

Высокоскоростное внедрение в SiC керамику с различной пористостью

© А.С. Власов,¹ Е.Л. Зильбербранд,¹ А.А. Кожушко,¹ А.И. Козачук,¹ А.Б. Синани,¹ А.И. Слуцкер,¹
В.И. Бетехтин,¹ С.С. Орданьян²

¹ Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН,
194021 Санкт-Петербург, Россия

² Санкт-Петербургский государственный технологический институт (Технический университет),
190013 Санкт-Петербург, Россия
e-mail: alex@mdlab.ioffe.ru

(Поступило в Редакцию 2 октября 2003 г.)

Исследовалась кинетика внедрения удлиненных деформируемых ударников в SiC керамику различной пористости. Внедрение в керамику можно представить как двустадийный процесс. На первой стадии наблюдаются минимальная скорость внедрения и максимальная скорость сокращения длины ударника. Именно эта стадия характеризуется наибольшим сопротивлением керамик внедрению. На второй, квазистационарной, стадии кинетика внедрения в керамику подобна кинетике внедрения в среду, лишенную прочности с преимущественно инерционным сопротивлением внедрению. Показано, что величина сопротивления внедрению на первой стадии коррелирует с твердостью керамики и сильно зависит от ее пористости.

В работах [1–3] показано, что сопротивление керамик высокоскоростному внедрению деформируемых ударников в общем случае может рассматриваться как двустадийный процесс. На первой стадии наблюдаются минимальные скорости внедрения и максимальные скорости укорочения ударника. Для этой стадии характерно значительное изменение параметров внедрения по мере разрушения керамики и превращения ее в лишенную прочности сыпучую среду. На второй стадии скорость внедрения близка к постоянной, а величина ее соответствует скорости внедрения в материал с нулевой прочностью. Это значит, что сопротивление внедрению на этой стадии определяется преимущественно инерционными силами.

Очевидно, что баллистическая эффективность керамик зависит прежде всего от параметров первой стадии внедрения, которая характеризуется максимальным уровнем сопротивления внедрению.

Как показано в [2,3], кинетика разрушения керамик и их поведение при ударе зависят как от интенсивности удара (скорости соударения и плотности ударника), так и от физико-механических свойств керамики. Однако вопрос о свойствах керамических материалов, определяющих их баллистическую эффективность, остается открытым.

Целью настоящей работы было изучение кинетики внедрения в керамику одного и того же состава, обладающих различными физико-механическими характеристиками благодаря изменению пористости. Большой интерес представляло выяснение вопроса о влиянии пористости на баллистическую эффективность керамик.

Эксперимент

В данной работе исследовалось внедрение в керамику на основе SiC удлиненных деформируемых ударников из вольфрамового сплава. Большое внимание уделялось получению керамик с широкой вариацией пористости. Керамики изготавливались спеканием мелкодисперсных порошков SiC (величина зерна около $0.2\ \mu\text{m}$) с добавкой оксидов алюминия и иттрия и небольших (около 0.5%) количеств бора и углерода. Температура спекания варьировалась от 1920 до 2150°C. Образцы имели цилиндрическую форму диаметром 40 mm и длиной 30 mm.

Физико-механические свойства пяти исследованных керамик, обозначаемых далее SiC 1, SiC 2, SiC 3, SiC 4, SiC 5, приведены в таблице. Общая пористость π определялась измерением плотности образца ρ в виде $\pi = 1 - \rho/\rho_0$, где ρ_0 — расчетная теоретическая плотность материала, свободного от пор. Более подробно вопрос о пористости исследованных керамических материалов рассмотрен в [4].

Материал	ρ , g/cm ³	π , %	E , GPa	G , GPa	μ	σ_p , MPa	HV , GPa	R_{T0} , GPa
SiC 1	3.28	0.9	380	160	0.22	430	31	11.0
SiC 2	3.26	1.8	375	155	0.21	330	25	9.0
SiC 3	3.22	2.4	360	150	0.21	310	23	6.9
SiC 4	3.05	5.0	360	150	0.21	230	22	5.3
SiC 5	2.93	10.0	255	105	0.21	180	19	5.1

Примечание. ρ — плотность, π — пористость, E — модуль Юнга, G — модуль сдвига, μ — коэффициент Пуассона, σ_p — прочность при изгибе, HV — твердость, R_{T0} — начальное прочностное сопротивление внедрению.

