

УДК 546.03,661.8...621

ИЗУЧЕНИЕ ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ МЕЛКОЗЕРНИСТОЙ КОМПОЗИЦИОННОЙ КЕРАМИКИ YAG:Nd/SiC ДЛЯ ИНЕРТНЫХ ТОПЛИВНЫХ МАТРИЦ

© 2023 г. Л. С. Алексеева¹ *, А. В. Нохрин¹, А. И. Орлова¹, М. С. Болдин¹,
Е. А. Ланцев¹, А. А. Мурашов¹, В. Н. Чувильдеев¹, А. А. Москвичев²

¹Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского,
пр. Гагарина, 23, Нижний Новгород, 603022 Россия

²Институт проблем машиностроения Российской академии наук,
ул. Беллинского, 85, Нижний Новгород, 603024 Россия

*e-mail: golovkina_lyudmila@mail.ru

Поступила в редакцию 02.11.2022 г.

После доработки 03.03.2023 г.

Принята к публикации 10.03.2023 г.

Изучены теплофизические свойства (теплоемкость, температуропроводность, теплопроводность) образцов мелкозернистых керамических композитов на основе иттрий-алюминиевого граната $Y_{2.5}Nd_{0.5}Al_5O_{12}$ (YAG:Nd) с различным содержанием карбида кремния α -SiC. Показано, что коэффициент теплопроводности композитов YAG:Nd/SiC превосходит аналогичные характеристики для композитов SeO_2/SiC и YAG:Nd/Ni. Установлено, что высокие значения коэффициента теплопроводности обусловлены формированием зеренной микроструктуры с бимодальным распределением зерен по размерам, в которой крупные зерна граната окружены областями с повышенным содержанием высокотеплопроводящей фазы α -SiC.

Ключевые слова: керамика, гранат, композит, теплопроводность

DOI: 10.31857/S0002337X23060027, **EDN:** EKEGJU

ВВЕДЕНИЕ

Одной из задач при замыкании ядерного топливного цикла является разработка инертных топливных матриц (ИТМ) для дожигания плутония и трансмутации минорных актинидов (МА). Перспективным подходом к решению данной задачи является получение композитных материалов керамика/металл (CerMet) [1–5] и керамика/керамика (CerCer) [6, 7], где одним из компонентов является кристаллическое соединение со структурой природных минералов, содержащее МА и/или Pu, а вторым – металл или керамика, нивелирующие недостатки первого компонента (например, низкую теплопроводность, недостаточные механические свойства и т.д.).

В настоящей работе исследуется теплопроводность керамических композитов на основе соединения $Y_{2.5}Nd_{0.5}Al_5O_{12}$ (YAG:Nd) со структурой иттрий-алюминиевого граната с добавкой карбида кремния. Структура граната выбрана с учетом ее широкого изоморфизма [8, 9], высокой химической и радиационной стабильности [10, 11]. Благодаря этому исследуемые композиты могут в дальнейшем быть подвергнуты прямому геологиче-

скому захоронению без серьезной переработки. Использование SiC обусловлено его высокой теплопроводностью (коэффициент теплопроводности λ_{SiC} (300 K) = 490 Вт/(м K) [12] по сравнению с теплопроводностью иттрий-алюминиевого граната (λ_{YAG} = 3.28 Вт/(м K) [13], а также большей, по сравнению с гранатом, трещиностойкостью (коэффициент трещиностойкости по Палмквисту керамического карбида кремния составляет K_{Ic} = 5.5–5.7 МПа/м^{1/2} [14]).

Важно отметить, что добавление частиц α -SiC в керамику на основе граната YAG:Nd приводит к повышению стойкости к термоудару [15], что связано с формированием сжимающих внутренних полей напряжений в YAG:Nd/SiC [16]. Это существенно повышает стойкость керамических ИТМ на основе граната к различного рода термоударам [17, 18].

Для получения керамических композитов YAG:Nd/SiC в работе использована технология электроимпульсного (искрового) плазменного спекания (ЭИПС), представляющая собой новый способ высокоскоростного горячего прессования [19]. Преимуществом технологии ЭИПС является

