

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И КИНЕТИКИ ТЕПЛОВЫХ ФОНОНОВ ЖЕЛЕЗОСОДЕРЖАЩИХ КЕРМЕТОВ НА ОСНОВЕ КОРУНДА, СИНТЕЗИРОВАННЫХ РАЗЛИЧНЫМИ МЕТОДАМИ

КАРБАНЬ О.В., * АБРАМОВИЧ А.А., ** ХАЗАНОВ Е.Н., ** ТАРАНОВ А.В.,
КОНЫГИН Г.Н., САЛАМАТОВ Е.И.

Физико-технический институт УрО РАН, 426000, г. Ижевск, ул. Кирова, 132

* Санкт-Петербургский государственный технологический университет растительных полимеров, 198095, г. Санкт-Петербург, ул. Ивана Черных, д. 4

** Институт радиотехники и электроники им. В.А.Котельникова РАН, 125000, г. Москва, ул. Моховая 11/7

АННОТАЦИЯ. Исследованы структура и кинетические свойства тепловых фононов железосодержащих композитов на основе корунда, полученных способом порошковой металлургии с применением вибрационной мельницы на этапе обработки исходной смеси порошков. Проведено сравнение со свойствами исследованных ранее плотных высокодисперсных композитов, для получения которых использовалась механоактивация в шаровой планетарной мельнице смеси порошков оксида алюминия и предварительно наноструктурированного железа. Показано, что в случае пористых крупнозернистых композитов температурная зависимость коэффициента диффузии фононов имеет такой же вид, что и для плотных керамик, при этом наблюдается отклонение от закона Максвелла.

КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА: керметы, фононная спектроскопия.

ВВЕДЕНИЕ

Разработка новых композиционных материалов на основе керамики и металлов привели к созданию класса функциональных материалов - керметов, в которых пластичные металлические частицы внедрены в жесткую керамическую матрицу. Такие материалы, как было показано ранее [1, 2], совмещают свойства керамической матрицы (термостабильность, температурную стойкость, химическую стойкость, твердость) со свойствами металлических включений (прочность, надежность в эксплуатации, износоустойчивость). Наряду с работами по включению в керамические матрицы тугоплавких металлов, таких как вольфрам, молибден, гафний, интерес представляют оксидно-керамические материалы с включениями частиц железа или стали, вследствие их низкой стоимости.

Способы получения керметов зависят не только от типа керамической матрицы и металлических включений, но и от необходимого структурного состояния материала и предполагаемого применения. Наиболее известные подходы к получению керметов на основе оксида алюминия следующие: порошковая металлургия [3, 4], восстановление в токе водорода [5, 6], метод инфльтрации [7, 8], электронно-лучевая эпитаксия [9]. При этом, порошковая металлургия, характеризующаяся высокоэкономичными и малоотходными технологическими процессами получения материалов с широким спектром свойств – это наиболее распространенный способ получения оксидно-керамических материалов с включениями частиц железа или стали. Применение методов порошковой металлургии позволяет контролировать процесс формирования структуры, размер зерен и пористости материала, изменяя дисперсность исходных порошков при различных схемах подготовки исходных порошков, а также, варьируя метод компактирования, температуру спекания и последующей термообработки [1, 3, 10].

С целью повышения дисперсности исходных порошков и их смесей, используют метод механоактивации [11 - 13]. Измельчение порошков с применением различных типов высокоэнергетических мельниц [12], включая атриторы, вибрационные мельницы и шаровые планетарные мельницы, может приводить к резкому изменению химических и

физических свойств порошков, в частности к уменьшению времени спекания и, как следствие, тормозить рост зерен. Выбор метода диспергирования и времени спекания определяется требуемыми свойствами и структурой материала [14, 15]. Ранее нами была исследована структура железосодержащих керметов на основе корунда [16], полученных механоактивацией в шаровой планетарной мельнице смеси порошков оксида алюминия и предварительно переведенного в нанокристаллическое состояние α -Fe. Такая схема получения порошков позволила сохранить после спекания при 1300 °С наноразмерную структуру как керамической матрицы, так и металлических включений. При повышении температуры спекания до 1650 °С размер металлических включений (40 – 50 нм) сохранялся, несмотря на рост зерен корунда до 1 – 3 мкм.

