

Влияние микропористости на прочностные свойства SiC-керамики

© А.И. Слущер, А.Б. Синани, В.И. Бетехтин, А.А. Кожушко, А.Г. Кадомцев, С.С. Орданьян*

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук,
194021 Санкт-Петербург, Россия

* Санкт-Петербургский государственный технологический институт (Технический университет),
190013 Санкт-Петербург, Россия

E-mail: Alexander.Slutsker@mail.ioffe.ru

(Поступила в Редакцию 19 декабря 2007 г.)

Исследована серия образцов карбид-кремниевой керамики с варьируемыми характеристиками микропористости и прочности: баллистической (σ_B) и статической (σ_S). На основе регистрируемой зависимости прочности керамики от интегральной пористости установлено, что прочность (как σ_B , так и σ_S) прямо пропорциональна средней длине перемычек между микропорами. Определен механизм влияния микропористости на прочность керамики, заключающийся в том, что межпоровые перемычки оказываются концентраторами напряжения, в результате чего и разрываются при приложении нагрузки к керамике. Из массового разрыва перемычек складывается разрушение керамического тела. Сделаны оценки среднего коэффициента концентрации напряжений в зависимости от интегральной пористости керамики. Показано, что уровень статической прочности керамики определяется наличием крупных микропор (50–100 μm).

Авторы признательны научно-исследовательской организации „QinetiQ“ (Великобритания) за поддержку проведенных исследований.

PACS: 61.72.Qq, 61.43.Gt, 62.20.Mk

1. Введение

Влияние пористости твердых тел на их свойства является признанным фактором и составляет предмет многочисленных исследований ввиду большого научного и технического интереса этого вопроса [1–6]. Уже одна (одиночная) пора в образце способна привести к резкому снижению его разрывной прочности из-за концентрации напряжений на границах поры, особенно при клиновидной форме поры, называемой в этом случае трещиной. Насыщение же объема тела ансамблем пор, что характеризуется понятием пористости (долей объема тела, занятого порами), усиливает влияние пор на прочностные, а также упругие, вязко-пластические и другие свойства.

Для таких объектов, как керамики, которые получают спеканием тонкодисперсных порошков, микропористость (размеры пор от долей микрона до сотен микрон) выступает характерным элементом их структуры. При констатации зависимости механических свойств керамик от их пористости (P) [7–10] выяснение физического смысла этой зависимости и ее детализация требует дальнейших исследований.

Целью настоящей работы является выяснение механизма влияния микропористости керамики на ее прочностные свойства (баллистическую и статическую прочность).

2. Объект

Керамика изготавливалась спеканием порошков SiC (величина частиц около 0.2 μm) с добавкой Al_2O_3 (от 6.5 до 10.8 wt%), Y_2O_3 (от 2.5 до 6.8 wt%), а также В и С

(до 0.5 wt.%). Температура спекания варьировалась от 1920 до 2150°С. Варьирование присадок и температуры спекания позволяло получить образцы SiC-керамики с разными прочностными свойствами и пористостью.

3. Прочностные свойства SiC-керамики

Для определения баллистической прочности использовались образцы цилиндрической формы диаметром 40 mm и длиной 30 mm.

Исследовалось высокоскоростное внедрение в образцы удлиненных ударников из вольфрамового сплава диаметром 3 mm и длиной 30 mm. Скорость удара составляла 1600 m/s. Положение ударника в различные моменты времени (от 3 до 30 μs) регистрировалось на четырехкадровой рентгеноимпульсной установке. Подробно анализ измеряемых зависимостей скорости внедрения и сокращения длины ударника от времени изложен в [11]. На основе этого анализа определяли баллистическую прочность σ_B образцов — эффективное сопротивление внедрению. Полученные значения σ_B пяти исследованных образцов, обозначаемых далее SiC1, SiC2, SiC3, SiC4, SiC5, приведены в таблице. Можно видеть вариацию баллистической прочности в серии образцов SiC.

Для определения статической прочности использовались образцы, вырезанные в форме пластин длиной 30 mm, шириной 5 mm и толщиной 1 mm. Образцы нагружались по схеме четырехточечного изгиба до разрушения. Статическая прочность — разрывное напряжение σ_S — рассчитывалась по известной формуле $\sigma_S = \frac{3P_r(l-a)}{bh^2}$, где P_r — разрушающая нагрузка, l и a — расстояния между внешними и внутренними опорами, b

