

УДК 66.017

О.Ю. Сорокин¹, Б.Ю. Кузнецов¹, Ю.В. Лунегова¹, В.С. Ерасов¹

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ С МНОГОСЛОЙНОЙ СТРУКТУРОЙ (обзор)

DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-45-42-53

Рассмотрены различные конструкционные высокотемпературные материалы с рабочей температурой не менее 1200 °С, их основные свойства, методы получения, возможности применения в конструкции газотурбинного двигателя. Показано, что к перспективным материалам следует отнести композиционные материалы с многослойной структурой типа «керамика/углеродный материал», «керамика/керамика» и «керамика/металл».

Заметное влияние на прочностные свойства оказывают толщина слоев с высоким и низким модулями упругости, их отношение и взаимное расположение. Данные материалы характеризуются квазипластичным характером разрушения и более высокой трещиностойкостью по сравнению с дисперсно-упрочненными композиционными материалами.

Ключевые слова: керамика, композиционные материалы, многослойная структура, трещиностойкость, квазипластичный характер разрушения, прочность, окисление.

O.Yu. Sorokin¹, B.Yu. Kuznetsov¹, Yu.V. Lunegova¹, V.S. Erasov¹

HIGH-TEMPERATURE COMPOSITES WITH A MULTI-LAYERED STRUCTURE (review)

Properties, processing techniques and possible applications in «hot sections» of gas turbine engine of different structural high-temperature materials with an operating temperature higher than 1200 °C are highlighted. Composites with a multi-layered structure based on «ceramic/carbon», «ceramic/ceramic», «ceramic/metal» systems have demonstrated to be promising materials. Layer widths with low/high Young modules, their ratio and arrangement have a significant impact on the strength parameters. High-temperature composites with a multi-layered structure can have a «graceful failure» mode and higher toughness as compared to particle reinforced ceramic composites.

Keywords: ceramic, composite materials, multi-layered structure, toughness, graceful fracture mode, strength, oxidation.

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials» State Research Center of the Russian Federation]; e-mail: admin@viam.ru

Введение

Высокотемпературные материалы в настоящее время находят все большее применение в различных отраслях промышленности – энергетике, авиационно-космической, автомобильной и др. Однако в зависимости от их использования требования к данным материалам значительно отличаются. В данной статье рассмотрены перспективные конструкционные материалы авиационного назначения.

Для повышения КПД газотурбинных двигателей (ГТД) нового поколения требуются высокотемпературные материалы, обладающие балансом свойств – жаростойкостью, жаропрочностью, трещиностойкостью, высоким сопротивлением ползучести и др. [1, 2].

Современные жаропрочные никелевые сплавы (ЖНС) достигли своего температурного предела: ~ 1200 °С. Дальнейшее легирование ЖНС, применение еще более сложной системы охлаждения не позволяют существенно повысить максимальную рабочую температуру деталей горячего тракта ГТД [3–6]. В связи с этим повышение рабочей температуры наиболее теплонагруженных узлов и деталей турбины ГТД, камеры сгорания возможно за счет применения более высокотемпературных материалов [7–9].

Компанией General Electric (США) впервые была продемонстрирована возможность изготовления прототипа рабочей лопатки на основе сплава системы Nb–Si, полученной литьем по выплавляемым моделям [10]. В результате выполнения ряда европейских проектов (Ultmat, 2004–2008 г.; Nysop, 2010–2014 г.; Siltrans, 2009–2013 г.) показано изготовление и других теплонагруженных деталей ГТД на основе тугоплавких металлов [11–13]. В частности, методом инъекционного литья порошковых гранул состава, % (атомн.): Nb–20Si–23Ti–6Al–3Cr–4Hf, с последующим горячим изостатическим прессованием (ГИП) получены прототипы сектора турбины высокого давления (ТВД). Методом жидкофазного силицирования под давлением пористого каркаса из молибдена были получены статорные лопатки и другие высокотемпературные изделия.

Начиная с 2013 г. (с периодичностью один раз в три года) специально проводятся конференции Beyond Nickel-Based Superalloys (Bad Berneck, Германия, 2013 г.; Cambridge, Великобритания, 2016 г.; Nara, Япония, 2019 г.), на которых заслушиваются доклады, посвященные разработке перспективных высокотемпературных материалов для изготовления наиболее теплонагруженных деталей ГТД – в частности, жаропрочных сплавов на кобальтовой основе, на основе систем Mo–Si–B, Nb–Si и др. Отдельная сессия на конференции выделена для обсуждения относительно нового направления, а именно создания высокоэнтропийных сплавов. Более подробную информацию по данным сплавам можно найти в работах [14, 15].

Следует отметить, что легирование сплавов на основе тугоплавких металлов кремнием, бором и другими элементами заметно повышает их жаростойкость. Однако длительный ресурс работы (в течение нескольких тысяч часов) при высоких температурах в условиях длительного воздействия продуктов сгорания топлива (O_2 , N_2 , CO_2 , H_2O и др.) может быть достигнут только в случае разработки специальных антиокислительных покрытий, обладающих также высокой стойкостью к резким теплосменам, попаданию посторонних предметов, фазовой и химической стабильностью, необходимой химической стойкостью к присутствующим в газе частицам серы, ванадия, кальций-магний-алюмо-силикатам (CMAS) и рядом других свойств [16].

