

# ВЫСОКОПРОЗРАЧНАЯ КЕРАМИКА НА ОСНОВЕ $\text{Nd}^{3+}:\text{Y}_2\text{O}_3$

**О** создании лазера с керамической активной средой сообщалось еще в 1973 году [1]. Однако энергетические характеристики такого лазера были сравнительно низкими. Их удалось существенно улучшить благодаря высокопрозрачной  $\text{Nd}^{3+}:\text{YAG}$  керамике [2,3]. Лазер на этом материале практически не уступал лазеру на основе монокристалла YAG. В работе приводятся результаты исследований оптических, люминесцентных и механических характеристик высокопрозрачной керамики из оксида иттрия, активированного неодимом  $\text{Nd}^{3+}:\text{Y}_2\text{O}_3$ , полученной по новой технологии.

## ВВЕДЕНИЕ

Сегодня интенсивно ведутся исследования в области нанотехнологий. Одним из важных направлений на этом пути является создание высокопрозрачной керамики (ВПК) из  $\text{Nd}^{3+}:\text{YAG}$  (иттрий-алюминиевый гранат, активированный неодимом),  $\text{Nd}^{3+}:\text{Y}_2\text{O}_3$  (оксид иттрия, активированный неодимом) и из других оксидов – активных сред твердотельных лазеров. Преимущество лазерной керамики перед монокристаллами – большие размеры, возможность создания многослойных элементов с большей концентрацией активных центров и более низкая цена [2].

Керамическая активная среда, разработанная С. Greskovich с соавторами [1], была улучшена благодаря усилиям А. Ikesue и др. [2,3], использовавшим ВПК на основе  $\text{Nd}^{3+}:\text{YAG}$ , которая по реализуемым на ней характеристикам практически не уступала монокристаллу YAG. Позднее в работах J. Lu и др. [4,5] был развит метод, позволивший синтезировать ВПК больших размеров. На керамическом стержне  $\text{Nd}^{3+}:\text{YAG}$

(1 атом.% неодима) диаметром 8 и длиной 203 мм тогда удалось получить выходную мощность 1,4 кВт, сравнимую с выходной мощностью лазера на монокристалле того же размера. Затем эти подходы были использованы при создании керамических лазеров на основе  $\text{Nd}:\text{Y}_2\text{O}_3$  [6,7],  $\text{Yb}:\text{YAG}$  [8,9],  $\text{Yb}:\text{Y}_3\text{ScAl}_4\text{O}_{12}$  (иттрий-скандий-алюминиевый гранат) [10,11] и др. Очевидно, что развитые в [2,4] технологии синтеза ВПК могут быть применены для получения новых активных элементов твердотельных лазеров.

Основой для создания ВПК являются нанопорошки, получаемые разными методами [12]. Для создания ВПК необходимы слабо агломерированные порошки достаточно сложного состава. Предпочтительными здесь являются лазерно-синтезированные нанопорошки. Используя развитые нами технологии лазерного синтеза нанопорошков [13–16], их магнитоимпульсного компактирования [17], а также вакуумного спекания компактов (отличные от описанных в [2,4]), проведен цикл исследований по созданию ВПК на основе  $\text{Nd}^{3+}:\text{Y}_2\text{O}_3$ . Досто-

**КОЛЛЕКТИВ АВТОРОВ:**

**С.Багаев** – Институт лазерной физики СО РАН, Новосибирск

**В.Осипов, М.Иванов, В.Соломонов, В.Платонов,**

**А.Орлов, А.Расулева** – Институт электрофизики УрО РАН, Екатеринбург, plasma@iep.uran.ru

**С.Ватник, И.Ведин, А.Майоров, Е.Пестряков** – Институт лазерной физики СО РАН, Новосибирск

**А.Шестаков, А.Салков** – НПЦ "ЭЛС-94", Москва, avshest@rol.ru

инства этой керамики подробно изложены в [6,7]. Результаты синтеза и исследования керамики рассмотрены ниже.

