

05

Эволюция ударных волн в горячепрессованных керамиках карбида бора и карбида кремния

© А.С. Савиных,^{1,2} И.А. Черепанов,³ С.В. Разоренов,^{1,2} А.И. Овсиенко,⁴ В.И. Румянцев,⁴ С.С. Орданьян⁵

¹ Институт проблем химической физики РАН,
142432 Черноголовка, Россия

² Национальный исследовательский Томский государственный университет,
634050 Томск, Россия

³ Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова,
119991 Москва, Россия

⁴ ООО ВИРИАЛ,
194156 Санкт-Петербург, Россия

⁵ Санкт-Петербургский технологический институт (технический университет),
190013 Санкт-Петербург, Россия
e-mail: savas@icp.ac.ru

(Поступило в Редакцию 23 марта 2018 г.)

С целью определения возможного вклада релаксационных процессов в сопротивление высокоскоростному деформированию проведены измерения эволюции волн ударного сжатия в горячепрессованных керамиках из карбида бора и карбида кремния при максимальном напряжении сжатия 32 и 34 ГПа соответственно. При изменении толщины образцов от 0.5 до 8 мм выявлено заметное затухание упругого предвестника у карбида бора, в то время как в экспериментах с образцами карбида кремния разной толщины наблюдается незначительный аномальный рост упругого предвестника с толщиной образца. Измеренное значение динамического предела упругости образцов толщиной 8 мм у карбида кремния составило $\sigma_{HEL} = 15 \pm 0.1$ ГПа, для карбида бора $\sigma_{HEL} = 17.2 \pm 1.3$ ГПа.

DOI: 10.21883/JTF.2018.12.46782.38-18

Введение

В наиболее широком смысле керамика — это изделия, полученные путем спекания прессовок из порошков исходных веществ или материалов на их основе при температуре существенно ниже температуры плавления (размягчения, разложения, сублимации) этих веществ или материалов. Именно поэтому в керамике можно использовать наиболее широкий спектр композиционных материалов, компоненты которых могут значительно отличаться по своему составу и свойствам, а полученные изделия обладать принципиально новыми свойствами, которые не являются свойствами простой суммы компонентов [1]. Во многих областях промышленности изделия из высокотвердой керамики используются в условиях, сопряженных с интенсивными ударными воздействиями микросекундной длительности. В силу дороговизны сложных керамических изделий актуальным становится прогнозирование результатов ударных воздействий методами компьютерного моделирования. Для построения адекватных моделей и определяющих соотношений, описывающих сопротивление высокоскоростному деформированию и разрушению в условиях высокоскоростного удара, в частности, необходимо правильно оценить вклад релаксации напряжений в этом временном диапазоне [2].

Исследования эволюции волны сжатия по мере ее распространения в металлах и сплавах обычно де-

монстрируют затухание упругих предвестников ударных волн, анализ которого дает сведения о начальной скорости релаксации напряжений и соответствующей скорости пластической деформации. Так, например, особенностью упругопластического перехода в ванадии [3] при ударно-волновом нагружении является ярко выраженная область быстрой релаксации напряжений за фронтом упругого предвестника. Выход фронта упругой волны сжатия на поверхность образца сопровождается формированием за фронтом упругого предвестника ниспадающего профиля — „зуба текучести“, что традиционно связывается с интенсивным размножением дефектов дислокационного типа и выделением пластического фронта. В работе [4] зарегистрировано затухание упругого предвестника из керамики оксида алюминия. Найдено, что уменьшение толщины от 3 до 0.25 мм привело к увеличению величины динамического предела упругости с 6.5 до 13 ГПа при комнатной температуре. Формирование зуба текучести в керамике из оксида алюминия начинается при температурах, превышающих 800 К в образцах толщиной менее 3 мм. В отличие от пластичных сред для неупругого деформирования высокотвердых хрупких материалов характерны процессы локализации деформации и энергии растрескивания, которое может инициироваться даже при напряжениях несколько ниже предела упругости, дилатационные и другие специфические эффекты.

Ранее поведение керамики из карбида кремния в условиях ударного сжатия исследовалось в работах [5–10]. Было найдено, что с увеличением плотности керамики карбида кремния от 3.09 до 3.24 g/cm^3 ее динамический предел упругости возрастает от 8 до 16 GPa . В процессе сжатия при напряжениях выше динамического предела упругости имеет место значительное деформационное упрочнение. При разгрузке из ударно-сжатого состояния материал ведет себя как упругопластическое тело с сильным эффектом Баушингера [8]. С увеличением толщины образцов от 0.5 до 8.3 mm у реакционно-спеченного карбида кремния не выявлено затухания упругого предвестника или других признаков релаксации напряжений [5]. В работах [11–13] предложены модели поведения керамики карбида кремния при высокоскоростном ударе, причем результаты компьютерного моделирования ударно-волновых явлений согласуются с экспериментальными данными.

