

**ОСОБЕННОСТИ ВХОЖДЕНИЯ САМАРИЯ В КВАРЦЕВЫЕ ГЕЛЬ-СТЕКЛА,
ЛЕГИРОВАННЫЕ АЛЮМИНИЕМ И БАРИЕМ**

Г. Е. Малашкевич^{1*}, А. Н. Шимко¹, А. П. Ступак¹,
И. В. Прусова¹, К. Н. Нищев², В. М. Кяшкин², А. А. Корниенко³,
Е. Б. Дунина³, А. В. Семченко⁴, И. И. Сергеев⁵

УДК 535.37

¹ Институт физики НАН Беларуси,

220072, Минск, просп. Независимости, 68-2, Беларусь; e-mail: g.malashkevich@ifanbel.bas-net.by

² Мордовский государственный университет им. Н. П. Огарёва, 430000 Саранск, Россия

³ Витебский государственный технологический университет, 210035 Витебск, Беларусь

⁴ Гомельский государственный университет им. Ф. Скорины, 256699 Гомель, Беларусь

⁵ Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники,
220013 Минск, Беларусь

(Поступила 22 марта 2019)

Исследованы кварцевые гель-стекла, полученные остекловыванием на воздухе или в газовой смеси $H_2:Ar$ ксерогелей, легированных Sm , Al и Ba . Установлено, что при их синтезе возможно формирование примесных гексагональных и тетрагональных кристаллитов SiO_2 и тетрагональных кристаллитов $SmSi_2$. При использовании восстановительных условий синтеза имеет место входение самария в стекло одновременно в двух состояниях окисления $3+$ и $2+$. При этом в $Sm-Al$ -содержащих стеклах реализуется достаточно эффективная сенсibilизация люминесценции ионов Sm^{2+} ионами Sm^{3+} , а в $Sm-Al-Ba$ -содержащих стеклах она отсутствует, так как ионы Sm^{2+} локализируются в основном в подрешетке стекла, сформированной с участием ионов Ba^{2+} . На основе полученных спектров рассчитаны положения энергетических состояний ионов Sm^{2+} и Sm^{3+} в таких стеклах.

Ключевые слова: люминесценция, перенос возбуждений, внутренний фильтр, фазовое разделение, положение энергетических состояний.

We study the silica gel-glasses obtained by vitrification in air or in a gas mixture of $H_2:Ar$ xerogels doped with Sm , Al , and Ba . It is found that during their synthesis it is possible to form impurity hexagonal and tetragonal crystallites of SiO_2 and tetragonal crystallites of $SmSi_2$. When the reducing synthesis conditions are applied, the incorporation of samarium in glass simultaneously in two oxidation states ($3+$ and $2+$) takes place. Meanwhile, $Sm-Al$ -containing glasses provide a sufficiently effective sensitization of the luminescence of Sm^{2+} ions by Sm^{3+} ions, while in $Sm-Al-Ba$ -containing glasses this effect is absent because Sm^{2+} ions are localized mainly in the glass sublattice formed with the participation of Ba^{2+} ions. Based on the spectra obtained, the positions of the energy states of the Sm^{2+} and Sm^{3+} ions in such glasses are calculated.

Keywords: luminescence, transfer of excitations, intrinsic filter, phase separation, position of energy states.

DISTINCTIVE FEATURES OF THE INCORPORATION OF SAMARIUM INTO SILICA GEL-GLASSES DOPED BY ALUMINUM AND BARIUM

G. E. Malashkevich^{1*}, A. N. Shimko¹, A. P. Stupak¹, I. V. Prusova¹, K. N. Nischev², V. M. Kyashkin², A. A. Kornienko³, E. B. Dunina³, A. V. Semchenko⁴, I. I. Sergeev⁵ (¹B. I. Stepanov Institute of Physics of the National Academy of Sciences of Belarus, 68-2 Nezavisimosti Prosp., Minsk, 220072, Belarus; e-mail: g.malashkevich@ifanbel.bas-net.by; ²N. P. Ogarev National Research Mordovian State University, Saransk, 430000, Russia; ³Vitebsk State Technological University, Vitebsk, 210035, Belarus; ⁴F. Skaryna Gomel State University, Gomel, 256699, Belarus; ⁵Belarusian State University of Informatics and Radioelectronics, Minsk, 220013, Belarus)

