

АКТИВНЫЕ СРЕДЫ

Синтез и исследование $\text{Fe}^{2+}:\text{MgAl}_2\text{O}_4$ -керамики для активных элементов твердотельных лазеров

В.В.Осипов, В.А.Шитов, К.Е.Лукьяшин, В.В.Платонов, В.И.Соломонов, А.С.Корсаков, А.И.Медведев

Приведены результаты начальных исследований по изготовлению высокопрозрачной $\text{Fe}^{2+}:\text{MgAl}_2\text{O}_4$ -керамики из нанопорошков, синтезированных в лазерном факеле. Впервые при низкой температуре (1300 °С) и малом времени (1 ч) спекания создана $\text{Fe}^{2+}:\text{MgAl}_2\text{O}_4$ -керамика, высокопрозрачная в среднем ИК диапазоне спектра. Установлено, что с ростом содержания оксида железа от 0.1 до 5 мас.% концентрация ионов Fe^{3+} в образцах уменьшается вплоть до нуля. Показано, что образцы $\text{Fe}^{2+}:\text{MgAl}_2\text{O}_4$ -керамики содержат вторую фазу $(\text{MgO})_{0.91}(\text{FeO})_{0.09}$ с содержанием в единицы процентов; это вызывает существенное уменьшение коэффициента пропускания T в видимом диапазоне. В то же время с увеличением длины волны λ коэффициент T возрастает из-за ослабления рэлеевского рассеяния и практически достигает теоретического значения 85.6% для $\lambda = 4$ мкм. Определено сечение поглощения σ для ионов Fe^{2+} на $\lambda = 2$ мкм, равное $(1.66 \pm 0.14) \times 10^{-20}$ см².

Ключевые слова: керамика, иттель, железо, средний ИК диапазон.

1. Введение

В настоящее время для генерации излучения среднего ИК диапазона используются лазеры на переходах редкоземельных ионов: Er^{3+} (с длиной волны $\lambda = 1.6$ мкм), Tm^{3+} ($\lambda = 1.9$ мкм), Ho^{3+} ($\lambda = 2.9$ мкм). Однако в последние годы повышенное внимание привлекают более длинноволновые лазеры на ионах переходных металлов Cr^{2+} и Fe^{2+} в матрицах из различных поли- и монокристаллов, в основном из ZnSe и ZnS [1–10]. Это связано с их многочисленными применениями: для мониторинга окружающей среды, обнаружения удаленных атмосферных образований, создания трековых газоанализаторов, оптической связи, неинвазивной медицины и ряда военных приложений. Следствием этого стало достаточно интенсивное развитие Cr^{2+} -лазеров, средняя мощность которых достигла 140 Вт [11], а энергия в импульсе – 1.1 Дж [12]. Для Fe^{2+} -лазеров на сегодняшний день максимальная средняя мощность составляет 20 Вт, а энергия в импульсе – 10.6 и 7.5 Дж при охлаждении жидким азотом и элементом Пельтье соответственно [8]. Из-за сравнительно малого времени жизни верхнего лазерного уровня указанные результаты получены при криогенных температурах. Достаточно подробный анализ исследований в данной области выполнен в работе [13].

В.В.Осипов, В.А.Шитов, К.Е.Лукьяшин, В.В.Платонов. Институт электрофизики УрО РАН, Россия, 620016 Екатеринбург, ул. Амурдсена, 106; e-mail: osipov@ier.uran.ru

В.И.Соломонов, А.И.Медведев. Институт электрофизики УрО РАН, Россия, 620016 Екатеринбург, ул. Амурдсена, 106; Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н.Ельцина, Россия, 620002 Екатеринбург, ул. Мира, 19

А.С.Корсаков. Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н.Ельцина, Россия, 620002 Екатеринбург, ул. Мира, 19

Поступила в редакцию 2 сентября 2018 г., после доработки – 9 октября 2018 г.

Следует также отметить исследования, направленные на создание Fe^{2+} -лазеров, способных генерировать при комнатной температуре. Для их реализации необходимо, чтобы длительность импульса накачки была меньше времени жизни верхнего лазерного уровня, т.е. в матрице из ZnS она должна быть меньше 50 нс, а в ZnSe – меньше 380 нс [13]. Это удалось реализовать при использовании для накачки излучения импульсного НФ-лазера [14–17]. Пиковая мощность накачки в импульсном режиме существенно выше, чем в непрерывном. И в этом случае появляются ограничения максимальной мощности накачки, обусловленные возникновением усиленного спонтанного шума вблизи поверхности активного элемента, где концентрация ионов Fe^{2+} максимальна.

