

УДК 546.26-162

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК КЕРАМИЧЕСКИХ РЕАКЦИОННО-СПЕЧЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ SiC-MoSi_2 С ПРИМЕНЕНИЕМ АНАЛИТИЧЕСКИХ ПОДХОДОВ ЦИФРОВОГО МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ

© 2024 Марков М. А.¹, Николаев А. Н.¹, Чекуряев А. Г.^{1, 2}, Сычев М. М.^{1, 2},
Дюскина Д. А.¹, Быкова А. Д.,¹ Беляков А. Н.¹

¹НИИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей»,
Россия, 191015, Санкт-Петербург, Шпалерная ул., д. 49

²ФГБОУ ВО «Санкт-Петербургский государственный технологический институт
(технический университет)», Россия, 190013, Санкт-Петербург, Московский пр., д. 26
e-mail: barca0688@mail.ru

Поступила в редакцию 11.04.24

После доработки 6.06.24

Принята к публикации 9.07.24

Аннотация: в работе получены высокотемпературные композиционные материалы на основе реакционно спеченного карбида кремния, модифицированного молибденовой связкой. Определена микроструктура, фазовый состав и физико-механические свойства сформированных композитов. Экспериментально показано, что молибден в процессе реакционного спекания образует с расплавом кремния устойчивую фазу MoSi_2 в объеме спекаемого керамического материала. Показано, что численные параметры лакунарности и хаотичности позволяют оценивать однородность структуры материала в прямой связи с варьированием технологических режимов синтеза керамик. Полученные композиты характеризуются плотностью порядка 3.02–3.16 г/см³ и прочностью при изгибе порядка 180–220 МПа.

Ключевые слова: керамика, карбид кремния, дисилицид молибдена, композит, реакционное спекание.

DOI: 10.31857/S0132665124030035, **EDN:** PNRGQS

ВВЕДЕНИЕ

Материалы системы карбид кремния – дисилицид молибдена являются перспективными для использования в высокотемпературных конструкциях, способных работать в защитной среде вплоть до температур 1400°. Впервые С. С. Орда-няном [1] показана область образования твердых растворов в системе SiC-MoSi_2 вплоть до температуры эвтектики (выше 1800°C). Фактически данный факт определяет широкие перспективы применения жаропрочного композита.

Рассмотрим наиболее распространенные способы получения композитов SiC-MoSi_2 , представленные в научной литературе. Конструкционные керамические материалы, способные противостоять окислению и агрессивным средам при температурах выше 1000°C, используются в таких отраслях промышленности, как металлургия, авиация и космос. Широкое применение такие материалы нашли

в элементах печей, компонентах для выработки электроэнергии, высокотемпературных теплообменниках, газовых горелках и воспламенителях, а также в высокотемпературных фильтрах. Аэрокосмическое применение включает компоненты горячего сечения газовых турбинных авиационных двигателей, таких как лопатки, лопасти, камеры сгорания, сопла и уплотнения. К изделиям для автомобилей относятся роторы турбонагнетателей, клапаны, свечи накаливания и усовершенствованные элементы турбинных двигателей.

Растет интерес к соединениям на основе силицидов для высокотемпературных конструкционных применений в условиях окисления в диапазоне 1200–1600°C. В этом диапазоне температур, по таким параметрам как стойкость к окислению и прочности, выбор материалов ограничен конструкционной керамикой на основе Si_3N_4 и SiC [2–6]. Карбид кремния востребован в промышленности в качестве конструкционного, режущего и абразивного материала. В настоящее время карбид кремния широко внедряется в качестве керамического бронематериала, превосходящего по физико-механическим свойствам карбид бора, таким как модуль упругости и предел прочности при изгибе [7–9].

Соединения молибдена, в частности дисилицид молибдена, часто применяется в связке с карбидом кремния для получения композита с более высоким уровнем жаропрочности [10–15]. В качестве примера, композит SiC-MoSi_2 был получен в работе [16] из механической смеси порошков Mo , Si и C . В ходе постепенного нагрева компактированных образцов, при 1100°C определили фазы Mo и Si , вместе с небольшим содержанием Mo_3Si и Mo_5Si_3 . При 1300°C основными зафиксированными фазами были SiC-MoSi_2 , затем образцы спекали при 1550°C. Предел прочности при изгибе полученных образцов составил 275 МПа.

В работе [17] композит SiC-MoSi_2 синтезирован при 1600°C методом искрового плазменного спекания, прочность при изгибе полученного материала составила 675 МПа. Карбид кремния может выдерживать приложенное напряжение в качестве твердой фазы и замедлять быстрое распространение трещин, что сказывается на росте механических свойствах композитов.

Для защиты композитов типа углерод/углерод (C/C) от окисления, в работе [18, 19] было синтезировано композитное покрытие SiC-MoSi_2 по технологии химической газовой инфильтрации/реакции (CVI/CVR). Образец с покрытием обладает стойкостью к окислению с потерей массы порядка 1.25% после окисления при температуре 1500°C при выдержке в течение 80 ч.

На C/C композит наносили покрытие SiC/SiC-MoSi_2 толщиной до 80 мкм методом двухэтапной пакетной цементации в работе [20]. Повышение стойкости к окислению, наблюдаемое у C/C композита покрытого SiC/SiC-MoSi_2 , с помощью термического анализа в потоке воздуха при температуре до 1500°C, обусловлено образованием SiO_2 , которому способствует пассивное окисление карбида кремния и дисилицида молибдена.

Авторы [21] разработали новый метод получения композита SiC-MoSi_2 путем микроволнового реакционного спекания из механической смеси реагентов. Во время реакции важно точно контролировать процесс нагревания, чтобы получить продукт высокой плотности. Отмечается, что композит SiC-MoSi_2 обладает высокими механическими свойствами.

Учеными из Китая [22] получен армированный композит на основе дисилицида молибдена, но трудности обработки, приводящие к неравномерному распределению армирующих элементов, неполному уплотнению матрицы и разрушению армирующих элементов, ограничили свойства этого композитов.