Введение. Интерес к Sm-содержащим стеклам появился вскоре после получения генерации на кристаллах $\text{CaF}_2:\text{Sm}^{2+}$ [1]. Известно, что стекла с ионами Sm^{3+} и Sm^{2+} способны проявлять интенсивную люминесценцию в видимой области спектра благодаря переходам из метастабильных состояний $^4G_{5/2}$ и 5D_0 [2—9]. При этом ионы Sm^{3+} характеризуются отсутствием наведенного поглощения из состояния $^4G_{5/2}$, интенсивными абсорбционными переходами в области 1030—1610 нм и способностью восстанавливаться во многих матрицах под действием рентгеновского [10], γ [11], β [12] и лазерного [13] излучения. В свою очередь ионы Sm^{2+} могут относительно легко фотоионизироваться, что делает возможным выжигание стабильных спектральных провалов [14]. Данные свойства Sm-содержащих стекол открывают определенные перспективы их использования в квантовой электронике, фотонике, оптоинформатике, дозиметрии и системах светодиодного освещения. Естественно, Sm-содержащие кварцевые стекла, полученные золь-гель методом, имеют ряд преимуществ перед стеклами других основ благодаря высоким эксплуатационным параметрам, возможности инкорпорации [15] либо формирования [16] активаторосодержащих наночастиц и более высокой степени легирования. К настоящему времени относительно полно исследовано влияние на структуру и свойства ионов Sm в SiO_2 лишь алюминия и щелочных металлов [4, 5, 7, 17]. В частности, показано, что присутствие в матрице кварцевого стекла алюминия значительно облегчает восстановление в нем Sm^{3+} до Sm^{2+} , а добавление щелочи (Na_2O) еще более увеличивает долю Sm^{2+} . Однако нам не удалось найти сообщений о влиянии на спектрально-люминесцентные свойства данного активатора в кварцевом стекле щелочноземельных модификаторов структурного каркаса, в частности бария. Интерес к последнему обусловлен сведениями о фазовом разделении в стеклах систем $\text{SiO}_2\text{-BaO}$ [18, 19], что должно отразиться на особенностях вхождения в них разнозарядных ионов самария. Этому вопросу посвящена настоящая работа. Дополнительно определены положения 4*f*-состояний ионов самария в исследуемом стекле, информация о которых в литературе также отсутствует.

Эксперимент. Образцы синтезировались прямым золь-гель методом, описанным в [20]. Активация осуществлялась пропиткой пористых ксерогелей водно-спиртовыми растворами азотнокислых солей самария, алюминия и бария. Реактивы соответствовали категории ХЧ. Остекловывание ксерогелей до прозрачного состояния проводилось при $T \approx 1230$ °C, охлаждение происходило инерционным образом. Восстановление ионов Sm^{3+} до двухзарядного состояния осуществлялось путем остекловывания ксерогелей в газовой смеси $5\text{H}_2:95\text{Ar}$. Полученные стекла имели состав (мас. %): $0.3\text{Sm}_2\text{O}_3\text{-}99.7\text{SiO}_2$ (образец 1), $2.0\text{Sm}_2\text{O}_3\text{-}3.0\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}95.0\text{SiO}_2$ (образец 2) и $1.0\text{Sm}_2\text{O}_3\text{-}0.5\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}1.0\text{BaO}\text{-}97.5\text{SiO}_2$ (образец 3). Фазовый состав контролировался с помощью рентгеновского дифрактометра ДРОН-2.0 ($\lambda = 1.54050$ Å). Спектрально-люминесцентные свойства исследовались на модернизированной установке на основе спектрометра СДЛ-1. Полученные спектры исправлялись с учетом спектральной чувствительности системы регистрации и распределения спектральной плотности возбуждающего излучения, нормировались и представлялись в виде зависимости числа квантов (люминесценции либо возбуждения) на единичный интервал длин волн $dN/d\lambda$ от λ .

