

УДК 666.3-128

Оригинальная статья

Исследование влияния спекающих добавок и условий вакуумного спекания на оптические свойства керамики LuAG:Er 1 ат. %

Е.В. Медяник, Ф.Ф. Малявин, В.А. Лапин, А.А. Кравцов, В.Е. Супрунчук, Л.В. Тарала

ФГАО ВО «Северо-Кавказский Федеральный Университет»

355017, Россия, Ставропольский край, Ставрополь, ул. Пушкина, 1

miedianik84@mail.ru

DOI: 10.26456/pcascnn/2024.16.229

Аннотация: В данной работе были изготовлены керамические образцы на основе лютеций-алюминиевого граната легированного эрбием (содержанием 1 ат. %). При изготовлении керамического материала был выбран метод химического осаждения. Проведено исследование влияния двух типов спекающих добавок – MgO и CaO на микроструктуру и оптические свойства керамических образцов, полученных при температурах вакуумного спекания 1800, 1850, 1875°C. В статье подробно рассмотрено, как изменяется микроструктура и оптическое пропускание керамики со спекающими добавками MgO и CaO при различных температурах вакуумного спекания. Установлено, что оксид магния позволяет достичь более высокой оптической прозрачности керамики (около 80%), в то время как оксид кальция более эффективно способствует подавлению роста зерен. Повышение температуры спекания для образцов с MgO от 1800 до 1850°C способствовало увеличению светопропускания образцов от 10 до 80% и росту размера зерен от 1,80 до 3,03 мкм, в то время как для образцов с CaO подобного явления не наблюдалось, образцы полученные при температурах спекания 1850 и 1875°C обладали приблизительно одинаковой микроструктурой, содержащей остаточную микропористость.

Ключевые слова: лютеций-алюминиевого граната легированного эрбием, оптическая керамика, спекание, коэффициент светопропускания, люминесценция.

1. Введение

В последние годы твердотельные лазеры находят все более широкое применение в промышленном, медицинском и лабораторном оборудовании [1]. Оптически прозрачные керамические материалы обладают рядом преимуществ по сравнению со стеклами и монокристаллами, такими как высокий уровень легирования активирующей примеси, простота в [2] изготовлении образцов различной формы и размера, высокая теплопроводность [3]. Прозрачная керамика на основе иттрий алюминиевого граната (YAG) широко используется в твердотельных лазерных средах благодаря своим превосходным термомеханическим свойствам и относительно низкой стоимости [4, 5]. Структура лютеций-алюминиевого граната (LuAG) похожа на структуру YAG , однако она имеет более высокую плотность и более сильное кристаллическое поле. С этой точки зрения, LuAG является более перспективной матрицей для внедрения различных активирующих ионов (Yb , Tm , Er , Ho , Ce и т.д.), используемых в твердотельных лазерах с диодной накачкой [6].

Известно, что основными факторами, влияющими на оптические

свойства прозрачной керамики, являются остаточные поры, фазовый состав и размер зерен керамики, которые в значительной степени определяются наличием спекающих добавок. Подбор типа и концентрации спекающих добавок, а также режимов вакуумного спекания керамического материала является первоочередной задачей для получения высокопрозрачной и оптически однородной керамики [7]. Поэтому целью данной работы являлось исследование влияния спекающих добавок MgO и CaO на оптические свойства и микроструктуру лютеций-алюминиевого граната легированного эрбием ($LuAG:Er$ с содержанием эрбия в 1 ат.%), полученную при различных температурах вакуумного спекания.

2. Материалы и методы

Для изготовления керамических порошков использовали следующие реагенты: водный раствор аммиака (25%, ОС.Ч., СигмаТек, Россия), хлорид алюминия гексагидрат (99%, Неваторг, Россия), оксид лютеция (99,99%, Ланхит, Россия), хлорид эрбия гексагидрат (99.9%, Chemical Point, Германия), кислота соляная (ОС.Ч., Вектон, Россия), сульфат аммония (99%, Ставреахим, Россия), изопропиловый спирт (99,7%, Химпром, Россия), хлорид кальция (99%, Вектон, Россия). Для приготовления растворов использовали деионизированную воду. Порошок-прекурсор $LuAG:Er$ (1 ат.%) был синтезирован методом химического соосаждения. На первом этапе растворяли расчетную навеску оксида лютеция в соляной кислоте. После полного растворения оксида лютеция готовили раствор солей, содержащий катионы лютеция, алюминия и эрбия в стехиометрическом соотношении $(Lu + Er) / Al = 3/5$. В раствор солей также добавляли сульфат аммония в концентрации 0,08 М в качестве дисперсанта. В качестве осадителя использовали 3,3% водный раствор аммиака. К раствору аммиака, содержащему 1,6-кратный избыток аммиака по отношению к количеству катионов металлов, по каплям при интенсивном перемешивании добавляли раствор солей лютеция, эрбия и алюминия. После добавления всего объема раствора соли в раствор осадителя смесь перемешивали в течение 1 часа для гомогенизации. Затем маточный раствор промывали деионизированной водой с помощью центрифугирования. Промытые осадки высушивали в сушильном шкафу при температуре 60°C в течение 20 часов. Высушенные порошки прекурсоры были измельчены в планетарной шаровой мельнице с использованием 0,2 М раствора сульфата аммония в качестве размольной среды. На стадии измельчения в керамические порошки вводились спекающие добавки MgO и CaO в концентрации 0,075 масс.%. Полученные образцы сушили в сушильном шкафу при температуре 60°C в течение 20 часов, а затем отжигали в высокотемпературной печи в