Таким образом, анализ научной литературы показал перспективность и достаточно большое количество работ по исследованию материалов системы SiC—MoSi₂, однако, актуальным остается вопрос обеспечения и контроля высокой однородности компонентов. В данной работе для обеспечения однородности системы используется метод инфильтрации кремнием, его возможности для получения таких керамик практически не изучены. Для контроля однородности структуры использованы фрактальные характеристики.

Цель данной работы — исследование возможности получения композиционного керамического материала SiC—MoSi₂ реакционным спеканием, за счет использования в качестве модифицирующей добавки металлического молибдена на стадии формования. Необходимо отметить, что использование металлической связки открывает перспективы применения метода SLS в рамках создания аддитивных спекаемых прототипов для построения высокотемпературных сложно-профильных изделий.

ОБЪЕКТ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

В качестве исходных компонентов использовали смесь двух порошков: SiC с размером частиц 35–45 мкм и размером частиц 3–10 мкм (ГОСТ 3647–80) в соотношении 70/30% мас., данный состав шихты характеризуется наиболее плотной упаковкой, что показано в [23, 24]. Также был использован порошок молибдена размером 5–30 мкм (ТУ 48-19-69-80) и кусковой кремний (КР00). Дополнительно в каждый состав добавляли 5% мас. сажи (П-803), обладающей лиофильными свойствами по отношению к связующему. Шихтовые смеси перемешивали в барабанном смесителе в течение 4–5 ч, в качестве мелющих тел использовали корундовые шары. Соотношения порошков исходных компонентов для реакционного спекания композиционных материалов SiC/Mo представлены в табл. 1. Смеси порошков пластифицировали водным раствором полиэтиленгликоля. Методом одноосного прессования формовали образцы размером 3.5×3.5×35 мм при давлении 100 МПа, которые сушили в сушильном шкафу при температуре 80°C, затем проводили реакционное спекание (рис. 1).

Образцы спекали в высокотемпературной печи при температуре 1600°C в вакууме, в течение 15 мин. Скорость нагрева до достижения рабочей температуры составляла 300 град/час, после выдержки — образцы остывали со скоростью остывания печи.

Таблица. 1 — Составы с модифицирующим металлическим компонентом для формования керамических заготовок под спекание

№ состава	Содержание исходных компонентов, % мас.		
	SiC двух фракций	Mo (5–30мкм)	Технический углерод
1 (образец сравнения)	100	Без модификатора	5
2	90	10	
3	80	20	
4	70	30	
5	50	50	

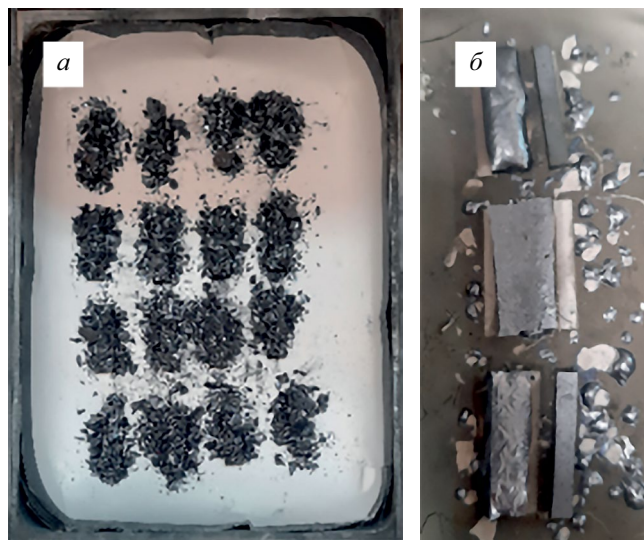


Рис. 1. Этапы получения керамических материалов (реакционное спекание): а — обсыпка заготовок образцов кремнием перед реакционным спеканием; б — спекленные образцы до пескоструйной обработки; в — спекленные образцы после пескоструйной обработки;

Образцы для спекания помещали в графитовые контейнеры, покрытые нитридом бора, сверху засыпали кремний (~ 80% от массы образцов) для реакционного спекания. При достижении температуры 1414°C кремний начинает плавиться, проникает в объем образцов. Находящийся в образцах углерод взаимодействует с расплавом кремния образуя карбид кремния, тем самым формируется монолитный композит из карбида кремния [25–29]. Избыток кремния с поверхности образцов удаляли пескоструйной обработкой.

Плотность и пористость реакционно-спекенных образцов определяли методом гидростатического взвешивания, согласно ГОСТ 9391–80 и ГОСТ 24409–80. Рентгенофазовый анализ проводили на дифрактометре D8 Advance фирмы Bruker с использованием $\text{CuK}\alpha$ излучения и Ni-фильтра. Морфологию поверхности спекенных компактных образцов исследовали с помощью растрового электронного микроскопа Tescan Vega 5136-LM. Исследование элементного состава поверхности образцов проводили при помощи энергодисперсионного микроанализатора Inca X-Max, входящего в состав электронного микроскопа. Предел прочности при трехточечном изгибе ($\sigma_{\text{изг}}$) определяли на разрывной машине Shimadzu AG-300kNX.

Для оценки структурных особенностей таких материалов целесообразно применять подходы цифрового материаловедения [30–33], т. е. основанные на определении численных показателей, характеризующих структуру материала за счет анализа статистической информации с большого пространства, например, с микрофотографии шлифа образца.

Параметр лакуарности является показателем неоднородности распределения изучаемых объектов в пространстве. С его помощью можно количественно оценить качество распределения каких-либо элементов структуры в пространстве. К структурным характеристикам неупорядоченных материалов можно отнести также энтропию Вороного, в основе которой лежит понятие информационной

энтропии [34], параметра, описывающего количество информации, требуемой для определения состояния системы, в данном случае взаимного расположения элементов структуры [35].

