

УДК: 546.057; 546.01; 54–161.6; 544.016.5

ПОЛУЧЕНИЕ СТЕКЛОКЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ Er:YAG И $\text{Bi}_2\text{O}_3\text{--V}_2\text{O}_5\text{--BaO}$ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЕКАНИЯ

© 2024 г. А. Д. Плехович *, А. М. Кутын, Е. Е. Росточкина, М. Е. Комшина, К. В. Балужева, К. Ф. Шумовская, И. И. Евдокимов, А. Е. Курганова

*Институт химии высокочистых веществ им. Г.Г. Десятых Российской академии наук,
Россия, 603951 Нижний Новгород, Тропинина ул., 49, БОКС-75*

**e-mail:plekhovich@ihps-nnov.ru*

Поступила в редакцию 21.02.2024 г.

После доработки 10.04.2024 г.

Принята к публикации 11.04.2024 г.

Разработан способ получения аморфного ультрадисперсного прекурсора (шихты) с различным соотношением Er:YAG и $20\text{Bi}_2\text{O}_3\text{--}60\text{V}_2\text{O}_5\text{--}20\text{BaO}$. Методом селективного лазерного спекания показана возможность формирования функциональной стеклокерамики с кристаллической фазой, представленной иттрий-эрбий-алюминиевым гранатом и боратом иттрия-эрбия, из синтезированного прекурсора. Методами ДСК и РФА проведен анализ химических и фазовых превращений в процессах термической обработки прекурсора, методом АЭС-ИСП исследовано изменение макросостава стеклокерамики при характерных температурах синтеза. Показано, что используемый ультрадисперсный прекурсор перспективен для получения оптических интегральных схем по технологии селективного лазерного спекания.

Ключевые слова: стеклокерамика, алюмоиттриевый гранат, боратное стекло, ДСК, РФА, селективное лазерное спекание

DOI: 10.31857/S0002337X24050121, **EDN:** MWGUMT

ВВЕДЕНИЕ

Стремление к повышению компактности элементов фотоники (лазеров, оптических усилителей, делителей мощности, межволноводных соединений, фильтров, модуляторов, детекторов) связано с уменьшением рабочих длин волн от ИК к видимому диапазону, что при производстве оптически и механически прочных стеклокристаллических элементов фотоники стимулирует использование лазерного спекания. Исследуемый оптический материал на основе боратного стекла [1] и алюмоиттриевого граната [2–6] перспективен для фотоники широкой областью прозрачности в видимом и ИК-диапазонах (0.34–3.5 мкм), а добавление оксида висмута в эту систему, повышающего значения показателя преломления, расширяет возможности в изготовлении нелинейных

оптических элементов [7–11] и материалов для защиты от радиационного излучения [12, 13].

Если учесть, что передача информации на малое расстояние в достаточно коротких оптических системах для уменьшения вклада дробового шума требует увеличения лучевой мощности, то возрастает потребность в стеклокерамических материалах, обладающих термостойкостью и механической прочностью. Исследуемая в работе стеклокерамика благодаря адгезионной прочности может выдерживать большие мощности накачки по сравнению с люминесцентными материалами, синтезированными методами растворной химии. Кроме того, формирование стеклокерамики методом лазерного селективного спекания дешевле методов нанолитографии.

По оценкам, пиковая производительность фотонного компьютера с рабочей длиной волны $\lambda = 1530$ нм [14] при равных энергетических затратах может в 10^3 – 10^4 раз превысить показатели современных ЭВМ. При этом три логические функции “И”, “ИЛИ”, “НЕ” [15] могут быть реализованы использованием нелинейных, люминесцентных и других [16–18] функциональных свойств материалов.

Исследование условий формирования и состава стеклокерамики в системе $\text{Er:YAG-20Bi}_2\text{O}_3\text{-60V}_2\text{O}_3\text{-20BaO}$, с одной стороны, усложняется возможным образованием боратов иттрия и эрбия, а с другой — их появление расширяет функциональные возможности синтезируемой стеклокерамики. Первые спектроскопические исследования поведения Er, которые проводились на монокристаллических образцах алюмоиттриевого бората (YAB) $\text{YAl}_3(\text{BO}_3)_4$, были сосредоточены в основном на измерениях и анализе спектров оптического возбуждения и излучения [19–22]. Из результатов перечисленных работ можно выделить обнаруженную для кристаллического YAB, солегированного ионами Er^{3+} и Yb^{3+} , интенсивную флуоресценцию около 1530 нм, что указало авторам на возможность применения $\text{Er}^{3+}:\text{Yb}^{3+}:\text{YAB}$ в качестве материала для 1.55-мкм лазера. Известно также, что соединения боратов, активированные редкоземельными элементами, являются эффективными преобразователями высокоэнергетического излучения в видимый свет и используются в плазменных дисплеях, люминесцентных лампах и в сцинтилляционных детекторах [23–25].

В представляемой работе реализуется подход, сочетающий:

– оригинальный способ получения ультрадисперсного прекурсора, в котором кристаллизующаяся его часть окружена стеклофазой;

– установленные режимы лазерного спекания прекурсора, формирующие многофункциональную и оптически прочную стеклокерамику — актуального материала фотоники.

Цель работы — исследование состава и условий формирования стеклокерамики

непосредственно в процессе селективного лазерного спекания разнообразного по вариантам приготовления ультрадисперсного прекурсора $\text{Er:YAG-20Bi}_2\text{O}_3\text{-60V}_2\text{O}_3\text{-20BaO}$.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Синтез прекурсора стеклокерамики. Синтез прекурсоров кристаллической фазы стеклокерамики состава $(\text{Y}_{0.5}\text{Er}_{0.5})_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ проводился смешением в стехиометрическом соотношении индивидуально сформированных гидрозолей $\text{Al}_5(\text{NO}_3)_3(\text{OH})_{12}$ и $(\text{Er}, \text{Y})(\text{OH})_2(\text{OOCCH}_3)$ [26].