Характеристики прочности и пористости образцов SiC-керамики

Образец	Баллистическая прочность σ_B , GPa	Статическая прочность σ_S , GPa	Плотность ρ , g/cm ³	Расчетная беспоровая плотность, ρ_0 g/cm ³	Пористость P_{dil} , %	Пористость $P_{sum} = P_{opt} + P_{SEM} + P_{XD}$, %
SiC1	11.0 ± 0.3	0.43 ± 0.02	3.28 ± 0.01	3.31	0.9 ± 0.2	1.1
SiC2	9.0 ± 0.2	0.33 ± 0.02	3.26 ± 0.02	3.32	1.8 ± 0.6	2.4
SiC3	6.9 ± 0.2	0.31 ± 0.03	3.22 ± 0.01	3.30	2.4 ± 0.3	3.0
SiC4	5.3 ± 0.3	0.23 ± 0.02	3.05 ± 0.01	3.21	5.0 ± 0.3	4.5
SiC5	5.1 ± 0.2	0.18 ± 0.02	2.93 ± 0.03	3.25	10.0 ± 1.0	10.3

и h — ширина и толщина образца. Полученные значения σ_S приведены в таблице, из которой можно видеть вариации статической прочности в серии образцов SiC.

4. Пористость SiC-керамики

Исследование пористости проводилось рядом методов: dilatометрическим (интегральная пористость), микроскопии, рентгеновской дифракции.

Методом гидростатического взвешивания в дистиллированной воде измерялась плотность образцов ρ (см. таблицу). По данным химического состава подсчитывалась плотность образцов, свободных от пор ρ_0 (см. таблицу). Интегральная пористость образцов находилась как $P_{dil} = 1 - \rho/\rho_0$. Значения P_{dil} также приведены в таблице, из которой видно, что пористость исследуемых образцов SiC варьируется от ~ 1 до $\sim 10\%$.

Полученные значения „dilatометрической“ пористости, опирающиеся на расчетные значения плотности „беспоровой“ керамики, желателно подтвердить дополнительно. Кроме того, значения интегральной пористости не дают информации о размерах и концентрации пор.

Детальные данные о пористости для этой же серии образцов SiC-керамики были получены методами оптической и электронной сканирующей микроскопии, а также рентгеновской дифракции в малых углах. Экспериментальные данные и их анализ подробно изложены в [12]. Здесь приводим полученные в [12] результаты.

Методом оптической микроскопии выявлено наличие в образцах SiC квазисферических пор с широким распределением по размерам („диаметром“): от ~ 5 до $50-100 \mu\text{m}$. Дифференциальное распределение близко к экспоненциальному. В „оптическом“ диапазоне средний размер пор в серии образцов SiC лежит в интервале от ~ 9 до $\sim 23 \mu\text{m}$. Концентрации пор меняются в диапазоне $(2-8) \cdot 10^6 \text{ cm}^{-3}$. Подсчитанный относительный суммарный объем пор („оптическая пористость“ P_{opt}) лежит в диапазоне $(0.3-4.9) \cdot 10^{-2}$.

Методом электронной сканирующей микроскопии в образцах SiC обнаружены квазисферические поры с размерами от 0.3 до $\sim 3-7 \mu\text{m}$ с дифференциальным распределением, также близким к экспоненциальному. В „электронно-микроскопическом“ диапазоне средний размер пор меняется в серии образцов SiC от 0.4 до $0.8 \mu\text{m}$. Концентрация таких пор

лежит в диапазоне $(3-9) \cdot 10^{10} \text{ cm}^{-3}$. Подсчитанный относительный суммарный объем пор („электронно-микроскопическая пористость“ — P_{SEM}) меняется в диапазоне $(0.5-5.3) \cdot 10^{-2}$.

Дифракция рентгеновских лучей при малых углах показала наличие пор с размерами ~ 0.4 и $\sim 0.2 \mu\text{m}$, концентрацией $\sim 5 \cdot 10^{12}$ и $5 \cdot 10^{11} \text{ cm}^{-3}$ и с подсчитанным суммарным объемом („рентгеновская пористость“ — P_{XD}), варьируемым в диапазоне $(0.1-0.3) \cdot 10^{-2}$.

Таким образом, все три метода показали наличие пор в образцах SiC-керамики с размерами („диаметром“) от ~ 0.04 до $100 \mu\text{m}$ (т.е. нано- и микропор), установили экспоненциальный характер распределения пор по размерам, позволили оценить средние размеры пор, их концентрации и вклад пор различных размеров в суммарную пористость образцов. Для каждого из серии образцов SiC произведена оценка суммарной пористости $P_{SUM} = P_{opt} + P_{SEM} + P_{XD}$, значения которой приведены в таблице. Важно отметить, что значения P_{SUM} и P_{dil} оказались достаточно близкими. Это означает, что интегральная пористость в серии образцов SiC определена надежно, что позволяет оперировать этой характеристикой (далее интегральную пористость будем обозначать просто P) при анализе связи прочностных свойств SiC-керамики с микропористостью образцов.

5. Обсуждение результатов

Из таблицы уже очевидны определенные корреляции как между самими прочностными характеристиками (σ_B и σ_S), так и прочностных характеристик с интегральной пористостью (P): с номером образца σ_B и σ_S монотонно спадают, а P монотонно возрастает. Эти корреляции иллюстрируются зависимостями $\sigma_B - \sigma_S$ и зависимостями σ_B и σ_S от P (рис. 1, 2).

