



МРНТИ 539.371; 539.1.09

<https://doi.org/10.32523/2616-6836-2026-154-1-84-103>

Научная статья

Роль реакционных фазовых трансформаций в композитных керамиках в изменении прочностных и теплофизических характеристик

Р. Елшибеков^{1*}, Ш.Г. Гиниятова^{1,2}, Ш. Хаметов^{1,2}, Г.А. Баймбетова²

¹Евразийский национальный университет им. Л.Н. Гумилева, Астана, Казахстан

²РГП на ПХВ Институт ядерной физики АРКАЭ, Алматы, Казахстан

(E-mail: e_rinat92@mail.ru, giniyatova_shg@enu.kz, khametov@inp.kz, bgulzada_74@mail.ru)

Аннотация. В работе приведены результаты оценки влияния вариации соотношения компонентов в композитных $(1-x)\text{ZrO}_2-x\text{SiC}$ керамиках на изменение фазового состава, обусловленного инициализацией реакционных фазовых трансформаций, а также определение роли фазовых трансформаций на изменение прочностных и теплофизических характеристик. Установлено, что управление фазовым составом композитных $(1-x)\text{ZrO}_2-x\text{SiC}$ керамик позволяет целенаправленно оптимизировать их прочностные свойства, а наиболее благоприятное сочетание прочностных характеристик достигается при промежуточных концентрациях SiC, равной 0.2–0.3 М, обеспечивающих высокий уровень механической надежности материалов в условиях интенсивных внешних воздействий. Результаты термошоковых испытаний подтверждают, что наиболее высокая устойчивость к резким температурным воздействиям реализуется в композитных $(1-x)\text{ZrO}_2-x\text{SiC}$ керамиках с содержанием SiC, равным 0,2–0,3 М, при которых обеспечивается оптимальный баланс между теплопроводностью, механической прочностью и способностью структуры к релаксации термически индуцированных напряжений. Полученные данные этой работы имеют важное практическое значение для оценки работоспособности данных материалов в условиях нестационарных температурных режимов и аварийных ситуаций, характерных для эксплуатации инертных матриц дисперсного ядерного топлива.

Ключевые слова: композитные керамики, карбид кремния, упрочнение, термошоковое воздействие, твердость, индуцированные напряжения функция, ықтималдылық тығыздығы, квантты-механикалық орташа, оператор, тығыздық матрицасы, үлестірім функциясы.

Поступила 12.02.2026. После доработки 27.02.2026. Принята к печати 27.02.2026.

Доступно онлайн 30.03.2026.

*автор для корреспонденции

Введение

Интерес к разработкам и научно-исследовательским работам, направленным на изучение керамических материалов и их устойчивости к внешним воздействиям, обусловлен широким спектром потенциального применения керамик. Это связано с их высокими показателями твердости, химической инертности по отношению к большинству агрессивных сред, износостойкости и жаростойкости. Совокупность данных свойств позволяет рассматривать керамические материалы в качестве конструкционных и функциональных материалов, способных эффективно эксплуатироваться в экстремальных условиях [1,2]. При этом одной из ключевых проблем керамик, несмотря на высокие показатели твердости, большинство керамик являются достаточно хрупкими материалами, что приводит к тому, что даже наличие малого количества дефектов может привести к снижению прочности, а также ограничить потенциал использования при экстремальных условиях, связанных в первую очередь с воздействием высоких температур или механических нагрузок [3,4]. Ввиду высокой хрупкости керамик, их применение в ряде инженерных задач может быть ограничено, особенно там, где конструкции подвергаются ударным нагрузкам, вибрациям, резким перепадам температуры и циклическому нагружению [5,6]. При высокотемпературных режимах эксплуатации, резкое изменение температуры может привести к возникновению температурных градиентов по толщине керамик, что в свою очередь обусловлено различиями в теплофизических свойствах керамик [7–9]. Формирование температурных градиентов приводит к инициализации термически-индуцированных деформационных напряжений растягивающего и сжимающего типов, величины которых могут значительно превышать прочностные характеристики керамик. В результате формируются микротрещины, эволюция которых при дополнительных внешних нагрузках или циклических термических воздействиях может привести к образованию макротрещин с последующим разрушением и растрескиванием. Особенно опасным является то, что микрповреждения часто остаются скрытыми на ранних стадиях, но при дальнейшем воздействии нагрузки становятся центрами концентрации напряжений и ускоряют деградацию материала [10–12].

Помимо термошоковых воздействий, существует множество других факторов, способных инициировать повреждения и разрушение конструкций из композитных материалов, включая керамические композиты [13,14]. К таким факторам относятся циклические механические нагрузки, ударные воздействия, ползучесть при высоких температурах, абразивный износ, эрозия потоком частиц, химическая коррозия, окисление и воздействие агрессивных газовых или жидких сред. В композитных материалах дополнительными механизмами разрушения могут выступать расслоение, потеря сцепления на границе «матрица-армирование», выкрашивание, образование пор и дефектов в процессе эксплуатации [15]. Интерес к данным типам керамических материалов, в особенности к изменению их теплофизических параметров обусловлен необходимостью повышения эффективности механизмов теплопередачи в композитных керамиках, рассматриваемых как кандидатные материалы для

инертных матриц дисперсного ядерного топлива. Увеличение теплопроводности керамик необходимо для снижения вероятности возникновения локальных областей перегрева при эксплуатации, а также возможности беспрепятственного отвода тепла, возникающего в процессе деления, тем самым снижая термическую нагрузку на керамические материалы инертных матриц. Кроме того, эксплуатационные условия часто носят комбинированный характер: например, одновременно действуют высокие температуры, механические вибрации и химически активная среда. В таких случаях процесс разрушения становится более сложным и ускоренным, а вероятность внезапного отказа конструкции возрастает. Именно поэтому разработка керамических и керамико-композитных материалов с повышенной устойчивостью к трещинообразованию и с возможностью самовосстановления микрповреждений рассматривается как перспективное направление, способное существенно повысить надежность и ресурс высокотемпературных и высоконагруженных компонентов.

Материалы и методы

В качестве объекта для исследования в данной работе были выбраны композитные $(1-x)\text{ZrO}_2-x\text{SiC}$ керамики, которые являются одними из кандидатных материалов для использования в качестве материалов инертных матриц дисперсного ядерного топлива. Интерес к данному типу композитных керамик обусловлен сочетанием высокой термодинамической стабильности, химической инертности по отношению к топливным фазам и продуктам деления, а также высокой радиационной стойкости, позволяющей сдерживать воздействие, как осколков деления, так и продуктов ядерных реакций в виде гелия или водорода. При этом, несмотря на относительно невысокую теплопроводность чистого диоксида циркония (порядка 1,7–2,5 Вт/(м×К)), его использование в составе композитных и многофазных керамик позволяет компенсировать данный недостаток за счёт введения высокотеплопроводных фаз или оптимизации микроструктуры материала. Выбор карбида кремния в качестве модифицирующей добавки к диоксиду циркония обусловлен возможностью повышения теплофизических свойств материала за счет формирования теплопроводящих путей, связанных с более высокой теплопроводностью карбида кремния. Кроме того, введение карбида кремния способствует повышению сопротивляемости материала внешним воздействиям благодаря образованию дополнительных межфазных границ, которые препятствуют распространению трещин при изменении внешних нагрузок. В частности, добавление карбида кремния (SiC) в состав ZrO_2 может рассматриваться как один из эффективных подходов к целенаправленной модификации структурных, механических и теплофизических характеристик керамических матриц, в том числе предназначенных для применения в составе инертных матриц дисперсного ядерного топлива.

Синтез композитных керамических материалов состава $(1-x)\text{ZrO}_2-x\text{SiC}$ осуществлялся с применением метода механохимического твердофазного перемалывания исходных порошков с последующим высокотемпературным спеканием в кислородосодержащей среде. На первом этапе проводили тщательное смешение и механическую активацию

порошков диоксида циркония и карбида кремния, что позволяло повысить их реакционную способность, улучшить распределение компонентов по объему смеси и сформировать более однородную микроструктуру будущего композита.