Для получения стекол $\text{Bi}_2\text{O}_3\text{-V}_2\text{O}_3\text{-BaO}$ использовали водные растворы $\text{Bi}(\text{NO}_3)_3$, H_3BO_3 , $\text{Ba}(\text{NO}_3)_2$, приготовленные из прекурсоров квалификации “ос.ч.”.

Полученные растворы смешивали в необходимом для синтеза стеклокерамического материала соотношении.

Синтез ультрадисперсной шихты проводился в специально разработанной лабораторной установке и начинался с ультразвукового распыления смешанного раствора. Термически активируемое превращение аэродисперсии начинается с испарения растворителя, определяется сложной совокупностью совместно протекающих фазовых и химических процессов, заканчивается электростатически компактированным осаждением шихты при температурах 350–400 °С. Таким образом, установка включает в себя:

1) узел подачи дисперсии от ультразвукового диспергатора;

2) трехзонную программно-управляемую печь с градиентным температурным формированием потоков;

3) температурно-контролируемую зону электростатического (10–15 кВ) осаждения с дополнительным ускорителем потока за счет “ионного ветра”.

На установке синтезирована шихта $x(\text{Er}_{0.5}\text{Y}_{0.5}\text{AG}) - (100-x) \cdot (20\text{Bi}_2\text{O}_3\text{-60V}_2\text{O}_3\text{-20BaO})$ в следующих соотношениях кристаллообразующих ($x = 54, 19, 15, 10, 5$) и стеклообразующих (100- x) мол. %.

Содержание прекурсоров, вводимых в установку в форме раствора, контролиро-

валось по данным термогравиметрического анализа.

Термический анализ. Синтезированная шихта исследована на приборе синхронного термического анализа STA 409 PC Luxx фирмы Netzsch со скоростью нагревания 10 К/мин в потоке аргона 80 мл/мин в платиновых тиглях.

Рентгенофазовый анализ. Рентгенограммы образцов были записаны на дифрактометрах Shimadzu XRD-6000 и Tongda TD-3700 (излучение $\text{CuK}\alpha$, геометрия съемки на отражение, шаг сканирования 0.02° в интервале 2θ 10° – 60°).

Сканирующая электронная микроскопия. Электронную микроскопию проводили на сканирующем электронном микроскопе Tescan VEGA II. Микрорельеф рассматривали при увеличениях от 500х до 50.000х.

АЭС-ИСП. Матричные элементы, входящие в систему $(\text{Er}_{0.5}\text{Y}_{0.5}\text{AG})-(20\text{Bi}_2\text{O}_3-60\text{V}_2\text{O}_3-20\text{BaO})$, определены по специально разработанной методике. Использовали АЭС-ИСП-спектрометр-полихроматор iCAP 6300 Duo (Thermo Scientific, США), обеспечивающий одновременное измерение интенсивности до 250 спектральных линий с помощью СИД-детектора. Для приготовления растворов применяли посуду (виалы, пробирки, колбы) из фторопласта (Savillex, США) и полипропилена (Corning, США). Аликвоты растворов отмеряли пипеточными дозаторами с объемом дозирования от 20 до 1000 мкл (Thermo Scientific, Россия).

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Выбор составляющих синтезируемой оптической стеклокерамики определялся, прежде всего, близкими значениями плотности и показателя преломления. При этом состав стекла $20\text{Bi}_2\text{O}_3-60\text{V}_2\text{O}_3-20\text{BaO}$ с показателем преломления 1.8–1.9 [27] и плотностью 4.95 г/см^3 [1] по содержанию ВаО соответствовал области наилучшей кристаллизационной устойчивости [28].

Оптически прозрачный эрбийзамещенный алюмоиттриевый гранат $\text{Er}_y\text{Y}_{1-y}\text{AG}$ при

содержании эрбия $y = 0.3-0.5$ обладает плотностью соответственно

$\rho_{293 \text{ К}} = 4.9-5.5 \text{ г/см}^3$ [29] и имеет показатель преломления в диапазоне 1.8–1.9 [30, 31].

Получение ультрадисперсного прекурсора $(\text{Er}_{0.5}\text{Y}_{0.5}\text{AG})-(20\text{Bi}_2\text{O}_3-60\text{V}_2\text{O}_3-20\text{BaO})$. Синтез шихты из смеси гидрозоля и раствора для формирования стекла в оригинальной и принципиально масштабируемой лабораторной установке исключает длительные процедуры сушки и последующего загрязняющего помола, что позволило получить ультрадисперсную шихту. По наличию перехода стеклование–расстекловывание установлено, что из стеклообразующей части компонентов в установке образуются частицы в стеклообразном состоянии.

Как видно из рис. 1, прекурсор (порошок) $\text{Er}_{0.5}\text{Y}_{0.5}\text{AG}$ (рис. 1а) состоит из аморфных частиц шарообразной формы размером $\approx 1 \text{ мкм}$ и меньше, в шихте $20\text{Bi}_2\text{O}_3-60\text{V}_2\text{O}_3-20\text{BaO}$ стеклообразные частицы склонны к слипанию (рис. 1б). В синтезированном стеклокерамическом прекурсоре (рис. 1в) шарообразные кристаллические частицы равномерно покрыты пленкой стекла.

В результате селективного лазерного спекания (СЛС) [32] порошков прекурсоров (рис. 1а и 1в) получены образцы с ровной гладкой поверхностью, без пор и прочих дефектов (рис. 1г, 1д).

На рис. 2 приведены рентгенограммы образцов, спеченных методом СЛС: индивидуального эрбийзамещенного алюмоиттриевого граната $(\text{Er}_{0.5}\text{Y}_{0.5})\text{AG}$ (он же на рис. 1г) и стеклокерамики состава 10% $\text{ErYAG}+90\%$ стекла. По данным РФА, образец стеклокерамики содержит бораты Y и Er.

Стеклофаза в синтезированной методом СЛС стеклокерамике зарегистрирована по наличию перехода от стекла к переохлажденному расплаву с $t_g = 403 \text{ }^\circ\text{C}$ (рис. 3). Заметим, что в образце стекла, синтезированного методом СЛС, температура стеклования ($t_g = 445 \text{ }^\circ\text{C}$) меньше, чем у стекла того же состава, полученного тигельной варкой ($t_g = 468 \text{ }^\circ\text{C}$) [1].

