деформация» и макрофотографии образцов Al_2O_3 , полученные после испытаний: (а) на сжатие для Al_2O_3 с пористостью: 20% (кривая 1), 50% (кривая 2) и 65 % (кривая 3); (б) на сдвиг для Al_2O_3 с пористостью: 20% (кривая 1), 50% (кривая 2), 70 % (кривая 3)

Сравнение диаграмм « $\sigma-\varepsilon$ » и вида разрушенных образцов после испытаний на сжатие (рис.2), полученных при испытаниях керамики с разным уровнем пористости, показало, что вид диаграмм нагружения и характер разрушения образцов керамики зависит от объема их порового пространства. Для образцов Al_2O_3 с пористостью 10-30% деформационные кривые представляют собой линейные зависимости, вплоть до множественного разрушения материала, (рис.2,а, кривая 1). Увеличение пористости более 30% приводит к отклонению от линейности перед разрушением (рис. 2,а, кривые 2,3).

На рисунке 2,а у кривой 2 показаны макрофотографии образцов Al_2O_3 с пористостью около 50% после испытаний на сжатие. Видно, что на боковой поверхности цилиндрических образцов сформировались трещины, расположенные под углом около 45° к направлению оси приложенной нагрузки. В объеме таких образцов после сжатия формируется зона разрушения в виде усеченного конуса с углом раствора около 90° , при этом основание конуса лежит практически в плоскости неподвижного захвата. Процесс деформации образцов Al_2O_3 с пористостью 50–70 % сопровождается появлением на боковой стороне множества трещин, направленных преимущественно параллельно оси нагрузки (рис. 2,а, у кривой 3). При этом диаметр основания формирующегося конуса в объеме разрушившегося образца был меньше, по сравнению с более плотной керамикой, а угол раствора конуса составлял примерно ту же величину.

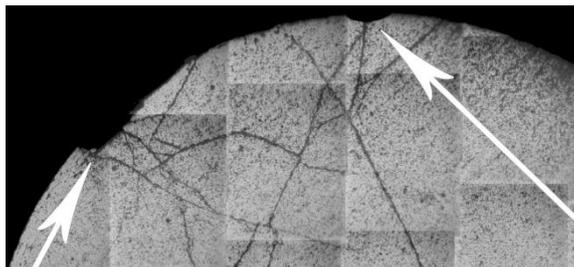


Рис 3. Фрагментация трещинами образца Al_2O_3 после испытания на сжатие.

Для керамики ZrO_2 -MgO после испытаний на сжатие вид диаграмм « σ - ϵ » для образцов с разным уровнем пористости был в целом подобен кривым для образцов оксида алюминия. Основное отличие в деформационном поведении ZrO_2 -MgO состояло в том, что переход от типично хрупкого состояния для относительно плотной керамики до псевдо-пластичного при высоком уровне пористости осуществлялся при меньшем уровне пористости (около 20%). В объеме образцов ZrO_2 -MgO формировались примерно такие же зоны разрушения, как в случае керамики из Al_2O_3 , но формирующиеся в объеме зоны разрушения в виде усеченных конусов имели заметно меньший угол раствора - около 60° . Исследования микроструктуры образцов керамики после испытаний на сжатие показали, что после разрушения керамики обоих составов при малых пористостях их структура была фрагментирована макротрещинами, формирующимися от крупных дефектов (рис. 3, указаны стрелками), расположенных в углах цилиндрических образцов. Структура образцов при больших значениях пористости содержит множественные микротрещины.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке МОН РФ, соглашение №14.607.21.0069-RFMEFI60714X0069.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Ren F., Case E.D., Morrison A., Tafesse M., Baumann M.J. Baumann Resonant ultrasound spectroscopy measurement of Young's modulus, shear modulus and Poisson's ratio as a function of porosity for alumina and hydroxyapatite //Philosophical Magazine. -2009. -V. 89. -Т.14. -Р. 1163–1182.
2. Стефанов Ю.П. Режимы дилатансии и уплотнения развития деформации в зонах локализованного сдвига // Физ. мезомех. – 2010. - Спец выпуск 13. - С.44-52.
3. Григорьев М.В., Кульков С.Н. Фазовый состав, структура и удельная поверхность порошковых систем на основе корунда различной дисперсности //Journal of Siberian Federal University. Engineering & Technologies. – 2009.- Т.3. - № 2. – С. 294-300.