

УДК 536.212

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ КОНЦЕНТРАЦИИ СКАНДИЯ В ОКСИДНОЙ КОМПОЗИЦИИ $Y_2O_3-Sc_2O_3-Al_2O_3-Er_2O_3$ НА ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ОПТИЧЕСКОЙ КЕРАМИКИ

© 2024 г. И. С. Чикulina<sup>a, \*</sup>, Д. С. Вакалов<sup>a</sup>, С. Н. Кичук<sup>a</sup>, В. А. Тарала<sup>a</sup>,  
Ф. Ф. Малявин<sup>a</sup>, Л. В. Кожитов<sup>b</sup>

<sup>a</sup>Северо-Кавказский федеральный университет, ул. Пушкина, 1, Ставрополь, 355009 Россия

<sup>b</sup>Национальный исследовательский технологический университет “МИСиС”,  
Ленинский пр-т, 4, Москва, 119991 Россия

\*e-mail: ichikulina@ncfu.ru

Поступила в редакцию 28.07.2023 г.

После доработки 26.09.2023 г.

Принята к публикации 30.09.2023 г.

Исследовано влияние концентрации и положения катионов скандия на теплофизические характеристики оптической керамики на основе твердого раствора оксидов  $Y_2O_3-Er_2O_3-Sc_2O_3-Al_2O_3$  со структурой граната. Установлено, что увеличение общей концентрации скандия приводит к уменьшению коэффициента теплопроводности в керамике. Получены зависимости величины коэффициента теплопроводности от концентрации и положения катионов скандия в решетке граната. Показано, что снижение теплопроводности керамики на основе иттрий-эрбий-скандий-алюминиевого граната обусловлено структурным разупорядочением, связанным с частичным замещением катионов в шести- и восьмиординатных позициях в решетке граната.

**Ключевые слова:** твердые растворы, YAG, YSAG, теплопроводность, теплоемкость, температуропроводность, коэффициент оптического пропускания

DOI: 10.31857/S0044457X24010065 EDN: ZZSDUE

### ВВЕДЕНИЕ

Одним из наиболее перспективных керамических материалов является оптическая керамика на основе твердых растворов со структурой граната [1–6]. Керамика на основе иттрий-алюминиевого граната, легированная катионами редкоземельных элементов, широко применяется в лазерной технике, оптике и электронике [7]. Она обладает высокой оптической прозрачностью, механической прочностью и термической устойчивостью [8, 9]. Однако для высокоомощных твердотельных лазеров необходимо разрабатывать керамику с улучшенными свойствами, которая должна обладать рядом дополнительных характеристик, позволяющих значительно увеличить эффективность преобразования энергии. Одной из наиболее острых проблем при получении оптической керамики для использования в составе лазеров с генерационной мощностью  $>100$  кВт является устойчивость к высоким тепловым нагрузкам [10]. Эффективным решением может быть использование керамических лазерных элементов на основе скандийсодержащих твердых растворов со структурой граната, поскольку добавление скандия улучшает механическую прочность керамики, делая ее более

устойчивой к повреждениям и износу [11]. Введение катионов скандия в кристаллическую решетку иттрий-алюминиевого граната позволяет расширить диапазон прозрачности в области инфракрасного излучения и сократить длительность импульса когерентного излучения [12, 13], что дает возможность увеличить эффективность использования керамики в лазерных системах [14].

Изучение теплофизических свойств керамики на основе твердых растворов, образующихся в многокомпонентной оксидной системе  $Y_2O_3-Er_2O_3-Sc_2O_3-Al_2O_3$  и имеющих структуру граната (YErSAG), является актуальной задачей при разработке новых технологий в области создания лазерных систем.

Исследования по внедрению катионов скандия в керамику со структурой граната представляют интерес для научного сообщества, поскольку скандийсодержащая керамика имеет потенциал применения в качестве активных сред фемто- и пикосекундных лазеров [15–17].

### ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Ранее нами были рассмотрены трехкомпонентные системы  $Y_2O_3-Sc_2O_3-Al_2O_3$  и  $Er_2O_3-Sc_2O_3-$

**Таблица 1.** Состав образцов оптической керамики YErSAG

| Образец         | Состав                                                                                                                       |
|-----------------|------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| ES <sub>1</sub> | {Y <sub>1.3</sub> Er <sub>1.5</sub> Sc <sub>0.2</sub> }[Al <sub>1.8</sub> Sc <sub>0.2</sub> ]Al <sub>3</sub> O <sub>12</sub> |
| ES <sub>2</sub> | {Y <sub>1.3</sub> Er <sub>1.5</sub> Sc <sub>0.2</sub> }[Al <sub>1.2</sub> Sc <sub>0.8</sub> ]Al <sub>3</sub> O <sub>12</sub> |
| ES <sub>3</sub> | {Y <sub>1.1</sub> Er <sub>1.5</sub> Sc <sub>0.4</sub> }[Al <sub>1.4</sub> Sc <sub>0.6</sub> ]Al <sub>3</sub> O <sub>12</sub> |
| ES <sub>4</sub> | {Y <sub>0.9</sub> Er <sub>1.5</sub> Sc <sub>0.6</sub> }[Al <sub>1.6</sub> Sc <sub>0.4</sub> ]Al <sub>3</sub> O <sub>12</sub> |
| ES <sub>5</sub> | {Y <sub>0.7</sub> Er <sub>1.5</sub> Sc <sub>0.8</sub> }[Al <sub>1.8</sub> Sc <sub>0.2</sub> ]Al <sub>3</sub> O <sub>12</sub> |
| ES <sub>6</sub> | {Er <sub>1.5</sub> Sc <sub>1.5</sub> }[Al <sub>1.8</sub> Sc <sub>0.2</sub> ]Al <sub>3</sub> O <sub>12</sub>                  |

Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> [18–20], в которых определены области стабильно существующих твердых растворов. На основании полученных результатов было выбрано шесть составов, принадлежащих непрерывному ряду твердых растворов в четырехкомпонентной системе Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–Er<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–Sc<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> [19, 20]. Составы образцов, полученных в данной работе, представлены в табл. 1.