Карбид бора обладает высокими механическими характеристиками, прежде всего твердостью, износостойкостью, высокими модулями упругости [14,15]. Кроме того, относительно низкая плотность в сочетании с высокими механическими характеристиками обуславливают широкое использование этого материала. Керамика на основе В4С применяется в качестве режущего инструмента, шлифовальных порошков, износостойких покрытий.

В настоящей работе для выявления особенностей высокоскоростного деформирования при упругопластическом переходе проведены измерения эволюции волны ударного сжатия в горячепрессованных керамиках карбида бора и карбида кремния в диапазоне толщин образца от 0.5 до 8 mm .

Материал и постановка экспериментов

Образцы керамик для исследований изготавливались из двух типов тугоплавких соединений — карбида кремния и карбида бора. На данный момент наиболее освоенными технологиями получения высокоплотных керамических материалов на основе данных соединений являются методы горячего прессования и реакционного спекания [16–18]. В настоящей работе в качестве метода получения образцов был выбран метод горячего прессования, который в отличие от метода реакционного спекания позволяет получать однофазные материалы. При горячем прессовании карбида бора и карбида кремния основным механизмом уплотнения является пластическая деформация. Высокая температура и давление при горячем прессовании приводят к увеличению контактной поверхности частиц, интенсификации диффузионных процессов, что позволяет получать конечные материалы с минимальной пористостью.

В настоящей работе горячее прессование субмикронных порошков карбида бора и карбида кремния осуществлялось в графитовых пресс-формах при температу-

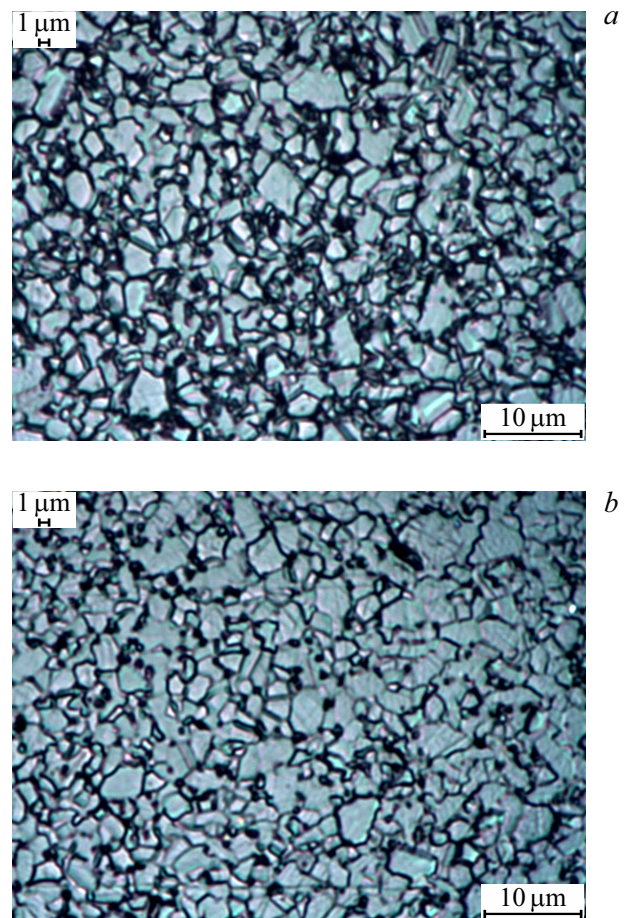


Рис. 1. Микроструктуры материалов после травления: *a* — В₄С; *b* — SiC. Масштаб линейки снизу $10 \mu\text{m}$, сверху — $1 \mu\text{m}$.

ре 2050°C и давлении 35 MPa в среде аргона на горячем прессе HP-W-125-FCT. Из полученных заготовок в виде дисков диаметром 180 mm и толщиной 8 mm изготавливались образцы требуемых геометрических размеров и толщины для изучения их свойств. Измерение толщины подготовленных к ударно-волновым экспериментам образцов проводилось с точностью $\pm 2 \mu\text{m}$. Исследование физико-механических свойств проводилось по стандартизованным методикам. Предел прочности при трехточечном изгибе определяли на образцах размером $5 \times 5 \times 30 \text{ mm}$ на испытательной машине „TEST-113-100-Kn“ по формуле (ГОСТ 20019):

$$\sigma_{flx} = 3FL/2bh^2,$$

где σ_{flx} — прочность при изгибе (MPa); F — предельная нагрузка (N); L — расстояние между опорными цилиндрами (mm); b — ширина образца, измеряемая под прямым углом к высоте (mm); h — высота образца, параллельная направлению приложения нагрузки (mm).

