

УДК 546.62'63'64'657-31

СИНТЕЗ И СВОЙСТВА ПРОЗРАЧНОЙ КЕРАМИКИ ИАГ:Nd, МОДИФИЦИРОВАННОЙ ОКСИДОМ СКАНДИЯ

© 2023 г. Т. Ю. Коломиец¹, *, [Г. Б. Тельнова]¹, А. А. Ашмарин¹, К. А. Солнцев¹¹Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук,
Ленинский пр., 49, Москва, 119991 Россия

*e-mail: imet@ultra.imet.ac.ru

Поступила в редакцию 22.12.2022 г.

После доработки 02.02.2023 г.

Принята к публикации 03.02.2023 г.

В работе изучено влияние модифицирующей добавки Sc_2O_3 на формирование однофазных слабоагломерированных нанопорошков активированного иттрий-алюминиевого граната лазерного состава $\text{Y}_{2.97}\text{Nd}_{0.03}\text{ScAl}_4\text{O}_{12}$ (ИСАГ:Nd), а также на закономерности спекания из модифицированных порошков прозрачной керамики, ее микроструктуру и свойства. Карбонатные порошки-прекурсоры с удельной поверхностью $285 \text{ м}^2/\text{г}$, синтезированные методом количественного совместного химического осаждения катионов металлов из водного раствора солей соляной кислоты в присутствии высокомолекулярных поверхностно-активных соединений, изучены методами высокотемпературной рентгеновской дифрактометрии. Впервые показано, что структура ИСАГ:Nd в процессе термического разложения карбонатного прекурсора формируется в интервале $850\text{--}1000^\circ\text{C}$ в виде метастабильного нестехиометрического кубического алюмината $(\text{Y,Nd})\text{Sc}_x\text{Al}_{1-x}\text{O}_3$ с гранатоподобной структурой, который при $1100\text{--}1150^\circ\text{C}$ после взаимодействия со сформировавшимся в результате разложения прекурсора Al_2O_3 превращается в ИСАГ:Nd. Из синтезированных слабоагломерированных нано- и субмикронных порошков сферической формы с контролируемым устойчивым размером частиц в диапазоне $100\text{--}200 \text{ нм}$ вакуумным спеканием получена прозрачная керамика со средним размером зерна 3 мкм и высоким светопропусканием (до 78%) в видимой области спектра.

Ключевые слова: ИАГ, лазерная керамика, нано- и субмикронные частицы, оптические свойства**DOI:** 10.31857/S0002337X2305007X, **EDN:** ZDWHNTI

ВВЕДЕНИЕ

Керамика на основе иттрий-алюминиевого граната (ИАГ, $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$), легированного редкоземельными элементами, является перспективным материалом для использования в качестве рабочих элементов твердотельных лазеров, что подтверждается большим интересом среди исследователей в последние годы [1, 2]. По сравнению с другими методами синтеза ИАГ, совместное осаждение карбонатных или гидрокарбонатных прекурсоров, используемое в данной работе, имеет ряд преимуществ. В процессе термолиза карбонатных прекурсоров, полученных данным методом, образуются слабоагломерированные, легко спекающиеся наночастицы ИАГ, что является преимуществом предлагаемого подхода по сравнению с другими известными методами химического осаждения [3–6]. Варьируя параметры осаждения, можно контролировать состав, морфологию и размерные характеристики порошков ИАГ, что расширяет возможности получения вы-

сококачественной лазерной керамики [7]. Наряду с неоспоримыми преимуществами метод химического осаждения прекурсора из водных растворов солей имеет и существенные недостатки. Прежде всего, эти недостатки связаны с различной скоростью осаждения катионов металлов и возможным отклонением от стехиометрического состава ИАГ:Ln [4, 6, 8]. Проблема синтеза высокопрозрачной однофазной керамики на основе ИАГ также связана с существованием широкой области гомогенности в интервале составов $\text{Y}_2\text{O}_3 : \text{Al}_2\text{O}_3$ от 1 : 1 (YAlO_3) до 3 : 5 ($\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$). Нарушение стехиометрического состава может привести к кристаллизации побочных соединений и появлению в керамическом материале дополнительных центров рассеяния, которые снижают оптические свойства прозрачной керамики.

Введение в лазерную керамику ИАГ модифицирующей добавки Sc_2O_3 приводит к улучшению ее термомеханических, оптических и генерационных характеристик [9–14]. Это достигается за

счет замены в кристаллической решетке ИАГ:Nd ионов Al^{3+} на ионы Sc^{3+} с существенно большим радиусом. Коэффициент распределения ионов Nd^{3+} в кристаллах иттрий-скандий-алюминиевого граната (ИСАГ) примерно в два раза больше, чем в ИАГ:Nd. Таким образом, благодаря более низкому сечению индуцированного излучения (менее 40% от сечения ИАГ:Nd) ИСАГ:Nd считается подходящим для получения микроципового лазера с высокой эффективностью [15].

