

05;12

Твердость микропористой SiC-керамики

© А.И. Слущер,¹ А.Б. Синани,¹ В.И. Бетехтин,¹ А.Г. Кадомцев,¹ С.С. Орданьян²¹ Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН,
194021 Санкт-Петербург, Россия² Санкт-Петербургский государственный технологический институт (Технический университет),
190013 Санкт-Петербург, Россия

(Поступило в Редакцию 20 февраля 2008 г.)

Исследована серия образцов карбидкремниевой (SiC) керамики с варьируемыми характеристиками микропористости и твердости. На основе анализа измеренной зависимости твердости керамики от интегральной пористости установлено, что твердость пропорциональна средней длине перемычек между порами. Определено, что механизмом влияния микропористости на твердость является концентрация напряжения на межпоровых перемычках, что и ведет к их разрыву. Внедрение индентера происходит при массовом разрыве перемычек. Оценен средний коэффициент напряжения в зависимости от интегральной пористости керамики. Показана общность в микромеханизмах квазистатического индентирования и высокоскоростного индентирования — внедрения ударника.

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

Введение

Керамические материалы в настоящее время находят все большее техническое применение благодаря ценным свойствам: высокой прочности при сравнительно низкой плотности (т.е. керамика обладает уникально высокой удельной прочностью), а также термической, химической и радиационной стойкости. Характерной особенностью структуры керамики, получаемой, как правило, спеканием тонкодисперсных порошков, выступает пористость — насыщенность объема керамического тела порами. Признанным фактором является существенное влияние пористости керамики на ее физические свойства, прежде всего — механические. Исследование зависимости механических свойств керамики (разрывной прочности, ударной прочности, модулей упругости) от пористости составляет предмет многочисленных работ [1–6].

Среди методов исследования и оценки механических свойств твердых тел широкое применение, особенно в последнее время, находит метод измерения твердости, определяемой как напряжение квазистатического внедрения индентера в тело. Измерение твердости ведет к возможности определения упругих, прочностных и пластических характеристик тел, хотя реализация этой возможности далеко не всегда является простой задачей.

Для керамики, которая, как правило, является хрупким материалом (при не слишком высоких температурах), установлено сильное влияние пористости на ее твердость [7]. Здесь следует подчеркнуть, что в подавляющем количестве работ использовалась такая интегральная характеристика порового состояния материала, как доля объема тела, занятая порами, что и принято называть “пористостью”, (P). При констатации факта зависимости твердости (H_v) керамики от интегральной характеристики — пористости (P) — механизм влияния пор на твердость нуждается в дальнейшем выяснении.

Задачей настоящей работы и является выяснение механизма влияния пористости керамики на ее твердость на основе более детального, чем ранее проведенные, исследования пористости.

1. Объект

Объектом служил один из широко используемых в технике материалов: карбидкремниевая (SiC) керамика. Керамика изготавливалась спеканием порошков SiC (величина частиц около $0.2\ \mu\text{m}$) с добавками Al_2O_3 , Y_2O_3 , В и С в несколько процентов (по весу). Температура спекания варьировалась в районе $1900\text{--}2200^\circ\text{C}$. Варьированием присадок и температуры спекания достигалось получение образцов SiC-керамики с различной пористостью, далее маркируемых как: SiC1, SiC2, SiC3, SiC4, SiC5.

2. Пористость SiC-керамики

Исследование пористости проводилось dilatометрическим методом: методами оптической и электронной микроскопии, а также рентгеновской дифракции.

Методом гидростатического взвешивания в дистиллированной воде измерялась плотность образцов (ρ). По данным химического состава образцов подсчитывалась плотность образцов, свободных от пор (ρ_0). Интегральная пористость образцов находилась как $P_{\text{dil}} = 1 - \rho/\rho_0$. Значения интегральной пористости P_{dil} для серии образцов SiC1–SiC5 приведены в таблице, из которой видно, что для этой серии P_{dil} варьирует в диапазоне $\sim 1\text{--}10\%$.

