

## ЗАВИСИМОСТЬ ПРОДОЛЬНОЙ СКОРОСТИ ЗВУКА В КОНСТРУКЦИОННЫХ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ ОТ ДАВЛЕНИЯ И СТЕПЕНИ ПОВРЕЖДЕННОСТИ

В. А. Скрипняк, Е. Г. Скрипняк, Т. В. Жукова

Томский государственный университет, 634050 Томск

Численно исследовано влияние пористости и концентрации плоских микротрещин на скорость упругих волн в поликристаллических керамических материалах на основе  $\text{SiC}$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{V}_4\text{C}$ ,  $\text{ZrO}_2$ . Механическое поведение керамики описано с использованием модели повреждаемой среды. Проведен анализ применимости различных зависимостей, описывающих связь эффективных модулей упругости материала среды с относительным объемом повреждений, для прогнозирования волновой динамики. Показано, что при пористости до 20 % удовлетворительный прогноз изменения скорости продольных волн в керамике обеспечивается применением экспоненциальной и линейной зависимостей. В этом диапазоне пористости скорость упругих волн линейно снижается с ростом относительного объема повреждений. Проведен анализ влияния амплитуды импульсов на скорость упругих волн. Показано, что скорость упругих волн в конструкционной керамике увеличивается пропорционально давлению до 5 % в диапазоне амплитуд импульсов, не превышающих предела упругости Гюгонио. Для рассмотренных керамических материалов определены численные значения коэффициентов в соотношении, связывающем скорость продольной упругой волны со скоростью материальных частиц. Показано, что при превышении предела упругости Гюгонио значения коэффициента уменьшаются на 10 ÷ 30 % для разных керамических материалов. Полученные значения коэффициентов хорошо согласуются с приведенными в литературе экспериментальными данными.

Для прогнозирования откольного разрушения керамических элементов конструкций при интенсивных импульсных нагрузках требуется адекватно описывать распространение ударных импульсов. Экспериментальные исследования [1–3] указывают на снижение значений откольной прочности конструкционных керамических материалов на основе  $\text{SiC}$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{V}_4\text{C}$ ,  $\text{ZrO}_2$  вплоть до нуля при воздействии ударных импульсов, амплитуда которых превышает предел упругости Гюгонио. Поэтому правильное воспроизведение в расчетах закономерностей распространения упругих волн важно на практике для оценки стойкости керамических конструкций к ударным нагрузкам. При анализе экспериментов по нагружению тонких пластин и фольг плоскими ударными волнами требуется учитывать зависимость скорости звука от давления. Это связано с необходимостью учета явлений волновой динамики, обусловленных особенностями процессов релаксации сдвиговых напряжений. В керамических материалах, так же как и в металлах, происходит релаксация амплитуды упругих предвестников [4]. Поэтому квазиупругое механическое

поведение керамики возможно при напряжениях, существенно превышающих предел упругости Гюгонио. Релаксация амплитуды упругих предвестников сопровождается снижением скорости их распространения.

В металлических материалах ударные импульсы с амплитудой, не превышающей предела упругости Гюгонио, распространяются со скоростью, которая близка к скорости продольных звуковых волн. Выполненные за последние 10–15 лет экспериментальные исследования ударно-волнового нагружения керамических конструкционных материалов [4–14] позволили выявить особенности распространения упругих волн при ударном сжатии.

В [4–7] установлено, что скорости упругих волн зависят от структуры и технологии получения керамики и могут различаться в однотипных керамических материалах. В [5] было показано, что скорости упругих продольных волн в керамике на основе  $\text{SiC}$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{V}_4\text{C}$ ,  $\text{ZrO}_2$  увеличиваются пропорционально скорости материальных частиц в волне нагружения.