Механохимическая обработка способствовала измельчению частиц, увеличению удельной поверхности, накоплению дефектов кристаллической решетки и активации межфазных взаимодействий между ZrO_2 и SiC. Данный подход является эффективным для получения композитов с мелкодисперсной структурой, поскольку позволяет снизить диффузионные барьеры и ускорить процессы спекания. После стадии перемалывания полученную порошковую смесь подвергали формованию, а затем высокотемпературному спеканию.

Спекание проводилось в кислородосодержащей атмосфере, что являлось принципиально важным условием для формирования функциональных свойств композита. В таких условиях происходило частичное окисление SiC с образованием SiO_2 , который может выступать в роли «заполняющей» фазы и участвовать в механизмах самозалечивания микротрещин. Кроме того, взаимодействие продуктов окисления с матрицей ZrO_2 способствовало формированию прочной межфазной связи и стабилизации структуры композитного материала.

После механохимической обработки, полученные порошковые смеси подвергались высокотемпературному спеканию в муфельной печи Nabertherm LE 4/11/R6 (Nabertherm, Лилиенталь, Германия), обеспечивающей точный контроль температурного режима и стабильность атмосферы в рабочей камере. Перед спеканием порошки формовали в образцы требуемой геометрии методом одноосного прессования, что позволяло получить заготовки с достаточной механической прочностью для последующей термообработки.

Спекание осуществлялось при температуре 1500 °C с выдержкой при заданной температуре в течение 5 часов. Выбор данной температуры обусловлен необходимостью интенсификации диффузионных процессов, активации межфазного взаимодействия компонентов и достижения высокой степени уплотнения материала. Продолжительная изотермическая выдержка способствовала снижению остаточной пористости, формированию прочных межзеренных контактов и развитию устойчивой микроструктуры композита. Скорость нагрева составляла 20 °C/мин, что позволяло минимизировать возникновение термических напряжений, связанных с резкими температурными градиентами, и обеспечить равномерное протекание процессов уплотнения, спекания и рекристаллизации по всему объему образца. Контролируемый режим нагрева также снижал вероятность образования макро- и микротрещин на ранних стадиях термообработки, что особенно важно для хрупких керамических материалов.

Изучение прочностных характеристик осуществлялось с использованием метода индентирования, реализованного на микротвердомере Durolin M1 (Metkon, Бурса, Турция). Определение твердости приповерхностных слоев керамик было проведено с использованием алмазного индентера в виде пирамидки Виккерса, нагрузка на индентер при измерении составляла порядка 50 Н, что позволило определить изменение твердости на глубине порядка 300 – 500 нм. При измерении твердости, каждое последующее индентирование осуществлялось на расстоянии не менее 10 – 30 мкм

друг от друга с целью исключения эффектов перекрытия трещин и деформированных зон, образующихся в результате индентирования. Измерение прочностных свойств осуществлялось на образцах, запрессованных в таблетки.

Определение трещиностойкости осуществлялось путем определения размеров отпечатка индентера и его формы, отражающей деформацию поверхности при индентировании. На основании проведенных измерений оценивалась величина критического коэффициента интенсивности напряжений (K_{1C}), характеризующей способность материала сопротивляться хрупкому разрушению при наличии трещины в условиях внешних механических нагрузок, сравнительный анализ которой позволил определить кинетику изменения устойчивости керамик к внешним воздействиям и определить роль армирующего эффекта при изменении фазового состава керамик.

Определение прочности на сжатие проводилось с применением испытательной машины LFM-L 10kN (Walter + Bai AG, Лёнинген, Швейцария). Испытания образцов проводились путем их сжатия в специальных держателях, использование которых позволило определить величину максимального давления, выдерживаемого образцами при их растрескивании.

Определение теплофизических параметров керамик проводилось с использованием метода определения изменений продольного теплового потока, реализованного с использованием прибора измерителя теплопроводности КИТ-800 (КБ Теплофон, Россия). Измерение теплофизических параметров исследуемых керамик было осуществлено с применением метода определения измерений продольного теплового потока, когда нагрев осуществляется путем размещения образца на нагревателе с последующим контролем разницы температур с обеих сторон образца в широком диапазоне изменений температуры нагрева. Данный подход основан на регистрации величины теплового потока, проходящего через образец при заданном температурном градиенте, и последующем расчете коэффициента теплопроводности по закону Фурье для одномерного теплопереноса. Для описания механизмов теплопередачи и изменений теплофизических свойств керамик использовалась модель фононной передачи тепла в образцах.

Испытание на устойчивость керамик к процессам термошокового воздействия были осуществлены с использованием методики, при которой образцы керамик подвергаются быстрому нагреву в муфельной печи до температуры 1500 °С, выдерживаются при ней в течение 1 часа, после чего извлекаются на воздух, тем самым создавая резкий перепад температурного воздействия на образец при его извлечении из камеры печи на воздух. Количество циклов повторений подобных экспериментов составило не менее 5 циклов в серии, что позволило оценить кинетику деструкции керамик в процессе термошокового воздействия. После каждого цикла испытаний образцы подвергались оценке изменения прочностных характеристик с целью выявления изменений и определения влияния термического воздействия обусловленного резким градиентом температурного воздействия на прочностные характеристики.

Испытания на устойчивость квысокотемпературному старению образцов композитных керамик осуществлялись путем проведения экспериментов по размещению образцов

композитных керамики в муфельной печи с последующим нагревом ее до температуры 1000 °С и выдержке образцов в ней в течение 500 часов, что позволило имитировать длительное температурное воздействие на структуру керамики, а также изменение их прочностных характеристик в зависимости от состава. По окончании экспериментов были оценены прочностные и теплофизические характеристики исследуемых керамики, результаты которых позволили определить влияние высокотемпературного воздействия на деградацию характеристик керамики.

Результаты и обсуждение

В таблице 1 приведены результаты оценки фазового состава керамики в зависимости от вариации соотношения компонент в составе $(1-x)\text{ZrO}_2-x\text{SiC}$ керамики после термического спекания.

Таблица 1. Данные фазового состава $(1-x)\text{ZrO}_2 - x\text{SiC}$ керамики

Фаза	Концентрация SiC в составе керамики, М						
	0	0.05	0.1	0.2	0.3	0.4	0.5
ZrO ₂ моноклинная	100	86±3	72±4	60±4	25±2	-	-
SiC гексагональная	-	8±1	11±2	15±2	25±3	29±2	27±2
SiO ₂ тетрагональная	-	2±1	2±1	4±1	4±1	6±2	8±2
ZrSiO ₄ тетрагональная	-	4±1	14±2	21±2	46±4	65±3	65±3

Согласно оценке фазовых трансформаций в составе $(1-x)\text{ZrO}_2 - x\text{SiC}$ керамики при малых концентрациях компонента SiC в составе, доминирующую роль играет моноклинная фаза ZrO₂, в то время как при увеличении SiC в структуре наблюдается возникновение реакционных фазовых трансформаций типа $m\text{-ZrO}_2 \rightarrow t\text{-ZrSiO}_4$, что в свою очередь приводит к изменению соотношения весовых вкладов фаз, а также полному доминированию фазы циркона $t\text{-ZrSiO}_4$ в составе при концентрациях SiC выше 0.3 М.

Немаловажную роль в изменении фазового состава композитных керамики играет определение их прочностных и теплофизических характеристик. Вариация соотношения компонент в составе композитных керамики, как правило, приводит к инициализации формирования дополнительных межфазных границ, возникающих при смешивании двух компонент в составе, а также в результате фазовых трансформаций или процессов формирования твердого раствора в случае слаборастворимых компонент [16, 17]. Наличие межфазных границ в составе керамики, а также изменение их плотности при

вариации соотношения компонент, и как следствие, изменению весовых долей фаз в составе керамик, оказывает существенное влияние на механизмы перераспределения напряжений в материале, процессы торможения и отклонения трещин, а также на сопротивление разрушению при статических и динамических нагрузках. Также изменение размеров зерен, связанное с формированием мелкодисперсной фракции, равномерно распределённой в межфазной структуре, способствует повышению трещиностойкости и прочности композитной керамики за счёт активации механизмов микротрещинообразования, межфазного скольжения и рассеяния энергии разрушения.