Последний недостаток связан с трудностями активирования указанных матриц ионами железа, которое осуществляют путем термодиффузии. Например, в работах [5, 6] на поверхности образцов поликристаллов из ZnS и ZnSe ионным пучком наносили пленку железа толщиной ~1 мкм, затем при высокой (800 °С–1250 °С) температуре в вакууме, а в работе [18] под давлением 100 МПа, внедряли ионы железа в образец на глубину ~0.5 мм. При этом концентрация ионов на поверхности могла достигать 10^{19} см⁻³. В результате при импульсной накачке для предотвращения развития паразитной генерации в условиях работы [19] диаметр пучка излучения накачки не превышал 4 мм. Однако при диффузионной сварке двух допированных железом образцов толщину активного слоя удалось увеличить, что привело к существенному увеличению предельного диаметра накачиваемой области [19]. Таким образом, основные трудности, имеющие место при создании лазеров на ионах переходных металлов Cr^{2+} и Fe^{2+} , обусловлены малым временем жизни верхнего лазерного уровня при комнатной температуре и сложностью допирования указанных выше матриц этими ионами.

Одним из вариантов решения данной задачи является использование в качестве матрицы высокопрозрачной MgAl_2O_4 -керамики. В этом случае согласно данным, по-

лученным для монокристалла [20], время жизни верхнего лазерного уровня 5T_2 иона Fe^{2+} увеличится более чем на порядок по сравнению с временем жизни в матрице $ZnSe:Fe^{2+}$ [18], а синтез матрицы с применением технологии, развитой для приготовления лазерных керамик [21], позволит снять ограничения на их активный объем. Такой подход ранее уже использовался при приготовлении высокопрозрачной $Co^{2+}:MgAl_2O_4$ -керамики для формирования насыщающихся поглотителей в лазерах среднего ИК диапазона. Однако при создании данных сред встречается ряд трудностей.

Одна из трудностей приготовления $Fe^{2+}:MgAl_2O_4$ -керамики связана с ускоренным уходом атомов магния из спекаемых образцов вследствие высокого давления его насыщенных паров, что усложняет выбор состава компакта перед спеканием. Для снижения скорости этого процесса спекание высокопрозрачной шпинели ведется, как правило, под давлением с использованием искрового плазменного спекания [22] либо горячего изостатического прессования [23]. Нам не известны работы по получению высокопрозрачной $Fe^{2+}:MgAl_2O_4$ -шпинели, но нельзя исключать, что еще одной трудностью будет ее допирование ионами железа.

Для того чтобы преодолеть эти трудности, предлагается использовать для приготовления $Fe^{2+}:MgAl_2O_4$ нанопорошки, синтезированные в лазерном факеле. В этом случае смешивание радикалов, образующихся после испарения мишени лазерным излучением, происходит при температуре, близкой к температуре кипения материалов, а конденсация паров в наночастицы – при температуре, близкой к температуре плавления. Как было показано ранее [24], высокая температура и быстрое (за время менее 100 мкс) охлаждение определяют высокую однородность состава в объеме наночастицы. Кроме того, малые размеры наночастиц и их узкое распределение по размерам позволяют снизить температуру спекания и, следовательно, уменьшить уход магния из образцов в этом процессе.

Таким образом, целью настоящей работы является исследование возможности создания нового активного керамического элемента $Fe^{2+}:MgAl_2O_4$ для ИК лазера и изучение его характеристик.

2. Объекты исследования

Приготовление нанопорошков $Fe^{2+}:MgAl_2O_4$ проводилось путем лазерной абляции мишени из грубых порошков Fe_2O_3 , MgO и Al_2O_3 с чистотой 99.99% (ООО «ЛАНХИТ», Москва). Для приготовления мишеней указанные порошки требуемого содержания смешивались в барабанном смесителе с наклонной осью вращения в течение 48 ч. Затем смесь одноосно статически прессовалась в диски с диаметром 65 мм и толщиной 15–20 мм. Под действием излучения CO_2 -лазера с энергией импульса ~ 1 Дж, длительностью на полувысоте ~ 300 мкс и частотой следования импульсов 500 Гц мишень испарялась в потоке атмосферного газа. Конденсирующиеся пары направлялись сначала в циклон, где из потока удалялись наиболее крупные частицы, а затем в рукавный фильтр, в котором большая часть оставшихся наночастиц осаждалась в воздушной атмосфере. Для равномерного износа мишень вращалась и перемещалась как в горизонтальном, так и в вертикальном направлении. Производительность получения нанопорошка составляла 19–21 г/ч.

Для приготовления $Fe^{2+}:MgAl_2O_4$ -керамик были изготовлены нанопорошки с содержанием оксида железа (Fe_3O_4), равным 0,1, 1 и 5 мас.%.