Свойства керметов не являются аддитивной суммой свойств составляющих их компонентов, а во многом определяются их макро- и микроструктурой, которая, в свою очередь, зависит от свойств исходных веществ и технологии изготовления [1]. В частности, теплофизические свойства композитов определяются как размерами зерен керамической матрицы, так и размерами и распределением внедренной металлической фазы (равномерность, наличие шеек), а также пористостью материала [17, 18]. Известно [1, 17, 18], что, при добавлении металлической фазы теплопроводность керметов повышается в зависимости от количества введенной металлической фазы. Однако, для синтезированных нами образцов, введение α -Fe приводит к понижению теплопроводности образцов [19], до значений 2 Вт/(м·К), характерных для наноструктурного пористого диоксида циркония, одного из распространенных материалов для термобарьеров в настоящее время [20, 21]. Исследование распространения тепловых слабонеравносесных фононов в этих материалах показало [22], что из-за малого размера зерен железа (30 – 80 нм) они не являются эффективными переносчиками температуры, а, обладая высокой теплоемкостью, служат центрами захвата для тепловых фононов субтерагерцовых частот в поликристаллической диэлектрической матрице Al_2O_3 , что снижает теплопроводность металлокомпозита.

Однако получение значительного количества материала для термобарьеров по данной схеме представляется затруднительным из-за низкой производительности шаровой планетарной мельницы. В условиях эксперимента удавалось получать не более 10 г образца за один цикл обработки. При использовании для механоактивации образцов мельниц промышленного типа (атриторных, вибрационных), отличающихся большей производительностью, из-за изменения энергонапряженности и типа воздействия, может увеличиваться размер зерен, как металлической, так и керамической фазы [1, 23, 24].

В то же время, в работах [17, 18] показано, что теплопроводность керметов на основе корунда практически не зависит от размера введенной металлической фазы, и может дополнительно регулироваться с помощью пористости материалов [20, 21], что делает актуальной задачу получения материалов для термобарьеров на основе корунда с помощью промышленных технологий подготовки исходных металл-керамических порошков.

В работе исследовались структура и кинетические характеристики тепловых фононов в области гелиевых температур железо-керамических композитов на основе корунда различной плотности и размеров металлических включений.

ОБРАЗЦЫ

Образцы были получены механической обработкой порошка α - Al_2O_3 в мельнице вибрационного типа. В процессе механообработки осуществлялось введение стали ШХ15 в керамическую массу путем намола. Помол проводился до тех пор, пока количество намолотого металла не достигало ≈ 20 масс. %.

В качестве пластификатора вводился 1 % десятипроцентного поливинилового спирта. Пластификатор вводился уже на стадии измельчения и перемешивался в количестве, необходимом для процесса формирования. Из гранулированной массы на ручном гидравлическом прессе при давлении $P = 100$ МПа прессовались образцы в виде цилиндров

диаметром 12 мм и $h = 15 - 18$ мм. Далее образцы спекались при температуре 1300, 1500 и 1600 °С. В зависимости от скорости нагрева [25] образцы имели пористость 10, 17,5 и 35 % при каждой температуре спекания.

Рентгеновские исследования проводились на дифрактометре ДРОН-3 в $\text{Cu K}\alpha$ монохроматизированном излучении. Фазовый состав образцов после спекания представлен в табл. 1 и рис. 1. Видно, что относительная составляющая шпинельной фазы немонотонно зависит от температуры спекания и увеличивается с ростом пористости образцов. Содержание шпинельной фазы при этом не коррелирует с количеством $\alpha\text{-Fe}$, что можно объяснить как окислением только некоторой части железа с образованием шпинели в поверхностных и интерфейсных областях в условиях динамического вакуума при спекании образцов [16], так и низкой чувствительностью метода рентгеновской дифракции при небольших относительных количествах фаз, а также при существовании фаз в виде тонких интерфейсных слоев [26]. Ранее проведенные сравнительные исследования фазового состава наноструктурных керметов методами рентгеновской дифракции и Мессбауэровской спектроскопии показали [16], что по данным рентгеновской дифракции соотношения шпинельной и $\alpha\text{-Fe}$ фаз составляло 1:6, а по данным Мессбауэровской спектроскопии 1:1, что подтверждает формирование тонких слоев шпинельной фазы в интерфейсных областях.