Для металлов и сплавов предел упругости Гюгонио относительно мал, вследствие че-

Таблица 1

Механические характеристики некоторых керамических материалов на основе SiC, TiB<sub>2</sub>, ZrO<sub>2</sub>, B<sub>4</sub>C

Параметры	SiC	SiC	TiB <sub>2</sub>	ZrO <sub>2</sub> + 12,5% Y <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	B <sub>4</sub> C	
	[2, 11, 14]	[2, 11, 14]	[5, 15]	[5, 15]	[1, 5, 12, 13, 15]	
	Размер зерна R <sub>0</sub> , мкм					
	15	2	12	15	10	
$\rho, 10^3 \text{ кг/м}^3$	3,166	3,221	4,452	5,602	2,516	
$\rho_0^m, 10^3 \text{ кг/м}^3$	3,21	3,221	4,52	5,602	2,52	
$\alpha$	0,014	0	0	0,04	0,0016	
$w$	2,88	2,88	—	—	2,86	
$C_l, \text{ км/с}$	12,4	12,22	10,93	5,89	14,04	
$C_b, \text{ км/с}$	8,17±0,05	9,32±0,05	—	—	—	
$C_s, \text{ км/с}$	7,66±0,05	7,75±0,05	7,3	3,57	8,9	
$C_0, \text{ км/с}$	8,29	—	—	3,68	8,11	
$\lambda$	0,62	0,98	—	2,12 ( $p < 20 \text{ ГПа}$ )	1,61	
$C_{l,0}, \text{ км/с}$	11,7	11,7	—	7,11	14,07	
$\lambda_1$	1,25	1,25	—	3,0	1,8	
$G, \text{ ГПа}$	185,8	193,5	237,2	76,6	199,3	
$A, \text{ ТПа}^{-1}$	12	12	12÷14,5	30÷16	11÷14	
$B, 10^{-4} \text{ К}^{-1}$	1,0	1,0	1,0	3,4	3,0	
$K, \text{ ГПа}$	212,2	223,0	215,5	157	2,35	
$K^m$	4,3	4,3	4,19	7,48	4,2	
$\nu$	0,16	0,16	0,097	0,29	0,164	
$\sigma_H, \text{ ГПа}$	14,8	14,8	4,7÷5,2	12÷17	11,7÷14	
$\sigma_B, \text{ ГПа}$	растяжение	0,18	0,18	0,148	0,14	0,26
	сжатие	1,73	1,73	—	1,7÷2,1	—

го прирост скорости распространения упругих волн от давления оказывается несущественным. Однако для высокоплотных конструктивных керамических материалов на основе SiC, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, B<sub>4</sub>C, ZrO<sub>2</sub> пределы упругости Гюгонио на порядок выше, чем для сталей [1–5, 8–14]. Значения пределов упругости для некоторых конструктивных керамических материалов приведены в табл. 1, 2. Для указанных керамических материалов изменение скорости распространения волн напряжений с ростом степени сжатия может быть существенным. Поэтому при выполнении прочностных расчетов и компьютерном моделировании динамического нагружения керамических материалов требуется учесть особенности распро-

странения волн напряжений с амплитудами, не превышающими предела упругости.

Конструкционные керамические материалы в исходном состоянии всегда имеют микроповреждения структуры в виде начальной пористости и микротрещин [6, 7], которые влияют на эффективные механические свойства и динамику волн напряжений.

Для анализа влияния степени поврежденности материала и амплитуды импульсов на скорость распространения плоских волн напряжений был проведен численный эксперимент. Моделировалось распространение плоских ударных импульсов, генерируемых при плоском соударении пластин. Для описания механического поведения керамических материа-

Т а б л и ц а 2

Механические характеристики некоторых керамических материалов на основе  $Al_2O_3$

