



УДК [666.3-128:535.37]-022.532

© 2012

Н. А. Дулина, С. В. Пархоменко,
академик НАН Украины В. М. Пузиков,
член-корреспондент НАН Украины А. В. Толмачев, Р. П. Явецкий

Оптическая нанокерамика $(\text{Lu}_{0,95}\text{Eu}_{0,05})_2\text{O}_3$, полученная вакуумным спеканием нанопорошков

Определены условия получения оптически прозрачной нанокерамики $(\text{Lu}_{0,95}\text{Eu}_{0,05})_2\text{O}_3$, основанные на оптимизации баланса между агломерацией частиц нанопорошка со средним размером 55 нм и их активностью в процессе вакуумного спекания. Получена оптическая нанокерамика с относительной плотностью $98 \pm 2\%$, средним размером зерна около 50 мкм и коэффициентом линейного оптического пропускания 41% на длине волны 611 нм (для образца толщиной 1 мм). Относительный световой выход керамики $(\text{Lu}_{0,95}\text{Eu}_{0,05})_2\text{O}_3$ составляет около 25000 фотонов/МэВ и сравним по порядку величины с выходом горячепрессованных керамик аналогичного состава.

Оптические нанокерамики (керамики с относительной плотностью выше 99,95%, достаточной для появления прозрачности в видимом диапазоне) обладают набором ценных оптических, физико-механических, электрических и др. свойств для применения в фотонике, оптоэлектронике, сцинтилляционной технике и т. д. В отличие от традиционных оптических керамик конструкционного и функционального назначения, получаемых консолидацией микронных порошков методом горячего изостатического прессования (ГИП) [1], оптические нанокерамики синтезируют вакуумным спеканием нанопорошков [2]. Нанопорошки обладают существенно большей активностью к спеканию и, по сравнению с микронными аналогами, обеспечивают оптимальное взаимодействие ансамбля наночастиц в процессе уплотнения. Вместе с тем, сам метод вакуумного спекания не гарантирует получения оптически-прозрачных керамик, так как обладает более низкой движущей силой уплотнения по сравнению со способами консолидации, использующими давления (горячее прессование, ГИП и др.).

Ключевая проблема формирования оптических нанокерамик связана с отличительными свойствами самих частиц нанопорошков, а именно, с их высокоразвитой поверхностью (для порошков из частиц сферической формы — с кривизной поверхности частиц). При этом, с одной стороны, существенно активизируется поверхностная диффузия атомов как движущая сила уплотнения и удаления остаточной пористости керамики на стадии спекания, однако, с другой стороны, высокоразвитая поверхность таких частиц способствует их

избыточной агломерации. Данный фактор негативный, так как агломерация частиц нанопорошка приводит к формированию дефектов упаковки в компакте, которые препятствуют однородному уплотнению керамики и понижают плотность керамического монолита. Как следствие, подобные дефекты сохраняются в спеченной керамике в виде центров рассеяния света, снижающих оптическую прозрачность [3]. Столь противоположные тенденции ведут к исчерпанию ресурса “активности к спеканию” нанопорошковых компактов до достижения беспористого (оптически-прозрачного) состояния керамики. Количественной мерой степени агломерации частиц нанопорошков является величина фрактальной размерности, непосредственно связанная со структурно-чувствительными свойствами нанопорошков, например, адсорбционной емкостью или активностью к спеканию.

Ключом к решению проблемы формирования оптических нанокерамик в рамках стандартного метода вакуумного спекания является обеспечение оптимального баланса между активностью к спеканию и степенью агломерации исходных нанопорошков. Успешная реализация данного подхода для получения легированных нанокерамик алюмоиттриевого граната $Y_3Al_5O_{12}$ лазерного качества [2] позволяет надеяться на возможность его распространения на другие, более тугоплавкие оксидные системы, в частности, на полупрозрачные оксиды редкоземельных металлов (РЗМ) RE_2O_3 ($RE + РЗМ$).