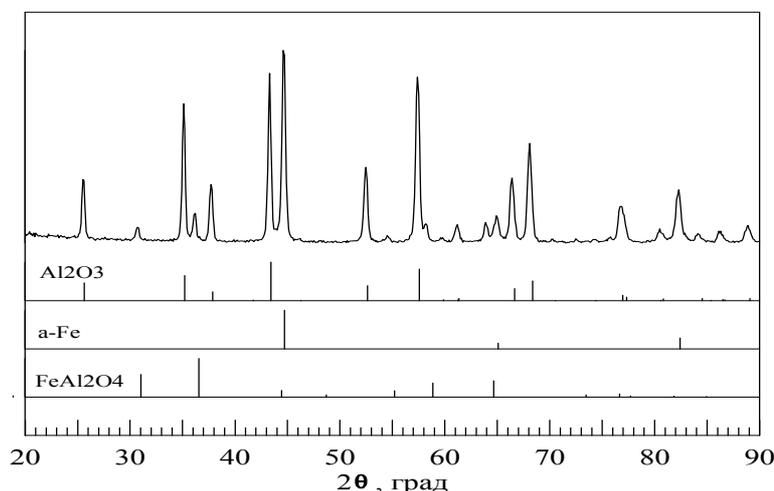


Рис. 1. Дифрактограмма образца кермета 17,5% пористости, спекенного при 1600 °С

Таблица 1

Фазовый состав композитов по данным рентгеновской дифракции

Фаза	10% пористость			17,5% пористость			35% пористость		
	1300°	1500°	1600°	1300°	1500°	1600°	1300°	1500°	1600°
$\alpha\text{-Fe}$	4	3	2	9	8	8	6	5	4
Al_2O_3	95	96	97	89	90	88	92	93	94
FeAl_2O_4	1	1	1	2	2	2	2	2	2

Структурные и субструктурные параметры находились с использованием процедуры, описанной [27]. В качестве эталона использовался порошок Fe, отожженный при $T = 1123$ К (2 ч) и корунд с размером зерен 3000 нм. Согласно проведенным расчетам величина зерен железа и корунда превышала чувствительность данного метода и была свыше 300 нм.

Исследования сколов композитов проводились на сканирующей зондовой лаборатории Integra в полуконтактном режиме на воздухе (применялись кремниевые кантилеверы NSG 11). Условия подготовки образцов и эксперимента обсуждены в [28]. По данным атомной силовой микроскопии размер частиц железа в матрице корунда составляет 300 - 500 нм (рис. 2), что совпадает с данными рентгеновской дифракции.

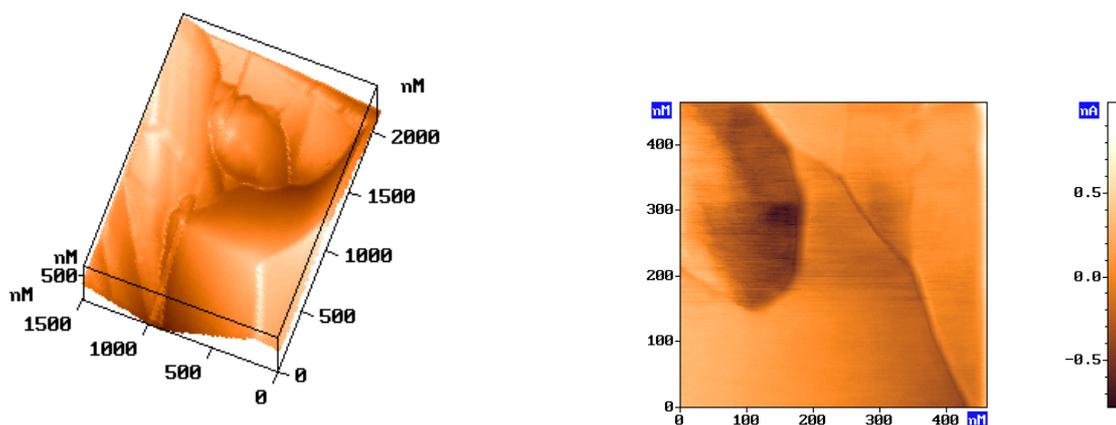


Рис. 2. АСМ-изображение сколов кермета (1600 °С, 10% пористости)