Параметры	Керамика на основе $Al_2O_3$					
	AL 300 [9, 12]	AD 85 [9, 12]	AD 998 [7, 9, 16]	D 999 [4, 6, 7, 12]	D 975 [4]	H 880 [4]
$\rho, 10^3 \text{ кг/м}^3$	3,75	3,421	3,948	3,99	3,8	3,546
$\rho_0^m, 10^3 \text{ кг/м}^3$	3,94	3,66	3,99	3,99	3,99	3,99
$\alpha$	0,048	0,065	0,01	0	0,048	0,11
$R_0, \text{ мкм}$	4	5	1÷2	4±2	4±4	2±1
$C_l, \text{ км/с}$	10,20	8,8	10,85	10,82	10,30	9,1
$C_b, \text{ км/с}$	0,825	6,63	8,07	7,92	7,54	6,61
$C_s, \text{ км/с}$	6,6	5,06	6,51	6,389	6,07	5,413
$\sigma_H, \text{ ГПа}$	8,0±0,1	5,9±0,2	8,35	13,0± 1,0	7,5±0,5	5,5± 0,5
$\nu$	0,21	0,256	0,23	0,226	0,234	0,232
$K, \text{ ГПа}$	255,07	150,4	257	251	216,5	243,4
$K'^m$	4,19	4,19	4,19	4,19	4,19	4,19
$G, \text{ ГПа}$	163,0	88,0	169,0	163,0	140,0	104,0
$A, \text{ ТПа}^{-1}$	11,0	—	—	—	—	—
$B, 10^{-4} \text{ К}^{-1}$	1,3	1,3	—	—	—	—
$\sigma_v, \text{ ГПа}$	растяжение	—	—	—	0,267	—
	сжатие	—	—	—	3,0	—

лов применялась модель [17, 18]. Использована методика численного решения [19].

Поврежденность керамического материала в рамках модели описывалась с помощью параметра поврежденности  $\alpha$ , который вводится соотношением [20]

$$\alpha = \alpha_c + \alpha_p = V_c/V + V_p/V, \quad (1)$$

где  $V$  — удельный объем материала,  $V_c, V_p$  — объем полостей микротрещин и пор соответственно.

Эффективная плотность керамики  $\rho$  связана с плотностью конденсированной части материала  $\rho^m$  выражением

$$\rho = \rho^m(1 - \alpha). \quad (2)$$

Скорости распространения продольных волн звука в конденсированных средах определяются известными соотношениями

$$C_l^2 = C_b^2 + (4/3)C_s^2, \quad \rho C_b^2 = K, \quad \rho C_s^2 = G, \quad (3)$$

где  $K$  — эффективный адиабатический модуль объемного сжатия;  $G$  — эффективный модуль

сдвига;  $C_l, C_b, C_s$  — продольная, объемная и сдвиговая скорости звука соответственно. С увеличением относительного объема пор снижаются значения  $K$  и  $G$ , в результате чего скорости распространения продольных и сдвиговых упругих волн уменьшаются. Для оценки эффективных значений модулей упругости поврежденной керамики  $K, G$  предлагались следующие соотношения:

