

Электронномикроскопические исследования показали, что для первого режима интенсивной прокатки характерно образование однородной субмикроструктурной структуры. Зерна имеют глобулярную форму со средним размером  $\approx 0,2$  мкм. Плотность на всех участках заготовок оказалась одинаковой и по данным более десятков измерений составила  $4,548 \pm 0,001$  г/см<sup>3</sup>. Так как плотность исходных (до прокатки) заготовок  $4,554 \pm 0,006$  г/см<sup>3</sup>, относительное разуплотнение образцов после первого режима прокатки очень небольшое,  $\Delta\rho/\rho \approx 0,13\%$ . Анализ данных показал, что при данном режиме прокатки наноразмерных неоднородностей пустотной природы практически не наблюдается.

При втором режиме прокатки образуется неоднородная субзеренная структура со средним размером  $\approx 1,2$  мкм. Измерения плотности выявило наличие областей, близких по плотности исходной заготовке ( $4,552 \pm 0,002$  г/см<sup>3</sup>) и областей с существенно более низкой плотностью ( $4,509 \pm 0,03$  г/см<sup>3</sup>), относительное разуплотнение которых по сравнению с исходным состоянием составило  $0,98\%$ . Анализ данных МРР показал, что эти разуплотненные области содержат высокую концентрацию нанопор размером  $\approx 20$  нм.

Результаты механических испытаний для образцов двух версий сведены в таблицу.

| Состояние | Предел прочности, МПа | Удлинение до разрыва, % | Модуль Юнга | $\delta \cdot 10^{-5}$ |
|-----------|-----------------------|-------------------------|-------------|------------------------|
| Исходное  | 460                   | 34                      | 108,04      | 39                     |
| Режим 1   | 930                   | 16                      | 107,78      | 416                    |
| Режим 2   | 650                   | 10                      | 105,81      | 205                    |
|           |                       |                         | 107,56      | 210                    |

Проводится анализ полученных данных с учетом результатов структурных исследований. Отмечается, что при определенных режимах интенсивной пластической деформации (к примеру, режиме 1) данный метод получения субмикроструктурной структуры имеет ряд преимуществ перед методом равноканального углового прессования.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 09-02-00596-а).*

## **МЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЯ ПОРИСТЫХ SiC-КЕРАМИК ПРИ СТАТИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ**

**Кадомцев А. Г., Слущер А. И., Бетехтин В. И., Дамаскинская Е. Е., Синани А. Б.**

*Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург, Россия,  
[andrei.kadomtsev@mail.ioffe.ru](mailto:andrei.kadomtsev@mail.ioffe.ru)*

Для определения статической прочности керамики использовались образцы, вырезанные в форме пластин длиной 30 мм, шириной 5 мм и толщиной 1 мм. С помощью оптической, электронной микроскопии и метода малоуглового рентгеновского рассеяния установлено, что данные материалы содержат три фракции пор [1]. В предположении сферичности пор характерные размеры составляют: для крупных пор от 10 до сотен микрометров; для средних пор – 0,5 – 10 мкм, для нанопор – 0,04 – 0,2 мкм. Для каждой фракции пор построено распределение по размерам и определена доля в интегральной пористости. Образцы нагружались по схеме четырехточечного изгиба до разрушения. Статическая прочность – разрывное напряжение  $\sigma_S$  рассчитывалось по известным формулам [2].

Установлено, что использование величины интегральной пористости, как основного параметра ансамбля пор, позволяет проводить лишь качественный анализ влияния пор на прочность. Высказано предположение о необходимости статистического подхода к описанию ансамбля пор.

При статическом нагружении наблюдается локализованное разрушение, которое происходит за счет образования и развития одной (или немногих) трещин. Предполагается, что в таком случае необходимо учитывать не средние, как при динамическом нагружении [3], а локальные значения параметров поровых ансамблей. Исходя из реальной структуры порового ансамбля в керамике, предложена конфигурация, состоящая из пор трех фракций, которая может обеспечить повышенный уровень перенапряжений (достаточный для начала разрушения). В первом приближении данная конфигурация представляет собой линейную последовательность, состоящую из крупной и средней пор, между которыми располагаются нанопоры.

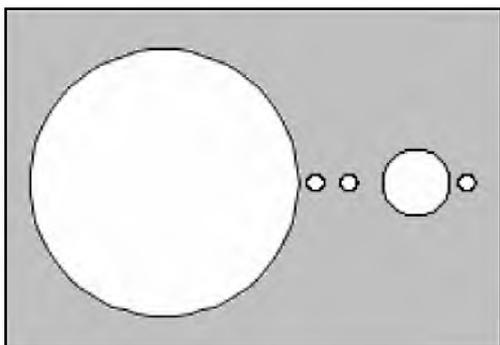


Рис. 1. Элемент линейной модели поровой структуры SiC-керамики.

Данная модель поровой структуры соответствует средним размерам пор всех фракций и средним расстояниям между порами отдельных фракций, определенным экспериментально. Была сделана оценка вероятностей такого расположения пор, проведенная на основе экспериментальных данных.

С помощью метода конечных элементов проведен расчет полей напряжений в данной линейной модели поровой структуры. Установлено, что коэффициент перенапряжений  $q$  (для всех исследованных образцов) на поверхности нанопоры, расположенной между крупной и средней порами, может достигать значения  $\approx 20$ . Это означает, что напряжения в этой

области становятся близкими к теоретической прочности  $\sigma_{th}$ . Можно предположить, что произойдет разрыв перемычки между нанопорой и средней порой.

Дальнейший расчет, проведенный с помощью метода конечных элементов, показал, что последовательное разрушение межпоровых перемычек приводит к образованию дефектов, в вершине которых коэффициент перенапряжений последовательно возрастает, достигая величины, достаточной для дальнейшего самопроизвольного разрушения материала.

Предложена аналитическая методика расчета локальных перенапряжений, позволяющая связать статическую прочность материала с локальными параметрами пористости.

Высказано предположение о роли пор различных фракций в разрушении материала.

1. Роль крупных пор состоит в создании дальнедействующих полей напряжений, с которыми взаимодействуют поля от более мелких дефектов.

2. Средние поры. Их роль близка к роли крупных пор. Меньшее дальнедействие частично компенсируется существенно большей концентрацией.

3. Роль нанопор в формировании больших локальных напряжений максимальна. Зарождение трещин происходит в поле дальнедействующих сил на их поверхности.

Таким образом, показано, что статическое разрушение керамик реализуется за счет достижения высоких напряжений (до  $\sigma_{th}$ ) в локальных поровых конфигурациях. Предложена структура таких конфигураций, параметры которых определены из эксперимента.

## Список литературы

1. V.I. Betekhtin, A.I. Slutsker, A.B. Sinani, A.G. Kadomtsev, S.S. Ordanyan Porosity of Silicon Carbide Ceramic. *Science of Sintering*, r. 34, 2002, 143-156.
2. Ю.Н.Работнов. Введение в механику разрушения. Наука. М. (1987), 80с
3. А.И. Слуцкер, А.Г. Кадомцев, В.И. Бетехтин, Е.Е. Дамаскинская, А.Б. Синани Локальные разрушающие напряжение в нагружаемой микропористой SiC-керамике. *Известия РАН. Серия физическая*. 2009, том 73, № 10, с. 1496-1502