

# Люминесцирующие дефекты в наноструктурном диоксиде кремния

© В.С. Кортвов, А.Ф. Зацепин, С.В. Горбунов, А.М. Мурзакаев\*

Уральский государственный технический университет (УПИ),  
620002 Екатеринбург, Россия

\* Институт электрофизики Уральского отделения Российской академии наук,  
620016 Екатеринбург, Россия

E-mail: zats@dpt.ustu.ru

(Поступила в Редакцию 25 июля 2005 г.)

С использованием методов импульсной катодолюминесценции и времяразрешенной фотолюминесценции изучены спектрально-кинетические свойства возбужденных состояний люминесцирующих дефектов типа кислородно-дефицитных центров (ODC) в керамике  $\text{SiO}_2$ . Для наноструктурированных образцов, полученных термическим разложением полисилазана на воздухе, установлена возможность существования модификаций ODC-дефектов, являющихся поверхностными аналогами нейтральных кислородных моновакансий  $\equiv \text{Si}-\text{Si} \equiv$  ( $\equiv \text{Ge}-\text{Ge} \equiv$ ) или двухкоординированных атомов кремния  $=\text{Si}: (= \text{Ge}:)$ . Фотолюминесценция таких центров эффективно возбуждается в полосах оптического поглощения поверхностных  $E'_s$ -центров и дефектов типа кремниевых кластеров  $\equiv \text{SiSiSi} \equiv$  и может быть связана с межцентровым переносом энергии в процессе их безызлучательной релаксации. Исследование спектров фотолюминесценции и возбуждения показало наличие термоиндуцированных процессов конверсии различных типов ODC. На основе анализа спектрального состава и кинетики катодолюминесценции установлены закономерности термоиндуцированной трансформации люминесцентных характеристик дефектов при изменении структуры образцов от аморфной до частично-кристаллической.

Настоящая работа выполнена при поддержке US CRDF (Award № REC-005, EK-005-X1) и РФФИ (проект № 05-02-16448).

PACS: 78.67.Bf, 78.55.Hx

## 1. Введение

Диоксид кремния является важным материалом для оптики, микроэлектроники, фотоники и других областей [1,2]. Наноструктурный  $\text{SiO}_2$  характеризуется большой величиной отношения площади поверхности к объему матрицы, а также спецификой взаимосвязи между порами. Однако природа, закономерности образования и конверсии точечных дефектов, влияние размерных эффектов на электронное строение и механизмы релаксации возбужденных дефектных состояний в ультрадисперсных, мезопористых и других модификациях  $\text{SiO}_2$  пониженной размерности остаются малоизученными.

Модели и люминесцентно-оптические характеристики точечных дефектов в кристаллических, аморфных и тонкопленочных модификациях  $\text{SiO}_2$  до сих пор интенсивно исследуются в связи с практической важностью этих материалов. Электронная структура и оптические свойства таких дефектов как  $E'$ -центры, пероксидный радикал и центры на нестиковом атоме кислорода считаются достаточно надежно установленными [3].

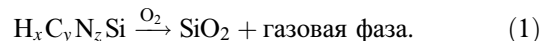
Значительный интерес исследователей в последнее время связан с изучением люминесцирующих кислородно-дефицитных центров (ODC). Кремниевые кислородно-дефицитные центры ( $\text{SiODC}$ ) характеризуются двумя плоскими люминесценции при 2.7 и 4.4 eV и полосами возбуждения при 5.05 и около 7.5 eV [4]. В легированных германием стеклах  $\text{SiO}_2$  обнаружены германиевые центры ( $\text{GeODC}$ ), имеющие две полосы люминесценции при 3.2 и 4.3 eV и полосы возбуждения при 5.15

и около 7.5 eV [5]. Свечение в УФ-полосах, характеризующееся быстрой кинетикой затухания ( $\tau < 5$  ns), было отнесено к синглет-синглетным переходам в ODC. Люминесценция в полосах при 2.7 eV ( $\tau \approx 10$  ms) и 3.2 eV ( $\tau \approx 125$   $\mu$ s), имеющая медленную кинетику затухания, связана с триплет-синглетными переходами в  $\text{SiODC}$  и  $\text{GeODC}$  соответственно.