Определение характеристик микроструктуры исследуемых материалов основано на модифицированном методе box-counting, включающем анализ СЭМ-изображений исследуемых материалов с помощью программного пакета ImageJ [36, 37] и разработанного специально для применения методов Цифрового материаловедения пакета AnSMat. Алгоритм исследования разделен на следующие этапы:

1. Выделение определенных структурных элементов (например, частиц наполнителя или фазовых включений) и определение координат их центров масс.
2. Разбиение анализируемых фрагментов СЭМ-изображений на квадратные ячейки с определенным размером стороны x и подсчет количества пикселей, соответствующих элементам изучаемой микроструктуры в каждой из этих ячеек.
3. Статистическая обработка полученных результатов, включающая расчет среднего значения, стандартного отклонения и лакуарности Λ :

$$\Lambda = \left(\frac{\sigma}{\mu} \right)^2 \quad (1)$$

где σ и μ — стандартное отклонение и среднее число центров масс или пикселей, соответствующих элементам изучаемой микроструктуры исследуемых объектов в рассматриваемых сегментах.

Лакуарность — параметр, характеризующий отклонение геометрического объекта, например фрактала, от трансляционной инвариантности, т.е. указывающий, насколько части из разных областей геометрического объекта подобны друг другу в заданном масштабе. Иными словами, лакуарность — это характеристика равномерности распределения любых объектов (частиц) в пространстве.

Имея набор координат центров масс частиц наполнителя, можно построить диаграмму Вороного для микроструктуры композиционного материала. Диаграмма Вороного конечного множества точек S (например, центров масс частиц) на плоскости представляет такое разбиение плоскости, при котором каждая область этого разбиения образует множество точек, более близких к одному из элементов множества S , чем к любому другому элементу множества.

После построения диаграммы Вороного мы получаем данные о количестве сторон у полигона, построенного вокруг каждой точки, тем самым мы можем подразделить и на разные классы ячеек по количеству сторон (равному количеству соседей). Так как информационная энтропия определяется по формуле:

$$S(\epsilon) = - \sum_{i=1}^{N(\epsilon)} p_i \ln p_i, \quad (2)$$

где в нашем случае p_i является вероятностью наличия у полигона Вороного в изучаемой системе определенного количества сторон. Таким образом, в теоретически абсолютно упорядоченной и не хаотичной структуре количество соседей всегда одинаково и значение энтропии Вороного согласно формуле 2 будет равно нулю, на практике же [35] значения лежат в основном между 1 и 2, соответственно чем ближе к 1 тем более упорядочена структура.

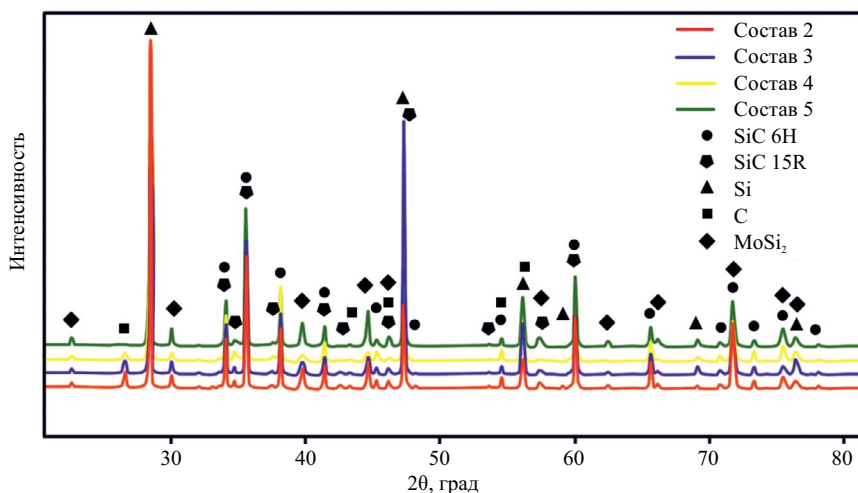


Рис. 2. Дифрактограмма спеченных образцов керамик составов 2–5

Расчет энтропии Вороного, включающий построение диаграммы Вороного и позволяющий получить информацию о среднем числе соседних элементов структуры и расстояний между ними, реализован в пакете AnSMat.

Экспериментальные исследования выполнены на оборудовании Центра коллективного пользования «Состав, структура и свойства конструкционных и функциональных материалов» НИЦ «Курчатовский институт» — ЦНИИ КМ «Прометей».

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Экспериментально показано, что в результате реакционного спекания вводимый в образцы порошковый молибден (10–50 мас. %) вступает в реакцию с расплавом кремния, реагируя полностью и образуя тугоплавкое соединение — дисилицид молибдена, при этом формирование промежуточных хрупких фаз и твердых растворов не наблюдается.

На рис. 2 показаны результаты рентгенофазового анализа спеченных образцов составов 2–5. Формирование фазового состава композиционного материала идентично по пиковым рефлексам, что демонстрирует высокую реакционную способность вводимого металла в изучаемых пределах (рис. 2).

Согласно диаграмме состояния Mo-Si [38, 39], дисилицид молибдена стабильно синтезируется при температуре 1400°C, что говорит о достаточных условиях его устойчивого формирования в процессе пропитки расплавом кремния. Однако, следует отметить, что фазовые взаимодействия в объеме спекаемого материала не являются равновесными, с учетом изменения концентрации и температуры реагирующих компонентов во времени.

Дополнительно в табл. 3 приведены результаты справочных значений свободной энергии образования (ΔG) потенциальных продуктов реакции [40], которые указывают на преобладание активности химического взаимодействия жидкого кремния с молибденом при температуре 1000–1600°C, как выгодного химического процесса. Таким образом, кремний в процессе спекания взаимодействует как с молибденом, так и с углеродом, с образованием кубического карбида кремния.

Таблица 3. Свободная энергия образования некоторых соединений в температурном интервале 1000–1600°C.

t, °C	SiC (кДж/моль)	MoSi ₂ (кДж/моль)	Mo ₃ Si (кДж/моль)
1000	–62,993	–116,944	–101,476
1100	–62,246	–116,732	–101,220
1200	–61,497	–116,506	–100,943
1300	–60,746	–116,266	–100,642
1400	–59,544	–115,116	–99,868
1500	–55,813	–108,898	–96,539
1600	–52,089	–108,686	–93,190

На дифрактограммах наблюдается свободный углерод, который остался, вероятно, из-за смещения реакционной активности к молибдену не прореагировав с расплавом кремния, но подвергаясь графитизации в процессе спекания.

