

09

## Исследование люминесцентных характеристик композитного двухслойного керамического преобразователя на основе твердых растворов LuGdAG:Ce

© А.А. Кравцов<sup>1</sup>, Д.П. Бедраков<sup>1</sup>, В.А. Лапин<sup>1</sup>, Ф.Ф. Малявин<sup>1</sup>, В.А. Тарала<sup>1</sup>, О.В. Девицкий<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Северо-Кавказский федеральный университет, Ставрополь, Россия

<sup>2</sup> Федеральный исследовательский центр Южный научный центр РАН, Ростов-на-Дону, Россия

E-mail: v2517@rambler.ru

Поступило в Редакцию 27 февраля 2026 г.

В окончательной редакции 30 марта 2026 г.

Принято к публикации 23 апреля 2026 г.

Исследованы люминесцентные характеристики двухслойного композитного керамического преобразователя на основе слоев LuAG:Ce (S1) и LuGdAG:Ce (S2). Установлено, что при уменьшении общей толщины композита с 2 до 0.2 мм происходит значительное изменение спектральных параметров: индекс цветопередачи для стороны S1 возрастает с 45 до 56, коррелированная цветовая температура для стороны S2 увеличивается с 3267 до 4670 К, а эффективность преобразования проходит через максимум при толщине 0.6 мм. Измеренная внутренняя квантовая эффективность составила 73 % для слоя LuAG:Ce и 69 % для слоя LuGdAG:Ce. Продемонстрировано, что предложенный композитный подход позволяет комбинировать высокую эффективность с возможностью управления цветовыми характеристиками.