**ЛАЗЕРНЫЙ СИНТЕЗ НАНОПОРОШКОВ**

Для производства нанопорошков использовался разработанный в Институте электрофизики УрО РАН импульсно-периодический  $\text{CO}_2$ -лазер [18]. Он позволяет выбирать оптимальный режим испарения мишеней, регулируя основные характеристики выходного излучения. Во время экспериментов длина волны излучения  $\lambda=10,6$  мкм, средняя мощность  $P=600-800$  Вт, пиковая мощность  $P_p=10-11$  кВт, длительность импульса (FWHM)  $\tau_i=250$  мкс, частота следования  $f=500$  Гц, эффективность – 10%, апертура лазерного излучения –  $35 \times 35$  мм.

Лазерное излучение фокусировалось на мишень, которая вращалась и перемещалась горизонтально с помощью автоматического привода. После испарения первого слоя мишень передвигалась в аксиальном направлении так, что фокальное пятно размером  $0,7 \times 0,6$  мм оставалось на ее поверхности. Испаренный материал конденсировался в потоке проходящего газа и направлялся в циклон (там оседали наиболее крупные частицы), а затем в механический фильтр, где накапливался порошок. В качестве газа использовался воздух, очищаемый во входном двухступенчатом фильтре.

Мишени для испарения спекались из коммерческих порошков  $\text{Y}_2\text{O}_3$  и  $\text{Nd}_2\text{O}_3$  чистотой порядка 99,99%. При их испарении были получены нанопорошки оксида иттрия с содержанием оксида неодима  $c_{\text{Nd}}=0;1;3$  моль.%.

Анализ порошка на электронном микроскопе показал слабую агломерацию частиц при наличии трех фракций: первой/основной (93–97 масс.%), состоящей из сферических частиц размером 2–40 нм (средней величины 10 нм); второй, состоящей из частиц размером 0,2–2 мкм (результат выплескивания жидкости из лазерного кратера), и третьей, состоящей из бесформенных частиц размером до 100 мкм ("обломки" лазерного кратера на мишени, образуемые при застывании жидкой ванны кратера) [19]. Седиментация полученного порошка в изопропиловом спирте позволяет выделить части-

цы размером  $<200$  нм, то есть отделить основную фракцию от крупных частиц, но этот процесс сопровождается слабой агломерацией наночастиц.

Рентгеноструктурный анализ на дифрактометре показал, что частицы основной фракции порошка, как и в [20], имеют моноклинную  $\gamma\text{-Y}_2\text{O}_3$  фазу.

**ИЗГОТОВЛЕНИЕ КОМПАКТОВ И СПЕКАНИЕ КЕРАМИКИ**

Изготовление компактов из нанопорошка производилось методами сухого одноосного магнито-импульсного прессования и шликерного литья.

Подробное описание установки и такого метода прессования порошков приведено в [19]. В этой установке порошок (засыпанный в пресс-форму) прессовался при давлении 0,5–1,5 ГПа. После этого порошки превращались в однородные диски-компакты диаметром 15 или 32 мм, толщиной 0,5–2,5 мм и плотностью 2,75–4,0 г/см<sup>3</sup> (50–72% теоретической плотности).

Для устранения органических включений и релаксации остаточных напряжений компакты отжигались на воздухе. При такой процедуре в компактах, полученных из порошков моноклинной фазы, появлялась сеть механических трещин. Поэтому для получения ВПК компакты изготавливались из нанопорошков кубической фазы, перевод в которую осуществлялся термическим методом.

Компакты, полученные из порошков кубической фазы методом шликерного литья, не содержали внутренних напряжений, но имели меньшую плотность, чем компакты, полученные методами сухого прессования (47–50% от теоретической). Компакты из чистого оксида иттрия были белого цвета, а компакты из активированного неодимом оксида иттрия – голубого цвета, интенсивность которого возрастала с ростом содержания неодима.

Параметры спекания широко варьировались: температура  $T_s=1550-2050^\circ\text{C}$ , время  $t_s=1-30$  ч при скорости нарастания температур  $V_T=0,75$  и  $5,0\text{K/мин}$ . Кривая нагрева со скоростью  $V_T=0,75\text{K/мин}$  соответствовала режиму спекания с линейной усадкой образцов с  $c_{\text{Nd}}=3$  моль.%. После спекания все образ-

