

Эволюция ударных волн в керамике SiC

© А.С. Савиных,¹ Г.И. Канель,² С.В. Разоренов,¹ В.И. Румянцев³

¹ Институт проблем химической физики РАН,
142432 Черноголовка, Московская область, Россия

² Объединенный институт высоких температур РАН,
125412 Москва, Россия

³ ООО Вириал,
194156 Санкт-Петербург, Россия
email: savas@icp.ac.ru

(Поступило в Редакцию 16 июля 2012 г.)

С целью определения возможного вклада релаксационных процессов в сопротивление высокоскоростному деформированию проведены измерения эволюции волны ударного сжатия в керамике карбида кремния. При изменении толщины образцов от 0.5 до 8.3 мм не выявлено заметного затухания упругого предвестника и других признаков релаксации напряжений, эволюция волны сжатия соответствует простой волне. Измеренные значения динамического предела упругости $\sigma_{HEL} = 8.72 \pm 0.17$ ГПа и откольной прочности $\sigma_{sp} = 0.5-0.62$ ГПа с учетом плотности керамики согласуются с литературными данными.

Введение

Высокотвердые керамики используются в условиях, сопряженных с интенсивными ударными воздействиями. 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, важно, в частности, верно оценить вклад релаксации напряжений в этом временном диапазоне. Известно, что для некоторых металлов зависимость напряжения течения от скорости деформации может быть довольно сильной [1–3], но для высокотвердых керамик подобных систематических исследований ранее не проводилось. В настоящей работе исследована эволюция волны сжатия по мере ее распространения в керамике на основе карбида кремния. Подобные измерения для металлов и сплавов обычно демонстрируют затухание упругих предвестников ударных волн, анализ которого дает сведения о начальной скорости релаксации напряжений и соответствующей скорости пластической деформации.

Поведение керамик SiC в условиях ударного сжатия ранее исследовалось в работах [4–8]. Найдено, что с увеличением плотности керамики от 3.09 до 3.24 г/см³ динамический предел упругости SiC возрастает от 8 до 16 ГПа. 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 [6]. Величина динамической прочности на разрыв (откольной прочности) варьируется в пределах 0.5–1.3 ГПа [9,10]. В работах [11–13] предложены модели поведения керамики карбида кремния при высокоскоростном уда-

ре, результаты компьютерного моделирования ударно-волновых явлений согласованы с экспериментальными данными.

1. Материал и постановка экспериментов

Исследовавшиеся образцы керамики были изготовлены методом реакционного спекания, достаточно полно описанного в работах [14,15]. Основными элементами гетерогенной микроструктуры реакционно-спеченного карбида кремния являются составной карбидокремниевый каркас, состоящий из зерен первичного и вторичного карбида кремния, и остаточный свободный кремний, точнее, твердый раствор углерода в кремнии. В работе [16] показано, что для описания структуры и соответственно ее связи с физико-механическими свойствами материала не достаточно только плотности или объемной доли кремния. Для ее характеристики и установления связи с физико-механическими свойствами был введен безразмерный комплексный параметр Z

$$Z = H_{SiC} \times (V_{VSi})^{-1} \times (l_{Si})^{-1}, \quad (1)$$

где V_{VSi} — объемная доля кремния, H_{SiC} — средняя хорда карбидокремниевоего каркаса, l_{Si} — средний линейный размер включений кремния.

В настоящей работе исследовался оптимальный по своим характеристикам материал, микроструктура которого характеризуется значением параметра $Z = 16-17$, что соответствует плотности 3.065 г/см² и содержанию SiC 83 об.%. Измеренное значение продольной скорости звука составило $c_l = 11.47 \pm 0.09$ км/с, что с учетом плотности материала соответствует литературным данным. Исходные образцы представляли собой плоскопараллельные пластины с размерами 8.3 × 65 × 65 мм. Образцы толщиной меньше 4 мм вырезались из одной

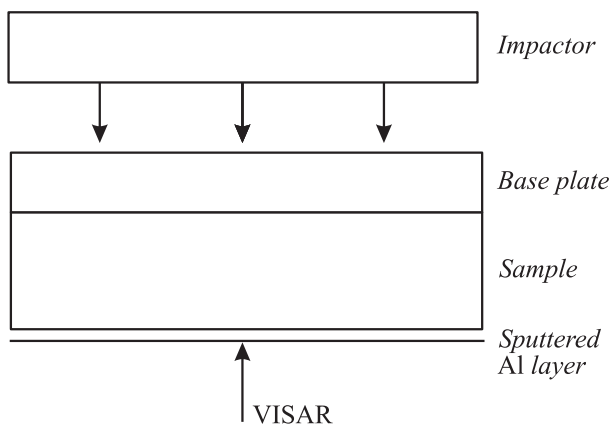


Рис. 1. Схема нагружения керамических образцов.