Важно подчеркнуть, что при удовлетворительной жаростойкости сплавы на основе системы Mo–Si–B с покрытием обладают пока недостаточной трещиностойкостью, и, напротив, при удовлетворительной трещиностойкости сплавы на основе системы Nb–Si с современными антиокислительными покрытиями обладают, в частности, недостаточной жаростойкостью для их применения в ГТД.

Керамические материалы, прежде всего на основе SiC, Si_3N_4 , $MoSi_2$, обладают высоким сопротивлением окислению и жаропрочностью при температуре >1200 °С, однако вследствие низких значений коэффициента интенсивности напряжений на уровне $K_{Ic} = 3–9$ МПа $\sqrt{м}$ не обеспечивают достаточную надежность деталей и сборочных единиц ГТД [17–19]. По некоторым оценкам, для наиболее теплонагруженных статических деталей ГТД значение K_{Ic} должно составлять не менее 15 МПа $\sqrt{м}$, а для роторных деталей – не менее 20 МПа $\sqrt{м}$ [17, 20]. Одним из возможных способов повышения трещиностойкости керамических материалов до требуемого уровня является армирование непрерывными керамическими волокнами с интерфазным покрытием,

которые обладают высоким уровнем физико-механических свойств – в частности, окислительной стойкостью, термохимической и термомеханической совместимостью с матричным материалом во всем диапазоне рабочих температур.

Ранее на стенде компании Pratt & Whitney (США) были успешно проведены термоциклические испытания образцов из керамического композиционного материала (ККМ) типа SiC/(MoSi₂–Si₃N₄) с общим количеством $N=500$ циклов по режиму (20↔1500 °С), показавшие перспективность изготовления на его основе секторов ТВД [21, 22].

В компании General Electric изготовлены сектора ТВД из композиционного материала типа SiC/SiC марки HiPerComp на основе высококачественного SiC-волокна, которые уже внедрены в конструкции ГТД семейства LEAP. В ГТД семейства GE9X из ККМ будут изготовлены жаровые трубы, сопловые аппараты, сектора ТВД, а для более перспективных ГТД – рабочие лопатки турбин низкого давления (ТНД) с защитным покрытием [23]. Таким образом, для применения ККМ типа SiC/SiC при температуре >1200 °С в конструкции ГТД ключевым вопросом остается получение SiC-волокон с высоким уровнем физико-механических свойств в широком диапазоне температур, определяемое, в частности, низким содержанием в них кислорода [24].

При температуре >1200 °С армирование керамической матрицы углеродными волокнами перспективно только для короткоресурсных изделий в случае защиты от окисления ККМ с помощью антиокислительных покрытий. Однако при более низких рабочих температурах возможно успешное внедрение и в конструкции ГТД, например в виде некоторых элементов выходного устройства и др. [25].

На основе ККМ с оксидной матрицей, армированной волокнами Al₂O₃ марки NextelTM610, в аэрокосмическом центре DLR (Германия) были изготовлены и испытаны прототипы камеры сгорания, в которой максимальная рабочая температура достигала ~1200 °С [26]. Дальнейшее повышение температуры, по-видимому, возможно в случае применения еще более высокотемпературных оксидных волокон с низкой скоростью ползучести и специального градиентного теплоизоляционного слоя (от англ. *friable graded insulation* – FGI) толщиной ~(3–4) мм на поверхности ККМ [27, 28].

Многослойные композиционные керамические материалы типа «керамика/углеродный материал» и «керамика/керамика»

Обзор научно-технической литературы показывает, что квазипластичное (нехрупкое) разрушение керамических материалов с рабочей температурой >1200 °С может быть достигнуто не только в результате их армирования высококачественными непрерывными волокнами. Актуальность поиска альтернативных способов повышения трещиностойкости керамических материалов обусловлена еще и тем, что стоимость, например, SiC-волокон последнего (третьего) поколения с содержанием кислорода <0,3% (по массе) до сих пор высока и составляет несколько тысяч евро за 1 кг [29]. В связи с этим все большее распространение получают высокотемпературные композиционные материалы, изготовленные по более простым технологическим процессам и при использовании доступных и более дешевых сырьевых материалов.

Разработка высокотемпературных керамических материалов, обладающих одновременно высокой прочностью и трещиностойкостью, базируется на стремлении воспроизвести структуру природных объектов, таких, например, как раковины моллюсков, костная и зубная ткань, рыбная чешуя и др. Данные материалы имеют сложную иерархическую структуру, состоящую из мельчайших фибрилл/пластин, разделенных тонким пластичным/пористым слоем [30].

Под руководством В.В. Clegg в Кембриджском университете был разработан материал, состоящий из чередующихся карбидокремниевых слоев SiC толщиной 150–200 мкм и пористых графитовых слоев микронной толщины с более низким модулем упругости [31]. Порошковую смесь на основе SiC смешивали со спекающей добавкой бора и полимерным связующим, далее формировали тонкие слои, на которые затем напыляли слой коллоидного графита. Полученный пакет подвергали холодному прессованию с последующим пиролизом и свободным спеканием при $T=2040$ °С в атмосфере аргона. Из полученного многослойного SiC-материала была изготовлена сегментная камера сгорания высотой $h=250$ мм с антиокислительным SiC-покрытием толщиной 120 мкм.

Испытания на трехточечный изгиб показали, что характер разрушения многослойного ККМ существенно отличается от характера разрушения, типичного для образцов из SiC-керамики. Поверхность разрушения многослойных образцов ККМ имеет четко выраженный «ступенчатый» излом. На начальном этапе испытания на изгиб зародившаяся в керамическом слое трещина имеет малый радиус кривизны вершины. Развитие такой «острой» трещины происходит до межфазной границы, где начинается локальное расслоение сдвигом. Подобное локальное расслоение можно геометрически моделировать как «затупление» вершины трещины, что вызывает падение концентрации напряжений и возможную остановку процесса разрушения на межфазной границе.