Компактирование нанопорошков в диски с диаметром 14,4 мм и толщиной 2–2,5 мм проводилось методом одноосного статического прессования давлением в диапазоне 50–300 МПа или комбинацией одноосного статического ($p = 16,6$ МПа) и холодного изостатического прессования давлением в диапазоне 50–200 МПа. Независимо от выбора метода плотность компактов определялась только давлением прессования и изменялась в диапазоне 1,52–1,93 г/см³, что соответствовало 41%–52% от теоретического значения плотности шпинели (3,72 г/см³).

Спекание компактов осуществлялось при температуре 1300°C–1500°C, скорость увеличения температуры составляла 5 К/мин, скорость остывания – 20 К/мин, время выдержки было равно 1 ч. Следует отметить, что керамики, приготовленные из компактов, полученных одноосным статическим прессованием нанопорошка давлением более 100 МПа, имели единичные радиальные трещины, тогда как керамики, изготовленные из компактов с использованием изостатического обжигания, были абсолютно целыми. В случае применения для компактирования нанопорошков, предварительно отожженных в атмосферной печи при температуре 800°C–1000°C, целостность образцов сохранялась вплоть до давления 250 МПа.

Морфологические особенности синтезированного нанопорошка исследовались с помощью просвечивающего электронного микроскопа JEOL JEM 2100 (JEOL Ltd., Япония). Изучение фазового состава нанопорошков и керамик проводилось с использованием рентгеновского дифрактометра D8 Discover GADDS (Bruker AXS, Германия). Обработка результатов выполнялась с помощью программы TOPAS 3 с ритвельдовским алгоритмом уточнения структурных параметров.

Измерения спектров пропускания керамик проводились при комнатной температуре в два этапа. Вначале с помощью спектрофотометра Shimadzu UV-1700 (Shimadzu Corp., Япония) измерялся коэффициент пропускания в диапазоне 200–1100 нм. Спектры пропускания образцов в длинноволновом диапазоне регистрировались с помощью ИК фурье-спектрометра IRPrestige-21 (Shimadzu Corp., Япония). Диапазон работы спектрометра составлял 1,28–28,5 мкм при использовании делительной пластинки из KBr, разрешение было равно 4 см⁻¹, число сканирований фона и образцов – 20. Применялись детектор DLATGS (дейтерированный триглицинсульфат, легированный L-аланином) и глобар в качестве источника ИК излучения. Спектр импульсной катодоллюминесценции образцов наблюдался с помощью установки КЛАВИ [25]. Катодоллюминесценция возбуждалась электронным пучком длительностью 2 нс с энергией электронов 150 кэВ и плотностью тока 60 А/см².

3. Результаты и их обсуждение

На рис.1,а показана фотография наночастиц Fe_3O_4 (1 мас.%) $MgAl_2O_4$ из рукавного фильтра, полученная с помощью просвечивающего микроскопа. Видно, что частицы слабо агломерированы и имеют сферическую форму. Распределение частиц по размерам (рис.1,б), построенное на основе подобных фотографий, оказалось близким к нормально-логарифмическому со среднеарифметическим размером частиц 18,4 нм.

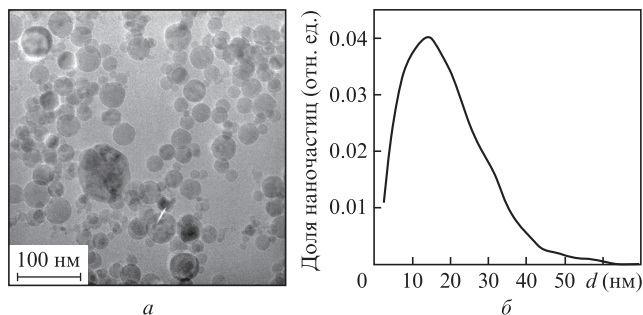


Рис.1. Фотография наночастиц Fe₃O₄ (1 мас.%):MgAl₂O₄ (а) и их распределение по размерам *d* (б).

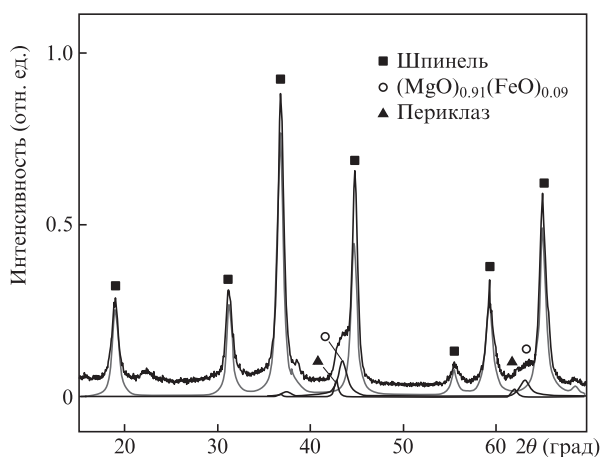


Рис.2. Дифрактограмма нанопорошка Fe₃O₄ (1 мас.%):MgAl₂O₄.