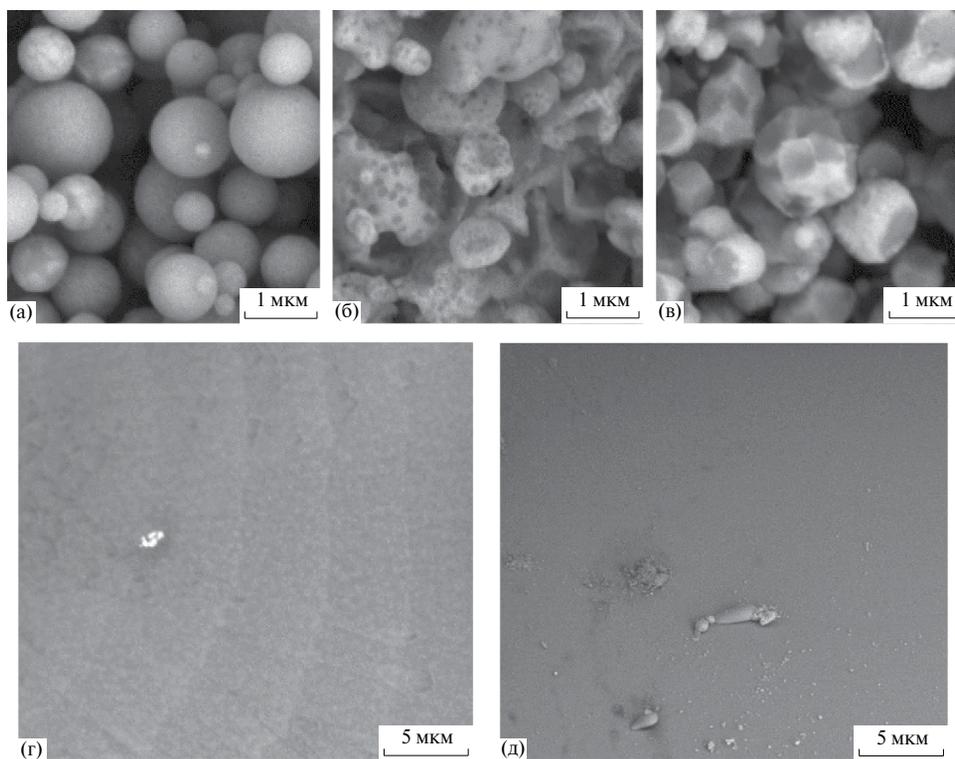


Рис. 1. Микрофотографии порошков Eг:YAG (а), стекла (б) и стеклокерамики (в) после распыления на разработанной установке и неполированных поверхностей образцов, синтезированных методом СЛС, Eг:YAG (г) и стеклокерамики (д).

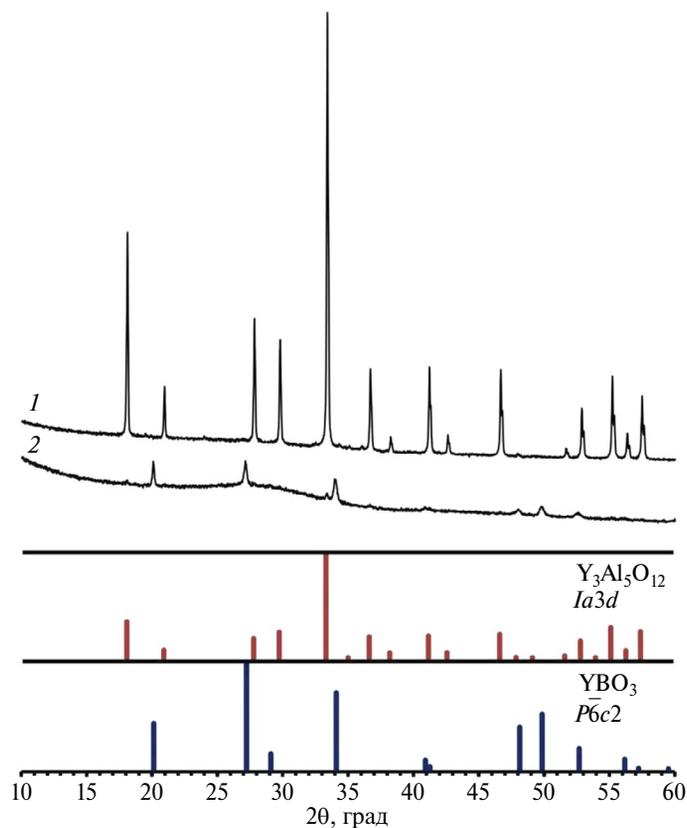


Рис. 2. Рентгенограммы образцов, сформированных методом СЛС из 100%-ного граната (1), из ультрадисперсной шихты 10% граната+90% стекла (2); идентифицированные кристаллические фазы: 1 – $Y_3Al_5O_{12}$ (PDF 33–0040), 2 – YBO_3 (PDF 74–1929) и $Y_3Al_5O_{12}$ (PDF 33–0040).