корундовых тиглях в воздушной среде при температуре 1200°C в течение 2 часов.

Далее из полученных составов были изготовлены две серии керамических образцов на основе состава $Lu_{2,97}Er_{0,03}Al_5O_{12}$ (ЛЮЭ – лютеций-алюминиевый гранат, легированный эрбием), содержащего в качестве спекающей добавки 0,075 масс.% MgO (ЛЮЭ-1-0,075 MgO) и 0,075 масс.% CaO (ЛЮЭ-2-0,075 CaO). Из керамических порошков, методом одноосного прессования при давлении 50 МПа были изготовлены керамические компакты в виде дисков диаметром 13 мм и толщиной 4 мм. Выбор давления прессования проводился с учетом результатов, полученных в работе [8]. Спекание керамических компактов осуществлялось в вакуумной печи (СШВЭ-1,25/25 Россия) при трех различных температурах: 1800, 1850, 1875°C с длительностью изотермической выдержки 10 часов. Готовые керамические образцы посредством шлифовки и полировки приводили к одинаковой толщине ($1,5 \pm 0,01$ мм) при помощи установки (QPol-250, Германия).

3. Исследовательские методы

Исследование фазового состава керамики проводилось на рентгеновском дифрактометре TD-3700 (Tongda, Китай) с медным анодом ($\lambda_{CuK\alpha} = 1,5406$ Å) в диапазоне углов 2θ 20-60° с шагом 0,01° при скорости сканирования 1,1°/мин. Фазовую идентификацию проводили с помощью программного обеспечения Highscore Plus с базой данных ICDD PDF-2 [9]. Температурную зависимость величины и скорости усадки керамических заготовок исследовали методом дилатометрии в автоматическом режиме с использованием горизонтального дилатометра DIL 402 (Netzsch, Германия). Скорость нагрева составляла 10°C/мин. Полученная кривая линейной усадки $dL/L_0(T)$ ($L_0(T)$ – первоначальная длина керамического компакта) была проанализирована с использованием программного обеспечения для термического анализа NETZSCH Proteus. Микрофотографии структуры оптической керамики были получены с помощью сканирующего электронного микроскопа (FESEM, Mira3 LMH, Tescan, Чехия). Для регистрации спектров светопропускания в диапазоне длин волн от 200 до 1100 нм использовался спектрофотометр СФ-56 (ОКБ-спектр, Россия).

4. Результаты и обсуждение

При рентгенофазовом анализе керамических материалов установлено, что введение спекающей добавки MgO и CaO в керамический материал состава $LuAG:Er$ 1 ат.%, не оказывает влияния на

его фазовый состав. Рентгенограммы соответствующих составов приведены на рис. 1.

Для того чтобы определить оптимальные температуры вакуумного спекания керамических компактов ЛУЭ-1-0,075 MgO и ЛУЭ-2-0,075 CaO , был проведен дилатометрический метод исследования линейной усадки $dL/L_0(T)$ и скорости усадки $dL/dT(T)$. На рис. 2 представлены зависимости линейной усадки керамических компактов состава $LuAG:Er$ 1 ат.%, с содержанием спекающих добавок MgO и CaO 0,075 масс.%. Температуры начала усадки образцов ЛУЭ-1-0,075 MgO и ЛУЭ-2-0,075 CaO практически совпадают с незначительной разницей, как и температуры максимальной скорости усадки, соответственно. При более высоких температурах формы кривых становятся индивидуальными и существенно отличаются друг от друга. Как можно предположить, такое явление связано с типом спекающих добавок и их количеством в составе керамических компактов, что оказывает влияние на кинетику усадки компактов. Конечные значения температур начала и конца усадки, температуры максимальной скорости усадки, а также максимальной линейной усадки приведены в Таблице 1.