Как видно из рис. 1, между величинами σ_B и σ_S существует прямая пропорциональность: $\sigma_B \approx m\sigma_S$, при этом $m \approx 25$. Рис. 2 показывает, что σ_B и σ_S единообразно снижаются с ростом пористости P . Это свидетельствует о закономерном влиянии пористости на прочностные свойства SiC-керамики. В то же время при констатации влияния пористости на прочность сама криволинейная зависимость $\sigma(P)$ не позволяет определить ни механизм этого влияния, ни экстраполяционные значения прочности (при $P = 0$). Для выяснения данных вопросов

обратимся к статистическому анализу ансамбля микропор в керамике. Пористость, как доля объема, занятого порами, равна сумме объемов пор в единице объема тела

$$P = \sum_{n=1}^{n=N} V_n,$$

где V_n — объем поры, N — концентрация пор.

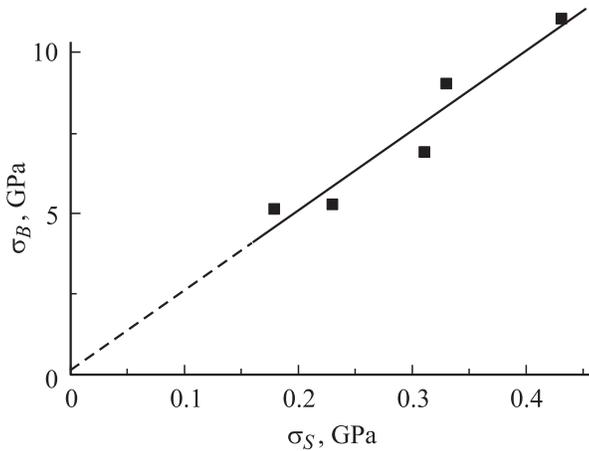


Рис. 1. Соотношение баллистической и статической прочности образцов SiC-керамики.

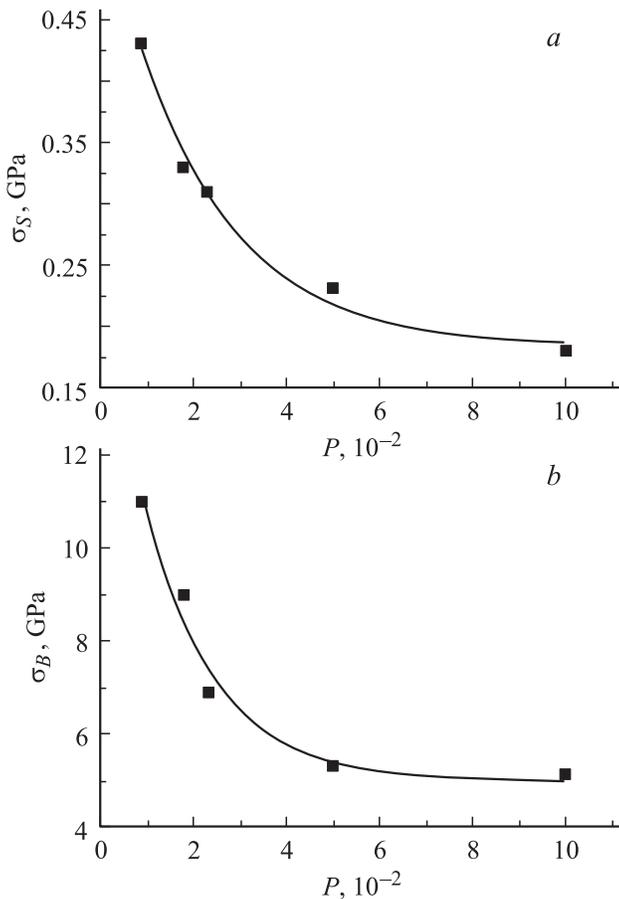


Рис. 2. Зависимость статической (a) и баллистической (b) прочности SiC-керамики от пористости.

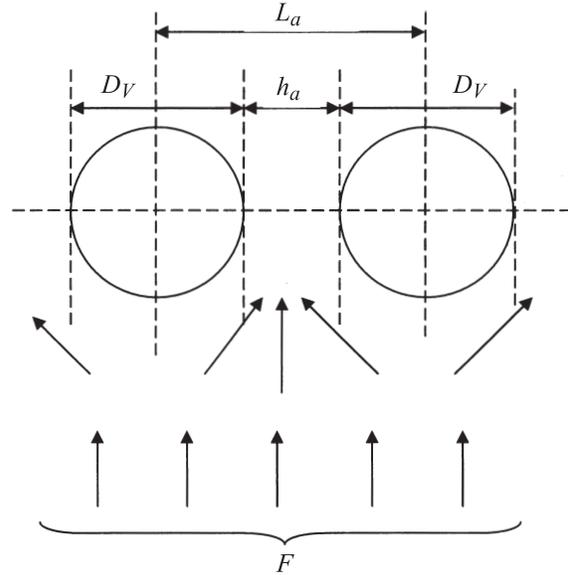


Рис. 3. Схема влияния пор на распределение напряжения.