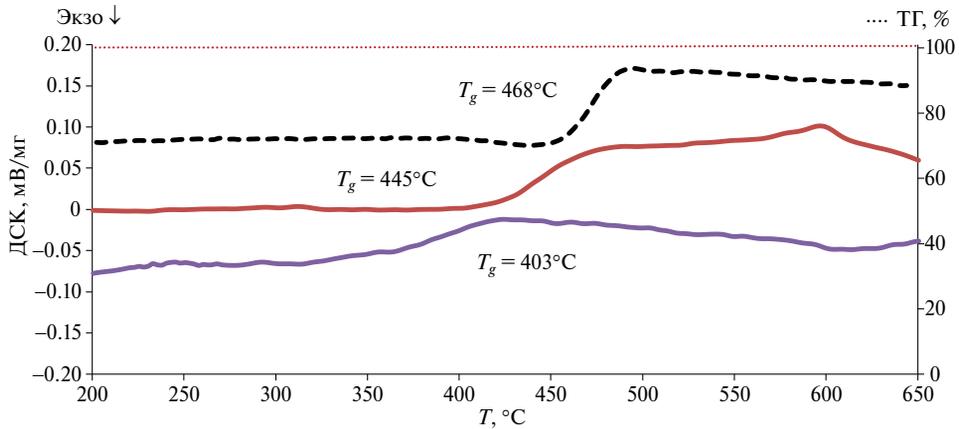


Рис. 3. Результаты термического анализа образцов стекла $20\text{Bi}_2\text{O}_3-60\text{B}_2\text{O}_3-20\text{BaO}$ (красная линия) и стеклокерамики $10\text{Er}_2\text{YAG}-90(\text{Bi}_2\text{O}_3-\text{B}_2\text{O}_3-\text{BaO})$ (фиолетовая линия), полученных методом СЛС, в сравнении со стеклом, сваренным в платиновом тигле (пунктирная линия).

Результаты термического анализа полученной на установке ультрадисперсной стеклокристаллической шихты при различных соотношениях кристаллической и стеклообразующих частей (рис. 4) показывают следующее: 1) убыль массы, составляющую не более 25 % (кривые в верхней части рис.4); 2) наличие характерных участков расстекловывания в интервале температур от 390 до 470 °С; 3) образующаяся в области температур выше 800 °С (бежевый фон на рис. 4) фаза граната дает соответствующие экзотермические пики при содержании кристаллизующейся части $x \geq 10$ мол. % в $x(\text{Er}_{0.5}\text{Y}_{0.5}\text{AG})-(100-x)\cdot(20\text{Bi}_2\text{O}_3-60\text{B}_2\text{O}_3-20\text{BaO})$. В образце с $x = 10$ мол. % после нагревания до тем-

пературы 875 °С, кроме YAG, обнаружены фазы боратов: YBO_3 , Y_3BO_6 (по результатам РФА).

Термографическое исследование, выявляя температурные интервалы перехода в различные, включая необходимые целевые, состояния, определяет условия и режимы термообработки ультрадисперсной шихты $x(\text{Er}_{0.5}\text{Y}_{0.5}\text{AG})-(100-x)\cdot(20\text{Bi}_2\text{O}_3-60\text{B}_2\text{O}_3-20\text{BaO})$ при получении стеклокерамики.

Нагревание гомогенизированной шихты с 5 и 95 мол. % до 950 °С позволило термически сформировать стеклокерамику (рис. 5а). Для сравнения отметим, что нагревание механической смеси дробленого стекла и пред-

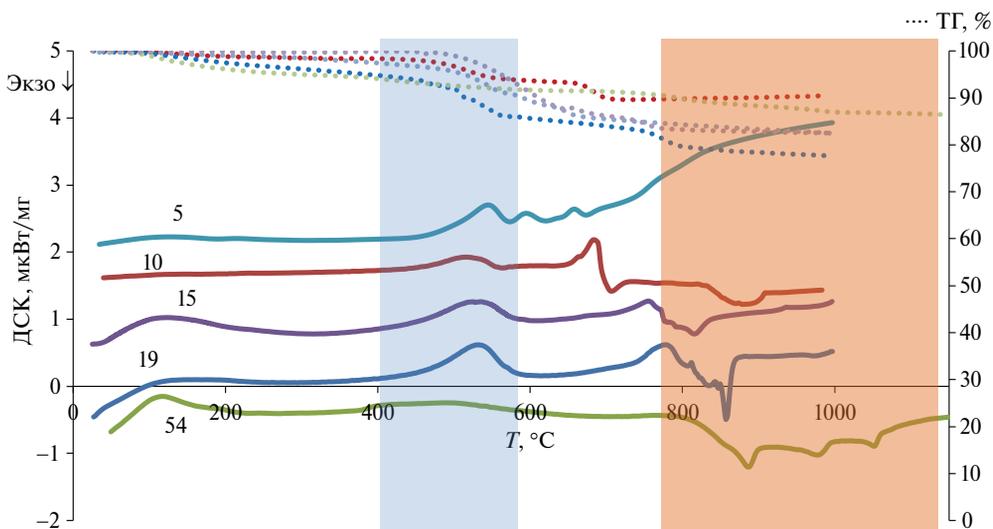


Рис. 4. ДСК-кривые нагревания со скоростью 10 К/мин ультрадисперсной шихты $x(\text{Er}_{0.5}\text{Y}_{0.5}\text{AG})-(100-x)\cdot(20\text{Bi}_2\text{O}_3-60\text{B}_2\text{O}_3-20\text{BaO})$ при $x = 5, 10, 15, 19, 54$ мол. % (температурный диапазон расстекловывания отмечен светло синим фоном, а кристаллизация выделена бежевым фоном).

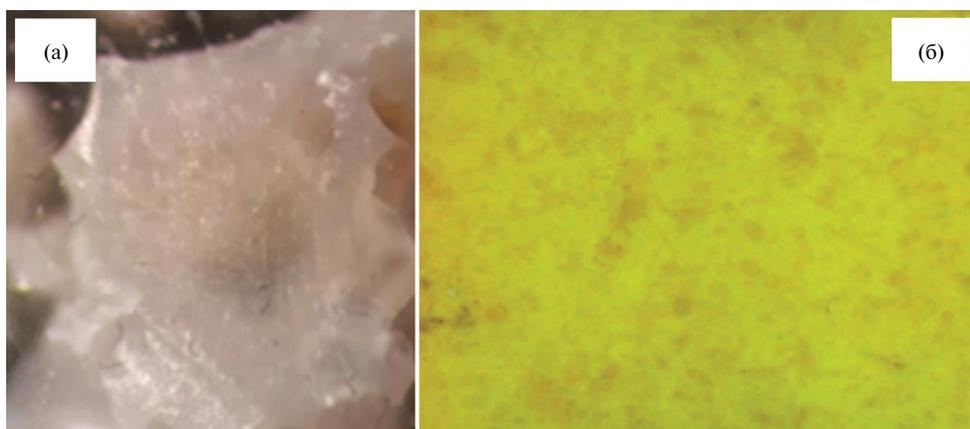


Рис. 5. Микрофотографии спеченных при нагревании в печи до 950°C стеклокристалла из ультрадисперсной шихты $5(\text{Er}_{0.5}\text{Y}_{0.5}\text{AG})-95\cdot(20\text{Bi}_2\text{O}_3-60\text{V}_2\text{O}_3-20\text{BaO})$ (а) и образца из механически измельченной смеси сформированного граната и стекла (15 и 85% мол.) (б)

варительно сформированного при температуре 1150°C дисперсного граната приводит к кристаллизации стекла с образованием Y-замещенного оксида висмута желтого цвета (рис. 5б и 6).