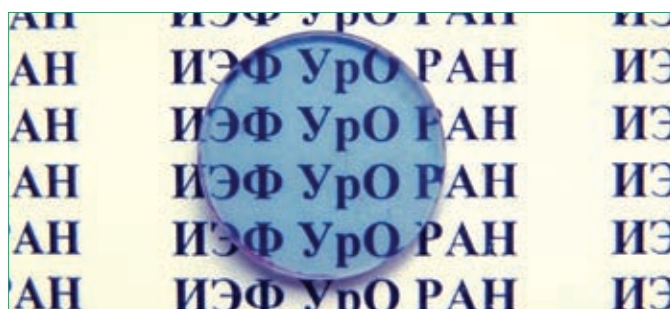


Рис. 1 Фотография керамического образца  $\text{Nd}^{3+}:\text{Y}_2\text{O}_3$  (содержание оксида неодима 1 моль.%)

цы были непрозрачными, но просветлялись после отжига, шлифовки и полировки. Из такой керамики изготавливались плоскопараллельные пластины толщиной 0,5–2,5 мм. На рис.1 приведена фотография оптически прозрачного образца  $\text{Nd}^{3+}:\text{Y}_2\text{O}_3$ .

Рентгеноструктурный анализ на дифрактометре показал, что структура кристаллитов – это твердый раствор неодима в кубическом оксиде иттрия. Измерения показали [21], что постоянная кубической решетки увеличивается с ростом содержания оксида неодима.

## МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КЕРАМИКИ

Плотность керамики при температуре спекания  $T_s \geq 1750^\circ\text{C}$  достигала почти 100% значения от теоретической плотности кристалла  $\text{Y}_2\text{O}_3$  кубической модификации с содержанием оксида неодима 1 моль.%  $\rho_t = 5,043 \text{ г/см}^3$  [22].

Исследования на электронном и оптическом микроскопах показали, что керамика представляет собой плотно упакованные кристаллиты, средние размеры  $d$  которых увеличиваются с ростом температуры и времени спекания:  $d=0,5-1$ ;  $5-10$ ;  $30-50$  и  $100-300$  мкм при  $T_s=1523-1550$ ;  $1670-1750$ ;  $1850-1900$  и  $2050^\circ\text{C}$ , соответственно. Толщина границ между ними не зависит от размера кристаллита, но меняется от 0,98 до 2,5 нм в зависимости от условий спекания [22].

Чем меньше размеры кристаллитов, тем выше механические характеристики керамики. Так, при  $d=0,5-1$  мкм показатель стойкости к образованию трещин  $K_{IC}=4,2 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$ , а микротвердость  $H_v=12,8 \text{ ГПа}$  при нагрузке 0,5 Н. Увеличе-

ние  $d$  от 0,5 до 5 мкм приводит к резкому снижению механических характеристик до значений  $K_{IC}=0,9-1,4 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$  и  $H_v=11,8 \text{ ГПа}$ , которые стабилизируются при размере кристаллитов 5–50 мкм.

## ДЕФЕКТЫ В КЕРАМИКЕ

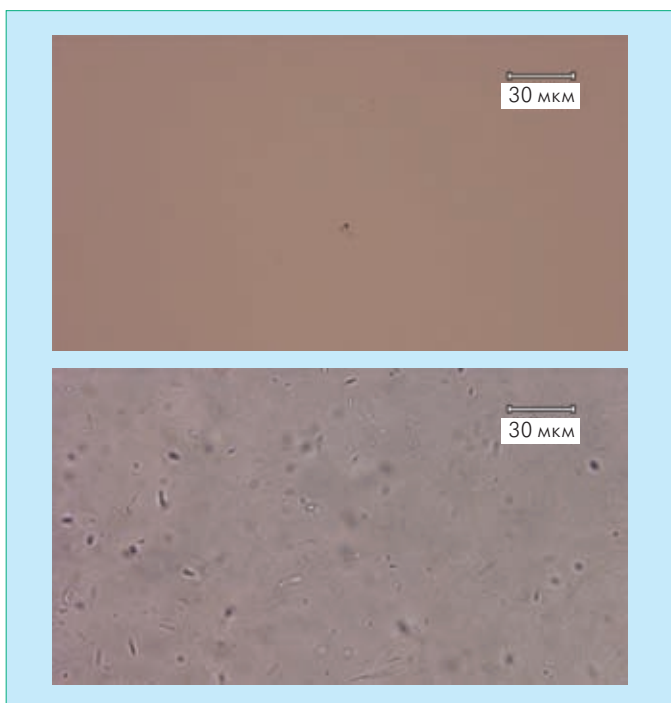
Анализ дефектов в керамике на оптическом микроскопе показал, что существуют три типа дефектов: поры, включения и локальные образования, отличающиеся показателем преломления.