На рисунке 1 приведены результаты изменения морфологических особенностей синтезированных керамик в зависимости от вариации соотношения компонент в составе, отражающие влияние фазовых трансформаций на форму и расположение зерен в составе керамик, а также формирование межфазных границ в процессе спекания. Согласно представленным данным видно, что изменение прочностных характеристик исследуемых образцов керамик носит явно нелинейный характер и определяется не только изменением весовых вкладов компонент в составе, но и фазовыми трансформациями, происходящими при термическом отжиге образцов. В случае малых концентраций SiC, равной 0.05 М, согласно данным фазового анализа в структуре доминирует фаза ZrO_2 , а также присутствуют включения в виде фазы $ZrSiO_4$ и SiC, весовые вклады которых составляют менее 15 вес. %, что приводит к малым изменениям прочностных характеристик исследуемых композитных керамик. В данном случае малые изменения обусловлены тем, что изолированные SiC частицы, в также включения $ZrSiO_4$, не обеспечивают эффективного армирующего эффекта, тем самым упрочнение керамик относительно ZrO_2 незначительно и составляет порядка 10 – 15 %. Увеличение доли SiC в составе композитных керамик до 0,1–0,3 М приводит к практически линейному характеру увеличения прочностных характеристик, а максимум значений прочностных параметров наблюдается для образцов 0.7 ZrO_2 –0.3 SiC фазовый состав которых представлен смесью трех фаз, доминирующей фазой $ZrSiO_4$ и равным содержанием ZrO_2 и SiC, с небольшими включениями в виде SiO_2 фазы, наличие которой обусловлено процессами термического окисления карбида кремния при спекании. В данном случае увеличение прочностных характеристик исследуемых керамик обусловлено формированием развитой сети межфазных границ, изменением размеров зерен и их плотностью, создающих армирующий эффект за счет формирования SiC и $ZrSiO_4$ в составе. При этом следует отметить, что включения $ZrSiO_4$ выступают в роли переходных слоев, снижающие локальные концентрации напряжений на границах ZrO_2 /SiC зерен.

При концентрациях SiC выше 0.3 М наблюдаемый тренд снижения прочностных характеристик обусловлен доминированием в составе $ZrSiO_4$ фазы, а также полным вытеснением фазы ZrO_2 в результате реакционных фазовых трансформаций типа $ZrO_2 + SiO_2 \rightarrow ZrSiO_4$, завершение которых при росте весового вклада SiC приводит к увеличению доли оксида кремния, наличие которого негативно сказывается на прочностных характеристиках керамик, а также достижением эффекта насыщения структуры и повышением хрупкости керамики за счет эффекта структурной неоднородности, что

наглядно демонстрируют результаты морфологических особенностей приведенные на рисунке 2.

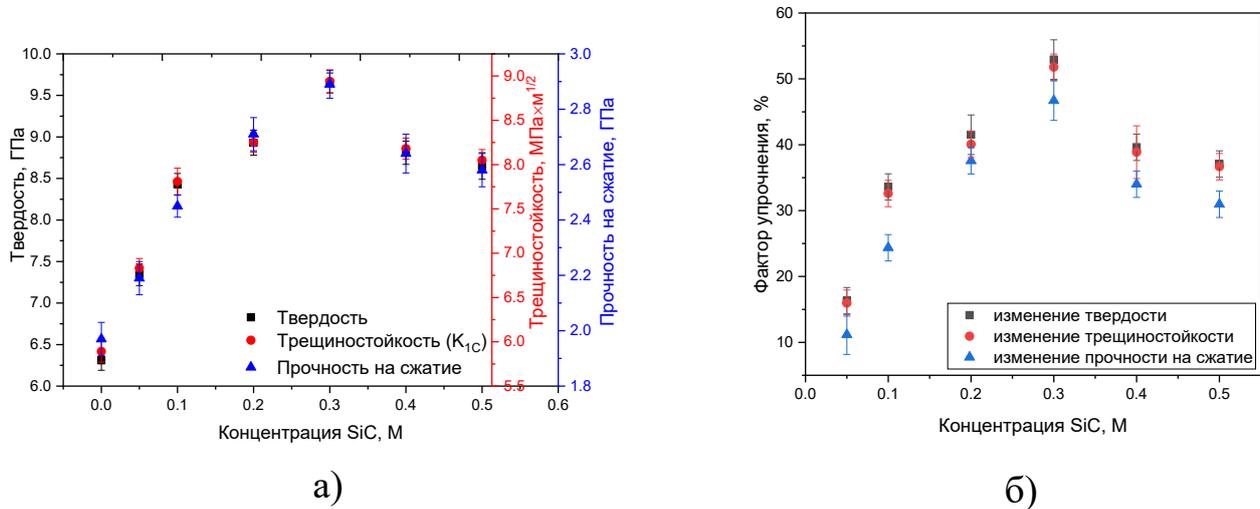


Рисунок 1. Результаты изменения прочностных характеристик композитных (1-x) ZrO₂ - xSiC керамик: а) результаты оценки изменений твердости, трещиностойкости и прочности на сжатие при вариации соотношения компонент в составе; б) результаты оценки факторов упрочнения керамик в зависимости от вариации соотношения компонентов в составе

На рисунке 1б приведены результаты оценки изменения факторов упрочнения, рассчитанных для исследуемых образцов путем сравнения результатов твердости, трещиностойкости и прочности на сжатие образцов ZrO₂ без добавления SiC с результатами, полученными для образцов (1-x)ZrO₂-xSiC керамик в случае вариации соотношения компонент в составе, приводящих к изменению фазового состава. Результаты факторов упрочнения свидетельствуют о влиянии фазового состава, а также изменений, связанных с протеканием реакционных фазовых трансформаций в составе керамик, оказывающих непосредственное влияние на изменение устойчивости керамик и их прочностные свойства. Максимально достигаемое значение упрочнения (повышение твердости, трещиностойкости, прочности на сжатие) наблюдается при концентрациях SiC равной 0,2–0,3 М, и составляет порядка 45–50 % в сравнении с результатами, полученными для керамик ZrO₂. Одним из основных механизмов упрочнения является армирование оксидной матрицы ZrO₂ частицами SiC, связанным с формированием межфазных границ, а также сдерживанию процессов кристаллизации зерен ZrO₂ в крупные агломераты в процессе спекания, что наглядно видно из результатов оценки морфологических особенностей, приведенных на рисунке 2. Добавление SiC и механохимическая активация способствуют уменьшению среднего размера зерен ZrO₂ и подавлению их аномального роста при спекании. Уменьшение размера зерен приводит к увеличению плотности границ зерен, которые препятствуют зарождению и распространению микротрещин. В результате возрастает твердость и прочность керамик. При этом в случае

концентраций 0.05 – 0.1 М, результаты упрочнения композитных керамик обусловлены формированием устойчивой ZrO_2 матрицы с включениями в виде мелкодисперсной фракции SiC, при этом формирование $ZrSiO_4$ приводит к созданию буферных слоев между зернами карбида кремния и диоксида циркония. В случае концентраций SiC 0,2–0,3 М, наблюдается значительное изменение морфологических особенностей, обусловленное формированием матрицы из SiC с включениями в виде мелкодисперсной фракции ZrO_2 зерен, плотно упакованных вместе с включениями в виде $ZrSiO_4$.