На рис. 7 сгруппированы результаты РФА термически сформированных образцов стеклокерамики из ультрадисперсной шихты. Приведены рентгенограммы образцов с различными исходными соотношениями

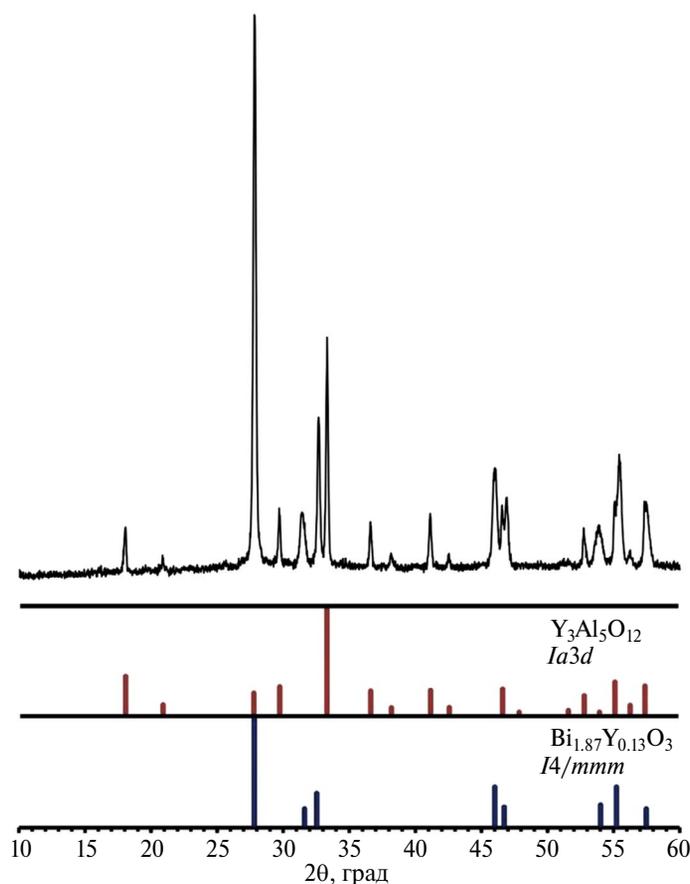


Рис. 6. Рентгенограмма образца, полученного из механически измельченной смеси сформированного граната и стекла $15 \text{Er}_{0.5}\text{Y}_{0.5}\text{AG}-85(20\text{Bi}_2\text{O}_3-60\text{V}_2\text{O}_3-20\text{BaO})$; идентифицированные кристаллические фазы: $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ (PDF 33-0040) и $\text{Bi}_{1.87}\text{Y}_{0.13}\text{O}_3$ (PDF 41-0304).

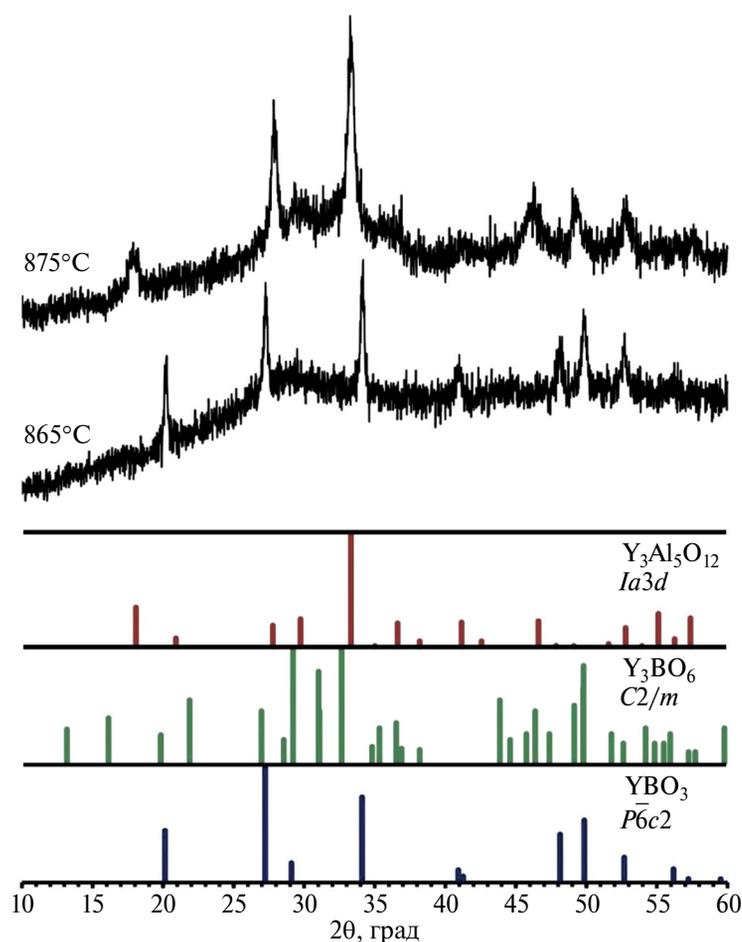


Рис. 7. Рентгенограммы образцов, полученных из спрессованной шихты двух мольных соотношений граната и стекла $x(\text{Er}_{0.5}\text{Y}_{0.5}\text{Al}_2\text{O}_3) - (100-x) \cdot (20\text{B}_2\text{O}_3 - 60\text{B}_2\text{O}_3 - 20\text{BaO})$: $x = 5$ (865 °C) и $x = 54$ (875 °C); идентифицированные кристаллические фазы: 865 °C – YBO_3 (PDF 74–1929), 875 °C – $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ (PDF 33–0040), YBO_3 (PDF 74–1929), Y_3BO_6 (PDF 34–0291).

