

Д. т. н. **А. П. Гаршин**¹ (✉), к. т. н. **В. И. Кулик**², к. т. н. **А. С. Нилов**²

¹ ФГБОУ ВПО «Санкт-Петербургский государственный политехнический университет», Санкт-Петербург, Россия

² БГТУ «ВОЕНМЕХ», Санкт-Петербург, Россия

УДК 666.3-121

УДАРОПРОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ТЕХНИЧЕСКОЙ КЕРАМИКИ: ДОСТИЖЕНИЯ И ПЕРСПЕКТИВЫ ПОВЫШЕНИЯ ИХ БАЛЛИСТИЧЕСКОЙ ЭФФЕКТИВНОСТИ

Сформулированы базовые подходы к повышению баллистической эффективности керамических компонентов бронезащиты, основанные на совершенствовании структуры ударопрочных керамических материалов и керамических броневых элементов на нано-, микро- и макроуровнях. Приведены обзор и анализ современного состояния и тенденций развития путей повышения баллистических характеристик, которые базируются на формировании мелкозернистой структуры монолитной керамики, создании композиционных (дисперсно-упрочненных и волокнисто-армированных) керамических материалов, создании материалов с изменяющимися в объеме свойствами (слоистые и градиентные), создании дискретной (мозаичной) структуры керамического слоя.

Ключевые слова: керамические материалы, бронекерамика, ударопрочная керамика, керамоматричные, дисперсно-упрочненные и волокнисто-армированные композиты, слоистые и градиентные материалы, дискретные структуры, баллистические характеристики.

ВВЕДЕНИЕ

Огнеупорные материалы, к которым относятся и техническая керамика, в первую очередь на основе оксидов, карбидов и нитридов, находят все более широкое применение, выходящее за традиционные рамки сфер их использования, в том числе и в такой важной и актуальной отрасли современного производства, как создание ударозащитных устройств в виде керамических компонентов брони, защищающей как живую силу (индивидуальные бронезилеты), так и различного типа технику (самолеты, вертолеты, автомобили, суда и т. д.).

Постоянно растущие требования к броневым конструкциям приводят к необходимости создания различных новых защитных структур с улучшенными свойствами и более широкой областью применения. Выбор конкретных типов броневых материалов и их структур, их размещения по толщине защитных элементов во многом определяется задачами, стоящими перед создаваемой защитной конструкцией (например, классом защиты), объектами, на которых они размещаются, а также целевыми функциями проектирования (минимальностью массы, стоимости, максимальной живучестью и др.).

В настоящее время рынок элементов броневой защиты активно развивается. На этом рынке широко используются различные баллистические материалы, начиная с материалов на основе органических волокон (например, арамидные волокна типа Кевлар и СВМ, волокна сверхвысокомодульного полиэтилена типа Spectra и Dyneema), металлических сплавов (броневые стали и сплавы титана) и заканчивая различной неармированной керамикой [1, 2]. Каждый из этих материалов обладает рядом недостатков. Относительно мягкая бронепанель из волокнистого композита в разумных пределах толщин и поверхностных плотностей не обеспечивает необходимую бронестойкость, и прежде всего от пуль с термоупрочненным или твердосплавным сердечником. Металлические сплавы имеют высокую плотность и недостаточную твердость, что приводит к существенному росту поверхностной плотности бронепанелей при попытке увеличить класс защиты.

В отличие от металлических сплавов керамика обладает низкой ударной вязкостью, что приводит, как правило, к разрушению броневых элементов уже после первого его поражения баллистическим элементом, т. е. имеет низкую живучесть.

Вместе с тем в настоящее время особую актуальность приобретает проблема защиты от средств поражения, обладающих высокой энергией удара и проникающей способностью, например бронебойных пуль с термоупрочненными сердеч-



А. П. Гаршин
E-mail: apgarshin@gmail.com

никами. В отличие от мягких пуль эффективная остановка твердого, практически не деформируемого сердечника бронебойной пули возможна только по механизму его хрупкого разрушения преградой. Эффективность таких преград возрастает с увеличением их твердости и ударной вязкости. Поскольку стальная броня существенно уступает в твердости бронебойным сердечникам, она не является в этом случае эффективной защитой.

В этих условиях наиболее перспективными и практически безальтернативным материалом для создания средств бронезащиты по 5–6 а классу (ГОСТ Р 50744–95) является ударопрочная керамика [3]. Благодаря высокой твердости, превосходящей по твердости материал сердечника пули, такая керамика рассматривается как эффективная защита от современных средств поражения. Кроме того, керамические баллистические материалы имеют по сравнению с металлическими меньшую плотность, что значительно повышает эргономические и массовые характеристики бронезащитных систем. В связи с этим применение керамических материалов является перспективным направлением развития защитных элементов и конструкций как индивидуального назначения (бронежилеты), так и различных транспортных средств (автомобилей, танков, судов и летательных аппаратов).

Однако монолитная керамика характеризуется и рядом существенных недостатков, которые во многом сужают или делают принципиально невозможным использование ее в изделиях баллистического назначения. Главные из них — низкая прочность при растяжении, хрупкость и низкая вязкость разрушения, что приводит к низкой живучести броневых элементов. Вместе с тем существует целый ряд способов и путей повышения баллистической эффективности керамических броневых элементов и конструкций. Решение проблемы, как правило, основывается на совершенствовании структуры броневых элементов и его компонентов. При этом рассматривается структура керамических броневых элементов на всех масштабных уровнях — нано-, микро- и макроуровнях.

Цель данной работы — обзорный анализ характеристик керамических материалов и основных путей повышения их баллистической эффективности как средств защиты:

1. Характеристики керамических материалов, определяющие их баллистическую эффективность.
2. Формирование мелкозернистой структуры монолитной керамики.
3. Создание композиционных керамических материалов.
4. Создание материалов с изменяющимися в объеме свойствами.
5. Создание дискретной (мозаичной) структуры керамического слоя.

6. Комбинирование различных подходов.
7. Создание многофункциональной бронекерамики.

ХАРАКТЕРИСТИКИ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ, ОПРЕДЕЛЯЮЩИЕ ИХ БАЛЛИСТИЧЕСКУЮ ЭФФЕКТИВНОСТЬ

Для изготовления элементов бронезащиты используют оксидную, карбидную, нитридную, боридную и другие типы керамики, получаемые различными технологическими высокотемпературными методами. Хотя нет прямой корреляции между баллистическими характеристиками керамики и ее физико-механическими свойствами, исследователи пытаются изучить их влияние на сопротивление проникновению поражающих элементов в керамику. К основным физико-механическим характеристикам керамики, которые определяют ее баллистическую эффективность, можно отнести показатели твердости, прочностных и модульных характеристик, плотности, трещиностойкости (вязкости разрушения), скорости звука, размера зерна и пористости [1, 2].

Твердость — одно из немногих свойств, которые были использованы непосредственно для прогнозирования баллистических характеристик керамического бронезащитного элемента [4]. Во многих научных исследованиях, в частности [1, 2], отмечается, что притупление наконечника поражающего элемента может уменьшать его способность проникать в материал подложки, т. е. если керамика имеет достаточно высокую твердость, большую, чем у поражающего элемента, то она способна деформировать его или разрушать, что повышает баллистическую эффективность бронепреграды.

В керамическом материале существуют высокие градиенты напряжений между площадями контакта поражающего элемента и преграды, где происходит сжатие материала преграды, и районов, прилегающих к площади контакта, которые воспринимают растягивающие напряжения. Эти градиенты вызывают большие напряжения сдвига и, следовательно, при высокой сдвиговой прочности керамики сопротивление удару будет более эффективно.

Модульные характеристики керамики отвечают за сопротивление деформации разрушения и поэтому должны быть максимально высокими, чтобы разрушить поражающий элемент. Скорость звука в материале определяет, насколько эффективно энергия поражающего элемента может быть рассеяна вдали от места ударного воздействия, и зависит от модуля Юнга и плотности — чем выше модуль Юнга и меньше плотности, тем выше скорость звука в материале. Высокие скорости звука также косвенно свидетельствуют о хорошем уплотнении, или низкой пористости материала.

Влияние вязкости разрушения керамики на ее баллистическую эффективность до сих пор недостаточно хорошо изучено. Некоторые керамические материалы с высокими значениями коэффициента трещиностойкости, например керамика на основе циркония, не имеют хороших баллистических показателей. Кроме того, для многих керамических систем, обладающих второй кристаллической фазой или имеющих армирование, в трещинах образуются так называемые упрочняющие «мостики», которые увеличивают трещиностойкость керамики, но при этом, как правило, бронестойкость ухудшается [5]. Но, с другой стороны, имеется ряд работ, например [6], в которых композит на основе порошков карбида кремния и алюминиевой матрицы характеризовался высокими значениями трещиностойкости и при этом обеспечивалась хорошая баллистическая защита.

Низкая плотность бронематериала обуславливает более высокие массово-габаритные характеристики броневых элементов, обеспечивая либо снижение общей массы брони, либо увеличение толщины керамической преграды без существенного изменения ее массы. На практике реализуются различные подходы, позволяющие уменьшать плотность ударопрочной керамики. К образованию пористой керамики, например, приводит неполное уплотнение ее при формовании. Однако необходимо иметь в виду, что увеличение пористости керамики, как правило, ухудшает ее механические характеристики и, соответственно, снижает баллистическую эффективность.

Таким образом, для повышения броневой эффективности керамических бронепреград необходимы анализ существующих и разработка перспективных подходов, позволяющих получать керамические материалы с максимальными прочностными и модульными характеристиками, твердостью и вязкостью разрушения при минимальной плотности. В табл. 1 приведены свойства наиболее распространенных типов бронекерамики.

Видно, что представленные типы монолитной керамики обладают относительно низкой плотностью в сочетании с высокими твердостью и

модулем упругости. Именно эти характеристики керамических материалов бронезащитного назначения в первую очередь определяют их значительно более высокие защитные качества по сравнению с металлической броней той же массы.