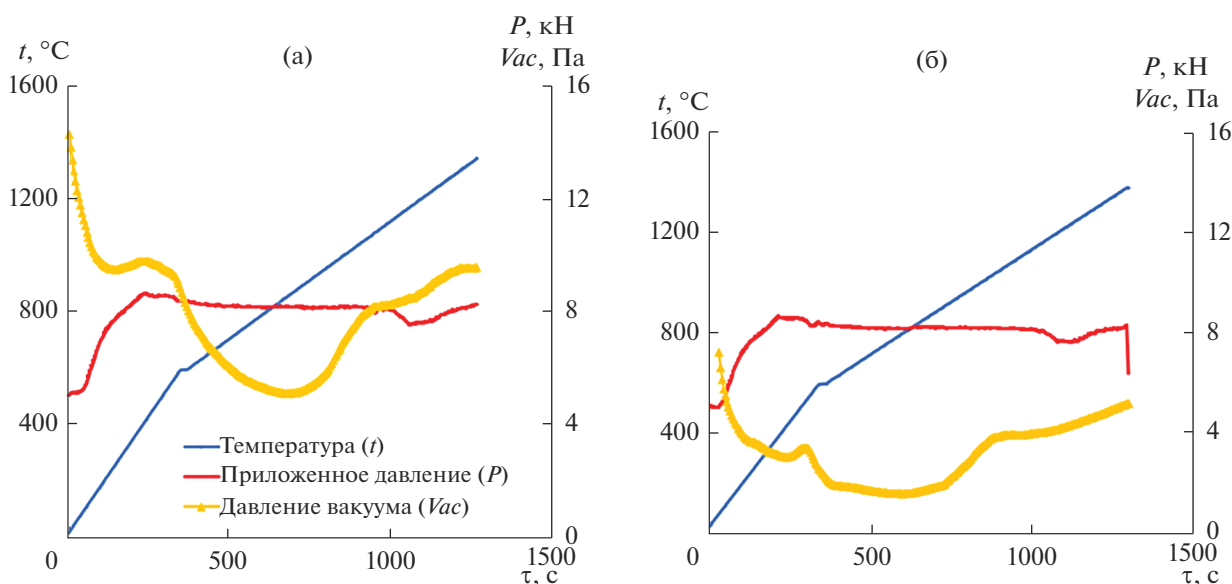


Рис. 1. Диаграммы ЭИПС композитов YAG:Nd с 10 (а) и 40% SiC (б).

возможность снижения температуры спекания и времени выдержки, что позволяет сформировать в керамике мелкозернистую микроструктуру с высокой относительной плотностью [20]. Полученная методом ЭИПС керамика на основе минералоподобных соединений обладает высокой радиационной и гидrolитической устойчивостью [8, 21–24].

Целью работы является исследование теплофизических свойств новых перспективных композитов на основе мелкозернистого граната с различным содержанием α -SiC.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Порошок граната состава $Y_{2.5}Nd_{0.5}Al_5O_{12}$ (YAG:Nd) получен методом соосаждения. Неодим Nd в структуре граната моделирует поведение Am и/или Cm. Водный раствор, содержащий $Y(NO_3)_3$, $Nd(NO_3)_3$ и $Al(NO_3)_3$, взятые в стехиометрическом соотношении, смешивали с 5%-ным раствором аммиака. Полученную смесь нагревали для дегидратации при $90^\circ C$, а затем с целью получения 100% фазы граната сухой порошок выдерживали при 300, 500, 800 и $1000^\circ C$ в течение 10 ч на каждой стадии. После каждого этапа термостатирования получившийся агломерированный порошок диспергировали в агатовой ступке в течение 5–10 мин.

В качестве объектов исследования выступали образцы керамических композитов на основе граната YAG:Nd с добавкой α -SiC в количестве 10, 20, 40 об. % от количества YAG:Nd.

Полученные порошки YAG:Nd и частицы α -SiC размером 0.8–1 мкм (Alfa Aesar) смешивали в планетарной мельнице Pulverisette 6 в течение 2 ч со

скоростью 300 об./мин. Перемешивание порошков YAG:Nd и α -SiC осуществляли в спирте. Для уменьшения степени намола сторонних примесей использовали мелющие шары и фурнитуру из оксида циркония.

Образцы керамических композитов получали на установке Dr. Sinter model SPS-625. Порошки помещали в графитовую пресс-форму с внутренним диаметром 12 мм и нагревали за счет пропускания миллисекундных импульсов электрического тока большой мощности (до 3 кА). Нагрев со скоростью $50^\circ C/мин$ проводили до температуры, соответствующей моменту окончания процесса интенсивной усадки порошков. Температура окончания спекания t_s не превышала $1400^\circ C$, давление составляло 70 МПа. Выдержка при t_s отсутствовала. Охлаждение образцов проводилось вместе с установкой. Типичная диаграмма ЭИПС “время–температура–приложенное давление–давление вакуума” для композитов YAG:Nd/SiC представлена на рис. 1. Удаление графита с поверхности образцов происходило путем отжига в воздушной печи при температуре $750^\circ C$, 2 ч, после чего поверхность образцов подвергалась дополнительной механической шлифовке и полировке.

Рентгенофазовый анализ (РФА) проводили на дифрактометре Shimadzu LabX XRD-6000 (Cu-излучение). Плотность образцов (ρ) измеряли при комнатной температуре методом гидростатического взвешивания в дистиллированной воде на весах Sartorius CPA 225D. При расчете относительной плотности (ρ/ρ_{th}) теоретическая плотность (ρ_{th}) граната YAG:Nd принималась равной $4.76 г/см^3$, α -SiC – $3.21 г/см^3$.