При дальнейшем повышении изгибного напряжения происходит отклонение траектории движения трещины вдоль межфазной границы, а это требует дополнительных затрат энергии на ее развитие и образование новых трещин в последующих слоях. Полученные в работе [32] результаты показали, что для многослойного ККМ на основе SiC наблюдаются практически четырехкратное увеличение значения K_{Ic} (с 3,6 до 15,0 МПа $\sqrt{м}$) и многократное увеличение удельной эффективной работы разрушения γ_F (с 28 до 4625 Дж/м²), по сравнению с соответствующими значениями, полученными на образцах из монолитной SiC-керамики.

Проведенные термоциклические испытания многослойных образцов ККМ размером 12×3×100 мм по режиму (5 мин нагрев↔5 мин охлаждение) и огневые испытания камеры сгорания (КС) в потоке продуктов сгорания топлива при $T_{max}=1523$ °С показали, что материал не теряет своей прочности после 500 циклов. Сегменты КС из ККМ сохранили целостность после огневых испытаний в отличие от секторов КС, изготовленных из монолитной SiC-керамики [33]. Внешний вид камеры сгорания из многослойного SiC-материала приведен на рис. 1.



Рис. 1. Камера сгорания, изготовленная из SiC-материала с многослойной структурой

В табл. 1 приведены данные научно-технической литературы по свойствам многослойных ККМ на основе различных высокотемпературных соединений. Основными методами консолидации ККМ являются: метод горячего прессования (ГП), искрового

плазменного спекания (ИПС), свободного спекания и др. В качестве исходных порошков наиболее часто используют промышленно выпускаемые керамические порошки микронных (субмикронных) размеров. Основными методами формирования тонких керамических слоев являются: электрофоретическое осаждение, различные виды литья керамических масс (метод пленочного литья, литье замораживанием, гелевое литье) и др. Условия спекания ККМ с многослойной структурой аналогичны параметрам спекания монолитных керамических материалов схожего состава.

Важно отметить, что, несмотря на определенные ограничения, характерные для вышеприведенных методов спекания, образцы из ККМ с многослойной структурой могут быть получены не только в виде пластин, но и в виде более сложных профильных изделий (изогнутых сегментов с отверстиями, труб и т. д.).

Таблица 1

Свойства многослойных композиционных керамических материалов

Тип ККМ	Толщина слоев	Методы получения	Плотность, г/см ³	Пористость, %	Прочность, МПа**	Трещиностойкость, МПа√м	Источник
(HfC–SiC)/C	80 мкм (HfC–SiC); 15 мкм (C)	ГП, 1950 °С, 30 МПа	99% от теор. плотности	–	326±23	9,09±0,51 (1037±86)*	[34]
(ZrB ₂ –SiC)/C	300 мкм (ZrB ₂ –SiC); 30 мкм (C)	ГП, 1900 °С, 30 МПа	5,25	–	371±24	10,7±0,3	[35]
AlN/BN	130 мкм (AlN); 13 мкм (BN)	ГП, (1750–1850) °С, 30 МПа	3,1	1,0	387	9,1	[36]
Si ₃ N ₄ +SiC _{нк} / BN+Al ₂ O ₃	120 мкм (Si ₃ N ₄ +SiC _{нк}); 20 мкм (BN+Al ₂ O ₃)	ИПС, 1650 °С, 22 МПа	3,18	–	600	3500*	[37]
Примечание. SiC _{нк} – нитевидные кристаллы SiC; ГП – метод горячего прессования; ИПС – метод искрового плазменного спекания.							
* Значение удельной эффективной работы разрушения γ_F , Дж/м ² .							
** Прочность при изгибе определена методом трехточечного изгиба.							

Данные, представленные в табл. 1, показывают, что многослойные ККМ имеют широкий разброс значений коэффициента интенсивности напряжений K_{1c} , однако в среднем они в $\sim(1,5–2,5)$ раза превышают соответствующие значения для монолитных керамик схожего состава. Значения γ_F возрастают в несколько десятков и даже сотен раз. Способствует повышению значения γ_F введение нитевидных кристаллов SiC в состав многослойных ККМ. Напротив, значения прочности при изгибе, как правило, на 15–40% меньше соответствующих значений для керамических образцов, не содержащих слои на основе C, BN. Заметное влияние на прочностные свойства оказывают толщина слоев с высоким и низким модулями упругости, а также их отношение и взаимное расположение.

Авторами работы [38], в частности, установлено, что увеличение толщины и количества пористых углерод-керамических слоев приводит к более сложному механизму разрушения по сравнению с таковым для образцов из дисперсно-упрочненных ККМ. Исследовано также влияние толщины слоев на прочность образцов ККМ, микроструктура которых приведена на рис. 2. Установлено, что предел прочности при изгибе снижается с 410 до 250 МПа при увеличении толщины углеродкерамических слоев с 6 до 9 мкм. Из рис. 3 следует, что одновременно с изменением траектории распространения трещины наблюдается ее ветвление, что обеспечивает более высокое сопротивление процессу разрушения композиционного материала, по сравнению с дисперсно-упрочненным материалом аналогичного химического состава (выделенная область на рис. 3).