Полученные значения “дилатометрической, пористости, опирающиеся на расчетные значения плотности “беспоровой, керамики, для проверки требуют подтверждения независимым методом. Кроме того, из

Значения пористости и твердости образцов SiC-керамики

Образцы	Пористость, %		Твердость H_v , GPa
	P_{dil}	$P_{SUM} = P_{opt} + P_{SEM} + P_{XD}$	
SiC1	0.9 ± 0.2	1.1	31
SiC2	1.8 ± 0.6	2.4	25
SiC3	2.4 ± 0.3	3.0	23
SiC4	5 ± 0.3	4.5	22
SiC5	10 ± 1	10.3	19
*SiC6	5		20
*SiC7	16		10
*SiC8	20		7.4

Примечание. Результаты получены из [7].

значений интегральной пористости не получить информации о детальных характеристиках порового состояния керамики: размерах и концентрации пор.

Детальные данные для той же серии образцов SiC-керамики были получены методами оптической и электронной сканирующей микроскопии и рентгеновской дифракции в малых углах. Экспериментальные данные и их анализ для этой серии образцов подробно представлены в [8]. В настоящей работе приводятся полученные в [8] результаты.

Методом оптической микроскопии выявлено наличие в образцах SiC квазисферических пор размером („диаметром“) от ~ 5 до $\sim 100 \mu\text{m}$ с дифференциальным распределением пор по размерам, близким к экспоненциальному. Подсчитанный относительный суммарный объем пор („оптическая пористость“ P_{opt}) для данной серии образцов лежит в диапазоне $(0.3-4.9) \cdot 10^{-2}$.

Методом электронной сканирующей микроскопии в образцах SiC обнаружены квазисферические поры размером от ~ 0.3 до $\sim 3 \mu\text{m}$ с дифференциальным распределением пор по размерам, также близким к экспоненциальному. Подсчитанный относительный суммарный объем пор („электронно-микроскопическая пористость“ P_{SEM}) изменяется в диапазоне $(0.5-5.3) \cdot 10^{-2}$.

Дифракция рентгеновских лучей в малых углах показала наличие пор размером $\sim 0.04-0.2 \mu\text{m}$ с суммарным объемом („рентгеновская пористость“ P_{XD}) в диапазоне $(0.1-0.3) \cdot 10^{-2}$.

Таким образом, три метода показали наличие пор в образцах SiC-керамики размером („диаметром“) от ~ 0.04 до $\sim 100 \mu\text{m}$ (т.е. нано- и микропор), установили экспоненциальный характер распределения пор по размерам и позволили оценить вклад пор различных размеров в пористость образцов. Как следует из полученных данных, основной вклад в значение пористости — до $\sim 95\%$, — вносят микропоры (размером от ~ 1 до $\sim 100 \mu\text{m}$). Поэтому пористость исследуемой SiC-керамики может характеризоваться как „микропористость“. Для каждого образца SiC из серии проведена 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 надежность определения интегральной пористости P в серии образцов SiC, что позволяет оперировать данной характеристикой при последующем анализе связи твердости SiC-керамики с микропористостью образцов.

В таблицу внесены также значения пористости образцов SiC-керамики, маркируемые SiC6, SiC7, SiC8, взятые из работы [7], которые расширяют диапазон варьирования пористости до 20%.

3. Твердость SiC-керамики

Для измерения твердости исходных образцов SiC-керамики, имевших форму цилиндров диаметром 40 и высотой 40 mm, вырезались пластины толщиной 2 mm, поверхность которых подвергалась тонкой шлифовке.

Индентером служила пирамида Виккерса. Твердость (H_v) измерялась при нагрузке 10–100 N по методике, описанной в [9]. Для выбранного диапазона нагрузок величина отпечатка (диагональ) имела размер до $\sim 60 \mu\text{m}$, что соответствовало глубине внедрения до $\sim 10 \mu\text{m}$. Величина H_v определялась как $H_v = F/S$, где F — сила вдавливания, S — площадь поверхности отпечатка после снятия нагрузки.

Полученные значения твердости для серии SiC1–SiC5 приведены в таблице. Можно видеть систематическое монотонное (с номером образца) снижение H_v : от ~ 30 GPa до ~ 20 GPa.

В таблицу внесены также значения твердости образцов SiC-керамики, взятые из работы [7], расширяющие диапазон уменьшения H_v до ~ 7 GPa.