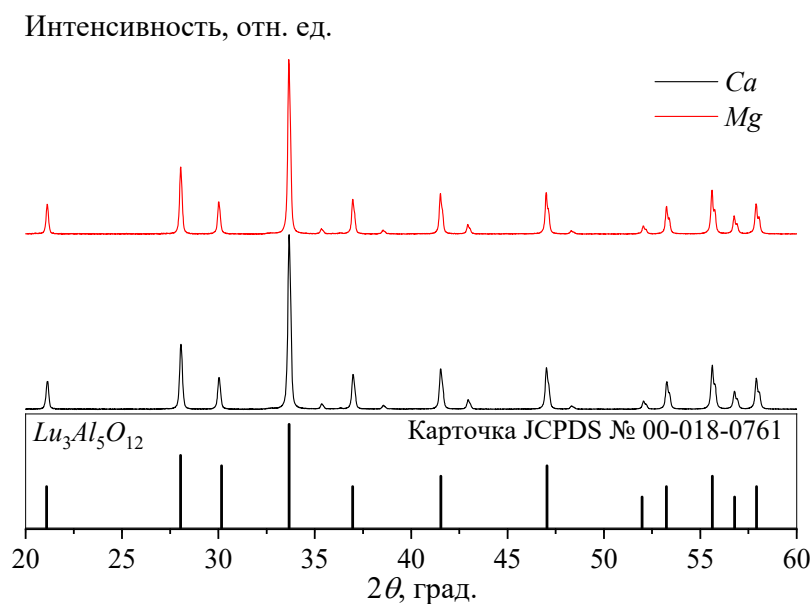


Рис. 1. Рентгенограммы керамических порошков ЛУЭ-1-0,075 MgO и ЛУЭ-2-0,075 CaO , прокаленных при температуре 1200°C.

Таблица 1. Параметры процесса усадки (T_1 – температура начала усадки, T_2 – температура конца усадки, T_3 – температура максимальной скорости усадки).

Шифр образца	T_1 , °C	T_2 , °C	T_3 , °C	Максимальная линейная усадка, %
ЛУЭ-1-0,075 MgO	1364	1692	1520	24,08
ЛУЭ-2-0,075 CaO	1382	1770	1504	25,43

На рис. 3 представлено фото, иллюстрирующее внешний вид спеченных образцов керамики после шлифовки и полировки.

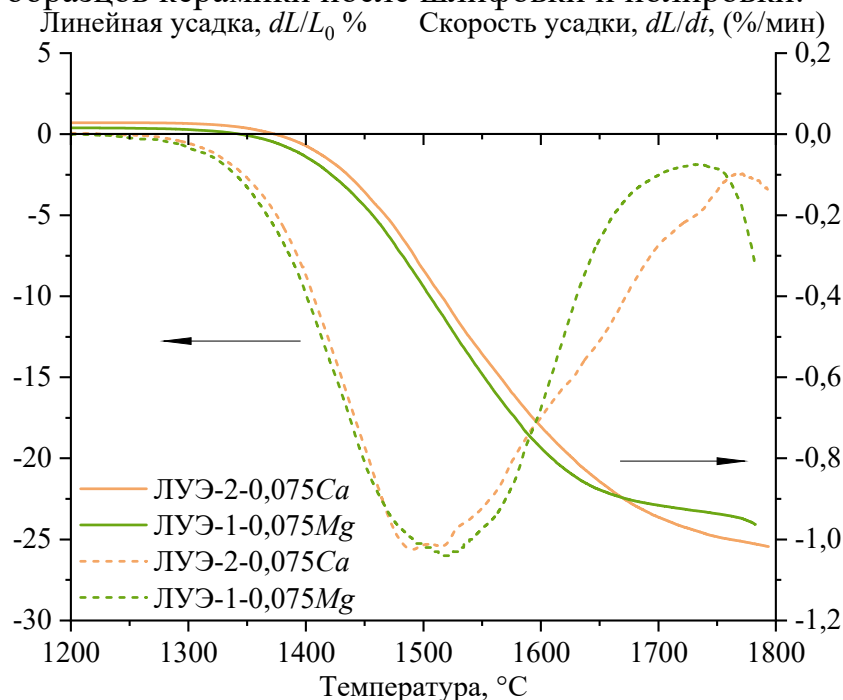


Рис. 2. Зависимость линейной усадки и скорости линейной усадки образцов ЛУЭ-1-0,075 MgO и ЛУЭ-2-0,075 CaO , от температуры в диапазоне 1200-1800°C.