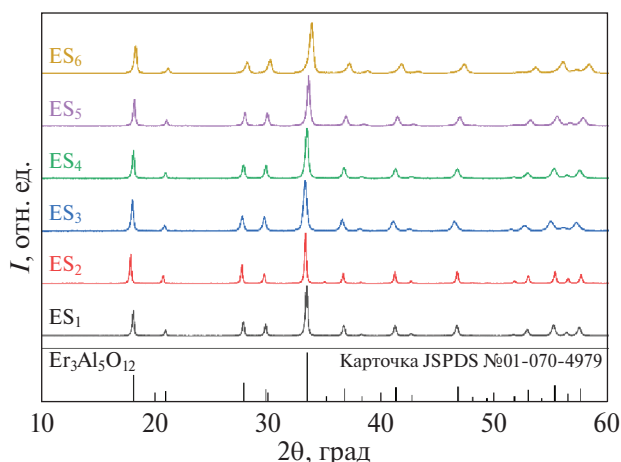
В составе керамики с общей формулой Y<sub>x</sub>Er<sub>y</sub>Sc<sub>z</sub>Al<sub>8-x-y-z</sub>O<sub>12</sub>, где  $x + y + z = 3.2\text{--}3.8$ , доля катионов Er<sup>3+</sup> во всех образцах не изменялась и составляла  $y = 1.5$ , а доля катионов Sc<sup>3+</sup> варьировалась в пределах  $z = 0.4\text{--}1.7$ . Для образцов ES<sub>2</sub>–ES<sub>5</sub> распределение скандия в додекаэдрической и октаэдрической позициях решетки граната соответствовало долям 0.2, 0.4, 0.6, 0.8 и 0.8, 0.6, 0.4, 0.2 соответственно.

В качестве исходных материалов для синтеза прекурсоров исследуемых порошков и керамических образцов, полученных на их основе, использовали реактивы с высокой степенью очистки: YCl<sub>3</sub>·6H<sub>2</sub>O (99.99%, ООО “Редкие металлы”), ScCl<sub>3</sub>·6H<sub>2</sub>O (99.99%, LANHIT), Er<sub>2</sub>O<sub>3</sub>·6H<sub>2</sub>O (99.99%, ООО “Редкие металлы”), AlCl<sub>3</sub>·6H<sub>2</sub>O (99.95%, LANHIT), MgCl<sub>2</sub>·6H<sub>2</sub>O (х. ч., ООО “ХимКрафт”), NH<sub>4</sub>OH 23–5

ГОСТ 24147–80 (о. с. ч., АО “Вектон”), (NH<sub>4</sub>)<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> (х. ч., BASF), Ацетон (о. с. ч., АО “Вектон”), спирт изопропиловый (99.90%, АО “Вектон”).

Прекурсоры для керамических порошков были получены методом химического соосаждения [21–27]. В результате реакции обмена при взаимодействии водного раствора Y, Er, Sc, Al и 25%-го водного раствора аммиака с добавлением сульфата аммония в концентрации 0.45 моль/л были синтезированы прекурсоры, представляющие собой смеси гидроксидов металлов. Полученные порошки измельчали в планетарной мельнице в водной среде в течение 20 мин при скорости 150 об/мин в присутствии улучшающей спекание добавки – 0.1 мас. % оксида магния. Измельчение прекурсора позволяет снизить степень агломерации керамического порошка, а введение добавки MgO на данной стадии способствует наиболее равномерному распределению ее по поверхности керамического порошка [28]. Керамические порошки были получены путем прокаливания прекурсоров на воздухе при температуре 1100°C. Эти порошки измельчали с помощью планетарной мельницы в среде изопропилового спирта в течение 20 мин при скорости 200 об/мин. Методом одноосного полусухого прессования при давлении 50 МПа были получены керамические компакты, которые далее подвергали холодному изостатическому прессованию при давлении 200 МПа. Отжиг керамических образцов осуществляли в вакуумной печи при температурах 1690, 1710, 1740, 1775, 1800, 1825 и 1850°C [19].

Регистрацию порошковых дифрактограмм осуществляли с помощью рентгеновского дифрактометра Empyrean (PANalytical) с CuK<sub>α</sub>-излучением ( $\lambda = 1.5406 \text{ \AA}$ ) в диапазоне углов  $2\theta$  от 10° до 60° с шагом 0.01° и скоростью сканирования 0.7 град/мин. Обработку результатов выполняли с использованием базы данных ICDD PDF-2 release 2013 и программного обеспечения HighScore Plus v 3.05. Микрофотографии керамических порошков и отполированной керамики, предварительно подвергнутой термическому травлению при температуре 1550°C в течение 30 мин, были выполнены с помощью сканирующего электронного микроскопа Tescan Mira 3 LMN. Коэффициент оптического пропускания керамики измеряли однолучевым автоматизированным спектрофотометром СФ-56 (ЛОМО) в диапазоне длин волн 190–1100 нм. В качестве источника излучения использовали дейтериевую лампу для области спектра 190–340 нм и галогенную лампу для диапазона 340–1100 нм. Измерения коэффициента температуропроводности и удельной теплоемкости



**Рис. 1.** Дифрактограммы керамических порошков образцов ES<sub>1</sub>–ES<sub>6</sub>, прокаленных при температуре 1100°C.

проводили методом лазерной вспышки с помощью измерителя теплофизических характеристик LFA 467 HyperFlash Netzsch и программного обеспечения Proteus LFA Analysis. Коэффициент теплопроводности рассчитывали в соответствии с выражением [29]:

$$\lambda = \alpha \rho C_p, \quad (1)$$

где  $\alpha$  — температуропроводность,  $\text{мм}^2/\text{с}$ ;  $C_p$  — удельная теплоемкость,  $\text{Дж}/(\text{г К})$ ;  $\rho$  — плотность исследуемых образцов,  $\text{г}/\text{см}^3$ .

Для расчетов использовали экспериментальные значения рентгеновской плотности исследуемых образцов ( $\rho$ ), определенные методом рентгеновской дифрактометрии [30]:

$$\rho = nM/(NV), \quad (2)$$

где  $n$  — число атомов в элементарной ячейке,  $M$  — молекулярная масса,  $V$  — объем элементарной ячейки,  $N$  — число Авогадро.