Определение твердости, микротвердости по Виккерсу и трещиностойкости проводили путем вдавливания в полированную поверхность образцов (фрагменты образ-

Таблица 1. Физико-механические свойства исследованных материалов

Параметр	B ₄ C	SiC	
ρ , g/cm ³	2.52 ± 0.01	3.16 ± 0.01	
Hv^5 , GPa	38.4 ± 0.3	22.4 ± 0.3	
$H\mu^{200}$, GPa	41.3 ± 2.4	22.6 ± 2.6	
K_{Ic} , МПа · м ^{1/2}	2.5 ± 0.1	2.6 ± 0.1	
E , GPa	458 ± 4	449 ± 3	
σ_{flx} , МПа	460 ± 30	420 ± 30	
Размер пор, μ m	Средний	2.19	2.29
	Максимальный	12.67	8.51

цов после испытания на прочность) алмазного наколенника в форме правильной четырехгранной пирамиды на твердомере Falcon-508 и микротвердомере „ПМТ-3“ с последующим измерением диагонали отпечатка (в случае твердости, ГОСТ 9450) и длины трещины от центра отпечатка (в случае трещиностойкости согласно аттестованной метрологическим центром РОСНАНО методике № 09/0100302-2010/2012) по формулам:

$$H = (1854P_H/C^2),$$

где H — значение твердости в GPa; P_H — нагрузка в N; C — диагональ отпечатка в m.

$$K_{Ic} = 0.073P_Kc^{-3/2},$$

где K_{Ic} — параметр трещиностойкости материала, МПа · м^{1/2}; P_K — нагрузка в g; c — длина трещины от центра отпечатка в m.

Модуль упругости определяли методом вынужденных колебаний на приборе „Звук-130“ согласно ГОСТ 25095. Исследование микроструктуры полученных материалов осуществляли методами оптической микроскопии на материаловедческом микроскопе „Leica-DM-2500-M“ с использованием автоматического анализатора изображения „ВидеоТест–Структура 5.2“.

Микроструктуры горячепрессованных материалов после травления характеризуются присутствием зерен как изометрической, так и многогранной формы со средним размером частиц 5 μ m (рис. 1). Общая пористость керамики карбида бора не превышает 0.6%, карбида кремния — 0.3%. Измеренные физико-механические свойства исследованных материалов суммированы в табл. 1. Измеренное значение продольной скорости звука в карбиде бора составило $c_l = 13.6 \pm 0.1$ km/s, в карбиде кремния — 11.9 ± 0.1 km/s. Для обеспечения максимальной точности измерения продольной скорости звука проводились на образцах толщиной 8 mm.

Исходные образцы карбида бора и карбида кремния представляли собой плоскопараллельные пластины но-

минальной толщиной 8, 4, 2, 1 и 0.5 mm. Образцы вырезались из одной пластины алмазным диском с высокой точностью и затем подвергались шлифованию на алмазном круге. Нагружение образцов керамики карбида бора осуществлялось ударом алюминиевой пластины толщиной 10 mm или 2 mm, разогнанной до скорости 2.6 km/s или 1.8 km/s соответственно с применением взрывных устройств [2]. Образцы керамики карбида кремния нагружались алюминиевым ударником толщиной 10 mm со скоростью 2.6 km/s. Во всех экспериментах нагружение проводилось через алюминиевый экран толщиной 2 mm для отсекающей воздушной волны, образующейся перед летящим ударником.

В процессе нагружения образцов с помощью лазерного доплеровского измерителя скорости VISAR [19], имеющего временное разрешение ~ 1 ns, регистрировались профили скорости контактной поверхности $u_p(t)$ между образцом и водяным окном, либо окном из монокристаллического фторида лития. Отражение лазерного излучения в экспериментах с использованием водяного окна происходило от слоя алюминия толщиной несколько микрон, нанесенного на поверхность образца вакуумным напылением. При использовании окна из монокристаллического LiF алюминий напылялся на окно. Поперечные размеры образцов были достаточными для обеспечения условия одномерной деформации в течение всего времени регистрации.

Результаты измерений

На рис. 2 показаны измеренные профили скорости контактной поверхности $u_p(t)$ образцов керамики горячепрессованного карбида кремния на границе с водяным окном при ударе алюминиевой пластиной толщиной

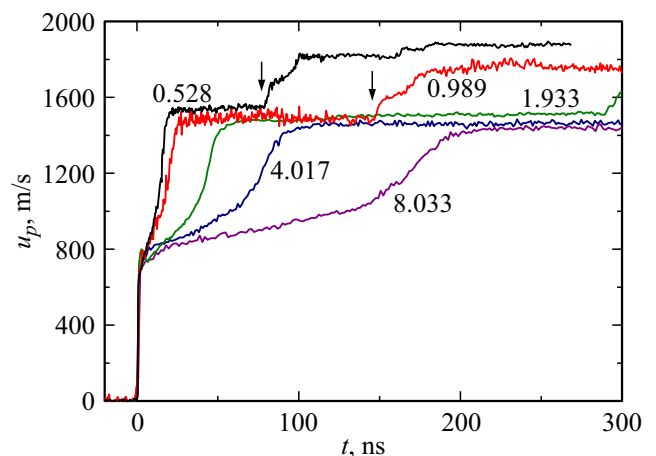


Рис. 2. Профили скорости контактной поверхности образцов керамики карбида кремния на границе с водяным окном толщиной от 0.5 до 8 mm при ударе 10 mm алюминиевой пластиной со скоростью 2.6 km/s через алюминиевый экран толщиной 2 mm. Цифрами указаны толщины образцов в mm. Стрелками указан момент выхода на контактную поверхность переломленной волны сжатия.