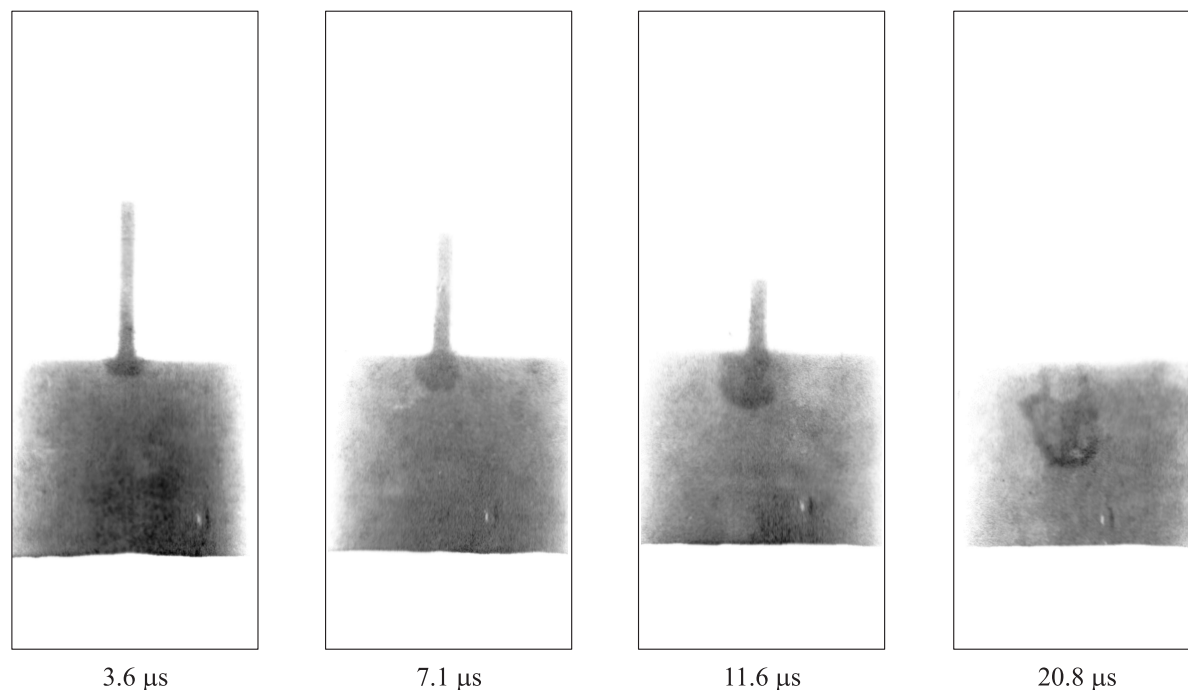


Рис. 1. Последовательные фазы внедрения ударника из W-сплава в SiC керамику. Скорость удара $V_i \approx 1600$ м/с.

Ударники представляли собой стержни диаметром 3 мм, длиной 30 мм из вольфрамового сплава плотностью 17.3 г/см^3 с динамическим пределом текучести 2 ГПа. Скорость удара (~ 1600 м/с) измерялась в каждом опыте.

Положения ударника в различные моменты времени визуализировались с помощью четырехкадровой рентгеноимпульсной установки. Благодаря системе реперов и высокой точности измерения времени между рентгеновскими импульсами было достигнуто высокое временное и пространственное разрешение процесса внедрения (соответственно $\pm 0.1 \mu\text{s}$ и $\pm 0.2 \text{ мм}$).

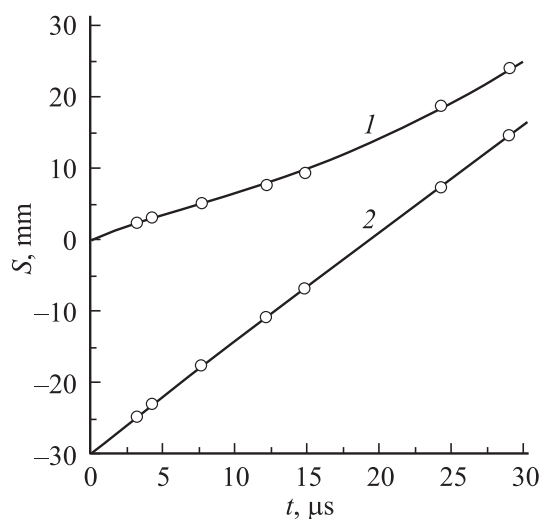


Рис. 2. Кривые путь–время для головной (1) и хвостовой (2) частей ударника при внедрении в SiC I.

