06

Керамический композит на основе карбида кремния, армированного молибденовой проволокой

© С.Л. Шикунов,[1,2] А.В. Каледин,[1,2] Ю.Н. Зубарева,[1] Д.Г. Меликянц,[2] В.Н. Курлов[1,2]

[1] Институт физики твердого тела им. Ю.А. Осипьяна РАН,
142432 Черноголовка, Московская обл., Россия
[2] Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана
(национальный исследовательский университет),
105005 Москва, Россия
e-mail: kaledin@issp.ac.ru

Поступило в Редакцию 27 июля 2025 г.
В окончательной редакции 5 сентября 2025 г.
Принято к публикации 8 сентября 2025 г.

Карбид кремния и керамические материалы на его основе обладают уникальным сочетанием физических и химических свойств. Однако они имеют присущую им склонность к хрупкому разрушению, что ограничивает область их применения в конструкциях, воспринимающих растягивающие, изгибные и ударные нагрузки. Предложен новый подход для получения композитов с керамической SiC-матрицей, армированной молибденовой проволокой, который основан на силицировании пористой металлуглеродной основы. В результате взаимодействия расплава кремния с пористой углеродной заготовкой образуется связанный каркас из карбида кремния с остаточным углеродом и кремнием, а при контакте расплавленного кремния с поверхностью молибденовой проволоки формируется слой, состоящий из $MoSi_2$ и Mo_5Si_3. В процессе испытания образцов композитов на трехточечный изгиб было обнаружено квазипластическое разрушение. Молибденовая проволока выполняет роль барьера, предотвращающего распространение трещины в случае повреждения матрицы.

Ключевые слова: карбид кремния, молибденовая проволока, керамическая матрица, термическая стабильность.

DOI: 10.61011/JTF.2026.02.62288.150-25

Введение

Карбид кремния (SiC) обладает одним из самых уникальных сочетаний физических и химических свойств среди всех существующих в мире материалов. Керамика на основе карбида кремния имеет чрезвычайно высокую прочность, низкий коэффициент теплового расширения, термическую стабильность и превосходную стойкость к разрушению под действием напряжений при высоких температурах. Плотность SiC-керамики в зависимости от состава варьируется от 2.3 до 3.1 g/cm^3, что приблизительно на 30% меньше плотности керамики на основе оксида алюминия. Также керамика на основе SiC обладает высокой радиационной стойкостью и химической инертностью, что позволяет ей работать в окислительных и коррозионных средах даже при высоких температурах [1–4]. Благодаря своей высокой твердости, теплопроводности, износостойкости, химической и термической стойкости, близким к рекордным значениям, конструкционная керамика на основе SiC представляет большой интерес для широкого круга технических приложений в различных отраслях промышленности (системы бронезащиты, радиальные подшипники скольжения, торцевые уплотнения насосов для нефтяной и нефтегазовой промышленности, детали высокотемпературных печей, мишени для магнетронного напыления, кожухотрубчатые теплообменники для химической промышленности, сопла, высокотемпературные термопарные чехлы для металлургии, детали и компоненты газотурбинных двигателей и т.д.).

Однако высокая хрупкость керамики на основе SiC серьезно ограничивает ее применение в конструкциях, воспринимающих растягивающие, изгибные и ударные нагрузки, потому что, как правило, растрескивание является причиной выхода из строя деталей, изготовленных из SiC-керамики. Для расширения областей применения керамических материалов на основе SiC, а также для повышения надежности работы изделий из этой керамики в условиях высокого нагружения требуется повышение ударной вязкости и трещиностойкости, которые характеризуются способностью материала поглощать энергию удара и противостоять росту трещин [5–7].

Наряду с повышением прочности, введение дисперсных частиц оксидов [8,9], карбидов [10], боридов [9,11,12], металлов [13], силицидов [14], нитридов [12,15], углеродных нанотрубок [16] и т.п. в объем SiC-керамики различными методами позволяет частично повысить трещиностойкость за счет предотвращения распространения трещин.

Наиболее эффективным путем решения проблемы трещиностойкости и повышения эксплуатационных характеристик является разработка конструкционных ке-

рамических материалов, в которых свойства карбида кремния, выполняющего роль матрицы, сочетаются с инженерными преимуществами композитов, армированных непрерывными волокнами различного состава. В качестве материала армирующего компонента используются либо высокомодульные углеродные волокна, либо бескерновые SiC-волокна.

Композиты с керамической SiC-матрицей, армированной углеродным волокном (C_f/SiC-композиты) обладают хорошими трибологическими свойствами и используются в качестве подшипников качения и устройств раскрытия в аэрокосмических аппаратах, а также в системах торможения самолетов и поездов. Благодаря хорошей устойчивости к температурам волокон, особенно в условиях инертной среды, C_f/SiC-композиты прекрасно себя зарекомендовали в качестве тепловой защиты высокотемпературных аэрокосмических конструкций.