**Ключевые слова:** LuAG:Ce, керамика, белые светодиоды, CRI, LuGdAG:Ce, люминесценция.

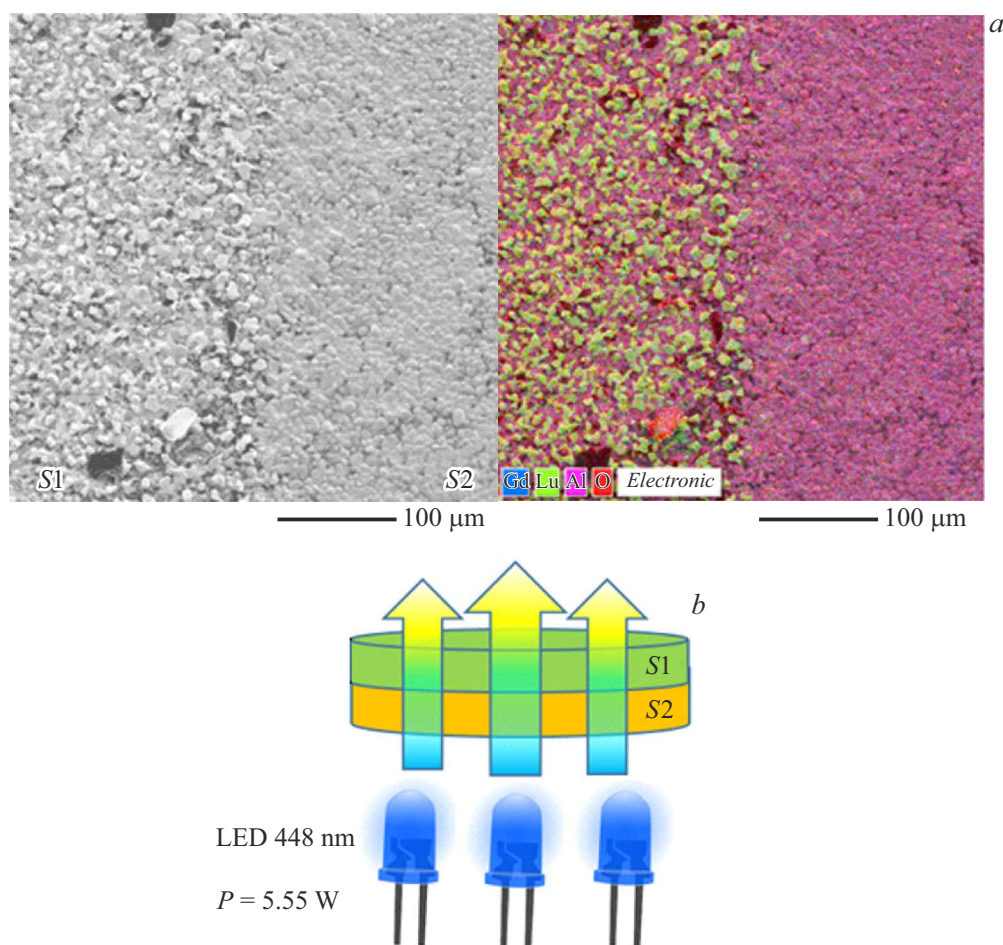
DOI: 10.61011/PJTF.2026.14.63311.20663

Современная светотехника предъявляет высокие требования к источникам белого света, которые должны сочетать высокую энергоэффективность с качественной цветопередачей. Наиболее распространенным решением для светодиодного освещения являются люминесцентные преобразователи на основе иттрий-алюминиевого граната, активированного церием (YAG:Ce) [1,2]. Несмотря на высокую эффективность, YAG:Ce характеризуется ограниченным индексом цветопередачи ( $R_a < 60$ ) из-за недостатка красной компоненты в спектре излучения [3]. Перспективной альтернативой служат твердые растворы на основе лютеций-гадолиний-алюминиевого граната (LuGdAG:Ce), в которых замещение лютеция гадолинием позволяет управлять спектральными характеристиками [4–7]. Исследования показали, что увеличение доли  $Gd^{3+}$  приводит к смещению полосы люминесценции  $Ce^{3+}$  в длинноволновую область (с 513 до 561 нм) благодаря искажению локального окружения ионов церия и изменению ширины запрещенной зоны [7]. Это обеспечивает существенное повышение индекса цветопередачи: для состава  $Ce_{0.01}Lu_{1.19}Gd_{1.8}Al_5O_{12}$  достигнуто значение  $R_a \approx 77$ , что является рекордным показателем для однофазной керамики со структурой граната [5].

Целью настоящего исследования является изучение люминесцентных характеристик двухслойной композитной системы  $Ce_{0.01}Lu_{2.99}Al_5O_{12}/Ce_{0.01}Lu_{1.79}Gd_{1.2}Al_5O_{12}$  при изменении толщины керамического композита. Новизна работы заключается в разработке двухслойного композитного керамического преобразователя, в котором высокоэффективный слой LuAG:Ce обеспечивает

общую эффективность системы, а слой LuGdAG:Ce с повышенным содержанием гадолиния отвечает за насыщение спектра длинноволновой компонентой и высокий индекс цветопередачи [7–10]. В связи с этим для изготовления слоев композита была выбрана керамика состава  $Ce_{0.01}Lu_{2.99}Al_5O_{12}$ , где разупорядочение минимально для всех составов системы LuGdAG:Ce, а также керамика состава  $Ce_{0.01}Lu_{1.79}Gd_{1.2}Al_5O_{12}$ , которая обеспечивает насыщение света длинноволновой компонентой. Помимо светотехнических приложений разработанные композитные керамические материалы обладают потенциалом для использования в сцинтилляционных детекторах и твердотельных лазерах, где важны управляемые спектральные характеристики и высокая оптическая однородность.

Для изготовления композитного преобразователя, основываясь на результатах предыдущих исследований, мы выбрали составы  $Ce_{0.01}Lu_{2.99}Al_5O_{12}$  и  $Ce_{0.01}Lu_{1.79}Gd_{1.2}Al_5O_{12}$  [4,5]. Порошки-прекурсоры были получены путем химического соосаждения в водном растворе. Из керамических порошков, полученных при температуре 1150 °С, формировали керамические заготовки в форме дисков методом одноосного прессования под давлением 7 МПа. При этом для создания композита порошки засыпали в пресс-форму по очереди: сначала засыпали один состав, затем разравнивали поверхность и засыпали второй, после чего уже прессовали при 7 МПа. Затем керамические заготовки спекали в вакуумной печи при температуре 1820 °С в течение 10 ч. Готовый образец керамики шлифовали до однородной толщины 2 мм так, чтобы толщина каждого слоя составляла



**Рис. 1.** *a* — СЭМ-изображение границы между слоями композита (слева) и карта распределения элементов на участке границы между слоями композита (справа); *b* — схема работы преобразователя при измерении люминесцентных свойств. Цветной вариант рисунка представлен в электронной версии статьи.