пластины электроэрозионным методом и затем шлифовались. На одну из поверхностей вакуумным напылением наносилась алюминиевая пленка для отражения зондирующего лазерного излучения. Поперечные размеры образцов для испытаний были достаточными для обеспечения условия одномерной деформации в течение всего времени регистрации.

На рис. 1 показана схема экспериментов. Нагружение образцов в основной серии опытов проводилось ударом алюминиевой пластины толщиной 2 мм со скоростью 1.8 км/с через алюминиевый экран толщиной 2 мм. Экран использовался для отсечения воздушной волны, образующейся перед летящим ударником. Проведены также опыты при скоростях удара 1.5 и 2.16 км/с. Метание ударников осуществлялось с применением взрывных устройств [17].

В экспериментах регистрировались профили $u_{fs}(t)$ скорости свободной поверхности образца как функции времени. Измерения проводились с использованием лазерного доплеровского измерителя скорости VISAR [18], имеющего в использованной конфигурации временное разрешение 0.8 нс. Отражение лазерного излучения происходило от слоя алюминия, нанесенного на поверхность образца вакуумным напылением. Одновременно со скоростью свободной поверхности с помощью электроконтактных датчиков регистрировалась скорость ударной волны D [19].

2. Результаты измерений

На рис. 2 показаны измеренные профили скорости свободной поверхности образцов керамики толщиной 8.32, 3.81, 2.15, 0.85 и 0.55 мм при ударе алюминиевой пластиной толщиной 2 мм со скоростью 1.8 км/с. В общих чертах профили волн сжатия подобны полученным ранее для керамик SiC. На волновых профилях регистрируется выход на поверхность упругой ударной волны и следующей за ней плавной волны сжатия. Второй подъем скорости поверхности тонких образцов,

отмеченный на волновых профилях стрелками, есть следствие переотражения волн от алюминиевого экрана, обсуждаемого ниже. В эксперименте с образцом толщиной 8.32 мм имело место затухание волны сжатия вследствие взаимодействия с распространяющейся вслед за ней волной разрежения. Измеренная скорость фронта упругой ударной волны составила $D = 11.735$ км/с, что несколько выше продольной скорости звука.

Величина динамического предела упругости σ_{HEL} определяется из измеренного профиля скорости свободной поверхности как $\sigma_{HEL} = \rho_0 D u_{HEL} / 2$, где u_{HEL} — значение скорости свободной поверхности за фронтом упругого предвестника. Непосредственное сопоставление профилей $u_{fs}(t)$ на рис. 2 оставляет впечатление, что напряжение сжатия за фронтом упругого предвестника волны сжатия значительно уменьшается с увеличением толщины образца. Однако представленные на рис. 3 нормированные волновые профили, в которых вместо времени t используется отношение t/h , где h — толщина образца, четко демонстрируют автомодельность волны и постоянство величины $u_{HEL} = 485 \pm 10$ м/с. Сопоставление нормированных волновых профилей на рис. 3 не обнаруживает какой-либо закономерности в их положении друг относительно друга, отклонения от среднего носят случайный характер и связаны, по-видимому, с небольшими вариациями плотности и состава материала. Таким образом, величина предела упругости керамики не зависит от времени и равна $\sigma_{HEL} = 8.72 \pm 0.17$ ГПа.

На профилях скорости свободной поверхности образцов толщинами 8.32 мм и 3.81 мм регистрируются начальные участки волны разрежения, величина которых Δu_{fs} ограничена откольной прочностью материала. В опытах с более тонкими образцами откол не регистрируется в связи с тем, что волна разгрузки от тыльной