Благодаря твердости и высокой энергопоглощающей способности керамика позволяет конструировать защиту разного уровня, но наиболее целесообразно ее применение в композитных бронепанелях для защиты от бронебойных боеприпасов. Путем варьирования состава и структуры керамики и материала основания можно получать бронепанели, различные по поверхностной плотности, бронестойкости, живучести (числу попаданий без пробития в единицу площади бронепанели), массе, способности снижать контузионную запреградную травму (для средств индивидуальной защиты), эргономичности, эксплуатационной стойкости, а также цене и возможности массового производства.

К настоящему времени в мире накоплен большой позитивный опыт применения броневой керамики (прежде всего на основе Al_2O_3 , SiC и B_4C) в средствах защиты военнослужащих и спецтехники [3]. Наибольший интерес с точки зрения эксплуатационных свойств бронепанелей представляет керамика на основе карбида бора, обладающая наименьшей плотностью и наивысшей твердостью. Керамика на основе карбида кремния находится на втором месте после карбида бора по легкости и твердости. Наиболее распространенным видом является менее твердая и более тяжелая керамика на основе оксида алюминия, поскольку ее технология более традиционна и менее сложна. Применение карбидных видов керамики ограничено, в том числе и из-за их высокой стоимости.

ФОРМИРОВАНИЕ МЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ МОНОЛИТНОЙ КЕРАМИКИ

Закон Холла – Петча показывает, что уменьшение размера зерен в керамическом материале приводит к упрочнению и повышению его твердости [9, 10]. Известно, что чем мельче зер-

Таблица 1. Баллистические и механические характеристики основных типов броневой керамики, получаемой различными технологическими методами [7, 8]

Керамика		Плотность, г/см ³	Твердость (HV), ГПа	Трещиностойкость, МПа·м ^{1/2}	Модуль Юнга, ГПа	Скорость звука, км/с	Предел прочности при изгибе, МПа
оксид	характеристика оксида						
Al ₂ O ₃	Реакционно-связанный	3,60–3,95	12–18	3,0–4,5	300–450	9,5–11,6	200–400
Al ₂ O ₃ –ZrO ₂	»	4,05–4,40	15–20	3,8–4,5	300–340	9,8–10,2	350–550
SiC	»	3,10–3,20	22–23	3,0–4,0	400–420	11,0–11,4	300–340
SiC	Горячепрессованный	3,25–3,28	25–27	5,0–5,5	440–450	11,2–12,0	600–730
Si ₃ N ₄	»	3,20–3,45	16–19	6,3–9,0	300–320	–	690–830
B ₄ C	»	2,45–2,52	29–35	2,0–4,7	440–460	13,0–13,7	200–360
TiB ₂	Реакционно-связанный	4,55	21–23	8,0	550	–	350
TiB ₂	Горячепрессованный	4,48–4,51	22–25	6,7–6,95	550	11,0–11,3	270–400
AlN	»	3,26	12	2,5	330–350	–	350

но, тем чаще на пути скользящих дислокаций встречаются барьеры на границе зерен и, следовательно, требуются более высокие напряжения для пластической деформации материала уже на ее начальных стадиях. Как результат, по мере измельчения зерна прочность и твердость возрастают. Однако по достижении некоторой критической величины кристаллов в большинстве случаев происходит уменьшение показателей этих характеристик (рис. 1) [11].

Кроме того, размер зерна во многом определяет такую важную баллистическую характеристику, как число волновых пробегов в керамике, необходимых для ее разрушения при ударном воздействии. Чем меньше размер зерна, тем больше число волновых пробегов [12].

Повышение многих физико-механических характеристик керамических материалов, определяющих бронестойкость и живучесть при динамическом ударном нагружении, может осуществляться как за счет уменьшения размера зерна базовой керамики, так и за счет введения в ее шихту однотипных порошков с меньшим размером зерна.

В работе [13] на образцах из горячепрессованного SiC было определено, что при уменьшении размера зерна с 30 до 3 мкм твердость по Кнупу увеличивается на 5 %, а предел прочности при изгибе на 40 %. Однако для реакционно-связанной SiC-керамики снижение зернистости с 50 до 6 мкм приводило к уменьшению модуля Юнга и твердости при повышении изгибной прочности без изменения показателя твердости [14]. В работе [12] показано, что мелкозернистая структура корундовой керамики (размер зерна менее 8 мкм) обуславливает ее более высокую баллистическую эффективность по сравнению с этой характеристикой базовых спеченных корундовых материалов с большим размером зерен.

С другой стороны, добавка 10 % наноразмерного порошка (30 нм) B_4C к аналогичному тонкодисперсному порошку (размер зерна 1 мкм) позволила повысить пределы прочности горячепрессованной керамики при изгибе и сжатии

на 31 и 10 % соответственно, твердость на 5 %, трещиностойкость на 26 % [15]. Добавка нанопорошка Al_2O_3 к аналогичному порошку с размерами частиц 1–3 мкм приводила к повышению предела прочности при изгибе керамики до 800 МПа и микротвердости до 24 ГПа [16].

СОЗДАНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Один из способов повышения баллистической эффективности керамических материалов основан на введении в керамику армирующих наполнителей, т. е. создании композиционных материалов с керамической матрицей. В зависимости от вида наполнителя броневые композиционные материалы могут быть разделены на две основные группы: дисперсно-упрочненные и волокнистоармированные.

Дисперсно-упрочненные композиты представляют собой такие материалы, в которых модифицирование керамической основы (матрицы) осуществляется путем введения в ее объем ультрадисперсных микро- и наноразмерных частиц: вискеро (нитевидных кристаллов), нанотрубок, фуллеренов, микросфер, порошков керамических материалов другой природы и др. При этом можно выделить две основные цели модифицирования бронекерамики дисперсными частицами:

а — введение более твердых и прочных частиц с целью повышения физико-механических характеристик базовой керамики;

б — введение в керамическую основу более легких керамических частиц и полых микросфер с целью уменьшения плотности броневых материалов, что улучшает массовые показатели бронесистем (уменьшается поверхностная плотность).

В работе [17] было проведено исследование влияния введения порошков B_4C в горячепрессованную SiC-керамику и отмечено, что с добавлением порошков карбида бора твердость и прочность при изгибе горячепрессованной керамики растут, причем при добавлении 15 % B_4C твердость и прочность при изгибе увеличиваются примерно в 3 и 2 раза соответственно. Добавка 5 % порошка SiC в шихту Al_2O_3 повышает твердость и трещиностойкость конечного материала примерно на 50 %, прочность при изгибе на 100 % [18]. При введении частиц TiC (25 об. %) в SiC-керамику наблюдается повышение ее предела прочности при изгибе от 500 до 700 МПа, ударной вязкости от 4 до 6 МПа·м^{1/2} [19]. При введении 15 % TiB₂ в SiC-матрицу происходит повышение ударной вязкости от 3,1 до 4,5 МПа·м^{1/2} и предела прочности при изгибе от 380 до 485 МПа [20]. Однако такие зависимости не являются столь однозначными. Так, в работе [21] показано, что при введении в порошок Si_3N_4

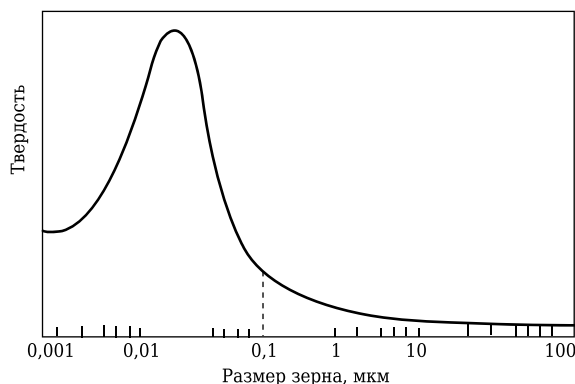


Рис. 1. Зависимость твердости керамики от размера зерна

порошка SiC (5 об. %) увеличиваются твердость и модуль Юнга на 13 и 7 %, а трещиностойкость и прочность при изгибе уменьшаются на 18 и 13,5 % соответственно.

В работе [22] предложена и исследуется перспективная технология получения керамического композиционного материала на основе SiC–Si-матрицы, армированной микрочастицами кубического нитрида бора $\text{BN}_{\text{куб}}$ размером 10–28 мкм. Композит системы $\text{BN}_{\text{куб}}$ –SiC–Si получался в ходе жидкофазного силицирования заготовок состава BN+C, в которых углерод на поверхности частиц нитрида бора образовывался в процессе пиролиза газообразных углеводородов. В результате был получен композит с объемным содержанием BN 52–55 % (рис. 2). Проведенные исследования физико-механических характеристик показали, что композиционные материалы системы $\text{BN}_{\text{куб}}$ –SiC–Si обладают пределом прочности при изгибе 220–280 МПа и модулем упругости 270–290 ГПа. Среднее значение твердости синтезированного композита, полученное на автоматическом твердомере «Durascan», 35 ± 4 ГПа, что значительно превышает твердость карбидкремниевой керамики, значения твердости которой 21–23 ГПа. Трещиностойкость лежит в диапазоне 4–6 $\text{МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$, причем композиты с меньшим размером зерен BN (10–14 мкм) имеют более высокую трещиностойкость, чем композиты с большим размером зерен BN (20–28 мкм).

Введение в керамику углеродных нанотрубок, по мнению большинства авторов, положительно влияет на повышение комплекса ее базовых физико-механических характеристик, в то же время существенно различаясь по степени достигаемого эффекта. Это во многом объясняется различными технологией получения такой керамики и концентрацией наноструктурных добавок, условиями их диспергации, способом введения в керамику и еще рядом других причин. Так, в работе [23] для нанокompозита Al_2O_3 — однослойные углеродные нанотрубки (ОУНТ) с 10 об. % наночастиц — трещиностойкость составляла 9,71 $\text{МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$, а для нанокompозита Al_2O_3 — многослойные углеродные нанотрубки (МУНТ) с 7 об. % наночастиц [24] — 6,8 $\text{МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$. Показатели были повышены соответственно на 200 и 117 % по отношению к характерным для базового неармированного материала.