$1.00 \pm 0.05$  mm. Далее в работе слой, образованный составом  $\text{Ce}_{0.01}\text{Lu}_{2.99}\text{Al}_5\text{O}_{12}$ , обозначен *S1*, а слой, образованный составом  $\text{Ce}_{0.01}\text{Lu}_{1.79}\text{Gd}_{1.2}\text{Al}_5\text{O}_{12}$ , обозначен *S2*. Для регистрации спектра пропускания света использовался спектрофотометр SF-56 (ОКБ Спектр, Россия). Спектр пропускания измерялся в диапазоне от 200 до 1100 nm. Интегральная люминесценция керамики LuGdAG:Ce измерялась на спектро радиометре Lisun LMS-9000C, оснащённом интегрирующей сферой. В качестве источника возбуждения использовался синий светодиод с длиной волны 448 nm. Электрическая мощность, подводимая к светодиоду, составляла 5.55 W. Эффективность преобразования рассчитывалась как отношение измеренного светового потока к электрической мощности накачки, что соответствует общей энергоэффективности системы. Спектры люминесценции измерялись в диапазоне 350–800 nm с разрешением 1 nm. Микрофотографии керамики LuGdAG:Ce и карта распределения элементов получены с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) Mira3 LMN (Tescan, Чехия).

Слева на рис. 1, *a* представлено СЭМ-изображение участка на границе раздела. Анализ изображения показывает, что между слоями композита существует довольно выраженная граница, которая проявляется в различии морфологии зерен. В области *S1* зерна имеют более грубую форму и более высокую неоднородность по размерам, в то время как в области *S2* зерна более округлые. Наблюдаемое различие морфологии слоев керамики связано с различием кинетики спекания составов. Ранее было показано, что в твердых растворах LuGdAG:Ce с увеличением концентрации гадолиния растет степень разупорядочения кристаллической решетки и, как следствие, количество точечных дефектов [4,5]. В результате составы с большим содержанием гадолиния спекаются при меньших температурах, так как присутствие дефектов кристаллической решетки активирует процессы спекания. Элементное картирование рассматриваемого участка (рис. 1, *a*, справа) демонстрирует значительное различие химического состава слоев композита. В области *S1* обнаруживается значительное количество фазы, содержащей лютеций, причем распре-

деление лютеция и алюминия выглядит неоднородным. Неоднородность распределения элементов на границе контакта слоев композита со стороны  $S1$  может быть связана с неполным завершением процесса спекания для состава  $\text{LuAG:Ce}$  при выбранной температурно-временной выдержке. Тем не менее высокая прозрачность керамики (78 % при 1000 nm) и измеренная внутренняя квантовая эффективность (73 %) свидетельствуют о том, что данная микроструктурная особенность не приводит к значительным оптическим потерям. Близость показателей преломления фаз минимизирует рассеяние на межфазных границах. В области  $S2$  отсутствуют выраженные включения фазы лютеция, и распределение элементов выглядит гораздо более однородным, что подтверждает предположение о том, что в составе  $\text{Ce}_{0.01}\text{Lu}_{1.79}\text{Gd}_{1.2}\text{Al}_5\text{O}_{12}$  ( $S2$ ) процессы спекания протекали более интенсивно. Тем не менее следует отметить, что на границе контакта слоев композита отсутствуют видимые макродефекты в виде разросшихся зерен и пор, что указывает на правильный подбор режимов спекания. В данном случае на границе контакта составов  $S1$  и  $S2$  образуется твердый раствор промежуточного состава. В соответствии со схемой, представленной на рис. 1,  $b$ , был собран испытательный стенд для исследования люминесцентных свойств. На синий светодиод с длиной волны излучения 448 nm помещали керамический образец так, чтобы он полностью перекрывал излучение светодиода. Далее в интегрирующей сфере спектрофлуориметра измеряли люминесценцию образца со сторон  $S1$  и  $S2$ . После этого шлифовали образец с обеих сторон, снимая одинаковый по толщине слой материала ( $\pm 5 \mu\text{m}$ ). Затем снова измеряли люминесценцию. Таким образом были получены зависимости люминесцентных свойств композита от толщины (рис. 2).