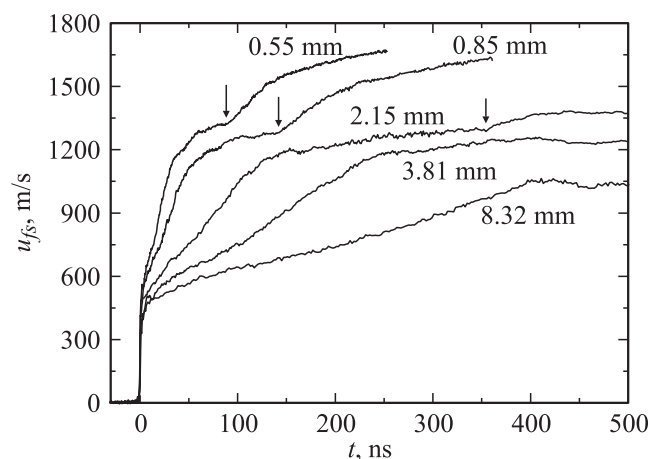


Рис. 2. Профили скорости свободной поверхности образцов керамики SiC толщиной от 0.55 до 8.32 мм при ударе 2 мм алюминиевой пластиной со скоростью 1.8 км/с через алюминиевый экран толщиной 2 мм. Стрелками указано время выхода переотраженной волны разрежения от поверхности экран-образец.

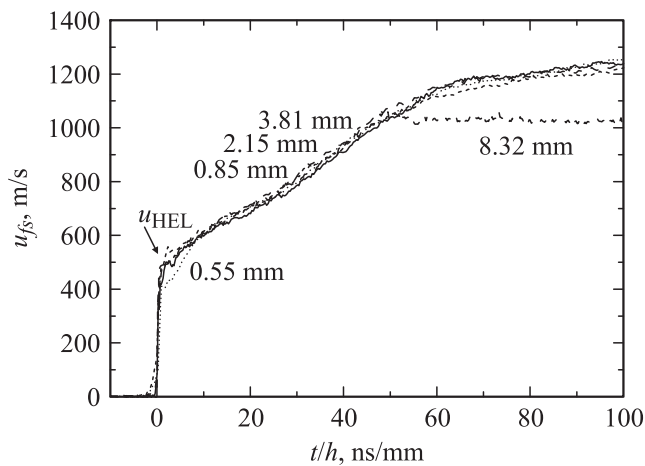


Рис. 3. Профили скорости свободной поверхности образцов керамики SiC, представленные на рис. 2 в нормированных координатах по времени.

поверхности ударника приходит позже, чем происходит переотражение волны сжатия в тонком образце. Откольная прочность рассчитывалась по измеренной величине Δu_{fs} как $\sigma_{sp} = \rho_0 c_l \Delta u_{fs} / 2$ и найдена равной 0.62 GPa в опыте с образцом толщиной 8.32 mm и 0.5 GPa при толщине образца 3.81 mm. На рис. 4 и 5 полученные значения динамического предела упругости и откольной прочности сопоставлены с литературными данными.

Автомодельность волны сжатия позволяет использовать приближение простой волны для расчета конечного напряжения сжатия по измеренному волновому профилю. Для простой волны, описываемой веером прямолинейных характеристик, фазовая скорость a_σ определяется как

$$a_\sigma = \frac{h}{h/c_l + t(\sigma)}, \quad (2)$$

где h — расстояние между поверхностью соударения (полюсом веера характеристик центрированной волны) и сечением в образце, для которого анализируется профиль напряжения $\sigma(t)$, t — интервал времени, отсчитываемый от фронта упругого предвестника. В данном случае величина h совпадает с толщиной образца. При анализе профиля скорости свободной поверхности $u_{fs}(t)$ используется эмпирический закон удвоения скорости: $u_{fs}(t) = 2u_p(t)$, где du_p — текущее значение массовой скорости в простой волне, и соотношение между напряжением и массовой скоростью в простой волне в виде

$$\sigma = \rho_0 \int_0^{u_p} a_\sigma(u_p) du_p. \quad (3)$$

Найденные таким способом значения конечного напряжения составили 18.6 GPa для образцов толщиной 3.81 mm и менее и 16.9 GPa — на расстоянии 8.32 mm.

На рис. 6 представлены профили скорости свободной поверхности образцов керамики SiC толщиной 7.62–8.32 mm при различных скоростях удара. Видно, что начальные участки профилей скорости свободной поверхности до 900 m/s практически совпадают. Не регистрируется возрастание динамического предела упругости с ростом давления ударного сжатия. С увеличением скорости удара, как и следовало ожидать, начинается формирование пластической ударной волны.