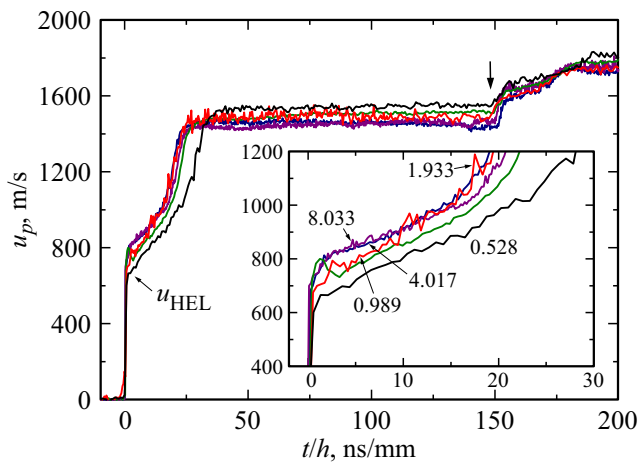


Рис. 3. Профили скоростей контактной поверхности образцов керамики карбида кремния, представленные на рис. 2, в нормированных координатах по времени. Цифрами указаны толщины образцов в мм. Стрелкой указан выход на контактную поверхность переотраженной волны сжатия.

10 mm со скоростью 2.6 km/s, что соответствует максимальному давлению в образце ~ 34 GPa. В общих чертах профили волн сжатия подобны полученным ранее для горячепрессованной [10], поликристаллической [12] и для реакционноспеченной керамики SiC [5,20]. На волновых профилях регистрируется второй подъем скорости, указанный на рис. 2 стрелками, вызванный переотражением волны разрежения от поверхности экран—образец. Так как динамический импеданс керамики SiC выше, чем динамический импеданс алюминиевого экрана, отражение волны разрежения происходит с изменением ее знака, в результате переотраженная волна является волной сжатия. В лагранжевых координатах средние значения скорости фронтов волны разрежения, распространяющейся по сжатому материалу, и волны сжатия в разгруженном материале находятся в диапазоне 13.25 ± 0.05 km/s, что несколько превышает измеренную продольную скорость звука при нулевом давлении. Данный факт косвенно свидетельствует о том, что материал не претерпевал разрушения при давлениях, превышающих динамический предел упругости в процессе одномерного сжатия и последующей разгрузки, поскольку наличие трещин оказывает значительное влияние на скорость распространения волновых возмущений.

Величина динамического предела упругости σ_{HEL} определяется путем восстановления параметров ударных волн в керамике карбида кремния по измеренным значениям массовой скорости на границе между образцом керамики и водяным окном. Для анализа волновых взаимодействий использовались ударная адиабата окна и волновой луч для упругой части адиабаты керамики карбида кремния в виде $P = \rho_0 c_l u$, где P — давление, ρ_0 — начальная плотность, u — значение массовой скорости. Из измеренного профиля контактной поверхности керамики SiC определялось значение массовой

скорости u_{HEL} соответствующее упругопластическому переходу. Измеренные значения давления и массовой скорости на входе в „окно“ лежат на ударной адиабате воды и соответствуют состояниям в отраженных волнах с изменением знака нагрузки. Наклон волнового луча упругой части адиабаты керамики карбида кремния выше, чем наклон адиабаты воды, что свидетельствует об отражении ударной волны в керамике карбида кремния в виде волны разрежения от границы образец—окно. По пересечению волнового луча упругой части адиабаты керамики карбида кремния и волнового луча упругой части карбида кремния, выходящего из точки u_{HEL} на адиабате воды, соответствующего разгрузке, определялось искомое значение σ_{HEL} керамики карбида кремния.

Из непосредственного сопоставления профилей $u_p(t)$ на рис. 2 видно, что напряжение сжатия за фронтом упругого предвестника волны сжатия незначительно уменьшается с уменьшением толщины образца. Представленные на рис. 3 нормированные волновые профили, в которых вместо времени t используется отношение t/h , где h — толщина образца, подтверждают уменьшения величины u_{HEL} с уменьшением толщины образца. Сопоставление нормированных волновых профилей на рис. 3 обнаруживает эту закономерность в их положении друг относительно друга с небольшими отклонениями, связанными, по-видимому, с небольшими вариациями плотности и распределением пор по толщине образца. Подтверждением этого являются эксперименты с образцами толщиной 0.987 и 0.528 mm. В отличие от более толстых образцов в них регистрируются значительно меньшие значения скорости второй пластической волны. Выход на контактную поверхность отраженной волны сжатия от алюминиевого экрана (рис. 3) происходит в приблизительно один момент времени, что свидетельствует о постоянстве времени реверберации волны сжатия между экраном и контактной поверхностью, не зависящем от толщины образца. Определенные значения массовой скорости u_{HEL} , лежащие на адиабате воды и рассчитанные по ним значения σ_{HEL} , представлены в табл. 2. На вставке рис. 3 видно, что регистрируемые значения массовой скорости u_{HEL} у образцов толщиной 8.033 и 4.017 mm близки, у остальных образцов значения u_{HEL} ниже.