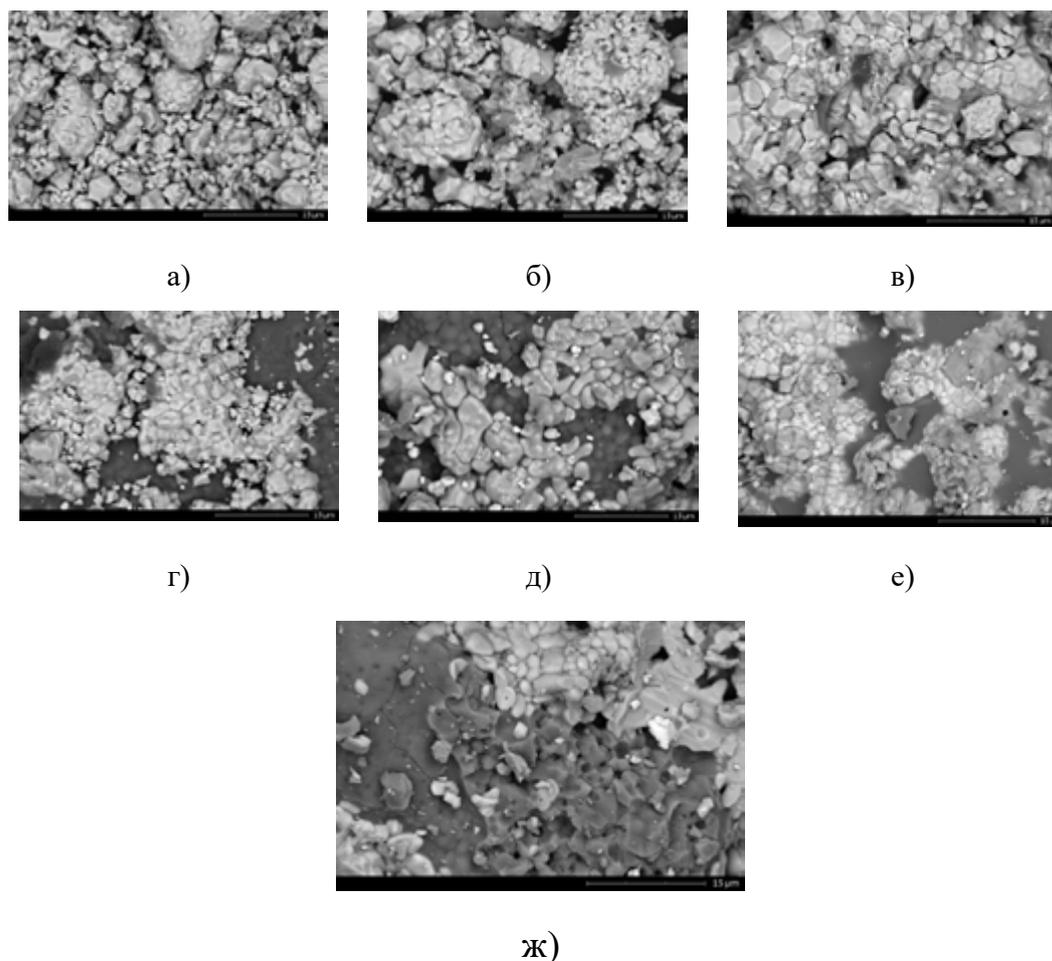


Рисунок 2. Результаты морфологических особенностей композитных (1-х) $ZrO_2 - xSiC$ керамик, полученные с применением метода растровой электронной микроскопии: а) исходный ZrO_2 ; б) при добавлении 0.05 М SiC; в) при добавлении 0.1 М SiC; г) при добавлении 0.2 М SiC; д) при добавлении 0.3 М SiC; е) при добавлении 0.4 М SiC; ж) при добавлении 0.5 М SiC

Увеличение трещиностойкости в случае композитных керамик обусловлено тем, что трещины, образующиеся в результате внешних механических воздействий вынуждены распространяться по более сложным траекториям, огибая твердые частицы SiC и

межфазные области. Это приводит к увеличению эффективной длины пути трещины, снижению концентрации напряжений в ее вершине и повышению сопротивления хрупкому разрушению. При этом изменение соотношения фаз в составе за счет доминирования $ZrSiO_4$ приводит к уменьшению количества граничных эффектов, что наглядно продемонстрировано на рисунках 2е – 2ж, что в свою очередь обуславливает снижение устойчивости к растрескиванию, а также прочностных характеристик.

Одной из важных характеристик композитных керамик, рассматриваемых в качестве материалов инертных матриц дисперсного ядерного топлива, является их устойчивость к термическим и термошоковым воздействиям, которые могут возникнуть в процессе их эксплуатации в случае аварийных или непредвиденных ситуаций, связанных с нарушением теплоотвода, изменением режимов охлаждения или локальным перегревом топливных элементов. Сами по себе термошоковые воздействия представляют собой резкое изменение температуры образцов, что может привести к резкому снижению прочностных характеристик керамик за счет формирования термически-индуцированных напряжений, возникающих при градиенте температурного воздействия, процессов окисления в результате воздействия воздушной охлажденной среды на горячую поверхность керамик. При превышении критического уровня таких напряжений происходит инициирование и развитие микротрещин, что сопровождается резким снижением механической прочности и трещиностойкости материала. В условиях быстрого охлаждения возможно протекание процессов окисления карбидной фазы SiC и формирования поверхностных оксидных слоев, отличающихся по теплофизическим и механическим свойствам от основного материала. Образование таких слоев приводит к возникновению дополнительных внутренних напряжений на границе «оксидный слой – объем керамики», что способствует ускоренному зарождению поверхностных трещин и их дальнейшему распространению вглубь материала.

На рисунке 3 приведены результаты оценки изменений прочностных характеристик в ходе термошоковых испытаний в зависимости от количества циклов воздействия, отражающие влияние градиентов температур, возникающих в результате извлечения образцов из горячей камеры на воздух на устойчивость прочностных характеристик. Общий характер наблюдаемых изменений прочностных характеристик отражает степень деградации параметров при увеличении количества циклов, свидетельствующий о накопительном эффекте деструкции, вызванной резким изменением температуры воздействия на образцы при извлечении их на воздух. При этом Анализ изменения прочностных характеристик после термошокового воздействия свидетельствует о различной степени деградации прочностных свойств в зависимости от содержания карбида кремния. Согласно представленным данным, максимальная степень деградации прочностных характеристик наблюдается для ZrO_2 керамик, в то время как для образцов с добавлением SiC тренды снижения прочностных свойств имеют гораздо меньшую зависимость от количества циклов и меньшие изменения при большом количестве последовательных воздействий. В данном случае выраженное снижение устойчивости к деградации, установленное для образцов ZrO_2 керамик в

сравнении с другими типами керамик обусловлено различием теплопроводности, значение которой для ZrO_2 значительно меньше, чем для композитных керамик, в результате чего возникает высокий температурный градиент, способствующий росту термически – индуцированных деформационных напряжений. Максимальное снижение устойчивости прочностных параметров для ZrO_2 керамик после 5 последовательных циклов термошокового воздействия составляет порядка 7,5–8 % от начальных значений, в то время как для композитных керамик данное изменение составляет от 1 до 2 % в зависимости от фазового состава керамик, обусловленному вариацией соотношения компонентов в составе.

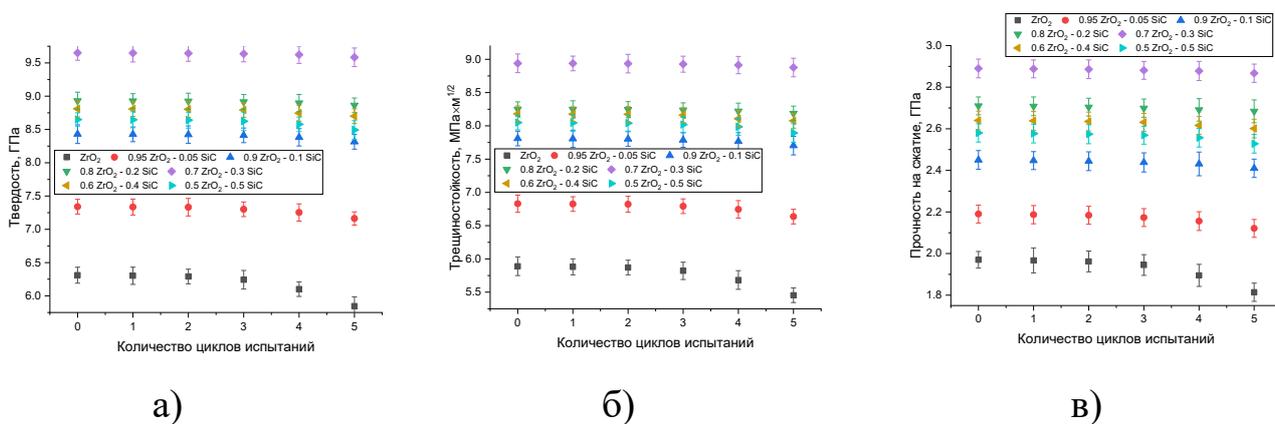


Рисунок 3. Результаты термошоковых испытаний композитных $(1-x)ZrO_2-xSiC$ керамик: а) результаты изменения твердости; б) результаты изменения трещиностойкости; в) результаты прочности на сжатие