4. Анализ и обсуждение результатов

Из таблицы видна корреляция твердости SiC-керамики с интегральной пористостью: с номером образца H_v монотонно спадает, а P — монотонно возрастает. Эта корреляция иллюстрируется зависимостью H_v от P , представленной на рис. 1. На графике можно отметить хорошую „стыковку“ результатов по серии образцов SiC1–SiC5 с результатами по образцам SiC6–SiC8, взятыми из работы [7]. Это позволяет анализировать связь твердости с микропористостью в широком диапазоне изменения пористости ($\sim 1-20\%$) и твердости ($\sim 30-7$ GPa).

Зависимость $H_v(P)$ констатирует влияние пористости на твердость. В то же время сама по себе данная зависимость не позволяет определить механизм этого влияния. Для выяснения вопроса обратимся к статистическому анализу ансамбля микропор в керамике.

Пористость как доля объема, занятого порами, равна сумме объемов пор в единице объема тела:

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

где V_n — объем поры, N — концентрация пор.

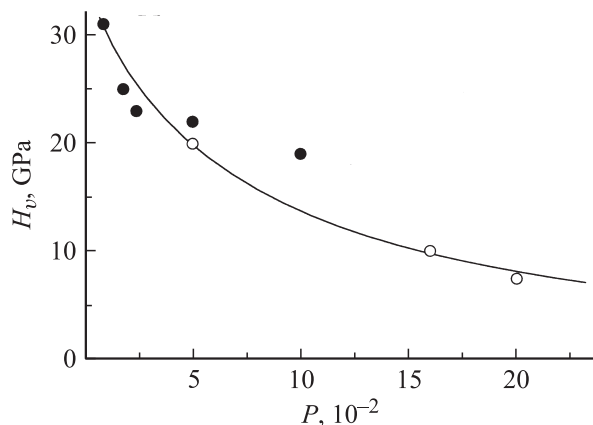


Рис. 1. Зависимость твердости SiC-керамики от пористости: ● — результаты настоящей работы; ○ — результаты работы [7].

Установленное широкое распределение пор по размерам (от ~ 1 до $\sim 100 \mu\text{m}$) диктует переход к усредненным характеристикам пористости. Средний объем пор $\langle V \rangle = P/N$.

В соответствии с экспериментальными данными принимаем поры сферическими с диаметром D . В этом случае $\langle V \rangle \cong \frac{\pi}{6} D_v^3$, где D_v — диаметр поры среднего размера.

Представим средний объем $\langle \omega \rangle$, приходящийся в теле на одну пору, сферой диаметром L_a . В этом случае $\langle \omega \rangle \cong \frac{\pi}{6} L_a^3$.

Как известно, при плотнейшей „упаковке“ сферами одинакового диаметра коэффициент заполнения пространства составляет 0.74, тогда $\langle \omega \rangle = 0.74/N$.

В итоге пористость $P = 0.74 \frac{\langle V \rangle}{\langle \omega \rangle} \cong 0.74 \left(\frac{D_v}{L_a} \right)^3$. Отсюда следует $\frac{D_v}{L_a} \cong (1.35P)^{1/3}$.

Подчеркнем, что величина L_a представляет собой среднее расстояние между центрами соседних „усредненных“ пор.

Для дальнейшей детализации введем в рассмотрение такой важный элемент поровой структуры, как „перемычки“ между границами соседних пор. Тогда средняя длина перемычки между границами соседних „усредненных“ пор: $h_a = L_a - D_v$.

Отношение $\frac{h_a}{L_a} = 1 - \frac{D_v}{L_a} = 1 - (1.35P)^{1/3}$ характеризует среднюю долю „линейной межпоровой сплошности“ в теле.

При индентировании, естественно, имеет место силовое воздействие на элементы структуры материала в зоне вокруг индентера. Долю сплошности $\frac{h_a}{L_a}$ можно считать некоторой мерой относительной величины межпорового „живого сечения“ — доли сечения, принимающей на себя нагрузку. Тогда можно ожидать, что сопротивление материала индентированию, которое и характеризуется величиной твердости, будет зависеть от значения локального „живого сечения“ пористого материала. Поэтому приобретает смысл рассмотрение зависимости твердости от величины h_a/L_a .

