

К. т. н. С. Н. Перевислов¹ (✉), к. т. н. И. А. Беспалов², М. В. Томкович³

¹ ФГБУН «Институт химии силикатов имени И. В. Гребенщикова РАН», Санкт-Петербург, Россия

² ОАО «Научно-исследовательский институт стали», Москва, Россия

³ ФГБУН «Физико-технический институт имени А. Ф. Иоффе РАН», Санкт-Петербург, Россия

УДК 666.3:546.281'261].017:620.17

ВЛИЯНИЕ МОДИФИЦИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ КАРБИДА КРЕМНИЯ НА ИХ ДИНАМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Получены керамические материалы на основе SiC реакционным и жидкофазным спеканием с применением методов модифицирования структуры (введением армирующих структуру волокон SiC, синтезом самоармирующих структуру зерен) и определена их бронестойкость с помощью косвенного метода оценки времени задержки проникновения пули.

Ключевые слова: реакционно-спеченный карбид кремния (SiSiC), жидкофазно-спеченный карбид кремния (LPSSiC), армированные материалы, трещиностойкость, пулестойкость керамики.

ВВЕДЕНИЕ

Наиболее часто применяемыми элементами бронезащиты являются специальные термоупрочненные стали и сплавы, которые отличаются высокими твердостью и прочностью, относительно низкой стоимостью и при достаточной толщине способны эффективно противостоять динамическому воздействию разных поражающих факторов. К существенным недостаткам такой брони следует отнести высокую поверхностную плотность. При равной бронестойкости металлической и керамической брони ее масса в 2–3 раза меньше [1]. Высокотвердые материалы, такие как керамика, являются более эффективными для защиты от термоупрочненных стальных сердечников пуль, чем сталь и другие металлы. С точки зрения улучшения защитных свойств и снижения поверхностной плотности композитная броня, состоящая из керамического материала на прочной, но гибкой подложке, превосходит любые металлические броневые конструкции [2].

По сравнению с другими видами керамики материалы на основе карбида кремния обладают уникальными свойствами: высокими твердостью, прочностью и огнеупорностью; при этом их плотность в 2,0–2,5 раза ниже, чем у стали. Важнейшим показателем является также от-

носительно низкая стоимость SiC-керамики. Скорость прохождения ударной волны в бронематериале зависит от его плотности и модуля упругости. Твердость важна при определении исходного разрушения пули. Высокая скорость распространения ударной волны позволяет быстро рассеивать в керамике кинетическую энергию пули. Также важными свойствами керамических материалов, определяющими качество брони и влияющими на степень ее пулестойкости, являются трещиностойкость и предел прочности при изгибе (табл. 1) [3].

За рубежом карбидная броня (на основе SiC и B₄C) занимает 30–35 % объема выпуска керамической брони, в России 10–15 %, остальное — корундовая, главным преимуществом которой является низкая цена [3]. Броню из карбида кремния получают горячим прессованием, спеканием (реакционным, жидкофазным и др.). Метод спекания в 3–5 раз дешевле горячего прессования. Однако получать крупногабаритные броневые плиты размерами более 200×200 мм путем свободного жидкофазного спекания достаточно сложно [3].

Цель настоящей работы — получение керамических материалов на основе SiC реакционным и жидкофазным спеканием с применением методов модифицирования структуры (введением армирующих волокон SiC, синтезом в процессе спекания самоармирующих зерен) и определение их бронестойкости с помощью косвенного метода оценки времени задержки проникновения пули в сравнении со стандартными броневыми материалами на основе SiC.