Содержание модифицирующего металлического компонента, влияет как на изменение фазового состава, так и на прочностные характеристики спеченных керамик. В частности, с повышением содержания молибдена увеличивается вероятность образования межзеренных дефектов в процессе реакционного спекания из-за:

- существенной разницы металлической (молибден) и керамической (карбид кремния) составляющей КЛТР в процессе нагрева;

- создания расширенной объемной реакционной зоны, в которой могут происходить усадочные процессы высокотемпературного синтеза.

Экспериментально определено, что при повышении содержания молибдена растет пористость, что сопровождается снижением изгибной прочности (рис. 3). Можно предполагать, чем больше металлической связки в спекаемой заготовке, тем меньше образуется карбида кремния в керамическом материале. Известно, что образующийся в ходе реакции карбид кремния является связующим компонентом для связывания каркаса из первичных зерен SiC. С данным фактом структурной перестройки можно также связывать возможное существенное падение прочностных свойств.

С увеличением содержания дисилицида молибдена синтезированные керамические материалы характеризуются повышением плотности с 3.02 г/см³ (состав 1) до 3.25 г/см³ (состав 5).

Согласно данным анализа химического состава (по цветовой элементной карте), на примере спеченной керамики состава 2 (рис. 4), в структуре можно выделить зерна дисилицида молибдена, преимущественно несимметричной формы с размытыми краями, сформированные реакционным взаимодействием, а также зерна первичного и вторичного карбида кремния.

Рассмотрим структуру спеченных керамик в поперечном сечении (рис. 5). С увеличением содержания молибдена наблюдается рост зерен дисилицида молибдена, который выделяется в матрице карбида кремния.

В данной работе показано, что структурные характеристики (объемное формирование новых фаз), выраженные числовыми критериями, имеют высокую сходимость с прочностными свойствами синтезируемых керамических материалов, наряду с наличием концентраторов напряжений (образование пор), как было

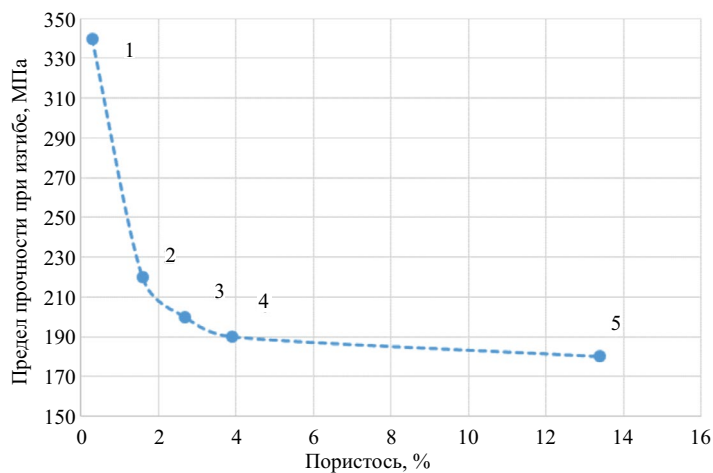


Рис. 3. Зависимость прочностных свойств керамик составов 1–5 от пористости

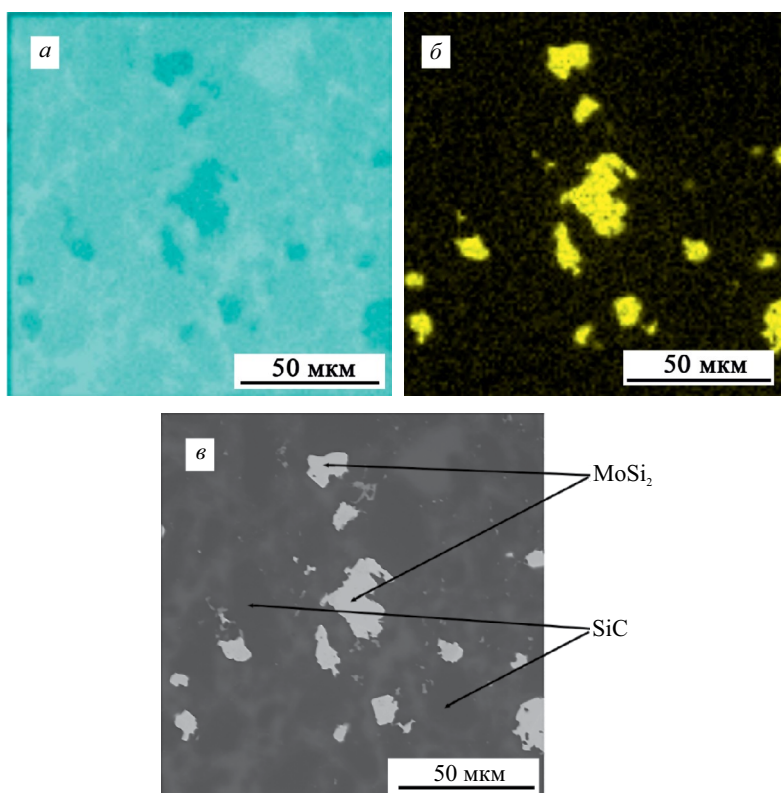


Рис. 4. Распределение элементов, структура в поперечном сечении, образец 2: а – тепловая элементная карта по кремнию (соответствие SiC и Si); б – тепловая элементная карта по молибдену (соответствие MoSi₂); в – общий вид структуры;