Результаты и их обсуждение. На рис. 1 приведены дифрактограммы остеклованных на воздухе образцов 2 и 3, полученные с шагом сканирования 0.04° . Как видно, в обоих случаях помимо широкой диффузной полосы, обусловленной аморфной матрицей, наблюдаются достаточно узкие рефлексы, указывающие на наличие кристаллической фазы. Сопоставление приведенных дифрактограмм с данными каталога JCPDS-1998 свидетельствует о том, что для образца 3 брэгговские рефлексы при углах $2\theta = 20.8^\circ, 26.7^\circ, 36.6^\circ, 39.5^\circ, 42.4^\circ, 50.2^\circ$ и 60.0° с относительной интенсивностью 0.20, 0.49, 1.00, 1.00, 0.08, 0.26 и 0.12 удовлетворительно соответствуют гексагональной, а при $2\theta = 21.9^\circ$ и 36.0° с относительной интенсивностью 1 и 0.15 — тетрагональной кристаллической решетке SiO_2 (Ref. Codes 01-085-0865 и 01-076-0938). Аналогично для образца 2 рефлексы при $2\theta = 22.4^\circ, 26.7^\circ, 29.5^\circ$ и 34.3° соответствуют по положению, но не по относительной интенсивности, тетрагональной решетке SmSi_2 (Ref. Code 01-074-0234). Сравнение кривой 2 с эталонной дифрактограммой кристаллической фазы SmSi_2 (табл. 1) показывает отсутствие ряда характерных рефлексов. Причиной этого может быть формирование в процессе остекловывания достаточно крупных совершенных кристаллитов данной фазы, ориентированных таким образом, что отдельные семейства отражающих плоскостей не будут находиться в условиях брэгговского отражения. Действительно, оценка с помощью формулы Шеррера среднего размера таких кристаллитов

$$d = K\lambda/\beta\cos\Theta, \quad (1)$$

где K — безразмерный коэффициент формы частиц (0.9 для сферических); λ — длина волны рентгеновского излучения; β — ширина рефлекса на полувысоте (в радианах и единицах 2Θ); Θ — угол дифракции, дает $d > 200$ нм, что выходит за пределы ее применимости.

В образце 1 присутствие какой-либо кристаллической фазы не обнаружено. При остекловывании образцов в смеси $5\text{H}_2:95\text{Ag}$ новые брэгговские рефлексы также не появляются. По-видимому, отсутствие примеси однопериодных кристаллических фаз в образцах 2 и 3 обусловлено различием скоростей нагрева при остекловывании (для последнего она больше в 1.5 раза) и концентраций легирующих элементов.

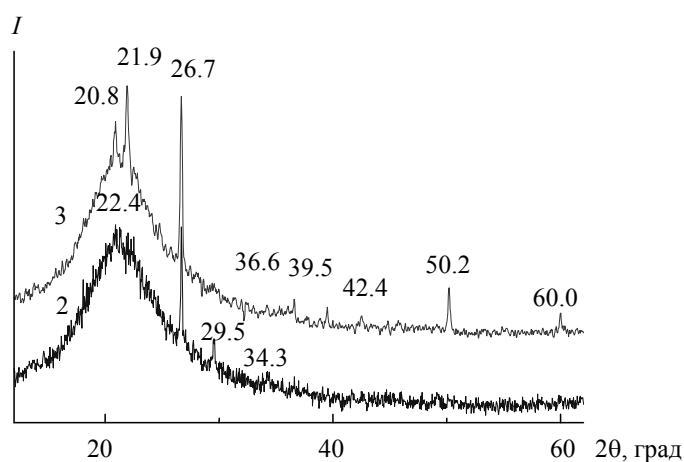


Рис. 1. Дифрактограммы остеклованных на воздухе образцов 2 и 3

Т а б л и ц а 1. Положение (2θ) и относительные интенсивности (I) основных рефлексов эталонной дифрактограммы фазы SmSi_2 и образца 2

Индексы Миллера	Эталон		Образец 2	
	2θ , град	I , отн. ед.	2θ , град	I , отн. ед.
101	22.932	38.6	22.4(9)	<5
004	26.668	20.8	26.71	100
103	29.799	49.8	29.55	26
112	34.041	100	34.27	11
105	40.412	37.3	—	—
200	44.728	28.9	—	—