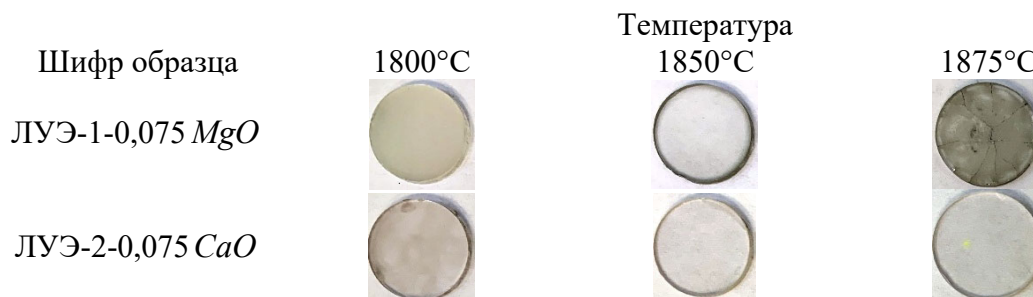


Рис. 3. Внешний вид образцов керамики состава $LuAG:Er$ (1 ат.%), полученных с использованием спекающих добавок MgO и CaO .

Как показано на рис. 4 а образцы ЛУЭ-1-0,075 MgO , полученные при температурах спекания 1800 и 1875°C, обладали крайне низким светопропусканием, значение которого во всем измеряемом диапазоне длин волн составило менее 10%. Образец ЛУЭ-1-0,075 MgO , спеченный при температуре 1850°C, демонстрировал максимальное светопропускание из серии, значение которого составило более 80% в диапазоне длин волн от 550 до 1100 нм. Полученные данные хорошо согласуются с результатами растровой электронной микроскопии (см. рис. 5). Напротив, образец с меньшей температурой вакуумного спекания ЛУЭ-1-0,075, полученный при 1800°C, содержит большое количество пор и включений

примесной фазы. Использование режима вакуумного спекания с температурой 1875°C привело к аномальному росту зерен и образованию крупных пор и макродефектов. Вероятнее всего, несовершенство микроструктуры керамики связано с сегрегацией спекающих добавок MgO и CaO на границах раздела и недостаточно точной стехиометрией составов. Количество примесных фаз недостаточно для их определения с помощью рентгенофазового анализа керамических порошков. Повышение температуры спекания от 1800 до 1850°C способствовало уменьшению пористости образцов. Также отмечено снижение количества примесных фаз в микроструктуре образцов. Наблюдаемый эффект может быть обусловлен компенсацией нестехиометрии за счет повышения концентрации собственных антиструктурных дефектов в гранате с ростом температуры спекания [10, 11]. Однако, дальнейшее увеличение температуры спекания до 1875°C привело к ухудшению микроструктуры и оптического качества образцов за счет указанных выше причин.

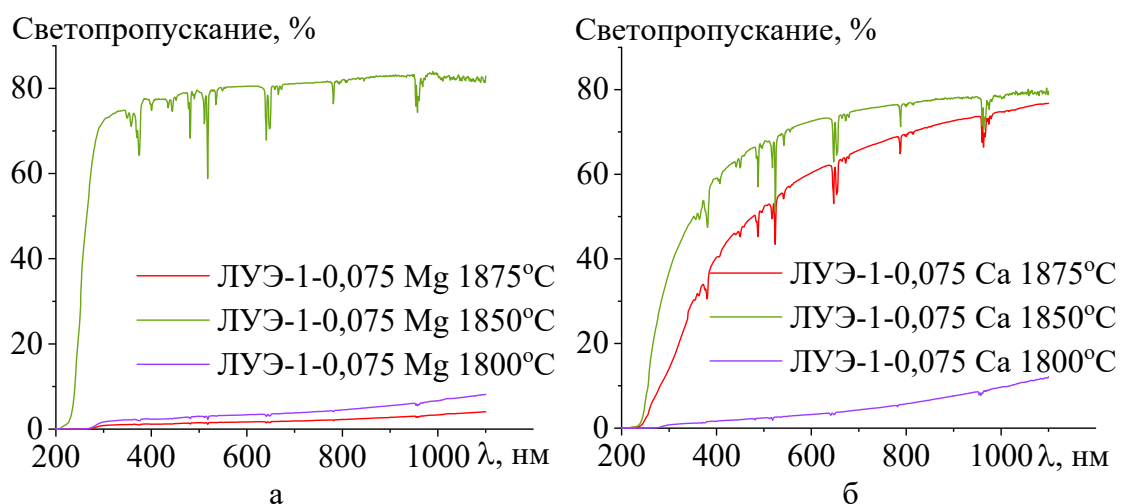


Рис. 4. Спектры пропускания образцов керамики ЛУЭ-1-0,075 MgO (а) и ЛУЭ-2-0,075 CaO (б).