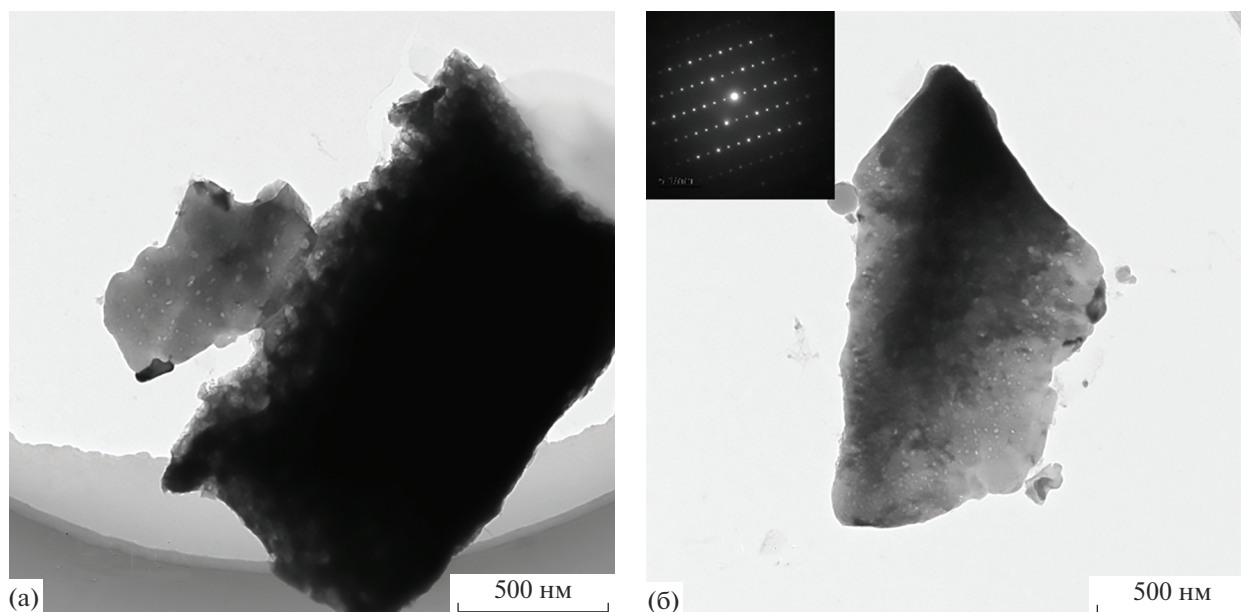


Рис. 2. ПЭМ-снимки агломератов (а) и индивидуальных субмикронных порошков граната (б).

Микроструктуру порошков и композитов изучали с использованием растрового электронного микроскопа (РЭМ) Tescan Vega 2 и просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) Jeol JEM-2100F.

Коэффициент температуропроводности (D , м²/с) измеряли методом лазерной вспышки на приборе Netzsch LFA 457 MicroFlash (Германия). Для измерения величины D использовались образцы диаметром 10 мм с предварительно нанесенным графитом. Удельную теплоемкость (C_p , Дж/(кг К)) измеряли в атмосфере азота в углеродных тиглях на приборе синхронного термического анализа Netzsch 449 F1. В качестве стандарта использовался сапфир. Измерения проводились на предварительно спрессованных порошках. Удельная теплоемкость C_p рассчитывалась методом отношений. Коэффициент теплопроводности (λ) рассчитывали по формуле: $\lambda = D\rho C_p$.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Порошки граната в исходном состоянии представляют собой разрушающиеся агломераты, состоящие из индивидуальных субмикронных частиц неправильной формы (рис. 2а). Электронно-микроскопические исследования свидетельствуют о том, что каждая из субмикронных частиц состоит из наночастиц сферической формы размером 20–40 нм (рис. 2б). После перемешивания получали порошковую смесь с равномерным распределением частиц α -SiC. Морфология и размер частиц YAG:Nd в процессе перемешивания не изменялись. РФА и электронно-микроскопические исследова-

ния не выявили намола сторонних примесей (оксида циркония) при перемешивании порошков.

Методом ЭИПС были изготовлены массивные образцы керамических композитов, не имеющие внешних макродефектов (сколов, трещин). Относительная плотность полученных методом ЭИПС образцов составила 98.1–99.2% от теоретической величины. Абсолютная плотность образцов монотонно уменьшается при увеличении содержания SiC и составляет 4.53, 4.46 и 4.25 г/см³ для композитов с 10, 20 и 40 об. % SiC соответственно.

По данным РФА, полученные композиты являлись двухфазными. Они состояли из фазы, изоструктурной иттрий-алюминиевому гранату Y₃Al₅O₁₂ (PDF № 82-0575), и фазы карбида кремния SiC (PDF № 74-1302) (рис. 3). Пиков, соответствующих каким-либо примесным фазам, не обнаружено.