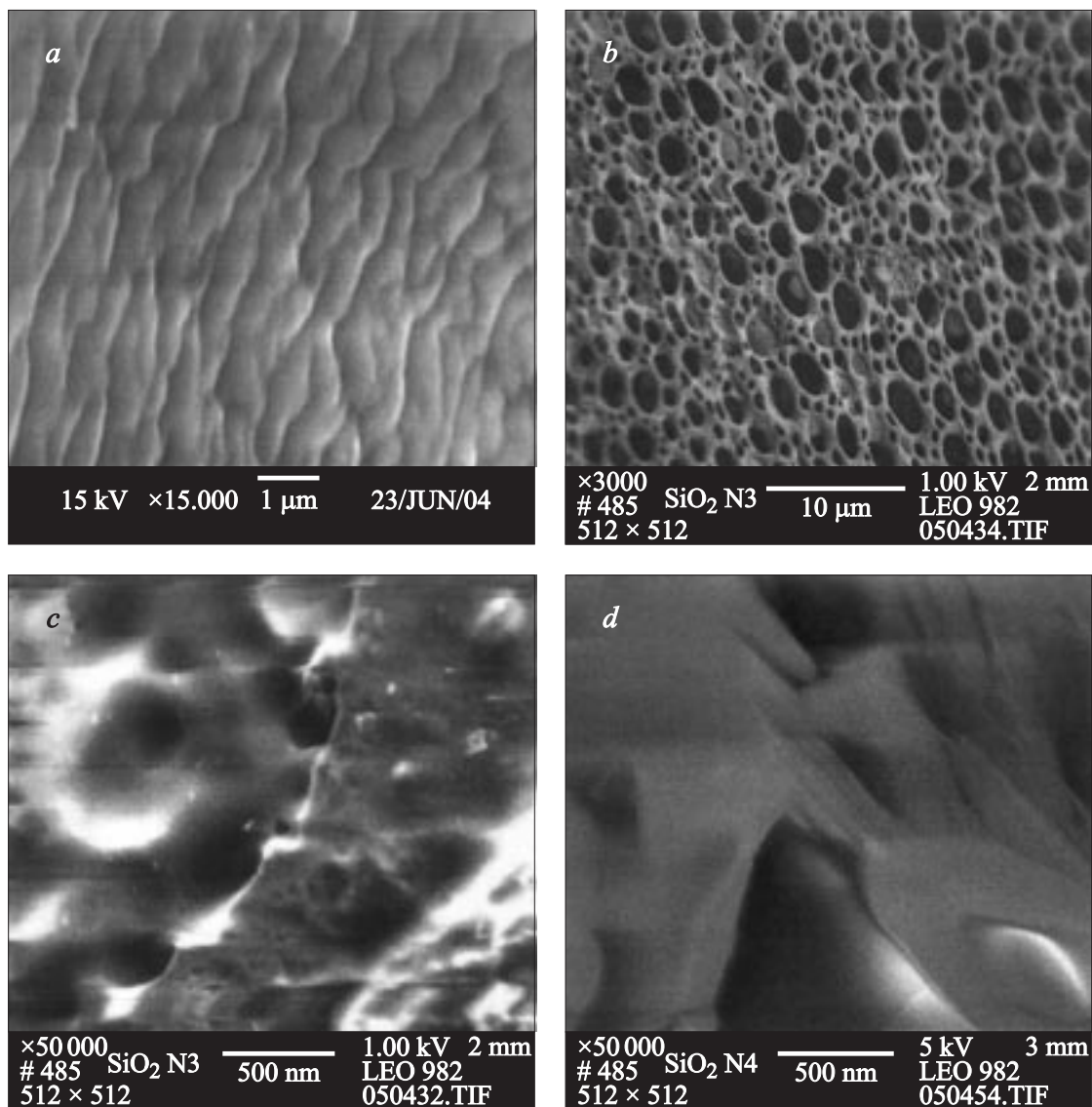
Целью работы является изучение спектрально-кинетических характеристик люминесцирующих дефектов и процессов релаксации их возбужденных состояний в керамике  $\text{SiO}_2$  при изменении структуры образцов от наноаморфной до частично кристаллической.

## 2. Образцы и техника эксперимента

В качестве основного объекта исследования были использованы образцы  $\text{SiO}_2$ , полученные методом терморазложения (пиролиза) полисилазана ( $\text{H}_x\text{C}_y\text{N}_z\text{Si}$ ). Нагрев полисилазана при  $T = 600^\circ\text{C}$  в течение 48 h в атмосфере воздуха приводил к химической реакции



Полученные таким образом образцы  $\text{SiO}_2$  (в дальнейшем образец № 1) представляли собой наноструктурированную пористую керамику. Анализ поверхности указанных образцов  $\text{SiO}_2$  с помощью сканирующего электронного микроскопа показал присутствие характерных микроструктурных областей с поперечными размерами порядка 100–500 nm, возникших, по-видимому, в процессе выхода газовой фазы (рис. 1, а).