ИССЛЕДОВАНИЯ КИНЕТИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ТЕПЛОВЫХ ФОНОНОВ В ОБЛАСТИ He-ТЕМПЕРАТУР И АНАЛИЗ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ РЕЗУЛЬТАТОВ

В работе анализировалось распространение слабонеравносесных тепловых фононов (НФ), создаваемых импульсным нагревом пленки металла (золота), нанесенной на один из торцов исследуемого образца. Образцы керметов представляли собой тонкие пластины толщиной $(1,3 - 1,5) \cdot 10^{-2}$ см и площадью около $0,5 \text{ см}^2$.

Прошедший через исследуемый образец импульс фононной неравносесности в режиме диффузии регистрировался на противоположном торце широкополосным приемником – болометром на основе сверхпроводящей пленки олова. Измерения проводились при гелиевых температурах, что позволяло пренебречь неупругим фонон-фононным рассеянием за время регистрации сигнала. Температура термостата T_0 могла меняться путем откачки паров He в интервале 1,5 – 3,8 К. Рабочая точка болометра смещалась по температуре полем сверхпроводящего магнита, расположенного в непосредственной близости с болометром. Мощности, выделяемые в пленке металла, составляли $10^{-2} - 10^{-1} \text{ Вт/мм}^2$ (длительность импульса ~ 100 нс). При этом пленка нагревалась до температуры T_h , такой, что $\Delta T = T_h - T_0 \ll T_0$. Это позволяло считать, что распределение термолизированных в пленке инжектора фононов имело температуру термостата, а проведение измерений при различных T_0 - получать температурные характеристики рассеяния НФ тепловых частот. Диффузионный характер распространения НФ описывается уравнением

$$\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} = \frac{1}{D} \frac{\partial T}{\partial t}, \quad (1)$$

где $D = \kappa / c_v$ – коэффициент диффузии фононов; κ , c_v – теплопроводность и теплоемкость материала соответственно.

Измеряемой в экспериментах величиной являлось t_m – время прихода на болометр максимума диффузионного сигнала $t_m = L^2 / 2D$, где $D = l\nu/3$, l – длина свободного пробега НФ, ν – средняя по поляризациям скорость фононов, L – размер образца в направлении распространения НФ.

Модель процесса распространения НФ в присутствии центров захвата рассмотрена в работах [31, 32] при анализе экспериментальных результатов по распространению НФ в твердых растворах с парамагнитными центрами $Y_{3-x}(Er, Ho)_xAl_5O_{12}$. Согласно полученным результатам, процесс распространения δ -образного теплового импульса в бесконечной одномерной среде описывается двумя коэффициентами диффузии, характеризующие «быстрый» и «медленный» процессы. В случае быстрого энергообмена между подсистемой фононов и центрами захвата возможен только «медленный» процесс. При этом выражение

для коэффициента диффузии полностью совпадает с выражением Максвелла [33], полученном для электропроводности в неомогенных системах:

$$D = \frac{D_0}{1 + \frac{pc_{Fe}}{1-p}c_{ph}} < D_0, \quad (2)$$

где c_{Fe}, c_{ph} – теплоемкость «ловушек» (железа) и фононов (Al_2O_3), соответственно, p – весовой концентрации железа, D_0 – коэффициент диффузии фононов в системе без центров захвата.

В однофазных диэлектрических керамиках D_0 сложным образом зависит от структуры образцов (рис. 3, 4). В рассматриваемом случае крупнозернистых керамик геометрическое рассеяние преобладает [30], и большое (на один-два порядка) уменьшение коэффициента диффузии в керметах по сравнению с базовой керамикой Al_2O_3 согласно предлагаемому подходу связано с тем, что фрагменты нанодисперсной фракции металла могут являться «ловушками» для неравновесных фононов.