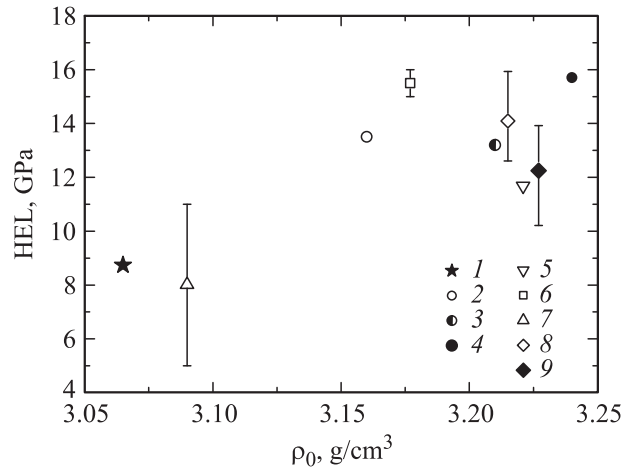


Рис. 4. Зависимость динамического предела упругости керамики SiC от начальной плотности: 1 — данные, полученные в настоящей работе; 2 — синтезированный, размер зерна 4.5 μm [4]; 3 — реакционно-спеченный, размер зерна 1.2 μm [4]; 4 — горяче-прессованный, размер зерна 2.9 μm [4]; 5 — горяче-прессованный, Cercom SiC-B, размер зерна 2 μm, 99.3% SiC [5]; 6 — Eagle-Picher α-SiC, размер зерна 7 μm [6]; 7 — Carborundum Co тип KT, 99.2% SiC [7]; 8 — горяче-прессованный, SiC-B, размер зерна 4 μm [8]; 9 — горяче-прессованный, SiC-N, размер зерна 4 μm [8].

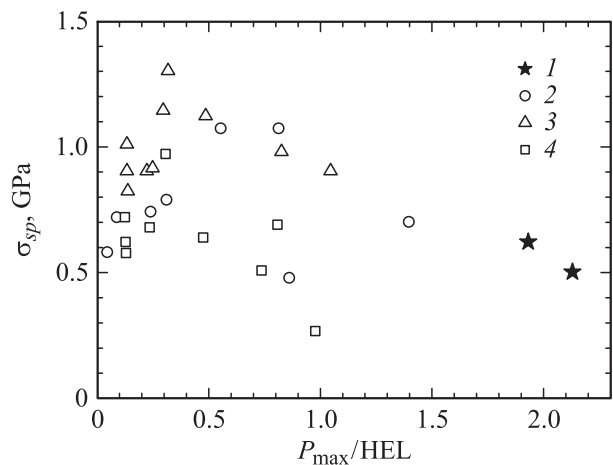


Рис. 5. Зависимость откольной прочности керамики SiC от максимального давления: 1 — данные, полученные в этой работе, 2 — [9], 3 — горяче-прессованный, Cercom SiC-B, размер зерна 2 μm [10], 4 — синтезированный, Sohio, размер зерна 1.5 μm [10].

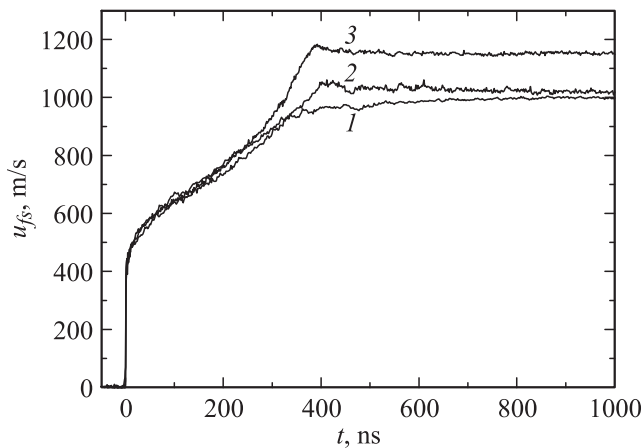


Рис. 6. Профили скорости свободной поверхности образцов керамики SiC. Нагружение через алюминиевый экран толщиной 2 мм: 1 — образец толщиной 7.97 мм при нагружении алюминиевой пластиной толщиной 4 мм со скоростью 1.5 км/с, 2, 3 — образцы толщиной 8.32 и 7.62 мм при нагружении алюминиевыми пластинами толщиной 2 мм со скоростью 1.8 и 2.16 км/с соответственно.