Бескерновые SiC-волокна, используемые в SiC_f/SiC-композитах, обладают высокой прочностью и модулем Юнга, радиационной стойкостью, высокой стойкостью к окислению, а также одинаковым с SiC-матрицей коэффициентом теплового расширения [17–19]. Благодаря уникальному сочетанию физико-химических свойств композиты с SiC-матрицей, армированной непрерывными SiC-волокнами, обладают высокой трещиностойкостью при температурах до 1400 °C. Стабильность свойств таких композитов при высоких температурах позволяет их использовать в высоконагруженных конструкциях, работающих в агрессивных средах в течение длительного времени. В частности, использование SiC_f/SiC-композитов в качестве материала неохлаждаемых лопаток и других элементов газотурбинных двигателей (ГТД) позволяет существенно повысить рабочую температуру ГТД и соответственно сильно повысить их КПД.

Благодаря высокой радиационной стойкости и жаропрочности использование SiC_f/SiC-композитов позволяет существенно поднять КПД атомных реакторов. Комбинация свойств таких композитов позволяет также рассматривать этот материал в качестве перспективного для использования в термоядерных энергетических установках с магнитной системой, позволяющей получать и удерживать горячую плазму [20–22].

В последнее время активно исследуются новые материалы, которые могут стать альтернативой C_f/SiC- и SiC_f/SiC-композитам. В частности, проявляется интерес к разработке композитов, в которых металлическая проволока используется для армирования керамической матрицы. Такие материалы могут изменить поведение композита при разрушении, сделав его более пластичным [23]. Кроме того, они обладают высокой прочностью и могут выдерживать нагрузки, которые не доступны обычной керамике.

В частности, молибденовая проволока имеет высокую температуру плавления и коррозионную стойкость, высокую прочность и пластичность. Проволока имеет относительно низкую стоимость, производится в промышленных масштабах и по сравнению с карбидокремниевыми и высокомодульными углеродными волокнами доступна в России, что делает ее перспективной и привлекательной для разработки высокотемпературных композиционных материалов.

Также при получении высокотемпературных композитов сложной геометрии с керамической матрицей на основе SiC существует проблема формообразования, так как процесс механической обработки керамики, в котором используются алмазные инструменты, является не только сложным, но и затратным [24]. Поэтому одной из актуальных задач является разработка методов, снижающих себестоимость изделий из композитов с твердой керамической матрицей.

Ранее авторами была опубликована работа [25], в которой продемонстрирована возможность получать металлокерамический композиционный материал путем жидкофазного силицирования пористых заготовок с закладными элементами из молибдена в виде проволоки. Полученные образцы высокотемпературного металлокерамического композита обладали псевдопластичным поведением при разрушении. Для демонстрации концепции за основу была взята SiC–Si–C-керамика с содержанием SiC около 49 vol. % и пределом прочности на изгиб 105 MPa. При армировании керамики проволокой молибдена диаметром 2 mm наблюдалось увеличение ее механической прочности. В настоящей работе приведены результаты работы по повышению механической прочности за счет увеличения доли SiC в матрице выше 60 vol. %. с одновременным снижением диаметра армирующих элементов до 1–1.5 mm.

Настоящая работа описывает получение и свойства высокотемпературного металлокерамического композита с псевдопластичным поведением при разрушении. Композиты получают путем силицирования пористых углеродных заготовок с внедренной в них Mo-проволокой.

1. Получение композитов с керамической матрицей на основе SiC, армированной Mo-проволокой

Способ получения металлокерамического композита основан на ранее разработанном в ИФТТ РАН методе получения керамических материалов на основе SiC [26]. Блок схема оригинального способа получения SiC-керамики приведена на рис. 1.

В качестве основы для получения пористых углеродных заготовок использовался порошок, который получали путем измельчения графита (производитель Технокарб, г. Челябинск, Россия) на щековой дробилке с последующей переработкой на молотковой мельнице. Затем мультифракционную смесь порошков просеивали на виброгрохоте со шнековым дозатором, чтобы разделить на более узкие фракционные диапазоны.

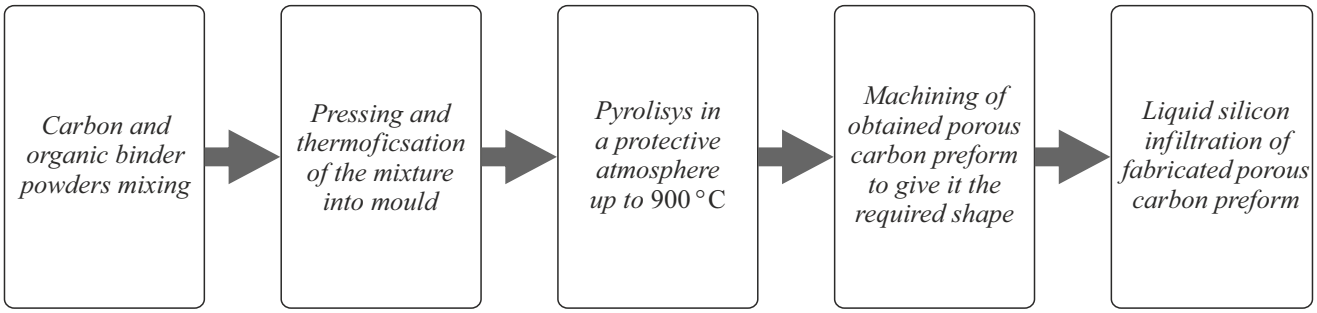


Рис. 1. Последовательность получения SiC–Si–C-керамики силицированием пористой углеродной матрицы.