На рис. 2 представлена зависимость H_v от $\frac{h_a}{L_a} = 1 - (1.35P)^{1/3}$, построенная по данным таблицы для всего набора образцов SiC-керамики. Видно, что действительно имеет место систематическое повышение твердости с ростом h_a/L_a . Оказалось при этом, что связь твердости с отношением h_a/L_a , хотя и весьма приближенно, можно характеризовать зависимостью прямой пропорциональности

$$H_v \approx H_v(0) \frac{h_a}{L_a}. \quad (1)$$

Рассмотрим экстраполяцию зависимости (1) к крайним значениям

$$\frac{h_a}{L_a} = 0 \quad \text{и} \quad \frac{h_a}{L_a} = 1.$$

Условие $\frac{h_a}{L_a} = 0$ отвечает отсутствию перемычек, т.е. „слиянию“ соседствующих пор и тем самым — утрате „живого сечения“. И как результат — выступает падение при этом экстраполяционной микротвердости до нуля. Следует отметить, что условие $\frac{h_a}{L_a} = 1 - (1.35P)^{1/3} = 0$ дает значение „критической“ пористости $P_{cr} \approx 0.7$, приводящей к „нулевой“ твердости. В действительности, очевидно, тело, насыщенное микропорами, будет сохранять некоторую ненулевую твердость и при $P > 0.7$ (напомним, что зависимость (1) получена в результате сильных усреднений характеристик пористости), но можно полагать, что при $P > 0.7$ твердость по мере дальнейшего роста пористости будет падать более резко. Упомянем, что $H_v = 0$ при $P = 1$ (тело — сплошная пустота) является тривиальным.

Условие $\frac{h_a}{L_a} = 1$ означает переход к отсутствию пор в теле. Тогда в выражении (1) значение $H_v(0)$ отвечает твердости SiC-керамики с „нулевой пористостью“. Как следует из рис. 2, $H_v(0) \approx 36$ ГПа. Выясним, имеет ли такое значение $H_v(0)$ физический смысл.

Характер процесса индентирования для тел с различающимися свойствами различен. Так, для тел с резко

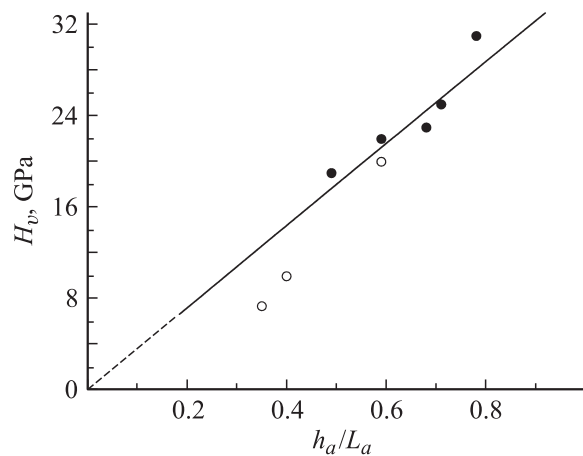


Рис. 2. Зависимость твердости SiC-керамики от средней относительной длины межпоровых перемычек $h_a/L_a = 1 - (1.35P)^{1/3}$: ● — по результатам настоящей работы; ○ — по результатам [7].

выраженными вязко-пластическими свойствами (большинство металлов, стекла и полимеры не при низких температурах) происходит своеобразное „вытекание“ материала из-под индентера. В этих случаях у краев отпечатка образуется „венчик“ материала, по которому может производиться оценка пластических характеристик тела [10].

Исследуемая в настоящей работе SiC-керамика в области комнатных температур является весьма хрупким высокотвердым телом. Продвижение индентера в глубь хрупкого тела связано с растрескиванием, разрушением материала [6,11]. Таким образом, индентирование хрупкого материала происходит при разрыве межатомных связей. Следовательно, при индентировании такого материала под индентером должны действовать такие напряжения, которые обеспечат разрывы межатомных связей.