На рис. 4 представлены электронные микрофотографии изломов образцов керамических композитов YAG:Nd/SiC. Видно, что светлые частицы SiC достаточно равномерно распределены в объеме образцов с малым содержанием карбида кремния (10–20%), но их средний размер оказывается несколько больше, чем заявлено производителем. Значительная часть наиболее крупных зерен YAG:Nd выкрашивается при изготовлении излома образца (рис. 4а, 4б), что, по нашему мнению, свидетельствует о низкой адгезионной прочности границ YAG:Nd/SiC в спеченных керамических композитах. Как было указано в [15], причиной низкой адгезионной прочности межфазных границ YAG:Nd/SiC могут быть существенно различные характерные температуры спекания гра-

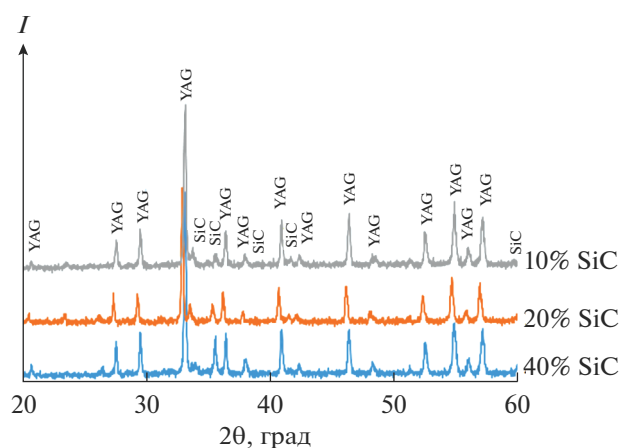


Рис. 3. Дифрактограммы керамических композитов YAG:Nd/SiC.

ната и карбида кремния. В композите с 40% SiC наблюдаются фрагменты зеренной микроструктуры с достаточно крупными зернами размером 10–15 мкм, по границам которых расположены микронные частицы SiC (рис. 4в). Интенсивного выкрашивания крупных зерен граната в образцах керамических композитов YAG:Nd/SiC не обнаружено (рис. 4в).

На рис. 5а представлены температурные зависимости удельной теплоемкости для чистого граната YAG:Nd и композитов YAG:Nd/SiC. Видно, что теплоемкость C_p образцов керамических композитов YAG:Nd/SiC оказывается выше теплоемкости чистого граната, но корреляции C_p с содержанием карбида кремния выявить не удалось – зависимости $C_p(t)$ для всех композитов YAG:Nd/SiC расположены достаточно близко друг к другу (см. рис. 5а).

Значения коэффициента температуропроводности D композитов YAG:Nd/SiC, определенные методом лазерной вспышки при различных температурах нагрева, представлены на рис. 5б. Зависимости $D(t)$ имеют монотонно спадающий характер, добавление более 20% SiC приводит к повышению коэффициента D . В композите YAG:Nd с 10% SiC не наблюдается заметного отличия коэффициента D от аналогичной величины для чистого граната YAG:Nd.

Температурные зависимости коэффициента теплопроводности λ образцов композитов, рассчитанного из экспериментальных данных по удельной теплоемкости $C_p(t)$ и коэффициента температуропроводности $D(t)$, приведены на рис. 5в. Для расчета λ была проведена интерполяция зависимостей $C_p(t)$ в область температур 600–1100°C. Установлено, что коэффициент теплопроводности композитов YAG:Nd/SiC снижается при увеличении температуры от комнатной до 1100°C.

Коэффициент теплопроводности образца керамики на основе чистого граната YAG:Nd составляет ~3.5 Вт/(м К) при 1100°C и оказывается сопоставим с коэффициентом теплопроводности диоксида урана UO₂ (~3.3 Вт/(м К) при 1100°C [25]). Введение более 20% карбида кремния позволило увеличить теплопроводность композитов. При содержании 20 и 40% SiC в композите на основе граната YAG:Nd его коэффициент теплопроводности при 1100°C составляет 4.26 и 5.85 Вт/(м К) соответственно. Значения коэффициента λ для композитов с 20 и 40% SiC при комнатной температуре составляют 7.9 и 10.34 Вт/(м К) соответственно. Таким образом, среднее приращение коэффициента теплопроводности граната YAG:Nd при добавлении 10 об. % SiC при 1100°C составляет ~0.8 Вт/(м К).

Сопоставим полученные значения коэффициента теплопроводности с характеристиками других керамических композитов, полученных методом ЭИПС: CeO₂/SiC [26] и YAG:Nd/Ni [27].

В работе [26] показано, что увеличение объемной доли частиц α -SiC в спеченном диоксиде церия приводит к заметному увеличению теплопроводности образцов в области низких температур: при комнатной температуре коэффициент теплопроводности чистого CeO₂ составляет ~6.1 Вт/(м К), а композитов с 10 и 20% α -SiC – 9.1 и 10.9 Вт/(м К) соответственно. В области высоких температур (1100°C) значительного увеличения коэффициента теплопроводности не наблюдается: $\lambda(\text{CeO}_2) = 2.2$ Вт/(м К), $\lambda(\text{CeO}_2-10\% \text{ SiC}) = 2.5$ Вт/(м К), $\lambda(\text{CeO}_2-20\% \text{ SiC}) = 3.1$ Вт/(м К). Среднее приращение коэффициента λ для оксида церия при $t = 1100^\circ\text{C}$ составило ~0.6 Вт/(м К) на каждые 10 об. % SiC [26]. Таким образом, добавление частиц карбида кремния в керамику на основе граната YAG:Nd оказывается более эффективным, чем формирование композиционной структуры в керамике на основе оксида церия. При этом следует отметить, что при температуре 1100°C значения коэффициента теплопроводности композитов YAG:Nd/SiC оказываются больше, чем для оксида церия при $t = 1100^\circ\text{C}$, хотя при комнатной температуре наблюдается обратная закономерность (теплопроводность образцов на основе CeO₂ оказывается больше, чем образцов YAG:Nd/SiC).