Полученные узкие фракции смешивали в определенных соотношениях с полимерным термореактивным коксующимся связующим марки СФП-011Л при его доле не менее 20 mass %. Затем смесь прессовали и обжигали до температуры 900 °C. В результате получалась пористая углеродная основа, которую можно было обработать механически, чтобы придать ей форму, близкую к форме готового изделия.

Далее проводился процесс силицирования, в котором оптимальное соотношение скоростей пропитки и карбидообразования [27] определяется многими факторами: температурой, временем выдержки, скоростями нагрева и растекания кремния по углероду, скоростью зародышеобразования и роста кристаллов карбида кремния на поверхности углерода.

На начальном этапе силицирования в результате экзотермической реакции взаимодействия углерода с кремнием в течение нескольких секунд на поверхности графитовых частиц образовывалась оболочка, состоящая из первого тонкого барьерного слоя карбида кремния, который препятствовал дальнейшему быстрому проникновению кремния к оставшемуся в частицах углероду. После этого перед границей раздела расплав кремния–углерод происходила опережающая диффузия атомов кремния в твердой фазе углерода за фронтом кристаллизации первого карбидного слоя [28] и в течение 10–15 min формировался слой толщиной 10–15 μm, после чего рост практически прекращался. Образование оболочки, состоящей из карбида кремния, приводит к перекрытию пор в частицах графита и дальнейшему прекращению поступления расплава кремния в их объем. При дальнейшем увеличении времени выдержки образование SiC происходит с очень малой скоростью и полностью прекращается после достижения равновесия концентрации углерода в расплаве кремния.

На динамику реакции карбидообразования на поверхности графита большое влияние оказывает выбор марки графита, из которого получают порошки различных фракций для формирования углеродной основы. В зависимости от соотношения фракций, состава и количества органического связующего, а также технологических режимов прессования и термообработки углеродной заготовки метод позволяет в широком диапазоне изменять фазовый состав SiC–Si–C в зависимости от требований потребителей.

Для более точного предсказания соотношения фаз керамического материала SiC–Si–C и его плотности, а следовательно, и его прочности был использован ранее разработанный метод расчета фазового состава материалов, полученных силицированием углеродных матриц [29].

Для получения образцов композиционного материала на основе SiC с повышенной механической прочностью, армированного Mo-проволокой, были использованы порошки графита малых фракций (50–100 μm и менее 50 μm), что обеспечивает долю SiC в керамической матрице более 60 vol. %. Это происходит за счет того, что частицы графита малого размера почти полностью переходят в SiC, в то время как доля остаточного закапсулированного графита существенно снижается. Микроструктуры двух вариантов SiC-керамики, полученных с применением обозначенных порошков, приведены на рис. 2. В качестве основы SiC-матрицы композиционного материала с повышенной механической прочностью был выбран состав с использованием порошков углеродного наполнителя менее 50 μm, который после силицирования обеспечивает содержание SiC порядка 75 vol.% и предел прочности на изгиб 273 MPa.

Mo-проволока (Урал-Металл, Екатеринбург, Россия) внедрялась в пористую углеродную матрицу на этапе формования.

На рис. 3 показана схема изготовления образцов, армированных молибденовой проволокой диаметром 1.5 mm. В пресс-форму засыпали смесь из углеродных порошков и полимерного термореактивного коксующегося связующего. Затем поверхность порошка выравнивали. После этого на подготовленную поверхность в определенном порядке и с заданным шагом укладывали металлическую проволоку. Затем в пресс-форму добавляли еще одну порцию смеси из углерода и полимера и полученную смесь прессовали при давлении 15 MPa. Аналогичным образом были получены заготовки, армированные молибденовой проволокой диаметром 1.0 mm. Дальнейшие этапы обработки и силицирования заготовок совпадают с описанными в блок-схеме.