Рассматривая полученные зависимости, можно отметить, что при толщине композита порядка 0.4 mm наблюдается точка перегиба. При уменьшении толщины до значений менее 400  $\mu\text{m}$  люминесцентные характеристики начинают изменяться более резко. Это связано с тем, что при толщинах больше 400  $\mu\text{m}$  практически все синее излучение светодиода поглощается в объеме люминесцентного преобразователя. При дальнейшем утонении доля синего излучения, прошедшего сквозь керамику без поглощения, начинает быстро расти. Выравнивание характеристик при возбуждении с разных сторон ( $S1$  и  $S2$ ) по мере утонения образца объясняется тем, что при малой толщине синий свет накачки достигает противоположного слоя композита. В результате итоговый спектр излучения формируется за счет люминесценции обоих слоев и прошедшего синего излучения, а не только того слоя, на который падает возбуждение. Это приводит к сближению цветовых характеристик и их зависимости от выбора стороны возбуждения. Для разделения эффектов спектрального перераспределения и внутренних потерь были проведены измерения внутренней квантовой эффективности (IQE) с использованием интегрирующей сферы. Установлено, что IQE для

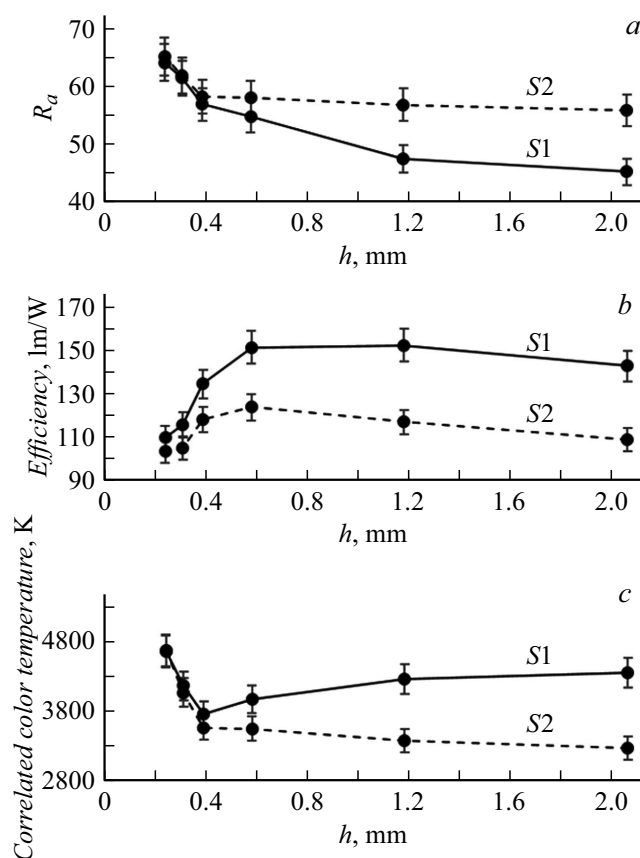
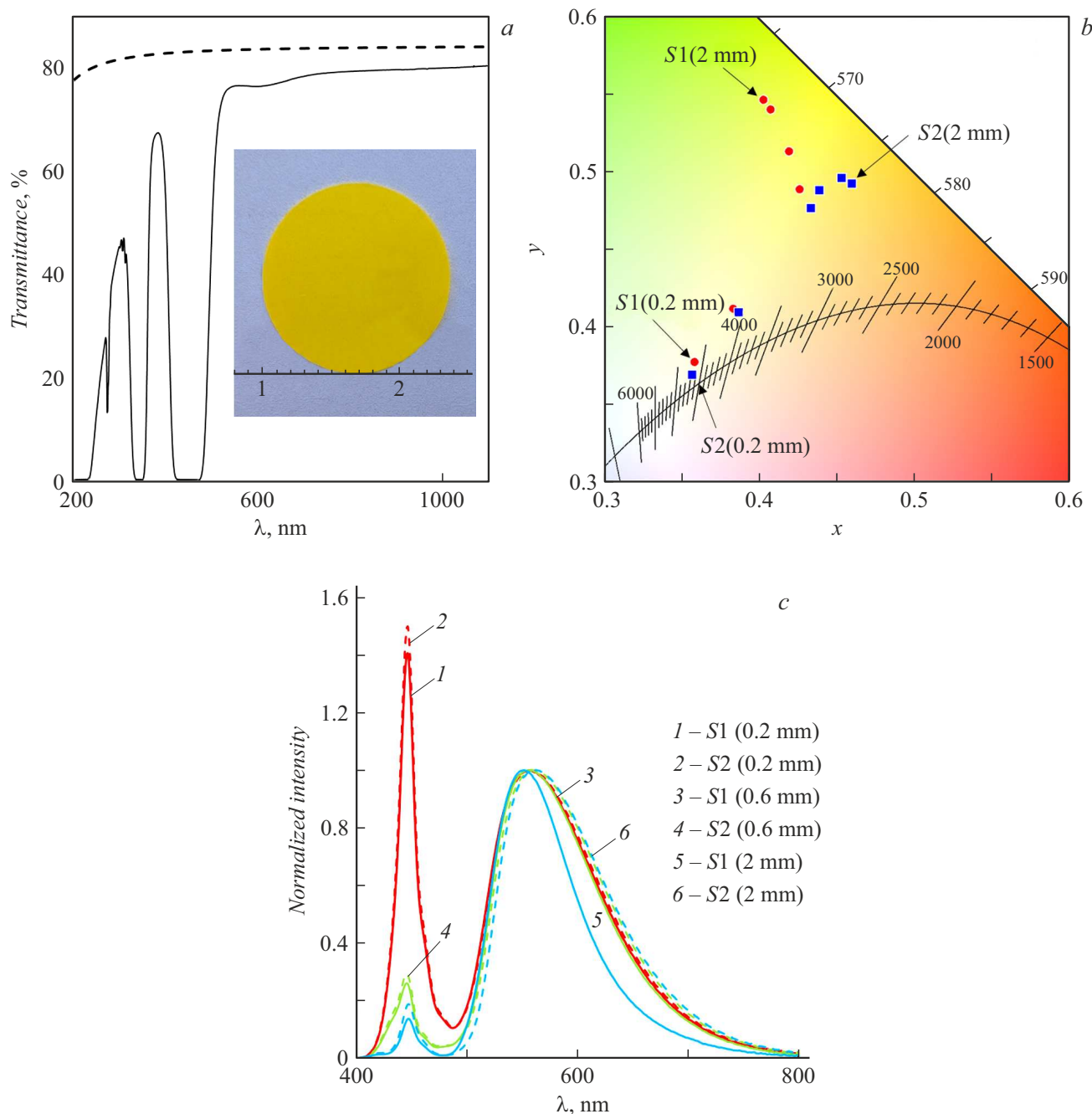


Рис. 2. Зависимости  $R_a$  (a), эффективности (b) и CCT (c) от толщины композита.

образца  $S1$  ( $\text{LuAG:Ce}$ ) составляет 73 %, в то время как для образца  $S2$  ( $\text{LuGdAG:Ce}$ ) — 69 %. Полученные значения подтверждают, что падение эффективности преобразования в слое  $S2$ , измеренной в  $\text{lm/W}$ , обусловлено не только смещением спектра в область меньшей чувствительности глаза, но и объективным снижением квантового выхода из-за разупорядочения кристаллической решетки, вызванного введением ионов  $\text{Gd}^{3+}$ .