Дифрактограмма нанопорошка Fe₃O₄ (1 мас.%):MgAl₂O₄ представлена на рис.2, а результаты ее обработки приведены в табл.1 (ОКР – область когерентного рассеяния). Они показывают, что синтезированный порошок состоит из нескольких фаз. Основная фаза – шпинель (MgAl₂O₄) – имеет кубическую структуру с пространственной группой симметрии Fd3m. Дополнительная фаза (MgO)_{0.91}(FeO)_{0.09} имеет кубическую структуру с пространственной группой симметрии Fm3m, ее содержание составляет 10 мас.%. Также присутствует небольшое количество MgO (периклаз).

Наибольшее удивление вызывает появление в нанопорошке второй фазы (MgO)_{0.91}(FeO)_{0.09} с большим содержанием, превышающим содержание периклаза. Изменению содержания этих фаз при спекании будет уделено повышенное внимание в ходе экспериментов.

На рис.3 приведены фотографии керамических образцов алюмомагниевого шпинели с различным содержанием железа, синтезированных в вакууме при температуре 1300 °С в течение 1 ч. Образцы полированы, имеют толщину 1.8 мм, их цвет зависит от содержания железа и по мере его увеличения меняется от бесцветного до темно-бурого.

Табл.1. Результаты рентгенофазового анализа нанопорошка Fe₃O₄ (1 мас.%):MgAl₂O₄.

Фазовый состав	Содержание (%)	ОКР (нм)	Период решетки (Å)
Шпинель	88 ± 2	12 ± 2	8.084 ± 0.005
(MgO) _{0.91} (FeO) _{0.09}	10 ± 2	~7	4.149 ± 0.004
MgO	~2	~32	4.205 ± 0.004

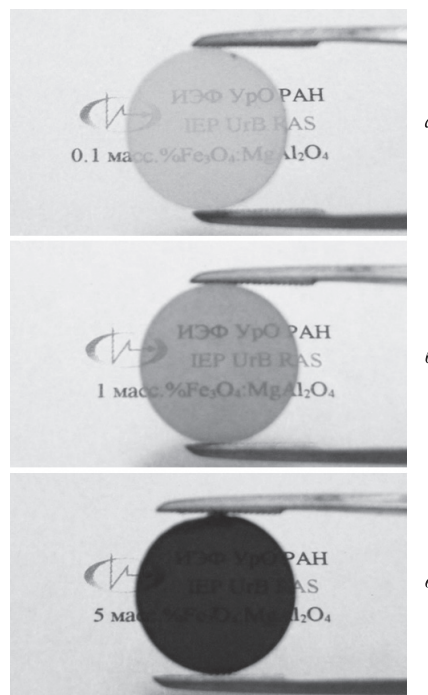


Рис.3. Фотографии образцов шпинели Fe₃O₄ (0.1 мас.%):MgAl₂O₄ (а), Fe₃O₄ (1 мас.%):MgAl₂O₄ (б) и Fe₃O₄ (5 мас.%):MgAl₂O₄ (в).

Однако при рассмотрении керамик на просвет под определенным углом даже невооруженным глазом наблюдалась картина в виде так называемой апельсиновой корки [26, 27], что может быть связано с образованием второй фазы. Для проверки этого предположения был выполнен рентгенофазовый анализ (рис.4). Измерения показали, что кристаллическая составляющая материала содержит следующие фазы: основную фазу MgAl₂O₄ (шпинель) с характеристиками, близкими к литературным данным:

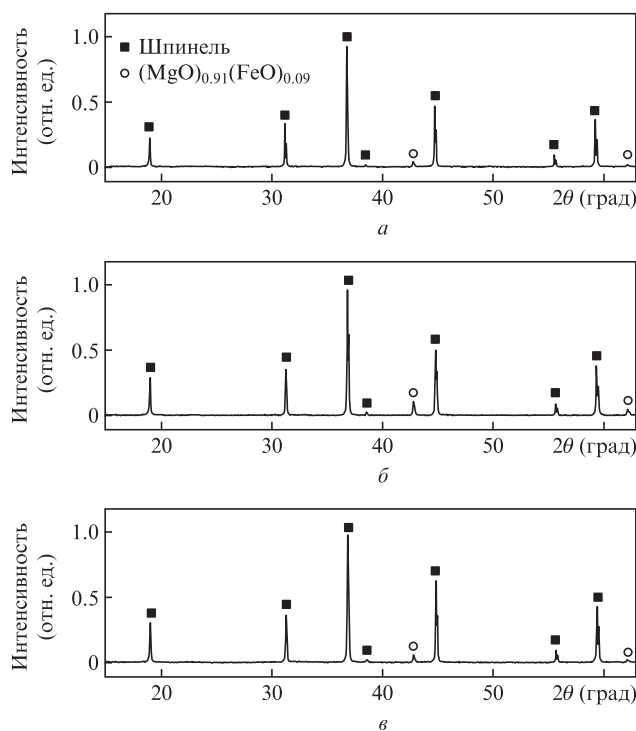


Рис.4. Дифрактограммы образцов Fe₃O₄ (0.1 мас.%):MgAl₂O₄ (а), Fe₃O₄ (1 мас.%):MgAl₂O₄ (б) и Fe₃O₄ (5 мас.%):MgAl₂O₄ (в).