Исследования разрушения керамики, содержащей Si, C, N и т.п., показали, что распад нагружаемых керамических тел на части обусловлен разрывами сильных ковалентных межатомных связей с высокой энергией диссоциации 4.5–5 eV и высокой разрывной прочностью [12,13]. При невысокой для керамики температуре ($T < 1000$ K) кинетическим аспектом разрушения (когда разрывы связей происходят и при низких напряжениях, но под действием термических флуктуаций [14]) можно пренебречь и тогда необходимыми для разрушения керамики являются высокие (теоретические σ_{th}) напряжения на межатомных связях.

Сделаем приближенную оценку разрывной прочности σ_{th} для межатомной связи Si–C. Энергия диссоциации Si–C-связи $Q = 4.7$ eV [15]. Для оценки σ_{th} применяются различные приближенные соотношения:

1) $\sigma_{th} \approx \left(\frac{EQ}{8V_a}\right)^{1/2}$ [16], где E — модуль Юнга связи, совпадающий с модулем Юнга бездефектного тела, V_a — активационный объем разрыва связи, близкий по величине объемам связанных атомов [17];

2) $\sigma_{th} \approx \frac{3}{16} \frac{k}{\alpha V_a}$ [18], где k — постоянная Больцмана, α — линейный коэффициент расширения (КТР) тела в классической области температуры;

3) $\sigma_{th} \approx \frac{Q}{V_a}$ [14].

В SiC-керамике, плотность которой $\rho_{SiC} = 3.22$ g/cm³ [7,19], объем, приходящийся на пару атомов Si и C, составляет

$$V_{SiC} = \frac{A_{SiC}}{\rho_{SiC} N_A} \approx 2.1 \cdot 10^{-2} \text{ nm}^3.$$

Здесь $A_{SiC} = 28 + 12 = 40$ — атомный вес SiC; N_A — число Авогадро. Учитывая значительную разницу объемов атомов в Si–C-связи, можно принять $V_a \approx 1.8 \cdot 10^{-2} \text{ nm}^3$.

Модуль Юнга для малodefектной SiC-керамики $E \approx 400$ GPa [7,19]. Линейный КТР SiC-керамики в классической области температуры (выше 10^3 K) $\alpha_{SiC} = 4.7 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ [20].

Подставив соответствующие количественные характеристики SiC-керамики в приведенные формулы для определения σ_{th} , получим значения σ_{th} : ~ 45 , ~ 30 , ~ 40 GPa.

Таким образом, оценки разрывной прочности Si–C-связи, сделанные по разным соотношениям, привели к достаточно устойчивому значению σ_{th} : ~ 30 – 40 GPa. Отметим, что распространенная приближенная оценка теоретической разрывной прочности твердых тел — $0.1 E$ — дает для SiC-керамики примерно такое же значение σ_{th} — 40 GPa.

Как показано выше, экстраполяционная твердость „беспоровой“ SiC-керамики $H_v(0) \approx 36$ GPa. Следовательно, значение $H_v(0)$ оказалось не случайным, а практически совпадающим с разрывной прочностью Si–C-связей. Это обстоятельство представляется весьма важным и позволяет наметить конкретный механизм влияния микропористости на твердость керамики.

Величина твердости означает среднее напряжение в материале под индентером. В беспоровой керамике локальные напряжения на Si–C-связях равны среднему напряжению и при $H_v(0) = \sigma_{th}$ вызывают разрывы Si–C-связей, благодаря чему происходит внедрение индентера. При наличии пор ситуация изменяется: локальные напряжения становятся отличающимися от среднего напряжения $H_v(P)$. Действительно, перемычки между порами (когда перемычки перпендикулярны направлению действующей силы) становятся концентраторами напряжения. Длина перемычки по отношению к расстоянию между центрами соседних пор, как уже отмечалось, выступает мерой межпорового „живого сечения“. Тогда локальное напряжение — напряжение на перемычке составит:

$$\sigma_{loc} = H_v(P) \left(\frac{h_a}{L_a}\right)^{-1}. \quad (2)$$

Таким образом, величина $q = \left(\frac{h_a}{L_a}\right)^{-1}$ имеет смысл среднего коэффициента локальных перенапряжений.