На рис. 2 приведены спектры люминесценции исследуемых стекол. Подавляющая доля излучения в спектре остеклованного на воздухе однолегируемого стекла при $\lambda_{\text{возб}} = 402$ нм приходится на полосы ${}^4G_{5/2} \rightarrow {}^6H_{5/2}$ ($\lambda_{\text{max}} \approx 570$ нм), ${}^6H_{7/2}$ (≈ 605 нм) и ${}^6H_{9/2}$ (≈ 650 нм) ионов Sm^{3+} (рис. 2, а, кривая 1). Спектр аналогично полученного Sm-Al -содержащего стекла отличается меньшим в ~ 1.5 раза коэффициентом ветвления люминесценции в “сверхчувствительной” полосе ${}^4G_{5/2} \rightarrow {}^6H_{9/2}$ ионов Sm^{3+} и небольшим (~ 2 нм) коротковолновым смещением максимумов этой полосы и ${}^4G_{5/2} \rightarrow {}^6H_{7/2}$ (ср. кривые 1 и 2). Это указывает на входение атомов алюминия в первую катионную оболочку Sm^{3+} . Остекловывание Sm -содержащего стекла в газовой смеси $\text{H}_2:\text{Ag}$ практически не сопровождается изменением спектра люминесценции (не приведен), в то время как для Sm-Al - и Sm-Al-Ba -содержащих стекол при $\lambda_{\text{возб}} = 350$ нм появляются новые полосы в красной и ближней ИК областях спектра, обусловленные переходами ${}^5D_0 \rightarrow {}^7F_j$ ионов Sm^{2+} (рис. 2, б, кривые 2 и 3). Широкий пьедестал под этими полосами обусловлен межконфигурационными $4f^{55}d^1 \rightarrow 4f^6$ -переходами ионов Sm^{2+} . Причиной восстановления водородом ионов Sm^{3+} до Sm^{2+} в присутствии Al в стекле является компенсация положительного заряда не структурными дефектами SiO_2 , а отрицательным зарядом полиэдров $[\text{AlO}_6]$ и $[\text{AlO}_4]$. Последние, согласно [7], при восстановительном отжиге преобразуются в $[\text{AlO}_6]$, вызывая увеличение

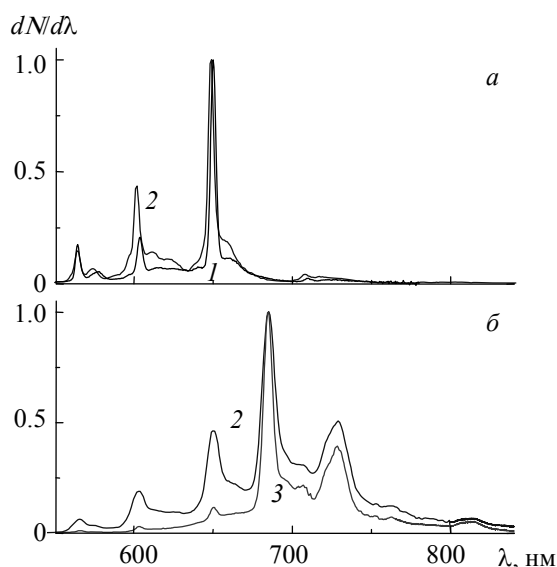


Рис. 2. Спектры люминесценции образцов 1, 2 и 3, остеклованных на воздухе (а) и в смеси $\text{H}_2:\text{Ag}$ (б); $\lambda_{\text{возб}} = 402$ (а) и 350 нм (б); $\Delta\lambda_{\text{рег}} = 2$ нм, $\Delta\lambda_{\text{возб}} = 4$ нм