**Рис. 1.** Электронно-микроскопическое изображение поверхности образцов № 1 (*a*), 2 (*b, c*) и 3 (*d*) нанокерамики SiO<sub>2</sub>.

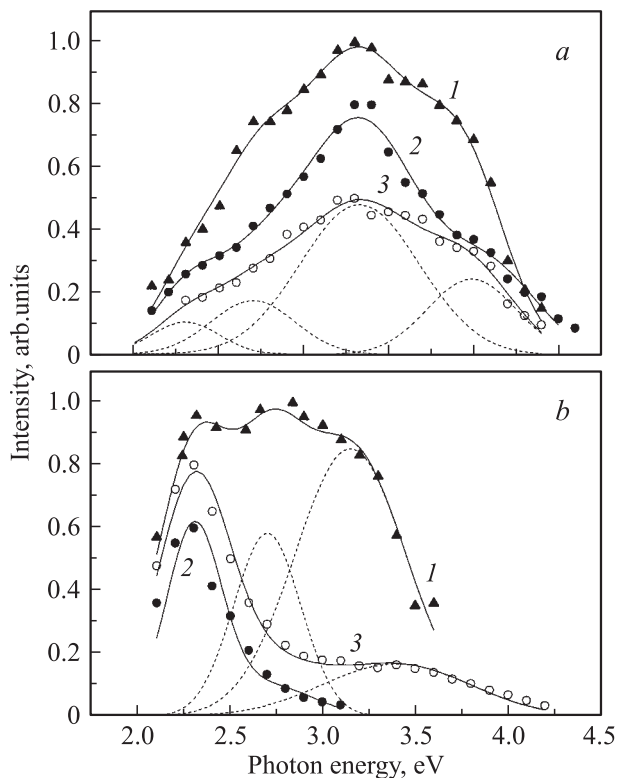
Дополнительным отжигом керамического SiO<sub>2</sub> (образцы № 1) на воздухе при температурах 1000°C, 6 h и 1400°C, 6 h были изготовлены соответственно образцы № 2 и 3. Рис. 1, *b* и *c* иллюстрируют наличие микропористой структуры, формирующейся в образцах № 2 в процессе их термической обработки. Измерения методом гелиевой пикнометрии показали, что величина скелетной плотности полученных образцов составляет 2.42 (№ 1), 1.89 (№ 2) и 1.40 (№ 3) г/см<sup>3</sup>. Эти данные указывают на происходящие при термической обработке существенные изменения микроструктуры образцов, приводящие к увеличению их пористости (рис. 1, *b* и *c*). По данным рентгенофазового анализа, образцы № 1 и 2 аморфны, тогда как образец № 3 частично содержит кристаллическую фазу. Из рис. 1, *d* видно, что в микроструктуре термообработанного образца № 3 наблюдаются наноразмерные кристаллоподобные образования.

Для детальной характеристики структурного состояния исследуемых образцов использовались спектры комбинационного рассеяния (КР), измеренные в диапазоне 100–2000 см<sup>-1</sup> на рамановском микроскопеспектрометре RENISHAW. Измерения спектрального состава и кинетики затухания импульсной катодолюминесценции (ИКЛ) в области 1.0–6.0 eV проведены при 295 K на экспериментальной установке импульсной оптической спектроскопии с наносекундным временным разрешением [6]. Для возбуждения использовался импульсный ускоритель электронов ГИН-600 с параметрами пучка: энергия электронов  $E = 0.25$  MeV, длительность импульса  $t = 10$  ns, плотность мощности  $W = 0.25$  J/cm<sup>2</sup>. В состав спектрометра входили монохроматор МДР-3, фотоэлектронный умножитель ФЭУ-97 и широкополосный запоминающий осциллограф С8-12.