На рис. 3,  $a$  представлен спектр светопропускания керамического композита при толщине 2 mm. В спектре пропускания наблюдаются две полосы поглощения с центрами на 345 и 450 nm, обусловленные переходами  $4f \rightarrow 5d_2$  и  $4f \rightarrow 5d_1$  ионов  $\text{Ce}^{3+}$  соответственно [7]. Также в спектре присутствует узкая полоса поглощения около 275 nm, связанная с переходом  $8S_{7/2} \rightarrow 6I_J$  ионов  $\text{Gd}^{3+}$  [11]. Светопропускание составило около 78 % на длине волны 1000 nm. Фотография образца (вставка на рис. 3,  $a$ ) демонстрирует, что композитная керамика имеет достаточно высокую прозрачность и сквозь нее свободно распознается текст. Высокое светопропускание, близкое к теоретическому пределу для монокристалла, свидетельствует о низкой концентрации центров рассеяния (остаточных пор, вторичных фаз) в объеме керамики. На рис. 3,  $b$  приведена CIE-диаграмма композита при разных толщинах при возбуждении со



**Рис. 3.** *a* — спектр светопропускания керамического композита (толщина 2 мм). Штриховой линией обозначено теоретическое светопропускание монокристалла LuAG, рассчитанное по формуле Френеля с учетом показателя преломления  $n = 1.84$ . На вставке — фотография образца. *b* — CIE-диаграмма композита при разных толщинах при возбуждении со сторон S1 и S2. *c* — спектры люминесценции образцов при разных толщинах.

сторон S1 и S2. Представленные данные демонстрируют, что изначально спектр излучения, измеренный при облучении стороны S1, находится в зеленой области диаграммы, в то время как для S2 спектр лежит в оранжевой области. При утонении композита спектр излучения светодиодной сборки как для S1, так и для S2 смещается в сторону увеличения синей компоненты. При этом происходит сближение точек S1 и S2, что

согласуется с зависимостью коррелированной цветовой температуры (ССТ) от толщины (рис. 2, *c*). При толщине композита порядка  $200 \mu\text{m}$  спектры сторон S1 и S2 становятся практически идентичными и приближаются к линии абсолютно черного тела, достигая ССТ, равной 4700 К. Спектры люминесценции (рис. 3, *c*) демонстрируют изменение спектрального состава излучения композита. В частности, хорошо видно, что для образ-

ца S1 при толщине 2 mm наблюдается значительная просадка в красной области спектра, что значительно уменьшает его индекс цветопередачи  $R_a$ , который равен 45 (рис. 2). При толщинах 0.2 mm наблюдается резкое увеличение синей составляющей благодаря тому, что часть излучения светодиода начинает проходить сквозь керамику без поглощения. Для количественной оценки преимуществ разработанного композитного преобразователя проведено сравнение с литературными данными по однофазным керамкам LuGdAG:Ce. В работе [5] максимальный индекс цветопередачи  $R_a = 77$  достигнут для состава  $\text{Ce}_{0.01}\text{Lu}_{1.19}\text{Gd}_{1.18}\text{Al}_5\text{O}_{12}$ , однако эффективность преобразования при этом составила лишь 98.1 lm/W. В работе [7] для состава  $\text{Ce}_{0.05}\text{Lu}_{2.1}\text{Gd}_{0.9}\text{Al}_5\text{O}_{12}$  получена эффективность 171.5 lm/W при  $R_a = 56$ . Разработанный нами двухслойный композит при толщине 0.6 mm демонстрирует эффективность 151 lm/W при  $R_a \approx 56$ , что сопоставимо с лучшими однофазными аналогами, при этом он обладает дополнительным преимуществом — возможностью регулировки цветовых характеристик (ССТ от 3267 до 4700 K) путем изменения толщины и стороны возбуждения, а также приближением цветовых координат к линии абсолютно черного тела при минимальной толщине. Таким образом, композитный подход позволяет гибко управлять спектральными параметрами без существенной потери эффективности.