Однако введение в систему в процессе совместного осаждения дополнительных катионов Sc^{3+} может привести к усугублению проблемы достижения количественного характера химического процесса и тем самым привести к нарушению заложенной стехиометрии и появлению дополнительных центров рассеяния, что пагубно скажется на оптико-спектроскопических свойствах полученных керамических образцов.

Целью представленной работы является исследование влияния введения ионов Sc^{3+} в систему на основные закономерности фазообразования, фазовых превращений алюминатов иттрия и морфологические особенности формирования гранатовых фаз в процессе синтеза и спекания нано- и субмикронных частиц ИСАГ:Nd из карбонатных прекурсоров, синтезированных химическим совместным осаждением из водных растворов неорганических солей, а также на микроструктуру и оптико-спектроскопические свойства полученного из этих порошков керамического прозрачного материала.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Модифицированные нанопорошки ИСАГ:Nd были получены разработанным ранее методом обратного совместного осаждения карбонатных соединений из водных растворов солей неорганических кислот в присутствии поверхностно-активных высокомолекулярных соединений [4–6].

Для приготовления маточного раствора в качестве исходных компонентов были использованы растворы коммерческих оксидных порошков Y_2O_3 (99.999% чистоты), Nd_2O_3 (99.99%) и Sc_2O_3 (99.99%) в соляной кислоте (квалификация “о. с. ч.”), водный раствор $\text{AlCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ (“о. с. ч.”) выступал в качестве источника катионов алюминия, а водный раствор гидрокарбоната аммония – в качестве осадителя. Полученные осадки отфильтровывали, промывали дистиллированной водой и спиртом и сушили на воздухе. Для изучения фазовых превращений при термоллизе полученных прекурсоров высушенные осадки прокаливали в

интервале температур от 1000 до 1400°C на воздухе. Синтезированные однофазные нанопорошки ИСАГ:Nd были спрессованы в виде дисков диаметром 12 и толщиной 2 мм. Спекание образцов проводили в вакууме при 1700–1720°C с выдержкой при максимальной температуре в течение 5–8 ч.

Анализ фазового состава и рентгеновские дифракционные исследования проводили на дифрактометре Shimadzu XRD 6000 в CuK_α -излучении с подключением приставки HA-1001 для проведения высокотемпературных рентгеновских кристаллографических исследований в диапазоне температур до 1000°C. Области когерентного рассеяния (ОКР) определяли по формуле Селякова–Шеррера: $D_{hkl} = \lambda / (\beta \cos \theta)$, где D_{hkl} – размер ОКР, λ – длина волны CuK_α -излучения, β – полуширина пика (рад), θ – местоположение пика (град). Морфологию карбонатного прекурсора и синтезированных оксидных порошков исследовали на приборе Cross Beam 1540 EsB фирмы Carl Zeiss, а также в проходящем свете на поляризационных микроскопах. Термический анализ выполняли на приборе STA 409 Luxx, совмещенном капиллярным подключением с квадрупольным масс-спектрометром QMS 403Aeolos, в интервале температур 20–1300°C при скорости нагрева образцов 10°C/мин. Микроструктуру полученных образцов прозрачной керамики ИСАГ:Nd исследовали на оптическом микроскопе Olympus GX51 в отраженном свете.

Светопропускание полированных образцов ИСАГ:Nd керамики определяли на спектрофотометре Hitachi Instruments 300 в диапазоне длин волн от 300 до 850 нм. Толщина образцов для исследований составляла 1 мм.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Продуктами совместного химического осаждения являлись слабозакристаллизованные гидроксокарбонатные осадки – ИСАГ:Nd-прекурсоры – с удельной поверхностью 285 м²/г. Единственной идентифицированной методом рентгеновской дифракции кристаллической фазой был алюминийсодержащий основной карбонат $\text{NH}_4\text{Al}(\text{OH})_2\text{CO}_3$ (JCPDS #29-0106), т.н. аммониевый даусонит, с размером частиц, оцененным по ОКР, приблизительно 10 нм. Большая часть осадка имела рентгеноаморфную структуру. После прокаливания прекурсоров при температуре 1250°C был получен однофазный нанопорошок модифицированного граната (рис. 1).