Разрыв перемычек, естественно, происходит при разрыве межатомных связей и для SiC-керамики — при разрыве Si–C-связей. Поэтому условием разрыва перемычек является: $\sigma_{loc} = \sigma_{th}$. Тогда из (2) следует:

$$H_v(P) = \sigma_{th} \left(\frac{h_a}{L_a}\right). \quad (3)$$

Поскольку выше было показано, что $H_v(0) \approx \sigma_{th} \approx 36$ GPa, то соотношение (3) соответствует экспериментально полученной зависимости (1).

Таким образом, можно заключить, что внедрение индентера в пористую керамику происходит при разрушении керамики в форме разрывов перемычек между порами за счет локальных перенапряжений на перемычках.

Разумеется, истинное поле напряжения на перемычках между порами в нагруженном теле является весьма сложным, зависящим от многих факторов: размеров пор, 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 $\frac{h_a}{L_a} = 1 - (1.35P)^{1/3}$ является очень усредненной величиной. Тем не менее эта характеристика, очевидно, эффективным образом отражает концентрацию напряжений на межпоровых перемычках и приводит к простой пропорциональной связи микротвердости SiC-керамики со средней относительной величиной „линейной межпоровой сплошности“ — см. выражение (1).

Заключение

Полученные данные по связи твердости с микропористостью SiC-керамики позволили конкретизировать характер влияния пористости на твердость.

Множественность рассеянных по объему керамики микропор приводит при индицирующем нагружении к концентрации напряжения на перемычках между порами. Установленное широкое экспоненциального типа распределение микропор по размерам при хаотичности расположения пор в объеме керамики обуславливает, конечно, сильную вариацию локальных перенапряжений на перемычках. Поскольку внедрение индентера происходит при „массовом“ разрыве межпоровых перемычек, то естественным является переход к средним значениям характеристик — как размеров микропор и перемычек, так и коэффициентов концентрации напряжения на перемычках. Среднее значение коэффициента концентрации напряжения на межпоровых перемычках в керамике, найденное при использовании экстраполяционного значения $H_v(0)$, составляет $q_a \approx \frac{H_v(0)}{H_v(P)}$.

Зависимость коэффициента q_a от пористости образцов SiC-керамики ($H_v(0) \cong 36$ GPa) показана на рис. 3. Видно, что $q_a(P)$ начинает более резко возрастать начиная с $P > \sim 0.1$. Такое возрастание $q_a(P)$ соответствует по характеру „расчетной“ зависимости: $q_a(P) = \frac{L_a}{h_a} = [1 - (0.35P)^{1/3}]^{-1}$.

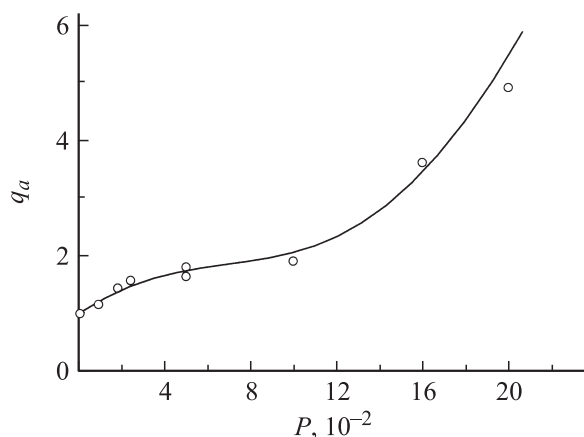


Рис. 3. Зависимость среднего коэффициента концентрации напряжения от пористости SiC-керамики.

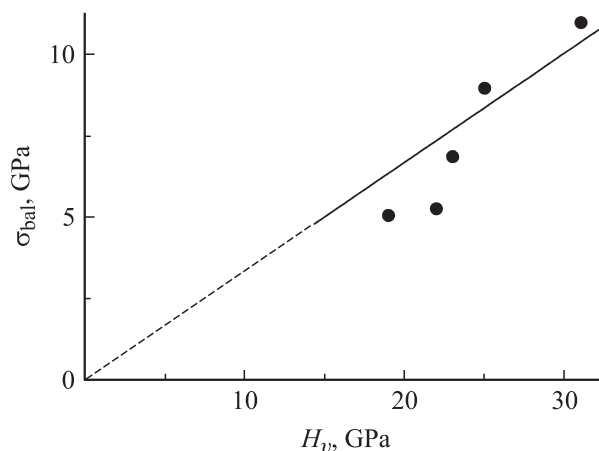


Рис. 4. Соотношение баллистической прочности и твердости образцов SiC-керамики.