размеров междоузлий и, следовательно, давая возможность повышения координационного числа активатора при переходе Sm^{3+} в Sm^{2+} . На рис. 2, б видно, во-первых, изменение (уменьшение) при введении Ва относительной интенсивности люминесценции в межконфигурационном переходе ионов Sm^{2+} , во-вторых, значительное ослабление внутриконтинуальных переходов ионов Sm^{3+} и, в-третьих, практически полное совпадение положения $f-f$ -полос ионов Sm^{2+} для обоих стекол. Первый факт естественно объяснить большей чувствительностью к локальному окружению внешней $4f^55d^1$ -оболочки, второй — более полным восстановлением ионов Sm^{3+} до Sm^{2+} и, соответственно, лучшим экранированием межконфигурационной полосой поглощения последних внутриконтинуальных полос первых, а третий свидетельствует о слабом влиянии локального окружения на $4f$ -оболочку ионов Sm^{2+} . Можно полагать, что рассмотренные кристаллиты SmSi_2 не вносят какого-либо вклада в описанные спектры люминесценции ионов Sm^{3+} и Sm^{2+} , поскольку энергии переходов $^4G_{5/2} \rightarrow ^6H_{5/2,7/2,9/2}$ и $^5D_0 \rightarrow ^7F_j$ значительно превосходят ширину запрещенной зоны редкоземельных дисилицидов, которая < 1.0 эВ, судя по спектру их поглощения [21].

На рис. 3 представлены спектры возбуждения люминесценции исследуемых стекол. Спектр остеклованного на воздухе однолегированного стекла, полученный при $\lambda_{\text{рег}} = 650$ нм (кривая 1), характеризуется интенсивной полосой переноса заряда $\text{O}^{2-} \rightarrow \text{Sm}^{3+}$ при $\lambda \approx 215$ нм и серией слабых полос, обусловленных $f-f$ -переходами ионов Sm^{3+} . Спектр аналогично остеклованного Sm-Al-содержащего стекла в общих чертах подобен кривой 1 и поэтому не приведен. Наоборот, при остекловывании в газовой смеси $\text{H}_2:\text{Ag}$ и регистрации в области излучения ионов Sm^{2+} ($\lambda_{\text{рег}} = 685$ нм) в спектре этого стекла с длинноволнового края от интенсивной полосы $\text{O}^{2-} \rightarrow \text{Sm}^{3+}$ появляется слабая и широкая полоса с максимумом при ≈ 350 нм (кривая 2), обусловленная межконфигурационным $4f^6 \rightarrow 4f^55d^1$ -переходом этих ионов, на которую накладывается ряд узких внутриконтинуальных $f-f$ -полос ионов Sm^{3+} . Наличие в спектре возбуждения люминесценции ионов Sm^{2+} полос, обусловленных ионами Sm^{3+} , свидетельствует о достаточно эффективной миграции возбуждений с последних на первые в Sm-Al-содержащем стекле. В спектре же Sm-Al-Va-содержащего стекла, остеклованного в используемой газовой смеси, при $\lambda_{\text{рег}} = 685$ нм на месте внутриконтинуальных полос возбуждения ионов Sm^{3+} появляются узкие провалы, а полоса переноса заряда $\text{O}^{2-} \rightarrow \text{Sm}^{3+}$ вообще отсутствует. Данный факт свидетельствует о том, что полосы поглощения ионов Sm^{3+} являются внутренним фильтром по отношению к полосам возбуждения люминесценции ионов Sm^{2+} . Такая ситуация возможна лишь при преимущественном вхождении последних в подрешетку стекла, сформированную с участием ионов Ba^{2+} , и неэффективной миграции электронных возбуждений с ионов Sm^{3+} , находящихся в основной подрешетке стекла, на ионы Sm^{2+} в “бариевой” подрешетке.

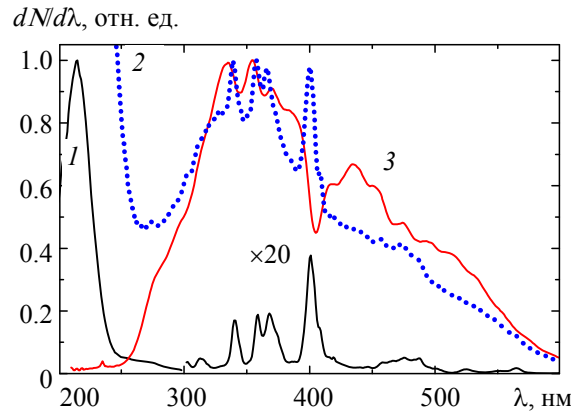


Рис. 3. Спектры возбуждения люминесценции образцов, остеклованных на воздухе (1) и в смеси $H_2:Ar$ (2, 3); $\lambda_{рег} = 650$ (1) и 685 нм (2, 3); $\Delta\lambda_{возб} = 1$ (1), 3 (2), 6 нм (3); $\Delta\lambda_{рег} = 4$ нм