На рисунке 4 приведены результаты изменения прочностных характеристик исследуемых керамик в случае длительного воздействия высоких температур. Общий тренд изменений прочностных характеристик после термического отжига в течение 500 часов показал малые изменения значений твердости, трещиностойкости и прочности на сжатие, что свидетельствует о достаточно высокой стабильности прочностных свойств керамик к температурным воздействиям без каких-либо дополнительных внешних воздействий. Максимальное изменение прочностных характеристик для исследуемых образцов наблюдается для ZrO_2 керамик, для которых термическое воздействие в течение 500 часов приводит к снижению прочностных параметров порядка 1,4–1,5 % от начальных значений. При этом изменение фазового состава за счет добавления в состав SiC и образования силикатных фаз приводит к уменьшению разницы между значениями прочностных характеристик до и после испытаний, которое составляет менее 0,5 % для образцов 0,8 ZrO_2 -0,2 SiC и 0,7 ZrO_2 -0,3 SiC керамик. Следует также отметить, что доминирование в составе керамик фазы $ZrSiO_4$ и вытеснение фазы ZrO_2 приводит к увеличению разницы значений прочностных характеристик после

высокотемпературного воздействия, что обусловлено снижением количества межфазных границ в составе композитных керамик, также обусловленных изменением фазового состава.

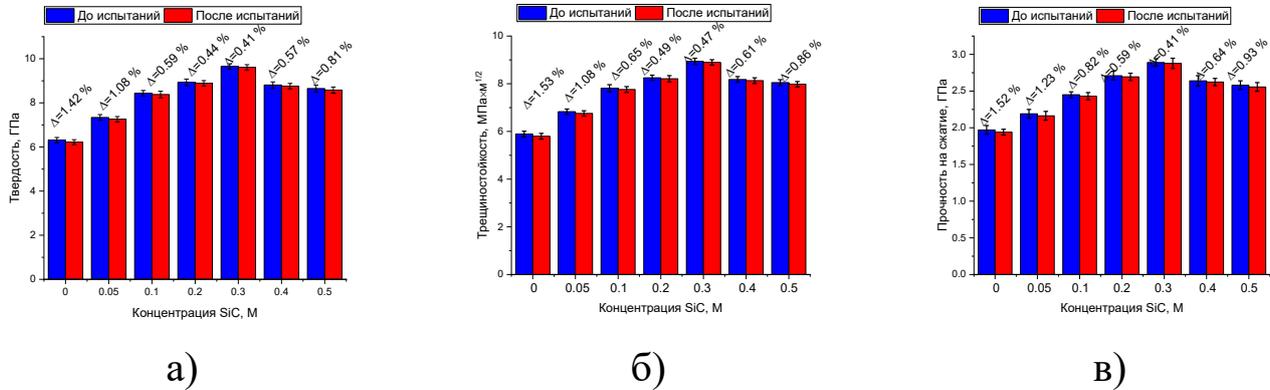


Рисунок 4. Результаты оценки изменения прочностных параметров в результате экспериментов, имитирующих высокотемпературное воздействие в течение длительного времени: а) результаты изменения твердости; б) результаты изменения трещиностойкости; в) результаты прочности на сжатие

На рисунке 5 приведены результаты оценки изменений коэффициента теплопроводности исследуемых композитных $(1-x)\text{ZrO}_2-x\text{SiC}$ керамик в зависимости от соотношения компонент в составе. Согласно представленным данным изменений коэффициента теплопроводности видно, что изменение теплофизических свойств керамик имеет явно выраженную зависимость от соотношения компонент в составе керамик, а также фазового состава, обусловленного изменением весовых вкладов ZrO_2 , SiC и ZrSiO_4 . При добавлении малых концентраций SiC в состав керамик наблюдается увеличение теплопроводности составляет порядка 0,7–2,2 раза в сравнении с результатами для ZrO_2 керамик. При этом малые изменения, несмотря на высокие значения теплопроводности SiC , обусловлены тем, что частицы карбида кремния присутствуют в составе керамик в виде разрозненных включений, не образующих непрерывных теплопроводящих путей, а рост теплопроводности ограничивается интенсивным рассеянием фононов на межфазных границах. При увеличении концентрации SiC до $x=0.20$ М наблюдается более существенный рост коэффициента теплопроводности до 8,0–10,0 Вт/(м·К), что соответствует увеличению примерно в 4,9 раза. Данный эффект обусловлен увеличением доли высокотеплопроводной карбидной фазы и формированием частично связанной теплопроводящей сети, обеспечивающей более эффективный перенос тепла. Максимальные значения теплопроводности фиксируются при $x=0.30-0.4$ М, где коэффициент теплопроводности достигает 18,0–19,0 Вт/(м·К), что соответствует росту в 9,2–9,4 раза относительно исходной ZrO_2 керамики. В этом диапазоне фазовый состав характеризуется существенной долей SiC при наличии оксидных и силикатных фаз, формирующих устойчивую, но еще структурно

неоднородную теплопроводящую сеть. При дальнейшем увеличении концентрации SiC до $x \approx 0.50$ коэффициент теплопроводности несколько снижается и составляет порядка 16 – 19 Вт/(м×К) (увеличение в 8.4 раза), что может быть связано с ростом доли межфазных границ, повышенной дефектностью структуры и возможным увеличением остаточной пористости, ограничивающих эффективный перенос тепла несмотря на высокую теплопроводность карбида кремния.

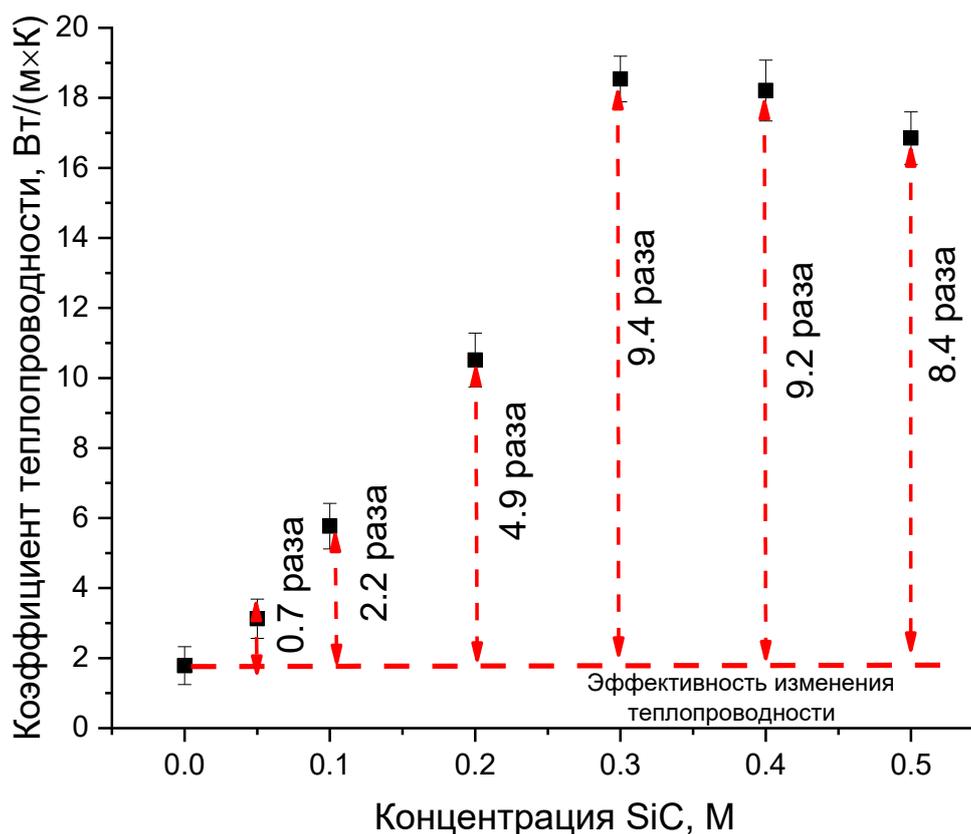


Рисунок 5. Результаты оценки изменения коэффициента теплопроводности исследуемых композитных $(1-x)\text{ZrO}_2 - x\text{SiC}$ керамик в зависимости от вариации соотношения компонент в составе