**Поры.** Поры диаметром 0,5–3 мкм расположены обычно на границах кристаллитов. В разных образцах их объемное содержание составляет  $(1-150)\cdot 10^{-4}\%$  в зависимости от режима спекания. Оно заметно снижается с уменьшением скорости нагрева компактов с 5 до 0,75К/мин и с увеличением времени спекания. При прочих равных условиях больше пор в керамике, спеченной из компактов с меньшей начальной плотностью. В лучших по пористости образцах (рис.2а) содержание пор составляет  $\sim 1\cdot 10^{-4}\%$ . В некоторых образцах были участки размером порядка 100 мкм, где наблюдались скопления мелких пор. Эти участки образованы органической пылью (чешуйки или нити), попавшей в образец на стадии подготовки компакта и выгоревшей при спекании.

**Включения.** В образцах, спеченных из порошка, содержащего крупные фракции, независимо от условий образования компактов и спекания, были обнаружены включения величиной 20–50 мкм, равномерно распределенные по объему. Их содержание примерно одинаково для всех образцов и  $< 1\cdot 10^{-3}\%$ . Эти включения образованы в порошке крупными частицами третьей фракции. Отметим, что частицы второй фракции и мелкие ( $< 10$  мкм) частицы третьей фракции не образуют каких-то видимых дефектов.

**Локальные образования,** отличающиеся от окружающего материала показателем преломления, хорошо видны в образцах (в виде пятен и линий, вытянутых вдоль ребер кристаллитов) при съемке в проходящем свете точечного источника (рис.2б). Их количество, форма и размеры зависят от скорости нагрева, температуры и времени спекания. Отметим, что видимые на фотографии размеры этих образований увеличены за счет оптических эффектов (дифракции, интерференции, эффекта Ми и т.п.).

В образцах, полученных при медленном нагреве ( $V_T=0,75\text{К/мин}$ ), такие образования распределены равномерно по объему образца. Повышение температуры спекания приводит к росту кристаллитов и к изменению содержания и геометрии локальных образований. Так, в керамике с размером кристаллитов 3–5 мкм, спеченной при температуре  $1550^\circ\text{C}$  в течение 30 ч, размеры этих образований малы, их концентрация высока, а объемное содержание равно  $(5-10)\cdot 10^{-2}\%$ . Повышение температуры спекания до  $1900^\circ\text{C}$  приводит к росту кристаллитов до 30–50 мкм. Причем часть локаль-



**Рис.2** Фотографии образца керамики с объемным содержанием пор  $1\cdot 10^{-4}\%$ , спеченного в течение 30 ч при  $T_s=1900^\circ\text{C}$ , скорость нагрева  $V_T=0,75 \text{ К/мин}$ : в проходящем свете обычного (а) и диафрагмированного точечного источника света (б)

ных образований вытягиваются вдоль ребер кристаллитов в линии, достигающие 20–30 мкм при ширине <1–2 мкм. Линии могут соединяться между собой, выявляя очертания кристаллитов, но в целом объемное содержание локальных образований снижается примерно на порядок.

В образцах, спеченных при быстром нагреве ( $V_T=5$  К/мин,  $T_s=1850\text{--}1950^\circ\text{C}$  и  $t_s=10\text{--}15$  ч), такой тип локальных образований обычно сосредоточен на небольшой (около 200 мкм) глубине от поверхности образца. В остальном объеме их содержание не превышает  $1\cdot 10^{-3}\%$ .