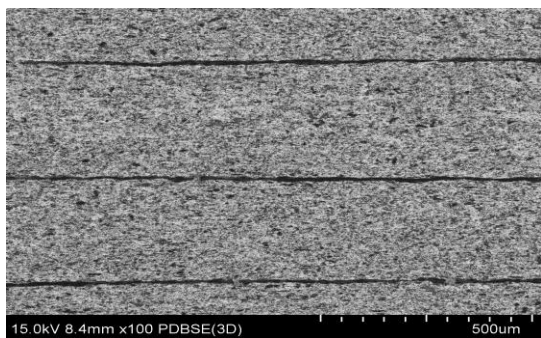


Рис. 2. Микроструктура образца многослойного ККМ

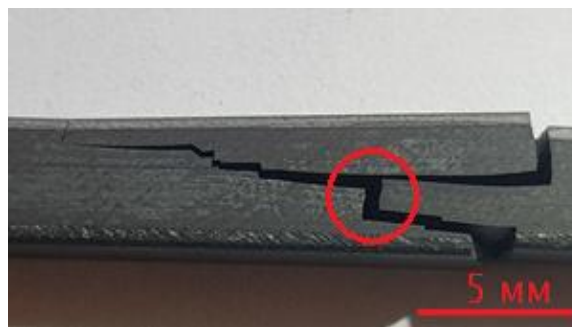


Рис. 3. Характер излома образца многослойного ККМ

В целом стоит отметить, что оптимальный баланс свойств «прочность–трещиностойкость» достигается при толщине керамических слоев $l_1=100\text{--}400$ мкм с высоким модулем упругости и при толщине керамических слоев $l_2=5\text{--}30$ мкм с низким модулем упругости.

К другому типу керамических композиционных материалов, получаемых по более простой технологии, чем ККМ типа SiC/SiC, можно отнести монолитные керамические материалы с волокнистой структурой (от англ. *fibrous monoliths* – FM), которые рассматриваются в качестве перспективного материала для изготовления, например, теплозащитных экранов в конструкции ГТД [39].

Нитридокремниевые волокна с BN-покрытием, по форме напоминающие итальянскую пасту, получают методом экструзии, затем выкладывают по определенной схеме и прессуют на установке горячего прессования в атмосфере N_2 (рис. 4).

В общем случае возможны различные керамические и металлокерамические системы в зависимости от условий применения – например, Si_3N_4/BN , $(ZrB_2\text{--}SiC)/C$, Al_2O_3/Ni , Al_2O_3/Mo и др., в которых для получения пористого слоя наиболее часто используют гексагональный BN, графит, а в качестве пластичного слоя – металлы Ni, Mo и др.

Отличительной особенностью ККМ этого типа является их высокая стойкость к резким теплосменам. Эксперименты по определению термостойкости методом погружения в воду при температуре $20\text{ }^\circ\text{C}$ образцов композита Si_3N_4/BN , нагретых до определенной температуры, показали, что материал сохраняет не только 90% от исходной прочности при разности температур $\Delta T=800\text{ }^\circ\text{C}$, но и проявляет нехрупкий характер разрушения даже после термоудара с перепадом температур вплоть до $\Delta T=1400\text{ }^\circ\text{C}$ [40]. Характер излома образца после испытаний на изгиб, предварительно подвергнутого резкой теплосмене, приведен на рис. 5.

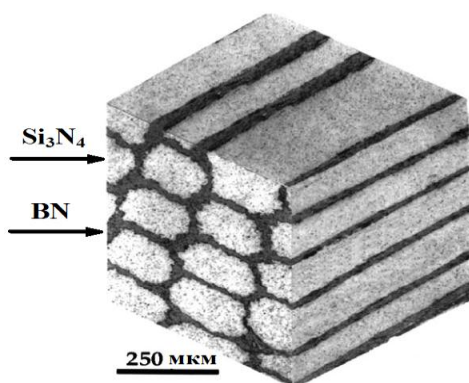


Рис. 4. Микроструктура волокнистого керамического композиционного материала типа Si_3N_4/BN

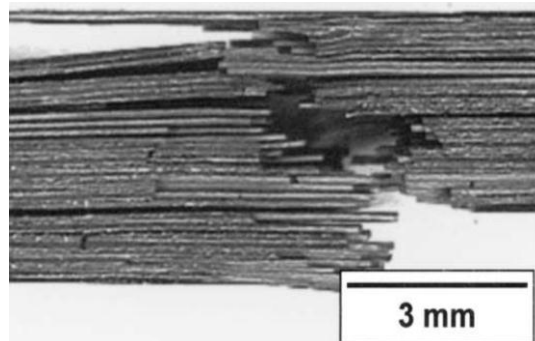


Рис. 5. Характер излома образца волокнистого ККМ типа Si_3N_4/BN после испытаний на термоудар

Дополнительно проведены термоциклические испытания образцов материала состава $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{BN}$ в потоке продуктов сгорания топлива. Режим предусматривал быстрый их нагрев в течение 15 с до температуры 925 °С, выдержку в течение 30 с и последующее охлаждение. Установлено, что после 500 циклов на образцах наблюдаются дефекты вследствие окисления BN-слоя. Это свидетельствует о необходимости применения антиокислительного покрытия, а также корректировки состава BN-слоя для повышения его окислительной стойкости.