Полученное значение динамического предела упругости для образца керамики толщиной 8 mm составляет 15 ± 0.1 GPa, что хорошо согласуется с ранее выполненными измерениями для различных по плотности, структуре и методам изготовления керамик карбида кремния [5–10,20].

На рис. 4 показаны измеренные профили скорости контактной поверхности образцов керамики горячепрессованного карбида бора толщиной от 0.5 до 8 mm на границе с водяным окном при ударе алюминиевой пластиной толщиной 10 mm со скоростью 2.6 km/s, что соответствует максимальному давлению в образце около 32 GPa. Волновые профили демонстрируют выход на поверхность упругого предвестника с резким скачком

Таблица 2. Определенные значения массовой скорости u_{HEL} и рассчитанные значения σ_{HEL} для образцов SiC различных толщин h

h, mm	$u_{HEL}, \text{m/s}$	σ_{HEL}, GPa
8.033	742	15.1
8.030	736	14.9
4.017	714	14.5
1.933	690	14.0
0.989	706	14.4
0.987	599	12.1
0.528	630	12.7

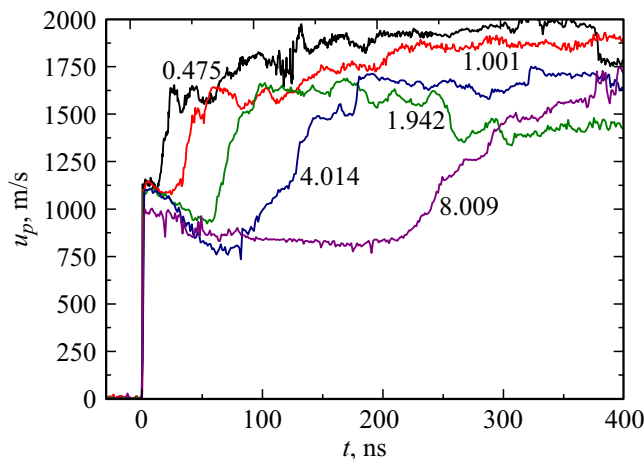


Рис. 4. Профили скорости контактной поверхности керамики карбида бора на границе с водяным окном толщиной от 0.5 до 8 mm при ударе 10 mm алюминиевой пластиной со скоростью 2.6 km/s через алюминиевый экран толщиной 2 mm. Цифрами указаны толщины образцов в миллиметрах.

напряжения до величины динамического предела упругости и последующей релаксацией напряжений за фронтом упругого предвестника. Видно, что с увеличением толщины образца релаксация напряжений происходит глубже, когда толщины образцов не превышают 4 mm. У образца толщиной 8 mm релаксация напряжений выражена не так отчетливо. В работе [21] получены профили свободной поверхности для реакционноспеченного карбида бора, где релаксация напряжений за фронтом упругого предвестника не наблюдается, что, по-видимому, связано со структурой материала. Далее регистрируется выход второй пластической волны. Время выхода пластической волны в каждом эксперименте согласуется по времени с толщиной образца, что свидетельствует об одинаковой скорости распространения второй пластической волны.

Полученные профили скорости контактной поверхности керамики карбида бора содержат нерегулярные осцилляции в отличие от волновых профилей для керамики карбида кремния, которые имеют регулярный характер и хорошо воспроизводимы. Сильные осцилляции скорости контактной поверхности для керамики

карбида бора, очевидно, есть результат значительной гетерогенности неупругой деформации. Для керамики карбида кремния регистрируется монотонное нарастание параметров за фронтом упругого предвестника с плавным переходом в пластическую волну сжатия, в то время как в случае керамики карбида бора имеет место значительный спад параметров за фронтом упругого предвестника. В отличие от керамики карбида кремния в ней не регистрируется переотражение волны сжатия от алюминиевого экрана, что свидетельствует о растрескивании образца под действием давления.

Для подтверждения релаксационного поведения керамики карбида бора при ударном сжатии были проведены дополнительные эксперименты с окном из монокристаллического фторида лития при меньшем давлении. На рис. 5 показаны измеренные профили скорости контактной поверхности образцов карбида бора толщиной от 0.5 до 8 mm при ударе алюминиевой пластиной толщиной 2 mm со скоростью 1.8 km/s через алюминиевый экран толщиной 2 mm, что соответствует максимальному давлению ударного сжатия 24 GPa. В общих чертах полученные результаты для опытов при меньшем давлении совпадают с результатами, полученными в экспериментах с водяным окном. Волновые профили демонстрируют выход на поверхность упругого предвестника с резким скачком напряжения до величины динамического предела упругости, после чего фиксируется релаксация напряжений за фронтом упругого предвестника. Профили контактной поверхности, как и при давлении 32 GPa, также насыщены сильными осцилляциями скорости, связанными с гетерогенностью неупругого деформирования и растрескиванием материала.