Интересно также отметить, что введение частиц SiC в керамику на основе граната YAG:Nd оказывается более эффективным, чем формирование композиционной структуры в гранате с использованием легкоплавких металлов (см. [27]). Сопоставление полученного в данной работе значения коэффициента λ для образцов YAG:Nd/20% SiC с аналогичным значением для композита YAG:Nd/20% Ni показывает, что при повышенных температурах коэффициент теплопроводности мелкозернистой керамики YAG:Nd с добавкой SiC оказывается

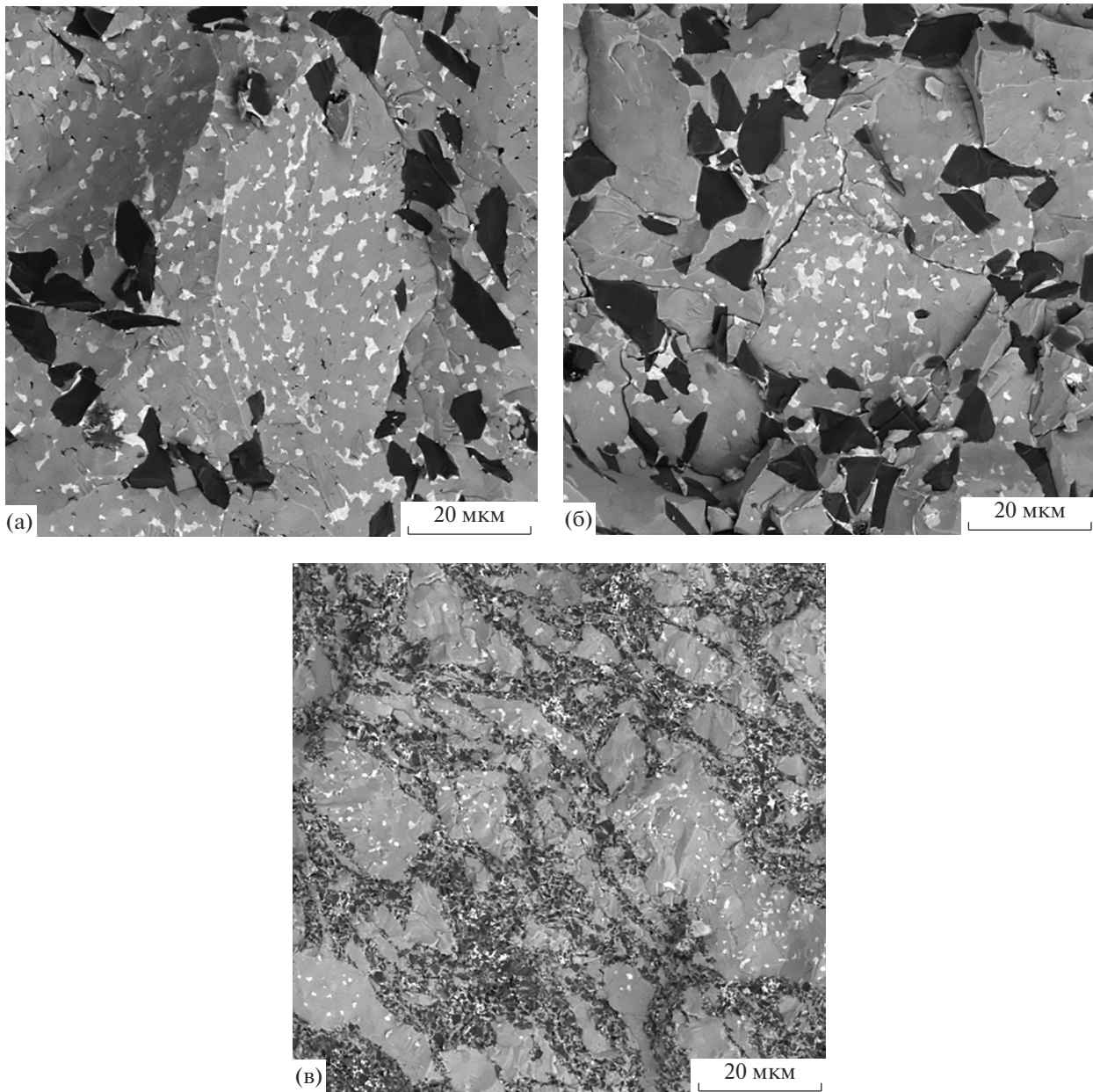


Рис. 4. РЭМ-снимки композитов с 10 (а), 20 (б) и 40% SiC (в).