Измерения теплофизических характеристик проводили в диапазоне температур от комнатной до  $300^\circ\text{C}$  со скоростью нагрева  $5^\circ\text{C}/\text{мин}$ .

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Анализ дифрактограмм (рис. 1) позволил установить, что все синтезированные керамические порошки имеют кристаллическую структуру граната (карточка JSPDS 01-070-4979). Какие-либо примесные фазы в образцах не обнаружены.

Все керамические порошки имеют схожую морфологию и представляют собой слабоагломерированные частицы, состоящие из округлых кристаллитов диаметром  $70\text{--}100\text{ нм}$  (рис. 2).

Для получения высокопрозрачной керамики с величиной коэффициента оптического пропускания  $\geq 80\%$  в видимом диапазоне для каждого состава керамики YErSAG были экспериментально подобраны оптимальные температуры спекания в вакууме [19, 31]. Полученные образцы керамики характеризуются плотной и однородной микроструктурой без видимых дефектов, при этом средний размер зерен ке-

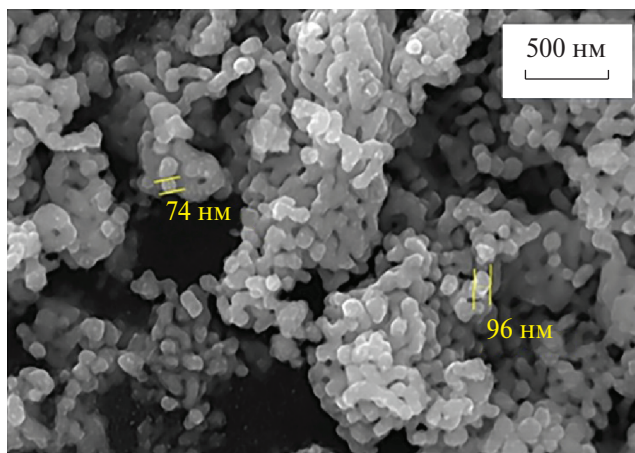


Рис. 2. СЭМ-изображение образца  $\text{ES}_6$ , прокаленного при  $1100^\circ\text{C}$ .

рамики составляет  $10\text{--}20\text{ мкм}$  (рис. 3). Значения плотности керамики в ряду образцов  $\text{ES}_1\text{--}\text{ES}_6$  составили  $5.40, 5.36, 5.33, 5.31, 5.28$  и  $5.14\text{ г}/\text{см}^3$  соответственно.

Критерием отбора образцов керамики для изучения влияния концентрации и положения катионов скандия в позициях решетки граната на ее теплофизические свойства были оптические характеристики указанных образцов. Данный критерий выбора образцов обусловлен тем, что оптические характеристики керамики свидетельствуют о ее качестве, т.е. об отсутствии или наличии пористости и других дефектов, являющихся центрами рассеяния. Кроме того, присутствие подобных дефектов будет вносить искажения в теплофизические характеристики. Таким образом, для исследования были выбраны образцы, полученные при различных температурах вакуумного спекания ( $\text{ES}_1$  —  $1825^\circ\text{C}$ ,  $\text{ES}_2$  —  $1850^\circ\text{C}$ ,  $\text{ES}_3$  —  $1825^\circ\text{C}$ ,  $\text{ES}_4$  —  $1800^\circ\text{C}$ ,  $\text{ES}_5$  —  $1740^\circ\text{C}$ ,  $\text{ES}_6$  —  $1690^\circ\text{C}$ ) и имеющие максимальную величину оптической прозрачности. Оптические характеристики выбранных образцов представлены на рис. 4.

Температурные зависимости удельной теплоемкости, коэффициентов температуро- и теплопроводности исследуемых образцов керамики YErSAG представлены на рис. 5. В табл. 2 приведены составы

Таблица 2. Значения теплофизических параметров оптической керамики YErSAG при  $25^\circ\text{C}$

| Образец       | Состав                                                                                                     | $C_p$ , $\text{Дж}/(\text{г К})$ | $\alpha$ , $\text{мм}^2/\text{с}$ | $\lambda$ , $\text{Вт}/(\text{м К})$ |
|---------------|------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----------------------------------|-----------------------------------|--------------------------------------|
| $\text{ES}_1$ | $\{\text{Y}_{1.3}\text{Er}_{1.5}\text{Sc}_{0.2}\}[\text{Al}_{1.8}\text{Sc}_{0.2}]\text{Al}_3\text{O}_{12}$ | $0.46 \pm 0.02$                  | $1.82 \pm 0.05$                   | $4.52 \pm 0.23$                      |
| $\text{ES}_2$ | $\{\text{Y}_{1.3}\text{Er}_{1.5}\text{Sc}_{0.2}\}[\text{Al}_{1.2}\text{Sc}_{0.8}]\text{Al}_3\text{O}_{12}$ | $0.47 \pm 0.02$                  | $1.63 \pm 0.05$                   | $4.11 \pm 0.21$                      |
| $\text{ES}_3$ | $\{\text{Y}_{1.1}\text{Er}_{1.5}\text{Sc}_{0.4}\}[\text{Al}_{1.4}\text{Sc}_{0.6}]\text{Al}_3\text{O}_{12}$ | $0.51 \pm 0.03$                  | $1.55 \pm 0.05$                   | $4.21 \pm 0.21$                      |
| $\text{ES}_4$ | $\{\text{Y}_{0.9}\text{Er}_{1.5}\text{Sc}_{0.6}\}[\text{Al}_{1.6}\text{Sc}_{0.4}]\text{Al}_3\text{O}_{12}$ | $0.52 \pm 0.03$                  | $1.50 \pm 0.05$                   | $4.14 \pm 0.21$                      |
| $\text{ES}_5$ | $\{\text{Y}_{0.7}\text{Er}_{1.5}\text{Sc}_{0.8}\}[\text{Al}_{1.8}\text{Sc}_{0.2}]\text{Al}_3\text{O}_{12}$ | $0.50 \pm 0.03$                  | $1.45 \pm 0.04$                   | $3.83 \pm 0.19$                      |
| $\text{ES}_6$ | $\{\text{Er}_{1.5}\text{Sc}_{1.5}\}[\text{Al}_{1.8}\text{Sc}_{0.2}]\text{Al}_3\text{O}_{12}$               | $0.50 \pm 0.03$                  | $1.26 \pm 0.04$                   | $3.24 \pm 0.16$                      |