Увеличение трещиностойкости и изгибной прочности было отмечено у горячепрессованной керамики Al_2O_3 –МУНТ, получаемой с использованием коллоидных способов диспергации. Нанокompозиты Al_2O_3 –МУНТ имели следующие значения трещиностойкости и предела прочности при изгибе: 4,66 $\text{МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$ и 390,7 МПа (2 % МУНТ по массе) [25], 6,64 $\text{МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$ и 689,6 МПа (0,9 % МУНТ по объему) [26], 4,8 $\text{МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$ и 572 МПа (0,5 % МУНТ по массе) [27], 5,01 $\text{МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$ и 410 МПа (3 % МУНТ по объему) [28], 5,2 $\text{МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$

(3,5 % МУНТ по массе) [29], 6,4 $\text{МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$ (0,2 % МУНТ по массе) [30], что соответствует повышению показателя трещиностойкости на 23,2, 41, 20, 79, 99,5 и 100 % соответственно и показателя предела прочности при изгибе на 22, 27, 17 и 13 % соответственно.

Приводятся результаты исследований [31] по определению твердости по Виккерсу и коэффициента трещиностойкости нанокерамики Al_2O_3 –МУНТ в зависимости от объемного содержания в ней углеродных нанотрубок. Микротвердость полученной нанокерамики увеличивалась на 17 % при содержании 3 об. % МУНТ. Максимальная трещиностойкость (выше на 9 % аналогичного показателя монолитной керамики) была получена при содержании 1,6–1,7 об. % МУНТ.

В работе [32] для аналогичного композита, полученного методом искрового плазменного спекания, было отмечено, что введение в него 3 об. % МУНТ способствует образованию сетчатого каркаса из МУНТ по граням кристаллов. Это препятствует их росту в процессе спекания и образованию гомогенной структуры композита с размером зерна 3–5 мкм и пределом прочности конечного материала при изгибе 400 МПа.

Введение углеродных нанотрубок в монолитную SiC-керамику также способствует повышению ряда ее физико-механических характеристик. Так, например, в работе [33] при введении в горячепрессованную керамику углеродных нанотрубок трещиностойкость и прочность на изгиб были повышены на 10 %. По данным [34], при введении углеродных нанотрубок в реакционно-связанную SiC-керамику трещиностойкость возросла на 73 % по отношению к показателю ее неармированного аналога. Авторам статьи [35] добавка МУНТ в шихту при получении монолитной SiC-керамики методом горячего прессования также позволила улучшить ряд

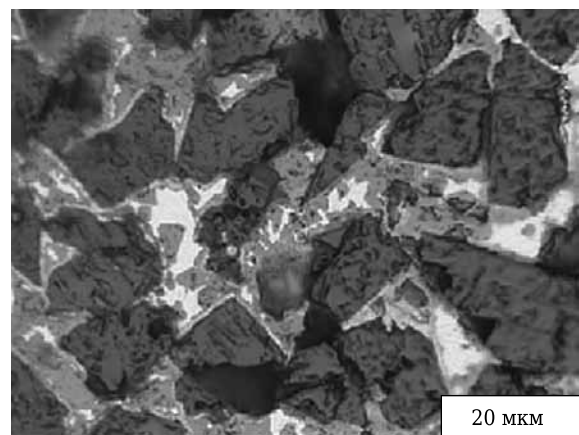


Рис. 2. Микроструктура композита $\text{BN}_{\text{куб}}$ –SiC–Si с содержанием фаз, об. %: $\text{BN}_{\text{куб}}$ 55, SiC 35, Si 10; размер частиц $\text{BN}_{\text{куб}}$ 20–28 мкм. Более темные области в матрице — карбид кремния, который прилегает к частицам нитрида бора; более светлые области — кремний

механических характеристик нанокompозита. Так, при 5 %-ной концентрации МУНТ по объему трещиностойкость составила 5,4 МПа·м^{1/2}, микротвердость — 30,6 ГПа, что выше аналогичных показателей для неармированной керамики на 12,5 и 20 % соответственно.

Установлено, что у композитов, изготавливаемых по варианту б, например, при введении в Al₂O₃-основу полых микросфер из Al₂O₃ (10–15 об. %) плотность понижается на 11–13 %. Прочность при изгибе при этом уменьшается на 20–30 %, вязкость разрушения — на 15–30 %. Но баллистическая эффективность такой керамической брони снижается незначительно, так как несколько изменяется механизм разрушения керамического слоя [16]. Здесь необходимо учитывать, что понижение плотности ниже некоторого порогового (критического) значения может привести к ситуации, когда уменьшающиеся при этом прочностные показатели керамического композита не будут удовлетворять поставленной перед броневым элементом задаче [36].

Волокнистоармированные композиты — материалы, в которых упрочнение керамической матрицы осуществляется за счет ее армирования непрерывными или дискретными волокнистыми наполнителями.

Низкие характеристики трещиностойкости монолитной керамики могут быть значительно улучшены за счет введения волокнистой армирующей фазы, т. е. перехода к керамоматричному композиту (КМК). Повышенные характеристики КМК являются следствием двух основных факторов: во-первых, очень высокого уровня физико-механических характеристик, достигаемых в современных волокнистых армирующих наполнителях; во-вторых, реализации значительно более сложного по сравнению с монолитной керамикой механизма разрушения КМК, особенно в условиях воздействия ударных нагрузок.

Создание волокнистоармированных композиционных структур на основе керамики улучшает баллистические и физико-механические свойства. КМК обладают большим сопротивлением развитию трещин, жизнестойкостью и ударной вязкостью, а также меньшей плотностью, чем монолитная керамика, что играет немаловажную роль при их выборе в качестве средств броневой защиты.

Такая керамика может быть получена различными методами:

- твердофазными — введением армирующих волокон в порошковую шихту при реализации методов горячего прессования;
- жидкофазными — пропиткой волокнистого каркаса керамосодержащим полимером с последующим пиролизом и образованием кокса, обогащенного керамическим материалом

(Liquid Polymer Infiltration — LPI процессы) и пропиткой углеродсодержащего полуфабриката расплавом металла. При получении SiC-матрицы — это пропитка расплавом кремния (Liquid Silicon Infiltration — LSI процессы);

- газофазными — осаждением матричного материала в объеме волокнистого каркаса из газового прекурсора (Chemical Vapor Infiltration — CVI процессы).

Более подробно эти технологические методы рассмотрены авторами в работе [37].

Для КМК, полученных твердофазными методами, при введении армирующих волокон, как правило, трещиностойкость растет, а прочность при изгибе и твердость (и, как следствие, дробящий эффект) снижаются. Так, например, при введении углеродных волокон (УВ) в горячепрессованную Si₃N₄-керамику повышается трещиностойкость исходного керамического материала на 22 % (1 мас. % УВ) [38] и 8 % (5 мас. % УВ) [39], однако при этом на 9 % уменьшается прочность при изгибе [38], а твердость практически не меняется [39]. Добавка 20 об. % УВ в горячепрессованную Al₂O₃-керамику повышает ее трещиностойкость на 75 %, в то время как прочность при изгибе уменьшается на 75 % [40]. В работе [41] горячепрессованная SiC-керамика, армированная УВ, имела показатель трещиностойкости 16,9 МПа·м^{1/2}, что значительно превышает соответствующий показатель аналогичной монолитной SiC-керамики. При этом предел прочности при изгибе $\sigma_{изг}$ составлял 500 МПа, что на 15–30 % ниже типовых значений $\sigma_{изг}$ для горячепрессованной SiC-керамики.

В работе [42] приведены результаты исследования физико-механических свойств КМК, полученного методом горячего прессования, на основе Al₂O₃-матрицы, армированной SiC-вискерами. Было показано, что введение вискеро-в привело к увеличению трещиностойкости с 3,0 МПа·м^{1/2} для неармированной керамики до 9,5 МПа·м^{1/2} для КМК, содержащего 25 об. % вискеро-в. При этом предел прочности при изгибе увеличился с 300 до 780 МПа (при 60 об. % вискеро-в), твердость возросла с 17 до 21 ГПа (при 25 об. % вискеро-в).

Среди волокнистых КМК, получаемых жидко- и газофазными способами, наиболее широкое практическое применение получили композиты с SiC-матрицей, армированные карбидкремневыми и углеродными волокнистыми материалами различного типа: нитями, лентами, тканями и др. При этом коммерчески более привлекательным является применение в качестве армирующего материала углеродных волокон.

Одним из первых исследователей, предложивших использовать КМК в качестве броневое-го материала, является Walter Krenkel (Германия). Им проведены исследования КМК [43], получен-

ных методом жидкофазного силицирования (метод LSI). Рассматривались два типа КМК — армированные углеродными рублеными волокнами и углеродной тканью. Полученные результаты показали, что КМК с углеродными волокнами имели меньшие значения твердости и модуля упругости и более низкие антибаллистические показатели по сравнению с характерными для монолитной реакционно-спеченной SiC-керамикой. Но при этом данные КМК имели существенно более высокие показатели ударной вязкости разрушения и жизнестойкости при многократных ударах. КМК на основе углеродной ткани показали более высокие антибаллистические характеристики (примерно на 30 %), чем КМК на основе рубленых углеродных волокон.

В работе [43] отмечается также, что с увеличением содержания углеродного армирующего наполнителя повышаются показатели ударной вязкости разрушения и жизнестойкости при многократных ударах, а с его уменьшением увеличиваются твердость и модуль упругости. Такой эффект дает возможность направленного управления составом КМК в зависимости от стоящей задачи или создания слоистых композиций с различным содержанием углеродных волокон. Каждый из методов решает свою антибаллистическую задачу.