Значения динамического предела упругости керамики карбида бора рассчитывались аналогично тому, как это делалось для керамики карбида кремния. Результаты рас-

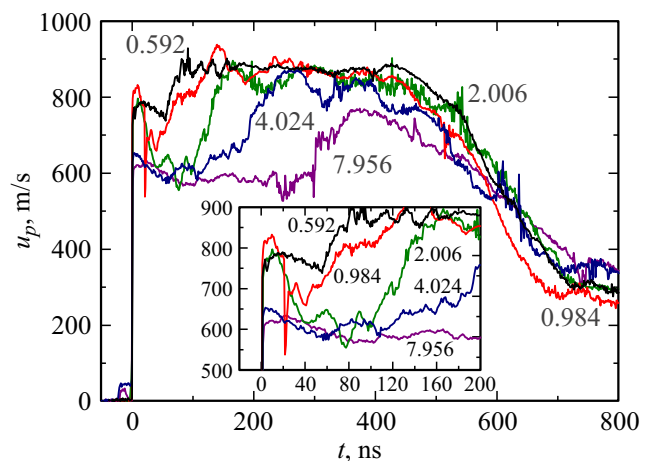


Рис. 5. Профили скорости контактной поверхности образцов керамики карбида бора толщиной от 0.5 до 8 mm на границе с окном из монокристаллического LiF при ударе 2 mm алюминиевой пластиной со скоростью 1.8 km/s через алюминиевый экран толщиной 2 mm. Цифрами указаны толщины образцов в миллиметрах.

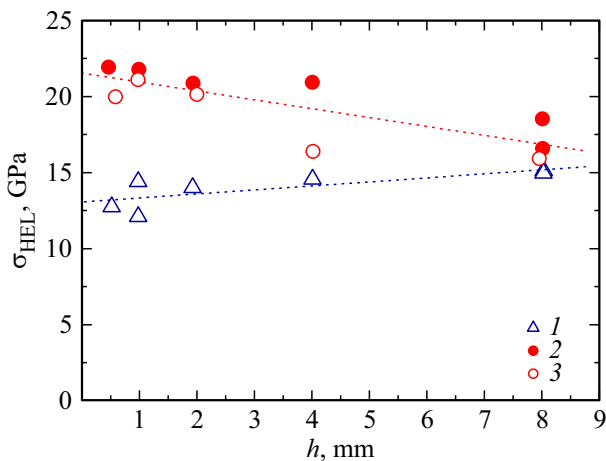


Рис. 6. Зависимость динамического предела упругости керамики SiC и B₄C от толщины. 1 — карбид кремния, 2 — карбид бора при максимальном давлении 32 ГПа, 3 — карбид бора при максимальном давлении 24 ГПа.

Таблица 3. Определенные значения массовой скорости u_{HEL} и рассчитанные значения σ_{HEL} для образцов B₄C различных толщин h при двух значениях максимального давления

h, mm	$u_{HEL}, \text{m/s}$	σ_{HEL}, GPa
32 GPa		
0.475	1148	21.9
1.001	1142	21.8
1.942	1098	20.8
4.014	1100	20.9
8.009	982	18.5
8.011	883	16.5
24 GPa		
7.956	632	15.9
2.006	793	20.1
0.984	830	21.1
4.024	652	16.4
0.592	787	19.9

чета динамического предела упругости при различных давлениях представлены в табл. 3. Полученное значение динамического предела упругости горячепрессованной керамики карбида бора образца толщиной 8 мм составило $\sigma_{HEL} = 17.2 \pm 1.3$ ГПа, что также соответствует значениям динамического предела упругости различных керамик на основе карбида бора [8,21–29], анализ этих данных показывает, что с увеличением плотности керамики с 2.1 до 2.52 г/см³ динамический предел упругости B₄C возрастает с 8 до 19.5 ГПа.

На рис. 6 суммированы полученные значения динамического предела упругости горячепрессованных керамик карбида бора и карбида кремния в зависимости от толщины образца. Видно, что с ростом толщины образца значение σ_{HEL} для керамики карбида бора незначительно

падает, в то время как для керамики карбида кремния наблюдается его незначительный рост. Уменьшение σ_{HEL} для керамики карбида кремния с уменьшением толщины образца, по-видимому, связано с имеющейся пористостью и возможным неоднородным распределением пор по толщине образца. Еще одной возможной причиной такого результата экспериментов с тонкими образцами керамики карбида кремния может быть технология тонких образцов — долговременное шлифование до нужной толщины могло повлиять на концентрацию дефектов в приповерхностном слое. В работе [5] эксперименты с реакционноспеченной керамикой карбида кремния толщиной от 0.5 до 8.3 мм не обнаруживают затухания упругого предвестника и показывают, что эволюция волны сжатия соответствует простой волне. Образцы реакционноспеченной керамики карбида кремния, исследованные в этой работе, вырезались электроэрозионным методом практически без какого-либо влияния на их внутреннюю структуру.