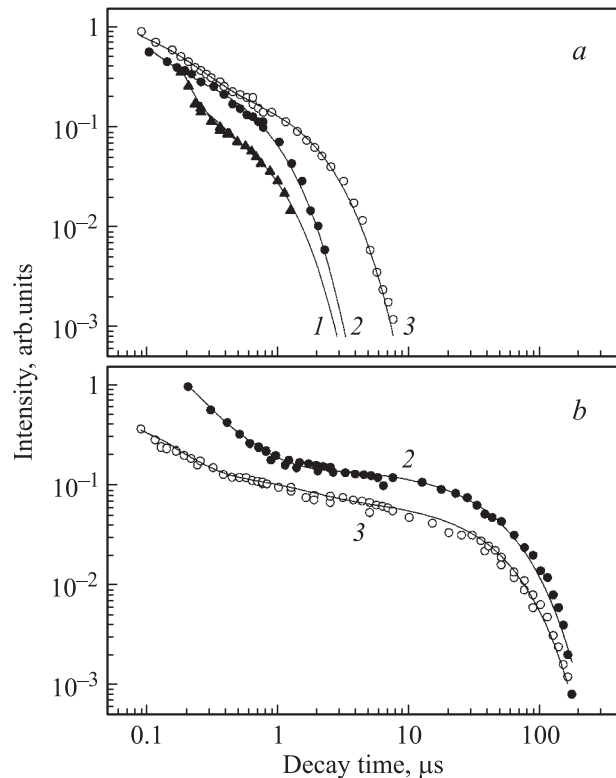
Измерения спектров фотолюминесценции (ФЛ) и спектров возбуждения ФЛ при  $T = 8.5$  К были выполнены при воздействии импульсов синхротронного излучения (СИ) на станции SUPERLUMI (лаборатория HASYLAB, DESY, Hamburg, Germany [7]). Для возбуждения в области 4.5–20 eV использовался двухметровый вакуумный монохроматор. Спектры возбуждения ФЛ были нормированы на равное число падающих на образец фотонов. Спектры ФЛ в области 1.5–5.0 eV анализировались с помощью монохроматора ARC Spectra Pro-308i и фотоэлектронного умножителя R 6358P. Спектры ФЛ и возбуждения ФЛ измерялись для люминесценции, детектируемой во временном окне шириной  $\Delta t = 68$  ns, коррелированном относительно возбуждающего импульса СИ. Задержка от начала импульса СИ составляла  $\delta_t = 17$  ns. Выбор временного режима измерений осуществлялся на основе предварительного анализа кинетических параметров люминесценции.

### 3. Результаты и обсуждение

Спектры ИКЛ образца № 1 SiO<sub>2</sub> представлены на рис. 2. Люминесценция в момент окончания импульса электронного облучения наблюдается в широкой спектральной области 2.0–4.5 eV (рис. 2, *a*). Нарастание интенсивности ИКЛ при любых значениях энер-



**Рис. 2.** Нормированные спектры катодолуминесценции образцов SiO<sub>2</sub> № 1 (1), 2 (2), 3 (3), измеренные в момент окончания импульса электронного пучка (*a*) и при задержке (*b*): 0.5 (1) и 120 μs (2, 3). Температура измерения  $T = 295$  К.



**Рис. 3.** Кинетика затухания катодолуминесценции в области 3.2 (*a*) и 2.3 eV (*b*) для образцов SiO<sub>2</sub> № 1 (1), 2 (2), 3 (3) при  $T = 295$  К.

гии фотонов происходит практически безынерционно ( $\tau \leq 4$  ns). Анализ состава спектров в результате разложения на гауссовы составляющие позволил выделить полосы с максимумами при 2.3, 2.7, 3.2 и 4.1 eV. Изучение кинетики затухания ИКЛ (рис. 3) выявило, что в образце № 1 SiO<sub>2</sub> наблюдаются быстрые процессы излучательной релаксации. Кинетика затухания ИКЛ в спектральной области 2.0–3.7 eV может быть описана двумя экспоненциальными стадиями с характерными временами около 0.05 и 0.5 μs (рис. 3, *a*, табл. 1). Измерения, выполненные с задержкой 0.5 μs, показали, что в спектре ИКЛ более медленного компонента при гауссовом разложении можно выделить полосы с максимумами при 2.3, 2.7 и 3.2 eV (рис. 2, *b*, кривая 1). УФ-полоса при 4.1 eV характеризуется быстрой кинетикой затухания и в спектре не наблюдается. Следует отметить, что начальная интенсивность  $I_{01}$  компонента с временем затухания 0.05 μs в образце № 1 на два порядка превышает интенсивность  $I_{02}$  компонента с временем затухания 0.5 μs (табл. 1).

Для изучения энергетической структуры люминесцирующих дефектов и понимания механизмов их излучательной релаксации были измерены спектры фотолюминесценции и спектры возбуждения ФЛ при  $T = 8.5$  К и временной задержке 17 ns. Спектры ФЛ в области 1.7–5.5 eV образца № 1 при возбуждении СИ в диапазоне 6.8–6.9 eV приведены на рис. 4, *a*. Результаты

**Таблица 1.** Значение параметров кинетики затухания катодолюминесценции SiO<sub>2</sub> при  $E = 3.2$  eV и  $T = 295$  K.