Используя спектр люминесценции образца 2 (рис. 2, б), можно определить положения энергетических состояний ионов Sm^{2+} и Sm^{3+} . С этой целью вычислим энергии их мультиплетов в приближении свободного иона с помощью гамильтониана

$$\hat{H} = \hat{H}_e + \hat{H}_{SO} + \hat{H}', \quad (2)$$

где \hat{H}_e описывает электростатическое взаимодействие электронов с ядром и друг с другом. Разложение электростатического взаимодействия через полиномы Лежандра позволяет разделить угловую и радиальную части. В результате матричные элементы \hat{H}_e можно записать через параметры E_0, E_1, E_2, E_3 :

$$H_e = \sum_{k=0}^3 e_k E^k. \quad (3)$$

Матричные элементы гамильтониана спин-орбитального взаимодействия \hat{H}_{SO} вычисляются как

$$\begin{aligned} \langle l^N \gamma SLJM | \hat{H}_{SO} | l^N \gamma' SL' J'M' \rangle = \zeta_{nl} (-1)^{S'+L+J} \delta(JJ') \delta(MM') \begin{Bmatrix} S & S' & 1 \\ L & L' & J \end{Bmatrix} \sqrt{l(l+1)(2l+1)} \times \\ \times \langle l^N \gamma SLJ || V^{11} || l^N \gamma' SL' J' \rangle. \end{aligned} \quad (4)$$

Гамильтониан \hat{H}' учитывает воздействие возбужденных конфигураций:

$$\hat{H}' = \alpha L(L+1) + \beta G(G_2) + \gamma G(R_7), \quad (5)$$

где α, β, γ — линейные комбинации интегралов, которые трактуются как варьируемые параметры; $G(G_2)$ и $G(R_7)$ — собственные значения операторов Казимира для групп G_2 и R_7 .

Результаты расчетов с параметрами гамильтониана (2)—(4) $E_1 = 4896.19$ $см^{-1}$, $E_2 = 25.634$ $см^{-1}$, $E_3 = 495.232$ $см^{-1}$ и $\zeta = 1073$ $см^{-1}$ для Sm^{2+} из [22] и $E_1 = 5496.9$ $см^{-1}$, $E_2 = 25.809$ $см^{-1}$, $E_3 = 556.40$ $см^{-1}$ и $\zeta = 1157.3$ $см^{-1}$ для Sm^{3+} из [23] представлены в табл. 2. Для более однозначного соотношения межмультиплетных переходов и полос излучения выполнено разложение спектра люминесценции образца 2 на рис. 2, б на лоренцевы пики (табл. 3). При составлении табл. 3 кроме вычисленных положений мультиплетов из табл. 2 использована информация о положении полос излучения спектра люминесценции иона Sm^{3+} в кристалле $KY(WO_4)_2$ из [24]. Как видно из табл. 2, метастабильное состояние ${}^4G_{5/2}$ ионов Sm^{3+} находится в резонансе с состоянием 5D_2 ионов Sm^{2+} , что способствует эффективному переносу возбуждений от первых на вторые. Вместе с тем из-за небольшой энергетической щели (≈ 4100 $см^{-1}$) между метастабильным состоянием 5D_0 ионов Sm^{2+} и ближайшим к нему нижним состоянием ${}^6F_{11/2}$ ионов Sm^{3+} люминесценция Sm^{2+} относительно эффективно тушится соседними ионами Sm^{3+} . Естественно, такие сенсбилизация и тушение люминесценции реализуются лишь в Sm-Al-содержащем стекле. В случае Sm-Al-Ba-содержащего стекла, где ионы Sm^{2+} и Sm^{3+} находятся в различных подрешетках, тушение люминесценции Sm^{2+} ионами Sm^{3+} практически отсутствует.