Табл.2. Результаты рентгенофазового анализа керамики.

Образец	Шпинель			Вторая фаза		
	Содержание (%)	ОКР (нм)	Период решетки (Å)	Содержание (%)	ОКР (нм)	Период решетки (Å)
Fe ₃ O ₄ (0.1 мас.%):MgAl ₂ O ₄	97 ± 1	~250	8.086 ± 0.002	3 ± 1	120 ± 10	4.224 ± 0.002
Fe ₃ O ₄ (1 мас.%):MgAl ₂ O ₄	93 ± 1	~210	8.087 ± 0.002	7 ± 1	116 ± 8	4.223 ± 0.002
Fe ₃ O ₄ (5 мас.%):MgAl ₂ O ₄	97 ± 1	~300	8.101 ± 0.002	3 ± 1	120 ± 20	4.225 ± 0.002

PDF №00-021-1152, период кристаллической решетки $a = 8.083 \text{ \AA}$, и вторую фазу $(\text{MgO})_{0.91}(\text{FeO})_{0.09}$, кубическую, с характеристиками, близкими к литературным данным: PDF №01-077-2365, период $a = 4.225 \text{ \AA}$.

Анализируя полученные результаты (табл.2), следует обратить внимание на значительное содержание второй фазы и малые размеры ОКР для всех образцов основной (210–300 нм) и второй (120 нм) фаз. Последнее особенно важно, поскольку размеры неоднородности определяют, какое рассеяние возникнет при прохождении излучения через образец: рэлеевское или Ми-рассеяние. Размеры кристаллической решетки увеличиваются с повышением содержания железа в шпинели, что связано с большими радиусами Fe²⁺-иона по сравнению с Mg²⁺ и Fe³⁺-иона по сравнению с Al³⁺. Необъяснимым остается фактическое отсутствие влияния содержания железа на содержание второй фазы. Возможно, это обусловлено наличием в нанопорошке фазы MgO с практически одинаковым содержанием во всех нанопорошках и испарением магния в процессе спекания керамики, который, соединяясь с железом и кислородом, формирует вторую фазу.

Для определения валентности и положения ионов железа в MgAl₂O₄ исследовалась люминесценция анализируемых образцов с помощью импульсного катодолуминесцентного анализатора веществ КЛАВИ [25]. При наличии Fe³⁺ в образце должна наблюдаться люминесценция на оптическом переходе ${}^4T_1(G) \rightarrow {}^6A_1(S)$ этого иона. Согласно энергетическим диаграммам Танабе и Сугано для примесных d-ионов (т.е. ионов, у которых не заполнена d-оболочка), приведенным, например, в [28], люминесценция должна происходить в красной области спектра. Действительно, в образцах с содержанием оксида железа, не превышающим 1 мас.%, в диапазоне 500–850 нм проявлялась единственная широкая полоса люминесценции с центром на $\lambda = 725 \text{ нм}$ (рис.5). Оказалось, что интенсивность люминесценции в образце, содержащем 0.1 мас.% Fe₃O₄, более чем на два порядка превышала интенсивность люминесценции в образце, содержащем 1 мас.% Fe₃O₄, а образец с содержанием оксида железа 5 мас.% в этом диапазоне спектра не люминесцировал.

Наблюдаемая полоса люминесценции с максимумом на $\lambda = 725 \text{ нм}$ однозначно связана с оптическим переходом ${}^4T_1(G) \rightarrow {}^6A_1(S)$ иона Fe³⁺, замещающего ион Al³⁺ в октаэдрической позиции. При этом ее интенсивность резко снижается вплоть до нуля с увеличением общего содержания оксида железа в образцах от 0.1 до 5 мас.%. Подобный эффект отмечался ранее при исследовании шпинели Fe³⁺:ZnAl₂O₄ [29]: интенсивность полосы фотолуминесценции ионов Fe³⁺, расположенных в октаэдрических позициях, снижалась с ростом содержания железа в образцах. Этот эффект авторы связали с переходом ионов Fe³⁺ из октаэдрических позиций в тетраэдрические, в которых ион Fe³⁺ излучает широкую полосу в области 400–500 нм. В спектрах рассматриваемых образцов по-