С. Н. Перевислов
E-mail: perevislov@mail.ru

Таблица 1. Свойства керамических бронематериалов

Материал	Плотность ρ , г/см ³	Модуль упругости $E_{упр}$, ГПа	Скорость звука, км/с	Твердость HV , ГПа	Трещиностойкость K_{Ic} , МПа·м ^{1/2}	Предел прочности при изгибе $\sigma_{изг}$, МПа
Стеклокерамика (силикат лития)	2,50	90	~6,0	5,8	2,0	180
85 % Al ₂ O ₃ (спеченный)	3,45	250	8,5	9,7	3,5	350
99 % Al ₂ O ₃ (спеченный)	3,92	375	9,6	17,2	4,2	450
AlN (спеченный)	3,30	330	10,0	11,0	3,0	280
SiC (твердофазно-спеченный)	3,20	300	11,0	25,0	3,5	380
SiC (горячепрессованный)	3,20	370	10,0	28,0	6,5	700
TiB ₂ (спеченный)	4,48	570	11,3	33,5	5,4	620
B ₄ C (горячепрессованный)	2,52	400	13,4	38,0	5,0	550
Si ₃ N ₄ (спеченный)	3,12	320	10,5	17,5	5,0	600
Si ₃ N ₄ (горячепрессованный)	3,18	350	11,1	19,0	7,0	800

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Реакционно-спеченный (самосвязанный) карбид кремния (SiSiC) широко распространен в промышленности благодаря практически безупрочной технологии и низкой температуре спекания [4]. SiSiC-материалы получают пропиткой жидким кремнием пористой заготовки, включающей первичный карбид кремния (SiC^I) и углерод, за счет транспорта углерода через расплав кремния и образования на поверхности первичных частиц вторичного карбида (SiC^{II}) [5]. Этот метод позволяет получить плотные SiC/SiC-композиты (рис. 1) выше $T_{пл Si} = 1410$ °C при условии формирования исходных заготовок с определенными размером, формой и объемным количеством пор [6–8]. Чем выше объемное количество пор в заготовке, тем больше количество остаточ-

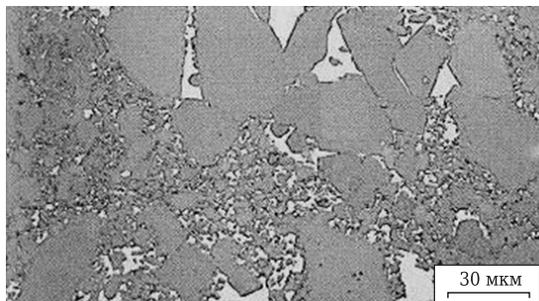


Рис. 1. Микроструктура реакционно-спеченного карбида кремния

ного кремния (Si_{своб}) в спеченном изделии, что повышает его хрупкость и снижает пулестойкость. Введение волокон карбида кремния (SiC_f) армирует структуру материала и повышает его устойчивость к динамическим воздействиям (рис. 2).

Для получения SiSiC-материалов использовали исходные порошки карбида кремния марок М40 с $d_{0,5} = 28,8$ мкм и М5 с $d_{0,5} = 3,7$ мкм (Волжский абразивный завод) и техническую сажу марки К-354; SiC_f в виде непрерывной нити, полученное методом пиролиза поликарбосилановой нити (Япония, диаметром $d = 140$ мкм), измельчали до $d = 140$ мкм, $l = 0,5 \div 2,0$ мм. Порошки SiC смешивали в барабанном смесителе с сажой в течение 20 ч, затем в шихту добавляли SiC_f. Общая длительность перемешивания шихтовых компонентов 40 ч. Порошки пластифицировали 1 %-ным раствором органического связующего и гранулировали. Методом полусухого формования под давлением 100 МПа прессовали образцы, которые сушили и спекали (силицировали) при 1600 °C в атмосфере вакуума. Пропитанные кремнием образцы поступали на пескоструйную обработку. Составы SiSiC-материалов представлены в табл. 2.