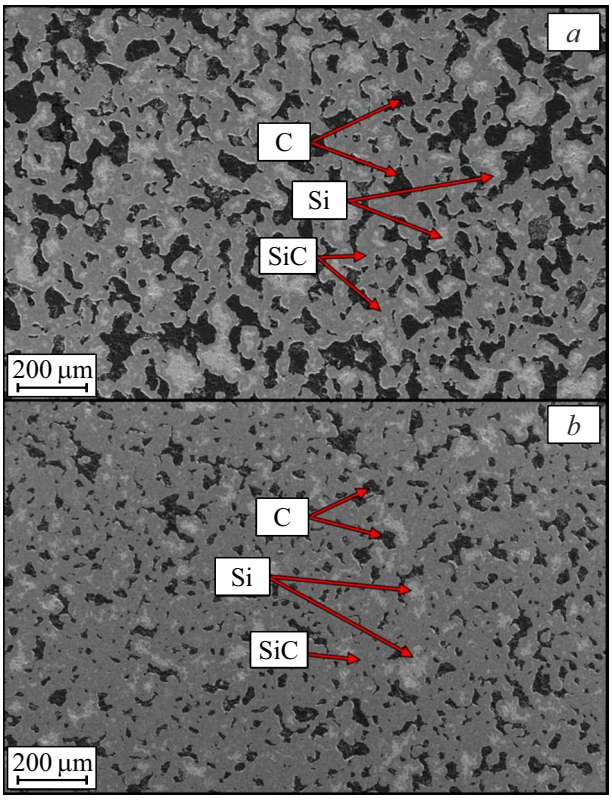


Рис. 2. Микроструктура SiC–Si–C-керамики, состоящей из: *a* — SiC — 60 vol.%, C — 30 vol.%, остальное Si; *b* — SiC — 75 vol.%, C — 15 vol.%, остальное Si.

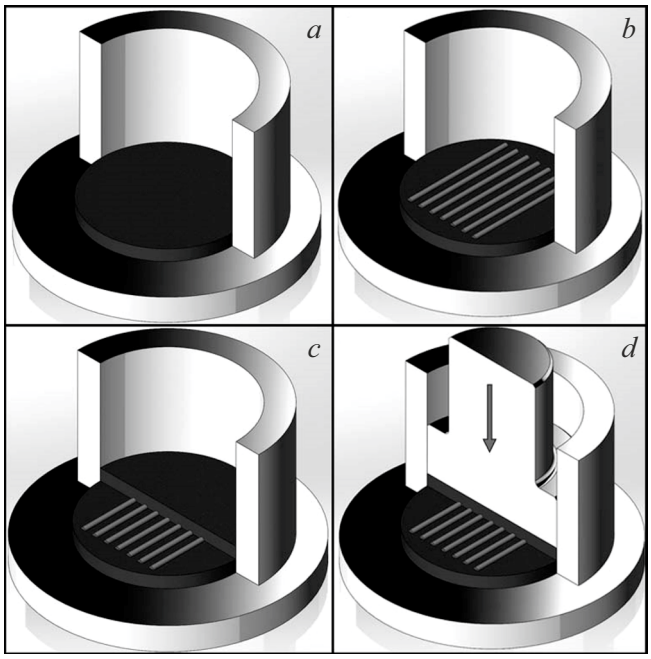


Рис. 3. Последовательность получения пористой углеродной заготовки, армированной Mo-проволокой: *a* — формирование первого слоя шихты в пресс-форме, *b* — размещение металлической проволоки, *c* — формирование второго слоя шихты, *d* — прессование заготовки.

Силицирование проводилось методом дождевания, когда кремний плавился в отдельной емкости, расположенной сверху металлоуглеродной заготовки, и далее стекал по ней вниз. Параллельно происходила как пропитка расплавом пористой углеродной основы, так и взаимодействие кремния с порошком графита в результате которого образовывался карбид кремния, а также реакция взаимодействия с поверхностью молибденовой проволоки, в результате чего между молибденом и керамической матрицей образовывался силицидный слой.

Исследование проводилось на образцах, в которых керамическая матрица плотностью 2.85 g/cm^3 состояла из SiC — 75 vol.%, C — 15 vol.%, остальное Si.