Сравнительный анализ изменений коэффициента теплопроводности для образцов композитных $(1-x)\text{ZrO}_2-x\text{SiC}$ керамик с традиционными оксидными керамиками, используемыми в качестве инертным матриц, в частности, стабилизированном диоксиде циркония, для которых значение коэффициента теплопроводности составляет порядка 2,0–2,5 Вт/(м×К), в случае композитных керамик MgO-ZrO_2 или $\text{Al}_2\text{O}_3-\text{ZrO}_2$ величина теплопроводности составляет порядка 3–5 Вт/(м×К) [18,19], для композитных керамик BeO-ZrO_2 , значения коэффициента теплопроводности составляют порядка 8–12 Вт/(м×К), при этом применение BeO сопровождается серьезными технологическими ограничениями, связанными с его токсичностью и сложностью получения композитов

с ним. В данной связи полученные значения для $(1-x)\text{ZrO}_2-x\text{SiC}$ керамик в случае когда концентрация SiC составляет 0,3–0,4 М, достигнутые значения коэффициента теплопроводности составляют порядка 16–19 Вт/(м×К), что делает данные керамики одними из перспективных среди оксидных или композитных оксидных керамик, рассматриваемых в качестве кандидатных материалов для инертных матриц [20]. При этом полученные значения коэффициента теплопроводности существенно ниже теплопроводности монолитного SiC ($\approx 120\text{--}200$ Вт/(м×К)), однако существенно превосходят показатели оксидных и силикатных систем при сохранении их химической и радиационной стабильности.

Заключение

Установлено, что прочностные характеристики композитных $(1-x)\text{ZrO}_2-x\text{SiC}$ керамик существенно зависят от их фазового состава и демонстрируют выраженный нелинейный характер при вариации содержания карбида кремния. Показано, что при низких концентрациях SiC ($x \leq 0.1$ М) механическое поведение материала определяется преимущественно оксидной матрицей ZrO_2 , что соответствует относительно низким значениям твердости, трещиностойкости и прочности на сжатие вследствие хрупкости оксидной фазы и отсутствия эффективного армирования, обусловленного добавлением SiC, а также формированием силикатной фазы, выполняющей роль буферной прослойки, снижающей напряжения на границах ZrO_2/SiC зерен.

Получены результаты циклических испытаний, связанных с изучением влияния вариации соотношения компонентов и фазового состава керамик на изменение устойчивости к термошоковым воздействиям, связанным с резким изменением температуры воздействия на образцы.

Установлено, что в данном диапазоне фазового состава реализуется оптимальный баланс между армирующим эффектом SiC, развитием сети межфазных границ и релаксацией напряжений за счет промежуточных фаз, что обеспечивает повышение прочностных характеристик и устойчивости к хрупкому разрушению в случае термических воздействий. Максимальные значения коэффициента теплопроводности достигают 18–19 Вт/(м×К), что в 8–9 раз превышает теплопроводность исходной ZrO_2 керамики и существенно превосходит показатели большинства оксидных керамик, рассматриваемых в качестве материалов инертных матриц дисперсного ядерного топлива.

Благодарность

Исследование финансируется Комитетом науки Министерства науки и высшего образования Республики Казахстан (No. AP26104441).

Вклад авторов

Р. Елшибеков – проведение экспериментов, обработка результатов, установление взаимосвязи между определенными параметрами, подготовка публикации, общий анализ данных.

Ш.Г. Гиниятова – анализ и обработка данных, интерпретация полученных зависимостей, определение кинетики изменения прочностных характеристик.

Ш. Хаметов – проведение экспериментальных работ, отработка режимов измерений теплофизических характеристик, проведение экспериментов на устойчивость к термошоковым воздействиям.

Г.А. Баймбетова – проведение экспериментов по определению фазового состава, анализ и обработка данных, интерпретация полученных зависимостей, определение кинетики изменения прочностных характеристик.

Список литературы

1. F. Tavangarian, D. Hui, G. Li, Crack-healing in ceramics, Composites Part B: Engineering 144, 56–87 (2018). <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2018.02.025>
2. S. K. Lee, W. Ishida, S. Y. Lee, K. W. Nam, K. Ando, Crack-healing behavior and resultant strength properties of silicon carbide ceramic, Journal of the European Ceramic Society 25, 569–576 (2005). <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2004.01.021>
3. H. S. Kim, M. K. Kim, S. B. Kang, S. H. Ahn, K. W. Nam, Bending strength and crack-healing behavior of Al₂O₃/SiC composites ceramics, Materials Science and Engineering: A. 483–484, 672–675 (2008). <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.09.169>
4. S. K. Lee, M. Ono, W. Nakao, K. Takahashi, K. Ando, Crack-healing behaviour of mullite/SiC/Y₂O₃ composites and its application to the structural integrity of machined components, Journal of the European Ceramic Society 25, 3495–3502 (2005). <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2004.08.024>
5. J. Lin, Y. Huang, H. Zhang, Crack healing and strengthening of SiC whisker and ZrO₂ fiber reinforced ZrB₂ ceramics, Ceramics International 40, 16811–16815 (2014). <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2014.07.040>
6. X. Zhang, L. Xu, S. Du, W. Han, J. Han, Preoxidation and Crack-Healing Behavior of ZrB₂-SiC Ceramic Composite, Journal of the American Ceramic Society 91, 4068–4073 (2008). <https://doi.org/10.1111/j.1551-2916.2008.02760.x>
7. H. Tomaszewski, M. Boniecki, H. Weglarz, Toughness-curve behaviour of alumina-SiC and ZTA-SiC composites, Journal of the European Ceramic Society 20, 1215–1224 (2000). [https://doi.org/10.1016/S0955-2219\(99\)00273-3](https://doi.org/10.1016/S0955-2219(99)00273-3)
8. S. Zhao, G. Yuan, D. Zhang, P. Xu, G. Li, W. Han, Formation and elimination mechanism of thermal blistering in Al₂O₃/Si system, Journal of Materials Science 56, 17478–17489 (2021). <https://doi.org/10.1007/s10853-021-06441-9>
9. K. Houjou, K. Ando, K. Takahashi, Crack-healing behaviour of ZrO₂/SiC composite ceramics, International Journal of Structural Integrity 1, 73–84 (2010). <https://doi.org/10.1108/17579861011023810>
10. K. W. Nam, J. R. Hwang, The crack healing behavior of ZrO₂/SiC composite ceramics with TiO₂ additive, Journal of mechanical science and technology 26, 2093–2096 (2012). <https://doi.org/10.1007/s12206-012-0521-5>
11. M. Ono, W. Nakao, K. Takahashi, M. Nakatani, K. Ando, A new methodology to guarantee the structural integrity of Al₂O₃/SiC composite using crack healing and a proof test, Fatigue & fracture of engineering materials & structures 30, 599–607 (2007). <https://doi.org/10.1111/j.1460-2695.2007.01132.x>