Перспективным материалом на основе карбида кремния, спекающимся до высокой относительной плотности ($\rho_{отн} \geq 98$ %), является жидкофазно-спеченный карбид кремния

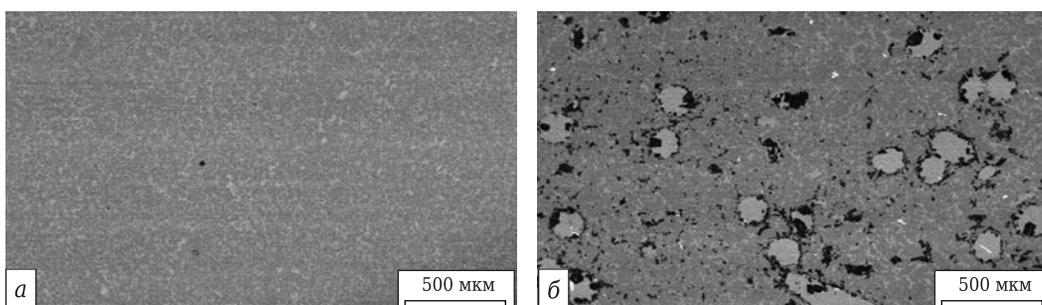


Рис. 2. Микроструктура реакционно-спеченного карбида кремния без SiC_f (а) и с 12 об. % SiC_f (б)

(LPSSiC). Главными преимуществами жидкофазного спекания по сравнению с методом горячего прессования являются возможность получения материалов сложной геометрической формы в широком диапазоне размеров без дополнительной механической обработки и более высокая производительность спеченных изделий. Однако существуют и недостатки метода: 1 — спекание до высокой степени уплотнения является технологически сложной задачей, сопровождается значительной усадкой; 2 — реакции взаимодействия SiC с оксидами приводят к разложению карбида и значительной потере массы материала при спекании, что ухудшает механические свойства готовых изделий [9]. Массоперенос и уплотнение LPSSiC-материала осуществляются через жидкую оксидную фазу за счет поворота и скольжения частиц относительно друг друга и перекристаллизации карбида кремния через жидкую фазу [10]. Спеченный монолитный материал состоит из мелкодисперсных зерен SiC, связанных оксидными прослойками (рис. 3, а). По данным [11, 12], стойкость к динамическим воздействиям полидисперсного керамического материала определяется прочностью связей входящих в его состав компонентов. При спекании SiSiC- и LPSSiC-материалов слабые межфазные границы ($\text{SiC}^{\text{I}}\text{-SiC}^{\text{II}}$ и $\text{SiC}^{\text{I}}\text{-MeO}$) способствуют направленному разрушению керамических материалов с малым радиусом поражения и большой глубиной [13], что приводит к незначительному (поверхностному) разрушению керамических плиток; при этом пуля двигается дальше, пробивая броневую панель (объемное разрушение) [14]. В работе получены материалы с модифицированной (самоармированной) структурой, что достигается увеличением длительности спекания LPSSiC и приводит к росту отдельных зерен карбида кремния, упрочняющих материал (рис. 3, б).

Для получения LPSSiC-материалов использовали порошок $\alpha\text{-SiC}$ марки M40, измельченный в струйной мельнице до $d_{0,5} = 0,8$ мкм. У порошков Al_2O_3 и Y_2O_3 , используемых в качестве спекающей добавки, квалификации ч. $d_{0,5}$ составлял 1,0 и 1,2 мкм. Порошки Al_2O_3 и Y_2O_3 перемешивали в планетарной мельнице в соот-

Таблица 2. Состав SiSiC- и LPSSiC-материалов

Состав	Высокотемпературная выдержка, ч	Содержание*	
		SiC _f , об. % (сверх 100 %)	YAG, мас. %
SiSiC-материал (1600 °C)			
R-1	0,2	0	–
R-2	0,2	4	–
R-3	0,2	8	–
R-4	0,2	12	–
R-5	0,2	16	–
LPSSiC-материал (1930 °C)			
L-1	1	–	10
L-2	1	–	15
L-3	1	–	20
L-4	2	–	10
L-5	4	–	10

* Содержание сажи в SiSiC-материале 15 % (сверх 100 %).