На рис. 1 приведены типичные рентгенограммы внедрения ударника из вольфрамового сплава в преграду из SiC I.

Данные 3–5 опытов дают возможность получить достаточно полное представление о процессе. На рис. 2 представлены характерные кривые путь–время для головной и хвостовой частей ударника при внедрении в SiC I. Обработка полученных рентгенограмм позволяет, исходя из прямых измерений $P(t)$ и $L(t)$, где P и L — соответственно глубина внедрения и текущая длина ударника, t — время, получить важнейшие параметры процесса взаимодействия: скорость внедрения $U(t) = dP/dt$, скорость сокращения ударника со временем dL/dt и глубиной внедрения dL/dP .

Результаты опытов и обсуждение

На рис. 3 приведена зависимость скорости внедрения U , отнесенной к текущей скорости ударника V , от времени для скорости соударения $V_i = 1600$ м/с. Данные приведены для всех исследованных керамик. Они подтверждают сделанные ранее заключения [1–3] о двух различных стадиях внедрения. В рассматриваемом случае следует отметить, что скорость внедрения на первой стадии процесса, определяющая баллистическую эффективность керамик, сильно зависит от свойств керамики и, в частности, от ее пористости.

Различия в кинетике внедрения разных керамик, однако, сглаживаются по мере разрушения керамики. Все кривые $U/V-t$ сближаются, стремясь к „гидродинами-

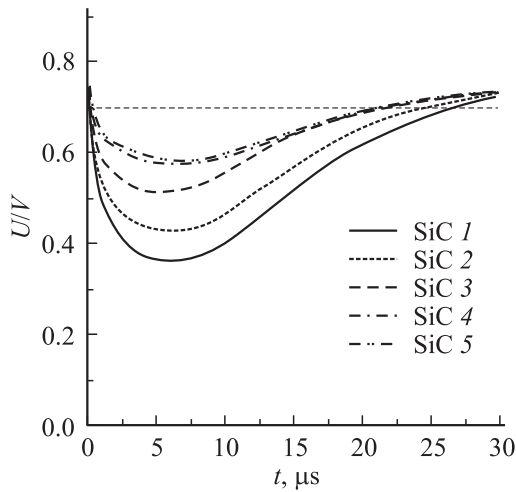


Рис. 3. Зависимость относительной скорости внедрения U/V от времени для SiC керамики с различной пористостью. $U/V \approx 0.7$. Расчет в рамках гидродинамической модели.

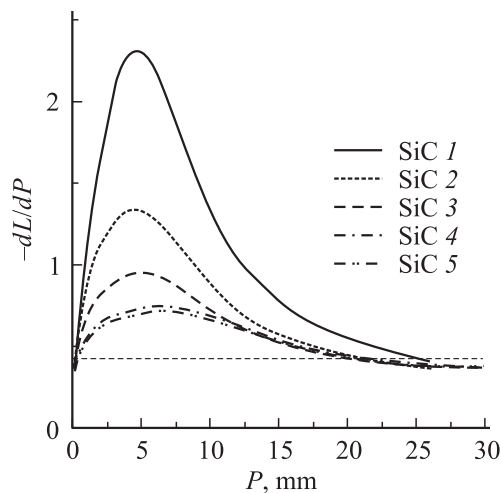


Рис. 4. Сокращение ударника с глубиной внедрения в SiC керамики. $-dL/dP \approx 0.42$ (расчет для гидродинамической модели).

ческим“ значениям

$$U/V = \frac{1}{1 + \sqrt{\rho_T/\rho_P}} = 0.7,$$

рассчитанным в рамках модели идеальной несжимаемой жидкости (здесь ρ_T и ρ_P — соответственно плотности преграды и ударника) [5]. Более того, экспериментальные значения U/V на поздних стадиях внедрения превосходят гидродинамические. Последний факт можно объяснить разгрузкой преграды относительно небольших размеров при отражении волн напряжения от ее свободных поверхностей, что приводит к снижению плотности ρ_T . Однако при внедрении в преграду с пониженным сопротивлением значительную роль начинает играть прочность ударника, которая в модели идеальной несжимаемой жидкости не рассматривается.