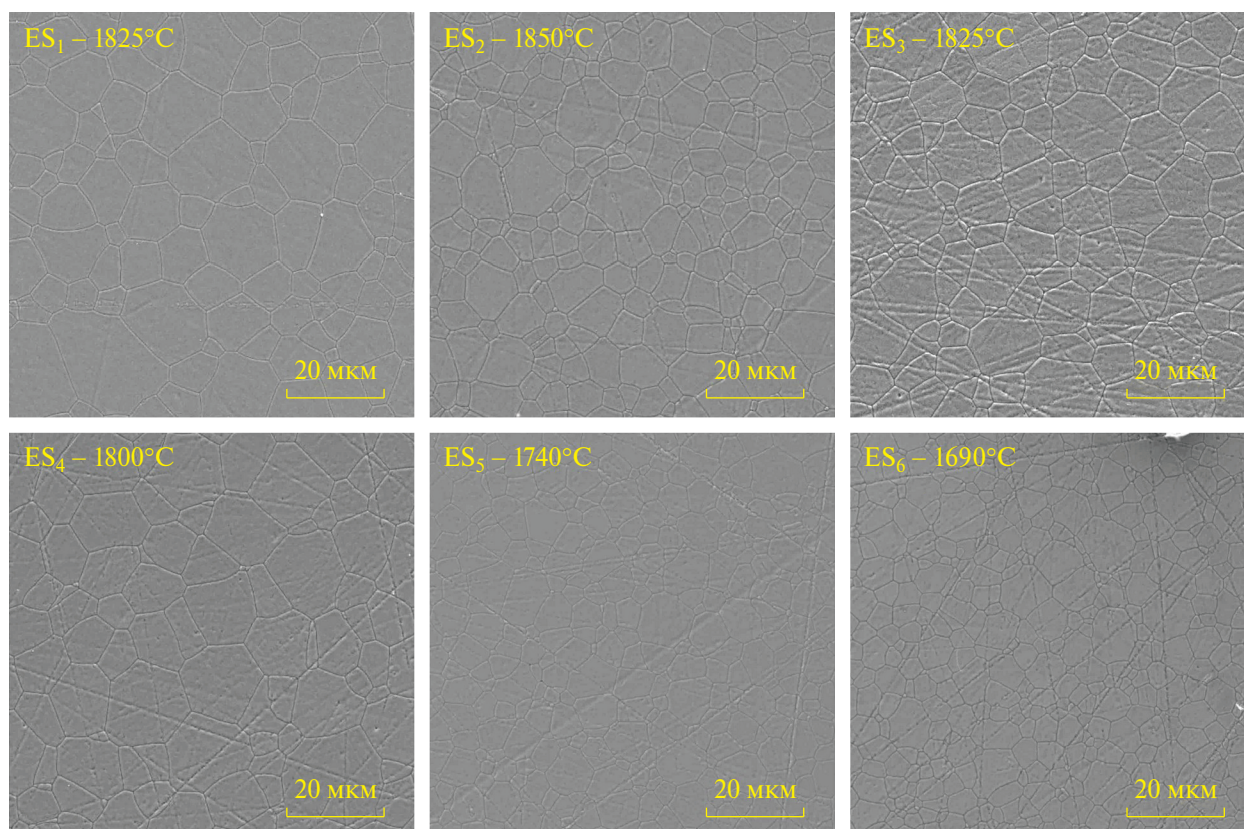


Рис. 3. Микрофотографии поверхности оптической керамики YErSAG.

образцов и численные значения вышеуказанных величин, измеренные при комнатной температуре.

Удельная теплоемкость всех образцов монотонно увеличивается с ростом температуры (рис. 5а), а ее значения лежат в диапазоне 0.46–0.52 Дж/(г К) при 25°C и 0.54–0.60 Дж/(г К) при 250°C. Следует отметить, что диапазон величин удельной теплоемкости всех образцов достаточно узок и в целом не превышает величины погрешности измерений данной величины. Тем не менее можно говорить о некоторой концентрационной зависимости теплоемкости, а также о зависимости температуро- и теплопроводности от содержания скандия: свойства образцов ES<sub>1</sub> и ES<sub>6</sub> занимают крайние значения (рис. 5), что коррелирует с минимальным и максимальным содержанием в них скандия ( $z = 0.4$  и  $1.7$ ).

Температурные зависимости коэффициента температуропроводности (рис. 5б) демонстрируют одинаковый ход для всех исследуемых образцов: значение коэффициента уменьшается обратно пропорционально увеличению температуры. Такое поведение является типичным для большинства кристаллических материалов [32]. Наибольшее значение температуропроводности (1.82 мм<sup>2</sup>/с) показал образец ES<sub>1</sub> с минимальной концентрацией скандия в ряду образцов, а наименьшее значение (1.26 мм<sup>2</sup>/с) — образец

ES<sub>6</sub> с максимальной концентрацией скандия. Таким образом, наблюдается тенденция к снижению величины коэффициента температуропроводности с увеличением общей концентрации скандия в ряду исследуемых образцов. Аналогичная тенденция наблюдается и при увеличении доли скандия в додекаэдрической позиции граната.

Зависимость величины коэффициента теплопроводности керамики ErSAG от температуры, представленная на рис. 5в, ведет себя аналогично зависимости температуропроводности. С ростом температуры наблюдается практически линейное снижение теплопроводности для всех образцов. Такое поведение обусловлено проявлением решеточного механизма теплопроводности, реализующегося за счет фонон-фононного взаимодействия [32].

Как и в случае температуропроводности, наибольшее значение коэффициента теплопроводности показал образец ES<sub>1</sub> (4.52 Вт/(м К)), а наименьшее — образец ES<sub>6</sub> (3.24 Вт/(м К)). Таким образом, наблюдается аналогичное уменьшение величины теплопроводности с увеличением общей концентрации скандия в составе твердого раствора. Зависимость теплопроводности от концентрации скандия в различных позициях решетки граната представлена на рис. 6.