В работе [44] также описывается баллистический материал на основе КМК с SiC-матрицей, армированной углеродными волокнами. Бронепластины из этого материала формуруются методом горячего прессования смеси раздробленного углерод-углеродного полуфабриката и фенольной смолы с последующим отверждением, карбонизацией и жидкофазным силицированием. Полученный материал показал хорошие антибаллистические характеристики как без тыльного подкрепления, так и с подкреплением стальными или медными тыльными пластинами.

В патенте [45] антибаллистический КМК с SiC-матрицей, армированной углеродной тканью, был получен по технологии LPI путем многократно повторяющихся циклов пропитки пакета углеродных тканей кремнийсодержащим полимером — отверждения — пиролиза (получение матричного SiC кокса). Такая технология не травмирует углеродные армирующие волокна, обеспечивая для конечного КМК нехрупкий характер разрушения.

При сравнении характеристик КМК с SiC-матрицей, получаемых газофазным способом CVI и жидкофазными способами LPI и LSI, с показателями монолитной реакционно-спеченной карбидкремниевой керамикой можно отметить следующие закономерности (табл. 2) [8, 46, 47]:

- модуль Юнга, прочность при растяжении и сжатии, а также плотность КМК, полученных по всем технологиям, существенно ниже, чем у монолитной SiC-керамики;

- прочность при изгибе КМК, полученных по технологиям CVI и LPI, выше, а изготовленных по технологии LSI ниже, чем у монолитной SiC-керамики;

- трещиностойкость всех КМК выше, чем у монолитной SiC-керамики, но особенно значительно ее повышение при использовании технологий CVI и LPI;

- КМК, изготовленные по технологиям CVI и LPI, имеют очень высокую остаточную пористость, что резко снижает их антибаллистические свойства, и, кроме того, стоимость их изготовления существенно выше;

- конечные значения характеристик КМК зависят от большого количества структурных и технологических факторов: технологического способа и режимов протекания процессов, типа (высокомодульные или высокопрочные) и вида (непрерывные, рубленые) волокон армирующего наполнителя, коэффициента армирования, направлений армирования и др.

Твердость КМК трудно оценить одной величиной ввиду существенного различия локальных твердостей его компонентов — карбида кремния, углеродных волокон, остаточного кремния и углеродного кокса (метод LSI). Оценивается либо осредненная твердость, либо микротвердость отдельных фазовых зон. Тем не менее можно однозначно утверждать, что осредненная твердость КМК понижается с увеличением объемной доли УВ, и при этом существенно ниже твердости, характерной для монолитной SiC-керамики.

Таблица 2. Некоторые типичные свойства реакционно-спеченной керамики и КМК с карбидкремниевой матрицей, полученных различными производственными методами [8, 46, 47]

Показатель	Технология получения				
	RB SiC	CVI	LPI	LSI	
Содержание волокна, об. %	0	45* ¹	46* ¹	55–65* ¹	30* ²
Плотность, г/см ³	3,15	2,1	1,8	1,9–2,0	2,4
Модуль Юнга, ГПа	400–420	90–100	65	50–70	20–30
Предел прочности, МПа:					
при растяжении	410	350	250	80–190	20–30
при сжатии	3500	580–700	590	210–320	250
при изгибе	300–340	500–700	500	160–300	50
Твердость, ГПа	22–23	–	–	–	7
Трещиностойкость, МПа·м ^{1/2}	3–4	19–22	8–17	6–8	3,5–4,5
Стоимость, долл. США за 1 кг	100–150	700–1000	600	170–340	
Пористость, %	0	10	10	2–5	<1

*¹ Углеродная ткань.

*² Дискретные УВ.

КМК имеют достаточно высокий потенциал для их применения в качестве бронезащитного материала. Можно выделить следующие основные преимущества элементов защиты из КМК по сравнению с монолитной керамикой:

- более высокие показатели живучести — способность выдерживать многократные удары;
- более высокие технологические характеристики для получения сложнопрофильных крупногабаритных изделий;
- меньшая плотность (особенно по сравнению с плотностью металлических бронематериалов), что значительно повышает эргономические свойства индивидуальной защиты и массовую эффективность конструкций для коллективной защиты; возможность подгонки геометрии к имеющимся конструкциям;
- существенное снижение требований к модификации несущих рам транспортных средств.

Кроме того, появляется возможность создавать наиболее эффективные броневые элементы с изменяемыми по толщине твердостью и прочностью (функционально градиентные материалы), а также использовать их в составе многослойных комбинированных защитных элементов.

В последнее время появилось достаточно много научных статей и патентов, в которых КМК рассматривается как самостоятельный или в комбинации с другими типами керамики перспективный элемент бронезащиты. На рис. 3 показаны плиты из КМК, получаемые по технологии LSI, марок SIGRASIS и TAVCOR (SGL Group, Германия) с различными видами углеволокнистого материала, используемые в качестве антибаллистической защиты [48]. При этом средства защиты из КМК марки SIGRASIS имеют практически высший, пятый уровень степени защиты по стандарту STANAG-4569 для защиты бронированных машин легкой категории.

Необходимо отметить, что наиболее перспективным направлением применения антибаллистических КМК является их использо-

вание для создания защитных конструкций сложной геометрической формы, в том числе и большого размера. Такие защитные системы могут легко монтироваться и крепиться, например под обшивкой транспортного средства (рис. 4). Этими качествами в полной мере обладают бронепанели на основе КМК, получаемые жидко- и газозащитными способами.

Гибридные КМК. В них для армирования керамической матрицы применяется комбинирование дисперсных частиц и волокнистого наполнителя.

В работе [49] в межволоконное пространство армирующего наполнителя вводили наноразмерные частицы углерода, кремния, бора, оксидные соединения алюминия и иттрия. Затем полученный материал спекали. Далее полученный полуфабрикат использовали для изготовления КМК по технологии LSI. Полученный таким способом КМК обладает повышенными характеристиками прочности и ударной вязкости. В частности, этим способом были получены образцы с ударной вязкостью 20 кДж/м², что выше аналогичного показателя для такого рода КМК без введения в них наноструктурных модифицирующих добавок примерно в 2–3 раза.

Такой же упрочняющий эффект отмечается при введении углеродных нанотрубок в межволоконное пространство армирующих материалов при получении КМК. В работе [50] волокна внутри пучков УВ связаны между собой углеродной фазой, упрочненной МУНТ. Введение от 2 до 10 об. % МУНТ способствовало повышению на 30–60 % показателей прочности при изгибе и ударной вязкости КМК (технология LSI) по сравнению с показателями аналогичного КМК, полученного без добавки нанотрубок. При введении 0,765 об. % МУНТ в поликарбосилан при получении КМК (технология LPI), армированного УВ, были повышены прочность при изгибе и трещиностойкость на 26 и 25 % соответственно [51].

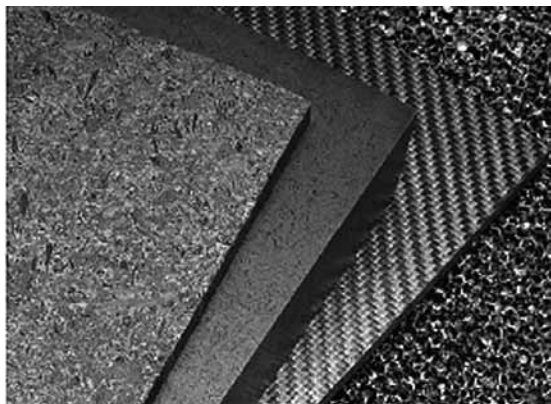


Рис. 3. Плиты из КМК системы C/C–SiC марок SIGRASIS и TAVCOR (SGL Group, Германия), используемые в качестве антибаллистической защиты

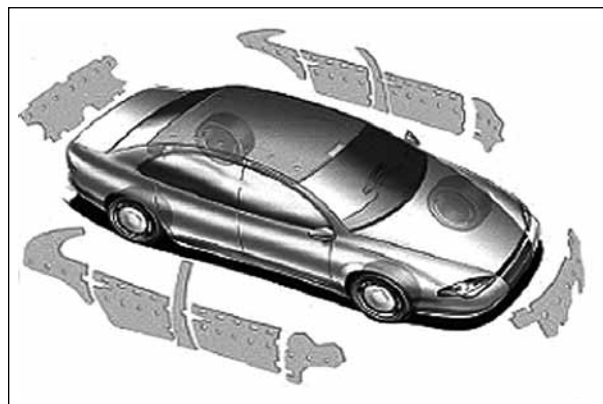


Рис. 4. Защищаемые области легкового автомобиля и вид закладных защитных элементов из КМК [48]

СОЗДАНИЕ МАТЕРИАЛОВ С ИЗМЕНЯЮЩИМИСЯ В ОБЪЕМЕ СВОЙСТВАМИ

Наибольший эффект при применении КМК в качестве броневых материалов дает создание на его основе функционально-градиентных и слоистых материалов, что является одним из вариантов целенаправленного регулирования и оптимизации эксплуатационных характеристик изделий из КМК. Такой подход позволяет создавать материалы, в которых отдельные слои или слоевые участки выполняют одну или несколько самостоятельных функциональных задач. Считается, что такие структуры будут способствовать диссипации кинетической энергии поражающего элемента при разрушении материала под действием ударных нагрузок: более твердые слои предназначены для деформирования и разрушения поражающего элемента, более эластичные — для погашения кинетической энергии осколков ударника и материала предыдущих слоев.

Такие материалы могут быть получены по технологиям:

- изменения внутренней структуры, химического состава, процессов формования;
- создания слоистых пакетов с различными свойствами каждого из их отдельных слоев;
- создания на поверхностях изделий из КМК различного рода функциональных покрытий.