ношении алюмоиттриевого граната (YAG) в течение 10 ч. Порошок $\alpha\text{-SiC}$ с оксидами перемешивали в барабанном смесителе в течение 5 ч, в качестве пластифицирующей добавки вводили 2 %-ный водный раствор органических связующих. Составы используемых в работе материалов приведены в табл. 2. Гомогенную суспензию сушили и гранулировали. Методом полусухого формования прессовали образцы и изделия (плитки размерами 60×60×10 мм). Спекание проводили в атмосфере Ar при 1930 °C с выдержкой 1 ч (составы L-1, L-2, L-3), 2 ч (состав L-4) и 4 ч (состав L-5).

Плотность и пористость образцов определяли гидростатическим взвешиванием, модуль упругости $E_{\text{упр}}$ — динамическим методом на установке ЗВУК-130, измеряя резонансную частоту продольных колебаний. Механические свойства материала определяли следующим образом: предел прочности при трехточечном изгибе — на разрывной машине Shimadzu AG-300kNX, твердость по Виккерсу HV — на твердомере Shimadzu HNV-G, коэффициент трещиностойкости K_{Ic} — методом индентирования при вдавливании в образец пирамиды Виккерса по формуле

$$K_{\text{Ic}} = 0,018 \cdot HV \cdot a^{0,5} (E_{\text{упр}}/HV)^{2/5} / (c/a - 1)^{0,5}, \quad (1)$$

где a — половина диагонали отпечатка пирамиды Виккерса; c — длина трещины.

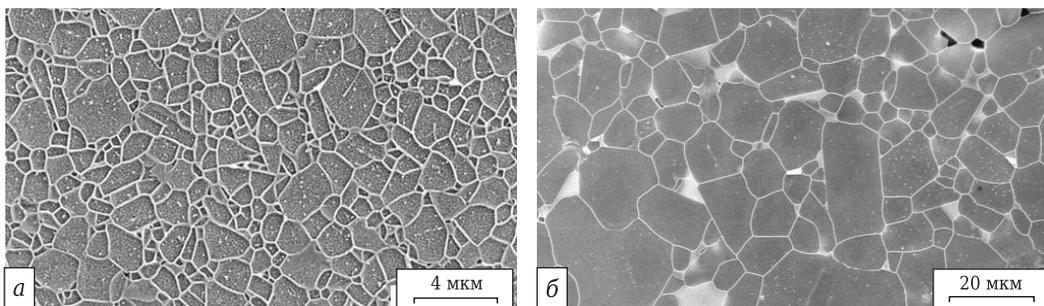


Рис. 3. Микроструктура жидкофазно-спекенного карбида кремния составов L-1 (а) и L-5 (б)

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Свойства материалов представлены в табл. 3, микроструктура на рис. 1–3 (электронный микроскоп Quanta 200). Для реакционно-спеченной керамики характерна структура практически беспористого ($P \leq 0,5\%$) материала (рис. 1), в котором основной фазой являются зерна SiC^I , фаза между ними — SiC^{II} занимает 20–30 об. % всего материала и напрямую зависит от количества вводимой сажи. В составе готового изделия содержится также 5–15 об. % $\text{Si}_{\text{своб}}$, а в составах R-2–R-5 присутствуют SiC_f и большое объемное количество пор (рис. 2, б). Микроструктура материала состава L-1 характеризуется присутствием зерен преимущественно правильной формы с $d_{\text{max}} = 3,2$ мкм (рис. 3, а), что указывает на небольшую скорость роста SiC в отличие от материала состава L-5, в котором размеры зерен достигают 30–40 мкм (рис. 3, б).