Наблюдаемые закономерности более выражены при рассмотрении сокращения длины ударника. В этом случае сопротивление преграды внедрению может быть оценено по скорости сокращения ударника со временем (dL/dt) или глубиной внедрения (dL/dP). Из данных рис. 4 видно, что скорость сокращения ударника на ранних стадиях внедрения значительно превышает рассчитанную в рамках модели идеальной несжимаемой жидкости

$$-\frac{dL}{dP} = \sqrt{\rho_P/\rho_T} \approx 0.42.$$

Как отмечалось выше, эффективное сопротивление материала преграды внедрению может быть оценено из данных измерений кинематических параметров процесса, в частности скоростей U и V . При этом используется уравнение Алексеевского–Тейта [6,7]

$$\frac{1}{2}\rho_T U^2 + R_T = \frac{1}{2}\rho_P(V - U)^2 + R_P, \quad (1)$$

где R_T и R_P характеризуют прочностные свойства преграды и ударника, реализуемые в условиях внедрения.

Принимая R_P равным пределу текучести материала ударника, т.е. $R_P = Y_P = 2$ ГПа, из уравнения (1) легко получить величину R_T .

Зависимости R_T от времени для всех исследованных керамик приведены на рис. 5. На них видна отчетливая зависимость R_T от времени. Приблизительно постоянная величина R_T наблюдается лишь в течение 3–5 μ s в начале внедрения. Именно такой уровень сопротивления может быть принят за начальное сопротивление материала преграды высокоскоростному внедрению R_{T0} . При дальнейшем внедрении наблюдается резкое уменьшение сопротивления вследствие разрушения керамики. Приблизительно к 30 μ s прочность керамик падает до такого уровня, при котором их можно рассматривать как среду, лишенную прочности.

По-видимому, величину сопротивления R_{T0} можно считать таким же свойством керамик, как прочность,

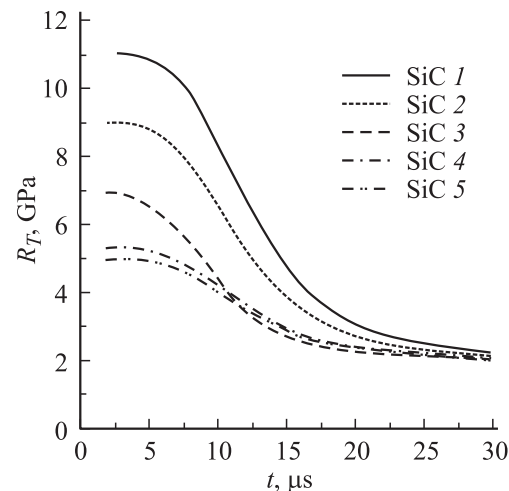


Рис. 5. Зависимость прочностного сопротивления внедрению SiC керамик от времени взаимодействия с ударником из W-сплава.

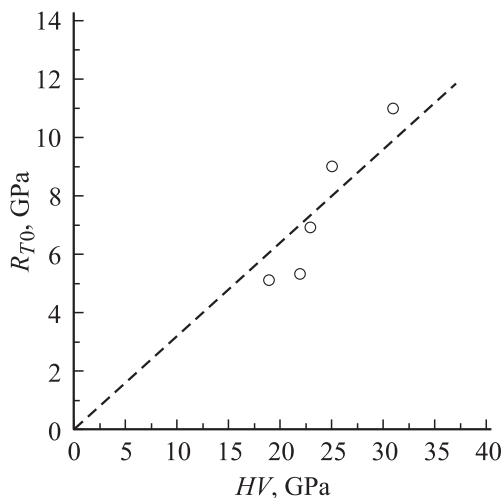


Рис. 6. Зависимость начального прочностного сопротивления внедрению от твердости керамики.

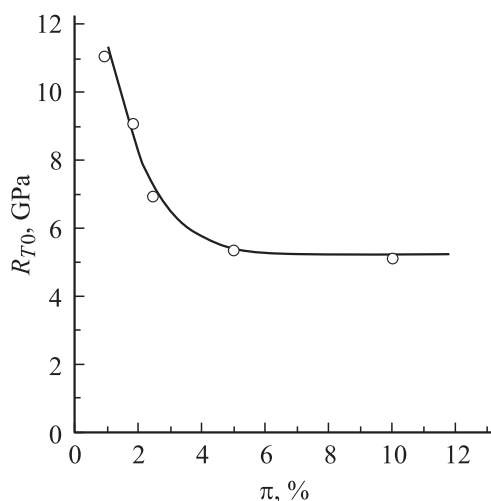


Рис. 7. Зависимость начального прочностного сопротивления от пористости SiC керамики.