Слоистые материалы характеризуются использованием комбинации однотипных или различных слоев с жесткой межслоевой связью, что приводит к дискретному изменению свойств по толщине броневых элементов. Межслоевое соединение может осуществляться склеиванием, пайкой или реакционным связыванием. Общий принцип проектирования таких комбинированных броневых материалов заключается в снижении воздействия поражающими элементами после пробития каждой такой прослойки до уровня, при котором оставшаяся часть брони обеспечит защиту. Такой подход при использовании тонких, но высокотвердых лицевых керамических слоев в сочетании с менее твердыми, но более ударопрочными следующими слоями керамики позволяет повысить баллистическую эффективность до 20 % при снижении массы брони на 5–10 % [16].

В работе [52] предложены различные варианты двухслойных бронезащитных композиций, в которых первый слой, как правило, выполнен из спеченной керамики, которая представлена в виде отдельных кусков или сегментов и служит для дробления ударника. Он может быть изготовлен из SiC, Al₂O₃ и других видов керамики. Далее следует слой волокнистопропрочненного пористого КМК (C–SiC, SiC–SiC), изготовленного методом CVI или LPI. Такой слоистый материал имеет относительно высокую трещиностойкость, позволяющую выдерживать несколько попаданий, меньшую плотность,

чем у спеченной монолитной керамики, и способен деформировать и остановить ударник, проникающий со скоростью около 500 м/с.

В патенте [53] предложен слоистый баллистический материал, состоящий из четырех индивидуальных слоев, выполняющих каждый самостоятельную задачу. Первый (лицевой) и третий слои — это стекло- и (или) углепластики, которые выполняют функцию поддержки второго керамического слоя и демпфирования удара. Второй керамический слой — это слой из КМК, армированного УВ, задача которого разрушить твердый сердечник поражающего элемента. Четвертый слой, представленный металлической пластиной (алюминий, титан) или тканью на основе органических волокон (Kevlar, Dyneema и др.), функционально необходим для защиты объекта от поражающих осколков, образующихся при разрушении пули и первых трех слоев.

Керамический слой изготавливают отдельно по одному из известных методов получения КМК. Слоистый бронепакет формируют методом последовательной укладки предварительно пропитанных слоев стекло- и (или) углеткани первого слоя, далее готового керамического слоя, затем предварительно пропитанных слоев стекло- и (или) углеткани третьего слоя и последнего, четвертого слоя из металлической пластины или пакета слоев из органоволокнистой ткани. Собранный пакет прессуют автоклавным методом.

Другой вариант изготовления слоистого материала предложен в патенте [54]. Согласно заявке, слоистая бронепластина состоит из шести слоев КМК с различным содержанием армирующих углеродных волокон. Все нечетные слои (первый слой — лицевой) изготовлены из КМК с небольшим содержанием армирующих волокон (до 25 об. %), и, соответственно, они более твердые, четные слои характеризуются повышенным содержанием волокон — 40–60 об. %, т. е. они более эластичные. Причем как для нечетных, так и для четных слоев характерно повышение содержания волокон с увеличением номера слоя. Армирующие волокна (ленты, ткани) пропитывают предкерамическим полимером типа поликарбосилана. Весь пакет изготавливается одновременно на стадии горячего автоклавного формования (прессования) и последующего пиролиза (метод LPI), причем для получения конечного изделия требуется несколько циклов пропитка – пиролиз.

В патенте [55] в качестве лицевого слоя используются композиционные материалы с полимерной матрицей (стекло-, угле- или органопластики). Далее располагается слой из твердой монолитной (нитридной, оксидной или карбидной) керамики и затем слой из КМК, армированный УВ. На тыльной стороне преграды располагают слои из органопластика. Такая комбинированная слоистая защитная преграда имеет низкую среднюю плотность и предпочтительна для применения в

бронезащитных системах, к которым предъявляются повышенные требования по минимизации массы, например для таких, как индивидуальные средства защиты и защита экипажей и пассажиров авиационной и вертолетной техники.

Градиентные материалы — это материалы с постепенно изменяющимися свойствами от одной поверхности к другой. Они могут представлять собой переход от керамики к металлу [56] или постепенное изменение содержания упрочняющего наполнителя в керамической матрице. Исследования по оценке баллистической эффективности различного рода градиентных броневых материалов, проводимые, как правило, численными методами, показывают эффективность такого рода антибаллистических систем. В работе [57] оценивали два типа равнотолщинных металлокерамических броневых композиций. Одна была двухслойная: лицевая сторона нитридалюминиевая керамика, тыльная сторона — алюминий. Другая градиентная система состояла из шести слоев: лицевая сторона нитридалюминиевая керамика, тыльная сторона — алюминий, а между ними четыре слоя материалов с равномерным изменением плотности и механических характеристик (рис. 5).

Проведенные исследования показали, что броневые композиции, состоящие из чередующихся слоев с градиентным изменением физико-механических характеристик от лицевого к тыльным слоям (более твердые слои — лицевые, более пластичные — тыльные), имеют примерно на 15 % более высокие показатели баллистической эффективности.

Для применения в броневых структурах большой интерес представляет градиентный КМК с изменением по толщине как доли содержания УВ, так и их длины. В работе [58] предложен трехзонный бронематериал, в котором первая (лице-

вая) зона служит для дробления или сильного деформирования ударника и содержит в основном монокристаллическую керамику (более 75 % SiC), обладающую высокой твердостью, а вторая и третья зоны состоят из КМК, в котором по направлению к первой зоне постепенно уменьшается содержание, а также от 50 до 0,5 мм длина рубленых УВ. Такое плавное изменение снижает внутренние напряжения, вызванные различием температурных коэффициентов линейного расширения монокристаллической и армированной керамики, что критически важно в процессе производства всего бронезащитного элемента методом LSI. Тыльные слои КМК, обладая повышенной ударной вязкостью разрушения, окончательно останавливают ударник или его осколки и удерживают первую зону от полного растрескивания, увеличивая живучесть бронезащитного элемента.

Бронепакет может быть получен двумя способами (наиболее предпочтителен второй вариант):

- формуют плитки из полимерного композита с SiC-волокнами или УВ для всех трех зон, карбонизируют и отдельно силицируют. Далее три плитки, представляющие собой три зоны с различными механическими характеристиками, склеивают полиуретаном;

- три плитки формуют отдельно, карбонизируют, соединяют вместе и силицируют, получают на выходе реакционно-связанный градиентный пакет из керамического композиционного материала.

В работе [59] предложен КМК, получаемый методом LSI, в котором соотношение SiC-матрица / УВ изменяется от лицевого слоя к тыльному с постепенным возрастанием доли УВ: ((90 % SiC + 10 % Si) / 0 % УВ — на лицевой поверхности и до 40 % SiC / 60 % УВ — на тыльной поверхности). Различное соотношение матрица / УВ в работе [59] получают предварительной обработкой пучков УВ суспензией, содержащей различные массовые доли и (или) размер частиц SiC в связующем, и их последующей укладкой с возрастающим содержанием и (или) средним размером частиц в направлении к лицевому слою.

Аналогичную задачу в работе [60] решали путем укладки в пакет пропитанных фенольным связующим слоев углеволоконной ткани, предварительно термообработанной в инертной среде при различных температурах в диапазоне от 600 °С для тыльных слоев до 1100 °С для лицевых слоев. В результате такой термообработки, влияющей на прочность связи на границе волокно — матрица, при карбонизации углепластика в многослойном пакете образовывалась градиентная пористая структура, обеспечивающая в процессе жидкофазного силицирования (процесс LSI) постепенное увеличение объема образующегося SiC от тыльной к лицевой поверхности. При этом получалась градиентная пористая структура, обеспечивающая в процессе жидкофазного силицирования (процесс LSI) постепенное увеличение объема образующегося SiC от тыльной к лицевой поверхности (рис. 6).

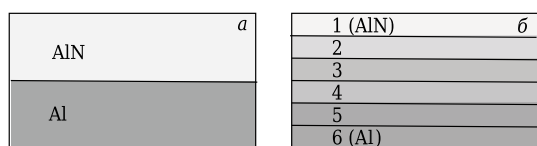


Рис. 5. Схемы двух типов броневых систем: а — двухслойная; б — градиентная: 1–6 — слои материала

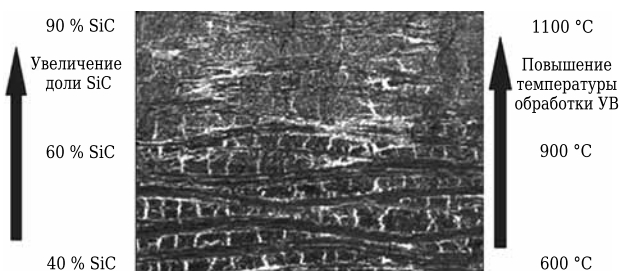


Рис. 6. Структура градиентного КМК: темные участки — углеродные волокна и углеродный кокс; светло-серые — SiC; белые — остаточный кремний

СОЗДАНИЕ ДИСКРЕТНОЙ (МОЗАИЧНОЙ) СТРУКТУРЫ

Предполагается создание сплошного керамического слоя, состоящего из небольших керамических элементов с геометрией, сопоставимой с поражающим элементом, полностью заполняющих поверхность слоя (элементы в виде квадратных или шестиугольных призм) или заполняющих с зазорами (цилиндрические или сферические элементы) [61] (рис. 7). Зазоры между отдельными элементами заполняют полимерным или металлическим матричным материалом, придающим керамическому слою монолитность и сдвиговую прочность.

Проведенные исследования показали перспективу использования мозаичных бронеконструкций. Благодаря плотной укладке элементов, ориентированных по нормали к плоскости поверхности и погруженных в эластичное связующее, эти бронепанели обладают высокой живучестью, минимальной зоной разрушения, относящейся, как правило, к одному керамическому элементу, и ремонтпригодностью (поврежденный керамический элемент легко заменяется новым), они также обладают относительной гибкостью [64]. Кроме того, применение элементов криволинейных форм (сферы, сфероцилиндры) способствует уходу поражающего элемента от прямолинейной траектории, что в итоге повышает бронестойкость преграды (рис. 8).