Таким образом, роль микропористости керамики заключается в создании средней по объему керамики концентрации напряжения на межпоровых перемычках. Как видно, при значении пористости 20% этот коэффициент достигает величины ~ 4 . Данные средние перенапряжения фактически определяют твердость керамики.

Полученные результаты по влиянию микропористости на твердость — сопротивление квазистатическому внедрению индентера в керамику — представляется интересным сравнить с данными по „баллистической прочности“ — сопротивлению высокоскоростному внедрению индентера — ударника. Баллистическую прочность можно назвать своеобразным „высокоскоростным“ аналогом квазистатической твердости.

На тех же образцах SiC1–SiC5 проводились баллистические измерения по внедрению вольфрамового цилиндрического ударника диаметром 3 mm при его скорости 1600 m/s. Результаты измерений и их анализ представлены в [19]. Определялись баллистическая прочность (σ_{bal}) и ее зависимость от пористости. Оказалось, прежде всего, что для образцов SiC-керамики имеется корреляция между баллистической прочностью и твердостью, что видно из рис. 4. Хотя и приближенно, но можно принять пропорциональность между σ_{bal} и H_v .

Зависимость баллистической прочности от пористости показана на рис. 5, а. Как видно, зависимость $\sigma_{\text{bal}}(P)$ имеет такой же характер, как и зависимость $H_v(P)$ (рис. 1). Зависимость σ_{bal} от координаты $\frac{h_a}{L_a} = 1 - (1.35P)^{1/3}$ показана на рис. 5, б. Видно, что эта зависимость приближенно соответствует прямой пропорциональности, экстраполирующей при $\frac{h_a}{L_a} = 0$ к $\sigma_{\text{bal}} = 0$, т.е. подобна зависимости $H_v - \frac{h_a}{L_a}$ (см. рис. 2).

Таким образом, выступает явная общность в закономерностях высокоскоростного и квазистатического внедрения индентеров в SiC-керамику, что позволяет прийти к выводу о едином механизме влияния пористости на баллистическую и квазистатическую „твердость“: перенапряжения на межпоровых перемычках, ведущие к их разрывам.

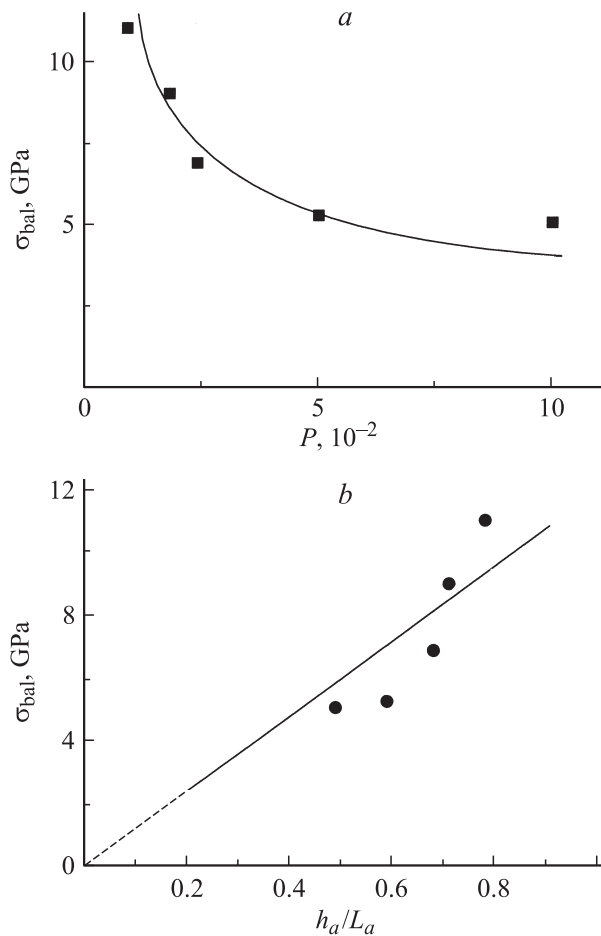


Рис. 5. Зависимость баллистической прочности SiC-керамики от пористости (а) и средней относительной длины межпоровых перемычек $h_a/L_a = 1 - (1.35P)^{1/3}$ (b).