Плотность SiSiC-материала при введении в состав SiC_f снижается (табл. 3), поскольку пропитать материалы с хаотично распределенными по объему волокнами свободным спеканием крайне сложно. LPSSiC-материалы при увеличении количества вводимых оксидных добавок спекаются до более высокой плотности. При значительной длительности спекания (составы L-4 и L-5) увеличивается вероятность испарения оксидов, возрастает пористость и ухудшаются прочностные свойства (см. табл. 3). Модуль упругости материала зависит от дефектов структуры (пористости) и концентрации оксидной фазы (для LPSSiC). При возрастании объемного количества пор в материале модуль упругости снижается (см. табл. 3). Высокого уровня механических свойств SiC-материалов можно достигнуть при условии низкой пористости, в результате равномерного распределения вспомогательных компонентов (сажа, оксиды) между частицами карбида кремния. Уровень прочности SiSiC-материалов при введении SiC_f снижается, что объясняется худшей пропиткой расплавом Si исходной пористой заготовки.

Аналогичная ситуация прослеживается при длительном спекании LPSSiC-материалов (составы L-4 и L-5), у которых $\sigma_{\text{изг}}$ снижается от (420 ± 10) МПа (состав L-1) до (390 ± 10) МПа (состав L-5). По сравнению с SiSiC-материалами, у которых тре-

щиностойкость определяется слабой прочностью на границах раздела фаз $\text{SiC}^I\text{--SiC}^{II}$ и $\text{SiC}^I\text{--Si}$ ($K_{Ic} = (3,5 \pm 0,1)$ МПа·м^{1/2} [9]), трещиностойкость LPSSiC-материалов выше — $K_{Ic} = (4,8 \pm 0,1)$ МПа·м^{1/2} (с добавкой 15 мас. % YAG). При возрастании содержания оксидов до 20 мас. % K_{Ic} снижается (см. табл. 3), поскольку увеличивается объемное количество границ фаз $\text{SiC}^I\text{--MeO}$ и уменьшается количество границ фаз $\text{SiC}^I\text{--SiC}^{II}$. Трещина встречает меньшее сопротивление движению. Независимо от того, что при введении волокон снижаются упругие и прочностные показатели, K_{Ic} увеличивается. Трещина, попадая на волокно SiC, огибает его, увеличивая путь движения, теряя энергию, что приводит к повышению K_{Ic} материала. Твердость керамических материалов зависит от твердости входящих в их состав фаз, и при возрастании содержания волокон и оксидов, как менее твердых компонентов, HV уменьшается (см. табл. 3).

Разрушение материалов R-1 и L-1–L-3 идет преимущественно по интеркристаллитному механизму, трещина распространяется по межзеренной связке, огибая зерна SiC (рис. 4, а). Исключение составляют материалы с волокнами и крупными зёрнами (рис. 4, б), в последних доля транскристаллитного разрушения максимальна аналогично твердофазно-спеченным SiC [15]. Механические свойства жидкофазно-спеченных материалов выше, чем у SiSiC-материалов, однако с использованием методов армирования структуры можно получить керамику с низкой плотностью и высокой трещиностойкостью — основными показателями броневых материалов.

SiSiC- и LPSSiC-материалы испытаны на пулестойкость в РЦИ СИЗ ОАО «НИИ стали» путем определения времени задержки проникновения высокоскоростных ударников в керамическую броню [16, 17]. Принцип метода основан на предположении, что величина, на которую укорачивается сердечник пули при пробитии свободно подвешенной керамической пластины, определяется временем задержки проникновения в керамику t_p :

$$l_{\text{init}} - l_{\text{res}} = v_0 t_p, \tag{2}$$

где l_{init} — начальная длина сердечника пули, равна 28,5 мм; l_{res} — остаточная длина сердечника