кристалла и стекла после нагревания в печи со скоростью 10 °C/мин до $t = 865\text{--}875$ °C и охлаждения при 20 °C/мин

Приборы синхронного термического анализа в качестве экспрессной мини-установки, определяя условия формирования стеклокерамики из ультрадисперсной шихты, в экспериментальном плане моделируют термические условия образования объемных образцов. Однако нагревание такого образца, которое начинается с его поверхности и с конечной скоростью распространяется в центральную часть, даже в случае стеклокерамики “закупоривает” различные заполненные газом поры и другие дефекты.

Послойное лазерное воздействие [33–35], реализующее поверхностно перемещаемые и чередующиеся высокоскоростные акты спекания-сплавления с охлаждением в малых объемах, позволяет селективно

формировать оптически прозрачный трек стеклокерамики с эффективным удалением разнообразных дефектов. При использовании лазера проявляется размерный эффект сжатия при быстром термическом нагреве, а процесс “схлопывания” дефектов при охлаждении ускоряют силы поверхностного натяжения.

СЛС синтезированной ультрадисперсной шихты позволило получить сформированный лазерным пучком стеклокерамический трек, ширина которого отмечена на рис. 8 посредством цифровой камеры металлографического микроскопа ММН-2.

Химико-аналитический контроль проводился с целью определения макросостава полученной шихты (см. табл. 1) после ее термической обработки в электромuffle-ной печи (± 5 °C) при трех температурах: 870, 965 и 1150 °C (выполнено с изотермической

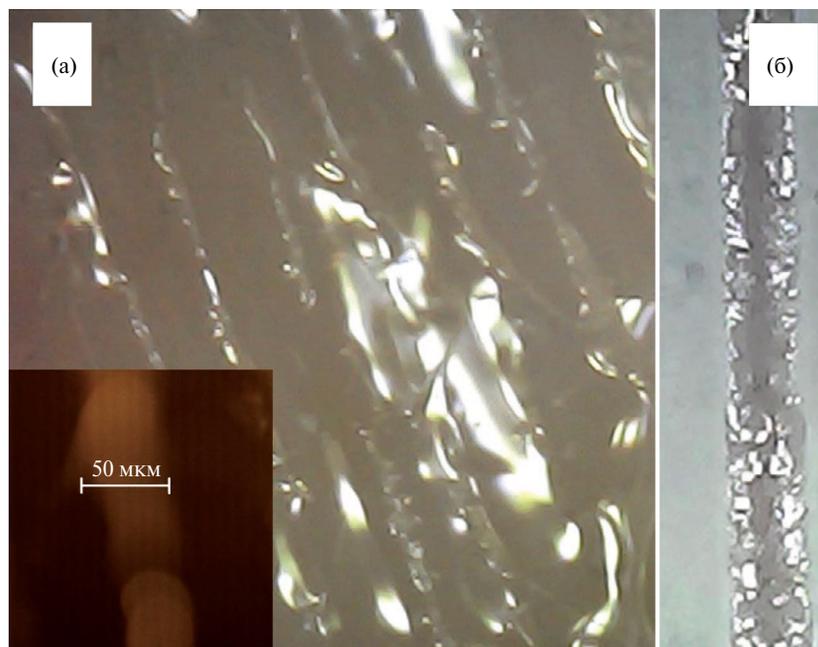


Рис. 8. Результат СЛС ультрадисперсной шихты состава 10–90 при многократных проходах (а), при разовом проходе – трек (б); вставка отображает ширину отдельного трека, формируемого лазерным пучком.

выдержкой в 30 мин для выявления убывающих компонентов) со скоростью 10 °С/мин.

Как видно, из табл. 1, только при температуре 1150 °С и изотермической выдержке 30 мин наблюдается отклонение от заданного состава стекла: 20Ві₂О₃–60В₂О₃–20ВаО, предположительно в результате убыли Y-замещенного оксида висмута.

Таким образом, термическая обработка (отжиг) до температуры 1000 °С с малой изотермической выдержкой и последующим охлаждением на воздухе показала минимальное отклонение состава стекла и граната от заданного.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Ключевой особенностью развиваемого метода получения стеклокерамики на основе Er:YAG–20Ві₂О₃–60В₂О₃–20ВаО из ультрадисперсного прекурсора, синтезированного по оригинальной методике, является возможность формировать его частицы с различными по составу ядром и оболочкой. Частицы прекурсора, состоящие из ядра кристаллизующейся аморфной части (Er:YAG) и оболочки в виде распределенной по поверхности ядра стеклообразующей составляющей (20Ві₂О₃–60В₂О₃–20ВаО), при найденных условиях дают возможность

Таблица 1. Результат определения макросостава стеклокристалла 54Er:YAG–46(20Ві₂О₃–60В₂О₃–20ВаО) после термической обработки

Термический режим	Состав стекла по результатам АЭС-ИСП	(Y+Er)/Al (0.6 в (0.5Y0.5Er) ₃ Al ₅ O ₁₂)
Нагрев до ~870°С (охлаждение на воздухе)	21.61 Ві ₂ О ₃ –55.44 В ₂ О ₃ –22.95 ВаО	0.59
Нагрев до ~965°С (охлаждение на воздухе)	21.24 Ві ₂ О ₃ –55.26 В ₂ О ₃ –23.50 ВаО	0.58
Нагрев до ~1150°С (выдержка 30 мин, охлаждение в печи со скоростью 5 К/мин)	9.81 Ві ₂ О ₃ –53.39 В ₂ О ₃ –36.80 ВаО	0.65

Примечание. Неопределенность результатов анализа 0.01 ($P = 0.95$).

формирования стеклокристалла непосредственно в процессе лазерного спекания. Методами ДСК и РФА контролировались температурные режимы формирования фаз граната и бората иттрия. Химико-аналитический контроль образцов стеклокерамики, полученных лазерным спеканием, проводился методом АЭС-ИСП. Методом сканирующей электронной спектроскопии исследована морфология исходной ультрадисперсной шихты и синтезированной стеклокерамики.