Ввиду установленного широкого распределения пор по размерам перейдем к усреднениям.

Средний объем пор $\langle V \rangle = P/N$. Средний объем, приходящийся в теле на одну пору, $\langle \omega \rangle = N^{-1}$. Тогда пористость $P = \langle V \rangle / \langle \omega \rangle$.

Принимаем поры сферическими с диаметрами D . В этом случае $\langle V \rangle = \frac{\pi}{6} D_V^3$, где D_V — диаметр поры среднего объема.

Отметим, что величина D_V отличается от среднего диаметра пор $\langle D \rangle$. Как следует из установленного экспоненциального распределения пор по размерам [12], $D_V = 6^{1/3} \langle D \rangle$. Но именно величина D_V важна при последующей детализации влияния пористости на прочность керамики. Для объема $\langle \omega \rangle$ принимаем приближенное соотношение: $\langle \omega \rangle \approx \langle L^3 \rangle$, где L — расстояние между центрами соседних (ближайших) пор.

Поскольку L можно считать случайной величиной, то распределение промежутков между центрами соседних пор пропорционально функции $L^2 \exp(-\frac{3}{2} \frac{L^2}{\langle L^2 \rangle})$, и тогда $\langle \omega \rangle = \langle L^3 \rangle = \frac{\pi}{2} \langle L^3 \rangle$, где $\langle L \rangle$ — средняя величина промежутка между центрами соседних пор. Далее будем обозначать $\langle L \rangle = L_a$.

В результате получаем $P = \frac{1}{3} (\frac{D_V}{L_a})^3$, откуда следует $\frac{D_V}{L_a} = (3P)^{1/3}$.

Для дальнейшей детализации обратимся к „перемычкам“ между порами.

Средняя длина перемычки между границами соседних пор (см. схему на рис. 3) $h_a = L_a - D_V$. Отношение $\frac{h_a}{L_a} = 1 - \frac{D_V}{L_a} = 1 - (3P)^{1/3}$ характеризует среднюю долю „линейной межпоровой сплошности“ в теле.

При действии силы в направлении, перпендикулярном оси, соединяющей центры пор (рис. 3), доля сплошности $\frac{h_a}{L_a}$ выступает как мера относительной величины

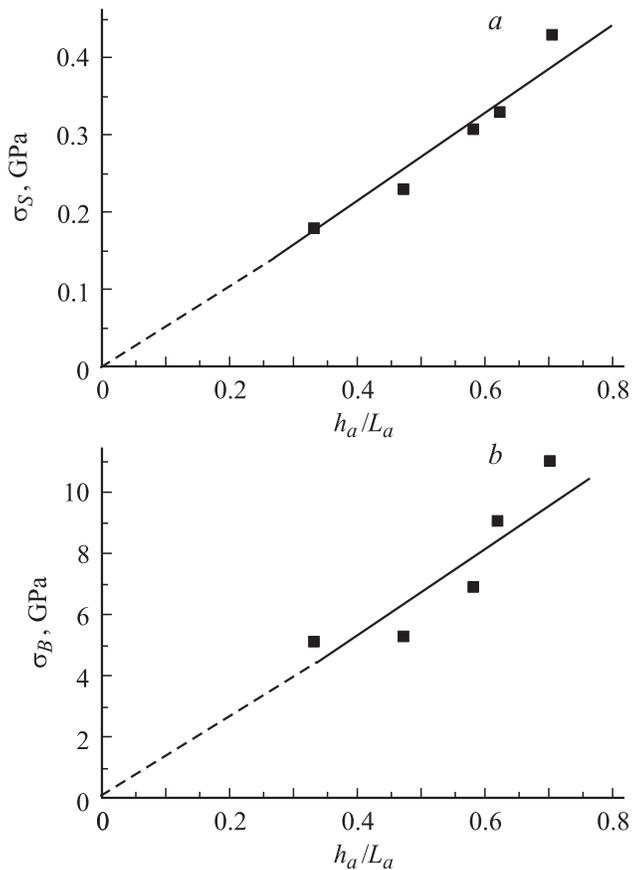


Рис. 4. Зависимость статической (а) и баллистической (б) прочности SiC-керамики от средней относительной длины межпоровых перемычек.