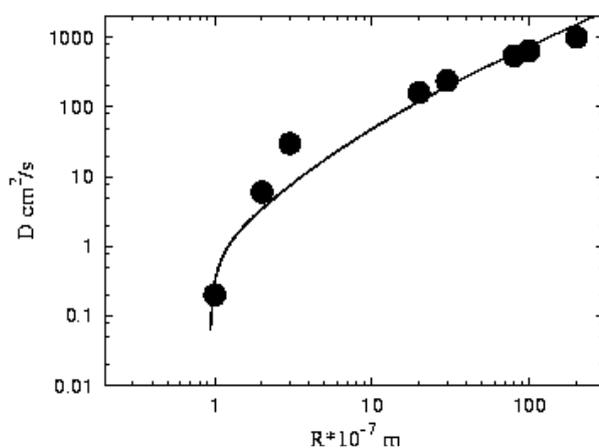


Рис. 3. Зависимость величины коэффициента диффузии от среднего размера зерна $D(R)$ в керамике Al_2O_3 при $T = 3,86$ К

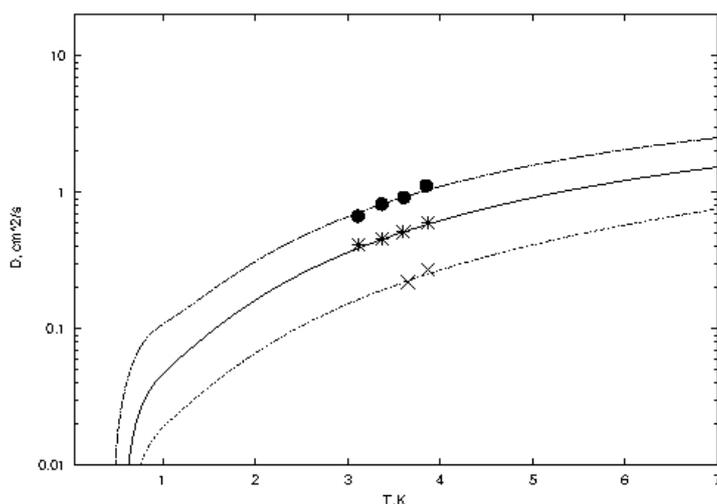


Рис. 4. Температурная зависимость коэффициента диффузии фононов в керметах различной пористости, спеченных при температуре 1600 °С. Сверху вниз — пористость 35; 17,5; 10%

Так как электронная теплоемкость железа при концентрации порядка 1 вес.% при гелиевых температурах примерно на 1 - 2 порядка превышает теплоемкость фононной подсистем, то из представленного выражения следует, что с ростом концентрации железа D_{eff}

будет уменьшаться – $D \sim 1/p$, а поскольку при этих температурах $c_{el}/c_{ph} \sim T^{-2}$, то $D_{eff} \sim D_0 T^2$. В керамиках D_0 определяется упругим рассеянием фононов на границах зерен, т.е. ведет себя согласно модели из работы [30], из которой следует, что в плотных керамиках при гелиевых температурах и размере зерен более 200 нм резонансное рассеяние на границах не возникает (кривая 4 на рис. 5), и, следовательно, получить зависимость $D_{eff} \sim T^h$ ($h > 0$) невозможно. Это значит, что для рассматриваемой серии керметов низкой плотности значительную роль должно играть рассеяние фононов на порах, которое также было рассмотрено в [30].

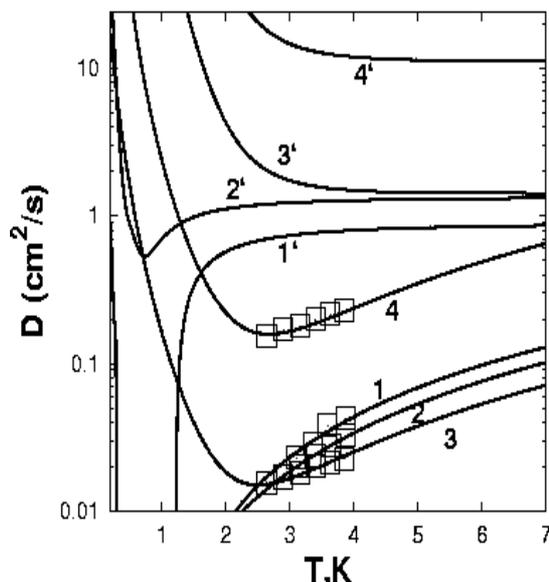


Рис. 5. Температурные зависимости $D(T)$ для образцов плотных керметов из работы [22].
Кривые 1'-4' - теоретические зависимости в структуре поликристаллической матрицы,
рассчитанные без учета фракции железа (D_0), согласно [22].
Кривые 1-4 - теоретические зависимости, рассчитанные из выражения (*).
 □ – эксперимент