Затухание упругого предвестника с увеличением толщины для керамики карбида бора регистрируется как при максимальном давлении 32 ГПа, так и при 24 ГПа. При этом в экспериментах при 32 ГПа регистрируются более высокие значения динамического предела упругости при тех же толщинах образцов. Заметный разброс этих данных может быть связан с наличием пористости и крупных пор в объеме образца.

Заключение

Измерения эволюции профилей скорости контактной поверхности в образцах горячепрессованных керамик карбида бора и карбида кремния толщиной от 0.5 до 8 мм показали затухание упругого предвестника в карбиде бора и незначительный аномальный рост упругого предвестника с увеличением толщины у карбида кремния. Керамика на основе карбида бора демонстрирует признаки релаксации напряжений за фронтом упругого предвестника, тогда как у керамики карбида кремния признаков релаксации напряжений за фронтом упругого предвестника не обнаружено, а нарастание параметров за фронтом упругой волны сжатия связано, очевидно, с деформационным упрочнением [30]. Анализ волновых профилей показал, что при превышении динамического предела упругости керамика карбида кремния сохраняет свою внутреннюю структуру неповрежденной, а керамика карбида бора растрескивается. Измеренные значения динамического предела упругости у образцов толщиной 8 мм карбида кремния составили $\sigma_{HEL} = 15 \pm 0.1$ ГПа, для карбида бора $\sigma_{HEL} = 17.2 \pm 1.3$ ГПа; эти величины с учетом плотности керамики хорошо согласуются с известными литературными данными.

Работа выполнена по проекту гос. задания, № гос. регистрации 0089-2014-0016, и в рамках Программы Президиума РАН „Конденсированное вещество и плазма при высоких плотностях энергии“ в рамках научного направления „Быстрые физико-химические превращения и разрушение твердых тел и жидкостей“.