В статье [65] представлены результаты анализа бронестойкости различных керамических

материалов, в том числе корундовой керамики. Для ее производства предложено использовать малощелочные глиноземы с высоким содержанием α -формы Al_2O_3 (корунда), не менее 95 мас. %. Предложено также наряду с традиционно применяемыми корундовыми пластинами той или иной формы для повышения живучести использовать так называемую дискретную броню, в которой корундовые сфероцилиндры закреплены в пластичную органическую матрицу.

В публикации [66] предложены структуры бронепанелей на основе керамических сфер из оксида алюминия. Были выбраны сферы двух диаметров — 5,6 и 12,7 мм и изготовлены панели, состоящие из одного, двух и трех слоев керамических сфер. На рис. 9, а показана структура панели на основе сфер диаметром 5,6 мм. В случае использования сфер диаметром 12,7 мм для заполнения пробелов между сферами были до-

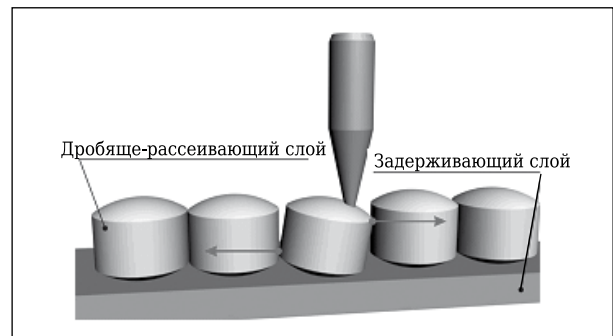


Рис. 8. Схема поведения дискретной бронесистемы при ударе

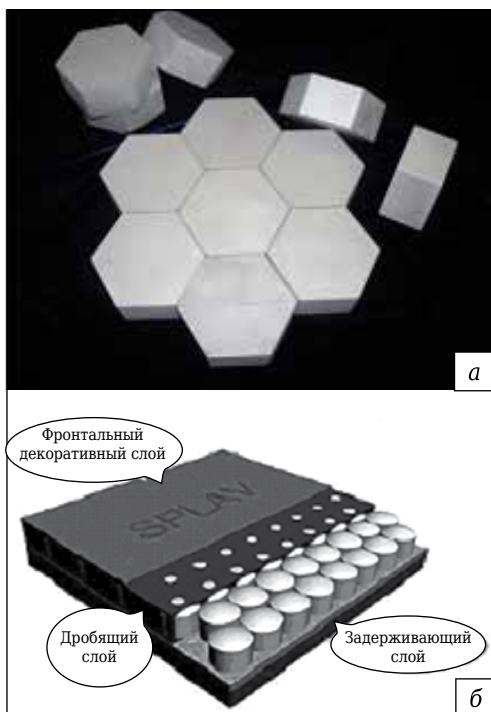


Рис. 7. Бронесистемы из шестигранных (а) [62] и цилиндрических (б) элементов [63]

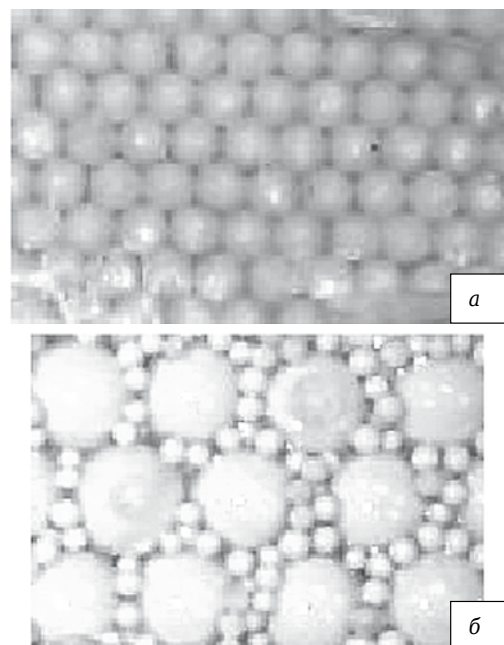


Рис. 9. Структура панелей на основе керамических сфер из Al_2O_3 : а — сферы диаметром 5,6 мм; б — сферы диаметром 12,7 мм с наполнителем из сфер диаметром 3,2 мм

бавлены в качестве наполнителя сферы диаметром 3,2 мм (рис. 9, б). Сферы соединяли между собой, а также с материалом подложки эпоксидной смолой. В качестве подложки использовали панель на основе волокон сверхвысокомодульного полиэтилена (волокна типа Spectra®).

Аналогичные дискретные структуры бронепанелей исследованы с помощью экспериментально-теоретических подходов в работе [67]. Была проведена сравнительная оценка баллистической эффективности панелей из керамических сфер (сферы из оксида алюминия диаметром от 6,35 до 12,7 мм, связанные эпоксидной смолой) и монолитной керамики с подложкой из композита на основе волокон сверхвысокомодульного полиэтилена. Установлено, что броневые плиты с фронтальным слоем из керамических сфер имеют более низкую баллистическую стойкость. Вместе с тем показано, что при дальнейших параметрических исследованиях панелей с керамическими сферами, и прежде всего по оптимизации размера сфер и структуры их укладки, данный вид бронепанелей имеет потенциал для замены традиционных монолитных керамических плит без уменьшения их баллистической эффективности. Указано, что основные преимущества таких дискретных бронированных структур — более низкие масса и стоимость, способность производить на их основе сложные и гибкие формы.

Однако, несмотря на очевидные достоинства броневых элементов дискретной структуры, для некоторых из них характерны определенные недостатки: прежде всего большая поверхностная плотность (до 65 кг/м²), а также толщина (до 25 мм); кроме того, уровень запреградной травмы намного превышает требования ГОСТ Р 50744.

КОМБИНИРОВАНИЕ РАЗЛИЧНЫХ ПОДХОДОВ

Комбинирование рассмотренных выше базовых подходов — один из наиболее перспективных путей совершенствования бронеконструкций на основе керамических материалов. Строго говоря, некоторые из рассмотренных выше броневых систем следует отнести именно к броне, полученной комбинированием различных путей повышения баллистической эффективности средств защиты на основе керамики. К таким комбинированным системам можно отнести, например, гибридные КМК, полученные армированием матрицы дисперсными частицами и волокнистым наполнителем.

Большие возможности связаны с комбинированием подхода, предполагающего формирование мелкозернистой структуры монолитной керамики, с другими подходами. Так, можно рассматривать вариант многослойной броневой системы, основанной на сочетании слоев мелкозернистой монолитной керамики и

КМК. Другой вариант такого подхода предполагает создание дисперсно-упрочненных или волокнистоармированных композитов с мелкозернистой структурой керамической матрицы. Наиболее перспективна для получения таких композитов золь-гель технология [68]. Золь-гель процесс — технология материалов, в том числе наноматериалов, включающая получение золя с последующим переводом его в гель, т. е. в коллоидную систему, состоящую из жидкой ультрадисперсной среды. Низковязкий жидкий золь легко пропитывает каркас из непрерывных волокон, проникая и в межволоконное пространство. С другой стороны, можно получить однородное распределение дисперсных частиц наполнителя или дискретных волокон (например, вискерев), смешивая их с матрицей в гели или золь-состояниях. После высушивания композиционный материал, как правило, получают методом горячего прессования. К недостаткам этой технологии можно отнести большую усадку и низкий выход матрицы, вследствие чего процесс пропитки приходится повторять несколько раз. Наиболее часто золь-гель технология применяется для получения оксидной керамики (Al₂O₃, ZrO₂, SiO₂ и др.) [68, 69]. Вместе с тем есть информация об использовании этой технологии и для получения неоксидной керамики, например из SiC и Si₃N₄, которая синтезировалась как в виде наночастиц, так и в виде нитевидных кристаллов (вискерев) [70].

СОЗДАНИЕ МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНОЙ БРОНЕКЕРАМИКИ

Одна из тенденций при создании керамических бронематериалов — их потенциальная многофункциональность. Помимо бронезащиты конструкций одновременно обеспечивается их несущая способность (прочность), теплозащита, экранирование электромагнитного излучения (ЭМИ) и др.

Монолитная керамика и КМК широко применяются в тепловых защитных системах космического аппарата (КА), особенно для космических кораблей многоразового использования. В этих КА последнее время широко применяют теплозащитные и силовые конструкции из КМК, в первую очередь C_f/SiC (например, носовой обтекатель, передние кромки крыла корабля и др.). В то же время эти теплозащитные и силовые конструкции на основе КМК могут одновременно выполнять антибаллистические задачи по защите КА от микрометеоритных частиц и космического мусора. В работе [71] исследовалась возможность применения теплозащитной конструкции КА из 2D-C/SiC КМК в качестве антибаллистического материала в диапазоне скоростей поражающего элемента от 3400 до 9300 м/с с кинетической энергией 63,6–475 Дж.

При толщине пластины из КМК 5,5 мм, скорость поражающего элемента после ее пробития снижается в 11–14 раз.

Еще одним вариантом применения многофункциональной керамики в космическом аппаратоостроении является использование ударопрочной, термостойкой и при этом оптически прозрачной керамики для иллюминаторов КА из шпинели $MgAl_2O_4$ и алюмооксинитрида AlON [72, 73].

В современных технических объектах военной и гражданской техники большое внимание уделяется защите электронного оборудования и обслуживающего персонала от ЭМИ, создаваемого естественными или искусственными источниками излучения, а также обеспечению радионезаметности различных объектов в широком диапазоне частот. Снижение уровня электромагнитного воздействия на объекты (оцениваемого в децибелах) осуществляется главным образом за счет повышения коэффициентов отражения и (или) поглощения ЭМИ материалом изделия. Применительно к керамическим бронезащитным материалам это может обеспечиваться путем нанесения на поверхность поглощающих и (или) отражающих покрытий или введением в материал на стадии формования поглощающих ЭМИ волокнистых токопроводящих добавок или нано- и микрогазовых частиц, например углеродных волокон, нанотрубок, фуллеренов, графенов и т. п.