Авторы работ [41, 42] отмечают, что высокие значения коэффициента интенсивности напряжений K_{Ic} и удельной эффективной работы разрушения γ_F обусловлены тем, что торможение разрушения в монокристаллических керамических материалах с волокнистой структурой достигается вследствие реализации сразу нескольких основных механизмов: «затупления» вершины трещины на межфазной границе (*crack blunting*); расслоения материала (*delamination*); изменения траектории движения трещины (*crack deflection*) и ее ветвления (*crack delamination/branching*); скольжения волокнистых структур относительно друг друга (*sliding*).

Для ККМ данного типа установлено, что с увеличением толщины пористого слоя до определенного значения наблюдается рост значений K_{Ic} и γ_F с одновременным снижением прочности при изгибе. Увеличение толщины волокнистых структур, напротив, способствует повышению его прочности при изгибе [43]. Некоторые физико-механические свойства материала марки Sinboron состава $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{BN}$, полученные на начальном этапе его разработки, приведены в табл. 2. Для сравнения там же представлены характеристики горячепрессованного материала на основе Si_3N_4 .

Таблица 2

Физико-механические свойства материала марки Sinboron и горячепрессованного материала на основе Si_3N_4 [44]

Тип материала	Плотность, г/см ³	Модуль упругости, ГПа	Удельная эффективная работа разрушения, Дж/м ²	Прочность при изгибе, МПа
Si_3N_4	3,27	318	<100	832±46
Sinboron	3,09	276	5940±134	416±34

Как следует из данных работы [39], повышение прочности при изгибе до значения 550–580 МПа стало возможным после корректировки технологического процесса, а именно: удаления временного связующего, оптимизации параметров процесса прессования, а также введения дополнительного процесса экструзии, позволившего получить еще более сложную двойную ячеистую структуру. Микроструктура материала с различным размером элементарных ячеек приведена на рис. 6.

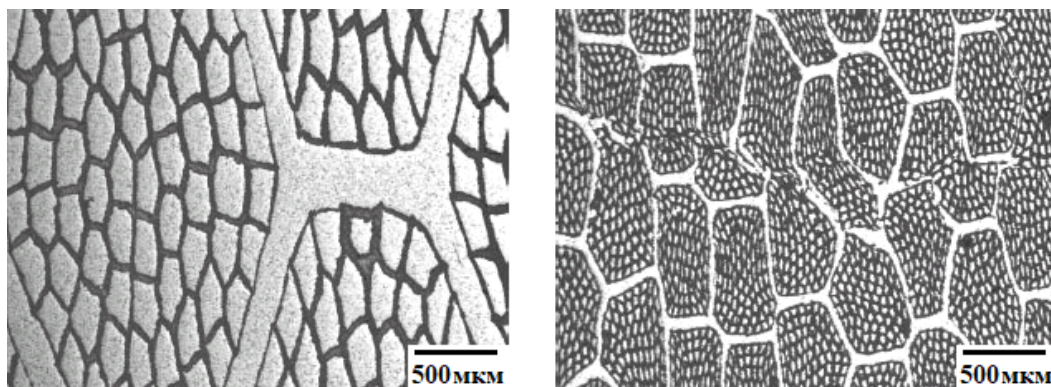


Рис. 6. Возможные варианты микроструктуры монокристаллического материала с волокнистой структурой состава $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{BN}$, полученного с применением двухстадийного процесса экструзии

Авторы работы [39] отмечают, что материал с еще более сложной ячеистой структурой также проявляет нехрупкий характер разрушения при испытании на четырехточечный изгиб вследствие реализации механизмов, описанных ранее.

Анализ научно-технических литературных источников [45, 46] показывает, что высокая энергоемкость процесса разрушения может быть реализована и на других высокотемпературных материалах, имеющих, например, спиралевидную структуру или структуру, напоминающую срез дерева в виде концентрических слоев. Связано это с тем, что при закручивании развивающейся трещины в спираль требуется дополнительная затрата энергии. Применение данного подхода к формированию структуры материала на основе Si_3N_4 с концентрическими слоями ($\text{BN}+\text{Si}_3\text{N}_4$) и ($\text{BN}+\text{Al}_2\text{O}_3$) позволило увеличить значение K_{Ic} с 9 до 19,5–22 МПа $\sqrt{\text{м}}$ [46]. Кроме того, максимальное значение коэффициента интенсивности напряжений K_{Ic} достигается при толщине слоев $l_1=230\text{--}430$ мкм для материала на основе Si_3N_4 и при толщине слоев $l_2=(12\text{--}15)$ мкм – на основе BN.

Многослойные композиционные материалы типа «керамика/металл»

Применение смесей из металлических и керамических порошков для получения многослойных композиционных материалов приводит к невысоким значениям коэффициента интенсивности напряжений – на уровне $K_{Ic}=4\text{--}8$ МПа $\sqrt{\text{м}}$. Более высокие показатели K_{Ic} можно наблюдать при армировании керамической матрицы металлическими волокнами (проволоками), причем повышение его значения до уровня ~ 15 МПа $\sqrt{\text{м}}$ достигается как при переходе от рубленых волокон к волокнам непрерывной длины, так и в случае увеличения их диаметра [47].

Из данных табл. 3 следует, что наиболее высокие показатели трещиностойкости на уровне $K_{Ic}=12\text{--}20$ МПа $\sqrt{\text{м}}$ достигаются в случае применения металлических фольг, обладающих изначально высоким уровнем пластической деформации, по сравнению со слоями, получаемыми в процессе спекания из металлических порошков.