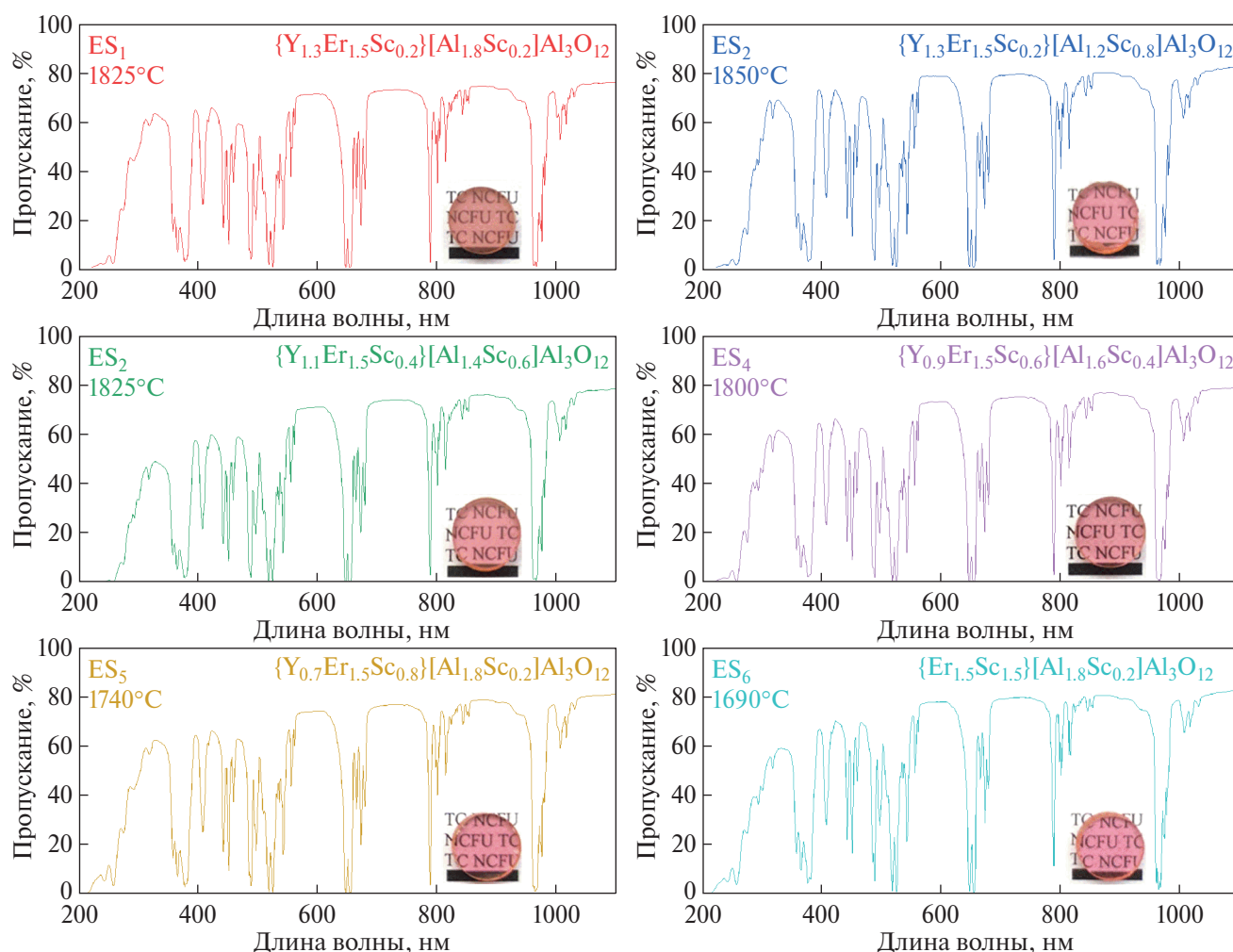


Рис. 4. Спектры оптического пропускания керамики YErSAG и внешний вид полученных образцов (на вставках).

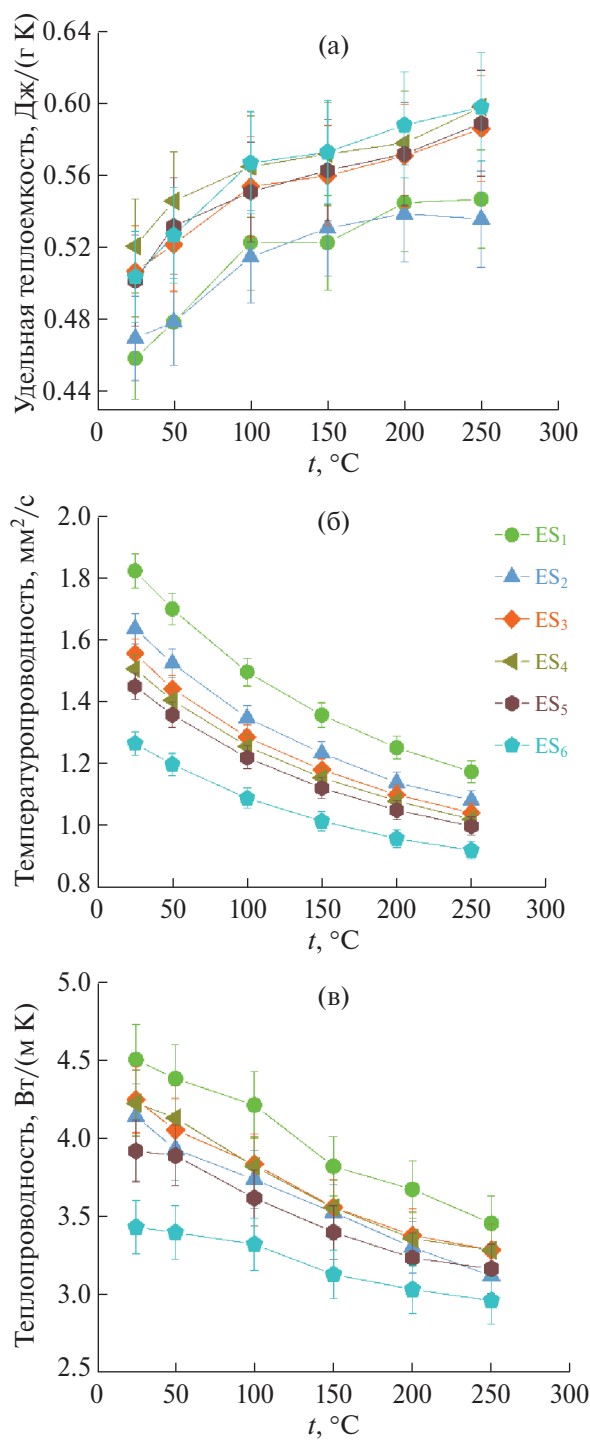
Анализ кривых показал, что величина теплопроводности сильно зависит от концентрации скандия в додекаэдрической позиции и практически не зависит от концентрации в октаэдрической позиции. По всей видимости, такое поведение обусловлено тем, что, замещая иттрий в додекаэдрической позиции, скандий вносит большее искажение в решетку, чем при замещении алюминия в октаэдре. Это приводит к усилению рассеяния фононов и, как следствие, к снижению величины теплопроводности. Степень этого искажения может быть охарактеризована коэффициентом размерного разупорядочения [33]:

$$\delta_{\text{разм}} = \sum_{i=1}^n c_i \left( 1 - \left( \frac{r_i}{\bar{r}} \right) \right)^2, \quad (3)$$

где  $n$  — количество элементов в образце;  $c_i$  — атомная доля  $i$ -го элемента;  $r_i$  — ионный радиус  $i$ -го элемента;  $\bar{r}$  — средневзвешенное значение ионного радиуса.

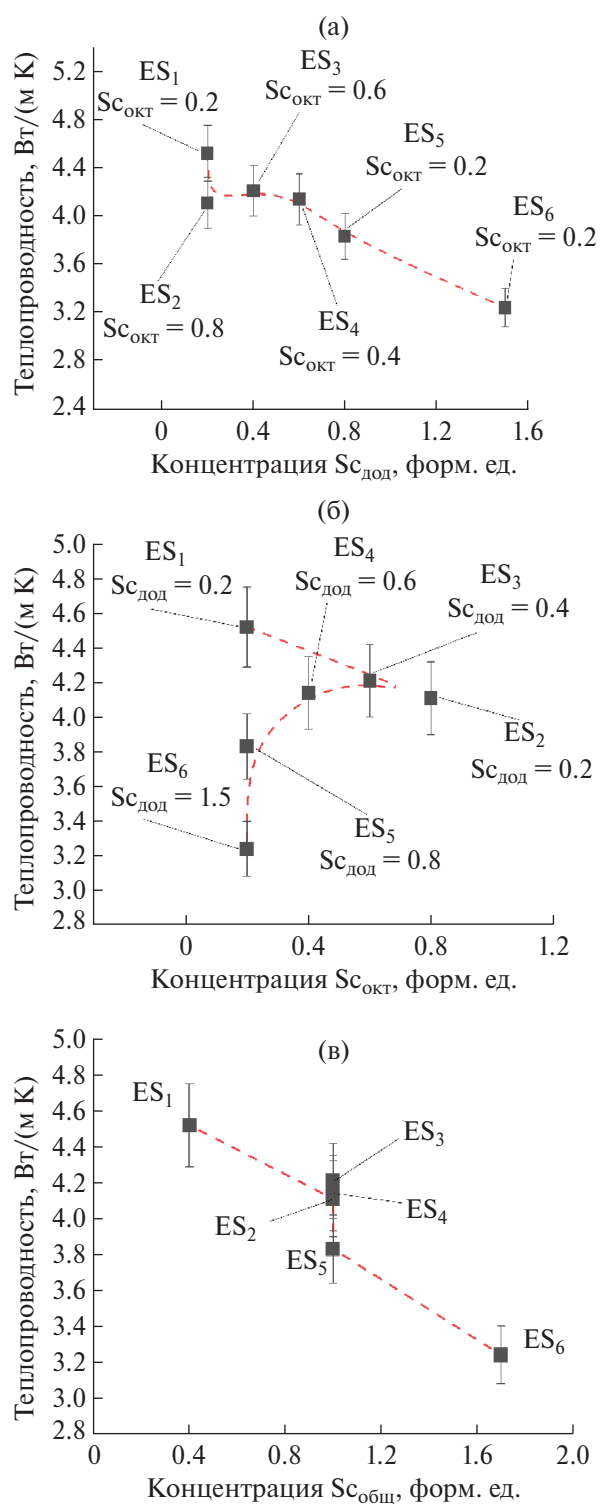
Величина коэффициента  $\delta_{\text{разм}}$  (рис. 7) показывает отрицательную корреляцию с измеренной величиной теплопроводности, что свидетельствует в пользу влияния структурного разупорядочения на снижение коэффициента теплопроводности. Аналогичные результаты были получены при исследовании теплопроводности высокоэнтропийной керамики на основе редкоземельных цератов [33] и пироксидных оксидов [34].

Полученные в настоящей работе данные по теплопроводности керамики YErSAG согласуются с опубликованными результатами исследований других авторов. Так, введение скандия в концентрации  $z = 1$  в керамику на основе иттрий-алюминиевого граната привело к снижению величины теплопроводности с 10.6 [35] до 9.06 Вт/(м К) [36]. Аналогично при увеличении концентрации скандия в керамике Er:  $(\text{Sc}_x\text{Y}_{1-x})_2\text{O}_3$  от  $x = 0$  до 0.445 теплопроводность уменьшалась от 6.14 до 3.66 Вт/(м К) соответственно [37]. Увеличение концентрации Er в додекаэдриче-



**Рис. 5.** Температурные зависимости теплофизических характеристик оптической керамики YErSAG: удельная теплоемкость (а), температуропроводность (б) и теплопроводность (в).