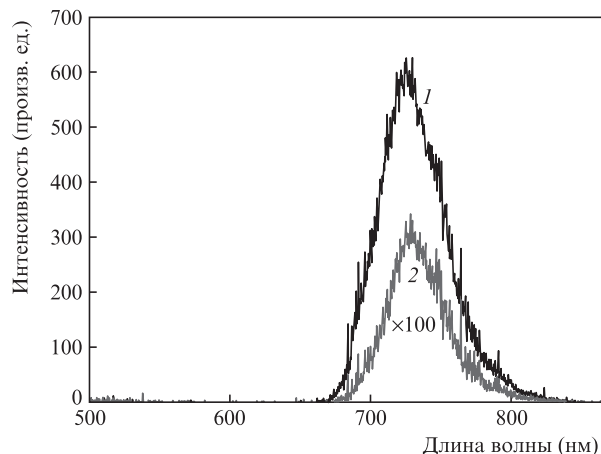


Рис.5. Спектр импульсной катодолуминесценции керамических образцов шпинели с содержанием оксида железа 0.1 (1) и 1 мас.% (2).

добная полоса люминесценции не наблюдается (рис.5). Поэтому следует считать, что в нашем случае уменьшение интенсивности спектральной полосы Fe³⁺ с увеличением общего содержания железа связано с уменьшением абсолютной концентрации ионов Fe³⁺ в октаэдрических позициях и с их полным отсутствием в образцах, содержащих 5 мас.% Fe₃O₄. При полном содержании оксида железа более 1 мас.% ионы железа в виде Fe²⁺ встраиваются главным образом в тетраэдрические позиции, замещая ионы Mg²⁺. Подтверждением этого служат спектры пропускания образцов керамики с разным содержанием железа, представленные на рис.6. В них, как и в спектрах работы [30], отчетливо проявляется широкая (1.5–3.5 мкм) полоса поглощения ионов Fe²⁺, расположенных в тетраэдрических позициях, коэффициент поглощения которых растет с увеличением содержания железа в образцах.

По этим спектрам было рассчитано эффективное сечение поглощения σ ионов Fe²⁺ на $\lambda = 2 \text{ мкм}$ с использованием формулы

$$\sigma N + \alpha_s = -\frac{1}{h} \ln \frac{T}{(1-R)^2}, \quad (1)$$

где $h = 1.8 \text{ мм}$ – толщина образца; N – концентрации ионов Fe²⁺ в образцах; $R = (n-1)^2/(n+1)^2 \approx 0.068$ – коэффициент отражения образца; T – коэффициент пропускания; $n = 1.71$ – показатель преломления керамики; α_s – коэффициент рассеяния керамики.

По спектрам, приведенным на рис.6, практически невозможно точно определить коэффициенты рассеяния α_s в окрестности $\lambda = 2 \text{ мкм}$, которые маскируются сильной полосой поглощения. Однако очевидно, что для всех образцов керамики в окрестности $\lambda = 2 \text{ мкм}$ $\alpha_s < \sigma N$. Наиболее сильным это неравенство является для образцов керамики с большим содержанием оксида железа (5 мас.%).

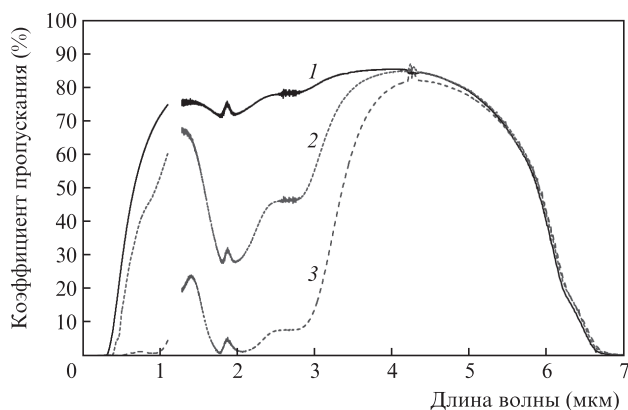


Рис.6. Спектры пропускания керамик алюмомагниевого шпинели с содержанием оксида железа 0.1 (1), 1 (2) и 5 мас.% (3).

Кроме того, в данных образцах отсутствуют трехвалентные ионы железа (рис.5), способные исказить получаемые результаты. На основании этого оценка эффективного сечения поглощения σ проводилась по спектрам пропускания трех образцов керамики с содержанием оксида железа 5 мас.% при условии, что $\alpha_s = 0$. В таких образцах методом эмиссионного анализа было дополнительно измерено содержание железа, которое составило 3.6 мас.%, что хорошо соответствует содержанию Fe_3O_4 (5 мас.%) в исходной смеси. Содержание 3.6 мас.% отвечает концентрации ионов железа $N = 1.42 \times 10^{21} \text{ см}^{-3}$, причем доля ионов железа во второй фазе не превышает 1%. В предположении, что все ионы железа являются двухвалентными, и без учета второй фазы было получено сечение $\sigma = (1.66 \pm 0.14) \times 10^{-20} \text{ см}^2$ для $\lambda = 2 \text{ мкм}$. Разброс значений σ составляет менее 9%.