Анализ научно-технических литературных источников [48, 49] показывает, что, независимо от типа армирующего металлического наполнителя, для КМ данного типа присущи определенные сложности, связанные с их получением и длительной эксплуатацией при высоких температурах. Перечислим основные из них.

Во-первых, для создания плотных керамических материалов традиционными методами спекания необходимы более высокие температуры, по сравнению с металлическими материалами. Как правило, для спекания керамических порошков с высокой окислительной стойкостью требуются температуры >1800 °С. Для совмещения температуры спекания металлических и керамических слоев в композиционном материале необходимо применение специальных спекающих добавок, позволяющих на несколько сотен градусов снизить температуру проведения процесса спекания.

Для разработки КМ на основе системы «керамика/металл» наиболее перспективными являются методы, изначально предусматривающие получение КМ при относительно низких температурах. К таким методам можно отнести метод искрового плазменного спекания, метод инфильтрации полимерного прекурсора с последующим пиролизом (от англ. PIP – *polymer (precursor) infiltration and pyrolysis*) и др.

Метод горячего прессования также применяют для получения КМ с многослойной структурой, однако более низкая скорость нагрева, по сравнению с методом ИПС, и длительная выдержка при максимальной температуре спекания приводят к образованию реакционного слоя толщиной в несколько десятков микрометров, что неизбежно вызывает охрупчивание материала вследствие образования новых керамических соединений на межфазной границе.

Во-вторых, для разработки высокотемпературных материалов на основе системы «керамика/металл» в качестве металлического армирующего наполнителя наиболее часто используют тугоплавкие металлы (Nb, Mo, Ta, W), которые в процессе горячего прессования активно взаимодействуют с керамической матрицей. Как следует из табл. 3, толщина реакционного слоя после проведения процесса спекания может достигать нескольких десятков микрометров. В связи с этим для снижения термохимического взаимодействия металла с керамикой и стабилизации образующегося переходного слоя при длительных высокотемпературных выдержках возможны следующие подходы: применение низкотемпературных методов получения КМ, предусматривающих минимальную выдержку при максимальной температуре консолидации; формирование барьерного слоя на границе раздела «металл–керамика»; снижение общей реакционной способности керамического слоя по отношению к металлической фольге за счет введения в его состав, например, инертного наполнителя и др.

В-третьих, как было показано ранее, условия работы наиболее теплонагруженных узлов и деталей ГТД предусматривают резкие теплосмены. Это обстоятельство накладывает жесткие условия на термомеханическую совместимость, т. е. максимально возможную близость значений температурных коэффициентов линейного расширения (ТКЛР) керамического, металлического и переходного слоев.

В-четвертых, металлические слои на основе тугоплавких металлов обладают низкой окислительной стойкостью. В связи с этим, для обеспечения длительного ресурса работы изделий из КМ с многослойной структурой в течение нескольких тысяч часов, необходима разработка защитных комплексных покрытий.

Таблица 3

Свойства многослойных композиционных материалов (КМ) системы «керамика/металл»

Тип КМ	Толщина слоев	Метод и технологические параметры получения	Прочность, МПа	Трещиностойкость, МПа $\sqrt{м}$	Толщина реакционного слоя, мкм	Источник
Nb/MoSi ₂ (плотность –94% от теор.)	Nb-фольга (200 мкм)	ГП, 1350 °С, 30 МПа	310	–	20	[49]
Ti/(ZrB ₂ -SiC _w)	Ti-фольга (50 мкм)	ИПС, 1600 °С, 30 МПа	621±10* (3 т.)	15,30±0,7 (SENB); (1735±10)**	20	[50]
Mo/(ZB ₂ +SiC)	Mo-слой из Mo-порошков	ИПС, 1600 °С, 40 МПа	451±20	7,52±0,43 (SENB)	–	[51]
Nb/(HfB ₂ +SiC)	Nb-фольга, 100 мкм; (HfB ₂ +SiC) 350 мкм	ИПС, 1750 °С, 35 МПа	447±12	14,03±0,9 (SENB)	20	[52]

Примечание. SENB (single-edge notched beam tests) – испытание балки с односторонним надрезом.

* Прочность при изгибе определена методом трехточечного изгиба.

** Значение удельной эффективной работы разрушения γ_F .

Заключения

Таким образом, из проведенного анализа данных научно-технической литературы можно сделать следующие заключения.

1. Композиционные материалы с многослойной структурой на основе систем «керамика/керамика (углеродный материал)» и «керамика/металл» обладают более высокой трещиностойкостью и стойкостью к термическому удару по сравнению с монолитной керамикой, что дает основание рассматривать данный класс материалов в качестве перспективных высокотемпературных материалов конструкционного назначения.

2. Варьирование толщины слоев, а также регулирование отношения их толщины позволяет изменять значения прочности при изгибе и контролировать характер разрушения.