Пока остается невыясненным вопрос количественного характера. Как следует из рис. 5, b, экстраполяционное значение σ_{bal} при $h_a/L_a = 1$ (переход к беспоровому состоянию керамики) составляет $\sigma_{\text{bal}}(0) \approx 12$ ГПа. Это значение, хотя является высоким, но примерно в три раза ниже значения $H_v(0) \approx 36$ ГПа. Такое различие $\sigma_{\text{bal}}(0)$ и $H_v(0)$ нуждается в выяснении его причин, что, возможно, потребует более тщательной разработки методических вопросов определения обоих видов „твердости“.

Список литературы

- [1] Milman Yu.V., Galanov B.A., Chugunova S.I. // Acta Met. Mater. 1993. Vol. 41. N 9. P. 2523–2532.
- [2] Quinn J.B., Quinn G.D. // J. Mater. Sci. 1997. Vol. 32. P. 4431–4436.
- [3] Андриевский Р.А., Ланин А.Г., Рымашевский Г.А. Прочность тугоплавких соединений. М.: Металлургия, 1974. 232 с.
- [4] Milman Yu.V. // New Methods of Micromechanical Testing of Materials by Local Loading with Rigid Indenter. Adv. Mat. Sci. 21st Century. Cambridge International Science Publishing, 1998. P. 638–659.
- [5] Lawn B.R., Evans A.G., Marshall D.B. // J. Amer. Ceram. Soc. 1980. Vol. 63. N 9–10. P. 574–581.
- [6] Ryshkevitch E. // J. Am. Cer. Soc. 1953. Vol. 36. P. 65–68.
- [7] Milman Yu.V., Chugunova S.I., Goncharova I.V., Chudoba T., Lojkowski W., Gooch W. // Int. J. of Refractory Metals and Hard Materials. 1999. Vol. 17. P. 361–368.
- [8] Slutsker A.I., Betekhtin V.I., Sinani A.B., Kadomtsev A.G., Ordanyan S.S. // Sci. of Sintering. 2002. Vol. 34. N 2. P. 143–156.
- [9] Синани А.Б. // Письма в ЖТФ. 2003. Т. 29. Вып. 19. С. 48–51.
- [10] Булычев С.И., Алхин В.П. Испытание материалов непрерывным вдавливанием индентора. М.: Машиностроение, 1990. 225 с.
- [11] Глезер А.М., Молотиов Б.В. Структура и механические свойства аморфных сплавов. М.: Металлургия, 1992. 205 с.
- [12] Слуцкер А.И., Дмитриев А.В., Парфенова Е.Е. // ЖТФ. 1993. Т. 63. Вып. 1. С. 61–67.
- [13] Quinn G.D., Quinn J.B. // Fracture Mechanics of Ceramics / Ed. by R.C. Bradt. Chichester: Plenum Press, 1983. Vol. 6. P. 603–612.
- [14] Регель В.Р., Слуцкер А.И., Томашевский Э.Е. Кинетическая природа прочности твердых тел. М.: Наука, 1974. 560 с.
- [15] Веденеев В.И., Гуревич Л.В., Кондратьев В.Н., Медведев В.А., Франкевич Е.Л. Энергия разрыва химических связей. М.: Изд-во АН СССР, 1962. 216 с.
- [16] Kelly A., Macmillan N.H. // Strong Solids. Oxford: Clarendon Press, 1966. 212 p.
- [17] Слуцкер А.И. // ФТТ. 2004. Т. 46. Вып. 9. С. 1658–1666.
- [18] Слуцкер А.И. Нелинейные проблемы механики и физики деформируемого твердого тела. СПб.: Изд-во СПГУ, 2004. Вып. 8. С. 191–210.
- [19] Власов А.С., Зильбербранд Е.Л., Кожушко А.А., Козачук А.Н., Синани А.Б., Слуцкер А.И., Бетехтин В.И., Орданьян С.С. // ЖТФ. 2004. Т. 74. Вып. 5. С. 62–65.
- [20] Физические величины. Справочник. М.: Энергоиздат, 1991. 1232 с.