Т а б л и ц а 2. Вычисленные с помощью гамильтонианов (2)—(4) энергии мультиплетов ионов Sm^{2+} и Sm^{3+}

Sm^{2+}		Sm^{3+}	
Мультиплет	Энергия, см^{-1}	Мультиплет	Энергия, см^{-1}
7F_0	0	${}^6H_{5/2}$	0
7F_1	299	${}^6H_{7/2}$	1038
7F_2	828	${}^6H_{9/2}$	2253
7F_3	1517	${}^6H_{11/2}$	3592
7F_4	2310	${}^6H_{13/2}$	5014
7F_5	3169	${}^6F_{1/2}$	6376
7F_6	4067	${}^6H_{15/2}$	6485
5D_0	14604	${}^6F_{3/2}$	6620
5D_1	15928	${}^6F_{5/2}$	7112
5D_2	17888	${}^6F_{7/2}$	7960
5L_6	20098	${}^6F_{9/2}$	9121
5D_3	20238	${}^6F_{11/2}$	10506
5L_7	20934	${}^4G_{5/2}$	17889
5L_8	21690	${}^4F_{3/2}$	18853
3P_2	21997	${}^4G_{7/2}$	19992
5G_3	22101	${}^4I_{9/2}$	20491
5G_4	22133	${}^4M_{15/2}$	20604
5G_5	22138	${}^4I_{11/2}$	21071
5G_6	22139	${}^4I_{13/2}$	21624
5L_9	22327	${}^4F_{5/2}$	22090
${}^5L_{10}$	22777	${}^4M_{17/2}$	22354
5G_4	22929	${}^4G_{9/2}$	22696
5H_3	25228	${}^4I_{15/2}$	22952
5H_7	25471	${}^4M_{19/2}$	23890

Т а б л и ц а 3. Интерпретация спектра люминесценции образца 2 при $\lambda_{\text{возб}} = 350 \text{ нм}$

$\lambda, \text{нм}$	$E, \text{см}^{-1}$	Переход
565.40	17687	${}^4G_{5/2} \rightarrow {}^6H_{5/2}$
575.36	17380	
603.28	16576	${}^4G_{5/2} \rightarrow {}^6H_{7/2}$
616.25	16227	
649.92	15386	${}^4G_{5/2} \rightarrow {}^6H_{9/2}$
660.90	15131	
684.07	14618	${}^5D_0 \rightarrow {}^7F_0, {}^5D_1 \rightarrow {}^7F_3$
695.91	14370	
706.29	14158	${}^4G_{5/2} \rightarrow {}^6H_{11/2}$
727.21	13751	
765.62	13061	${}^5D_0 \rightarrow {}^7F_1$
811.21	12327	${}^5D_0 \rightarrow {}^7F_2$
		${}^5D_0 \rightarrow {}^7F_3$
		${}^5D_0 \rightarrow {}^7F_4$

Заключение. При остекловывании Sm-Al- и Sm-Al-Ba-содержащих ксерогелей возможно формирование примесных кристаллических фаз, соответствующих гексагональной и тетрагональной кристаллическим решеткам SiO_2 , а также тетрагональной решетке SmSi_2 . При остекловывании Sm-Al-содержащих ксерогелей в газовой смеси $\text{H}_2:\text{Ar}$ формируются оптические центры Sm^{3+} и Sm^{2+} , для которых имеет место достаточно эффективная сенсibilизация люминесценции последних первыми. Для Sm-Al-Ba-содержащих ксерогелей, остеклованных в такой же газовой смеси, реализуется преимущественное входение ионов Sm^{2+} в подрешетку стекла, сформированную с участием ионов Ba^{2+} , и отсутствие передачи возбуждений между ионами активатора, локализованными в разных под-

решетках стекла. Данный факт может представлять интерес для случаев, когда требуются оптические среды с двумя типами радикально различающихся спектров люминесценции и ее возбуждения.