При пиролизе карбонатного прекурсора в высокотемпературной камере рентгеновского ди-

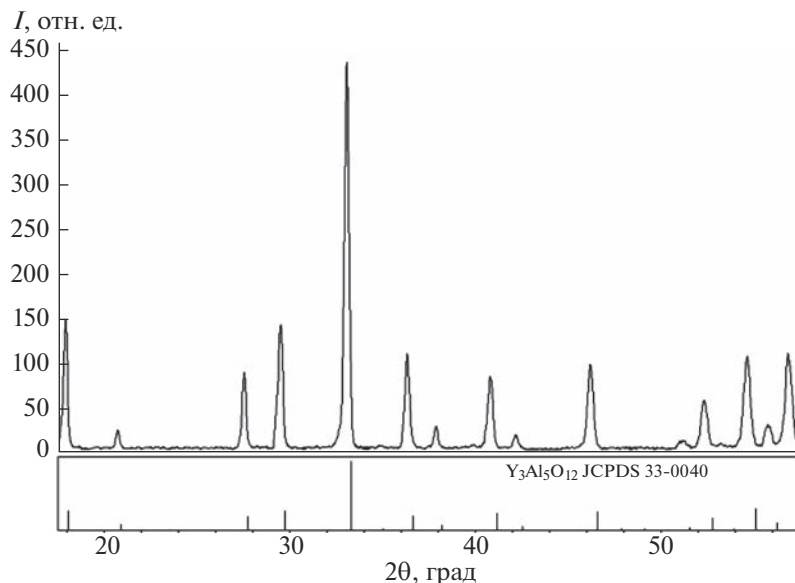


Рис. 1. Фрагмент дифрактограммы порошка ИСАГ:Nd, синтезированного при 1250°C.

фрактометра он сначала полностью переходил в аморфное состояние, после чего начинали идентифицироваться промежуточные фазы. В связи с этим были проведены рентгеновские исследования при том же режиме нагрева образца того же состава, предварительно прокаленного при температуре 1200°C, для которого на дифрактограммах все еще регистрируется фаза кубического оксида иттрия. Это было сделано для исключения влияния теплового расширения на параметр кристаллической решетки исследуемых образцов в камере высокотемпературного рентгеновского дифрактометра при анализе процессов фазообразования и фазовых превращений, протекающих с

изменением параметров кристаллической решетки кристаллизующихся промежуточных и конечных продуктов синтеза. Кривые, приведенные на рис. 2 и 3, характеризуют зависимость изменения параметра кубической элементарной ячейки для Y_2O_3 и гранатовой фазы в сравнении с изменением тех же характеристик в порошке того же состава, ранее синтезированном при температуре 1200°C.

По данным высокотемпературного РФА, при 650°C кристаллизация началась с формирования кубического Y_2O_3 (JCPDS #86-1107), значение параметра элементарной кубической ячейки

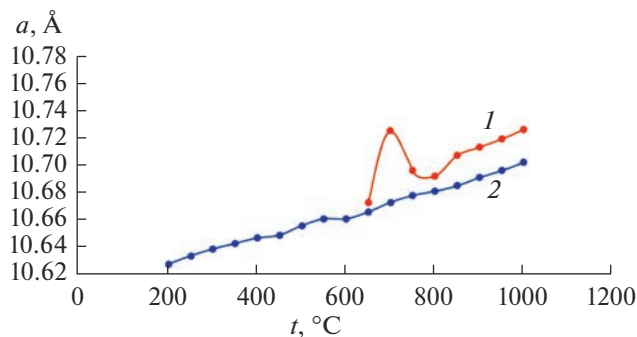


Рис. 2. Температурные зависимости параметра элементарной ячейки Y_2O_3 в продуктах термолиза гранатового прекурсора в высокотемпературной камере рентгеновского дифрактометра: 1 – при нагревании карбонатного прекурсора; 2 – при нагревании порошка, предварительно синтезированного при 1200°C.

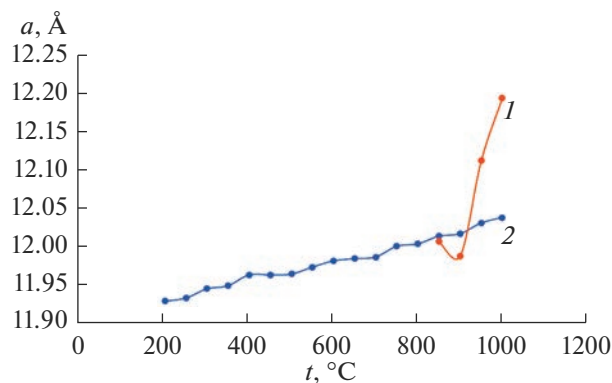


Рис. 3. Температурные зависимости параметра элементарной ячейки гранатовой фазы в продуктах термолиза гранатового прекурсора в высокотемпературной камере рентгеновского дифрактометра: 1 – при нагревании карбонатного прекурсора; 2 – при нагревании порошка, предварительно синтезированного при 1200°C.