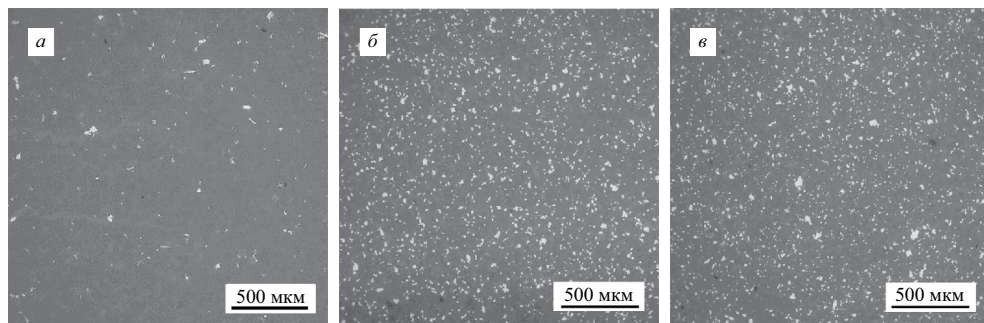


Рис. 5. Увеличение содержания фазы MoSi_2 при введении молибдена в реакционно-спеченном керамическом материале: а – состав 2; б – состав 4; в-состав 5;

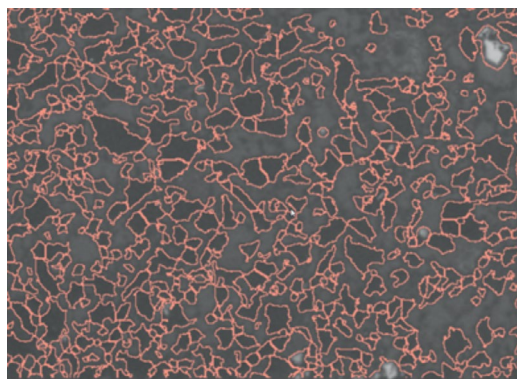


Рис. 6. Пример выделения зерен на фрагменте структуры (керамика состава 2)

определено ранее. Для проведения анализа применены перспективные подходы цифрового материаловедения, которые пока еще не нашли широкого применения в научном мире.

Рассмотрим в структуре керамик составов 2–5 изменение параметра лакуарности по зернам всех типов и зернам дисилицида молибдена. Для применения расчета структурные фазовые составляющие выделяются вручную, согласно примеру, представленному на рис. 6.

Расчетные данные показывают, что для керамик составов 2–5 лакуарность по анализируемым зернам уменьшается с увеличением содержания дисилицида молибдена, что имеет высокую сходимость с изменением прочностных свойств (рис. 7).

Ранее в работах [41–43] экспериментально показано, что чем ниже значение лакуарности, тем более однородно распределены частицы по площади фрагмента анализируемого изображения структуры. Теоретически абсолютно однородная структура не будет обладать отклонением массы ячейки, то есть значение стандартного отклонения в формуле 1 будет равно нулю, соответственно, лакуарность такой абсолютно однородной структуры также будет равна нулю. На практике, значение лакуарности для различных реально изученных однородных структур составляет значение порядка 0.05–0.5.

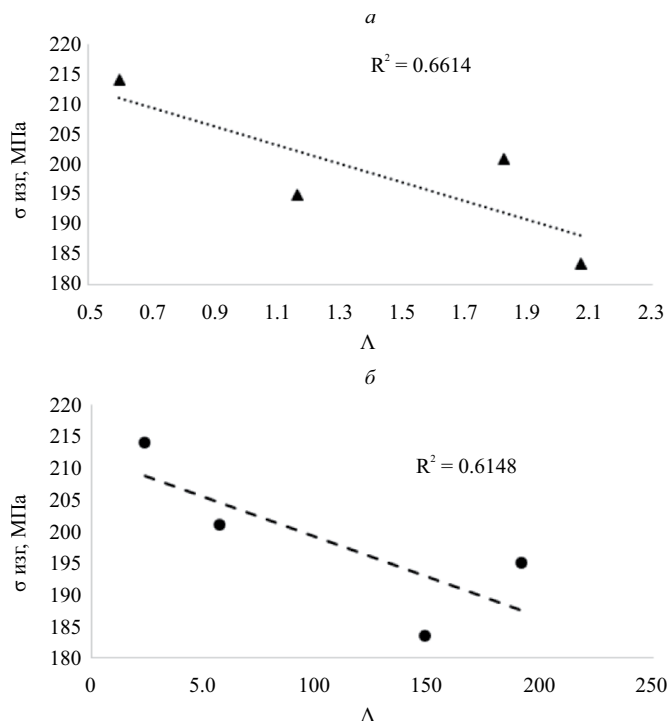


Рис. 7. Взаимосвязь структурных и прочностных характеристик керамик: а — зависимость прочности на изгиб от лакуарности по зернам всех типов б — зависимость прочности на изгиб от лакуарности по зернам дисилицида молибдена

Наименьшим значением лакуарности по анализируемым зернам обладают керамики, модифицированные молибденом в количестве 10 мас. %. Следовательно, можно предположить, что повышение содержания новой фазы, выделяемой из молибдена, приводит к образованию структурных неоднородностей, которые могут являться концентраторами напряжений, что подтверждается увеличением охрупчивания. Следует отметить, что неоднородность распределения выделяемой фазы дисилицида молибдена приводит к неоднородному распределению зерен карбида кремния, формирующих каркас материала, так как зависимости численного изменения лакуарности для карбидной и силицидной фазы от изгибной прочности описываются фактически идентичными уравнениями.

Снижение лакуарности, то есть повышение однородности распределения всех типов частиц в керамическом композите, положительно сказывается на прочностных свойствах композита, учитывая тот фактор, что прочность керамик на изгиб и растяжение имеют идентичные значения.

Сопоставление расчетной характеристики хаотичности структуры материалов, выраженной параметром энтропии Вороного по зернам дисилицида молибдена, с изгибной прочностью представлено на рис. 8.