Спектры светопропускания образцов ЛУЭ-2-0,075 CaO имели более пологий характер, чем у образцов со спекающей добавкой MgO (см. рис. 4). Наличие области со значительным снижением светопропускания в диапазоне длин волн от 250 до 550 нм свидетельствует о высокой концентрации микропор в керамических образцах, что подтверждается растровой электронной микроскопией (см. рис. 5). Микроструктура керамических образцов серии ЛУЭ-2-0,075 CaO содержит поры и включения примесных фаз как в межзеренном пространстве, так и внутри некоторых отдельных зерен.

В Таблице 2 представлена зависимость среднего размера зерен керамических образцов от температуры спекания. При одинаковых

условиях спекания керамика, полученная с использованием спекающей добавки MgO характеризуется большим размером зерен по сравнению с составом, содержащим CaO . Также обнаружен более резкий рост размера зерен керамики при увеличении температуры спекания у образцов, имеющих в своем составе MgO . Известно, что спекающие добавки MgO и CaO сдерживают рост зерен в процессе спекания, что в конечном итоге способствует получению прозрачной керамики. Однако, как показывают полученные данные, интервал температур спекания при использовании добавок MgO и CaO , при котором эффективно подавляется рост зерен, существенно отличается. Оксид кальция по сравнению с оксидом магния более эффективно ингибирует рост зерен керамики с ростом температуры спекания.

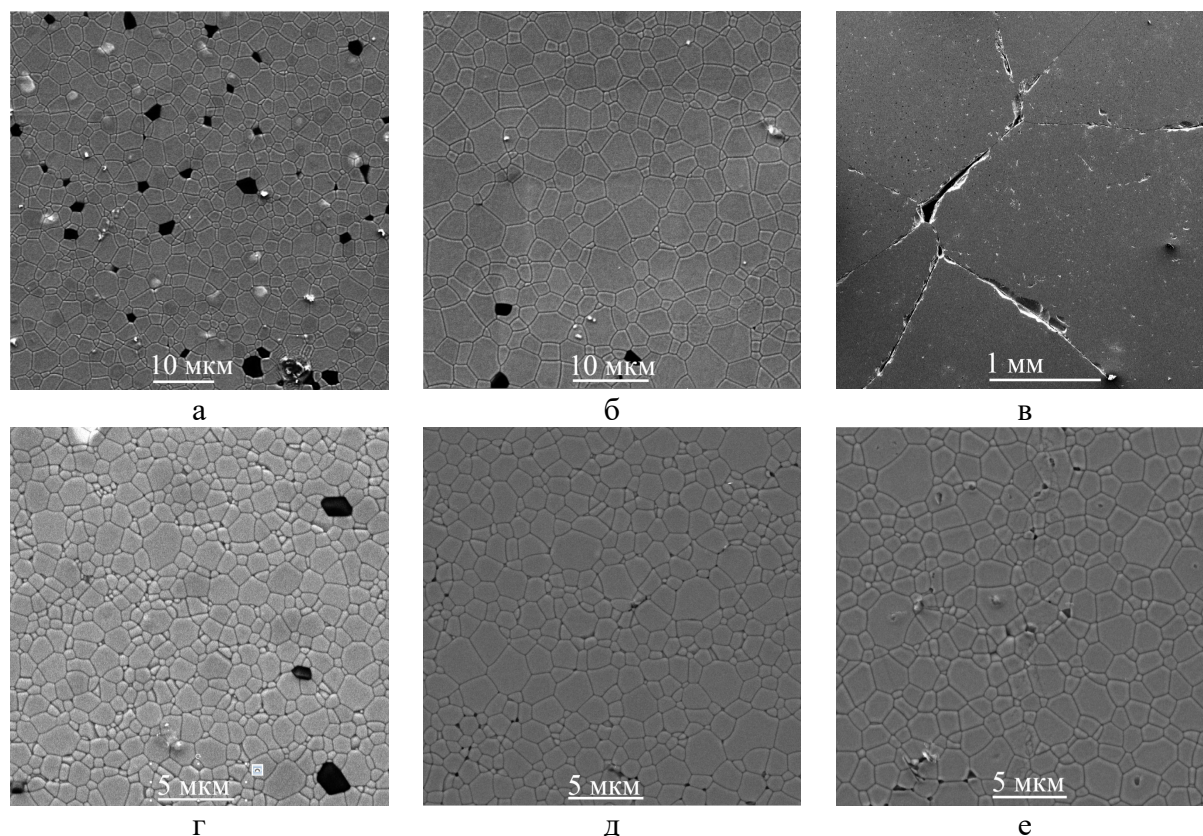


Рис. 5. СЭМ-фотографии керамических образцов, спеченных при трех различных температурах: а-в – ЛУЭ-1-0,075 Mg при температурах 1800, 1850 и 1875°C, г-е – ЛУЭ-2-0,075 Ca при температурах 1800, 1850 и 1875°C соответственно.