На рис. 6 представлены результаты расчетов, проведенных в рамках модели [30] температурной зависимости коэффициента диффузии D_0 в плотных керамиках, размер зерна которых (~500 нм) не приводит к резонансному рассеянию фононов (верхняя кривая), пористых керамик в отсутствие железных включений (средняя), а также эффективный коэффициент диффузии (нижняя кривая), рассчитанный из выражения (2) с параметрами, подогнанными для образца спеченного при температуре 1600 °С и пористостью 17,5 %.

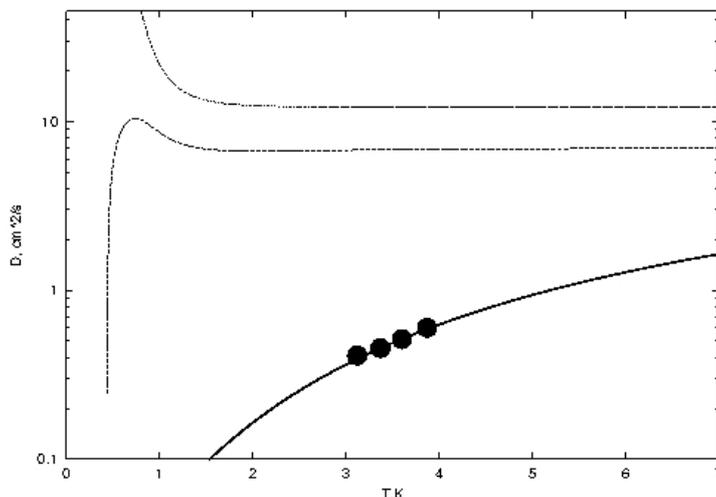


Рис. 6. Формирование температурной зависимости коэффициента диффузии фононов в пористых железосодержащих композитах (пояснения в тексте)

Из рис. 6 следует, что учет пористости исследуемых керметов позволяет вполне удовлетворительно описать температурную зависимость коэффициента диффузии исследуемых керметов. Что касается концентрационной зависимости коэффициента, то в этих керметах, в отличие от плотных, зависимость $D \sim 1/p$, которая следует из выражения Максвелла (2), не выполняется, и подгоночное значение концентрации всегда меньше реального. Возможно, это связано с высокой пористостью и большой дисперсностью размеров зерен керамической матрицы и металлических включений.

ВЫВОДЫ

Проведено исследование структуры и кинетики слабонераспределенных фононов металл-оксидных композитов на основе корунда, полученных различными методами. Поскольку коэффициент диффузии фононов определяется структурой образцов, в первую очередь пористостью и размером металлических включений, то кинетические свойства фононов зависят от метода синтеза материала, в частности, дисперсности исходной смеси порошков. В случае образцов с высокой пористостью и больших размеров зерен наблюдается отклонение температурной зависимости коэффициента диффузии от закона Максвелла.