Разработанная методика, включающая вариабельный по составу и морфологии оригинальный синтез ультрадисперсной многокомпонентной шихты и отработанную технологию ее лазерного спекания, перспективна для изготовления микрооптических элементов и планарных устройств фотоники с заданными люминесцентными характеристиками.

ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Российского научного фонда № 20–73–10110, <https://rscf.ru/en/project/20–73–10110/>.

КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Плехович А.Д., Ростокина Е.Е., Комшина М.Е., Балуева К.В., Игнатова К.Ф., Кутьин А.М. Калорические и волюметрические свойства стеклообразующей системы $\text{Bi}_2\text{O}_3\text{--B}_2\text{O}_3\text{--BaO}$ для оптических применений // Неорг. материалы. 2022. Т. 58. № 7. С. 763–770. <https://doi.org/10.31857/S0002337X22060094>
2. Chaim R., Kalina M., Shen J.Z. Transparent Yttrium Aluminum Garnet (YAG) Ceramics by Spark Plasma Sintering // J. Eur. Ceram. Soc. 2007. V. 27. P. 3331–3337. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2007.02.193>
3. Xia Li Fabrication of Transparent Yttrium Aluminum Garnet Ceramic // J. Phys.: Conf. Ser. 2009. V. 152. P. 012079. <https://doi.org/10.1088/1742–6596/152/1/012079>
4. Lin J., Lin P., Ao R., Xing L., Lin T., He P., Li J., Yang W. Microstructure Evolution and Mechanical Properties of YAG/YAG Joint Using Bismuth-Borate Glass // J. Eur. Ceram. Soc. 2021. V. 41. P. 2847–2854. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2020.12.002>
5. Lu B., Gai K., Wang Q., Zhao T. Continuous Yttrium Aluminum Garnet Ceramic Fiber with High Tensile Strength by Melt-Spinning from Polymer Precursor // Ceram. Int. 2023. V. 49. P. 32318–32323. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ceramint.2023.07.098>
6. Пайгин В.Д., Степанов С.А., Валиев Д.Т., Двилис Э.С., Хасанов О.Л., Ваганов В.А., Алишин Т.Р., Калашников М.П., Илела А.Э. Люминесцентная керамика на основе иттрий-алюминиевого граната, полученная традиционным спеканием в воздушной атмосфере // Российские нанотехнологии. 2019. Т. 14. № 3–4. С. 26–31. <https://doi.org/10.21517/1992–7223–2019–3–4–26–31>
7. Kaminskii A., Becker P., Bohaty L., Ueda Ken-ichi, Takaichi K., Hanuza J., Maczka M., Eichler H., Gad M.A Gad. Monoclinic Bismuth Triborate BiB_3O_6 – a New Efficient $\chi(2)+\chi(3)$ – Nonlinear Crystal Multiple Stimulated Raman Scattering and Selfsum – Frequency Lasing Effects // Opt. Commun. 2002. V. 206. P. 179–191. [https://doi.org/10.1016/S0030–4018\(02\)01386-X](https://doi.org/10.1016/S0030–4018(02)01386-X)
8. Hellwig H., Liebertz J., Bohaty L. Exceptional Large Nonlinear Optical Coefficients in the Monoclinic Bismuth Borate BiB_3O_6 (BIBO) // Solid State Commun. 1999. V. 109. P. 249–251. [https://doi.org/10.1016/S0038–1098\(98\)00538–9](https://doi.org/10.1016/S0038–1098(98)00538–9)
9. Becker P. Thermal and Optical Properties of Glasses of the System $\text{Bi}_2\text{O}_3\text{--B}_2\text{O}_3$ // Cryst. Res. Technol. 2003. V. 38. № 1. P. 74–82. <https://doi.org/10.1002/crat.200310009>
10. Effendy N., Zaid M.H.M., Sidek H.A.A., Halimah M.K., Shabdin M.K., Yusof K.A., Mayzan M.Z.H. The Elastic, Mechanical and Optical Properties of Bismuth Modified Borate Glass: Experimental and Artificial Neural Network Simulation // Opt. Mater. 2022. V. 126. P. 112170. <https://doi.org/10.1016/j.optmat.2022.112170>
11. Chizhikov A.P., Bazhin P.M., Stolin A.M. Features of the Structure and Phase Composition of Materials Based on Aluminum Oxide and Chromium Borides Obtained under Conditions