Твердые растворы замещения $(Lu_{1-x}Eu_x)_2O_3$ ($0 \leq x \leq 0,1$) обладают комплексом практически важных свойств (изотропная кубическая структура, высокая ширина запрещенной зоны $E_g = 5,5$ эВ, высокие пределы взаимной растворимости компонентов, низкое концентрационное тушение люминесценции), перспективных для их применения в сцинтилляционной технике [4–6]. Высокая плотность ($\rho = 9,44$ г/см³), высокое сечение ослабления рентгеновского излучения, высокая радиационная стойкость и световой выход на уровне 90000 фотонов/МэВ [7] ставит $(Lu_{1-x}Eu_x)_2O_3$ в один ряд с наиболее эффективными сцинтилляционными кристаллами для рентгеновской радиографии — CsI:Tl, CdWO₄, Bi₄Ge₃O₁₂.

Существующие подходы к получению оптических керамик $(Lu_{1-x}Eu_x)_2O_3$ основаны на консолидации нанопорошков методом ГИП либо на комбинации метода вакуумного спекания и ГИП [4, 6]. Использование подобных способов консолидации может сопровождаться нарушением стехиометрии формируемого материала вследствие сильного восстановительного потенциала среды спекания, кроме того, связано с технологическими трудностями. Возможность получения оптических нанокерамик $(Lu_{1-x}Eu_x)_2O_3$ методом вакуумного спекания на сегодня не реализована из-за отсутствия высокоактивных нанопорошков с контролируемой степенью агломерации [3]. Данная работа посвящена определению условий получения сцинтилляционной нанокерамики состава $(Lu_{0,95}Eu_{0,05})_2O_3$, обладающего наибольшим выходом люминесценции, путем оптимизации баланса между агломерацией частиц нанопорошка и их активностью в процессе вакуумного спекания.

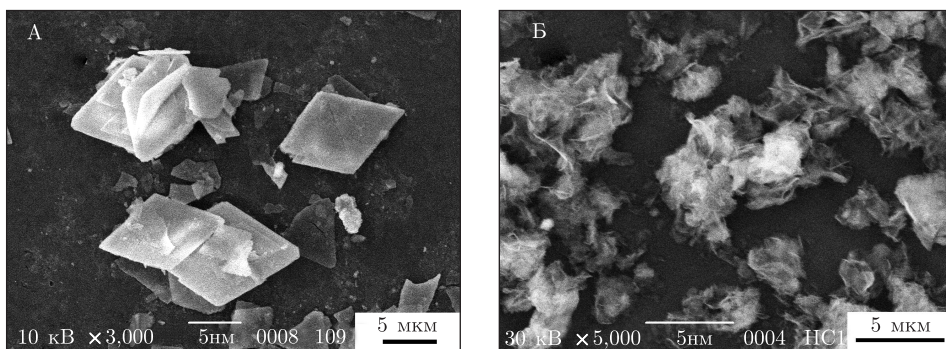
Методика эксперимента. Нанопорошки $(Lu_{0,95}Eu_{0,05})_2O_3$ получали методом химического соосаждения из водных растворов. В качестве исходных реагентов использовались хлориды лутетия и европия, в качестве осадителя — гидрокарбонат аммония NH_4HCO_3 . Морфологию нанопорошков изучали методами растровой электронной микроскопии на микроскопе JEOL JSM-6390LV, а также просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на микроскопе ПЭМ-125. Удельная поверхность порошков определялась методом Брунауэра–Эмметта–Теллера (БЭТ). Фазовый состав порошков и керамик изучали методом рентгенофазового анализа (РФА) на дифрактометре SIEMENS D-500 в излучении $CuK \alpha$. Нанопорошки $(Lu_{0,95}Eu_{0,05})_2O_3$ компактировали методом холодного прессования, затем сформованные компакты спекали при температуре $T \approx 0,75T_{пл}$ (1800–1850 °С) в вакууме $5 \cdot 10^{-3}$ Па.

Плотность керамики измеряли методом гидростатического взвешивания. Микроструктуру керамики и средний размер зерна определяли с помощью микроскопа JEOL JSM-6390LV. Линейный коэффициент оптического пропускания регистрировался на спектрофотометре Perkin-Elmer "LAMBDA-35". Для оптических измерений использовали полированные с двух сторон образцы толщиной 1 мм. Люминесцентные свойства изучали на автоматическом комплексе СДЛ-2 (ЛОМО) при возбуждении рентгеновскими квантами с использованием источника РЕИС-И (Cu антикатод, $U = 40$ кВ).