$$K = K^m(1 - \alpha), \quad G = G^m(1 - \alpha) \quad [21], \quad (4)$$

$$K = K^m[1 - 3(1 - \nu)\alpha/2(1 - \nu)], \quad (5)$$

$$G = G^m[1 - 15(1 - \nu)\alpha/(7 - 5\nu)] \quad [22],$$

$$E = E^m \exp(-w\alpha), \quad (6)$$

$$K = K^m \exp(-w\alpha), \quad G = G^m \exp(-w\alpha) \quad [6],$$

$$K = K^m(1 - \alpha/\alpha^*), \quad (7)$$

$$G = G^m(1 - \alpha/\alpha^*) \quad [23],$$

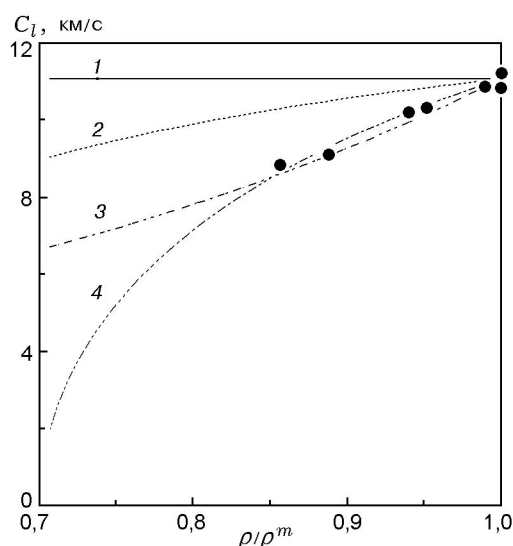


Рис. 1. Расчетные и экспериментальные значения скорости распространения продольных упругих волн в конструктивных керамических материалах на основе оксида алюминия: линии 1–4 — расчет с использованием формул (4)–(7) соответственно; точки — экспериментальные данные [4, 7, 9, 10, 12]

где  $\nu$  — коэффициент Пуассона;  $K^m$ ,  $G^m$ ,  $E^m$  — соответственно модули объемного сжатия, сдвига, Юнга конденсированной фазы материала;  $w$  — эмпирический коэффициент;  $\alpha^*$  — эмпирический параметр.

Для конструктивных керамических материалов на основе SiC,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{B}_4\text{C}$ ,  $\text{ZrO}_2$   $\alpha^* \approx 0,3$ . Расчетные значения продольной скорости звука в оксидалюминиевой керамике с различной начальной пористостью, полученные с использованием формул (1)–(7), приведены на рис. 1. Использование соотношений (4), (5) не позволяет получить удовлетворительный прогноз изменения скорости  $C_l$  в практически значимом диапазоне поврежденности керамических материалов, в то время как соотношения (6) и (7) могут быть использованы в диапазоне пористости  $\alpha \approx 0 \div 0,2$ . Аналогичные результаты получены для керамики на основе карбида бора.

Применение формул (6) для оценки эффективных значений модулей упругости пористых керамических материалов в зависимости от относительного объема пор обеспечивает качественно и количественно более точный прогноз изменения скоростей звука в пористых керамических материалах, чем использование соотношений (4), (5), (7). В расчетах, результаты ко-

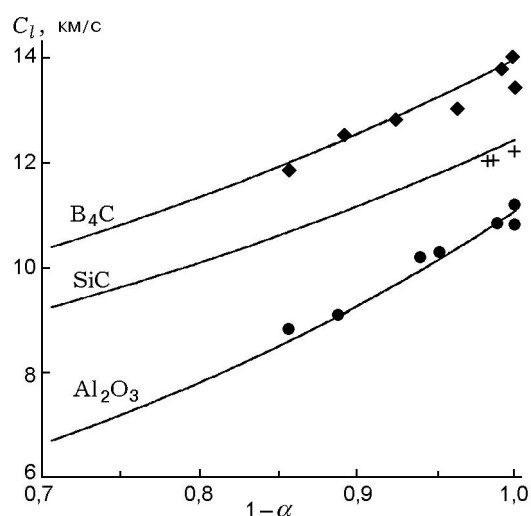


Рис. 2. Расчетные зависимости скорости распространения продольных упругих волн в конструктивных керамических материалах на основе карбида бора, карбида кремния и оксида алюминия в сравнении с экспериментальными данными:

$\text{B}_4\text{C}$  — [1, 4, 13], SiC — [1, 2, 11],  $\text{Al}_2\text{O}_3$  — [4, 7, 9, 10, 12]; линии — расчет с использованием соотношений (6)

торых приведены на рис. 1 и 2, принималось  $w = 2,86$ ,  $3,35$  и  $2,88$  для  $\text{B}_4\text{C}$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , SiC соответственно. При определении численных значений параметра  $w$  было учтено, что при изменении пористости в диапазоне от 0 до  $\approx 0,3$  коэффициент Пуассона изменяется слабо. Ввиду того, что  $\nu = (3K - 2G)/2(3K + G)$ ,  $E = 3(1 - 2\nu)K$ , можно предположить подобие характера изменения эффективных значений модулей объемного сжатия  $K$ , модуля сдвига  $G$  и модуля Юнга  $E$  от пористости керамики. Это обстоятельство позволяет использовать экспериментальные данные о модулях упругости конструктивных керамических материалов, обладающих разной пористостью, для оценки коэффициента  $w$ . Следует отметить, что более корректно применение соотношений (6) для оценки эффективных значений модулей керамических материалов, полученных по одной технологии — горячего прессования, реакционного спекания и т. д.