Список литературы

- [1] Гаршин А.П., Гропянов В.М., Зайцев Г.П., Семенов С.С. Керамика для машиностроения. М.: Научтехлитиздат, 2003. 384 с.
- [2] Канель Г.И., Разоренов С.В., Уткин А.В., Фортвов В.Е. Ударно-волновые явления в конденсированных средах. М.: Янус-К, 1996. 407 с.
- [3] Савельева Н.В., Баяндин Ю.В., Савиных А.С., Гаркушин Г.В., Ляпунова Е.А., Разоренов С.В., Наймарк О.Б. // Письма в ЖТФ. 2015. Т. 41. Вып. 12. С. 32–39. [Saveleva N.V., Bayandin Yu.V., Savinykh A.S., Garkushin G.V., Lyapunova E.A., Razorenov S.V., Naimark O.B. // *Technic. Phys. Lett.* 2015. Vol. 41. N 6. P. 579–582.] DOI: 10.1134/S1063785015060292
- [4] Zaretsky E.B. // *J. Appl. Phys.* 2013. Vol. 114. P. 183518. DOI: 10.1063/1.4830014
- [5] Савиных А.С., Канель Г.И., Разоренов С.В., Румянцев В.И. // ЖТФ. 2013. Т. 83. Вып. 7. С. 43–47. [Savinykh A.S., Kanel G.I., Razorenov S.V., Rumyantsev V.I. // *Tech. Phys.* 2013. Vol. 58. N 7. P. 973–977.] DOI: 10.1134/S1063784213070207
- [6] Bourne N.K., Millett J.C.F., Pickup I. // *J. Appl. Phys.* 1997. Vol. 81. N 6. P. 6019–6023. <https://doi.org/10.1063/1.363967>
- [7] Feng R., Gupta Y.M., Yuan G. In: Shock compression of condensed matter–1997. / Eds. S.C. Schmidt, D.P. Dandekar, J.W. Forbes. NY.: AIP CP 483. 1998. P. 483–488. <https://doi.org/10.1063/1.55551>
- [8] Kipp M.E., Grady D.E. In: Shock compression of condensed matter–1989. / Eds. S.C. Schmidt, J.N. Johnson, L.W. Davison. Amsterdam: North-Holland, 1990. P. 377–380.
- [9] Gust W.H., Holt A.C., Royce E.B. // *J. Appl. Phys.* 1973. Vol. 44. N 2. P. 550–560. <https://doi.org/10.1063/1.1662224>
- [10] Vogler T.J., Reinhart W.D., Chhabildas L.C. // *J. Appl. Phys.* 2006. Vol. 99. P. 023512. <https://doi.org/10.1063/1.2159084>
- [11] Rajendran A.M., Grove D.J. // *Int. J. Impact Eng.* 1996. Vol. 18. N 6. P. 611–631. [https://doi.org/10.1016/0734-743X\(96\)89122-6](https://doi.org/10.1016/0734-743X(96)89122-6)
- [12] Feng R., Raiser G.F., Gupta Y.M. // *J. Appl. Phys.* 1996. Vol. 79. N 3. P. 1378–1387. <https://doi.org/10.1063/1.361036>
- [13] Holmquist T.J., Johnson G.R. // *J. Appl. Phys.* 2005. Vol. 97. P. 093502. <https://doi.org/10.1063/1.1881798>
- [14] Th'evenot F. // *J. Eur. Ceram. Soc.* 1990. Vol. 6. N 4. P. 205–225. [https://doi.org/10.1016/0955-2219\(90\)90048-K](https://doi.org/10.1016/0955-2219(90)90048-K)
- [15] Domnich V., Reynaud S., Haber R.A., Chowalla M. // *J. Am. Ceram. Soc.* 2011. Vol. 94. N 11. P. 3605–3628. DOI: 10.1111/j.1551-2916.2011.04865.x
- [16] Suri A.K., Subramanian C., Sonber J.K., T.S.R.Ch. // *Murthy, Intern. Mater. Rev.* 2010. Vol. 55. N 1. P. 4–40. <https://doi.org/10.1179/095066009X12506721665211>
- [17] Skarpeid H. In: *Materials Technology-Norwegian University of Science and Technology (NTNU), Trondheim, Norway*, 2017. P. 102.
- [18] Гнесин Г.Г., Румянцев В.И. Актуальные проблемы технологии производства современных керамических материалов: сборник трудов научного семинара. СПб.: Изд-во политех. ун-та, 2015. С. 17–34.
- [19] Barker L.M., Hollenbach R.E. // *J. Appl. Phys.* 1972. Vol. 43. N 11. P. 4669–4675. <https://doi.org/10.1063/1.1660986>
- [20] Гаркушин Г.В., Разоренов С.В., Румянцев В.И., Савиных А.С. // Известия РАН. Механика твердого тела. 2014. Вып. 6. С. 19–26. [Garkushin G.V., Razorenov S.V., Rumyantsev V.I., Savinykh A.S. // *Mechan. Sol.* 2014. Vol. 49. N 6. P. 616–622.] DOI: 10.3103/S0025654414060028
- [21] Савиных А.С., Гаркушин Г.В., Разоренов С.В., Румянцев В.И. // ЖТФ. 2015. Т. 85. Вып. 6. С. 77–82. [Savinykh A.S., Garkushin G.V., Razorenov S.V., Rumyantsev V.I. // *Tech. Phys.* 2015. Vol. 60. N 6. P. 863–868.] DOI: 10.1134/S1063784215060249
- [22] Winkler W.D., Stilp A.J. In: *Shock compression of condensed matter–1991.* / Eds. S.C. Schmidt, R.D. Dick, J.W. Forbes, D.G. Tasker. Amsterdam: North-Holland, 1992. P. 475–478. <https://doi.org/10.1016/B978-0-444-89732-9.50108-4>
- [23] Savinykh A.S., Kanel G.I., Razorenov S.V., Rajendran A. In: *Shock compression of condensed matter–2005.* / Eds. M.D. Furnish, M. Elert, T.P. Russell, C.T. White. AIP CP 845. 2006. P. 888–891. <https://doi.org/10.1063/1.2263464>
- [24] Brar N.S., Rosenberg Z., Bless S.J. In: *Shock Compression of Condensed Matter–1991.* / Eds. S.C. Schmidt, R.D. Dick, J.W. Forbes, D.G. Tasker. Amsterdam: North-Holland, 1992. P. 467–470. <https://doi.org/10.1016/B978-0-444-89732-9.50106-0>
- [25] Gust W.H., Royce E.B. // *J. Appl. Phys.* 1971. Vol. 42. N 1. P. 276–295. <https://doi.org/10.1063/1.1659584>
- [26] Grady D.E. In: *High-Pressure Science and Technology–1993.* / Eds. S.C. Schmidt, J.W. Shaner, G.A. Samara, M. Ross. NY.: AIP CP 309, 1994. P. 741–744. <https://doi.org/10.1063/1.46206>
- [27] Hayun S., Frage N., Dariel M.P., Zaretsky E. In: *Shock Compression of Condensed Matter–2007.* / Eds. M. Elert, M.D. Furnish, R. Chau, N. Holmes, J. Nguyen. AIP CP 955, 2007. P. 747–750. <https://doi.org/10.1063/1.2833227>
- [28] Zhang Y., Mashimo T., Uemura Y., Uchino M., Kodama M., Shibata K., Fukuoka K., Kikuchi M., Kobayashi T., Sekine T. // *J. Appl. Phys.* 2006. Vol. 100. P. 113536. <https://doi.org/10.1063/1.2399334>
- [29] Vogler T.J., Reinhart W.D., Chhabildas L.C. // *J. Appl. Phys.* 2004. Vol. 95. N 8. P. 4173–4183. <https://doi.org/10.1063/1.1686902>
- [30] Kanel G.I., Razorenov S.V., Fortov V.E. *Shock Wave Phenomena and the Properties of Condensed Matter.* NY.: Springer, 2004. 321 p.