Достаточно малая прозрачность в области спектра $\lambda < 1 \text{ мкм}$ и наличие второй фазы, казалось бы, находятся в противоречии с большим коэффициентом пропускания на $\lambda \approx 4 \text{ мкм}$. На этой длине волны он близок к теоретическому значению (86%) и составляет 85.6%. Такой результат становится понятным, если учесть, что показатель преломления на $\lambda = 4 \text{ мкм}$ для MgAl_2O_4 ($n = 1.6386$ [31]) с точностью до второго знака совпадает с показателем преломления для оксида магния MgO ($n = 1.6681$ [32]), являющегося главной составляющей второй фазы, а сечение рэлеевского рассеяния на кристаллитах второй фазы уменьшается с увеличением длины волны пропорционально λ^{-4} .

4. Заключение

Проведены начальные исследования, связанные с приготовлением высокопрозрачной керамики $\text{Fe}^{2+}:\text{MgAl}_2\text{O}_4$, которая потенциально может быть использована для генерации излучения или служить насыщающимся поглотителем в среднем ИК диапазоне спектра. Результаты работы сводятся к следующему:

- впервые приготовлены $\text{Fe}^{2+}:\text{MgAl}_2\text{O}_4$ -керамики, высокопрозрачные в среднем ИК диапазоне;

- впервые прозрачная шпинель синтезирована при низкой температуре (1300°C) и малом (1 ч) времени спекания без использования метода искрового плазменного спекания и высокотемпературного изостатического прессования.

- образцы керамик содержат кроме основной вторую фазу $(\text{MgO})_{0.91}(\text{FeO})_{0.09}$ с содержанием в единицы процентов;

- исследование люминесценции ионов Fe^{3+} в видимой области показало, что ее интенсивность на переходе ${}^4\text{T}_1(\text{G}) \rightarrow {}^6\text{A}_1(\text{S})$ иона Fe^{3+} в керамике, содержащей 0.1 мас.% Fe_3O_4 , велика, снижается более чем в 100 раз при содержании Fe_3O_4 1 мас.% и уменьшается до нуля при содержании Fe_3O_4 5 мас.%; это указывает на возрастание концентрации Fe^{2+} по мере увеличения концентрации железа в керамике;

- коэффициенты пропускания керамик сравнительно малы в видимой области, с ростом длины волны они увеличиваются и почти достигают теоретического значения 85.6% на $\lambda = 4 \text{ мкм}$, что обусловлено слабым рэлеевским рассеянием на больших длинах волн ($\propto \lambda^{-4}$) и близкими показателями преломления основной и второй фаз;

- определено сечение поглощения σ на $\lambda = 2 \text{ мкм}$ для ионов Fe^{2+} , которое составило $(1.66 \pm 0.14) \times 10^{-20} \text{ см}^2$.

Дальнейшие исследования будут направлены на обеспечение фазовой однородности, в первую очередь в нанопорошке, а также в керамике за счет оптимизации режима спекания.

Работа выполнена в рамках государственного задания №0389-2016-0002 (на 2018–2020 гг.) при поддержке гранта РФФИ №17-08-00064.