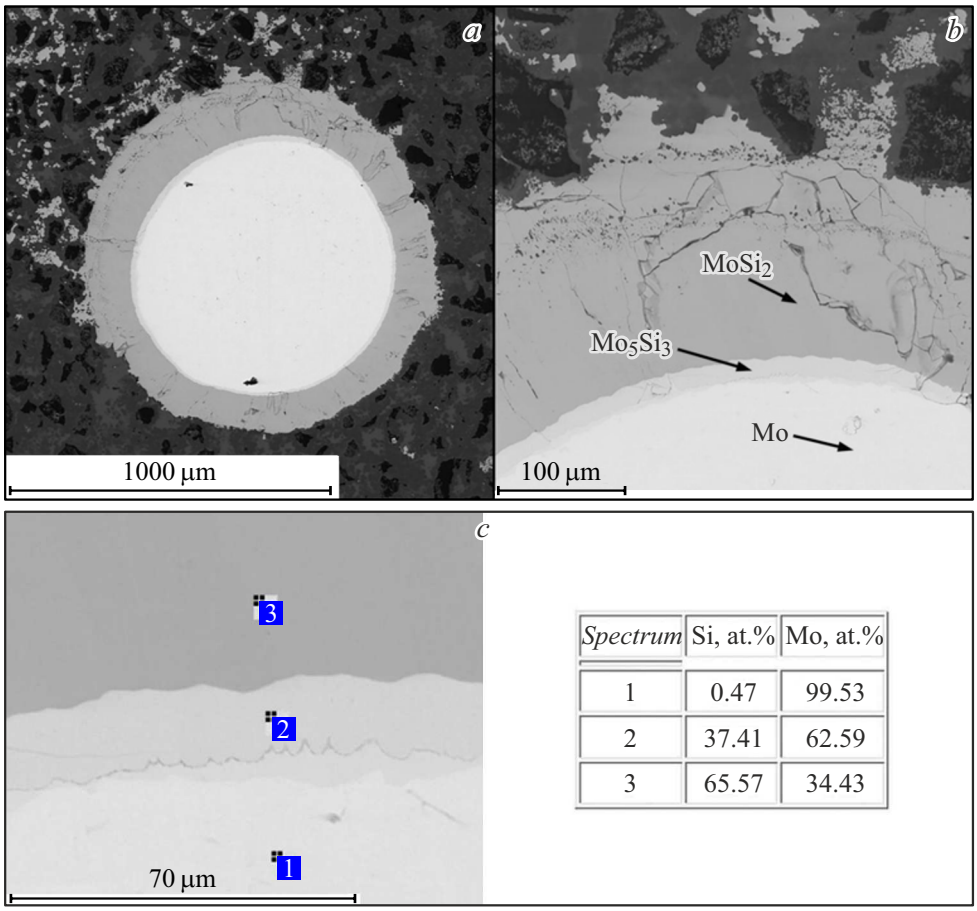
Стоит подчеркнуть, что после обработки расплавом кремния геометрические размеры пористых заготовок из углерода, в которые была внедрена металлическая проволока, изменяются незначительно, т. е. можно считать, что форма и размеры остаются прежними. Благодаря тому, что после взаимодействия с расплавом кремния не происходит усадки, можно получать детали сложной формы путем механической обработки мягкой углеродной заготовки. После пропитки кремнием получается керамическая деталь на основе SiC с минимальными припусками на механическую обработку.

Этот метод позволяет создавать композитные материалы на основе SiC-керамики, армированные Mo-проволокой. Такие материалы сохраняют преимущества керамики на основе SiC и одновременно обладают лучшей вязкостью разрушения благодаря армирующим элементам. Кроме того, Mo и его силициды потенциально могут повысить жаропрочность получаемых композитных материалов.

2. Фазовый состав и микроструктура полученных композитов

Анализ микроструктуры и элементного состава полученных композитов проводился на сканирующем электронном микроскопе высокого разрешения (1.3 nm при ускоряющем напряжении 20 kV, рабочем расстоянии 2 mm) с полевой эмиссией Carl Zeiss Supra 50 VP (Carl Zeiss, Дрезден, Германия) с системой микроанализа INCA Energy+.

На рис. 4 изображена микроструктура композита с матрицей на основе карбида кремния, армированной молибденовой проволокой. Анализ показывает, что в результате химической реакции расплава кремния с поверхностью молибденовой проволоки образуется слой силицидов, средняя толщина которого составляет 100–150 μm. Несмотря на то, что молибденовая проволока частично переходила в силициды, внутри она оставалась металлической и пластичной. Важно отметить, что дисилицид молибдена, составляющий основную часть этого слоя, образует прочную связь с



Spectrum	Si, at.%	Mo, at.%
1	0.47	99.53
2	37.41	62.59
3	65.57	34.43

Рис. 4. Микроструктура фрагмента композита с керамической матрицей SiC–Si–C, армированной Mo-проволокой (*a,b*); элементный анализ переходного участка металл–силицид–керамика (*c*).

керамической матрицей, обеспечивающую оптимальную работу композита. Между остаточным молибденом в проволоке и слоем $MoSi_2$ образуется существенно более тонкий по сравнению с дисилицидом слой низшего силицида Mo_5Si_3, что подтверждается данными элементного анализа. Эксперименты показывают, что в зависимости от температуры и времени термообработки можно изменять как суммарную толщину силицидов, так и соотношение слоев $MoSi_2$ и Mo_5Si_3. Следующим этапом работы мы предполагаем исследовать кинетику реакции образования силицидного слоя и ее анализ с целью прогнозирования изменения микроструктуры и свойств композита.

Учитывая, что ориентировочная толщина слоя силицидов составляет около $100-150\,\mu$m, использование диаметра армирующей проволоки $\leq 250\,\mu$m обеспечивает получение композита с керамической матрицей, армированной непрерывными волокнами силицида молибдена (или силицидов других жаропрочных металлов в случае использования для армирования, например, проволоки ниобия или вольфрама). Композиты подобного типа могут обеспечить пластическую деформацию композитов при температурах выше температуры вязкоупругого перехода [30] силицидов и, как следствие, обладать повышенной трещиностойкостью при температурах выше $1000\,^\circ$C–$1200\,^\circ$C [31].

3. Механические испытания образцов композитов

Для оценки прочности композитов с матрицей на основе SiC, армированной Mo-проволокой, проводились испытания на трехточечный изгиб на универсальной испытательной машине И1147М (Точприбор, Иваново, Россия) с компьютерной системой управления и измерения максимальной нагрузкой рабочей зоны до 50 kN. Использовались образцы композитов размером $5 \times 5 \times 35$ mm, расстояние между опорами составляло 25 mm.