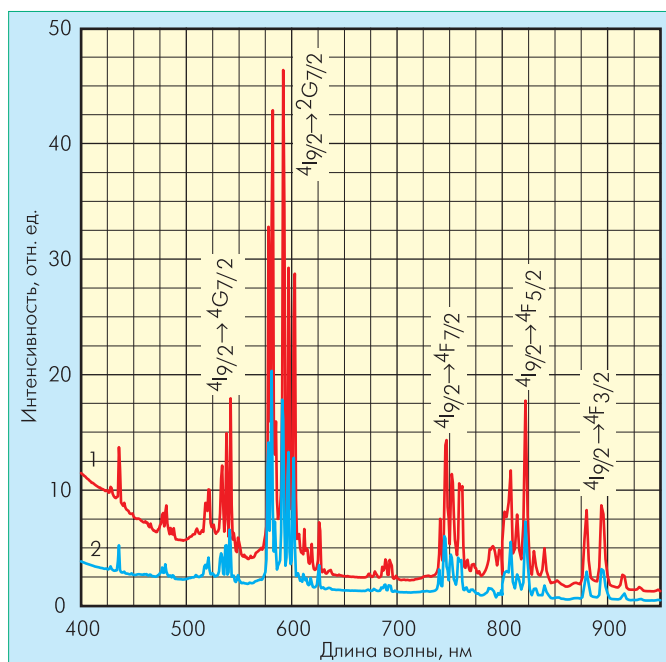
Все образцы керамики можно разделить на два типа в зависимости от скорости нагрева компакта до температуры спекания. Быстрый нагрев приводит к спеканию керамики типа I с относительно высоким содержанием пор (< $150\cdot 10^{-4}\%$ ), но с низким содержанием локальных образований (< $1\cdot 10^{-3}\%$ ). Медленный нагрев приводит к спеканию керамики типа II с низким содержанием пор ( $\sim 1\cdot 10^{-4}\%$ ), но высоким содержанием локальных образований ( $>(5\text{--}10)\cdot 10^{-3}\%$ ).

### ОПТИЧЕСКИЕ И ЛЮМИНЕСЦЕНТНЫЕ СВОЙСТВА КЕРАМИКИ

Спектры поглощения света в диапазоне длин волн 400–1200 нм измерялись системой, основанной на монохроматоре и двух источниках/приемниках излучения в диапазонах 400–800 и 650–1200 нм. Перед измерениями поверхности образцов полировались. Просвечивающий пучок, ограниченный прямоугольной диафрагмой  $4\times 6$  мм<sup>2</sup>, падал перпендикулярно поверхностям образцов толщиной  $h=1\text{--}1,5$  мм. Коэффициент ослабления света керамикой на длине волны  $\lambda=1,07$  мкм  $\alpha_{1,07}$  в разных образцах изменялся от 0,03 до  $2,1$  см<sup>-1</sup>, при этом  $n(\lambda)$  – показатель преломления керамики – составил 1,91 (на той же длине волны) [23].

В спектрах поглощения всех образцов керамики доминируют полосы иона неодима (рис.3). Идентификация их оптических переходов, указанная на рис.3, проводилась на основе расчетных данных расщепления Штарка для энергетических уровней  $\text{Nd}^{3+}$  в кубической решетке  $\text{Y}_2\text{O}_3$ , приведенных в [23]. При одинаковых условиях синтеза керамики спектр поглощения и коэффициент ослабления света  $\alpha_{1,07}$  в разных образцах практически не зависят от объемного содержания пор в диапазоне  $(1\text{--}150)\cdot 10^{-4}\%$ , но существенно зависят от условий прессования и спекания керамики. По структуре спектра поглощения все исследованные образцы керамики тоже делятся на два типа, аналогично приведенному выше делению образцов по скорости нагрева.

К типу I относятся образцы, полученные из сухих компактов, нагреваемых до температуры спекания  $T_s$  с  $V_T=5$  К/мин. Особенность их спектра поглощения (рис.3, кривая 2) – неизменность интенсивностей полос поглощения Nd (при его одинаковом содержании) при изменении  $T_s$  в диапазоне 1800–2050°C. В этих образцах коэффициент  $\alpha_{1,07}$ , как правило, уве-



**Рис.3** Спектры поглощения образцов керамики, спеченной при  $T_s=1900^\circ\text{C}$ : 1 – образец нагревался с  $V_T=0,75$  К/мин, 2 – образец нагревался с  $V_T=5$  К/мин

личивается с уменьшением температуры спекания. К этому типу относятся образцы керамики с  $c_{\text{Nd}}\approx 1$  моль.%, спеченные при  $T_s=2050^\circ\text{C}$ , с наименьшим  $\alpha_{1,07}=0,03$  см<sup>-1</sup>.