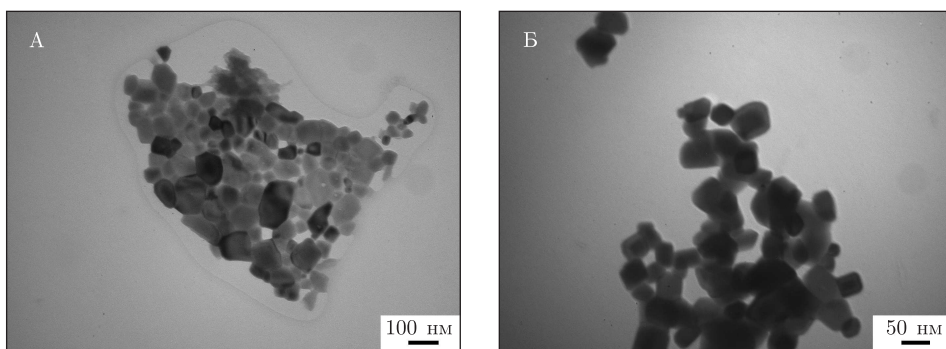
Результаты и обсуждение. Метод химического соосаждения рассматривается как наиболее перспективный способ синтеза активных к спеканию нанопорошков, обладающих однородным химическим и фазовым составом как внутри одной частицы, так и по ансамблю частиц. Из-за генетической преемственности между фазой-предшественником и синтезируемым оксидом, формирование свойств конечного продукта осуществляется на стадии синтеза прекурсора [8]. Поэтому структурно-фазовое состояние прекурсора является эффективным инструментом, позволяющим регулировать гранулометрический состав и степень агломерации нанопорошков. На рис. 1 приведена морфология двух характерных прекурсоров различного фазово-химического состава, обозначенных как А и Б, а также нанопорошков $(\text{Lu}_{0,95}\text{Eu}_{0,05})_2\text{O}_3$, полученных прокаливанием данных фаз-предшественников.

Согласно данным РФА, формируемые прекурсоры являются карбонатами лутеция. В процессе созревания осадка прекурсор А кристаллизуется в фазу $\text{Lu}_{0,95}\text{Eu}_{0,05}(\text{H}_2\text{O})_x(\text{HCO}_3)_3 \cdot y\text{H}_2\text{O}$ и образует агрегаты пластинчатой морфологии, которая наследуется нанопорошком оксида лутеция при прокаливании (рис. 1, б) [9]. Прекурсор Б является кристаллоаморфным (его точный состав не определялся) и формирует сферолитоподобные агрегаты с характерным диаметром порядка нескольких микрон (рис. 1, а). Термическая обработка прекурсора Б сопровождается распадом сферолитов с образованием равноосных частиц $(\text{Lu}_{0,95}\text{Eu}_{0,05})_2\text{O}_3$ со средним диаметром $d_{\text{ПЭМ}} = 55$ нм и дисперсией по размерам 15% (рис. 1, б). Несмотря на близкие температуры термолиза прекурсоров (около 700 °С), а также формирование одной и той же фазы кубического оксида лутеция в процессе кристаллизации, морфология нанопорошков $(\text{Lu}_{0,95}\text{Eu}_{0,05})_2\text{O}_3$ существенно различается. Нанопорошки $(\text{Lu}_{0,95}\text{Eu}_{0,05})_2\text{O}_3$, полученные прокаливанием прекурсора А, наследуют морфологию фазы-предшественника, тогда как в случае прекурсора Б эффект генетической преемственности отсутствует. Наследование морфологии связано с протеканием топотаксической реакции в процессе термолиза. В первом случае между структурами прекурсора А и оксида лутеция существуют приближенные кристаллографические соотношения, тогда как в последнем (прекурсор Б) подобные соотношения отсутствуют.