Таблица 2. Средний размер зерен керамики.

Шифр образца	Концентрация и тип спекающей добавки	Размер зерна, мкм		
		1800°C	1850°C	1875°C
ЛУЭ-1-0,075 MgO	0,075 масс.% MgO	1,80	3,03	–
ЛУЭ-2-0,075 CaO	0,075 масс.% CaO	1,50	1,80	2,08

5. Заключение

В данной работе было исследовано влияние спекающих добавок MgO и CaO на микроструктуру и оптические свойства керамики состава $LuAG:Er$ 1 ат.%. Установлено, что при использовании добавки MgO , повышение температуры спекания от 1800 до 1850°C способствовало увеличению светопропускания образцов от 10 до 80% и росту размера зерен от 1,80 до 3,03 мкм. Однако дальнейший подъем температуры спекания до 1875°C привел к резкому падению светопропускания за счет формирования аномально крупных зерен и макродефектов в керамике. При использовании добавки CaO подобного явления не наблюдалось, образцы полученные при температурах спекания 1850 и 1875°C обладали приблизительно одинаковой микроструктурой, содержащей остаточную микропористость. На её наличие также указывает пологий характер спектров светопропускания. Из полученных данных сделан вывод о том, что керамика, содержащая в своем составе MgO в большей степени подвержена изменению микроструктуры с повышением температуры спекания. В то же время, использование спекающей добавки CaO способствует более эффективному подавлению роста зерен в процессе спекания, о чем свидетельствует полученная зависимость размера зерен от температуры спекания.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 23-23-00081, <https://rscf.ru/project/23-23-00081/>) с использованием научного оборудования центра коллективного пользования СКФУ.

Библиографический список:

1. **Wang, S.F.** Transparent ceramics: processing, materials and applications / S.F. Wang, J. Zhang, D.W. Luo et al // Progress in Solid State Chemistry. – 2012. – V. 41. – I. 1-2. – P. 20-54. DOI: 10.1016/j.progsolidstchem.2012.12.002.
2. **Kravtsov, A.A.** Optical and luminescent properties of quasi-stoichiometric YAG: Cr^{3+} ceramics / A.A. Kravtsov, V.A. Tarala, F.F. Malyavin et al. // Journal of the European Ceramic Society. – 2023. – V. 43. – I. 15. – P. 7085-7095. DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2023.07.058.
3. **Jiang, N.** Fabrication and laser performance of planar waveguide LuAG/Yb:LuAG/LuAG ceramics / N. Jiang, Y. Zhao, Z. Zhu et al. // Optical Materials. – 2019. – V. 89. – P. 149-156. DOI: 10.1016/j.optmat.2019.01.033.
4. **Zhang, S.** Passively Q-switched Er:LuAG laser at 1.65 μm using MoS_2 and WS_2 saturable absorbers / S. Zhang, L. Guo, M. Fan et al. // IEEE Photonics Journal. – 2017. – V. 9. – № 3. – P. 1-7. DOI: 10.1109/JPHOT.2017.2691740.
5. **Esposito, L.** Multilayered YAG-Yb:YAG ceramics: manufacture and laser performance / L. Esposito, J. Hostaša, A. Piancatelli et al. // Journal of Materials Chemistry C. – 2014. – V. 2. – I. 47. – P. 10138-10148. DOI: 10.1039/C4TC01544D.
6. **Quan, J.** Growth and fluorescence characteristics of Er:LuAG laser crystals / J. Quan, X. Yang, S. Long et al. // Journal of Crystal Growth. – 2019. – V. 507. – P. 321-326. DOI: 10.1016/j.jcrysgro.2018.11.037.
7. **Zhou, T.** Toward vacuum sintering of YAG transparent ceramic using divalent dopant as sintering aids: Investigation of microstructural evolution and optical property / T. Zhou, L. Zhang, Z. Li et al. // Ceramics International. – 2016. – V. 43. – I. 3. – P. 3140-3146. DOI: 10.1016/j.ceramint.2016.11.131.
8. **Malyavin, F.F.** Influence of the ceramic powder morphology and forming conditions on the optical transmittance of YAG:Yb ceramics / F.F. Malyavin, V.A. Tarala, S.V. Kuznetsov et al. // Ceramics International. – 2019. – V. 45. – I. 4. – P. 4418-4423. DOI: 10.1016/j.ceramint.2018.11.119.