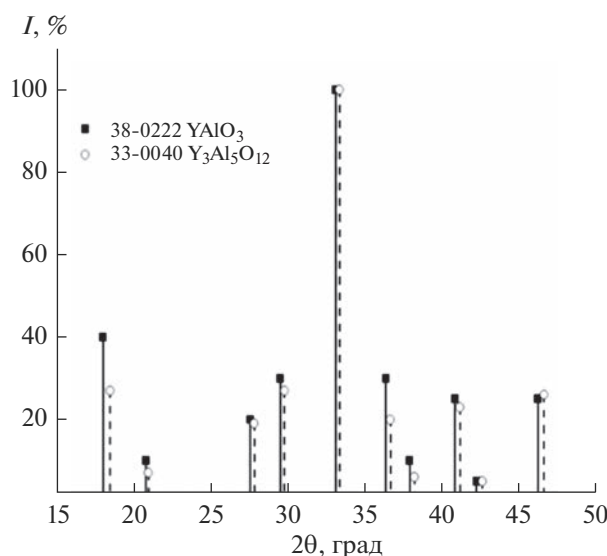


Рис. 4. Сравнение штриховых рентгенограмм кубических фаз YAlO_3 (JCPDS, карточка № 38-0222) и $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ (JCPDS, карточка № 33-0040).

которого при данной температуре составляло 1.067 нм и было близко к значению параметра 1.0665 нм для Y_2O_3 в предварительно прокаленном порошке, что может свидетельствовать об отсутствии или незначительном количестве скандия в структуре. При дальнейшем повышении температуры до 700°C параметр ячейки резко увеличился на 0.5% (рис. 2), что, по-видимому, связано с включением скандия в структуру оксида иттрия, с последующим уменьшением при упорядочении структуры кубического твердого раствора. В то же время на дифрактограмме анализируемого образца появлялись слабые линии кубического алюмината иттрия YAlO_3 с гранатоподобной структурой (JCPDS 38-0222). Формирование этой структуры начиналось при взаимодействии оксида иттрия с глиноземом и продолжалось при температуре выше 900°C. В процессе термолиза карбонатного прекурсора продукты его распада образовывали различные фазы алюминатов иттрия с последующей их кристаллизацией при охлаждении, как было показано нами ранее [4].

Дифрактограмма кубического алюмината YAlO_3 (JCPDS 38-0222) похожа на дифрактограмму ИАГ $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ (JCPDS 33-0040) кубической сингонии с пр. гр. $O_h^{10} - Ia\bar{3}d$ (рис. 4), поскольку их кристаллические структуры однотипны, а бинарная система $\text{Y}_2\text{O}_3 - \text{Al}_2\text{O}_3$ характеризуется существованием широкой области гомогенности в диапазоне составов $\text{Y}_2\text{O}_3 : \text{Al}_2\text{O}_3$ от 1 : 1 (YAlO_3) до 3 : 5

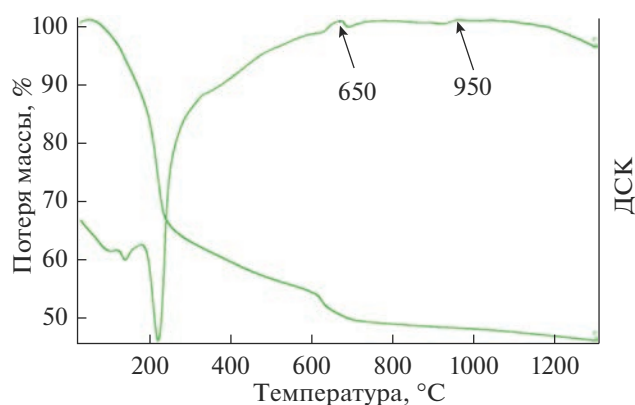


Рис. 5. Результаты термического анализа разложения карбонатного прекурсора.

($\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$) [16]. По мере увеличения концентрации атомов алюминия в структуре рефлексы смещаются в сторону больших углов, а параметр кубической элементарной ячейки при комнатной температуре уменьшается до 1.20089 нм. Кубический алюминат иттрия YAlO_3 имеет структуру, подобную гранату $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$, но с большим параметром элементарной ячейки. Соответственно, коэффициент теплового линейного расширения такого соединения будет больше, чем у стехиометрического граната. Это объясняет разницу в углах наклона зависимостей параметров элементарной ячейки от температуры фаз граната, легированного скандием, в высокотемпературной камере дифрактометра (рис. 3).

Механизмы фазовых превращений подтверждаются данными термического анализа (рис. 5). Наряду с эндотермическим пиком в диапазоне температур около 100°C, связанным с высвобождением адсорбированного водяного пара, кривая ДСК характеризуется глубоким эндотермическим эффектом в диапазоне температур 180–220°C. Этот пик соответствует разложению даунсонита $\text{NH}_4\text{Al}(\text{OH})_2\text{CO}_3$ с последовательным удалением гидроксильной, карбонатной и аммонийной групп. Экзотермические эффекты при 650–700°C соответствуют кристаллизации кубического изовалентно замещенного твердого раствора в системе $\text{Y}_2\text{O}_3 - \text{Nd}_2\text{O}_3 - \text{Sc}_2\text{O}_3$ на основе Y_2O_3 . Экзотермические эффекты при температурах 900–950°C соответствуют образованию кубического алюмината $(\text{Y}, \text{Nd})\text{Sc}_x\text{Al}_{1-x}\text{O}_3$ с гранатоподобной структурой.