Таблица 3. Физико-механические свойства керамических материалов

Состав	($\rho \pm 0,02$), г/см ³	Пористость ($P \pm 0,1$), %	($E_{\text{упр}} \pm 10$), ГПа	($\sigma_{\text{изг}} \pm 10$), МПа	($K_{Ic} \pm 0,1$), МПа·м ^{1/2}	($HV \pm 0,1$), ГПа
R-1	3,07	0,5	320	390	3,5	21,5
R-2	3,02	3,6	315	360	3,6	20,5
R-3	2,98	5,2	305	330	4,1	19,8
R-4	2,92	8,9	240	270	4,5	19,3
R-5	2,88	12,6	160	170	3,9	18,9
L-1	3,22	3,1	380	420	4,5	21,0
L-2	3,25	1,8	390	450	5,0	20,4
L-3	3,27	1,2	410	500	4,8	19,8
L-4	3,21	3,5	370	405	4,6	21,2
L-5	3,19	4,2	350	390	4,9	21,4

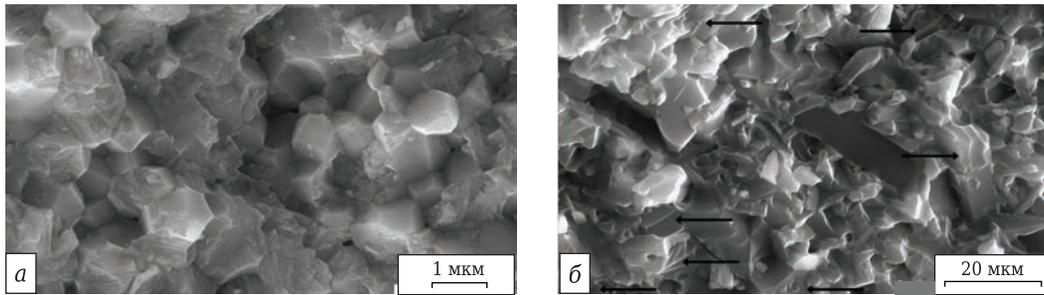


Рис. 4. Фрактограммы LPSSiC-материалов: *a* — преимущественно интеркристаллитное разрушение (состав L-1); *б* — преимущественно транскристаллитное разрушение, указано стрелками (состав L-5)

после пробития преграды; v_0 — начальная скорость пули.

Время задержки проникновения ударника в керамику определяется как видом и свойствами керамики, так и свойствами ударника, а именно плотностью, твердостью, формой и скоростью пули. Поэтому если проводить испытания керамических пластин в одинаковых условиях (один вид керамики и равный выбранный перечень свойств ударника), то время задержки проникновения ударника в керамику условно можно считать показателем «броневых» свойств материала. Наиболее подходящей в качестве стандартного ударника выбрана бронебойно-зажигательная пуля Б-32 калибра 7,62 мм, имеющая максимальные характеристики: твердость и плотность. Штатная скорость пули, выпущенной из снайперской винтовки Драгунова, на расстоянии 5 м от дульного среза составляет (818 ± 17) м/с. Поскольку в процессе распространения по керамическому слою ударные волны быстро затухают, предполагается, что для достижения достаточного для разрушения уровня растягивающих напряжений и времени их действия требуется несколько волновых пробогов по слою керамики:

$$t_p = n_{pr} \frac{h_c}{c_c}, \quad (3)$$

где n_{pr} — число волновых пробогов, необходимое для разрушения (безразмерное время задержки проникновения ударника в керамику [18]); h_c — толщина керамики; c_c — скорость звука в керамике.

Для освобождения от геометрического параметра (толщины керамического слоя) принимаем за показатель качества керамики n_{pr} . При определении n_{pr} толщину пластины относили к неко-

торой постоянной скорости звука (для карбида кремния $c_c = 10,5$ км/с):

$$n_{pr} = t_p \frac{c_c}{h_c}. \quad (4)$$

В табл. 4 приведены результаты испытаний пулестойкости керамики (по 3 плитки каждого состава).