В диапазоне  $\alpha \approx 0 \div 0,2$  скорости  $C_b$ ,  $C_s$ ,  $C_l$  для волн напряжений с малыми амплитудами снижаются пропорционально значению  $\alpha$  в конструктивных керамических материалах на основе SiC,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{B}_4\text{C}$ ,  $\text{ZrO}_2$ . Отклонение от линейной зависимости происходит при  $\alpha > 0,2$ .

На рис. 2 представлены результаты расчетов зависимости продольной скорости звука от параметра поврежденности материала  $\alpha$  в сравнении с имеющимися экспериментальными данными.

При моделировании импульсных и ударно-волновых воздействий на керамические материалы амплитуды напряжений могут превышать эффективное значение предела упругости. В этом случае в процессе нагружения материала происходят изменения параметра поврежденности и эффективных значений механических параметров. В результате изменяются скорости звука и скорость волн напряжений. В зависимости от технологии получения керамических материалов и степени поврежденности предел упругости может существенно изменяться. Зависимость предела упругости Гюгонио от параметра поврежденности  $\alpha$  керамического материала в первом приближении может быть определена соотношением [18]

$$\sigma_H = \sigma_H^0(1 - \alpha/\alpha^*), \quad (8)$$

где  $\sigma_H^0$  — предел упругости Гюгонио для высокоплотного материала.

Для плоских волн напряжений справедливы соотношения

$$\rho C^2 = \rho \frac{d\sigma_1}{d\rho} = -\rho \frac{d\rho}{d\rho} + \frac{4}{3} \rho \frac{d\tau}{d\rho}, \quad (9)$$

где  $C$  — продольная скорость плоской волны напряжения,  $\rho$  — массовая плотность,  $\tau$  — сдвиговое напряжение.

Поскольку  $\dot{\epsilon}_1 = \dot{\rho}/\rho$ , а  $\dot{\tau} = G(\dot{\epsilon}_1 - 2\dot{\gamma}^p)$  из (9) следует

$$\rho C^2 = -\rho(d\rho/d\rho) + (4/3)G(1 - 2\dot{\gamma}^p/\dot{\epsilon}_1), \quad (10)$$

где  $\dot{\gamma}^p$  — скорость эффективной неупругой сдвиговой деформации,  $\dot{\epsilon}_1$  — скорость эффективной деформации в направлении распространения волн.

При моделировании импульсного нагружения керамических материалов, как правило, предполагается, что при напряжениях, меньших предела упругости Гюгонио, скорость неупругой сдвиговой деформации равна нулю. В этом случае плоская волна напряжения распространяется со скоростью  $C_l$ .

Оценим зависимость продольной скорости звука  $C_l$  от давления при использовании уравнения состояния Мурнагана [11]:

$$p^m = (3/2)K^m(\xi^{-7/3} + \xi^{-5/3})(1 - (3/4) \times$$

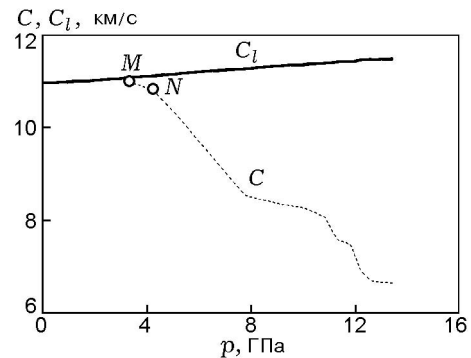


Рис. 3. Расчетные зависимости скорости плоской ударной волны и продольной упругой волны для высокоплотной оксидалюминиевой керамики AD 998

$$\times (4 - K^m)(\xi^{-2/3} - 1)), \quad (11)$$

где  $\xi = \rho_0^m / \rho^m$ ,  $K^m$ ,  $K'^m$  — константы конденсированной фазы материала.