межпорового „живого сечения“ — доли сечения, принимающей на себя нагрузку. Если на тело с порами действует среднее по сечению всего тела напряжение σ , то перемычки между порами выступают концентраторами напряжения в меру $\sigma \frac{L_a}{h_a}$, где $q_a = \frac{L_a}{h_a}$ имеет смысл среднего коэффициента перенапряжения на перемычках. Естественно допустить, что разрушение тела контролируется разрывами перемычек. Тогда следует ожидать, что величина разрывного напряжения, измеряемого в экспериментах (т.е. σ_B и σ_S), будет зависеть от $\frac{h_a}{L_a}$, возрастая с увеличением $\frac{h_a}{L_a}$. Зависимости σ_B и σ_S от $\frac{h_a}{L_a} = 1 - (3P)^{1/3}$, построенные по данным таблицы для серии образцов SiC-керамики, представлены на рис. 4, на котором действительно можно видеть систематическое повышение прочности образцов с ростом $\frac{h_a}{L_a}$. При этом оказалось, что зависимость прочности от отношения $\frac{h_a}{L_a}$ удовлетворительно можно считать прямой пропорциональностью

$$\sigma_B \approx \sigma_B(0) \frac{h_a}{L_a}, \quad (1)$$

$$\sigma_S \approx \sigma_S(0) \frac{h_a}{L_a}. \quad (2)$$

Экстраполяция зависимостей (1) и (2) к крайним значениям $\frac{h_a}{L_a}$: 0 и 1 показывает следующее.

1) При $\frac{h_a}{L_a} \rightarrow 0$ σ_B и $\sigma_S \rightarrow 0$. Это отвечает отсутствию перемычек, т.е. „слиянию“ соседствующих пор, и тем самым потере несущей способности тела (в среднем). Условие $\frac{h_a}{L_a} = 1 - (3P)^{1/3} = 0$ дает значения „критической“ пористости $P_a \approx 0.3$, приводящей к „нулевой“ прочности. В реальности, очевидно, тело, насыщенное микропорами, будет сохранять некоторую ненулевую прочность и при $P > 0.3$ (напомним, что зависимости (1) и (2) получены в результате сильных усреднений характеристик пористости), но можно полагать, что при $P > 0.3$ прочность по мере дальнейшего роста пористости будет падать особенно резко. Отметим, что значение $\sigma = 0$ при $P = 1$ (тело — сплошная пустота) является тривиальным.

2) При $\frac{h_a}{L_a} \rightarrow 1$ происходит переход к условию отсутствия пор в теле. Тогда в выражениях (1) и (2) значения $\sigma_B(0)$ и $\sigma_S(0)$ отвечают прочности SiC-керамики с „нулевой пористостью“. Значения $\sigma_B(0)$ и $\sigma_S(0)$ обсудим далее.

Таким образом, детальное исследование микропористости SiC-керамики и статистический анализ ансамбля микропор позволили установить широкое распределение пор по размерам и параметры этого распределения, определить концентрацию пор, их средние размеры и среднее расстояние между центрами пор и, что особенно важно, найти отношение средних размеров перемычек между порами к среднему промежутку между центрами пор для серии образцов SiC-керамики, обладающих различной пористостью. Оказалось, что именно это отношение, характеризующее средний уровень перенапряжения q_a в нагруженном пористом теле, и определяет как баллистическую, так и статическую прочность SiC-керамики.

Разумеется, истинное поле напряжения на перемычках между порами в нагруженном теле зависит от многих факторов: размеров и формы пор, „шероховатости“ их поверхности, ориентации перемычек относительно приложенных к телу сил и т.д. Поэтому найденная из значения пористости P мера „живого сечения“ в пористом теле является в значительной степени усредненной величиной. Тем не менее эта характеристика, очевидно, эффективным образом отражает концентрацию напряжений на перемычках и приводит к простой пропорциональной связи прочности SiC-керамики со средней относительной величиной „межпоровой сплошности“.

Обратимся к рассмотрению значений прочности SiC-керамики при „нулевой пористости“: $\sigma_B(0)$ и $\sigma_S(0)$.

Из рис. 4 следует: $\sigma_B(0) \approx 15$ GPa; $\sigma_S(0) \approx 0.6$ GPa.

Таким образом, при единообразии зависимостей σ_B и σ_S от пористости и ее характеристик (рис. 2, 4) видно резкое различие величин $\sigma_B(0)$ и $\sigma_S(0)$: $\frac{\sigma_B(0)}{\sigma_S(0)} \approx 25$, что, естественно, согласуется с отношением $m = \frac{\sigma_B}{\sigma_S} \approx 25$ для серии образцов (рис. 1). Обсудим причины такого различия прочностных характеристик.