Библиографический список

1. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Светлов И.Л. Высокоэффективное охлаждение лопаток горячего тракта ГТД // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. №2 (47). С. 3–14. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-2-3-14.
2. Kablov E.N., Petrushin N.V., Parfenovich P.I. Design of castable refractory nickel alloys with polycrystalline structure // *Metal Science and Heat Treatment*. 2018. Vol. 60. No. 1–2. P. 106–114.
3. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Петрушин Н.В., Висик Е.М. Монокристаллический жаропрочный никелевый сплав нового поколения с низкой плотностью // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. №2 (35). С. 14–25. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-2-14-25.
4. Zhao J.-C., Westbrook J.H. Ultrahigh-temperature materials for jet engines // *MRS Bulletin*. 2003. No. 9. P. 622–627.
5. Harada H. High Temperature Materials for gas turbines: the present and future // *Proceedings of the International Gas Turbine Congress*. Tokyo, 2003. P. 1–9.
6. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. №1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
7. Mileiko S.T. High temperature molybdenum matrix composites // *Ceramics International*. 2018. Vol. 45. Is. 7. P. 9439–9443.
8. Kablov E.N., Zhestkov B.E., Grashchenkov D.V., Sorokin O.Yu. et al. Investigation of the oxidative resistance of high-temperature coating on a SiC material under exposure to high-enthalpy flow // *High Temperature*. 2017. Vol. 55. No. 6. P. 873–879. DOI: 10.7868/S0040364417060059.
9. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Вершков А.В. Редкие металлы и редкоземельные элементы – материалы современных и будущих высоких технологий // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-техн. журн*. 2013. №2. Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 04.12.2019).
10. Bewlay B.P., Jackson M.R., Zhao J.-C., Subramanian P.R. A review of very-high-temperature Nb silicide-based composites // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2003. Vol. 34A. No. 10. P. 2043–2052.
11. Iždinsky K., Senčerkova L., Simančík F. et al. Mo/Mo silicide composites prepared by pressure-assisted reactive infiltration // *Kovove Materialy*. 2015. No. 53. P. 391–397.
12. Seemüller H.Ch.M. Evaluation of Powder Metallurgical Processing Routes for Multi-Component Niobium Silicide-Based High-Temperature Alloys: thesis, PhD. Karlsruhe Institut für Technologie, 2016. 177 p.
13. Drawin S., Justin J.F. Advanced Lightweight Silicide and Nitride Based Materials for Turbo-Engine Applications // *Aerospacelab*. 2011. Is. 3. P. 1–12.
14. Мурашева В.В., Щетанов Б.В., Севостьянов Н.В., Ефимочкин И.Ю. Высокотемпературные Mo–Si композиционные материалы (обзор) // *Конструкции из композиционных материалов*. 2014. №2 (134). С. 24–35.
15. Трофименко Н.Н., Ефимочкин И.Ю., Большакова А.Н. Проблемы создания и перспективы использования жаропрочных высокоэнтропийных сплавов // *Авиационные материалы и технологии*. 2018. №2 (51). С. 3–8. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-2-3-8.
16. Perepezko J.H., Sossaman T. A., Taylor M. Environmentally Resistant Mo–Si–B-Based Coatings // *Journal of Thermal Spray Technology*. 2017. Vol. 26. P. 929–940.
17. Roode M.V. Ceramic gas turbine development: need for a 10 year plan // *Journal of Engineering for gas Turbine and Power*. 2010. Vol. 132. No. 1. P. 1–7.
18. Nozhnitsky Y.A., Fedina Y.A., Rekin A.D. et al. Development and investigation of ceramic parts for gas-turbine engines // *International Gas Turbine and Aeroengine Congress and Exhibition*. Orlando, Florida, 1997. P. 1–8.

19. Nozhnitskiy Y.A., Fishgoyt A.V., Fedina Y.A. et al. Development of methods and experimental investigation of ceramic, carbon-carbon and other composite materials structural Strength at Ultra-High Temperature. 1998. URL: https://archive.org/details/DTIC_ADA349444/mode/1up (дата обращения: 03.01.2020).
20. Bewlay B.P., Jackson M.R., Gigliotti M.F.X. Niobium Silicide High Temperature In Situ Composites // *Intermetallic Compounds – Principles and Practice*. 2002. Vol. 3: Progress. P. 541–560.
21. Hebsur M.G. MoSi₂-base composites // *Handbook of Ceramic Composites*. Boston, MA: Springer, 2005. P. 173–196.
22. Petrovic J.J. High-temperature structural silicides // *Proceedings of 21st Annual conference on composites, advanced ceramics, materials and structures*. USA, 1997. P. 3–17.
23. Corman S.G., Luthra K.L. Development history of GE's prepreg melt infiltrated ceramic matrix composite material and application // *Comprehensive Composite Materials II*. 2018. Vol. 5. P. 325–328.
24. Klemm H., Kunz W., Wamser T. et al. Hot gas stability of various ceramic matrix composites // *Advances in High Temperature Ceramic Matrix Composites and Materials for Sustainable Development*. 2017. Vol. 263. P. 253–260.
25. Bansal N.P., Lamon J. *Ceramic matrix composites: materials, modeling and technology*. Wiley, 2015. 715 p.
26. Behrendt T., Hackemann S., Mechnich P. et al. Development and test of oxide/oxide ceramic matrix composites combustor liner demonstrators for Aero-engines // *Journal of Engineering for Gas Turbines and Power*. 2016. Vol. 139. No. 3. P. 1–12.
27. Holmquist M., Lundberg R., Sudre O. et al. Alumina/alumina composite with a porous zirconia interphase – processing, properties and component testing // *Journal of the European Ceramic Society*. 2000. Vol. 20. P. 599–606.
28. Roode M.V., Bhattacharya A.K. Durability of Oxide/Oxide Ceramic Matrix Composites in Gas Turbine Combustors // *Journal of Engineering for Gas Turbines and Power*. 2013. Vol. 5. P. 1–9.
29. Schawaller D., Clauß B., Buchmeiser M.R. Ceramic Filament Fibers – A Review // *Macromolecular Materials and Engineering*. 2012. No. 297. P. 502–522.
30. Porter M.M., Mckittrick J. It's tough to be strong: Advances in bioinspired structural ceramic based materials // *American Ceramic Society Bulletin*. 2014. Vol. 93. No. 5. P. 18–24.
31. Clegg W.J., Kendall K., Alford N.M.N. et al. A simple way to make tough ceramics // *Nature*. 1990. Vol. 347. No. 10. P. 455–457.
32. Clegg W.J. The fabrication and failure of laminar ceramic composites // *Acta Metallurgica et Materialia*. 1992. Vol. 40. No. 11. P. 3085–3093.
33. Clegg W.J., Andrees G., Carlstrom E. et al. The properties of ceramic laminates // *Ceramic Engineering & Science Proceedings*. 1999. Vol. 20. No. 4. P. 421–426.
34. Xiang L., Cheng L., Shi L. et al. Laminated HfC–SiC ceramics produced by aqueous tape casting and hot pressing // *Ceramics International*. 2015. Vol. 41. Is. 10. Part B. P. 14406–14411.
35. Wei Ch., Yin K., Ji W. et al. Ablation behavior of laminated Graphite/ZrB₂-SiC ceramics in two different directions // *Ceramics International*. 2018. Vol. 44. Is. 13. P. 15674–15680.
36. Zhang T., Jin H., Wang Y., Jin Zh. The Mechanical Properties of AlN/BN Laminated Ceramic Composites // *Materials Science Forum*. 2008. Vol. 569. P. 97–100.
37. Li C., Huang Y., Wang C. et al. Mechanical properties and microstructure of laminated Si₃N₄+SiCw/BN+Al₂O₃ ceramics densified by spark plasma sintering // *Materials Letters*. 2002. Vol. 57. P. 336–342.
38. Шавнев А.А., Ваганова М.Л., Сорокин О.Ю., Евдокимов С.А., Житнюк С.В., Кузнецов Б.Ю. Влияние многослойной структуры на физико-механические свойства керамического композиционного материала на основе системы Si–B–Mo–C // *Физическая мезомеханика*. 2019. №1. С. 1–8.
39. Patterson M.C.L., Fulcher M., Halloran J., Singh R. Application of Sinboron fibrous monoliths for air breathing engine applications // *Proceedings of 41st Joint Propulsion Conference & Exhibition*. Tucson, Arizona, 2005. P. 1–7.