На волновых профилях для образцов малой толщины на рис. 2 регистрируется второй подъем скорости, 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 12.13–12.21 км/с, что несколько превышает продольную скорость звука при нулевом давлении и скорость фронта упругого предвестника. Данный факт косвенно свидетельствует о том, что материал не претерпевал разрушения в процессе одномерного сжатия и последующей разгрузки, поскольку наличие трещин оказывает значительное влияние на скорость распространения возмущений.

В литературе обсуждается возможность формирования волны разрушения при ударном сжатии хрупких керамик подобно тому, как это имеет место в стекле [20–22]. Наиболее простым и наглядным способом диагностирования волны разрушения является сопоставление волновых профилей, полученных в подобных условиях нагружения монолитного образца и стопки пластин с той же общей толщиной, что и монолитный образец. В стекле инициирование волн разрушения на поверхности тонких стеклянных пластин в стопке приводит к понижению регистрируемого динамического предела упругости, однако в подобных опытах с керамикой Al_2O_3 [23] вместо уменьшения напряжения сжатия за фронтом упругого предвестника наблюдался его рост.

Возрастание регистрируемого предела упругости объяснялось с привлечением, в том числе, предположения о затухании предвестника по мере его распространения. На рис. 7 сопоставлены профили скорости свободной поверхности монолитного образца и стопки тонких пластин керамики SiC. Толщина монолитного образца 8.32 мм, общая толщина стопки четырех тонких пластин составляла 7.58 мм при наличии зазоров между пластинами толщиной 7–8 мкм. На рисунке показан также профиль скорости свободной поверхности образца керамики SiC толщиной 2.15 мм, примерно равной толщине пластин в стопке.

Как видно из рис. 7, крутизна профиля за упругим скачком в стопке выше, чем в монолитном образце. Это различие вызвано зазорами между пластинами в стопке. Общее время прохождения фронта волны сжатия через стопку складывается из времени прохождения фронта предвестника через пластины с волновой скоростью и времени схлопывания зазоров со значительно меньшей скоростью поверхности, вследствие чего итоговая скорость фронта волны сжатия в стопке оказывается пониженной. Время схлопывания зазора толщиной 7–8 мкм при скорости поверхности примерно 500 м/с составляет 15 нс. В процессе схлопывания зазора пластическая часть волны сжатия продолжает распространяться с высокой скоростью и нагоняет фронт. По этой причине начальный участок волны сжатия в стопке практически совпадает с начальным участком волны сжатия в тонкой пластине. Совпадение показывает, что напряжение сжатия за фронтом упругого предвестника в стопке не изменилось. Таким образом, не подтверждаются предположения о возможности формирования волны разрушения и релаксации напряжений вследствие пластической деформации в керамике SiC.

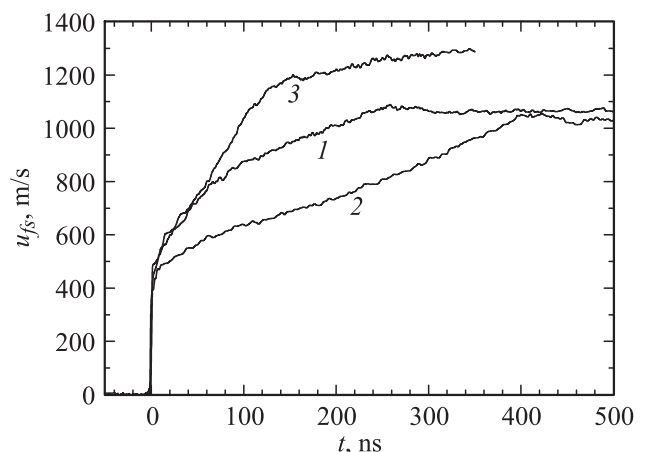


Рис. 7. Профили скорости свободной поверхности образцов керамики SiC: 1 — стопка общей толщиной 7.58 мм, собранной из 4 пластин (2 пластины толщиной по 1.8 мм и 2 пластины по 1.9 мм); 2 — образец толщиной 8.32 мм, 3 — образец толщиной 2.15 мм. Нагружение ударом 2 мм алюминиевой пластины со скоростью 1.8 км/с через алюминиевый экран толщиной 2 мм.