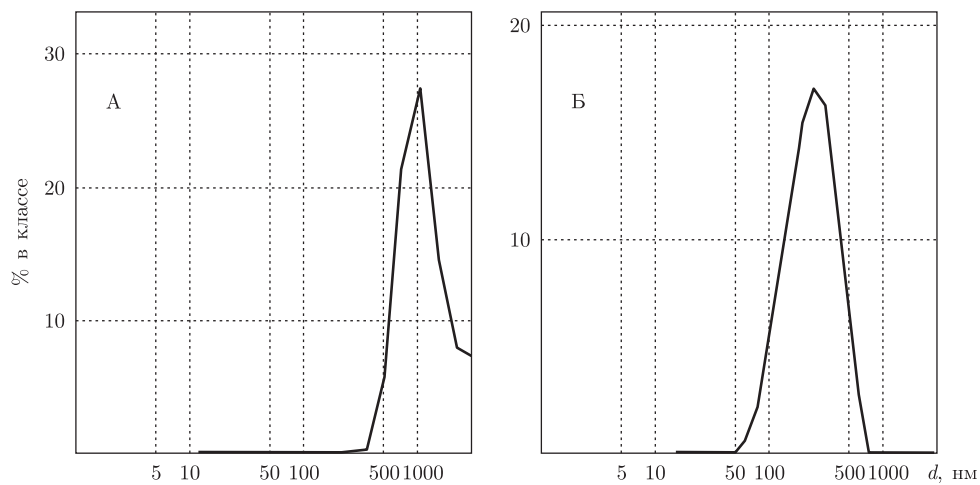
Гранулометрический состав нанопорошков, прокаленных при 1000 °С, приведен на рис. 1, в. Несмотря на близкий размер первичных кристаллитов оксида лутеция из диапазона 55–70 нм (рис. 1, б), размеры агрегатов нанопорошков $(\text{Lu}_{0,95}\text{Eu}_{0,05})_2\text{O}_3$ существенно отличаются. Нанопорошок А формирует агрегаты со средним размером до нескольких микрон, тогда как порошок Б обладает превосходной дисперсией, о чем свидетельствует узкий пик на гистограмме распределения частиц по размеру, средний размер агрегатов составляет $d_{50} = 240$ нм. Благодаря регулированию структурно-фазового состояния исходного прекурсора в методе химического соосаждения нам удалось почти в два раза уменьшить средний размер агрегатов в нанопорошках $(\text{Lu}_{0,95}\text{Eu}_{0,05})_2\text{O}_3$ ($d_{50} = 458$ нм [5]). Фрактальная размерность нанопорошка Б имеет значение в диапазоне 1,7–1,8, что может указывать, в частности, на низкую агломерацию нанопорошка $(\text{Lu}_{0,95}\text{Eu}_{0,05})_2\text{O}_3$. Вместе с тем, пол-



a



b



c

Рис. 1. Микрофотографии прекурсоров (a), нанопорошков $(\text{Lu}_{0,95}\text{Eu}_{0,05})_2\text{O}_3$ после прокаливания при $T = 1000^\circ\text{C}$ в течение двух часов (b) и распределение частиц по размерам в нанопорошках $(\text{Lu}_{0,95}\text{Eu}_{0,05})_2\text{O}_3$ (c)

ностью подавить агломерацию нанопорошков не удастся из-за действия межчастичных сил различной природы, возрастающих с увеличением площади поверхности частиц.

Слабоагломерированные нанопорошки $(\text{Lu}_{0,95}\text{Eu}_{0,05})_2\text{O}_3$ были сформованы в компакты с относительной плотностью 45–50% от теоретического значения методом холодного одноосного прессования. Данное значение выше плотности 35%, полученной авторами [6], однако