При температуре 1250°C был получен однофазный нанопорошок ИСАГ $\text{Y}_{2.97}\text{Nd}_{0.03}\text{ScAl}_4\text{O}_{12}$ (рентгеновская дифрактограмма приведена на рис. 1) с параметром элементарной ячейки 1.2191 нм. Эта

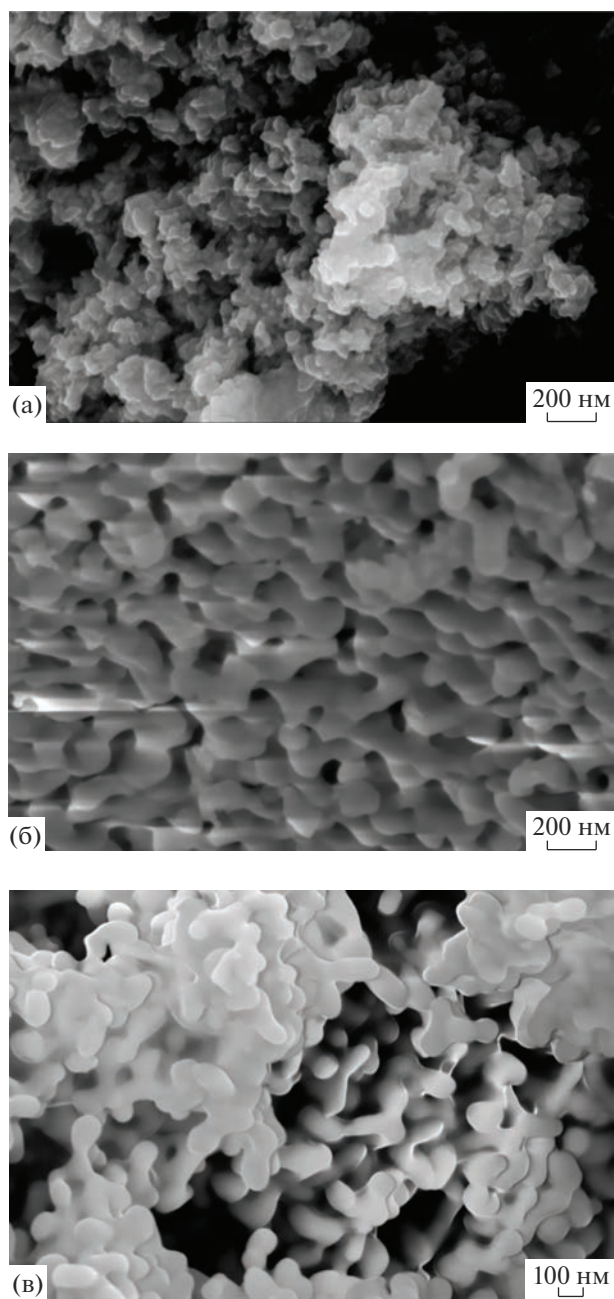


Рис. 6. РЭМ-изображения карбонатного прекурсора (а), порошка ИСАГ (б) и, для сравнения, ИАГ без добавления оксида скандия состава $Y_{2.97}Nd_{0.03}Al_5O_{12}$ (в), синтезированного при $1200^\circ C$.

величина хорошо коррелирует с данными, приведенными в [10] для параметра ячейки образца $Y_3ScAl_4O_{12}$.

Методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) была изучена морфология синтезированных порошков. На РЭМ-изображениях (рис. 6) представлены агломераты частиц карбонатного прекурсора (а), порошка ИСАГ:Nd (б) и, для

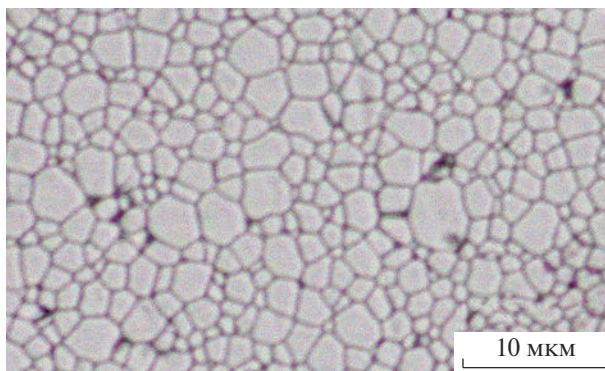


Рис. 7. Микроструктура прозрачной керамики состава $Y_{2.97}Nd_{0.03}ScAl_4O_{12}$.