Исследования разрушения керамик состава Si, C, N и др. показали, что распад нагружаемых керамических тел на части происходит вследствие разрыва сильных ковалентных межатомных связей, обладающих высокой энергией диссоциации ($\sim 5\text{eV}$) и высокой разрывной прочностью $\sigma_{th} \approx 30\text{GPa}$ [13,14]. Это означает, что разрушение керамики наступает тогда, когда прилагаемая нагрузка обеспечивает в керамике напряжения, сравнимые с σ_{th} . При невысоких (для керамик) температурах ($\sim < 1000\text{K}$) кинетическим аспектом разрушения (когда разрывы связей происходят и при низких напряжениях, но при действии термических флуктуаций [15]) можно пренебречь и считать необходимыми для разрушения керамики высокие (максимальные теоретические — σ_{th}) напряжения на межатомных связях.

Как видно, для баллистического разрушения экстраполированное к нулевой пористости разрывное напряжение $\sigma_B(0)$ достигает высокого значения $\sim 15\text{GPa}$. Такое напряжение уже сравнимо с прочностью межатомных ковалентных связей в керамике, хотя и меньше σ_{th} примерно в 2 раза. Учитывая все приближения как при определении баллистической прочности керамики, так и при выводе связи прочности с характеристиками поровой структуры, можно расхождению $\sigma_B(0)$ и σ_{th} не придавать большого значения, а высокую величину $\sigma_B(0)$ (особенно по сравнению с $\sigma_S(0)$) принять приближенно отвечающей теоретической прочности SiC-керамики.

Баллистическое разрушение керамики имеет массовый по объему, делокализованный характер. Действительно, внедряющийся в образец ударник диаметром 3 мм вызывает тонкое диспергирование материала в достаточно большой зоне вокруг ударника. Доказательством такого характера разрушения являются результаты гранулометрии продуктов баллистического разрушения керамики, показывающие распад керамики в зоне вокруг ударника на частицы с размерами $\sim 1\mu\text{m}$, что соответствует среднему размеру зерна в исследуемых образцах. В условиях такого делокализованного разрушения пористость уменьшает сопротивление внедрению ударника в меру уменьшения именно среднего „живого сечения“, характеризуемого отношением $\frac{h_a}{L_a}$. Выражением влияния микропористости на баллистическое разрушение и является установленная пропорциональность баллистической прочности величине $\frac{h_a}{L_a}$.

Таким образом, делокализованный характер баллистического разрушения и обуславливает связь баллистической прочности со средними по объему характеристиками. Отдельные редкие крупные дефекты — поры — здесь, очевидно, заметной роли не играют.

Перейдем к анализу процесса статического разрушения керамики. Статическое разрушение отличается от баллистического резкой локализацией разрушения. В условиях одноосного растягивающего нагружения или четырехточечного изгиба (как в настоящей работе) разрушение выражается в разрыве или изломе образца фактически только на 2 части, т.е. в каком-то сечении образца в результате нагружения образуется магистраль-

ная трещина, прорастание которой и означает разрушение образца. Решающую роль здесь играет место зарождения и последующего роста трещины. Таким местом может оказаться только какой-либо дефект, являющийся мощным концентратором напряжения, на котором и при малой внешней нагрузке возникают сильные локальные напряжения, достигающие теоретической прочности. Представляется, что сильная локальная концентрация напряжения может быть связана с крупными порами, т.е. такими, размер которых значительно превышает средний размер пор. Наличие крупных пор следует из установленного широкого распределения пор по размерам в исследуемых образцах SiC-керамики от ~ 1 до $\sim 100\mu\text{m}$.

Каждая крупная пора, естественно, окружена „облаком“ мелких пор. Рассмотрим крупную пору диаметром D_b , вблизи границы которой находится пора малого диаметра. Расстояние между центрами двух данных пор обозначим L_{doc} . Длину перемычки между порами примем равной средней в общей пористости керамики h_a . Напомним, что средний коэффициент перенапряжения (q_a), как было установлено выше, определяется отношением среднего расстояния между центрами пор (L_a) к средней длине перемычек между порами (h_a): $q_a = \frac{L_a}{h_a}$, т.е. средним „линейным живым сечением“. Применим такую же меру коэффициента перенапряжения для локальной ситуации: перемычки между крупной и соседствующей с ней порой малого диаметра $q_{loc} = \frac{L_{loc}}{h_a}$.

Делаем преобразование $q_{loc} = \frac{L_{loc}}{h_a} = \frac{L_{loc}}{L_a} \cdot \frac{L_a}{h_a} = \frac{L_{loc}}{L_a} \cdot q_a$. Для случая, когда диаметр крупной поры значительно больше, чем диаметр соседней поры и средняя длина перемычек между порами (как следует из приведенных выше данных, величина h_a соизмерима со средним значением диаметра пор), то приближенно $L_{loc} \approx \frac{1}{2} D_b$.

Таким образом, $q_{loc} \approx \frac{1}{2} \frac{D_b}{L_a} \cdot q_a \approx q_p \cdot q_a$.