Фотографии образцов композитов с матрицей на основе SiC, армированной Mo-проволокой в процессе их испытаний на трехточечный изгиб, а также их диаграммы нагружения показаны на рис. 5.

На начальном этапе нагружения происходило частичное хрупкое разрушение керамической матрицы, типичное для таких материалов. В нижней части сечения

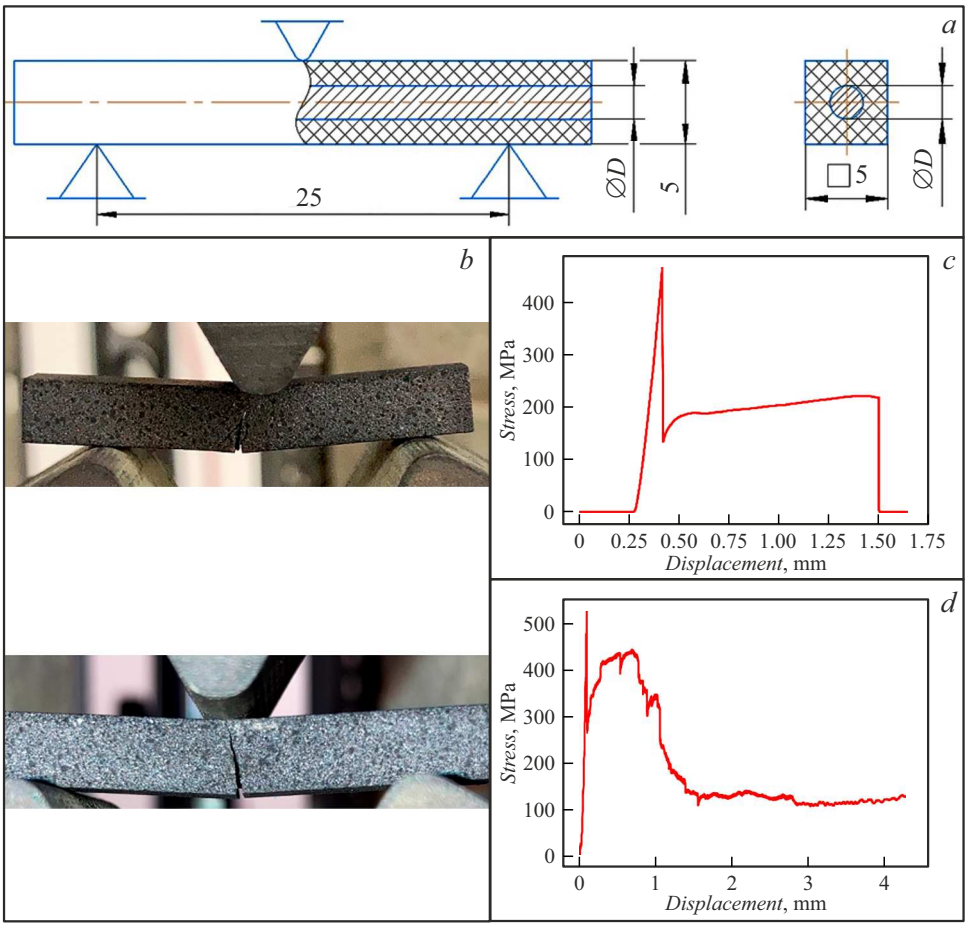


Рис. 5. Схема нагружения и габаритные размеры образца, $D = 1.0$ и 1.5 mm (*a*), деформация образцов в процессе испытаний (*b*), диаграмма нагружения образцов с проволокой диаметром 1.0 mm (*c*), с проволокой диаметром 1.5 mm (*d*).

образца возникает изгибающее напряжение, которое приводит к разрушению керамической составляющей и образованию трещины, которая быстро распространяется вверх. При отсутствии армирования в это время произошло бы полное разрушение образца. Однако армирующий элемент предотвращает дальнейшее распространение трещины, останавливая ее рост. Благодаря пластической деформации он также обеспечивает сохранение несущей способности образца. В результате матрица начинает разрушаться, и нагрузка перераспределяется на молибденовую проволоку с оболочкой силицидов $MoSi_2-Mo_5Si_3$. В образце происходило нарушение связи между матрицей и армирующим элементом, проскальзывание интерфейса и нагрузку полностью воспринимала проволока. Под действием внешней приложенной нагрузки межфазная оболочка обеспечивает эффективную передачу нагрузки и играет решающую роль в упрочнении Mo-проволоки. По мере дальнейшего увеличения нагрузки проволока начинает вытягиваться на границе раздела оболочка/матрица и разрывается при максимальной нагрузке. На поверхности разрушения в зоне молибденовой проволоки наблюдалось хрупкое разрушение силицидного слоя, после которого проволока еще оставалась пластичной внутри. Значения разрушающего напряжения для каждой серии испытаний приведены в таблице.