сравнения, ИАГ без добавления оксида скандия состава $Y_{2.97}Nd_{0.03}Al_5O_{12}$ (в), синтезированного при $1200^\circ C$. Агломераты частиц, наблюдаемые на изображениях, в основном округлой и овальной форм со средним размером от 100 до 200 нм состоят из 2–3 частиц округлой формы и образуются в результате процессов их предварительного припекания. В отличие от ИАГ:Nd, порошки ИСАГ:Nd характеризуются упорядоченным расположением частиц модифицированного оксидом скандия граната друг относительно друга, наблюдаемым на рис. 6б.

Высоко прозрачная однофазная керамика ИСАГ:Nd, полученная спеканием в вакууме при температуре $1700^\circ C$, характеризуется мелкокристаллической структурой с размерами кристаллов от 1 до 5 мкм (рис. 7). Параметр элементарной ячейки модифицированного граната состава $Y_{2.97}Nd_{0.03}ScAl_4O_{12}$ составляет 1.21823 нм (рис. 8). Эта величина хорошо коррелирует с данными [10] для порошков с той же концентрацией Sc в кристаллической решетке $Y_3ScAl_4O_{12}$. С учетом близости полученных данных можно сделать вывод о количественном характере совместного осаждения катионов металлов в химической реакции синтеза слабо закристаллизованного карбонатного прекурсора и о соответствии химического состава синтезированного граната заданному. Образцы прозрачной керамики $Y_{2.97}Nd_{0.03}ScAl_4O_{12}$ с относительной плотностью 99.99–100% и средним размером кристаллов 3 мкм характеризуются высоким светопропусканием в видимой области спектра: 75% на длине волны 650 нм и 78% на длине волны 800 нм (рис. 9). Полосы поглощения в спектрах пропускания прозрачных образцов активированной керамики ИСАГ:Nd соответствуют $f-f$ -переходам в электронной оболочке атома неодима.

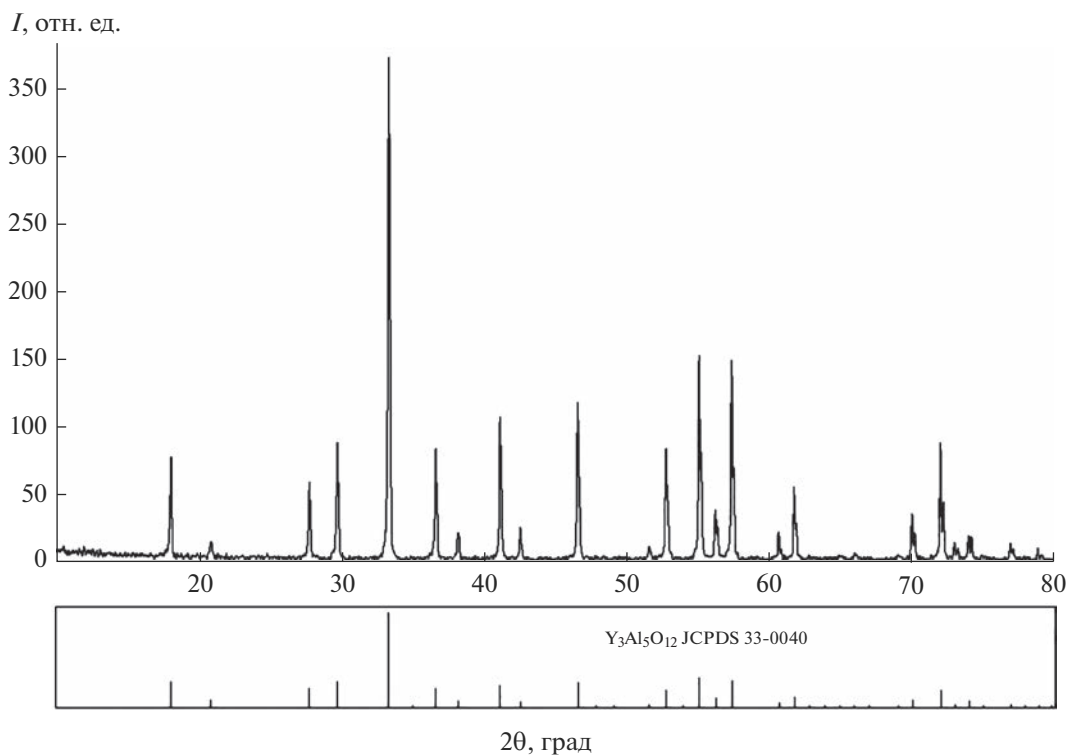


Рис. 8. Рентгенограмма поверхности аншлифа прозрачной ИСАГ:Nd-керамики, спеченной из порошка граната, синтезированного при 1250°C.