Заключение

Результаты измерений профилей скорости свободной поверхности в образцах керамики SiC толщиной от 0.5 до 8.3 мм не обнаруживают затухания упругого предвестника и показывают, что эволюция волны сжатия соответствует простой волне. Признаков релаксации напряжений, которая должна оказывать влияние на эволюцию волны и приводить к систематическому нарушению автомодельности волнового процесса, не выявлено. Нарастание параметров за фронтом упругого предвестника связано, очевидно, с деформационным упрочнением [24].

Измерены значения динамического предела упругости $\sigma_{HEL} = 8.72 \pm 0.17$ ГПа и откольной прочности $\sigma_{sp} = 0.5 - 0.62$ ГПа, которые с учетом плотности керамики согласуются с литературными данными. Результаты экспериментов не обнаруживают признаков разрушения материала при ударном сжатии и последующей разгрузке.

Работа выполнена при финансовой поддержке Госкорпорации „Росатом“ в рамках государственного контракта № Н.46.44.90.12.1048.

Список литературы

- [1] Kumar A., Kumble R.G. // J. Appl. Phys. 1969. Vol. 40. N 9. P. 3475–3480.
- [2] Meyers M.A., Benson D.J., Vohringer O., Kad B.K., Xue Q., Fu H.H. // Mater. Sci. Engin. A. 2002. Vol. 322. P. 194–216.
- [3] Гаркушин Г.В., Канель Г.И., Разоренов С.В. // ФТТ. 2012. Т. 54. Вып. 2. С. 1012–1018.
- [4] Bourne N.K., Millett J.C.F. // J. Appl. Phys. 1997. Vol. 81. N 9. P. 6019–6023.
- [5] 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. 1998. P. 483–488.
- [6] 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.
- [7] Gust W.H., Holt A.C., Royce E.B. // J. Appl. Phys. 1973. Vol. 44. N 2. P. 550–560.
- [8] Vogler T.J., Reinhart W.D., Chhabildas L.C. // J. Appl. Phys. 2006. Vol. 99. P. 023 512.
- [9] 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.
- [10] Bartkowski P., Dandekar D.P. // In: Shock compression of condensed matter — 1995 / Eds: S.C. Schmidt, W.C. Tao. AIP Conf. Proc. 1996. Vol. 370. P. 535–538.
- [11] Rajendran A.M., Grove D.J. // Int. J. Impact Eng. 1996. Vol. 18. N 6. P. 611–631.
- [12] Feng R., Raiser G.F., Gupta Y.M. // J. Appl. Phys. 1996. Vol. 79. N 3. P. 1378–1387.
- [13] Holmquist T.J., Johnson G.R. // J. Appl. Phys. 2005. Vol. 97. P. 093 502.
- [14] Гнесин Г.Г. Карбидокремниевые материалы. М.: Металлургия, 1977. С. 108–128.
- [15] Гаришин А.П. и др. Конструкционные карбидокремниевые материалы. Л.: Машиностроение, 1975. 152 с.
- [16] Румянцев В.И., Бойков С.Ю., Осмаков А.С., Фищев В.И. // Огнеупоры и техническая керамика. 2007. № 12. С. 29–34.
- [17] Канель Г.И., Разоренов С.В., Уткин А.В., Фортвов В.Е. Ударно-волновые явления в конденсированных средах. М.: Янус-К, 1996. 407 с.
- [18] Barker L.M., Hollenbach R.E. // J. Appl. Phys. 1972. Vol. 43. P. 4669–4675.
- [19] Альтшуллер Л.В. // УФН. 1965. Т. 85. № 2. С. 199–257.
- [20] Bourne N.K., Millett J.C.F., Rosenberg Z., Murray N.H. // J. Mech. Phys. Sol. 1998. Vol. 46. N 10. P. 1887–1908.
- [21] Bourne N., Millett J., Pickup I. // J. Appl. Phys. 1997. Vol. 81. P. 6019–6023.
- [22] Bourne N.K., Rosenberg Z., Field J.E. // In: Shock compression of condensed matter — 1997 / Eds. S.C. Schmidt et al., AIP. P. 493.
- [23] Kanell G.I., Bogach A.A., Razorenov S.V., Savinykh A.S., Zhen Chen, Rajendran A. // In: Shock compression of condensed matter — 2003 / Eds. M.D. Furnish, Y.M. Gupta, J.W. Forbes, AIP CP 706. 2004. P. 739–742.
- [24] Kanell G.I., Razorenov S.V., Fortov V.E. Shock wave phenomena and the properties of condensed matter. NY: Springer, 2004. 321 p.