В работах [74–76] установлено, что введение в керамическую основу волокнистых и (или) дискретных наноразмерных углеродных доба-

вок, помимо повышения показателей ударной вязкости разрушения конечного КМК, способствует повышению эффективности поглощения им электромагнитного излучения, а в работе [77] показано, что нанесение на поверхность алюмооксидных бронеплиток тонких ферритсодержащих покрытий позволяет получать одновременно бронеконструкции с минимальным коэффициентом отражения (–15 дБ).

Проведенный анализ ударопрочных керамических материалов и перспектив их использования для повышения баллистической эффективности броневых защитных конструкций не исчерпывает полностью все возможные варианты их совершенствования и показывает, что существует еще большой потенциал для дальнейшего повышения баллистической эффективности керамических средств защиты. В этой связи уместно отметить, что сегодня рассматривается несколько базовых подходов к решению этой проблемы, наиболее перспективные из которых основываются на совершенствовании структуры керамического материала на нано-, микро- и макроуровнях. Из результатов настоящего обзора прослеживается также возможность выбора ряда оптимальных структурно-технологических параметров, обеспечивающих максимальное повышение баллистического эффекта керамических бронезащитных элементов. Однако практическое решение данной задачи требует новых исследований с применением как экспериментальных, так и теоретических методов.

Библиографический список

1. Григорян, В. А. Материалы и защитные структуры для локального и индивидуального бронирования / В. А. Григорян, И. Ф. Кобылкин, В. М. Маринин, Е. Н. Чистяков ; под ред. В. А. Григоряна. — М. : РадиоСофт, 2008. — 406 с.
2. Легкие баллистические материалы / под ред. А. Бхатнагара. — М. : Техносфера, 2011. — 392 с.
3. Келина, И. Ю. Ударопрочная керамика на основе карбида кремния / И. Ю. Келина, В. В. Ленский, Н. А. Голубева [и др.] // Огнеупоры и техническая керамика. — 2010. — № 1/2. — С. 17–24.
4. Viechnicki, D. Armor Ceramics / D. Viechnicki, W. Blumenthal, M. Slavin [et al.] // Third TACOM Armor Coordinating Conference, 1987. — P. 27–53.
5. Rice, R. W. Mechanical properties of ceramics and composites: grain and particle effects / R. W. Rice. — N. Y. : Marcel Dekker, Inc., New York, 2000. — 712 p.
6. Medvedovski, E. Alumina ceramics for ballistic protection : Part 2 / E. Medvedovski // Amer. Ceram. Soc. Bull. — 2002. — Vol. 81, № 4. — P. 45–50.
7. Medvedovski, E. Alumina ceramics for ballistic protection : Part 1 / E. Medvedovski // Amer. Ceram. Soc. Bull. — 2002. — Vol. 81, № 3. — P. 27–32.
8. Гаршин, А. П. Материаловедение. Техническая керамика в машиностроении : уч. пособие / А. П. Гаршин. — СПб. : Изд-во Политехн. ун-та, 2012. — 296 с.
9. Hall, E. O. The deformation and ageing of mild steel: III Discussion of results / E. O. Hall // Proc. Phys. Soc. B. — 1951. — Vol. 64. — P. 747–753.
10. Petch, N. J. The cleavage strength of polycrystals / N. J. Petch // J. Iron Steel. — 1953. — Vol. 174. — P. 25–28.
11. Zhang, S. Recent advances of superhard nanocomposite coatings: a review / S. Zhang, D. Sun, Y. Fu, H. Du // Surface and Coatings Technology. — 2003. — Vol. 167. — P. 113–119.
12. Келина, И. Ю. Повышение баллистической эффективности корундовой керамики / И. Ю. Келина, Л. А. Чевыкалова, И. Л. Михальчик [и др.] // Тез. докл. XX Международной научно-технической конференции «Конструкции и технологии получения изделий из неметаллических материалов». Обнинск, 2013. — С. 327–329.
13. Karandikar, P. G. A review of ceramics for armor applications / P. G. Karandikar, G. Evans, S. Wong [et al.] // Advances in Ceramic Armor IV: Ceram. Eng. and Sci. Proc. — 2009. — Vol. 29, № 6. — P. 163–175.
14. Aghajanian, M. Effect of grain size on microstructure, properties, and surface roughness of reaction bonded SiC ceramics / M. Aghajanian, C. Emmons, S. Rummel [et al.] // Proc. SPIE «Material Technologies and Applications to Optics, Structures, Components and Sub-Systems», 2013. — 9 p.
15. Блинков, И. В. Использование нанопорошков карбида бора для изготовления высокопрочной керамики.

- мики / И. В. Блинков, В. Н. Аникин, А. В. Елютин, К. А. Мягков / [Электронный ресурс]. Режим доступа : http://rusnanotech09.rusnanoforum.ru/Public/LargeDocs/theses/rus/poster/08/Blinkov_I.pdf.
16. **Варрава, С. Н.** Основные тенденции в конструировании керамической композиционной брони / С. Н. Варрава // Вопросы оборонной техники. — 1999. — Вып. 3/4.
17. **Keçeli, Z.** Effects of B_4C addition on the microstructural and thermal properties of hot pressed SiC ceramic matrix composites / Z. Keçeli, H. Ögünç, T. Boyraz [et al.] // J. Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, 2009. — Vol. 37, № 2. — P. 423–428.
18. **Sun, X.** Intragranular particle residual stress strengthening of Al_2O_3 -SiC nanocomposites / X. Sun, J.-G. Li, S. Guo, Z. Xiu // J. Amer. Ceram. Soc. — 2005. — Vol. 88, № 6. — P. 1536–1543.
19. **Wei, G. C.** Improvements in mechanical properties in SiC by the addition of TiC particles / G. C. Wei, P. F. Becher // J. Amer. Ceram. Soc. — 1984. — Vol. 67, № 8. — P. 571–574.
20. **Janney, M. A.** Mechanical properties and oxidation behavior of a hot-pressed SiC-15 vol.% TiB_2 / M. A. Janney // Amer. Ceram. Soc. Bull. — 1987. — Vol. 66, № 2. — P. 322–324.
21. **Kasiarova M.** Microstructure and mechanical properties of Si_3N_4 -SiC nanocomposites / M. Kasiarova, J. Dusza, M. Hnatko, P. Sajgalik // Conf. proc. «Nanocon 2009». Czech Republic, 2009. — 6 p.
22. **Гордеев, И. С.** Керамические композиционные материалы нитрид бора - карбид кремния - кремний : автореф. ... канд. техн. наук. — СПб., 2015. — 22 с.
23. **Jiang, D. T.** Effect of sintering temperature on a single-wall carbon nanotube-toughened alumina-based nanocomposite / D. T. Jiang, K. Thomson, J. D. Kuntz [et al.] // Scripta Mater. — 2007. — Vol. 56, № 11. — P. 959–962.
24. **Ahmad, K.** Hybrid nanocomposites: A new route towards tougher alumina ceramics / K. Ahmad, W. Pan // Composites Science and Technology. — 2008. — Vol. 68, № 6. — P. 1321–1327.
25. **Zhu, Y. F.** Preparation and properties of alumina composites modified by electric field-induced alignment of carbon nanotubes / Y. F. Zhu, L. Shi, C. Zhang // Applied Physics A: Mat. Sci. & Proc. — 2007. — Vol. 89, № 3. — P. 761–767.
26. **Yamamoto, G.** A novel structure for carbon nanotube reinforced alumina composites with improved mechanical properties / G. Yamamoto, M. Omori, T. Hashida, H. Kimura // Nanotechnology. — 2008. — Vol. 19, № 31. — Article № 315708.
27. **Yamamoto, G.** Preparation of carbon nanotube — toughened alumina composites / G. Yamamoto, M. Omori, T. Hashida // WATER DYNAMICS: 5th Intern. Workshop on Water Dynamics. AIP Conf. Proc., 2008. — Vol. 987. — P. 83–85.
28. **Wei, T.** A new structure for multi-walled carbon nanotubes reinforced alumina nanocomposite with high strength and toughness / T. Wei, Z. J. Fan, G. H. Luo, F. Wei // Mater. Lett. — 2008. — Vol. 62, № 4/5. — P. 641–644.
29. **Estili, M.** An approach to mass-producing individually alumina-decorated multi-walled carbon nanotubes with optimized and controlled compositions / M. Estili, A. Kawasaki // Scripta Materialia. — 2008. — Vol. 58, № 10. — P. 906–909.
30. **Зараменских, К. С.** Углеродные нанотрубки для керамических композитов : дис. ... канд. хим. наук. — М., 2011. — 167 с.
31. **Samal, S. S.** Carbon nanotube reinforced ceramic matrix composites — a review / S. S. Samal, S. Bal // J. Minerals & Materials Characterization & Engineering. — 2008. — Vol. 7, № 4. — P. 355–370.
32. **Федосова, Н. А.** Керамический бронематериал, легированный углеродными нанотрубками: получение, моделирование, оптимизация / Н. А. Федосова, П. П. Файков, Н. А. Попова [и др.] // Химическая технология и биотехнология новых материалов и продуктов : тез. докл. VI междунар. конф. российского химического общества им. Д. И. Менделеева. — М., 2014. — С. 111–114.
33. **Ma, R. Z.** Processing and properties of carbon nanotubes — nano-SiC ceramic / R. Z. Ma, J. Wu, B. Q. Wei [et al.] // J. Mater. Sci. — 1998. — Vol. 33, № 21. — P. 5243–5246.
34. **Karandikar, P. G.** Carbon nanotube (CNT) and carbon fiber reinforced high toughness reaction bonded composites / P. G. Karandikar, G. Evans, M. K. Aghajanian // Ceram. Eng. and Sci. Proc. — 2007. — Vol. 28, № 6. — P. 53–63.
35. **Morisada, Y.** Mechanical properties of SiC composites incorporating SiC-coated multi-walled carbon nanotubes / Y. Morisada, Y. Miyamoto, Y. Takaura [et al.] // Int. J. Refractory Metals and Hard Materials. — 2007. — Vol. 25, № 4. — P. 322–327.
36. **Елисеев, В. С.** Исследование баллистической эффективности высокотвердых материалов / В. С. Елисеев, А. Д. Кравченко, В. В. Ярош // Вопросы оборонной техники. — 2001. — Вып. 3/4.
37. **Гаршин, А. П.** Фрикционные материалы на основе волокнисто-армированных композитов с углеродной и керамической матрицей для систем торможения / А. П. Гаршин, В. И. Кулик, А. С. Нилов // Новые огнеупоры. — 2008. — № 9. — С. 54–60.
38. **Wang, X.** Behavior of short carbon fibers in C_{fiber}/Si_3N_4 composites by hot pressed sintering / X. Wang, D. Zhu, P. Li [et al.] // J. Reinforced Plastics and Composites. — 2009. — Vol. 28, № 2. — P. 167–173.
39. **Wang, H.-Y.** Preparation and properties of carbon fiber/ Si_3N_4 composites / H.-Y. Wang, Q. Liu, Y. Zhou [et al.] // J. Inorg. Mat. — 2014. — Vol. 29, № 9. — P. 1003–1008.
40. **Sambell, R. A. J.** Carbon fibre composites with ceramic and glass matrices / R. A. J. Sambell, A. Briggs, D. C. Phillips, D. H. Bowen // J. Mat. Sci. — 1972. — Vol. 7, № 6. — P. 676–681.
41. **Jiang, D.** R&D of advanced ceramics activities in China and Shanghai institute of ceramics Chinese academy of sciences (SICCAS) / D. Jiang // Ceram. Eng. and Sci. Proc. — 2009. — Vol. 30, № 2. — P. 3–22.
42. **Tiegs T.** SiC Whisker Reinforced Alumina. Handbook of ceramic composites / T. Tiegs ; ed. by N. P. Bansal. — Kluwer Academic Publishers, 2005. — P. 307–327.
43. **Heidenreich, B.** Development of CMC-Materials for Lightweight Armor / B. Heidenreich, W. Krenkel, B. Lexow // Ceram. Eng. and Sci. Proc. — 2003. — Vol. 24, № 3. — P. 375–381.
44. **Пат. 6709736 US.** Armored products made of fiber-reinforced composite material with ceramic matrix / Gruber U., Heine M., Kienzle A., Nixdorf R. ; опубли. 23.03.04.
45. **Пат. 6314858 B1 US.** Fiber reinforced ceramic matrix composite armor / Strasser T. E., Atmur S. D. ; опубли. 13.11.01.