К типу II относятся образцы, полученные в тех же условиях, но при меньшей скорости нагрева компактов ( $V_T=0,75$  К/мин) до температуры спекания. Их спектр поглощения (рис.3, кривая 1) отличается от спектров образцов типа I с таким же содержанием Nd тем, что: 1) почти двукратно возрастает интенсивность всех полос поглощения Nd, 2) перераспределяются интенсивности штарковских компонент полос поглощения, особенно на переходах  $4I_{9/2}\rightarrow 2G_{7/2}$ , 3) усиливается сплошное поглощение, особенно в области  $\lambda\leq 600$  нм.

Отметим, что такое деление образцов достаточно условно, так как в спектрах поглощения ряда образцов (полученных, например, шликерным литьем) есть признаки спектров обоих типов.

Усиление полос поглощения иона Nd в видимой области в образцах типа II однозначно указывает на то, что в них часть ионов Nd занимают позиции с более низкой (по сравнению с

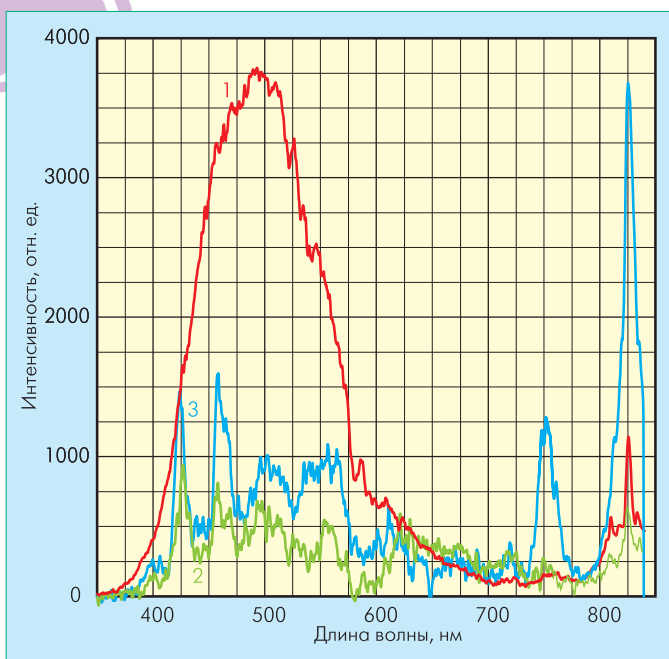


Рис. 4 Спектры импульсной катодолюминесценции образцов керамики I-го (1) и II-го (2) типов и нанопорошка моноклинной структуры (3)

кубической) симметрией кристаллического поля. В этих позициях возрастает вероятность  $f-f$  переходов [23,24]. Это означает, что в образцах типа II возможно присутствие дополнительной кристаллической фазы, которая и видна на рис.2б в виде участков с отличающимся от окружающего материала показателем преломления.

Для подтверждения присутствия этой фазы проводились люминесцентные исследования в видимой области спектра, где хорошо возбуждается импульсная катодолюминесценция [25]. Перед исследованием образцы керамики не обрабатывались. Затем они облучались на воздухе при комнатной температуре электронным пучком длительностью  $t_e=1,5$  нс при плотности тока  $j_e=60$  А/см<sup>2</sup> и средней энергии электронов  $E_0=130-150$  кэВ. Толщина люминесцирующего слоя керамики составляла около 1,5 мм. Интегральный по времени свечения спектр в диапазоне 350–850 нм регистрировался многоканальным фотоприемником в одном кадре и усреднялся по 64 кадрам.

Люминесценция также дает два типа спектра (рис.4). В образцах типа I доминирует широкая полоса излучения при  $\lambda=485$  нм собственного центра [26] и резонансная полоса Nd в кубической  $\alpha$ -Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> решетке (рис.4, кривая 1). В спектре люминесценции образцов типа II (рис.4, кривая 2), как и в порошке моноклинной структуры (рис.4, кривая 3), доминируют полосы люминесценции иона Nd<sup>3+</sup>, расположенного в моноклинной  $\gamma$ -Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> решетке. Из них наиболее характерными являются полосы при  $\lambda=425-426$  и  $\lambda=457-458$  нм, излучаемые, с наибольшей вероятностью, на переходах  ${}^2P_{3/2} \rightarrow {}^4I_{11/2,13/2}$ . Это дает основание предположить, что дополнительная фаза может быть моноклинной  $\gamma$ -Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> фазой, которая с разным содержанием присутствует практически во всех образцах керамики.