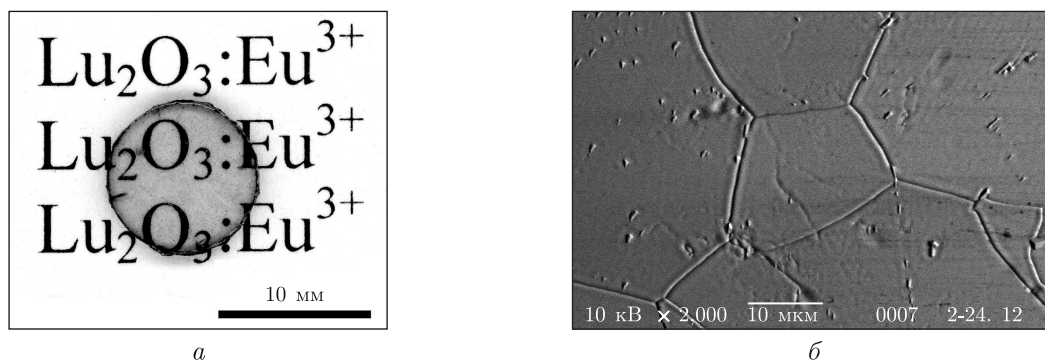


Рис. 2. Фотография (а) и микроструктура (б) керамики $(\text{Lu}_{0,95}\text{Eu}_{0,05})_2\text{O}_3$, полученной методом вакуумного спекания при $1850\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 10 ч

ниже значения плотности для нерегулярной упаковки сфер (64%), обеспечивающей однородную микроструктуру компакта и размер пор, меньше диаметра исходных частиц [10]. Вероятно, произвольная морфология частиц и некоторая агломерированность нанопорошка не позволяют реализовать плотнейшую упаковку частиц в компакте. Рис. 2 иллюстрирует внешний вид и микроструктуру нанокерамики $(\text{Lu}_{0,95}\text{Eu}_{0,05})_2\text{O}_3$, полученной вакуумным спеканием при $T = 1850\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 10 ч. Нанокерамика $(\text{Lu}_{0,95}\text{Eu}_{0,05})_2\text{O}_3$ является прозрачной, сквозь нее можно читать текст (рис. 2, а). Относительная плотность керамики, определенная методом гидростатического взвешивания, составила $98 \pm 2\%$ от теоретического значения, однако наличие прозрачности керамики означает, что ее реальная плотность превышает $99,5\%$ [6].

Спеченная нанокерамика характеризовалась тонкой микроструктурой и хорошо сформированными границами зерен, а средний размер зерна составлял около 50 мкм (рис. 2, б). При температуре спекания $T \sim 0,75T_{\text{пл}}$ наряду с удалением остаточной пористости происходят процессы активного роста зерен, которые начинаются в Lu_2O_3 выше $0,67T_{\text{пл}}$ ($1650\text{ }^\circ\text{C}$). Спекание в данном температурном интервале может сопровождаться захватом пор в объем зерен, если собственная подвижность поры станет ниже подвижности межзеренной границы. Коэффициент объемной диффузии атомов в керамике на порядки ниже зернограницной, поэтому подобные поры не могут быть удалены даже методом ГИП. Оптимизация режимов спекания позволила реализовать микроструктуру керамики, в которой все остаточные поры располагаются по границам зерен и в тройных стыках и являются нестабильными по отношению к спеканию. Концентрация остаточных пор в керамике $(\text{Lu}_{0,95}\text{Eu}_{0,05})_2\text{O}_3$, оцененная из данных измерения плотности и анализа электронно-микроскопических снимков, составляла десятые доли процента, а средний размер пор был меньше размера зерна на всей траектории спекания.

Спектры линейного оптического пропускания вакуумно-спеченных нанокерамик $(\text{Lu}_{0,95}\text{Eu}_{0,05})_2\text{O}_3$ и известных из литературы горячепрессованных нанокерамик $(\text{Lu}_{0,94}\text{Eu}_{0,06})_2\text{O}_3$ толщиной 1 мм представлены на рис. 3. В спектрах пропускания наблюдается характерная полоса поглощения с переносом заряда $\text{Eu}-\text{O}$ в области 200–270 нм, а также узкие линии в области 290–600 нм, связанные с $4f-4f$ переходами в ионах Eu^{3+} . Нанокерамика, полученная авторами, характеризуется коэффициентом линейного оптического пропускания порядка 41% в области длин волн 500–1100 нм, что составляет около 50% от теоретического значения. Это значение сравнимо с оптическим пропусканием керамики