Работа поддержана грантом РФФИ (проект № 11-02-704).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Кислый П.С., Бондарук Н.И., Боровикова М.С. и др. Керметы. Киев : Наук. Думка, 1985. 272 с.
2. Ji Y., Yeomans J.A. Processing and mechanical properties of Al_2O_3 -5 vol. % Cr nanocomposites // Journal of European Ceramic Society. 2002. V. 22. P. 1927-1936.
3. Алымов М.И. Порошковая металлургия нанокристаллических материалов. М. : Наука, 2007. 169 с.
4. Gaffet E. et al. Some Recent Developments in Mechanical Activation and Mechanochemistry // J. Mater. Chem. 1999. V. 9. P. 305-314.
5. Coquay P. et al. From ceramic-matrix nanocomposites to the synthesis of carbon nanotubes // Hyperfine Interactions. 2000. V. 130. P. 275-299.
6. Schwartz L.D., Lukaniuk C.M., Etsellb T.H. A New Production Technique for Molybdenum-Zirconia Cermets // Advanced engineering materials. 1999. V. 1, № 2. P. 111-113.
7. Lu J., Gao L., Guo J., Niihara K. Preparation, sintering behavior, and microstructural studies of Al_2O_3 /Mo composites from boehmite-coated mo powders // Mater. Res. Bull. 2000. V. 35. P. 2387-2396.
8. Sekino T., Nakajima T., Ueda S., Niihara K. Reduction and sintering of nickel-dispersed-alumina composite and its properties // J. Am. Ceram. Soc. 1997. V. 80. P. 1139-1148.
9. Domnich V., Gotsi Y. High-pressure surface science // In Handbook of Surfaces and Interfaces of Materials (Surface and interface analysis and properties). US Academic Press., 2001. V. 2. P. 195-237.
10. Хасанов О.Л., Копылов Ю.Л., Кравченко В.Б., Двилис Э.С. и др. Проблемы компактирования нанопорошков для получения высокоплотных, высокопрозрачных оксидных керамик // Нанотехника. 2008. Т. 14, № 2. С. 3-9.
11. Аввакумов Е.Г. Механические методы активации химических процессов. Новосибирск : Наука, 1986. 304 с.
12. Зырянов В.В. Механохимическая керамическая технология: возможности и перспективы // Сб. науч. трудов «Механохимический синтез в неорганической химии». Новосибирск : Наука. СО, 1991. С. 102-125.
13. Андришкова О.В., Полубояров В.А., Паули И.А., Коротаева З.А. Механохимия создания новых материалов : уч. пособие. Новосибирск : Изд-во НГТУ, 2007. 385 с.
14. Guichard J.L., Tillement O., Mocellin A. Alumina-chromium cermets by hot pressing of nanocomposite powders // J. Eur. Ceram. Soc. 1998. V. 18. P. 1743-1752.
15. Osso D. et. al. Alumina-alloy nanocomposite powders by mechanochemistry // Journal of Materials Science. 1998. V. 33, № 12. P. 3109-3119.
16. Гончаров О.Ю., Карбань О.В., Немцова О.М., Ильин И.А. Анализ процесса формирования нанокompозитов $Al_2O_3 + Fe$ // Физика и химия стекла. 2009. Т. 35, № 2. С. 210-218.
17. Liu D.V., Tuan W.Y. Microstructure and thermal conduction properties of Al_2O_3 -Ag composites // Acta Mater. 1996. V. 44, № 2. P. 813-818.
18. Liu D.-M., Tuan W.H., Chiu Ch.-Ch. Thermal diffusivity, heat capacity and thermal conductivity in Al_2O_3 -Ni composite // Mater. Science and Engineering B. 1995. V. 31. P. 287-291.
19. Абрамович А.А., Карбань О.В., Иванов В.В., Саламатов Е.И. Влияние структуры на теплопроводность нанокompозита $Al_2O_3 + Fe$ // Физика и химия стекла. 2005. Т. 31, № 4. С. 764-767.
20. Schlichting K.W., Padture N.P., Klements P.G. Thermal conductivity of dense and porous yttria-stabilized zirconia // J. Mater. Science. 2001. V. 36. P. 3003-3010.