Среднее значение прочности для неармированной керамики составляет 261.3 MPa, при значении размаха 22 MPa, для армированных керамик соответствующие значения составили 303.3, 33 MPa при диаметре проволоки 1 mm и 381, 61 MPa при диаметре проволоки 1.5 mm.

Выводы

Разработан способ получения композитов с матрицей на основе SiC, армированной Mo- проволокой. На начальной стадии формировалась пористая углеродная заготовка, в объеме которой размещалась молибденовая проволока. Далее для получения композита проводилось силицирование металлоуглеродной заготовки.

В результате взаимодействия расплава кремния с пористой углеродной заготовкой образовывался связанный каркас из карбида кремния с остаточным углеродом и кремнием, а в процессе контакта расплава кремния с поверхностью молибденовой проволоки между керамической матрицей и молибденом формировался слой,

Результаты механических испытаний на 3-х точечный изгиб композитов SiC–Si–0C без армирования и с армированием Mo-проволокой

Образец №	Диаметр Mo-проволоки, mm	Значение разрушающего напряжения, MPa	Характер разрушения
1-1	0	273	Хрупкий
1-2	0	260	Хрупкий
1-3	0	251	Хрупкий
2-1	1.0	299	Квазипластический
2-2	1.0	322	Квазипластический
2-3	1.0	289	Квазипластический
3-1	1.5	376	Квазипластический
3-2	1.5	353	Квазипластический
3-3	1.5	414	Квазипластический

состоящий из $MoSi_2$ и Mo_5Si_3. При этом дисилицид молибдена, составляющий основную часть этого слоя, образует прочную связь с керамической матрицей.

Уровень механической прочности армированной керамики по сравнению с базовой SiC–Si–C-керамикой без армирования увеличился. Максимальный прирост наблюдался при диаметре проволоки 1.5 mm, в то время как проволока диаметром 1 mm дает менее значительный эффект. Одной из вероятных причин является то, что в зоне растягивающих напряжений находится меньшая доля металла. Более рациональное расположение армирующих элементов, увеличение их числа с одновременным уменьшением диаметра могут позволить еще более существенно поднять уровень механической прочности.

В ходе испытаний образцов на трехточечный изгиб наблюдалось их квазипластическое разрушение. Армирующие элементы играют роль барьеров, предотвращающих распространение трещин в случае повреждения матрицы.

Разработанная методика получения композиционного материала с карбидокремниевой матрицей, армированной молибденовой (или проволокой из другого жаростойкого сплава или металла, например, вольфрама или ниобия) позволяет не только повысить трещиностойкость композита, но и решить проблему формообразования, а следовательно, снизить себестоимость изделий за счет минимизации финишной механической обработки.

Для более глубокого понимания процесса формирования композита и управления его механическими свойствами в планы дальнейшей работы входит исследование толщины и состава формируемых силицидов металлов в зависимости от времени выдержки и температуры силицирования или последующего отжига.

Также планируется провести количественную оценку прочности связи между армирующей проволокой и керамической матрицей и получить металлокерамический композит с использованием проволоки из тугоплавкого металла диаметром менее 200 μm, что позволит значительно повысить прочность материала.

Финансирование работы

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (РНФ), проект № 25-29-00394 и программы государственной поддержки центров Национальной технологической инициативы (НТИ) на базе образовательных учреждений высшего образования и научных организаций (Центр НТИ „Цифровое материаловедение: новые материалы и вещества“ на базе МГТУ им. Баумана).

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

[1] N.P. Bansal (ed.). *Handbook of Ceramic Composites* (Springer, NY., USA, 2005)
[2] S. Somiya, Y. Inomata (eds.). *Silicon Carbide Ceramics* (Springer, Dordrecht, Netherlands, 1991)
[3] E.D. Herderick, K. Cooper, N. Ames. Adv. Mater. Proc., **170** (1), 24 (2012). DOI: 10.31399/asm.amp.2012-01.p024
[4] R.B. Heimann. *Classic and Advanced Ceramics: From Fundamentals to Applications* (Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KgaA, Weinheim, Germany, 2010)
[5] M.E. Launey, R.O. Ritchie. Adv. Mater., **21** (20), 2103 (2009). DOI: 10.1002/adma.200803322
[6] E.M. Lenoe, R.N. Katz, J.J. Burke (eds.). *Ceramics for High-Performance Applications III*, (Springer, Boston, MA, USA, 1983)
[7] H. Kuhn, D. Medlin (eds.). *ASM Handbook, Mechanical Testing and Evaluation* (ASM International, Materials Park, OH, USA, 2000)
[8] M.D. Unlu, G. Goller, O. Yucel, F.C. Sahin. Acta Phys. Pol. A, **125** (2), 257 (2014). DOI: 10.12693/APhysPolA.125.257