Из (9) следует, что скорость волн будет увеличиваться пропорционально приращению не только давления, но и сдвигового напряжения  $\tau$ . При ударно-волновом нагружении сдвиговые напряжения в высокоплотных конструкционных керамических материалах на основе SiC, B<sub>4</sub>C могут достигать 12 ГПа. При оценке скорости распространения упругих волн в керамике с использованием уравнений (3) или (9) необходимо учитывать зависимость модуля сдвига от давления и температуры, например, с помощью соотношения [15]

$$G^m = G_0^m[1 + Ap^m\xi^{1/3} - B(T - T_0)], \quad (12)$$

где  $A$ ,  $B$  — константы материала,  $T$  — температура,  $T_0 = 293$  К,  $G_0^m$  — модуль сдвига конденсированной фазы материала при нормальных условиях.

На рис. 3 представлены расчетные зависимости продольной скорости волны напряжения в поликристаллической оксидалюминиевой керамике AD 998 от давления. Аналогичный линейный характер носит и зависимость продольной скорости волны от амплитуды скорости материальных частиц во фронте ударных волн (рис. 4). Точки  $N$  и  $M$  на рис. 3 и 4 соответствуют друг другу. Из результатов моделирования следует, что вид зависимости для скорости  $C_l$  аналогичен зависимости скорости ударной волны  $D$  от скорости материальных частиц:

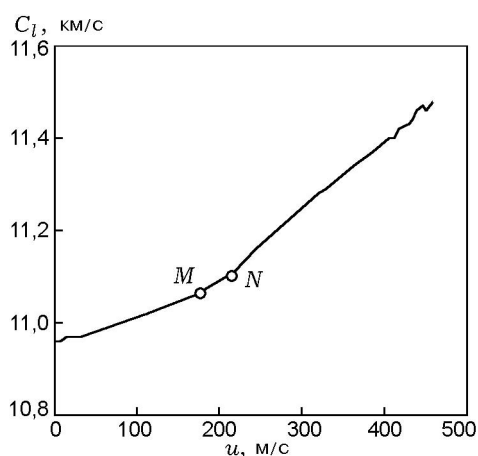


Рис. 4. Зависимость продольной скорости волны напряжения от амплитуды скорости материальных частиц в керамике AD 998

$$D = C_0 + \lambda u, \quad C_l = C_{l,0} + \lambda_1 u. \quad (13)$$

Здесь  $C_{l,0}$  — продольная скорость звука при нормальных условиях,  $u$  — амплитуда массовой скорости в ударном импульсе,  $\lambda$ ,  $\lambda_1$  — коэффициенты.

В расчетах определены численные значения коэффициента  $\lambda$  ( $\lambda = 1,0; 1,25; 3,0$  и  $0,85$  для  $V_4C$ ,  $SiC$ ,  $ZrO_2$  и  $Al_2O_3$  соответственно). Значения  $\lambda_1$  для рассмотренных керамических материалов оказались больше значений  $\lambda$ . При достижении напряжениями предела упругости Гюгонио (точка  $N$ ) значения коэффициента пропорциональности изменяются.

Полученные результаты согласуются с экспериментально установленными в [5] линейными зависимостями продольной скорости упругих волн от амплитуды скорости материальных частиц для керамических материалов на основе  $SiC$ ,  $V_4C$ ,  $ZrO_2$ .

Из расчетов следует, что зависимость скорости волн напряжений  $C$  от скорости материальных частиц  $u$  становится слабонелинейной на участке вблизи предела упругости Гюгонио ( $MN$  на рис. 3) даже в высокоплотной керамике. В рамках использованной модели предполагается, что развитие неупругих деформаций в поликристаллической керамике может быть обусловлено как ростом размеров существовавших в материале микротрещин, так и зарождением новых микротрещин [17, 18].