модуль упругости, твердость. Как видно из таблицы, R_{T0} закономерно уменьшается с ростом пористости, подобно другим физико-механическим характеристикам. По своему физическому смыслу R_{T0} ближе всего к твердости HV , что подтверждает корреляция этих величин (рис. 6). Тот факт, что отношение $HV/R_{T0} \approx 3$, можно объяснить следующим образом. С одной стороны, это может быть следствием того, что разрушение вокруг кратера глубиной 1–3 мм (на которой определяется R_{T0}) развито в значительно большей степени, чем вокруг отпечатка глубиной 10–30 мкм при измерении HV . Иными словами, при измерениях HV материал разрушен в меньшей степени, чем при определении R_{T0} . С другой стороны, различие между R_{T0} и HV может иметь ту же природу, что и наблюдаемое при измерениях твердости сверхтвердых материалов различие в твердости по восстановленному ($HV_d \equiv HV$) и невосстановленному (HV_h) отпечаткам [6,7]. В рассматри-

ваемом случае R_{T0} определялось по кинематическим характеристикам процесса внедрения, оно ближе к HV_h , измеряемому по текущей глубине непрерывно внедряющегося индентора. Из работ [6,7] следует, что отношение $HV_d/HV_h \approx 2$.

В заключение следует особо отметить сильную зависимость от пористости величины R_{T0} у керамики с небольшим содержанием пор: как видно из рис. 7, в области пористости 1–5% R_{T0} снижается почти вдвое.

Заключение

Основные результаты проведенной работы состоят в следующем.

Высокоскоростное внедрение в пористые керамики происходит по механизму, установленному ранее для широкого круга хрупких материалов. Внедрение можно представить как двустадийный процесс, обусловленный развитием разрушения в керамиках при внедрении.

Максимальный уровень сопротивления внедрению наблюдается на первой, ранней, стадии. На ней сопротивление сильно зависит от пористости керамики. Следует отметить, что резкое уменьшение сопротивления внедрению наблюдается при увеличении пористости до 5%.

На второй, поздней, стадии сопротивление внедрению имеет преимущественно инерционную природу и очень слабо зависит от пористости.

Найденная величина начального прочностного сопротивления R_{T0} керамики, реализуемого в самом начале внедрения, коррелирует с твердостью HV . Сопротивление R_{T0} может быть принято в качестве основной характеристики керамики, определяющей сопротивление внедрению и, следовательно, баллистическую эффективность.

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

Список литературы

- [1] Зильбербранд Е.Л., Златин Н.А., Кожушко А.А., Полозенко В.И., Пугачев Г.С., Синани А.Б. // ЖТФ. 1989. Т. 59. Вып. 10. С. 54–58.
- [2] Власов А.С., Емельянов Ю.А., Зильбербранд Е.Л., Кожушко А.А., Козачук А.И., Пугачев Г.С., Синани А.Б. // Письма в ЖТФ. 1997. Т. 23. Вып. 3. С. 68–73.
- [3] Власов А.С., Емельянов Ю.А., Зильбербранд Е.Л., Кожушко А.А., Козачук А.И., Пугачев Г.С., Синани А.Б. // ФГТ. 1999. Т. 41. Вып. 10. С. 1785–1787.
- [4] Slutsker A.I., Betekhtin V.I., Sinani A.B., Kadomtsev A.G., Ordanyan S.S. // Science of Sintering. 2002. Vol. 34. P. 143–156.
- [5] Лаврентьев М.А. // Успехи мат. наук. 1957. Т. 12. № 4. С. 41–56.
- [6] Григорьев О.Н., Мильман Ю.В., Скворцов В.Н., Терновский А.П., Трефилов В.И., Чугунова С.И. // Порошковая металлургия. 1977. № 8 (176). С. 72–80.
- [7] Галанов Б.А., Григорьев О.Н., Мильман Ю.В., Рагозин И.П. // Проблемы прочности. 1983. № 11. С. 93–96.