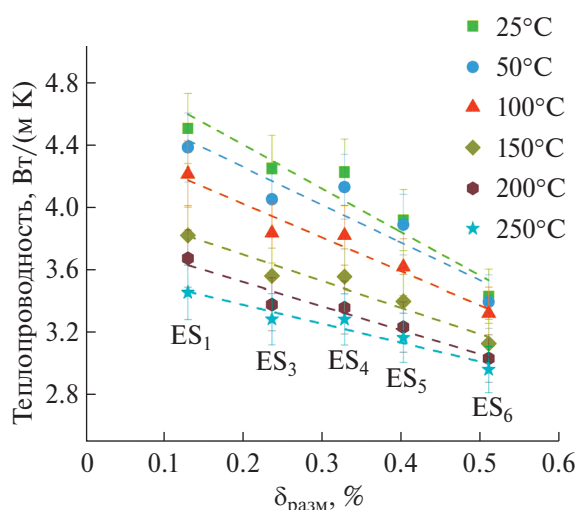
ской позиции граната также в значительной степени снижает величину теплопроводности. Так, в работе [38] образцы керамики  $Y_{3-x}Er_xAl_5O_{12}$  при  $x = 0.06$  и  $0.3$  демонстрировали значение теплопроводности  $\sim 7.7$  и  $\sim 6.5$  Вт/(м К) соответственно.



**Рис. 6.** Зависимость теплопроводности оптической керамики YErSAG от концентрации  $Sc^{3+}$ : в додекаэдрической позиции (а), в октаэдрической позиции (б) и суммарная (в).

Таким образом, можно заключить, что тепло- и температуропроводность исследуемых образцов существенно образом зависят как от общей концен-





**Рис. 7.** Зависимость теплопроводности оптической керамики YErSAG от величины коэффициента размерного разупорядочения.

трации скандия, так и от его доли в додекаэдрической позиции граната. Оба показателя уменьшаются по мере роста концентрации скандия и увеличения его доли в додекаэдрической позиции граната, что с высокой вероятностью может оказывать негативное влияние на показатель термической стойкости керамики на основе YErSAG.

### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Для получения исходных порошков применяли метод обратного химического соосаждения. При высокотемпературном синтезе из синтезированных керамических порошков были получены образцы оптической керамики с высоким коэффициентом оптического пропускания в видимом диапазоне (>80%).

Исследованы теплофизические свойства оптической керамики, такие как температуропроводность, удельная теплоемкость и теплопроводность в зависимости от концентрации и положения скандия в решетке граната. Исследования показали, что при увеличении общей концентрации скандия в керамике состава  $Y_xEr_ySc_zAl_{8-x-y-z}O_{12}$  с  $z = 0.4-1.7$  величина теплопроводности при температуре 25°C уменьшается от 4.52 до 3.24 Вт/(м·К). Установлено, что величина теплопроводности сильно зависит от концентрации скандия в додекаэдрической позиции, но практически не зависит от концентрации в октаэдрической позиции. Из полученных зависимостей следует, что теплопроводность керамики зависит от коэффициента размерного разупорядочения кристаллической решетки граната, который в свою очередь определяется внедрением скандия

в додекаэдрическую и октаэдрическую подрешетки граната. Снижение коэффициента теплопроводности обусловлено структурным разупорядочением решетки.

### ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

Исследование выполнено при поддержке Российского научного фонда (грант № 23-23-00084), <https://rscf.ru/project/23-23-00084/>, использовано научное оборудование центра коллективного пользования СКФУ.

### КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Ikesue A., Aung Y.L. // Nat. Photonics. 2008. V. 2. № 12. P. 721. <https://doi.org/10.1038/nphoton.2008.243>
2. Bisson J.-F., Feng Y., Shirakawa A. et al. // Jpn. J. Appl. Phys. 2003. V. 42. P. L1025. <https://doi.org/10.1143/JJAP.42.L1025>
3. Sanghera J., Bayya S., Villalobos G. et al. // Opt. Mater. (Amst). 2011. V. 33. № 3. P. 511. <https://doi.org/10.1016/j.optmat.2010.10.038>
4. Lukyashin K.E., Ishchenko A.V. // Russ. J. Inorg. Chem. 2021. V. 66. № 8. P. 1203. <https://doi.org/10.1134/S0036023621080131>
5. Ivanov M.G., Kopylov Y.L., Kravchenko V.B. et al. // Inorg. Mater. 2014. V. 50. № 9. P. 951. <https://doi.org/10.1134/S0020168514090040>
6. Golovkina L.S., Nokhrin A.V., Boldin M.S. et al. // Inorg. Mater. 2018. V. 54. № 12. P. 1291. <https://doi.org/10.1134/S002016851812004X>
7. Sanghera J., Kim W., Villalobos G. et al. // Materials (Basel). 2012. V. 5. № 12. P. 258. <https://doi.org/10.3390/ma5020258>
8. Nakamura S. High-Power and High Efficiency Yb:YAG Ceramic Laser at Room Temperature // Front. Guid. Wave Opt. Optoelectron. InTech, 2010. <https://doi.org/10.5772/39540>
9. Alekseeva L.S., Nokhrin A.V., Karazanov K.O. et al. // Inorg. Mater. 2022. V. 58. № 2. P. 199. <https://doi.org/10.1134/S0020168522020017>
10. Brauch U., Röcker C., Graf T. et al. // Appl. Phys. B. 2022. V. 128. № 3. P. 58. <https://doi.org/10.1007/s00340-021-07736-0>
11. Carreaud J., Boulesteix R., Maître A. et al. // Opt. Mater. (Amst). 2013. V. 35. № 4. P. 704. <https://doi.org/10.1016/j.optmat.2012.07.021>
12. Ferrier A., Ilas S., Goldner P. et al. // J. Lumin. 2018. V. 194. № February. P. 116. <https://doi.org/10.1016/j.jlumin.2017.09.056>