12. K. Houjou, K. Takahashi, Crack-healing behavior of ZrO₂/SiC composite ceramics and strength properties of crack-healing specimens, *International Journal of Structural Integrity* 3, 41–52 (2012). <https://doi.org/10.1108/17579861211209984>
13. J. Chai, Y. Zhu, T. Shen, Y. Liu, L. Niu, S. Li, P. Jin, M. Cui, Z. Wang, Assessing fracture toughness in sintered Al₂O₃-ZrO₂ (3Y)-SiC ceramic composites through indentation technique, *Ceramics International* 46, 27143–27149 (2020). <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2020.07.194>
14. J. Delage, E. Saiz, N. Al Nasiri, Fracture behaviour of SiC/SiC ceramic matrix composite at room temperature, *Journal of the European Ceramic Society* 42, 3156–3167 (2022). <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2022.01.060>
15. Z. Chen, L. Ji, N. Guo, C. Xu, S. Zhang, Crack healing and strength recovery of Al₂O₃/TiC/TiB₂ ceramic tool materials, *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials* 87, 105167 (2020). <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2019.105167>
16. Y. Li, B. Guo, G. Huang, S. Kubo, P. Shu, Characterization and thermal performance of nitrate mixture/SiC ceramic honeycomb composite phase change materials for thermal energy storage, *Applied Thermal Engineering* 81, 193–197 (2015). <https://doi.org/10.1016/j.applthermaleng.2015.02.008>
17. D. B. Borgekov, S. B. Azambayev, A. L. Kozlovskiy, D. I. Shlimas, Effect of Phase Composition Variation of Oxy-Nitride Composite Ceramics on Heat Resistance and Preservation of Strength Parameters, *Crystals* 14, 744 (2024). <https://doi.org/10.3390/cryst14080744>
18. B. S. Constantino, Y. J. Sohn, G. Mauer, Magnesia-stabilized zirconia (MSZ) thermal barrier coatings by suspension plasma spraying: Coating properties and service life behavior, *Journal of the European Ceramic Society* 45, 117790 (2025). <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2025.117790>
19. D. B. Borgekov, A. L. Kozlovskiy, D. I. Shlimas, R. I. Shakirzyanov, A. I. Popov, M. Konuhova, Study of the effect of variation of thermal annealing conditions on the structural ordering and phase formation processes in ZrO₂-Al₂O₃ ceramics, *Kompleksnoe Ispolzovanie Mineralnogo Syra* 336, 48–63 (2026). <https://doi.org/10.31643/2026/6445.05>
20. Z. Chen, L. Wang, P. Du, Y. Shi, G. Xue, C. Xie, Yu. Hou, Z. Wang, Effects of different sintering additives Re₂O₃ (Re= Y, Nd, Gd, Sm, and Yb) on the thermal conductivity, mechanical properties and dielectric properties of AlN ceramics, *Journal of Alloys and Compounds* 1023, 180180 (2025). <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2025.180180>

R. Elshibekov^{1*}, Sh.G. Giniyatova^{1,2}, Sh. Khametov^{1,2}, G.A. Baimbetova²

¹L.N. Gumilyov Eurasian National University, Astana, Kazakhstan

²RSE on the REM Institute of Nuclear Physics of the ARKAE, Almaty, Kazakhstan

(E-mail: e_rinat92@mail.ru, giniyatova_shg@enu.kz, khametov@inp.kz, bgulzada_74@mail.ru)

The role of reactive phase transformations in composite ceramics in changing strength and thermal characteristics

Abstract. The paper presents the results of the assessment of the influence of variations in the ratio of components in composite (1-x)ZrO₂ – xSiC ceramics on the change in phase composition caused by the initialization of reactive phase transformations, as well as the determination of the role of phase

transformations on the change in strength and thermal characteristics. It has been established that control over the phase composition of composite $(1-x)\text{ZrO}_2-x\text{SiC}$ ceramics allows for the targeted optimization of their strength properties, and the most favorable combination of strength characteristics is achieved at intermediate SiC concentrations of 0.2 – 0.3 M, ensuring a high level of mechanical reliability of materials under conditions of intense external influences. The results of thermal shock tests confirm that the highest resistance to sudden temperature effects is achieved in composite $(1-x)\text{ZrO}_2-x\text{SiC}$ ceramics with a SiC content of 0.2 – 0.3 M, which ensures an optimal balance between thermal conductivity, mechanical strength, and the ability of the structure to relax thermally induced stresses. The data obtained are of great practical importance for the assessment of the performance of these materials under conditions of non-stationary temperature conditions and emergency situations typical for the operation of inert matrices of dispersed nuclear fuel.

Key words: composite ceramics, silicon carbide, strengthening, thermal shock effect, hardness, induced stresses

Р. Елшибеков^{1*}, Ш.Г. Гиниятова^{1,2}, Ш. Хаметов^{1,2}, Г.А. Баймбетова²

¹Л.Н. Гумилев атындағы Еуразия ұлттық университеті, Астана, Қазақстан

²ҚРАЭА Ядролық физика институты ШЖҚ РМК, Алматы, Қазақстан

(E-mail: e_rinat92@mail.ru, giniyatova_shg@enu.kz, khametov@inp.kz, bgulzada_74@mail.ru)

Композиттік керамикасындағы реактивті фазалық түрленулердің беріктік пен жылулық сипаттамалардың өзгеруіндегі рөлі

Аңдатпа. Мақалада реактивті фазалық түрлендірулерді инициализациялаудан туындаған фазалық құрамның өзгеруіне композитті $(1-x)\text{ZrO}_2 - x\text{SiC}$ керамикасындағы компоненттердің арақатынасындағы өзгерістердің әсерін бағалау нәтижелері, сондай-ақ беріктік пен жылулық сипаттамалардың өзгеруіне фазалық түрлендірулердің рөлін анықтау нәтижелері ұсынылған. Композитті $(1-x)\text{ZrO}_2-x\text{SiC}$ керамикасының фазалық құрамын бақылау олардың беріктік қасиеттерін мақсатты түрде оңтайландыруға мүмкіндік беретіні және беріктік сипаттамаларының ең қолайлы үйлесімі 0.2 – 0.3 M аралық SiC концентрацияларында қол жеткізілетіні, бұл қарқынды сыртқы әсерлер жағдайында материалдардың механикалық сенімділігінің жоғары деңгейін қамтамасыз ететіні анықталды. Термиялық соққы сынақтарының нәтижелері кенеттен температура әсеріне ең жоғары төзімділік SiC мөлшері 0.2 – 0.3 M болатын композиттік $(1-x)\text{ZrO}_2-x\text{SiC}$ керамикасында қол жеткізілетінін растайды, бұл жылу өткізгіштік, механикалық беріктік және құрылымның термиялық индукцияланған кернеулерді босату қабілеті арасындағы оңтайлы тепе-теңдікті қамтамасыз етеді. Алынған деректер дисперсті ядролық отынның инертті матрицаларын пайдалану кезінде тән болатын тұрақсыз температуралық режимдер мен авариялық жағдайлардағы осы материалдардың жұмысқа қабілеттілігін бағалау үшін маңызды практикалық мәнге ие.

Түйін сөздер: композиттік керамика, кремний карбиді, нығайту, термиялық соққы әсері, қаттылық, индукцияланған кернеулер