Из представленных на рис. 8 значений можно отметить высокую сходимость параметра хаотичности структуры с лакуарностью по зернам дисилицида молибдена, в линейной взаимосвязи с прочностью, что обеспечивает чувствительность

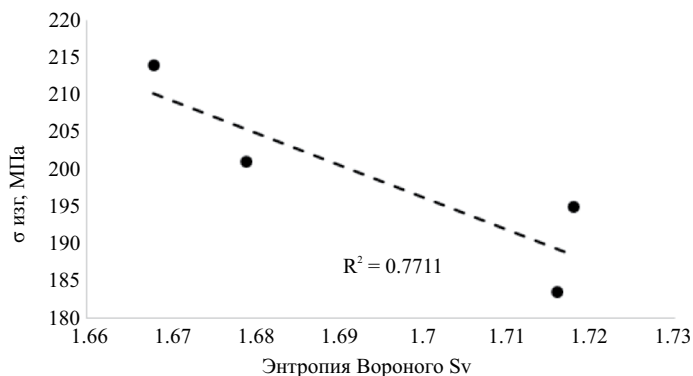


Рис. 8. Зависимость прочности на изгиб керамик от параметра энтропии Вороного

фактора «состав -структура-свойство» для рассматриваемой в работе технологии композиционной керамики.

Важным является наблюдение, что параметр хаотичности структуры, рассчитанный для всех типов зерен, не показал линейной сходимости с изменением прочности, подтверждая определяющий вклад образования фазы дисилицида молибдена в процесс разупрочнения композиционных керамик.

Таким образом, можно сделать вывод, что физико-механические характеристики реакционно-спеченных карбидокремниевых керамик являются чувствительными не только к параметрам дефектации структуры, но и к совокупной однородности распределения всех компонентов в объеме материала, что, во многом, определяют процессы фазообразования. В свою очередь, численные параметры лакуарности и хаотичности позволяют оценивать однородность структуры материала в прямой связи с варьированием технологических режимов синтеза керамик.

Полученные в работе результаты являются весьма перспективными для возможностей применения технологии синтеза композиционных жаропрочных керамик SiC-MoSi_2 через металлокерамический прототип методом селективного лазерного сплавления, с учетом минимальной усадки материала в процессе спекания из-за преобладания реакционных процессов над диффузионными и, как следствие, сохранения геометрии. Известно, что напрямую тугоплавкие керамические частицы карбида кремния под воздействием лазера не спекаются, вследствие их высокой отражательной способности. В данном случае для дальнейшего изучения перспективна схема компактирования прототипа, представленная на рис. 9.

Известен ряд работ [44–47] по исследованию технологических режимов, позволяющих получать аддитивные материалы на молибденовой или родственной металлической матрице. При использовании композиционных частиц «твердое ядро (карбид кремния) – пластичная оболочка (молибден)», синтезируемых, например, методом иодного транспорта, становится возможным за счет пластичного компонента скрепление керамических частиц в лазерном луче. Дальнейшее реакционное спекание может приводить как к формированию высокотемпературных керамик за счет рассмотренного в работе процесса фазообразования, так и к заживлению дефектов аддитивного выращивания продуктами силицирования. Насыщением исходных порошков углеродными компонентами возможно повышать содержание карбидокремниевой составляющей в синтезируемой керамике.

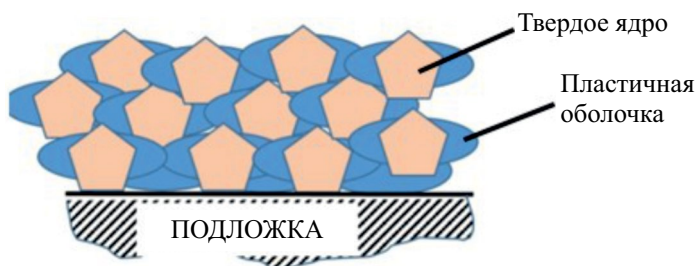


Рис. 9. Схема аддитивного выращивания прототипа SiC–Mo

Предлагаемая научная авторская идея требует дальнейшего изучения и развития.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В работе показана возможность получения композитов SiC–MoSi₂, с различным содержанием модифицирующего компонента — молибденовой порошок. Определена однородность структуры керамических материалов с применением расчетных методик анализа лакуарности и хаотичности. Установлено, что введенный молибден в условиях реакционного спекания полностью реагирует с расплавом кремния и переходит в устойчивую фазу MoSi₂. Полученные композиты характеризуются плотностью 3.02–3.16 г/см³ и прочностью при изгибе 180–220 МПа.

Показано, что физико-механические характеристики реакционно-спеченных карбидокремниевых керамик являются напрямую чувствительными к однородности распределения компонентов в объеме материала, что, во многом, определяют процессы фазообразования. В свою очередь, численные параметры лакуарности и хаотичности позволяют оценивать однородность структуры материала в прямой связи с варьированием технологических режимов синтеза керамик.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ (Соглашение № 21-73-30019). Экспериментальные исследования выполнены на оборудовании Центра коллективного пользования научным оборудованием «Состав, структура и свойства конструкционных и функциональных материалов» НИЦ «Курчатовский институт» — ЦНИИ КМ «Прометей».

КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

Авторы данной работы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ:

1. Орданьян С. С., Вихман С. В., Ларенцева С. А., Смирнов В. В. Строение разреза SiC–MoSi₂ в системе Mo–Si–C // Огнеупоры и техническая керамика. 2006. № 11. С. 2–5.
2. Petrovic J. J. MoSi₂-based high-temperature structural silicides // Mrs Bulletin. 1993. Т. 18. № 7. С. 35–41.
3. Lysenkov A. S., Kim K. A., Titov D. D., Frolova M. G., Kargin Y. F., Petrakova N. V., Melnikova I. S. Composite material Si₃N₄/SiC with calcium aluminate additive // Journal of Physics: Conference Series. IOP Publishing. 2018. V. 1134. № 1. P. 012036. DOI: 10.1088/1742-6596/1134/1/012036.