13. Tarala V.A., Shama M.S., Chikulina I.S. et al. // J. Am. Ceram. Soc. 2019. V. 102. P. 4862.  
<https://doi.org/10.1111/jace.16294>
14. Revenko D.M., Chapura O.M., Bondarenko E.A. et al. // J. Phys. Conf. Ser. 2021. V. 1989. № 1. P. 12017.  
<https://doi.org/10.1088/1742-6596/1989/1/012017>
15. Zhmykhov V.Y., Dobretsova E.A., Pyrkov Y.N. et al. The influence of Sc 3+ ions on fluorescence lifetime of Yb 3+ in Yb- doped yttrium scandium aluminum garnet (Yb:YSAG) ceramics // Int. Conf. Laser Opt. IEEE, 2022. P. 1.  
<https://doi.org/10.1109/ICLO54117.2022.9839777>
16. Okada H., Tanaka M., Kiriya H. et al. // Opt. Lett. 2010. V. 35. № 18. P. 3048.  
<https://doi.org/10.1364/OL.35.003048>
17. Saikawa J., Sato Y., Taira T. et al. // Opt. Mater. (Amst). 2007. V. 29. № 10. P. 1283.  
<https://doi.org/10.1016/j.optmat.2006.01.031>
18. Nikova M.S., Tarala V.A., Malyavin F.F. et al. // Ceram. Int. 2021. V. 47. № 2. P. 1772.  
<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2020.09.003>
19. Nikova M.S., Tarala V.A., Malyavin F.F. et al. // J. Eur. Ceram. Soc. 2022. V. 42. Is. 5. P. 1833.  
<https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2022.01.008>
20. Nikova M.S., Tarala V.A., Vakalov D.S. et al. // J. Eur. Ceram. Soc. 2019. V. 39. № 15. P. 4946.  
<https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2019.07.041>
21. Suárez M., Fernández A., Menéndez J.L. et al. // J. Nanomater. 2009. V. 2009. P. 1.  
<https://doi.org/10.1155/2009/138490>
22. Gandhi A.S., Levi C.G. // J. Mater. Res. 2005. V. 20. № 4. P. 1017. <https://doi.org/10.1557/JMR.2005.0133>
23. Baumer V.N., Vovk E.A., Vovk O.M. et al. // Funct. Mater. 2008. V. 15. № 5. P. 540.
24. Wang L., Kou H., Zeng Y. et al. // Ceram. Int. 2012. V. 38. № 5. P. 4401.  
<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2012.01.055>
25. Tel'nova G.B., Kolomiets T.Y., Konovalov A.A. et al. // Russ. J. Inorg. Chem. 2015. V. 60. № 2. P. 127.  
<https://doi.org/10.1134/S0036023615020187>
26. Palmero P., Stella C., Simone A. et al. // Glass. Phys. Chem. 2005. V. 31. № 4. P. 530.  
<https://doi.org/10.1007/s10720-005-0094-9>
27. Bulyga D.V., Sadovnichy R.V., Dukelsky K.V. et al. // Glass. Phys. Chem. 2022. V. 48. № 2. P. 151.  
<https://doi.org/10.1134/S1087659622020031>
28. Лукин Е.С., Андрианов Н.Т., Мамаева Н.Б. и др. // Огнеупоры и техническая керамика. 1993. № 5. С. 11.
29. Beil K., Fredrich-Thornton S.T., Tellkamp F. et al. // Opt. Express. 2010. V. 18. № 20. P. 20712.  
<https://doi.org/10.1364/OE.18.020712>
30. Akl A.A., Mahmoud S.A., AL-Shomar S.M. et al. // Mater. Sci. Semicond. Process. 2018. V. 74. P. 183.  
<https://doi.org/10.1016/j.mssp.2017.10.007>
31. Nikova M.S., Tarala V.A., Kravtsov A.A. et al. // Ceram. Int. 2022.  
<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2022.08.235>
32. Zhou Y., Gan G., Ge Z. et al. // J. Asian Ceram. Soc. 2021. V. 9. № 2. P. 629.  
<https://doi.org/10.1080/21870764.2021.1907025>
33. Ping X., Meng B., Li C. et al. // J. Am. Ceram. Soc. 2022.  
<https://doi.org/10.1111/jace.18457>
34. Wright A.J., Wang Q., Ko S.-T. et al. // Scripta Mater. 2020. V. 181. P. 76.  
<https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2020.02.011>
35. Fan T.Y., Ripin D.J., Aggarwal R.L. et al. // IEEE J. Sel. Top. Quantum Electron. 2007. V. 13. № 3. P. 448.  
<https://doi.org/10.1109/JSTQE.2007.896602>
36. Pujol M.C., Maitre A., Carreaud J. et al. // J. Phys. Chem. C. 2014. V. 118. № 25. P. 13781.  
<https://doi.org/10.1021/jp5027493>
37. Maksimov R., Shitov V., Osipov V. et al. // Opt. Mater. (Amst). 2023. V. 137. № October 2022. P. 113542.  
<https://doi.org/10.1016/j.optmat.2023.113542>
38. Hostaša J., Nečina V., Uhlířová T. et al. // J. Eur. Ceram. Soc. 2019. V. 39. № 1. P. 53.  
<https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2018.04.018>

## INVESTIGATION OF THE EFFECT OF SCANDIUM CONCENTRATION IN THE OXIDE COMPOSITION $Y_2O_3$ – $Sc_2O_3$ – $Al_2O_3$ – $Er_2O_3$ ON THE THERMOPHYSICAL PROPERTIES OF OPTICAL CERAMICS

I. S. Chikulina<sup>a,\*</sup>, D. S. Vakalov<sup>a</sup>, S. N. Kichuk<sup>a</sup>, V. A. Tarala<sup>a</sup>,  
F. F. Malyavin<sup>a</sup>, L. V. Kozhitov<sup>b</sup>

<sup>a</sup>North-Caucasus Federal University, Stavropol, 355009 Russia

<sup>b</sup>International Research Technological University "MISIS", Moscow, 119991 Russia

\*e-mail: [ichikulina@ncfu.ru](mailto:ichikulina@ncfu.ru)

The influence of the concentration and position of scandium cations on the thermophysical characteristics of optical ceramics based on a solid solution of  $Y_2O_3$ – $Er_2O_3$ – $Sc_2O_3$ – $Al_2O_3$  oxides with a garnet structure has been studied. It is established that an increase in the total concentration of scandium leads to a decrease in the thermal conductivity coefficient in ceramics. The dependences of the thermal conductivity coefficient on the concentration



and position of scandium cations in the garnet lattice are obtained. As a result the decrease in thermal conductivity of ceramics based on yttrium-erbium-scandium-aluminum garnet is due to structural disordering associated with partial substitution of cations in six- and eight-coordinate positions in the garnet lattice.

*Keywords:* solid solutions, YAG, YSAG, thermal conductivity, heat capacity, thermal diffusivity, optical transmittance