выше, чем для граната с добавкой Ni (см. рис. 6 в [27]). Полученный результат обусловлен, по нашему мнению, тем, что при спекании композитов YAG:Nd/Ni не удастся обеспечить равномерное распределение легкоплавкой высокотеплопроводящей фазы (Ni) в объеме керамики. Высокая пластичность Ni и низкая смачиваемость частиц граната никелем приводят, в условиях одновременного воздействия повышенных температур ЭИПС и приложенного давления, к перераспределению частиц Ni в тройные стыки границ зерен. Это не позволяет сформировать непрерывную систему межфазных границ с высокой теплопроводностью,

способных обеспечить высокие теплофизические свойства композитов YAG:Nd/Ni. Формирование же при ЭИПС микроstructures с бимодальным распределением зерен по размерам, в которой относительно крупные зерна граната окружены областями мелкозернистой микроstructures с повышенным содержанием SiC (рис. 4), позволяет обеспечить высокую теплопроводность композитов CeO₂/SiC и YAG:Nd/SiC.

В заключение следует отметить, что увеличение содержания частиц SiC более 30–40% является, по нашему мнению, нерациональным ввиду того, что формирование микроstructures с бимо-

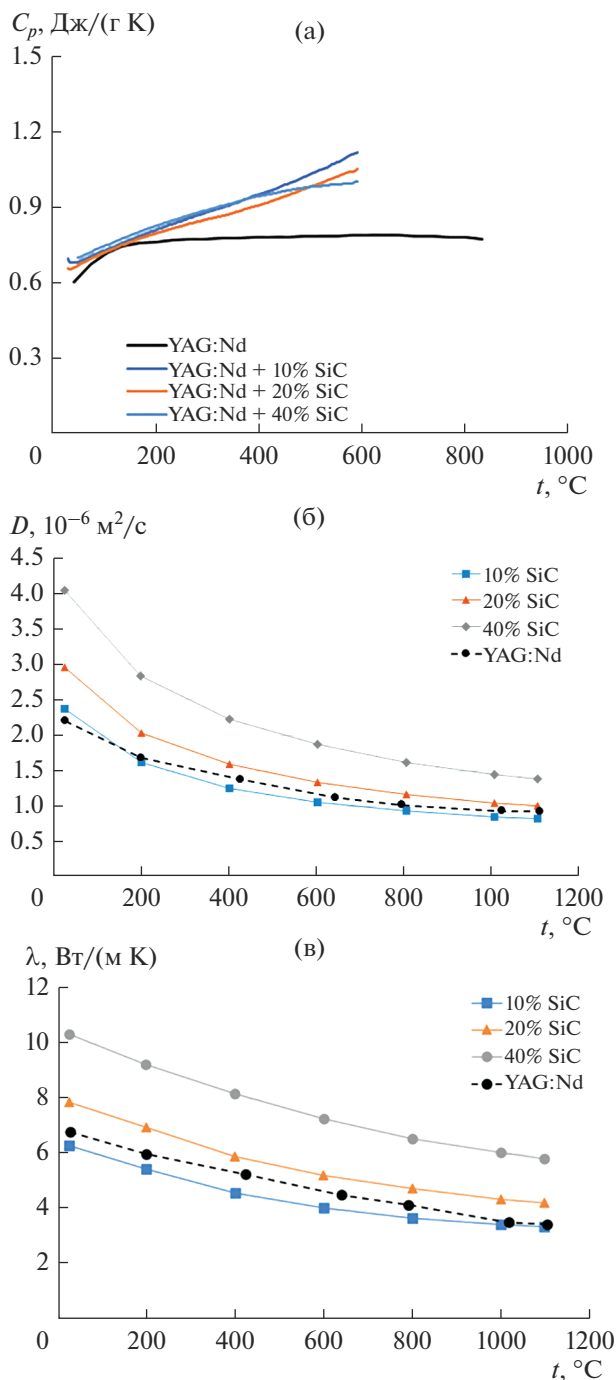


Рис. 5. Температурные зависимости удельной теплоемкости (а), коэффициента температуропроводности (б) и коэффициента теплопроводности (в) композитов с различным содержанием SiC.

дальним распределением зерен по размерам может приводить к неоднородному распределению внутренних полей напряжений в керамике и, как следствие, к снижению ее стойкости к термоудару (см. [15]). В случае керамических композитов с повышенным содержанием SiC это может приво-

дить к снижению стойкости характеристик керамических ИТМ из-за пониженной адгезионной прочности межфазных границ YAG:Nd/SiC, площадь которых будет увеличиваться при повышении содержания карбида кремния.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

ЭИПС получены образцы керамических композитов на основе иттрий-алюминиевого граната $\text{Y}_{2.5}\text{Nd}_{0.5}\text{Al}_5\text{O}_{12}$ (YAG:Nd) с различным (10–40 об. %) содержанием α -SiC. Композиты имеют высокую относительную плотность (99.0–99.2%) и при содержании карбида кремния более 20 об. % бимодальную зеренную микроструктуру, в которой крупные частицы граната размером 10–15 мкм окружены участками мелкозернистой микроструктуры с повышенным содержанием частиц SiC.