References

1. F. Tavangarian, D. Hui, G. Li, Crack-healing in ceramics, *Composites Part B: Engineering* 144, 56–87 (2018). <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2018.02.025>
2. S. K. Lee, W. Ishida, S. Y. Lee, K. W. Nam, K. Ando, Crack-healing behavior and resultant strength properties of silicon carbide ceramic, *Journal of the European Ceramic Society* 25, 569–576 (2005). <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2004.01.021>
3. H. S. Kim, M. K. Kim, S. B. Kang, S. H. Ahn, K. W. Nam, Bending strength and crack-healing behavior of Al₂O₃/SiC composites ceramics, *Materials Science and Engineering: A*. 483–484, 672–675 (2008). <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.09.169>
4. S. K. Lee, M. Ono, W. Nakao, K. Takahashi, K. Ando, Crack-healing behaviour of mullite/SiC/Y₂O₃ composites and its application to the structural integrity of machined components, *Journal of the European Ceramic Society* 25, 3495–3502 (2005). <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2004.08.024>
5. J. Lin, Y. Huang, H. Zhang, Crack healing and strengthening of SiC whisker and ZrO₂ fiber reinforced ZrB₂ ceramics, *Ceramics International* 40, 16811–16815 (2014). <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2014.07.040>
6. X. Zhang, L. Xu, S. Du, W. Han, J. Han, Preoxidation and Crack-Healing Behavior of ZrB₂-SiC Ceramic Composite, *Journal of the American Ceramic Society* 91, 4068–4073 (2008). <https://doi.org/10.1111/j.1551-2916.2008.02760.x>
7. H. Tomaszewski, M. Boniecki, H. Weglarz, Toughness-curve behaviour of alumina-SiC and ZTA-SiC composites, *Journal of the European Ceramic Society* 20, 1215–1224 (2000). [https://doi.org/10.1016/S0955-2219\(99\)00273-3](https://doi.org/10.1016/S0955-2219(99)00273-3)
8. S. Zhao, G. Yuan, D. Zhang, P. Xu, G. Li, W. Han, Formation and elimination mechanism of thermal blistering in Al₂O₃/Si system, *Journal of Materials Science* 56, 17478–17489 (2021). <https://doi.org/10.1007/s10853-021-06441-9>
9. K. Houjou, K. Ando, K. Takahashi, Crack-healing behaviour of ZrO₂/SiC composite ceramics, *International Journal of Structural Integrity* 1, 73–84 (2010). <https://doi.org/10.1108/17579861011023810>
10. K. W. Nam, J. R. Hwang, The crack healing behavior of ZrO₂/SiC composite ceramics with TiO₂ additive, *Journal of mechanical science and technology* 26, 2093–2096 (2012). <https://doi.org/10.1007/s12206-012-0521-5>
11. M. Ono, W. Nakao, K. Takahashi, M. Nakatani, K. Ando, A new methodology to guarantee the structural integrity of Al₂O₃/SiC composite using crack healing and a proof test, *Fatigue & fracture of engineering materials & structures* 30, 599–607 (2007). <https://doi.org/10.1111/j.1460-2695.2007.01132.x>
12. K. Houjou, K. Takahashi, Crack-healing behavior of ZrO₂/SiC composite ceramics and strength properties of crack-healing specimens, *International Journal of Structural Integrity* 3, 41–52 (2012). <https://doi.org/10.1108/17579861211209984>
13. J. Chai, Y. Zhu, T. Shen, Y. Liu, L. Niu, S. Li, P. Jin, M. Cui, Z. Wang, Assessing fracture toughness in sintered Al₂O₃-ZrO₂ (3Y)-SiC ceramic composites through indentation technique, *Ceramics International* 46, 27143–27149 (2020). <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2020.07.194>
14. J. Delage, E. Saiz, N. Al Nasiri, Fracture behaviour of SiC/SiC ceramic matrix composite at room temperature, *Journal of the European Ceramic Society* 42, 3156–3167 (2022). <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2022.01.060>

15. Z. Chen, L. Ji, N. Guo, C. Xu, S. Zhang, Crack healing and strength recovery of Al₂O₃/TiC/TiB₂ ceramic tool materials, International Journal of Refractory Metals and Hard Materials 87, 105167 (2020). <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2019.105167>

16. Y. Li, B. Guo, G. Huang, S. Kubo, P. Shu, Characterization and thermal performance of nitrate mixture/SiC ceramic honeycomb composite phase change materials for thermal energy storage, Applied Thermal Engineering 81, 193–197 (2015). <https://doi.org/10.1016/j.applthermaleng.2015.02.008>

17. D. B. Borgekov, S. B. Azambayev, A. L. Kozlovskiy, D. I. Shlimas, Effect of Phase Composition Variation of Oxy–Nitride Composite Ceramics on Heat Resistance and Preservation of Strength Parameters, Crystals 14, 744 (2024). <https://doi.org/10.3390/cryst14080744>

18. B. S. Constantino, Y. J. Sohn, G. Mauer, Magnesia-stabilized zirconia (MSZ) thermal barrier coatings by suspension plasma spraying: Coating properties and service life behavior, Journal of the European Ceramic Society 45, 117790 (2025). <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2025.117790>

19. D. B. Borgekov, A. L. Kozlovskiy, D. I. Shlimas, R. I. Shakirziyanov, A. I. Popov, M. Konuhova, Study of the effect of variation of thermal annealing conditions on the structural ordering and phase formation processes in ZrO₂–Al₂O₃ ceramics, Kompleksnoe Ispolzovanie Mineralnogo Syra 336, 48–63 (2026). <https://doi.org/10.31643/2026/6445.05>

20. Z. Chen, L. Wang, P. Du, Y. Shi, G. Xue, C. Xie, Yu. Hou, Z. Wang, Effects of different sintering additives Re₂O₃ (Re= Y, Nd, Gd, Sm, and Yb) on the thermal conductivity, mechanical properties and dielectric properties of AlN ceramics, Journal of Alloys and Compounds 1023, 180180 (2025). <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2025.180180>

Сведения об авторах:

Р. Елшибеков – автор для корреспонденции, докторант кафедры «Ядерной физики, новых материалов и технологий», Евразийский национальный университет имени Л.Н. Гумилева, Астана, Казахстан.

Ш.Г. Гиниятова – к.ф.-м.н., научный сотрудник Лаборатории ядерной физики, Астанинский филиал Института ядерной физики Агентства Республики Казахстан по атомной энергии, Астана, Казахстан, преподаватель–исследователь кафедры «Ядерной физики, новых материалов и технологий», Евразийский национальный университет имени Л.Н. Гумилева, Астана, Казахстан.

Ш. Хаметов – докторант кафедры «Теплоэнергетика», Евразийский национальный университет имени Л.Н. Гумилева, Астана, Казахстан, лаборант технологической лаборатории трековых мембран Астанинского филиала Института ядерной физики Агентства Республики Казахстан по атомной энергии, Алматы, Казахстан.

Г.А. Баймбетова – к.ф.-м.н., научный сотрудник Института ядерной физики Агентства Республики Казахстан по атомной энергии, Алматы, Казахстан.

R. Elshibekov – the corresponding author, PhD student, Department of «Nuclear physics, new materials and technologies», L.N. Gumilyov Eurasian National University, Astana, Kazakhstan.

Sh.G. Giniyatova – Cand. sci. (phys.-math.), Researcher at the Laboratory of nuclear physics, Astana Branch of the Institute of nuclear physics of the Atomic energy agency of the Republic of Kazakhstan, Astana, Kazakhstan; Lecturer-researcher at the department of «Nuclear physics, new materials and technologies», L.N. Gumilyov Eurasian national university, Astana, Kazakhstan.

Sh. Khametov – PhD student, Department of «Thermal power engineering», L.N. Gumilyov Eurasian National University, Astana, Kazakhstan; Laboratory assistant at the Technological laboratory of track membranes, Astana Branch of the Institute of Nuclear Physics of the Atomic Energy Agency of the Republic of Kazakhstan, Almaty, Kazakhstan.

G.A. Baimbetova – Cand. sci. (phys.-math.), researcher at the Institute of Nuclear Physics of the Atomic Energy Agency of the Republic of Kazakhstan, Almaty, Kazakhstan.

Р. Елшибеков – хат-хабар авторы, «Ядролық физика, жаңа материалдар және технологиялар» кафедрасының докторанты, Л.Н. Гумилев атындағы Еуразия ұлттық университеті, Астана, Қазақстан.

Ш.Г. Гиниятова – ф.-м. ғ. к., Ядролық физика зертханасының ғылыми қызметкері, Қазақстан Республикасының Атом энергиясы агенттігінің Ядролық физика институтының Астана филиалы, Астана, Қазақстан; «Ядролық физика, жаңа материалдар және технологиялар» кафедрасының оқытушы-зерттеушісі, Л.Н. Гумилев атындағы Еуразия ұлттық университеті, Астана, Қазақстан.

Ш. Хаметов – «Жылуэнергетика» кафедрасының докторанты, Л.Н. Гумилев атындағы Еуразия ұлттық университеті, Астана, Қазақстан; Тректік жарғақтар технологиялық зертханасының зертханашысы, Қазақстан Республикасының Атом энергиясы агенттігінің Ядролық физика институтының Астана филиалы, Астана, Қазақстан.

Г.А. Баймбетова – ф.-м.ғ.к., Қазақстан Республикасы Атом энергиясы агенттігі Ядролық физика институтының ғылыми қызметкері, Алматы, Қазақстан.



Copyright: © 2026 by the authors. Submitted for possible open access publication under the terms and conditions of the Creative Commons Attribution (CC BY NC) license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/>).