4. *Perevislov S. N., Lysenkov A. S., Titov D. D., Omkovich M. V., Nesmelov D. D., Markov M. A.* Materials based on boron carbide obtained by reaction sintering // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. IOP Publishing. 2019. V. 525. № 1. P. 012074. DOI: 10.1088/1757-899X/525/1/012074.
5. *Perevislov S. N., Tomkovich M. V., Lysenkov A. S.* Silicon carbide liquid-phase sintering with various activating agents // Refractories and Industrial Ceramics. 2019. V. 59. P. 522–527. DOI: 10.1007/s11148-019-00265-6.
6. *Markov M. A., Krasikov A. V., Kravchenko I. N., Erofeev M. N., Bykova A. D., Belyakov A. N.* Development of novel ceramic construction materials based on silicon carbide for products of complex geometry // Journal of Machinery Manufacture and Reliability. 2021. V. 50. № 2. P. 158–163. DOI: 10.3103/S1052618821020096.
7. *Shevchenko V. Y., Kovalchuk M. V., Oryshchenko A. S., Perevislov S. N.* New chemical technologies based on Turing reaction–diffusion processes // Chemistry. 2021. V. 496. № 2. P. 28–31. DOI: 10.1134/S0012500821020038.
8. *Shevchenko V. Y., Perevislov S. N., Ugolkov V. L.* Physicochemical interaction processes in the carbon (diamond)–silicon system // Glass Physics and Chemistry. 2021. V. 47. № 3. P. 197–208. DOI: 10.1134/S108765962103010X.
9. *Shevchenko V. Y., Perevislov S. N.* Reaction–diffusion mechanism of synthesis in the diamond–silicon carbide system // Russian Journal of Inorganic Chemistry. 2021. V. 66. № 8. P. 1107–1114. DOI: 10.1134/S003602362108026X.
10. *Carter D. H., Petrovic J. J., Honnell R. E., Gibbs W. S.* SiC–MoSi₂ Composites // Ceramic Engineering and Science Proceedings. Hoboken, NJ, USA: John Wiley & Sons Inc. 1989. V. 10, № 9–10. P. 1121–1129.
11. *Kim D. P.* Preparation of electrically conducting SiC/MoSi₂ composites from metal mixtures of preceramic polymer // Materials research bulletin. 2001. V. 36. № . 13–14. C. 2497–2505.
12. *Pan J., Surappa M. K., Saravanan, R. A., Liu B. W., Yang D. W.* Fabrication and characterization of SiC/MoSi₂ composites // Materials Science and Engineering: A. 1998. V. 244. № . 2. C. 191–198. DOI: 10.1016/S0921-5093(97)00553-4.
13. *Peng K., Yi M., Ran L., Ge Y.* Reactive hot pressing of SiC/MoSi₂ nanocomposites // Journal of the American Ceramic Society. 2007. T. 90. № . 11. C. 3708–3711. DOI: 10.1111/j.1551-2916.2007.01971.x.
14. *Markov M. A., Ordanyan S. S., Vikhman S. V., Perevislov S. N., Krasikov A. V., Bykova A. D., Staritsyn M. V.* Preparation of MoSi₂–SiC–ZrB₂ structural ceramics by free sintering // Refractories and Industrial Ceramics. 2019. V. 60. № 4. P. 385–388. DOI: 10.1007/s11148-019-00372-4
15. *Belyakov A. N., Markov M. A., Kravchenko I. N., Kashtanov A. D., Dyuskina, D. A., Bykova, A. D., Chekuryaev A. G.* Contemporary materials and their application in the construction of special engineering high-temperature objects // Refractories and Industrial Ceramics. 2024. V. 64. № 3. P. 256–264. DOI: 10.1007/s11148-024-00835-3.
16. *Chen F., Xu J., Hou Z.* In situ pressureless sintering of SiC/MoSi₂ composites // Ceramics International. 2012. T. 38. № 4. C. 2767–2772. DOI: 10.1016/j.ceramint.2011.11.046.
17. *Han X., Wang Y., Xiong X., Li H., Chen Z., Sun W.* Microstructure, sintering behavior and mechanical properties of SiC/MoSi₂ composites by spark plasma sintering // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. 2018. T. 28. № . 5. C. 957–965. DOI: 10.1016/S1003-6326(18)64730-2.
18. *He Z., Li H., Shi X., Fu Q., Wu H.* Formation mechanism and oxidation behavior of MoSi₂–SiC protective coating prepared by chemical vapor infiltration/reaction // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. 2013. T. 23. № . 7. C. 2100–2106. DOI: 10.1016/S1003-6326(13)62702-8.
19. *He Z., Li H., Shi X., Fu Q., Wu H.* Microstructure and oxidation resistance of SiC–MoSi₂ multi-phase coating for SiC coated C/C composites // Progress in Natural Science: Materials International. 2014. T. 24. № . 3. C. 247–252. DOI: 10.1016/j.pnsc.2014.05.005.