40. Koh Y.-H., Kim H.-W., Kim H.-E., Halloran J.W. Thermal shock resistance of fibrous monolithic $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{BN}$ ceramics // *Journal of the European Ceramic Society*. 2004. Vol. 24. P. 2339–2347.
41. Trice R.W., Halloran J.W. Elevated-temperature mechanical properties of silicon nitride/ boron nitride fibrous monolithic ceramics // *Journal of American Ceramic Society*. 2000. Vol. 83. No. 2. P. 311–316.
42. Koh Y.-H. Fibrous monolithic ceramics // *Ceramic-Matrix Composites: Microstructure, Properties and Applications*. Woodhead Publishing Limited, 2006. P. 9–32.
43. Guo H., Yoon D.-H., Shin D.-W. Prediction of Fracture Toughness in Fibrous Si_3N_4 Monolithic Ceramics // *Key Engineering Materials*. 2006. Vol. 317–318. P. 301–304.
44. Иванов Д.А., Ситников А.И., Шляпин С.Д. Дисперсно-упрочненные волокнистые и слоистые неорганические композиционные материалы: учеб. пособие. М.: МГИУ, 2010. 228 с.
45. Krstic Z., Krstic V. D. Fracture toughness of concentric Si_3N_4 -based laminated structures // *Journal of American Ceramic Society*. 2009. Vol. 29. P. 1825–1829.
46. Show L., Abbaschian R. Toughening MoSi_2 with niobium metal-effects of morphology of ductile reinforcements // *Journal of Materials Science*. 1995. Vol. 30. P. 849–854.
47. Mainzer B., Lin C., Frieß M. et al. Novel ceramic matrix composites with tungsten and molybdenum fiber reinforcement // *Journal of the European Ceramic Society*. 2020. Vol. 31. P. 254–268. DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2019.10.049.
48. Ваганова М.Л., Ерасов В.С., Сорокин О.Ю., Ефимочкин И.Ю., Кузнецов Б.Ю. Исследование структуры и свойств многослойного композиционного материала на основе системы «высокотемпературная керамика–тугоплавкий металл» // *Перспективные материалы*. 2019. №9. С. 15–23.
49. Lee S.P., Lee J.K., Son I.S., Bae D.S. Fabrication of Nb/ MoSi_2 laminate composites and their thermal shock properties // *Journal of Ceramic Processing Research*. 2013. Vol. 14. No. 2. P. 206–209.
50. Bai Y., Ma Y., Sun M. et al. Strong and tough ZrB_2 materials using a heterogeneous ceramic–metal layered architecture // *Journal of American Ceramic Society*. 2019. Vol. 102. No. 9. P. 5013–5019.
51. Wang H., Wang C. Preparation and mechanical properties of laminated zirconium diboride/molybdenum composites sintered by spark plasma sintering // *Frontiers of Materials Science China*. 2009. Vol. 3. No. 3. P. 273–280. DOI: 10.1007/s11706-009-0050-z.
52. Bai Y., Sun M., Cheng L., Fan S. Developing high toughness laminated HfB_2 - SiC ceramics with ductile Nb interlayer // *Ceramics International*. 2019. Vol. 45. P. 20977–20982.