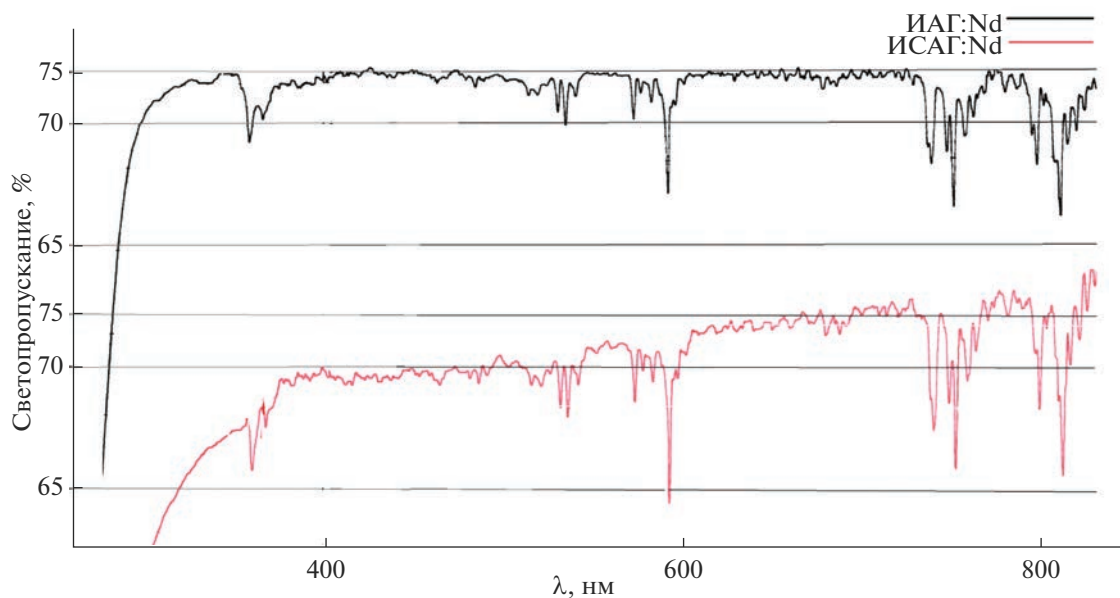


Рис. 9. Спектры светопропускания прозрачной керамики на основе активированного ИСАГ состава Y_{2.97}Nd_{0.03}ScAl₄O₁₂ и, для сравнения, ИАГ состава Y_{2.97}Nd_{0.03}Al₅O₁₂.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Разработана методика получения высокопрозрачного керамического материала лазерного состава Y_{2.97}Nd_{0.03}ScAl₄O₁₂ на основе слабоагло-

мерированных нано- и субмикронных активированных оксидных порошков с частицами контролируемых размеров в диапазоне 100–200 нм. Порошок получен из карбонатных прекурсоров

с удельной площадью поверхности до 285 м²/г, синтезированных модифицированным методом химического количественного совместного осаждения катионов металлов из водного раствора солей соляной кислоты в присутствии поверхностно-активных высокомолекулярных соединений.

Методом высокотемпературной рентгеновской дифрактографии показано, что ИСАГ:Nd при термическом разложении слабокристаллизованного карбонатного прекурсора формируется в интервале температур 850–1000°C в виде метастабильного нестехиометрического кубического алюмината (Y,Nd)Sc_xAl_{1-x}O₃ с гранатоподобной структурой, который при 1100–1150°C взаимодействует с Al₂O₃ с образованием ИСАГ:Nd.

Образцы прозрачной керамики Y_{2.97}Nd_{0.03}ScAl₄O₁₂ с относительной плотностью 100% и средним размером кристаллов 3 мкм характеризуются высоким светопропусканием в видимой области спектра: 75% при длине волны 650 нм и 78% при длине волны 800 нм.

ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

Работа выполнена в рамках государственного задания № 075-01176-23-00.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Xiao Z., Yu S., Li Y., Ruan S., Kong L.B., Huang Q., Huang Z., Zhou K., Su H., Yao Z., Que W., Liu Y., Zhang T., Wang J., Liu P., Shen D., Allix M., Zhang J., Tang D. Materials Development and Potential Applications of Transparent Ceramics: A Review // *Mater. Sci. Eng., R*. 2020. V. 139. P. 66. <https://doi.org/10.1016/j.mser.2019.100518>
2. Wang S.F., Zhang J., Luo D.W., Gu F., Tang D.Y., Dong Z.L., Tan G.E.B., Que W.X., Zhang T.S., Li S., Kong L.B. Transparent Ceramics: Processing, Materials and Applications // *Prog. Solid State Chem.* 2013. V. 41. № 1. P. 20–54. <https://doi.org/10.1016/j.progsolidstchem.2012.12.002>
3. Li J.-G., Ikegami T., Lee J.-H., Mori T., Yajima Y. Co-Precipitation Synthesis and Sintering of Yttrium Aluminum Garnet (YAG) Powders: the Effect of Precipitant // *J. Eur. Ceram. Soc.* 2000. V. 20. № 14. P. 2395–2405. [https://doi.org/10.1016/S0955-2219\(00\)00116-3](https://doi.org/10.1016/S0955-2219(00)00116-3)
4. Тельнова Г.Б., Коломиец Т.Ю., Коновалов А.А., Ашмарин А.А., Дуденков И.В., Солнцев К.А. Фазовые превращения при синтезе Y₃Al₅O₁₂:Nd // *Журн. неорган. химии*. 2015. Т. 60. № 2. С. 163–163
5. Тельнова Г.Б., Коломиец Т.Ю., Ситников А.И., Солнцев К.А. Влияние условий синтеза карбонатных прекурсоров на процесс формирования монодисперсных нанопорошков ИАГ: Nd³⁺ // *Неорган. материалы*. 2015. Т. 51. № 2. С. 184–192. <https://doi.org/10.7868/S0002337X15020165>
6. Коломиец Т.Ю., Тельнова Г.Б., Ашмарин А.А., Челпанов В.И., Солнцев К.А. Синтез и спекание субмикронных частиц ИАГ:Nd, полученных из карбонатных прекурсоров // *Неорган. материалы*. 2017. Т. 53. № 8. С. 890–899. <https://doi.org/10.7868/S0002337X17080152>
7. Li J.-G., Ikegami T., Lee J.-H., Mori T. Well-Sinterable Y₃Al₅O₁₂ Powder from Carbonate Precursor // *J. Mater. Res.* 2000. V. 15. № 7. P. 1514–1523. <https://doi.org/10.1557/JMR.2000.0217>
8. Gandhi A.S., Levi C.G. Phase Selection in Precursor-Derived Yttrium Aluminum Garnet and Related Al₂O₃–Y₂O₃ Compositions // *J. Mater. Res.* 2005. V. 20. № 4. P. 1017–1025. <https://doi.org/10.1557/JMR.2005.0133>
9. Allik T.H., Morrison C.A., Gruber J.B., Kokta M.R. Crystallography, Spectroscopic Analysis, and Lasing Properties of Nd³⁺:Y₃Sc₂Al₃O₁₂ // *Phys. Rev. B: Condens. Matter*. 1990. V. 41. № 1. P. 21–30. <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.41.21>
10. Feng T., Shi J., Chen J., Jiang D. Fluorescence Emission Enhancement of Transparent Nd:YSAG Ceramics by Sc₂O₃ Doping // *Opt. Soc. Am. B: Opt. Phys.* 2005. V. 22. № 10. P. 2134–2137. <https://doi.org/10.1364/JOSAB.22.002134>
11. Liu Y., Hu S., Zhang Y., Wang Z., Zhou G., Wang S. Crystal Structure Evolution and Luminescence Property of Ce³⁺-Doped Y₂O₃–Al₂O₃–Sc₂O₃ Ternary Ceramics // *J. Eur. Ceram. Soc.* 2020. V. 40. № 3. P. 840–846. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2019.10.022>
12. Feng Y., Toci G., Patrizi B., Pirri A., Hu Z., Chen X., Wei J., Pan H., Li X., Zhang X., Su S., Vannini M., Li J. Fabrication, Microstructure, and Optical Properties of Tm:Y₃ScAl₄O₁₂ Laser Ceramics // *J. Am. Ceram. Soc.* 2020. V. 103. № 3. P. 1819–1830. <https://doi.org/10.1111/jace.16873>
13. Tarala V.A., Shama M.S., Chikulina I.S., Kuznetsov S.V., Malyavin F.F., Vakalov D.S., Kravtsov A.A., Pankov M.A. Estimation of Sc³⁺ Solubility in Dodecahedral and Octahedral Sites in YSAG:Yb // *J. Am. Ceram. Soc.* 2019. V. 102. № 8. P. 4862–4873. <https://doi.org/10.1111/jace.16294>
14. Feng Y., Toci G., Pirri A., Patrizi B., Hu Z., Wei J., Pan H., Zhang X., Li X., Su S., Vannini M., Li J. Fabrication, Microstructure, and Optical Properties of Yb:Y₃ScAl₄O₁₂ Transparent Ceramics with Different Doping Levels // *J. Am. Ceram. Soc.* 2020. V. 103. № 1. P. 224–234. <https://doi.org/10.1111/jace.16691>
15. Shoji I., Kurimura S., Sato Y., Taira T., Ikesue A., Yoshida K. Optical Properties and Laser Characteristics of Highly Nd³⁺-Doped Y₃Al₅O₁₂ Ceramics // *Appl. Phys. Lett.* 2000. V. 77. № 7. P. 939–941. <https://doi.org/10.1063/1.1289039>
16. Yamaguchi O., Takeoka K., Hirota K., Takano H., Hayashida A. Formation of Alkoxy-Derived Yttrium Aluminum Oxides // *J. Mater. Sci.* 1992. V. 27. № 5. P. 1261–1264. <https://doi.org/10.1007/BF01142034>