Установлено, что граница раздела слоев не содержит макродефектов, а различия в микроструктуре обусловлены разной скоростью спекания составов. Выявлено, что уменьшение толщины композита до 200  $\mu\text{m}$  приводит к росту индекса цветопередачи и коррелированной цветовой температуры, но сопровождается снижением эффективности преобразования. На основе проведенного анализа можно заключить, что выбор оптимальной толщины композита определяется требованиями к конечному устройству. Для достижения максимальной эффективности преобразования (до 151 lm/W) оптимальной является толщина  $\sim 0.6$  mm. Для приложений, где критически важны высокая цветовая температура и близость к линии абсолютно черного тела (ССТ  $\approx 4700$  K), предпочтительной является толщина  $\sim 0.2$  mm. Толщины более 1 mm обеспечивают стабильность характеристик и высокое подавление синей накачки, что может быть востребовано в мощных источниках света.

### Финансирование работы

Исследование проводилось при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 24-73-00005, <https://rscf.ru/project/24-73-00005/>) с использованием оборудования Центра коллективного пользования Северо-Кавказского федерального университета.

### Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

### Список литературы

- [1] T. Ma, F. Lei, H. Chen, L. Yin, J. Zhou, J. Liu, H. Sun, Y. Shi, L. Chen, J. Xie, L. Zhang, *Opt. Mater.*, **5**, 109226 (2019). DOI: 10.1016/j.optmat.2019.109226
- [2] R.F. Muniz, V.O. Soares, V.S. Zanuto, M.A.C. Melo, M. Sandrini, M.P. Belançon, A.N. Medina, M.L. Baesso, *J. Non-Cryst. Solids*, **574**, 121169 (2021). DOI: 10.1016/j.jnoncrysol.2021.121169
- [3] J. Ling, W. Xu, J. Yang, T. Mu, Y. Zhang, Y. Zhou, M. Hong, *J. Eur. Ceram. Soc.*, **41**, 5967 (2021). DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2021.05.005
- [4] A.A. Kravtsov, V.A. Lapin, E.V. Medyanik, L.V. Tarala, K.V. Kungurtsev, V.E. Suprunchuk, D.S. Vakalov, F.F. Malyavin, E.A. Brazhko, D.P. Bedrakov, V.A. Tarala, *J. Am. Ceram. Soc.*, **109**, e70440 (2026). DOI: 10.1111/jace.70440
- [5] A.A. Kravtsov, V.A. Lapin, O.M. Chapura, E.V. Medyanik, L.V. Tarala, K.V. Kungurtsev, V.E. Suprunchuk, D.S. Vakalov, F.F. Malyavin, E.A. Brazhko, D.P. Bedrakov, V.A. Tarala, *J. Am. Ceram. Soc.*, **108**, e20497 (2025). DOI: 10.1111/jace.20497
- [6] А.А. Кравцов, В.А. Лапин, Е.В. Медяник, Л.В. Тарала, О.В. Девицкий, Письма в ЖТФ, **51** (8), 40 (2025). DOI: 10.61011/PJTF.2025.08.60162.20211 [A.A. Kravtsov, V.A. Lapin, E.V. Medyanik, L.V. Tarala, O.V. Devitsky, *Tech. Phys. Lett.*, **51** (4), 89 (2025). DOI: 10.61011/TPL.2025.04.61010.20211].
- [7] J. Ling, Y. Zhou, C. Lin, H. Zhang, W. Xu, M. Hong, *J. Eur. Ceram. Soc.*, **44**, 6430 (2024). DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2024.04.014
- [8] H. Ding, Z. Liu, P. Hu, Y. Liu, P. Sun, Z. Luo, X. Chen, H. Jiang, J. Jiang, *Adv. Opt. Mater.*, **9**, 2002141 (2024). DOI: 10.1002/adom.202002141
- [9] K. Park, T. Kim, Y. Yu, K. Seo, J. Kim, *J. Lumin.*, **173**, 159 (2016). DOI: 10.1016/j.jlumin.2016.01.014
- [10] J. Xu, L. Fan, Y. Shi, J. Li, J. Xie, F. Lei, *Opt. Mater.*, **36**, 1954 (2014). DOI: 10.1016/j.optmat.2014.02.008
- [11] P. Gupta, A.K. Bedyal, V. Kumar, Y. Khajuria, V. Sharma, O.M. Ntwaeaborwa, H.C. Swart, *Mater. Res. Express*, **2**, 076202 (2015). DOI: 10.1088/2053-1591/2/7/076202