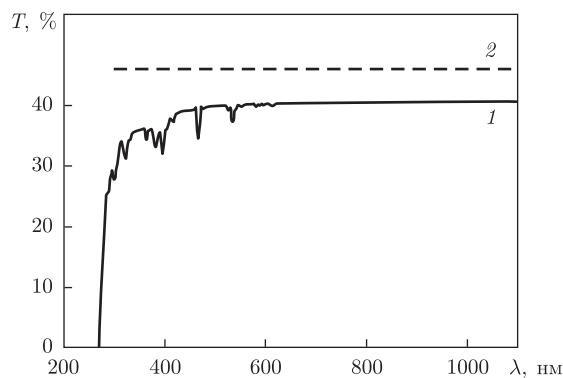


Рис. 3. Спектры линейного оптического пропускания нанокерамики $(\text{Lu}_{0,95}\text{Eu}_{0,05})_2\text{O}_3$ (1) и горячепрессованной керамики $(\text{Lu}_{0,94}\text{Eu}_{0,06})_2\text{O}_3$ (2), согласно работе [11]. Толщина образцов — 1 мм

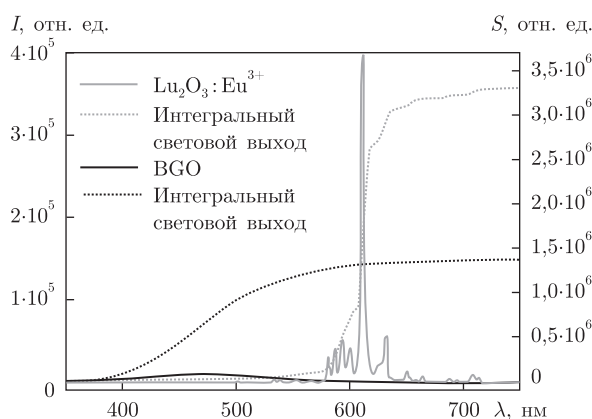


Рис. 4. Спектры радиолуминесценции и интегральный световой выход керамик $(\text{Lu}_{0,95}\text{Eu}_{0,05})_2\text{O}_3$ и монокристаллов $\text{Bi}_4\text{Ge}_3\text{O}_{12}$ при возбуждении рентгеновскими квантами ($E = 40$ кэВ)

$(\text{Lu}_{0,94}\text{Eu}_{0,06})_2\text{O}_3$, полученной методом ГИП (46% на длине волны $\lambda = 611$ нм) [11]. Мы полагаем, что благоприятные структурно-морфологические свойства исходных нанопорошков, такие как малый размер частиц, низкая дисперсия частиц по размерам, а также отсутствие жестких агломератов размером более 1 мкм являются основными факторами, обеспечивающими эффективное уплотнение керамик в процессе вакуумного спекания. Вместе с тем слабая агломерация частиц нанопорошка и их малый размер затрудняют получение однородной микроструктуры компакта и не позволяют полностью избавиться от остаточной пористости. Следует отметить, что нанопорошки $(\text{Lu}_{0,95}\text{Eu}_{0,05})_2\text{O}_3$ пластинчатой морфологии, полученные из прекурсора А, не уплотнились в прозрачную нанокерамику в указанных режимах вакуумного спекания.

Нанокерамика $(\text{Lu}_{0,95}\text{Eu}_{0,05})_2\text{O}_3$ эффективно люминесцирует как при фотовозбуждении, так и при возбуждении рентгеновскими квантами. Спектры эмиссии состоят из групп линий, соответствующих ${}^5D_0 \rightarrow {}^7F_J$ ($J = 0-4$) переходам в трехвалентных ионах европия (рис. 4). Максимум люминесценции наблюдался на длине волны 611 нм и соответствует ${}^5D_0 \rightarrow {}^7F_2$ вынужденным электрическим дипольным переходам. Высокая эффективность возбуждения активаторной рентгенолюминесценции нанокерамики $(\text{Lu}_{0,95}\text{Eu}_{0,05})_2\text{O}_3$ является следствием протекания эффективных процессов переноса энергии возбуждения