- [1] W. Kaiser, C. G. B. Garrett, D. L. Wood. *Phys. Rev.*, **123** (1961) 766—771
- [2] И. Ф. Бурмистров, И. А. Жмырёва, А. А. Каленов, В. П. Колобков, В. Т. Корнев, П. И. Кудряшов. *Журн. прикл. спектр.*, **10** (1969) 73—78
- [3] М. Б. Левин, Г. П. Старостина, А. С. Черкасов. *Журн. прикл. спектр.*, **46** (1987) 432—437
[M. B. Levin, G. P. Starostina, A. S. Cherkasov. *J. Appl. Spectr.*, **46** (1987) 274—281]
- [4] Е. Л. Демская, С. С. Пивоваров. *Физ. и хим. стекла*, **16** (1990) 605—611
- [5] R. Morimo, T. Mizushima, Y. Udagawa, N. Kakuta, A. Ueno, H. Okumura, H. Namikawa. *J. Electrochem. Soc.*, **137**, N 7 (1990) 2340—2343
- [6] Г. Е. Малашкевич, Е. Н. Подденежный, И. М. Мельниченко, А. В. Семченко. *ФТТ*, **40**, № 3 (1998) 458—465
- [7] V. C. Costa, Y. Shen, A. M. M. Santos, K. L. Bray. *J. Non-Cryst. Solids*, **304** (2002) 238—243
- [8] Г. Е. Малашкевич, А. В. Семченко, А. А. Суходола, А. П. Ступак, А. В. Суходолов, Б. В. Плющ, В. Б. Сидский, Г. А. Денисенко. *ФТТ*, **50** (2008) 1408—1415
- [9] G. E. Malashkevich, V. N. Sigaev, N. V. Golubev, E. Kh. Mamadzhanova, A. A. Sukhodola, A. Paleari, P. D. Sarkisov, A. N. Shimko. *Mater. Chem. Phys.*, **137** (2012) 48—54
- [10] G. Okada, F. Nakamura, N. Kawano, N. Kawaguchi, S. Kasap, T. Yanagida. *Nuclear Instrum. Methods Phys. Res. B*, **435** (2018) 268—272
- [11] E. Malchukova, V. Boizot, D. Ghaleb, G. Petite. *Nuclear Instrum. Methods Phys. Res. A*, **537** (2005) 411—414
- [12] E. Malchukova, V. Boizot, G. Petite, D. Ghaleb. *J. Non-Cryst. Solids*, **353** (2007) 2397—2402
- [13] Y. Zheng, Y. Yao, L. Deng, W. Cheng, J. Li, T. Jia, J. Qiu, Z. Sun, S. Zhang. *Photon. Res.*, **6** (2018) 144—148
- [14] H. Song, T. Hayakawa, M. Nogami. *J. Appl. Phys.*, **86** (1999) 5619—5623
- [15] Г. Е. Малашкевич, Г. И. Семкова, А. В. Семченко, П. П. Першукевич, И. В. Прусова. *Письма в ЖЭТФ*, **88** (2008) 855—859
- [16] Г. Е. Малашкевич, В. Н. Сигаев, Г. И. Семкова, Б. Шампаньон. *ФТТ*, **46** (2004) 534—537
- [17] J. Jin, Sh. Sakida, T. Yoko, M. Nogami. *J. Non-Cryst. Solids*, **262** (2000) 183—190
- [18] T. P. Seward, D. R. Uhlmann, D. Turnbull. *J. Am. Ceram. Soc.*, **51** (1968) 278—285
- [19] Y. Gueguen, P. Houizot, F. Célarié, M. Chen, A. Hirata, Y. Tan, M. Allix, S. Chenu, C. Roux-Langlois, T. Rouxel. *J. Am. Ceram. Soc.*, **100** (2017) 1982—1993
- [20] G. E. Malashkevich, E. N. Poddenezhny, I. M. Melnichenko, A. A. Boiko. *J. Non-Cryst. Solids*, **188** (1995) 107—117
- [21] K. Benyahia, Z. Nabi, R. Ahuja, F. Boukabrine, A. Khalfi. *J. Phys. Chem. Solids*, **70** (2009) 1378—1384
- [22] P. Solarz, M. Karbowiak, M. Glowacki, M. Berkowski, R. Diduszko, W. Ryba-Romanowski. *J. Alloys Compoun.*, **661** (2016) 419—427
- [23] W. T. Carnall, P. R. Fields, K. Rajnak. *J. Chem. Phys.*, **45** (1968) 4424—4442
- [24] D. P. Demesh, O. P. Dernovich, N. V. Gusakova, A. S. Yasukevich, A. A. Kornienko, E. B. Dunina, L. A. Fomicheva, A. A. Pavlyuk, N. V. Kuleshov. *Opt. Mater.*, **75** (2018) 821—826