9. Powder Diffraction File JCPDS-ICDD PDF-2 (Set 1-47). (Release, 2016). – Режим доступа: [www.url: https://www.icdd.com/pdf-2](http://www.icdd.com/pdf-2). – 15.06.2024.
10. Muñoz-García, A.B. Antisite defects in Ce-doped YAG ($\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$): First-principles study on structures and 4f-5d transitions / A.B. Muñoz-García, Z. Barandiarán, L. Seijo // *Journal of Materials Chemistry*. – 2012. – V. 22. – I. 37. – P. 19888-19897. DOI: 10.1039/C2JM34479C.
11. Liu, B. Formation energies of antisite defects in $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$: a first-principles study / B. Liu, M. Gu, X. Liu et al. // *Applied Physics*. – 2009. – V. 94. – I. 12. – P. 121910-1-121910-3. DOI: 10.1063/1.3109799.

References:

1. Wang S.F., Zhang J., Luo D.W. et al. Transparent ceramics: processing, materials and applications, *Progress in Solid State Chemistry*, 2012, vol. 41, issue 1-2, pp. 20-54. DOI: 10.1016/j.progsolidstchem.2012.12.002.
2. Kravtsov A.A., Tarala V.A., Malyavin F.F. et al. Optical and luminescent properties of quasi-stoichiometric YAG: Cr^{3+} ceramics, *Journal of the European Ceramic Society*, 2023, vol. 43, issue 15, pp. 7085-7095. DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2023.07.058.
3. Jiang N., Zhao Y., Zhu Z. et al. Fabrication and laser performance of planar waveguide LuAG/Yb:LuAG/LuAG ceramics, *Optical Materials*, 2019, vol. 89, pp. 149-156. DOI: 10.1016/j.optmat.2019.01.033.
4. Zhang S., Guo L., Fan M. et al. Passively Q-switched Er:LuAG laser at 1.65 μm using MoS_2 and WS_2 saturable absorbers, *IEEE Photonics Journal*, 2017, vol. 9, no. 3, pp. 1-7. DOI: 10.1109/JPHOT.2017.2691740.
5. Esposito L., Hostaša J., Piancatelli A. et al. Multilayered YAG-Yb:YAG ceramics: manufacture and laser performance, *Journal of Materials Chemistry C*, 2014, vol. 2, issue 47, pp. 10138-10148. DOI: 10.1039/C4TC01544D.
6. Quan J. Yang X., Long S. et al. Growth and fluorescence characteristics of Er:LuAG laser crystals, *Journal of Crystal Growth*, 2019, vol. 507, pp. 321-326. DOI: 10.1016/j.jcrysgro.2018.11.037.
7. Zhou T., Zhang L., Li Z. et al. Toward vacuum sintering of YAG transparent ceramic using divalent dopant as sintering aids: Investigation of microstructural evolution and optical property, *Ceramics International*, 2016, vol. 43, issue 3, pp 3140-3146. DOI: 10.1016/j.ceramint.2016.11.131.
8. Malyavin F.F., Tarala V.A., Kuznetsov S.V. et al. Influence of the ceramic powder morphology and forming conditions on the optical transmittance of YAG:Yb, *Ceramics International*, 2019, vol. 45, issue 4, pp. 4418-4423. DOI: 10.1016/j.ceramint.2018.11.119.
9. Powder Diffraction File JCPDS-ICDD PDF-2 (Set 1-47). (Release, 2016). Available at: www.url: https://www.icdd.com/pdf-2 (accessed 15.06.2024).
10. Muñoz-García A. Barandiarán Z. Seijo L. Antisite defects in Ce-doped YAG ($\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$): First-principles study on structures and 4f-5d transitions, *Journal of Materials Chemistry*, 2012, vol. 22, issue 37, pp. 19888-19897. DOI: 10.1039/C2JM34479C.
11. Liu B., Gu M., Liu X. et al. Formation energies of antisite defects in $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$: A first-principles study, *Applied Physics*, 2009, vol. 94, issue 12, pp. 121910-1-121910-3. DOI: 10.1063/1.3109799.