В условиях интенсивного динамического нагружения развитие неупругих деформаций в керамике обеспечивается преимущественно за счет зарождения новых микроповреждений

[17, 18]. Однако в поликристаллической керамике на основе  $SiC$ ,  $Al_2O_3$ ,  $V_4C$ ,  $ZrO_2$  рост размеров микротрещин может начинаться уже под действием сжимающих напряжений, на порядок меньших предела упругости Гюгонио. Поэтому значение статического предела прочности при сжатии существенно меньше предела Гюгонио. В результате развития неупругих деформаций (участок  $MN$  на рис. 3), обусловленных ростом размеров микротрещин при сжатии поликристаллической керамики, скорость продольной волны напряжения уменьшается, что следует из уравнения (9). Увеличение концентрации микротрещин, средние размеры которых сравнимы с размерами зерна поликристаллической керамики, существенно влияет на снижение скорости продольной волны. Увеличение размеров микротрещин на порядок относительно среднего размера зерна керамики при фиксированной концентрации микротрещин слабо влияет на снижение скорости продольной волны.

Из сравнения результатов, представленных на рис. 2 и 3, следует, что на скорость волн напряжений существенно влияют начальная пористость и концентрация микротрещин, которые зависят от технологии производства материалов.

## ВЫВОДЫ

- Скорость упругих волн  $C_l$  уменьшается пропорционально пористости керамики  $\alpha$ , причем в диапазоне  $\alpha = 0 \div 0,2$  зависимость  $C_l$  ( $\alpha$ ) близка к линейной.
- Скорость продольных волн в плотных керамических материалах увеличивается прямо пропорционально амплитуде давления или скорости материальных частиц в ударной волне.
- Коэффициент пропорциональности изменяется при достижении амплитудой напряжения предела упругости Гюгонио.
- Изменение концентрации микротрещин существенно влияет на изменение скорости продольных волн в поликристаллической керамике.

## ЛИТЕРАТУРА

1. Winkler W. D., Stilp A. J. Spallation behaviour of  $TiB_2$ ,  $SiC$ ,  $V_4C$  under planar impact tensile stresses // Shock Compression of Condensed Matter-1991 / S. C. Schmidt, R. D. Dick, J. W. Forbes, D. G. Tasker (Eds). N.-Y.: Elsevier Sci. Publ., 1992. P. 475–478.