от матрицы к центрам свечения — ионам европия — по дырочному рекомбинационному механизму, а также прямого возбуждения ионов активатора. Рис. 4 иллюстрирует также интегральный световой выход нанокерамики $(\text{Lu}_{0,95}\text{Eu}_{0,05})_2\text{O}_3$ и монокристаллов $\text{Bi}_4\text{Ge}_3\text{O}_{12}$ (BGO) идентичных размеров, измеренный при возбуждении рентгеновскими квантами с энергией 40 кэВ. Выход люминесценции нанокерамики практически в три раза превышает выход традиционного сцинтиллятора BGO. Полагая световой выход BGO равным 8200 фотонов/МэВ [12], интегральный световой выход нанокерамики $(\text{Lu}_{0,95}\text{Eu}_{0,05})_2\text{O}_3$ может быть оценен как 25 000 фотонов/МэВ. Это значение сравнимо по порядку величины с выходом горячепрессованных керамик аналогичного состава [4, 6]. С учетом относительно высокого светового выхода и более высоких значений коэффициента поглощения рентгеновского излучения оптические нанокерамики $(\text{Lu}_{0,95}\text{Eu}_{0,05})_2\text{O}_3$, полученные методом вакуумного спекания, обладают весомыми преимуществами перед традиционными монокристаллами BGO для рентгеновской радиографии.

В заключение, в рамках подхода, основанного на обеспечении оптимального баланса между агломерацией частиц нанопорошка и их активностью в процессе вакуумного спекания, получена нанокерамика $(\text{Lu}_{0,95}\text{Eu}_{0,05})_2\text{O}_3$, которая имеет коэффициент оптического пропускания (41% при $\lambda = 611$ нм) и интегральный световой выход (25000 фотонов/МэВ), сравнимый с горячепрессованными образцами аналогичного состава. Дальнейший прогресс в повышении оптического качества керамики может ожидать при применении “мокрых” способов компактирования нанопорошков таких составов (шликерное литье и др.), позволяющих использовать силы межчастичных взаимодействий для самоорганизации и уплотнения наночастиц в однородные высокоплотные компакты [13].

Данная работа частично поддержана проектом РФФИ 11-02-90465-Укр_ф_а и ДФФД Украины Ф40.7/061. Авторы выражают благодарность А.В. Рагуле, О.М. Вовку, А.В. Лопину и П.В. Матейченко за помощь в тестировании характеристик экспериментальных образцов.

1. Podowitz S. R., Gaume R., Feigelson R. S. Effect of europium concentration on densification of transparent Eu : Y₂O₃ scintillator ceramics using hot pressing // J. Am. Ceram. Soc. – 2010. – **93**, No 1. – P. 82–88.
2. Lu J., Ueda K., Yagi H. et al. Neodymium doped yttrium aluminum garnet (Y₃Al₅O₁₂) nanocrystalline ceramics—a new generation of solid state laser and optical materials // J. Alloys Compd. – 2002. – **341**, No 1–2. – P. 220–225.
3. Kim W., Baker C., Villalobos G. et al. Synthesis of high purity Yb³⁺ – doped Lu₂O₃ powder for high power solid-state lasers // J. Am. Ceram. Soc. – 2011. – **94**, No 9. – P. 3001–3005.
4. Lempicki A., Brecher C., Szupryczynski P. et al. A new lutetia-based ceramic scintillator for X-ray imaging // Nucl. Instrum. Methods Phys. Res., Sect. A. – 2002. – **488**, No 3. – P. 579–590.
5. Chen Q., Shi Y., An L. et al. Fabrication and Photoluminescence Characteristics of Eu³⁺ – Doped Lu₂O₃ Transparent Ceramics // J. Am. Ceram. Soc. – 2006. – **89**, No 6. – P. 2038–2042.
6. Seeley Z. M., Kuntz J. D., Cherepy N. J., Payne S. A. Transparent Lu₂O₃ : Eu ceramics by sinter and HIP optimization // Opt. Mater. – 2011. – **33**, No 11. – P. 1721–1726.
7. Shi Y., Chen Q. W., Shi J. L. Processing and scintillation properties of Eu³⁺ doped Lu₂O₃ transparent ceramics // Opt. Mater. – 2009. – **31**, No 5. – P. 729–733.
8. Zhou D., Shi Y., Yun P., Xie J. J. Influence of precipitants on morphology and sinterability of Nd³⁺: Lu₂O₃ nanopowders by a wet chemical processing // J. Alloys Compd. – 2009. – **479**, No 1–2. – P. 870–874.
9. Дулина Н. А., Баумер В. Н., Вовк О. М. и др. Низкотемпературный синтез люминесцентных нанокристаллических частиц Lu₂O₃ : Eu³⁺ пластинчатой морфологии // Наносистемы, наноматериалы, нанотехнологии. – 2011. – **4**, № 9. – P. 837–847.
10. Messing G. L., Stevenson A. J. Toward pore-free ceramics // Science. – 2008. – **322**, No 5900. – P. 383–384.
11. Retot H., Blahuta S., Bessiere A. et al. Improved scintillation time response in (Lu_{0,5}Gd_{0,5})₂O₃ : Eu³⁺ compared with Lu₂O₃ : Eu³⁺ transparent ceramics // J. Phys. D: Appl. Phys. 2011. – **44**, No 23. – 235101 (9 p).