Трещиностойкость (вязкость разрушения) определяет качество керамических материалов и является одним из показателей, влияющих на броневые свойства (рис. 5). Полученные данные хорошо согласуются для SiSiC-материалов с добавками SiC_f. При повышении содержания волокон до 12 об. % показатели ρ , $\sigma_{изг}$ и HV уменьшаются в результате повышения пористости материала, а K_{Ic} увеличивается. Показатель n_{pr} для состава R-4 имеет максимальные значения ($n_{pr} = 20,4 \pm 0,2$). При дальнейшем возрастании SiC_f до 16 об. % механические свойства материала определяются высокой пористостью ($\Pi = 12,6 \pm 0,2$ %), что снижает значение коэффициента трещиностойкости ($K_{Ic} = 3,9 \pm 0,1$ МПа·м^{1/2}) и, вероятнее всего, уровень n_{pr} . Аналогичная ситуация прослеживается и для LPSSiC-материалов (см. табл. 3, 4). Линейная зависимость n_{pr} от K_{Ic} (см. рис. 5) подтверждает исключительную важность достижения высокого уровня трещиностойкости для оценки бронестойкости керамических материалов.

Косвенный метод определения пулестойкости керамики путем определения времени задержки проникновения пули хорошо согласуется с результатами измерения бронестойкости панелей, включающих керамические плитки на основе SiC, по ГОСТ 50744 и может быть использован при оценке качества единичных керамических элементов.

Таблица 4. Результаты баллистических испытаний керамических материалов на SiC

Состав	Толщина плитки h_c , мм	Начальная скорость пули ($v_0 \pm 2$), м/с	Остаточная длина сердечника ($l_{res} \pm 0,1$), мм	Безразмерное время задержки проникновения ($n_{pr} \pm 0,2$)
R-1	8,9	817	17,2	16,3
R-2	9,0	819	16,6	17,0
R-4	9,0	817	14,2	20,4
L-1	9,1	818	13,9	20,6
L-2	9,0	819	12,9	22,2
L-5	8,7	816	13,7	21,9