- of SHS and Free SHS Compression // *Lett. Mater.* 2020. V. 10. P. 135–140. <https://doi.org/10.22226/2410-3535-2020-2-135-140>
12. *Chen P., Li Y., Yin B., Li S., Jia W., Lao D., Wang H., Liu J.* New Design of Bismuth Borate Ceramic/Epoxy Composites with Excellent Fracture Toughness and Radiation Shielding Capabilities // *Mater. Today Commun.* 2023. V. 35. P. 106102. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2023.106102>
 13. *El-Khayatt A.M., Saudi H.A.* Recycling of Waste Porcelain into Newly Developed Bismo-Borate Glass Admixture with Gd^{3+} Ions for Nuclear Radiation Protection Uses: An Experimental and Theoretical Study // *Radiat. Phys. Chem.* 2023. V. 203. P. 110612. <https://doi.org/10.1016/j.radphyschem.2022.110612>
 14. *Степаненко С.А.* Фотонный компьютер: структура и алгоритмы, оценки параметров // *Фотоника.* 2017. № 7. С. 67. <https://doi.org/10.22184/1993-7296.2017.67.7.72.83>
 15. *Цилькер Б.Я., Орлов С.А.* Организация ЭВМ и систем. СПб: ПИТЕР, 2015.
 16. *Полужтков А.О.* Оптический логический элемент: Патент РФ № 20751061 от 10.03.1997.
 17. *Kumar A.* Implementation of All-Optical NAND Logic Gate and Halfadder Using the Micro-Ring Resonator Structures // *Opt. Quantum Electron.* 2016. V. 48. № 477. <https://doi.org/10.1007/s11082-016-0747-z>
 18. *Кузнецова О.В., Сперанский В.С.* Решение задач обработки оптических сигналов без опто-электронного преобразования // *T-Comm.* 2012. № 8. С. 35–39.
 19. *Foldvari I., Beregi E., Munoz A., Sosa R., Horvath V.* The Energy Levels of Er^{3+} Ion in Yttrium Aluminum Borate (YAB) Single Crystals // *Opt. Mater.* 2002. № 19. P. 241–244. [https://doi.org/10.1016/S0925-3467\(01\)00185-9](https://doi.org/10.1016/S0925-3467(01)00185-9)
 20. *Jiang H., Wang J., Hu X., Liu H., Liu X.Y.* Optical Transition Properties of Er^{3+} Ions in $YAl_3(BO_3)_4$ Crystal // *Chem. Phys. Lett.* 2002. № 365. P. 279. [https://doi.org/10.1016/S0009-2614\(02\)01479-3](https://doi.org/10.1016/S0009-2614(02)01479-3)
 21. *Dammak M.* Crystal-field Analysis of Er^{3+} Ions in Yttrium Aluminium Borate (YAB) Single Crystals // *J. Alloys Compd.* 2005. № 393. P. 51–56. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2004.10.006>
 22. *You W., Lin Y., Chen Y., Luo Z., Huang Y.* Growth and Spectroscopic Properties of Er^{3+} Single Doped and Er^{3+} – Yb^{3+} Co-Doped $YAl_3(BO_3)_4$ Crystals // *J. Cryst. Growth.* 2004. № 270. P. 481–485. <https://doi.org/10.1016/j.jcrysgro.2004.07.005>
 23. *Manjeet, Ravina, Amit, Poria K., Deopa N., Kumar A., Chahal R.P.* Optimization of Dysprosium Ions Doped Borate Glasses for Photoluminescence Applications // *Mater. Lett.: X.* 2023. V. 19. P. 100208. <https://doi.org/10.1016/j.mlblux.2023.100208>
 24. *Bao W., Yu X., Wang T., Zhang H., Su C.* Tb^{3+}/Eu^{3+} Co-Doped Al_2O_3 – B_2O_3 – SrO Glass Ceramics: Preparation, Structure and Luminescence Properties // *Opt. Mater.* 2021. V. 122. P. 111772. <https://doi.org/10.1016/j.optmat.2021.111772>
 25. *Ma R., Reniers S., Shoji Y., Mizumoto T., Williams K., Jiao Y., van der Tol J.* Integrated Polarization-Independent Optical Isolators and Circulators on an InP Membrane on Silicon Platform // *Optica.* 2021. V. 8. P. 1654–1661. <https://doi.org/10.1364/OPTICA.443097>
 26. *Плехович А.Д., Ростоккина Е.Е., Кутьин А.М., Гавришук Е.М.* Кинетика формирования алюмоиттриевого граната из аморфной фазы гидрозоль разного состава // *Неорган. материалы.* 2022. Т. 58. № 12. С. 1353–1360. <https://doi.org/10.31857/S0002337X22120090>
 27. *Bobkova N.M., Trusova E.E., Zakharevich G.B.* Phase, Glass Formation and the Properties of BaO – Bi_2O_3 – B_2O_3 Glasses // *Glass Ceram.* 2013. № 69. P. 366–369. <https://doi.org/10.1007/s10717-013-9480-2>
 28. *Plekhovich A.D., Kut'in A.M., Rostokina E.E., Komshina M.E., Balueva K.V., Ignatova K.F., Shiryayev V.S.* Controlled Crystallization of BaO – B_2O_3 – Bi_2O_3 Glass in the Temperature Range of a Supercooled Melt in the Presence of Additional Nucleation Centers // *J. Non-Cryst. Solids.* 2022. V. 588. P. 121629. <https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2022.121629>
 29. *Rostokina E.Ye., Plekhovich A.D., Kut'in A.M., Georgiu I.F., Balabanov S.S., Komshina M.E.* Kinetic Effects of Substitution Er^{3+} for Y^{3+} in $(Y_{1-x}Er_x)_3Al_5O_{12}$ Garnet // *J. Eur. Ceram. Soc.* 2021. V. 41. P. 5324–5330. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2021.03.065>
 30. *Bufetova G.A., Kashin V.V., Rusanov S.Ya., Seregin V.F., Tsvetkov V.B.* Measurement of the Refractive Index of an Er^{3+} :YAG Crystal Melt // *J. Appl. Phys.* 2020. V. 127. P. 035104. <https://doi.org/10.1063/1.5128088>

31. *Zelmon D.E., Small D.L., Page R.* Refractive-Index Measurements of Undoped Yttrium Aluminum Garnet from 0.4 to 5.0 μm // *Appl. Opt.* 1998. V. 37. P. 4933–4935. <https://doi.org/10.1364/AO.37.004933>
32. *Peixin Zhong, Genyu Chen, Shaoxiang Cheng, Mingquan L.* Study on the Effect of Laser Pre-Sintering in Laser-Assisted Glass Frit Bonding // *J. Mater. Res. Technol.* 2022. V. 20. P. 2309–2322. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.07.162>
33. *Gao B., Zhao H., Peng L., Sun Z.* A Review of Research Progress in Selective Laser Melting (SLM) // *Micromachines.* 2023. V. 14. P. 57. <https://doi.org/10.3390/mi14010057>
34. *Liu Q., Danlos Y., Song B., Zhang B., Yin S., Liao H.* Effect of High-Temperature Preheating on the Selective Laser Melting of Yttria-Stabilized Zirconia Ceramic // *J. Mater. Process. Technol.* 2015. V. 222. P. 61–74. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2015.02.036>
35. *Protasov C.E., Khmyrov R.S., Grigoriev S.N., Gusarov A.V.* Selective Laser Melting of Fused Silica: Interdependent Heat Transfer and Powder Consolidation // *Int. J. Heat Mass Transfer.* 2017. V. 104. P. 665–674. <https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2016.08.107>