2. **Bartkovski P., Dandekar D. P.** Spall strength of sintered and hot pressured silicon carbide // Shock Compression of Condensed Matter-1995 / S. C. Schmidt, R. D. Dick, J. W. Forbes, D. G. Tasker (Eds). N.-Y.: Elsevier Sci. Publ., 1996. P. 535–538.
3. **Grady D. E.** Shock wave properties of high strength ceramics // Shock Compression of Condensed Matter-1991 / S. C. Schmidt, R. D. Dick, J. W. Forbes, D. G. Tasker (Eds). N.-Y.: Elsevier Sci. Publ., 1992. P. 455–459.
4. **Murray N. M., Bourne N. K., Rozenberg Z.** Precursor decay in several aluminas // Shock Compression of Condensed Matter-1995 / S. C. Schmidt, R. D. Dick, J. W. Forbes, D. G. Tasker (Eds). N.-Y.: Elsevier Sci. Publ., 1996. P. 491–494.
5. **Kipp M. E., Grady D. E.** Elastic wave dispersia in high-strength ceramics // Shock Waves in Condensed Matter-1991 / S. C. Schmidt, R. D. Dick, J. W. Forbes, D. C. Tasker (Eds). N.-Y.: Elsevier Sci. Publ., 1992. P. 459–461.
6. **Dorre E., Hubner H.** Alumina. Processing, Properties and Application. N.-Y.: Springer Verlag, 1984.
7. **Munro R. G.** Evaluated Material Properties for a sintered  $\alpha$ -alumina // J. Amer. Ceram. Soc. 1997. V. 80, N 8. P. 1919–1928.
8. **Chhavidas L. C., Furnish M. D., Grady D. E.** Impact of alumina — a comprehensive study // New Models and Numerical Codes for Shock Waves Processes in Condensed Matter-1997. Oxford, UK: AWE Hunting — BRAE, 1997. V. 1. P. 17–25.
9. **Bless S. J., Yaziv D., Rozenberg Z., Jorick D.** Spall zones in polycrystalline ceramics // Shock Waves in Condensed Matter-1985 / Y. M. Gupta (Ed). N.-Y.: Plenum Press, 1986. P. 419–424.
10. **Долгобородов А. Ю., Воскобойников И. М.** Скорость звука в ударно-сжатых корунде, карбиде бора, карбиде кремния // Техн. физика. 1993. Т. 38, № 2. С. 158–160.
11. **Pickup I. M., Barker A. K.** Damage kinetics of silicon carbide // Shock Compression of Condensed Matter-1997 / S. C. Schmidt, D. P. Dandekar, J. W. Forbes (Eds). N.-Y.: Elsevier Sci. Publ., 1998. P. 513–516.
12. **Gust W. H., Royce E. B.** Dynamic yield strengths of  $B_4C$ ,  $BeO$  and  $Al_2O_3$  ceramics // J. Appl. Phys. 1971. V. 42, N 1. P. 276–295.
13. **Brar N. S., Rosenberg Z., Bless S. J.** Applying Steinberg's model to the Hugoniot elastic limit of porous boron carbide specimens // J. Appl. Phys. 1991. V. 69, N 11. P. 7890–7891.
14. **Bassett W. A., Weather M. S., Wu T.-C., Holmqist T.** Compressibility of SiC up to 68.4 GPa // J. Appl. Phys. 1993. V. 74, N 6. P. 3824–3827.
15. **Steinberg D. J.** Computer studies of the dynamic strength of ceramics // Shock Compression of Condensed Matter-1991 / S. C. Schmidt, R. D. Dick, J. W. Forbes, D. G. Tasker (Eds). N.-Y.: Elsevier Sci. Publ., 1992. P. 447–450.
16. **Kanel G. I., Razorenov S. V., Utkin A. V. et al.** Investigation of mechanical properties of ceramics using axi-symmetric shock waves // Shock Compression of Condensed Matter-1997. N.-Y.: AIP, 1998. P. 489.
17. **Skrpnyak V. A., Skripnyak E. G.** Computer modeling of mechanical behaviour of constructional ceramics under shock loading // New Models and Numerical Codes for Shock Waves Processes in Condensed Matter-1997. Oxford, UK: AWE Hunting — BRAE, 1997. V. 1. P. 26–36.
18. **Скрипняк Е. Г.** Влияние мезоструктуры конструкционной керамики на величину гюгониевского предела упругости // Изв. вузов. Сер. физика. 1999. № 3. С. 76–81.
19. **Жукова Т. В., Макаров П. В., Скрипняк В. А. и др.** Изучение релаксационных свойств в ударных волнах методами математического моделирования // Физика горения и взрыва. 1987. Т. 23, № 1. С. 29–32.
20. **Rabier P. J.** Some remarks on damage theory // Intern. J. Eng. Sci. 1989. V. 27, N 1. P. 29–54.
21. **Киселев А. Б., Юмашев М. В.** Деформирование и разрушение при ударном нагружении. Модель повреждаемой термоупругопластической среды // ПМТФ. 1990. № 5. С. 116–124.
22. **Addessio F. L., Johnson J. N.** A constitutive model for the dynamic response of brittle materials // J. Appl. Phys. 1990. V. 67. P. 3275.
23. **Ахмадеев Н. Х.** Динамическое разрушение твердых тел в волнах напряжений. Уфа: Изд-во БФАН СССР, 1988.

*Поступила в редакцию 29/II 2000 г.,  
в окончательном варианте — 4/VII 2000 г.*