Original paper

Study of the influence of sintering additives and vacuum sintering conditions on optical properties of LuAG:Er (1 at.%) ceramics

E.V. Medyanik, F.F. Malyavin, V.A. Lapin, A.A. Kravtsov, V.E. Suprunchuk, L.V. Tarala
North Caucasus Federal University, Stavropol, Russia

DOI: 10.26456/pcascnn/2024.16.229

Abstract: In this work, ceramic samples based on lutetium-aluminum garnet doped with erbium (content 1 at.%) were manufactured. In the manufacture of ceramic material, the chemical precipitation method was chosen. The influence of two types of sintering additives, MgO and CaO , on the microstructure and optical properties of ceramic samples obtained at vacuum sintering temperatures of 1800, 1850, 1875 $^{\circ}\text{C}$ was studied. The article discusses in detail how the microstructure and optical transmission of ceramics with sintering additives MgO and CaO change at different vacuum sintering temperatures. It was found that magnesium oxide allows to achieve a higher optical transparency of ceramics (about 80%), while calcium oxide more effectively inhibits the grain growth. An increase in the sintering temperature for samples with MgO from 1800 to 1850 $^{\circ}\text{C}$ contributed to an increase in the light transmission of samples from 10 to 80% and an increase in grain size from 1,80 to 3,03 microns. Earlier no such a phenomenon was not observed for samples with

CaO, samples obtained at sintering temperatures of 1850 and 1875°C had approximately the same microstructure, containing some residual microporosity.

Keywords: lutetium-aluminum garnet doped with erbium, optical ceramics, sintering, light transmittance coefficient, luminescence.

Медяник Евгений Викторович – научный сотрудник сектора спекания керамики научно-исследовательской лаборатории технологии перспективных материалов и лазерных сред научно-лабораторного комплекса чистых зон, ФГАОУ ВО «Северо-Кавказский федеральный университет»

Малявин Федор Федорович – заведующий сектором спекания керамики научно-исследовательской лаборатории технологии перспективных материалов и лазерных сред научно-лабораторного комплекса чистых зон, ФГАОУ ВО «Северо-Кавказский федеральный университет»

Лапин Вячеслав Анатольевич – к.т.н., старший научный сотрудник сектора физико-химических методов исследования и анализа научно-исследовательской лаборатории технологии перспективных материалов и лазерных сред, научно-лабораторный комплекс чистых зон, ФГАОУ ВО «Северо-Кавказский федеральный университет»

Кравцов Александр Александрович – к.т.н., заведующий сектором синтеза нанопорошков научно-исследовательской лаборатории перспективных материалов и лазерных сред научно-лабораторного комплекса чистых зон, ФГАОУ ВО «Северо-Кавказский федеральный университет»

Супрунчук Виктория Евгеньевна – к.х.н., старший научный сотрудник, сектор синтеза нанопорошков научно-исследовательской лаборатории перспективных материалов и лазерных сред научно-лабораторного комплекса чистых зон, ФГАОУ ВО «Северо-Кавказский федеральный университет»

Тарала Людмила Викторовна – научный сотрудник сектора синтеза нанопорошков научно-исследовательской лаборатории перспективных материалов и лазерных сред научно-лабораторного комплекса чистых зон, ФГАОУ ВО «Северо-Кавказский федеральный университет»

Evgeniy V. Medyanik – Researcher, Ceramics Sintering Sector of the Research Laboratory of Technology of Advanced Materials and Laser Media of the Scientific Laboratory Complex of Clean Rooms, North-Caucasus Federal University

Fedor F. Malyavin – Head of Ceramics Sintering Sector of the Research Laboratory of Technology of Advanced Materials and Laser Media of the Scientific Laboratory Complex of Clean Rooms, North-Caucasus Federal University

Viacheslav A. Lapin – Ph. D., Senior Researcher, Sector of Physical and Chemical Methods of Research and Analysis of the Research Laboratory of Technology of Advanced Materials and Laser Media of the Scientific Laboratory Complex of Clean Rooms, North-Caucasus Federal University

Alexander A. Kravtsov – Ph. D., Head of the Nanopowder Synthesis Sector of the Research Laboratory of Technology of Advanced Materials and Laser Media of the Scientific Laboratory Complex of Clean Rooms, North-Caucasus Federal University

Victoria E. Suprunchuk – Ph. D., Senior Researcher, Nanopowder Synthesis Sector of the Research Laboratory of Technology of Advanced Materials and Laser Media of the Scientific Laboratory Complex of Clean Rooms, North-Caucasus Federal University

Ludmila V. Tarala – Researcher, Nanopowder Synthesis Sector of the Research Laboratory of Technology of Advanced Materials and Laser Media of the Scientific Laboratory Complex of Clean Rooms, North-Caucasus Federal University

Поступила в редакцию/received: 03.09.2024; после рецензирования/revised: 02.10.2024; принята/accepted 05.10.2024.