[9] E.P. Simonenko, A.N. Gordeev, A.F. Kolesnikov, A.S. Lysenkov, I.A. Nagornov, V.N. Kurlov, A.E. Ershov, V.G. Sevast'yanov, N.T. Kuznetsov. Russ. J. Inorg. Chem., **65** (10), 1596 (2020). DOI: 10.1134/S0036023620100198
[10] L. Xiang, L. Cheng, L. Shi, L. Zhang. Ceram. Int., **41** (10), 14406 (2015). DOI: 10.1016/j.ceramint.2015.07.075
[11] E.P. Simonenko, N.P. Simonenko, A.F. Kolesnikov, A.V. Chaplygin, A.S. Lysenkov, I.A. Nagornov, A.S. Mokrushin, N.T. Kuznetsov. Materials, **15** (23), 8507 (2022). DOI: 10.3390/ma15238507
[12] L. Zhou, Y. Zheng, S. Du, H. Li. Mater. Sci. Forum, **546–549**, 1505 (2007). DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.546-549.1505
[13] S. Ordoñez, L. Carvajal, V. Martínez, C. Agurto, J. Marín, L. Olivares, I. Iturriza. Mater. Sci. Forum, **498–499**, 350 (2005). DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.498-499.350
[14] C.B. Lim, T. Yano, T. Iseki. J. Mater. Sci., **24** (11), 4144 (1989). DOI: 10.1007/BF01168987
[15] G. Woetting, B. Caspers, E. Gugel, R. Westerheide. J. Eng. Gas Turb. Power, **122** (1), 8 (2000). DOI: 10.1115/1.483171
[16] W.B. Tian, Y.M. Kan, G.J. Zhang, P.L. Wang. Mater. Sci. Eng. A, **487** (1), 568 (2008). DOI: 10.1016/j.msea.2007.11.027
[17] Г.В. Самсонов, И.М. Виницкий. *Тугоплавкие соединения* (справочник) (Металлургия, М., 1976)
[18] A. Tiwari, R.A. Gerhardt, M. Szutkowska (eds.). *Advanced Ceramic Materials* (John Wiley & Sons, Newarc, 2016)
[19] Y.R. Mahajan, R. Johnson (eds.). *Handbook of Advanced Ceramics and Composites: Defense, Security, Aerospace and Energy Applications* (Springer International Publishing, 2020)
[20] R. Naslain. Compos. Sci. Technol., **64** (2), 155 (2004). DOI: 10.1016/S0266-3538(03)00230-6
[21] F. Christin. Adv. Eng. Mater., **4** (12), 903 (2002). DOI: 10.1002/adem.200290001
[22] Y.L. Katoh, L.L. Snead, C.H. Henager, T. Nozawa, T. Hinoki, A. Ivekovic, S. Novak, S.M. Gonzalez de Vicente. J. Nucl. Mater., **455** (1–3), 387 (2014). DOI: 10.1016/j.jnucmat.2014.06.003
[23] B. Mainzer, C. Lin, M. Frieß, R. Riedel, J. Riesch, A. Feichtmayer, M. Fuhr, J. Almanstötter, D. Koch. J. Eur. Ceram. Soc., **41** (5), 3030 (2021). DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2019.10.049
[24] Q. An, J. Chen, W. Ming, M. Chen. A Review. Chin. J. Aeronaut., **34** (4), 540 (2021). DOI: 10.1016/j.cja.2020.08.001
[25] A. Kaledin, S. Shikunov, K. Komarov, B. Straumal, V. Kurlov. Metals, **13** (2), 313 (2023). DOI: 10.3390/met13020313
[26] С.Л. Шикунов, В.Н. Курлов. ЖТФ, **87** (12), 1871 (2017). DOI: 10.21883/JTF.2017.12.45212.2291 [S.L. Shikunov, V.N. Kurlov. Tech. Phys., **62** (12), 1869 (2017). DOI: 10.1134/S1063784217120222]
[27] А.С. Тарабанов, В.И. Костиков. *Силицированный графит* (Металлургия, М., 1977)
[28] И.А. Бубненков, Ю.И. Кошелев, Н.Н. Степарева, А.А. Швецов, Н.Г. Бардин, Е.Г. Чеблакова, Н.И. Полушин, М.С. Овчинникова. *Механизм образования карбида кремния при жидкофазном взаимодействии кремния с углеродом.* В сб.: Научно-исследовательскому институту конструкционных материалов на основе графита — 60 лет, под ред. Н.Ю. Бейлина, А.Р. Гареев, П.Г. Елизаров, А.К. Проценко, В.М. Самойлов, Т.Д. Фирсова (Научные технологии, М., 2020), с. 114.
[29] А.Е. Ершов, С.Л. Шикунов, В.Н. Курлов. ЖТФ, **87** (6), 888 (2017). DOI: 10.21883/JTF.2017.06.44512.1913 [A.E. Ershov, S.L. Shikunov, V.N. Kurlov. Tech. Phys., **62** (6), 903 (2017). DOI: 10.1134/S1063784217060093]
[30] R.M. Aikin. Scr. Metall. Mater., **26** (7), 1025 (1992). DOI: 10.1016/0956-716X(92)90224-3
[31] J.J. Petrovic, A.K. Vasudevan. Mater. Sci. Eng., **261** (1), 1 (1999). DOI: 10.1016/S0921-5093(98)01043-0