21. Leclercq B., Me´vrel R., Liedtke V., Hohenauer W. Thermal conductivity of zirconia-based ceramics for thermal barrier coating // *Werkstofftech.* 2003. V. 34. P. 406-409.
22. Карбань О.В., Саламатов Е.И., Таранов А.В. и др. Исследование особенностей кинетики тепловых фононов и структуры нанодисперсных железосодержащих керметов на основе корунда в области Не-температур // *Журнал экспериментальной и теоретической физики.* 2009. Т. 135, № 4. P. 758-765.
23. Гаршин А.П., Гропянов В.М., Зайцев Г.П., Семенов С.С. *Машиностроительная керамика.* СПб. : Изд-во СПбГУ, 1997. 726 с.
24. Geandlier G., Hazotte A., Denis S., Mocellin A., Maire E. Microstructural analysis of alumina chromium composites by X-ray tomography and 3-D finite element simulation of thermal stresses // *Scripta Materialia.* 2003. V. 48, № 8. P. 1219-1224.
25. Михайлова И.С. Спекание, строение и свойства металло-оксидных тугоплавких систем на основе α -Al₂O₃ и ZrO₂: дис... канд. хим. наук. СПб., 2000. 131 с.
26. Nagel R., Balogh A.G. On the behavior of enhanced mixing in metal/ceramic interfaces // *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B.* 2001. V. 175-177. P. 398-402.
27. Елсуков Е.П. Дорофеев Г.А., Ульянов А.Л. и др. Твердофазные реакции в системе Fe(68)Ge(32) при механическом сплавлении // *Физика металлов и металловедение.* 2003. Т. 95, № 2. С. 60-65.
28. Карбань О.В., Канунникова О.М., Саламатов Е.И. и др. Применение современных методов исследования для изучения оксидных нанокерамик // *Химическая физика и мезоскопия.* 2009. Т. 11, № 4. С. 499-511.
29. Барабаненков Ю.Н. и др. Распространение фононов в нанокристаллических керамиках ZrO₂:Y₂O₃ // *Журнал экспериментальной и теоретической физики.* 2006. Т. 129, № 1. С. 131-138.
30. Иванов В.В., Саламатов Е.И., Таранов А.В., Хазанов Е.Н. Резонансное рассеяние неравновесных фононов (10-50 нм) в наноструктурной керамике на основе композитов YSZ+Al₂O₃ // *Журнал экспериментальной и теоретической физики.* 2008. Т. 133. С. 339-347.
31. Саламатов Е.И. Нелокальные эффекты при диффузионном распространении тепловых импульсов в системах с центрами захвата неравновесных фононов // *Физика твердого тела.* 2002. Т. 44, вып. 5. С. 935-941.
32. Саламатов Е.И. Влияние процессов фононного распада на формирование сигнала фононной неравновесности в кристаллах с двумя подсистемами ДУС // *Физика твердого тела.* 2003. Т. 45, вып. 4. С. 691-695.
33. Maxwell C. *A Treatise on Electricity and Magnetism.* New York : Dover Publications Inc, 1954, Chap. 9.

INVESTIGATION OF STRUCTURE AND KINETICS OF THE THERMAL PHONON CERMETS BASED ALUMINA WITH IRON SUPPLEMENTATION SYNTHESIZED BY DIFFERENT METHODS

Karban O.V., *Abramovich A.A., **Khazanov E.N., **Taranov A.V., Konygin G.N., Salamatov E.I.

Physical-Technical Institute, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Izhevsk, Russia

*Saint Petersburg State Technological University of Plant Polymers, Saint Petersburg, Russia

**Institute of Radio Engineering and Electronics RAS, Moscow, Russia

SUMMARY. The structure and kinetic properties of thermal phonons of corundum-based iron-containing composites prepared by powder metallurgy with the use of a vibratory mill for pretreatment of the basic powder mixture have been studied. A comparison was performed with the properties of earlier investigated compact fine-grained composites prepared by mechanical activation of a powder mixture of alumina and nanostructured iron in a planetary ball mill. It is shown that in the case of porous coarse-grained composites the temperature dependence of the phonon diffusion coefficient is identical to that for compact ceramics, with a deviation from the Maxwell law.

KEYWORDS: cermet, thermal phonon kinetics.

Карбань Оксана Владиславовна, доктор физико-математических наук, старший научный сотрудник отдела структурно-фазовых превращений ФТИ УрО РАН, тел. (3412) 72-52-39, e-mail: ocsa123@yahoo.com

Абрамович Андрей Андреевич, кандидат физико-математических наук, доцент кафедры физики СПбГТУРП, тел. (812) 7864307

Хазанов Ефим Наумович, доктор физико-математических наук, профессор, ведущий научный сотрудник отдела Полупроводниковой электроники ИРЭ им. В.А. Котельникова РАН, тел. (495)6293590, e-mail: khazanov@cplire.ru

Таранов Андрей Вадимович, кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник отдела Полупроводниковой электроники ИРЭ им. В.А. Котельникова РАН, e-mail: taranov@cplire.ru

Коньгин Григорий Николаевич, кандидат физико-математических наук, заведующий лабораторией механоактивации органических систем ФТИ УрО РАН, тел. (3412) 72-87-75, e-mail: konygin@fnms.fti.udm.ru

Саламатов Евгений Иванович, доктор физико-математических наук, главный научный сотрудник отдела теоретической физики ФТИ УрО РАН, тел. 8(3412)21-69-33, e-mail: salam@otf.fti.udmurtia.su