Следовательно, в локальный коэффициент перенапряжения сомножителем к среднему коэффициенту перенапряжения (q_a) входит задаваемая размером крупной поры (D_b) величина $q_p = \frac{1}{2} \frac{D_b}{L_a}$.

Из данных по общей концентрации пор в образцах SiC-керамики следует, что значение L_a составляет $\sim 2\mu\text{m}$. Поскольку среднее значение размера пор в этих образцах $\langle D \rangle \approx 0.5\mu\text{m}$, то поры с размерами 50–100 μm выступают как весьма крупные. Тогда для крупной поры ($D_b \approx 50\text{--}100\mu\text{m}$) $q_p \approx 15\text{--}30$.

Условие статического разрушения керамики: $\sigma_S \cdot q_{loc} = \sigma_{th} \approx \sigma_b(0)$, откуда с учетом (2) следует $q_{loc} \approx \frac{\sigma_b(0)}{\sigma_S} \approx \frac{\sigma_b(0)}{\sigma_S} (0) \cdot q_a \approx 25 \cdot q_a$.

Таким образом, требуемое для объяснения низкой статической прочности SiC-керамики значение локального перенапряжения (q_{loc}), превышающего средний уровень перенапряжения (q_a) в ~ 25 раз, удовлетворительно согласуется с оценкой перенапряжения на межпоровой перемычке у границы крупной поры $q_{loc} \approx (15\text{--}30)q_a$.

Разумеется, сделанная оценка локальных перенапряжений у границ крупной поры является очень грубой.

Перенапряжения у границ такой поры будут зависеть и от формы (несферичности) поры, и особенно от „шероховатости“ или „зазубренности“ границ поры, что может дополнительно увеличивать локальные перенапряжения. Но важно подчеркнуть, что и грубая, упрощенная оценка приводит к реалистичным значениям локальных перенапряжений.

За разрывом „первой“ перемычки последует „эстафетная“ передача разрывов на следующие (с удалением от границы крупной поры) межпоровые перемычки, поскольку перенапряжения на них будут „передаваться“ при разрывах предыдущих перемычек. Таким образом, будет происходить перерастание крупной поры в трещину, которая и приведет к разрыву уже всего образца.

При экспериментальном исследовании пористости SiC-керамики регистрировались отдельные крупные поры с размерами в диапазоне 50–100 мкм. Опираясь на установленное экспоненциальное распределение пор по размерам, оценим вероятность нахождения крупных пор в образцах SiC-керамики при измерении статической прочности при четырехточечном нагружении.

Из данных [12] следует, что в соответствии с экспоненциальным распределением пор по размерам число пор с размерами $D \geq 50 \mu\text{m}$ в 1 cm^3 керамики составляет $\sim 5 \cdot 10^3$. При четырехточечном нагружении разрушение, естественно, начинается в приповерхностном слое с „выгибающейся“ стороны. В соответствии с размерами пластинчатого образца и принимаемой толщиной приповерхностного слоя $\sim 100 \mu\text{m}$ объем „рабочей“ части образца составит $\sim 10^{-2} \text{ cm}^3$. Тогда число пор с размерами $D \geq 50 \mu\text{m}$ в этом слое исчисляется несколькими десятками.

Сделанная грубая оценка указывает на реалистичскую вероятность нахождения крупных пор в нагружаемой зоне образцов керамики. Оценка не отрицает возможного влияния на статическое разрушение структурных характеристик „непоровой“ природы: размеров зерен, состояния поверхности исследуемых образцов керамик (последнее особенно важно при статических испытаниях на изгиб или растяжение) и других. В настоящей работе названные „непоровые“ характеристики контролировались и были практически одинаковы для всей серии образцов керамики. Таким образом, для исследованных в работе образцов и одной микропористостью можно объяснить низкую статическую прочность керамики.

6. Заключение

Полученные данные по связи прочностных свойств с микропористостью SiC-керамики позволили конкретизировать характер влияния пористости на прочность.

Наличие множества рассеянных по объему микропор при механическом нагружении керамики приводит к концентрации напряжения на перемычках между порами. Установленное широкое, экспоненциального типа,

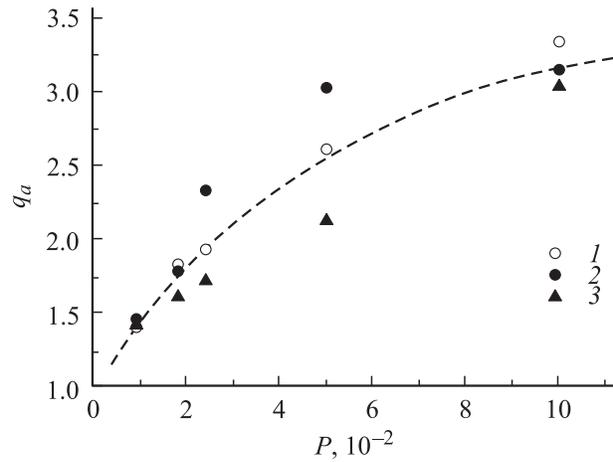


Рис. 5. Зависимости среднего коэффициента концентрации напряжения от пористости SiC-керамики. 1, 2 — для статической и баллистической прочности соответственно. 3 — расчет по формуле $q_a = [1 - (3P)^{1/3}]^{-1}$.