Полученные образцы керамических композитов имеют высокий коэффициент теплопроводности, величина которого при температуре 1100 °C превосходит коэффициент теплопроводности перспективных мелкозернистых композитов YAG:Nd/Ni и CeO_2/SiC . Высокая теплопроводность керамических композитов YAG:Nd/SiC обусловлена, по нашему мнению, формированием микроструктуры, в которой участки с повышенным содержанием высокотеплопроводящей фазы (α -SiC) образуют замкнутую систему.

ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

Работа выполнена при поддержке РНФ (грант № 21-13-00308).

Исследования порошков методом ПЭМ проведены на оборудовании ЦКП “Материаловедение и металлургия” НИТУ “МИСИС” при поддержке Минобрнауки России (проект № 075-15-2021-696).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *O'Brien R.C., Ambrosi R.M., Bannister N.P., Howe S., Atkinson H.* Spark Plasma Sintering of Simulated Radioisotope Materials within Tungsten Cermets // *J. Nucl. Mater.* 2009. V. 39. P. 108–113. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2009.05.012>
2. *O'Brien R.C., Jerred N.D.* Spark Plasma Sintering of W-UO₂ Cermets // *J. Nucl. Mater.* 2013. V. 433. P. 50–54. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2012.08.044>
3. *Williams H.R., Ning H., Reece M.J., Ambrosi R.M., Bannister N.P., Stephenson K.* Metal Matrix Composite Fuel for Space Radioisotope Energy Sources // *J. Nucl. Mater.* 2013. V. 433. № 1–3. P. 116–123. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2012.09.030>
4. *Kamel N., Ait-Amar H., Kamel Z., Souami N., Telmoune S., Ouarezki S.* On the Basic Properties of an Iron-Based Simulated Cermet Inert Matrix Fuel, Synthesized by a Dry Route in Oxidizing Conditions //