46. Handbook of ceramic composites / ed. by N. P. Bansal. — Kluwer Academic Publishers, 2005. — P. 554.
47. **Rak, Z. S.** C/SiC composites by a novel manufacturing method / Z. S. Rak, L. D. Berkeveld. G. Snijders // ECN-RX—00-040, 2000. — 21 p.
48. [Электронный ресурс]. Режим доступа : www.sglgroup.com/.../ballistic...ceramics/index.html
49. **Пат. 2415109 РФ.** Наноструктурированный керамоматричный композиционный материал и способ его получения / Румянцев В. И., Сапронов Р. Л., Мех В. А. ; опубл. 27.03.11.
50. **Пат. 2457192 РФ.** Керамоматричный композиционный материал с упрочненным армирующим компонентом и способ его получения / Румянцев В. И., Сапронов Р. Л., Мех В. А. ; опубл. 27.07.12.
51. **Yu, H.** Properties of carbon nano-tubes-C/SiC composite by precursor infiltration and pyrolysis process / H. Yu, X. Zhou, W. Zhang [et al.] // Materials and Design. — 2011. — Vol. 32. — P. 3516–3520.
52. **Пат. 5114772 US.** Protective material having a multilayer ceramic structure / Charbonnel L., Etienne J., Remillieux Y. [et al.] ; опубл. 19.05.92.
53. **Пат. 2009/0324966 A1 US.** Multilayer armor plating and process for producing the plating / Benitsch B., Pfitzmaier E. ; опубл. 31.12.09.
54. **Пат. 6135006 US.** Fiber reinforced ceramic matrix composite armor / Strasser T. E., Atmur S. D. ; опубл. 24.10.00.
55. **Пат. 2008/0271595 A1 US.** Lightweight projectile resistant armor system / Bird C. E., Holowczak J. E. ; опубл. 06.11.08.
56. **Sheppard, L. M.** Enhancing performance of ceramic composites / L. M. Sheppard // Amer. Ceram. Soc. Bull. — 1992. — Vol. 70, № 4. — P. 617–631.
57. **Templeton, D. W.** Computational study of a functionally graded ceramic-metallic armor / D. W. Templeton, T. J. Gorsich, T. J. Holmquist // 23rd International symposium on ballistics, Tarragona, Spain, 16–20 april, 2007. — P. 1155–1164.
58. **Пат. 2007/0116939 A1 US.** Fiber reinforced composite for protective armor, and method for producing the fiber-reinforced composition and protective armor / Benitsch B., Heine M., Schweizer S., Chopin R.-Z. ; опубл. 24.05.07.
59. **Пат. 2428395 РФ.** Наноструктурированный функционально-градиентный композиционный материал и способ его получения / Румянцев В. И., Сапронов Р. Л., Мех В. А., Суворов С. А. ; опубл. 10.09.11.
60. **Krenkel, W.** Carbon fiber reinforced CMC for high-performance structures / W. Krenkel // Int. J. Applied Ceram. Technol. — 2004. — Vol. 1, № 2. — P. 188–200.
61. **Григорян, В. А.** Баллистические свойства органо-керамических панелей для использования в средствах индивидуальной защиты / В. А. Григорян, О. Б. Дашевская, А. И. Егоров, В. А. Хромушкин // Тр. 8-й Всерос. конф. «Актуальные проблемы защиты и безопасности». Т. 1. — СПб. : НПО СМ, 2005. — 272 с.
62. [Электронный ресурс]. Режим доступа : <http://www.arms-expo.ru/news/archive/novaya-bronya-dlya-rossiyskih-vs14-09-2007>
63. The HybridTech Armor® Technology — Ballistic Armor // [Электронный ресурс]. Режим доступа : <http://www.alsic.com/HybrdTech-Technology.html>.
64. **Пат. 2007/0089597 US.** Lightweight composite armor / Ma Z. D. ; опубл. 26.04.07.
65. **Зайцев, Г. П.** Корундовая керамика: опыт производства и применения / Г. П. Зайцев // Экспертный союз. — 2011. — № 3. — С. 43–46.
66. **Ko F. K.** Behavior of gradient designed composite under ballistic impact / F. K. Ko, A. J. Geshury, J. W. Song // Proceedings of ICCM-11, Gold Coast, Australia, 14th–18th July 1997. Vol. II : Fatigue, Fracture and Ceramic Matrix Composites, 1997. — P. 464–473.
67. **Jovicic, J. M.** Numerical modeling and analysis of static and ballistic behavior of multi-layered/multiphase composite materials using detailed microstructural discretization / J. M. Jovicic // Thesis of Doctor of Philosophy, 2003. — 196 p.
68. **Маттьюз, Ф.** Композитные материалы. Механика и технология / Ф. Маттьюз, Р. М. Ролингс. — Техносфера, 2004. — 408 с.
69. **Максимов, А. И.** Основы золь-гель технологии и нанокompозитов / А. И. Максимов, В. А. Мошников, Ю. М. Тауров [и др.]. — СПб. : Элмор, 2008. — 255 с.
70. **Семченко, Г. Д.** Синтез новообразований при термообработке в азотной среде и при ГП шихт из SiC и Si₃N₄ с использованием золь-гель композиций / Г. Д. Семченко, Л. А. Анголенко, И. Н. Опрышко [и др.] // Тез. докл. V Всероссийской конференции «Керамика и композиционные материалы». 20–27 июня 2004 г., Сыктывкар, 2004. — С. 14.
71. **Yang, Y.** Experimental and numerical investigation on hypervelocity impact response of 2D plain-weave C/SiC composite / Y. Yang, F. Xu // J. Mech. Sci. and Technol. — 2015. — Vol. 29, № 1. — P. 11–16.
72. **Salem, J.** Transparent armor ceramics as spacecraft windows / J. Salem // J. Amer. Ceram. Soc. — 2013. — Vol. 96, № 1. — P. 281–289.
73. **Галахов, А. В.** Синтез оксинитрида алюминия из исходных органических соединений / А. В. Галахов, В. А. Зеленский, Л. В. Виноградов [и др.] // Новые огнеупоры. — 2012. — № 8. — С. 56–58.
74. **Shi, S.-L.** The effect of multi-wall carbon nanotubes on electromagnetic interference shielding of ceramic composites / S.-L. Shi, J. Liang // Nanotechnology. — 2008. — Vol. 19. — 255707 (5 p).
75. **Li, Q.** Improved dielectric and electromagnetic interference shielding properties of ferrocene-modified polycarbosilane derived SiC/C composite ceramics / Q. Li, X. Yin, W. Duan [et al.] // J. Europ. Ceram. Soc. — 2014. — Vol. 3/4, № 10. — P. 2187–2201.
76. **Huang, Z.** Dielectric and mechanical properties of hot-pressed sintered CsF/Al₂O₃ ceramic composites / Z. Huang, W. Zhou, R. Ma [et al.] // Int. J. Applied Ceram. Technol. — 2012. — Vol. 9, Iss. 2. — P. 413–420.
77. **Непочатов, Ю. К.** Разработка составов и технологии корундовой бронекерамики с радиопоглощающим ферритсодержащим покрытием : дис. ... канд. техн. наук. — Новосибирск, 2014. — 174 с. ■

Получено 12.10.15
© А. П. Гаршин, В. И. Кулик,
А. С. Нилов, 2016 г.