12. Holl I., Lorenz E., Mageras G. A Measurement of the Light Yield of Common Inorganic Scintillators // IEEE Trans. Nucl. Sci. – 1988. – **35**, No 1. – P. 105–109.
13. Dulina N. A., Deineka T. G., Yavetskiy R. P. et al. Comparison of dispersants performance on the suspension $\text{Lu}_2\text{O}_3 : \text{Eu}^{3+}$ stability and high-density compacts on their basis // Ceram. Int. – 2011. – **37**, No 5. – P. 1645–1651.

НТК “Інститут монокристаллов”
НАН України, Харків

Поступило в редакцію 21.05.2012

Н. А. Дуліна, С. В. Пархоменко, академік НАН України В. М. Пузіков,
член-кореспондент НАН України **О. В. Толмачов, Р. П. Явецький**

Оптична нанокераміка $(\text{Lu}_{0,95}\text{Eu}_{0,05})_2\text{O}_3$, отримана вакуумним спіканням нанопорошків

Визначено умови отримання оптично прозорої нанокераміки $(\text{Lu}_{0,95}\text{Eu}_{0,05})_2\text{O}_3$, основані на оптимізації балансу між агломерацією частинок нанопорошку з середнім розміром 55 нм та їх активністю в процесі вакуумного спікання. Отримано оптичну нанокераміку з відносною густиною $98 \pm 2\%$, середнім розміром зерна близько 50 мкм і коефіцієнтом лінійного оптичного пропускання 41% на довжині хвилі 611 нм (для зразка товщиною 1 мм). Відносний світловий вихід нанокераміки $(\text{Lu}_{0,95}\text{Eu}_{0,05})_2\text{O}_3$ становить 25000 фотонів/МеВ та є порівняльним за порядком величини з виходом гарячепресованих керамік аналогічного складу.

N. A. Dulina, S. V. Parkhomenko, Academician of the NAS of Ukraine
V. M. Puzikov, Corresponding Member of the NAS of Ukraine A. V. Tolmachev,
R. P. Yavetskiy

$(\text{Lu}_{0,95}\text{Eu}_{0,05})_2\text{O}_3$ optical nanoceramics obtained by vacuum sintering of nanopowders

The fabrication conditions for $(\text{Lu}_{0,95}\text{Eu}_{0,05})_2\text{O}_3$ optically transparent nanoceramics based on the balance optimization between the agglomeration of nanopowder's particles with an average particle size of 55 nm and their activity during sintering have been determined. Optical nanoceramics with a relative density of $98 \pm 2\%$, average grain size of about 50 μm , and in-line transmittance of 41% at the 611-nm wavelength (for a sample thickness of 1 mm) has been obtained. $(\text{Lu}_{1-x}\text{Eu}_x)_2\text{O}_3$ nanoceramics achieves the integrated light output of nearly 25 000 photons/MeV comparable to that of hot-pressed specimens.