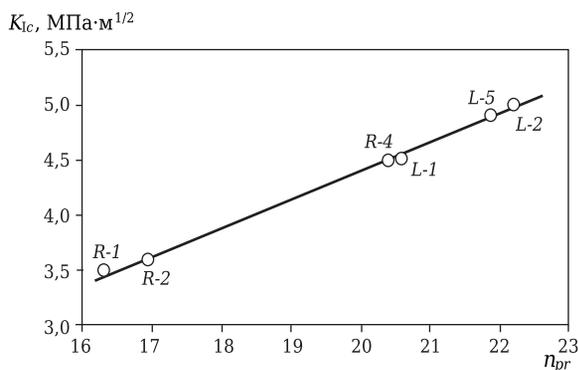


Рис. 5. Зависимость времени задержки проникновения пули n_{pr} от K_{Ic}

Библиографический список

1. Анастасиади, Г. П. Работоспособность броневых материалов / Г. П. Анастасиади, М. В. Сильников. — СПб. : Астерион, 2004. — 624 с.
2. Каннель, Г. И. Ударно-волновое явление в конденсированных средах / Г. И. Каннель, С. В. Разоренов, А. В. Уткин [и др.]. — М. : Янус-К, 1996. — 408 с.
3. Briggs, J. Engineering ceramics in Europe and the USA / J. Briggs. — UK : Worcester, 2011. — 331 p.
4. Филонов, К. Н. Новая профилированная керамика на основе карбида кремния / К. Н. Филонов, В. Н. Курлов, Н. В. Классев [и др.] // Изв. РАН. Серия Физическая. — 2009. — Т. 73, № 10. — С. 1460–1462.
5. Гнесин, Г. Г. Карбидокремниевые материалы / Г. Г. Гнесин. — М. : Металлургия, 1977. — 216 с.
6. Yanxiang, B. The fabrication of reaction-formed silicon carbide with controlled microstructure by infiltrating a pure carbon preform with molten Si / B. Yanxiang, T. ShouHong, J. Dongliang // Ceram. Int. — 2004. — Vol. 30, № 3. — P. 435–439.
7. Suyama, S. Development of high-strength reaction-sintered silicon carbide / S. Suyama, T. Kameda, Y. Itoh // Diamond and Related Materials. — 2003. — № 12. — С. 1201–1204.
8. Yanxiang, W. The effect of porous carbon preform and the infiltration process on the properties of reaction-formed SiC / W. Yanxiang, T. Shouhong, J. Dongliang // Carbon. — 2004. — Vol. 42. — P. 1833–1839.
9. Перевислов, С. Н. Жидкофазно-спеченный карбид кремния: спекание, структура, механические свойства / С. Н. Перевислов, Д. Д. Несмелов // Огнеупоры и техническая керамика. — 2014. — № 4/5. — С. 3–13.
10. Perevislov, S. N. Mechanism of liquid-phase sintering of silicon carbide and nitride with oxide activating additives / S. N. Perevislov // Glass and Ceramics. — 2013. — Vol. 70, № 7/8. — P. 265–268.
11. Власов, А. С. Кинетика высокоскоростного внедрения в высокотвердые хрупкие среды / А. С. Власов,

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Основные результаты проведенной работы состоят в следующем.

1. Косвенный метод определения пулестойкости керамики путем определения времени задержки проникновения пули может быть использован при оценке качества единичных керамических элементов.
2. Основным показателем качества материалов является трещиностойкость, влияющая на баллистические свойства.
3. Армирование керамики на основе карбида кремния путем введения волокон SiC_f или технологическим «выращиванием» удлиненных зерен в структуре материала позволяет улучшить ее броневые свойства.

- Ю. А. Емельянов, Е. Л. Зильбербранд [и др.] // Физика твердого тела. — 1999. — Vol. 41, № 10. — P. 1785–1787.
12. Власов, А. С. Высокоскоростное внедрение в SiC керамику с различной пористостью / А. С. Власов, Е. Л. Зильбербранд, А. А. Кожушко [и др.] // Журнал технической физики. — 2004. — Т. 74, № 5. — С. 62–65.
13. Синани, А. Б. Сопротивление хрупких тел высокоскоростному внедрению на начальной стадии соударения / А. Б. Синани, А. А. Кожушко, Е. Л. Зильбербранд // Письма в журнал технической физики. — 2008. — Т. 34, № 3. — С. 27–31.
14. Перевислов, С. Н. Керамические броневые материалы на основе карбида кремния и карбида бора производства ОАО «ЦНИИМ» / С. Н. Перевислов, Д. А. Трубин // Вопросы оборонной техники. Сер. 16. Технические средства противодействия терроризму. — 2014. — № 9/10. — С. 110–116.
15. Cutler, R. A. Toughened silicon carbide and method for making the same / R. A. Cutler, R. M. Flinders, D. Ray // United States Patent Application № 20080093779. — April 24, 2008.
16. Беспалов, И. А. Экспериментальное определение времени задержки проникания высокоскоростных ударников в керамическую броню / И. А. Беспалов, В. А. Григорян, И. Ф. Кобылкин // Технические средства противодействия терроризму. Сер. 16. — 2011. — Т. 34, № 3/4. — С. 84–88.
17. Перевислов, С. Н. Ударопрочные керамические материалы на основе карбида кремния / С. Н. Перевислов, И. А. Беспалов // Письма в журнал технической физики. — 2017. — Т. 43, № 15. — С. 73–78.
18. Григорян, В. А. Материалы и защитные структуры для локального и индивидуального бронирования / В. А. Григорян, И. Ф. Кобылкин, В. М. Маринин, Е. Н. Чистяков. — М. : Радиософт, 2008. — 406 с. ■

Получено 04.10.17
 © С. Н. Перевислов, И. А. Беспалов,
 М. В. Томкович, 2018 г.