### ГЕНЕРАЦИЯ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ

Лазерная генерация исследовалась на керамике с содержанием Nd 1 моль.%, спеченной в разных условиях. Керамика полировалась, устанавливалась в оптический резонатор под углом Брюстера между ее плоскостями и оптической осью резонатора. Активная длина керамики составляла 0,6–1,1 мм. Образцы накачивались сфокусированными в пятно  $\varnothing 200$  мкм световыми импульсами с  $\lambda=806$  нм длительностью 1 мс, скважностью 12 и мощностью от 0,1 до 5,5 Вт.

Непрерывная генерация была получена в образце типа I толщиной 1,1 мм с коэффициентом ослабления  $\alpha_{1,07}=0,03$  см<sup>-1</sup>. Он был спечен при  $T_s=2050^\circ\text{C}$ . Накачка проводилась тремя 2-Вт лазерными диодами (ЛД), включенными параллельно. Длина волны ЛД подстраивалась (в области 806 нм) изменением их температуры до достижения максимального поглощения накачки керамикой (около 20%). Поверхности образца полировались по I классу чистоты, и на них наносилось просветляющее покрытие для длины волны 1,08 мкм с отражением не более 0,2%.

Для исследований характеристик генерации керамики был собран короткий резонатор. Схема эксперимента приведена на рис.5. Глухим зеркалом служило диэлектрическое покрытие (с коэффициентом отражения 99,9% на длине волны 1,0786 мкм и пропусканием 97% на длине волны накачки), нанесенное на одну плоскую поверхность керамического образца HR.

Вогнутое зеркало с радиусом кривизны 80 мм и коэффициентом отражения 97% на длине волны генерации служило выходным зеркалом резонатора, физическая длина которого составляла 1,6 мм. Излучение накачки фокусировалось на зеркальную поверхность образца линзой Л в пятно диаметром 150 мкм, соответствующем размеру TEM<sub>00</sub> моды резонатора. Сканирование пятна накачки по образцу осуществлялось перемещением линзы Л в горизонтальной и вертикаль-

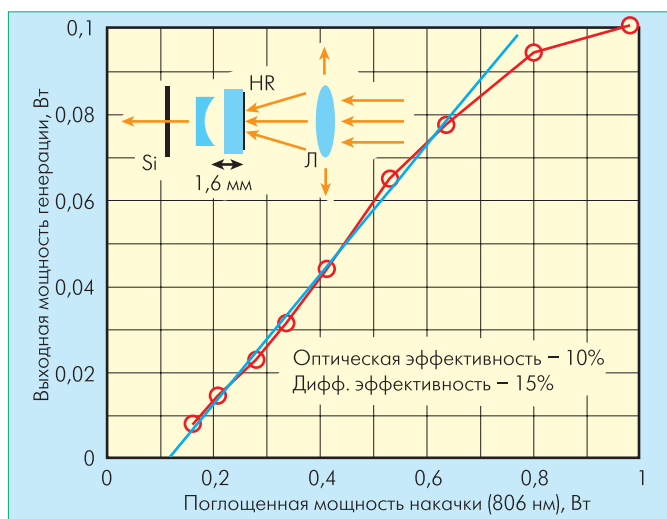


Рис.5 Зависимость выходной мощности генерации образца керамики от мощности накачки (голубая прямая – линейная аппроксимация). На вставке приведена схема эксперимента

ной плоскостях. При этом резонатор одновременно настраивался на максимум выходной мощности генерации.

Результат эксперимента показан на рис.5 (голубая прямая линейно аппроксимирует экспериментальные данные для мощностей накачки 0,1–0,6 Вт). Нелинейность при большой мощности накачки, видимо, связана с термооптическими искажениями (термостабилизация образца не проводилась). Согласно полученным результатам, дифференциальная эффективность генерации на длине волны 1,0786 мкм составляла 15%, оптическая эффективность – 10%.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Разработана технология синтеза ВПК из оксида иттрия, легированного Nd, для активных элементов твердотельных лазеров, включающая: лазерный синтез нанопорошков, сухое изготовление компактов путем магнито-импульсного пресования и их спекание в вакуумных печах.