- Page R.H., Shaffers K.I., DeLoach L.D., Wilke G.D., Patel F.D., Tassano J.B., Payne S.A., Krupke W.F., Chen K.T., Burger A. *IEEE J. Quantum Electron.*, **33**, 609 (1997).
- Sorokina I.T. *Opt. Mater.*, **26**, 395 (2004).
- Klein P.B., Furneaux J.E., Henry R.L. *Appl. Phys. Lett.*, **42**, 638 (1983).
- Adams J.J., Bibeau C., Page R.H., Krol D.M., Furu L.H., Payne S.A. *Opt. Lett.*, **24**, 1720 (1999).
- Demirbas U., Sennaroglu A., Somer M. *Opt. Mater.*, **28**, 231 (2006).
- Kernal J., Fedorov V.V., Gallian A., Mirov S.B., Badikov V.V. *Opt. Express*, **13**, 10608 (2005).
- Акимов В.А., Воронов А.А., Козловский В.И., Коростелин Ю.В., Ландман А.И., Подмарьков Ю.П., Фролов М.П. *Квантовая электроника*, **36**, 299 (2006) [*Quantum Electron.*, **36**, 299 (2006)].
- Frolov M.P., Korostelin Yu.V., Kozlovsky V.I., Podmar'kov Yu.P., Skasyrsky Yu.K. *Opt. Lett.*, **43**, 623 (2018).
- Грэхэм К., Федоров В.В., Миров С.Б., Дорошенко М.Е., Басиев Т.Т., Орловский Ю.В., Осико В.В., Бадиков В.В., Панютин В.Л. *Квантовая электроника*, **34**, 8 (2004) [*Quantum Electron.*, **34**, 8 (2004)].
- Акимов В.А., Воронов А.А., Козловский В.И., Коростелин Ю.В., Ландман А.И., Подмарьков Ю.П., Фролов М.П. *Квантовая электроника*, **34**, 912 (2004) [*Quantum Electron.*, **34**, 912 (2004)].
- Moskalev I., Mirov S., Mirov M., Vasilyev S., Smolski V., Zakrevskiy A., Gapontsev V. *Opt. Express*, **24**, 21090 (2016).
- Fedorov V.V., Mirov M.S., Mirov S.B., Gapontsev V.P., Erofeev A.V., Smirnov M.Z., Altshuler G.B., in *Frontiers in Optics* (Rochester–New York, USA, 2012, paper FW6B.9).
- Mirov S.B., Fedorov V.V., Martyshekin D., Moskalev I.S., Mirov M., Vasilyev S. *IEEE J. Sel. Top. Quantum Electron.*, **21**, 1601719 (2015).
- Serafetinides A.A., Rickwood K.R., Papadopoulos A.D. *Appl. Phys. B*, **52**, 46 (1991).
- Belevtsev A.A., Firsov K.N., Kazantsev S.Y., Kononov I.G. *Appl. Phys. B*, **82**, 455 (2006).
- Булаев В.Д., Гусев В.С., Казанцев С.Ю., Кононов И.Г., Лысенко С.Л., Морозов Ю.Б., Познышев А.Н., Фирсов К.Н. *Квантовая электроника*, **40**, 615 (2010) [*Quantum Electron.*, **40**, 615 (2010)].
- Великанов С.Д., Домажиров А.П., Зарецкий Н.А., Казанцев С.Ю., Кононов И.Г., Кромин А.А., Подлесных С.В., Сивачев А.А., Фирсов К.Н., Харитонов С.В., Цыкин В.С., Щуров В.В., Юткин И.М. *Квантовая электроника*, **45**, 989 (2015) [*Quantum Electron.*, **45**, 989 (2015)].

18. Dormidonov A.E., Firsov K.N., Gavrishchuk E.M., Ikonnikov V.B., Kazantsev S.Yu., Kononov I.G., Kotereva T.V., Savin D.V., Timofeeva N.A. *Appl. Phys. B*, **122**, 211 (2016).
19. Balabanov S.S., Firsov K.N., Gavrishchuk E.M., Ikonnikov V.B., Kazantsev S.Yu., Kononov I.G., Kotereva T.V., Savin D.V., Timofeeva N.A. *Laser Phys. Lett.*, **15**, 045806 (2018).
20. Sackuvich R.K., Peppers J.M., Myoung N.S., Badikov V.V., Fedorov V.V., Mirov S.B. *Proc. SPIE*, **8235**, 66 (2012).
21. Ikesue A., Aung Y.L., Lupei V. *Ceramic Lasers* (Cambridge: Cambridge University Press, 2013).
22. Wang C., Zhao Z. *Scr. Mater.*, **61**, 193 (2009).
23. Krell A., Hutzler T., Klimke J., Potthoff A. *J. Am. Ceram. Soc.*, **93**, 2656 (2010).
24. Osipov V.V., Kotov Yu.A., Ivanov M.G., Samatov O.M., Lisenkov V.V., Platonov V.V., Murzakayev A.M., Medvedev A.I., Azarkevich E.I. *Laser Phys.*, **16**, 116 (2006).
25. Михайлов С.Г., Осипов В.В., Соломонов В.И. *ИТЭ*, №3, 164 (2001).
26. Greskovich C., Chernoch J.P. *J. Appl. Phys.*, **44**, 4599 (1973).
27. Багаев С.Н., Осипов В.В., Пестряков Е.В., Соломонов В.И., Шитов В.А., Максимов Р.Н., Орлов А.Н., Петров В.В. *ЖПМТФ*, **56**, 180 (2015).
28. Свиридов Д.Т., Свиридова Р.К. *Оптические спектры ионов переходных металлов в кристаллах* (М.: Наука, 1976).
29. Pathak N., Gupta S.K., Sanyal K., Kumar M., Kadam R.M., Natarjan V. *Dalton Trans.*, **43**, 9313 (2014).
30. Slack G.A., Ham F.S., Chrenko R.M. *Phys. Rev.*, **152**, 376 (1966).
31. Tropic W.J., Thomas M.E. *Handbook of Optical Constants of Solids II* (Orlando: Academic Press, 1991).
32. Stephens R.E., Malitson I.H. *J. Res. Nat. Bur. Stand.*, **49**, 249 (1952).