- Prog. Nucl. Energy. 2006. V. 48. P. 590–598.
<https://doi.org/10.1016/j.pnucene.2006.03.004>
5. *Gregg D.J., Karatchevtseva I., Triani G., Lumpkin G.R., Vance E.R.* The Thermophysical Properties of Calcium and Barium Zirconium Phosphate // *J. Nucl. Mater.* 2013. V. 441. № 1–3. P. 203–210.
<https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2013.05.075>
 6. *Ryu H.J., Lee Y.W., Cha S.I., Hong S.H.* Sintering Behaviour and Microstructures of Carbides and Nitrides for the Inert Matrix Fuel by Spark Plasma Sintering // *J. Nucl. Mater.* 2006. V. 352. P. 341–348.
<https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2006.02.089>
 7. *Raison P.E., Haire R.G.* Structural Investigation of the Pseudo-Ternary System $\text{AmO}_2\text{--Cm}_2\text{O}_3\text{--ZrO}_2$ as Potential Materials for Transmutation // *J. Nucl. Mater.* 2003. V. 320. № 1–2. P. 31–35.
[https://doi.org/10.1016/S0022-3115\(03\)00165-X](https://doi.org/10.1016/S0022-3115(03)00165-X)
 8. *Potanina E., Golovkina L., Orlova A., Nokhrin A., Boldin M., Sakharov N.* Lanthanide (Nd, Gd) Compounds with Garnet and Monazite Structures. Powders Synthesis by “Wet” Chemistry to Sintering Ceramics by Spark Plasma Sintering // *J. Nucl. Mater.* 2016. V. 473. P. 93–98.
<https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2016.02.014>
 9. *Лившиц Т.С.* Изоморфизм актиноидов и РЗЭ в синтетических ферритных гранатах // *Геология рудных месторождений.* 2010. Т. 52. № 1. С. 54–64.
 10. *Томилин С.В., Лизин А.А., Лукиных А.Н., Лившиц Т.С.* Радиационная и химическая устойчивость алюмоиттриевого граната // *Радиохимия.* 2011. Т. 53. № 2. С. 162–165.
 11. *Лившиц Т.С., Лизин А.А., Джанг Дж., Юинг Р.Ч.* Аморфизация редкоземельных алюминатных гранатов при ионном облучении и распаде примеси ^{244}Cm // *Геология руд. месторождений.* 2010. Т. 52. № 4. С. 297–309.
 12. *Stockmeier M., Sakwe S.A., Hens P., Wellmann P.J., Hock R., Magerl A.* Thermal Expansion Coefficients of 6H Silicon Carbide // *Mater. Sci. Forum.* 2009. V. 600–603. P. 517–520.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.600-603.517>
 13. *Wang J., Xu F., Wheatley R.J., Neate N.C., Hou X.* Yb^{3+} Doping Effects on Thermal Conductivity and Thermal Expansion of Yttrium Aluminium Garnet // *Ceram. Int.* 2016. V. 42. № 12. P. 14228–14235.
<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2016.06.034>
 14. *Chuvil'deev V.N., Boldin M.S., Nokhrin A.V., Popov A.A.* Advanced Materials Obtained by Spark Plasma Sintering // *Acta Astronaut.* 2017. V. 135. P. 192–197.
<https://doi.org/10.1016/j.actaastro.2016.09.002>
 15. *Алексеева Л.С., Нохрин А.В., Каразанов К.О., Орлова А.И., Болдин М.С., Ланцев Е.А., Мурашов А.А., Чувильдеев В.Н.* Исследование механических свойств и стойкости к термоудару мелкозернистой керамики YAG:Nd/SiC // *Неорган. материалы.* 2022. Т. 58. № 2. С. 209–214.
<https://doi.org/10.1134/S0020168522020017>
 16. *Golovkina L.S., Orlova A.I., Chuvil'deev V.N., Boldin M.S., Lantsev E.A., Nokhrin A.V., Sakharov N.V., Zelenov A.Yu.* Spark Plasma Sintering of High-Density Fine-Grained $\text{Y}_{2.5}\text{Nd}_{0.5}\text{Al}_5\text{O}_{12} + \text{SiC}$ Composite Ceramics // *Mater. Res. Bull.* 2018. V. 103. P. 211–215.
<https://doi.org/10.1016/j.materresbull.2018.03.042>
 17. *Schneider G.A.* Thermal Shock Criteria for Ceramics // *Ceram. Int.* 1991. V. 17. P. 325–333.
 18. *Bao Y.W., Wang X.H., Zhang H.B., Zhou Y.C.* Thermal Shock Behavior of Ti_3AlC_2 between 200°C and 1300°C // *J. Eur. Ceram. Soc.* 2005. V. 25. P. 3367–3374.
 19. *Tokita M.* Progress of Spark Plasma Sintering (SPS) Method, Systems, Ceramics Applications and Industrializations // *Ceramics.* 2021. V. 4. № 2. P. 160–198.
<https://doi.org/10.3390/ceramics4020014>
 20. *Orlova A.I.* Crystalline Phosphates for HLW Immobilization – Composition, Structure, Properties and Production of Ceramics. Spark Plasma Sintering as a Promising Sintering Technology // *J. Nucl. Mater.* 2022. V. 559. P. 153407.
<https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2021.153407>
 21. *Orlova A.I., Ojovan M.I.* Ceramic Mineral Waste-Forms for Nuclear Waste Immobilization // *Materials.* 2019. V. 12. № 16. P. 2638.
<https://doi.org/10.3390/ma12162638>
 22. *Михайлов Д.А., Потанина Е.А., Орлова А.И., Нохрин А.В., Болдин М.С., Белкин О.А., Сахаров Н.В., Скуратов В.А., Кирилкин Н.С., Чувильдеев В.Н.* Исследование радиационной и гидролитической устойчивости керамики на основе фосфата $\text{Y}_{0.95}\text{Gd}_{0.05}\text{PO}_4$ со структурой ксенотима // *Неорган. материалы.* 2021. Т. 57. № 7. С. 796–802.
<https://doi.org/10.31857/S0002337X21070125>
 23. *Mikhailov D., Orlova A., Malanina N., Nokhrin A.V., Potanina E.A., Chuvil'deev V.N., Boldin M.S., Sakharov N.V., Belkin O.A., Kalenova M.Yu., Lantsev E.A.* A Study of Fine-Grained Ceramics Based on Complex Oxides $\text{ZrO}_2\text{--Ln}_2\text{O}_3$ (Ln = Sm, Yb) Obtained by Spark Plasma Sintering for Inert Matrix Fuel // *Ceram. Int.* 2018. V. 44. P. 18595–18608.
<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2018.07.084>
 24. *Alekseeva L., Nokhrin A., Boldin M., Lantsev E., Murashov A., Orlova A., Chuvil'deev V.* Study of the Hydrolytic Stability of Fine-Grained Ceramics Based on $\text{Y}_{2.5}\text{Nd}_{0.5}\text{Al}_5\text{O}_{12}$ Oxide with a Garnet Structure under Hydrothermal Conditions // *Materials.* 2021. V. 14. № 9. P. 2152.
<https://doi.org/10.3390/ma14092152>
 25. *Hargman D.L.* MATPRO-Version11, A Handbook of Materials Properties for Use in the Analysis of Light Water Reactor Fuel Rod Behavior, Idaho National Engineering Lab, 1981.
 26. *Alekseeva L., Nokhrin A., Boldin M., Lantsev E., Orlova A., Chuvil'deev V., Sakharov N.* Fabrication of Fine-Grained $\text{CeO}_2\text{--SiC}$ Ceramics for Inert Fuel Matrices by Spark Plasma Sintering // *J. Nucl. Mater.* 2020. V. 539. P. 152225.
<https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2020.152225>
 27. *Golovkina L.S., Orlova A.I., Boldin M.S., Sakharov N.V., Chuvil'deev V.N., Konings R., Staicu D.* Development of Composite Ceramic Materials with Improved Thermal Conductivity and Plasticity Based on Garnet-Type Oxides // *J. Nucl. Mater.* 2017. V. 489. P. 158–163.
<https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2017.03.031>