Используя эту технологию, были синтезированы образцы ВПК типа  $Nd^{3+}:Y_2O_3$  с показателем стойкости к трещинам  $K_{IC}=0,9-1,4$  МПа·м<sup>1/2</sup>, микротвердостью  $H_v=11,8$  ГПа, пористостью  $(1-150) \cdot 10^{-4}\%$  и коэффициентом ослабления  $\alpha_{1,07}=0,03-2,1$  см<sup>-1</sup> на длине волны 1,07 мкм.

Показано, что наиболее существенное влияние на прозрачность керамики оказывают локальные образования, сосредоточенные вдоль ребер и в точках стыка кристаллитов и отличающиеся фазовым составом от основного материала  $Nd^{3+}:Y_2O_3$ . Их содержание в керамике уменьшается по мере увеличения скорости нагрева, температуры и времени спекания образцов.

В образце синтезированной керамики с  $\alpha_{1,07}=0,03$  см<sup>-1</sup> получена непрерывная генерация на длине волны 1,0786 мкм с дифференциальной эффективностью 15 %.

## ЛИТЕРАТУРА

1. **Greskovich C., Chernoch J.P.** – J. Appl. Phys., 1973, v.44, n.10, p.4599–4606.
2. **Ikesue A.** et al. – J. Am. Ceram. Soc., 1995, v.78, n.1, p.1033–1040.
3. **Ikesue A.** et al. – J. Am. Ceram. Soc., 1995, v.78, n.4, p.225–228.
4. **Lu J.** et al. – Jpn. J. Appl. Phys., 2000, v.39, pt.2, p.1048–1050.
5. **Lu J.** et al. – J. Alloys Compounds, 2002, v.341, n.1–2, p.220–225.
6. **Lu J.** et al. – Jpn. J. Appl. Phys., 2001, v.40, p.1277–1279.
7. **Kunar G.A.** et al. – IEEE J. Quant. Electr., 2006, v.42, n.7, p.643–650.
8. **Taira T., Tulloch W.M., Byer R.L.** – Appl. Opt., 1997, v.36, n.9, p.1867–1874.
9. **Dong J.** et al. – Appl. Phys. Lett., 2006, v.89, n.9, p.091114-1–091114-3.
10. **Saikawa J.** et al. – Appl. Phys. Lett., 2004, v.85, n.11, p.1898–1900.
11. **Saikawa J.** et al. – Conf. CLEO/IQEG, San-Francisco, 2004, CTu-T6.

12. **Гусев А.И., Ремпель А.А.** Нанокристаллические материалы. – М.: Физматлит, 2000. – 222с.
13. **Осипов В.В.** и др. – Известия РАН. Сер. физическая, 1999, т.63, №10, с.1968–1971.
14. **Котов Ю.А.** и др. – ЖТФ, 2002, т.72, вып.11, с.76–82.
15. **Котов Ю.А.** и др. – ЖТФ, 2004, т.74, вып.3, с.72–77.
16. **Osipov V.V.** et al. – Laser Phys., 2006, v.16, n.1, p.116–125.
17. **Иванов В.В.** и др. – Материаловедение, 1997, №5, с.49–55.
18. **Осипов В.В.** и др. – Квантовая электроника, 2002, т.32, №3, с.253–259.
19. **Osipov V.V.** et al. – Intern. Conf. on Advanced Laser Technologies – ALT,06, Brasov, Romania, 2006, p.19.
20. **Skandan G.** et al. – Nanostructured Materials, 1992, v.1, p.313–322.
21. **Kaigorodov A.S.** et al. – J. European Ceram. Soc., 2007, v.27, p.1165–1169.
22. **Барabanenков Ю.Н.** и др. – ЖЭТФ, 2006, т.129, №1, с.131.
23. **Каминский А.А.** Лазерные кристаллы. – М.: Наука, 1975, 256с.
24. **Свиридов Д.Т., Свиридова Р.К., Смирнов Ю.Ф.** Оптические спектры ионов переходных металлов в кристаллах. – М.: Наука, 1976, 266с.
25. **Solomonov V.I.** et al. – Laser Physics, 2006, v.16, n.1, p.126–129.
26. **Bordun O.M.** – J. Appl. Spectroscopy, 2001, v.68, n.2, p.304–307.