распределение пор по размерам при хаотичности расположения пор в объеме керамики обуславливает достаточно сильную вариацию локальных перенапряжений на перемычках. Поэтому важным представляется определение среднего уровня перенапряжений (концентрации напряжений) на межпоровых перемычках.

Среднее значение коэффициента концентрации напряжения на перемычках, вызванной пористостью керамики, найденное при использовании экстраполяционных значений $\sigma_B(0)$ и $\sigma_S(0)$ (рис. 4), составляет для баллистического разрушения: $q_a(P) \approx \frac{\sigma_B(0)}{\sigma_B(P)}$, для статического разрушения: $q_a(P) \approx \frac{\sigma_S(0)}{\sigma_S(P)}$.

Зависимость коэффициента q_a от пористости образцов SiC-керамики показана на рис. 5, где приведена и „расчетная“ зависимость $q_a(P) = \frac{L_a}{h_a} = [1 - (3P)^{1/3}]^{-1}$, которая, естественно, оказалась достаточно близкой к „экспериментальным“ зависимостям $q_a(P)$ в силу установленных соотношений (1) и (2).

Таким образом, роль микропористости керамики прежде всего заключается в создании средней по объему керамики концентрации напряжения на межпоровых перемычках. Как видно, к значениям пористости $\sim 10\%$ этот коэффициент достигает величины ~ 3 . Данные средние перенапряжения фактически определяют баллистическую прочность керамики, поскольку баллистическое разрушение происходит за счет „массового“ разрыва межпоровых перемычек.

Но если для баллистического разрушения определяющими являются средние характеристики микропористости, то для статического разрушения, при сохранении зависимости от средних характеристик микропористости, определяющими уровень прочности выступают локальные характеристики микропористости. На перемычках между крупной и мелкими порами (вокруг крупной поры находится много мелких) возникают перенапря-

жения значительно более высокие, чем средние. Это приводит и при весьма низких внешних напряжениях к разрыву перемычек, что вызывает рост крупной поры и превращение ее в трещину, пересекающую образец.

Список литературы

- [1] П.Г. Черемской, В.В. Слезов, В.И. Бетехтин. Поры в твердом теле. Энергоатомиздат, М. (1990). 374 с.
- [2] В.И. Владимиров. Физическая природа разрушения металлов. Металлургия, М. (1984). 272 с.
- [3] С.В. Белов. Пористые металлы в машиностроении. Машиностроение, М. (1976). 275 с.
- [4] Р. Коллинз. Течение жидкостей через пористые материалы. Пер. с англ. Мир, М. (1964). 243 с.
- [5] В.И. Бетехтин, С.Ю. Веселков, Ю.М. Даль, А.Г. Кадомцев, О.В. Амосова. ФТТ **45**, 618 (2003).
- [6] В.В. Юдин. Стохастическая магнитная структура пленок с микропористой системой. Наука, М. (1987). 302 с.
- [7] Р.А. Андриевский, А.Г. Ланин, Г.А. Ромашевский. Прочность тугоплавких соединений. Металлургия, М. (1974). 384 с.
- [8] С.М. Баринов, В.Я. Шевченко. Прочность технической керамики. Наука, М. (1996). 187 с.
- [9] А.С. Беркман, И.Т. Мельников. Пористая проницаемая керамика. Стройиздат, Л. (1959). 227 с.
- [10] А.П. Гаршин, В.М. Троянов, Г.П. Зайцев, С.С. Семенов. Керамика для машиностроения. Научиздат, М. (2003). 384 с.
- [11] А.С. Власов, Е.Л. Зильбельбранд, А.А. Кожушко, А.Н. Козачук, А.Б. Синани, А.И. Слуцкер, В.И. Бетехтин, С.С. Орданьян. ЖТФ **74**, 801 (2004).
- [12] A.I. Slutsker, V.I. Betekhtin, A.V. Sinani, A.G. Kadomtsev, S.S. Ordanyan. Science Sintering **34**, 143 (2002).
- [13] G.D. Quinn, J.B. Quinn. Fracture Mechanics of Ceramic / Ed. R.C. Brandt. Plenum Press, Chichester (1983). V. 6. P. 603.
- [14] А.И. Слуцкер, А.В. Дмитриев, Е.Е. Парфенова. ЖТФ **63**, 1, 61 (1993).
- [15] В.Р. Регель, А.И. Слуцкер, Э.Е. Томашевский. Кинетическая природа прочности твердых тел. Наука, М. (1974). 560 с.