20. *Bezzi F., Burgio F., Fabbri P., Grilli S., Magnani G., Salernitano E., Scafe M.* SiC/MoSi₂ based coatings for Cf/C composites by two step pack cementation // Journal of the European Ceramic Society. 2019. T. 39. № 1. С. 79–84. DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2018.01.024.
21. *Wu H. M., Hu C. J., Chou Y. H.* Preparation of SiC/MoSi₂ composites by mechanical alloying and its fracture properties // Materials science forum. Trans Tech Publications Ltd, 2007. T. 539. С. 1047–1052.
22. *Yang J. M., Jeng S. M.* Interface and mechanical behavior of MoSi₂-based composites // Journal of materials research. 1991. T. 6. № 3. С. 505–513.
23. *Беляков А. Н., Марков М. А., Перевислов С. Н., Быкова А. Д., Дюскина Д. А., Чекурьев А. Г., Каштанов А. Д.* Исследование зависимости прочностных характеристик керамики на основе карбида кремния от исходного содержания углерода // Новые огнеупоры. 2023. № 11. С. 31–35.
24. *Markov M. A., Belyakov A. N., Dyuskina D. A., Chekuryaev A. G., Bykova A. D., Perevislov S. N., Kashtanov A. D.* Methods of forming geometrically complex manufactured products from silicon-carbide based, heat-resistant, ceramic materials // Glass and Ceramics. 2023. V. 80. № 7–8. P. 277–282. DOI: 10.1007/s10717-023-00598-2.
25. *Гаршин А. П., Вильк Ю. Н.* Влияние некоторых технологических параметров на формирование структуры материалов на основе реакционно-спеченного карбида кремния // Огнеупоры и техническая керамика. 1996. № 8. С. 2–8.
26. *Perevislov S. N., Markov M. A., Krasikov A. V., Bykova A. D.* Effect of SiC dispersed composition on physical and mechanical properties of reaction-sintered silicon carbide // Refractories and Industrial Ceramics. 2020. V. 61. P. 211–215. DOI: 10.1007/s11148-020-00458-4.
27. *Belyakov A. N., Markov M. A., Chekuryaev A. N., Bykova A. D., Duskina D. A., Perevislov S. N.* Investigation of the reaction-sintered B₄C–SiC materials produced by hot slip casting // Glass Physics and Chemistry. 2023. V. 49. № 3. P. 306–313. DOI: 10.1134/S1087659623600060.
28. *Markov M. A., Vikhman S. N., Belyakov A. N., Dyuskina D. A., Kashtanov A. D., Perevislov S. N., Chekuryaev A. G., Bykova A. D.* High-temperature bending tests of reaction-sintered silicon carbide-based ceramic materials // Russian Journal of Applied Chemistry. 2023. V. 96. № 1. P. 16–20. DOI: 10.1134/S1070427223010032.
29. *Belyakov A. N., Markov M. A., Perevislov S. N., Dyuskina D. A., Chekuryaev A. G., Bykova A. D., Kashtanov A. D.* Investigation of the structure and physicomechanical characteristics of reaction-sintered materials B₄C–SiC // Refractories and Industrial Ceramics. 2023. V. 64. № 2 P. 67–70. DOI: 10.1007/s11148-023-00806-0.
30. *Sychov M. M., Chekuryaev A. G., Bogdanov S. P., Kuznetsov P. A.* Digital materials science: numerical characterization of steel microstructure // Research and Education: Traditions and Innovations. Inter-Academia. Lecture notes in networks and systems. 2021. V. 422. DOI: 10.1007/978-981-19-0379-3_15.
31. *Вырикова А. Д.* Цифровое материаловедение в интересах авиаиндустрии // Композитный мир. 2021. № 3(96). С. 22–23.
32. *Огородникова О. М.* О проблемах интеграции вычислительного материаловедения в цифровое машиностроение // Информационные технологии в проектировании и производстве. 2014. № 2(154). С. 30–34.
33. *Кочетов И. И.* Национальные вызовы в цифровом материаловедении // Физическое материаловедение: сборник материалов XI международной школы, Тольяттинский государственный университет. 2023. С. 133–134.
34. *Shannon C. E.* A mathematical theory of communication // The bell system technical journal. 1948. V. 27. № 3. P. 379–423. DOI: 10.1002/j.1538-7305.1948.tb01338.x.
35. *Bormashenko E., Frenkel M., Vilk A., Legchenkova I., Fedorets A. A., Aktaev N. E., Dombrovsky L. A., Nosonovsky M.* Characterization of self-assembled 2D patterns with voronoi entropy // Entropy. 2018. 20(12). P. 956. DOI: 10.3390/e20120956.

36. *Schindelin J., Arganda-Carreras I., Frise E., Kaynig V., Longair M., Pietzsch T., Cardona A.* Fiji: an open-source platform for biological-image analysis // *Nature Methods*. 2012. V.9. № 7. P. 676–682. DOI: 10.1038/nmeth.2019.
37. *Abramoff M. D., Magalhaes P. J., Ram S. J.* Image processing with ImageJ // *Biophotonics International*. 2003. V. 11. № . 7. P. 36–42.
38. *Massalski T. B., Okamoto H., Subramanian P. R., Kacprzak L.* Binary alloy phase diagrams. Second edition. // ASM International, Materials Park, Ohio, USA. 1990. T. 12. V. 3. 3589 p.
39. *Liu Y., Shao G., Tsakiroopoulos P.* Thermodynamic reassessment of the Mo-Si and Al-Mo-Si systems // *Intermetallics*. 2000. T. 8. № . 8. P. 953–962. DOI: 10.1016/S0966-9795(00)00068-6.
40. *Barin I.* Thermochemical data of pure substances. Third Edition // Weinheim: Wiley-VCH. 1995. 2003 p. DOI:10.1002/9783527619825.
41. *Dong P.* Lacunarity for spatial heterogeneity measurement in GIS // *Geographic Information Sciences*. 2009. 6(1). P. 20–26. DOI: 10.1080/10824000009480530.
42. *Козлов Г. В., Долбин И. В., Койфман О. И.* Фрактальная модель усиления нанокомпози- тов полимер/углеродные нанотрубки с ультрамалыми концентрациями нанонаполни- теля // *Доклад Академии наук*. 2019. Т. 486, № 1. С. 39–43.
43. *Новиков Д. В.* Самоорганизация кластеров фаз в однородно неупорядоченных полимер- ных композиционных материалах // *Физика твердого тела*. 2018. Т. 60. № 9. С. 1829– 1833.
44. *Alinejadian N., Wang P., Kollo L., Prashanth K. G.* Selective laser melting of commercially pure molybdenum by laser rescanning // *3D Printing and Additive Manufacturing*. 2023. V. 10/ № 4. P. 785–791. DOI: 10.1089/3dp.2021.0265
45. *Wu Y., Li M., Wang J., Wang Y., An X., Fu H., Zhang H., Yang X., Zou Q.* Powder-bed-fusion additive manufacturing of molybdenum: process simulation, optimization, and property prediction // *Additive Manufacturing*. 2022. V. 58. P. 103069. DOI: 10.1016/j.addma.2022.103069.
46. *Rock C., Lara-Curzio E., Ellis B., Ledford C., Leonard D. N., Kannan R., Kirka M., Horn T.* Additive manufacturing of pure Mo and Mo + TiC MMC alloy by electron beam powder bed fusion // *The journal of the minerals*. 2020. V. 72. P. 4202–4213. DOI: 10.1007/s11837-020-04442-8.
47. *Enneti R. K., Trasorras J. L., Kestler H.* Additive manufacturing of tungsten, molybdenum, and cemented carbides // *Additive Manufacturing processes*, book chapter. 2020. DOI: 10.31399/asm.hb.v24.a0006583.