№ образца	$I_{01}, \%$	$\tau_1, \mu\text{s}$	$I_{02}, \%$	$\tau_2, \mu\text{s}$
1	99	0.05	1	0.5
2	80	0.05	20	0.5
3	81	0.12	19	1.3

**Таблица 2.** Спектральные свойства гауссовых полос, полученных при разложении спектров ФЛ образцов SiO<sub>2</sub> № 1–3

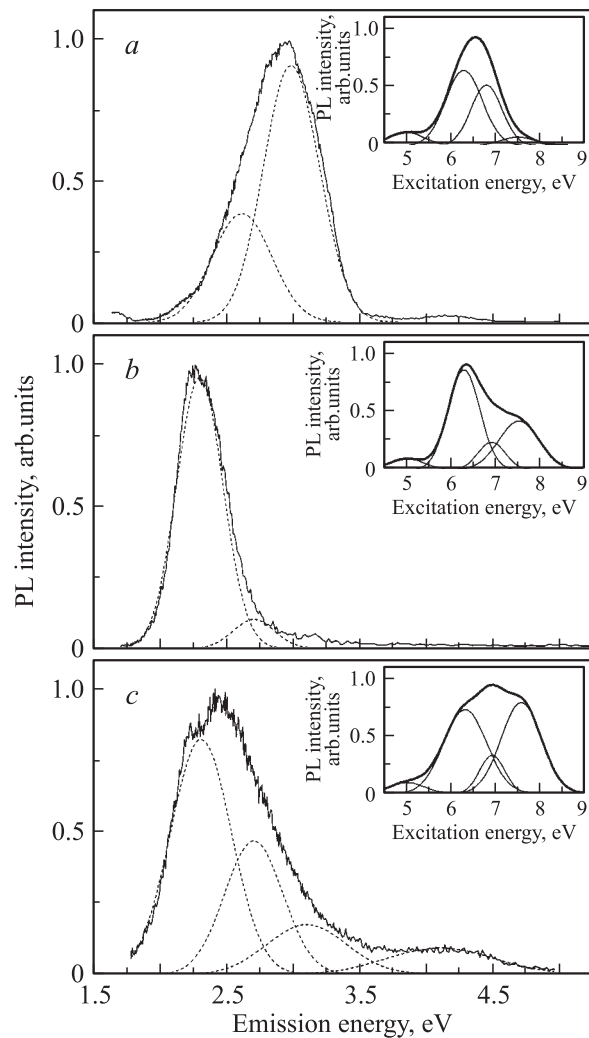
№ образца	$E_m, \text{eV}$	FWHM, eV	Intensity, arb. units
1	2.70	0.48	0.39
	3.10	0.45	0.91
2	2.29	0.35	0.98
	2.70	0.31	0.10
	3.12	0.42	0.03
3	2.30	0.46	0.82
	2.70	0.44	0.45
	3.10	0.60	0.17
	4.10	0.80	0.08

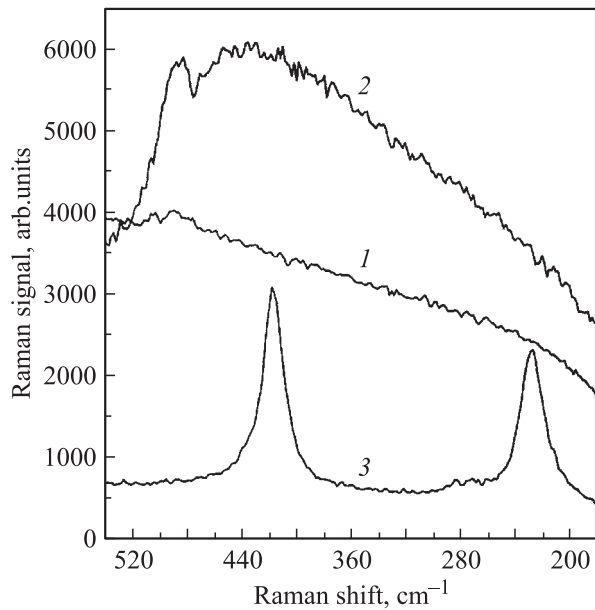
**Таблица 3.** Спектральные свойства гауссовых полос, полученных при разложении спектров возбуждения ФЛ образцов SiO<sub>2</sub> № 1–3

№ образца	$E_m, \text{eV}$	FWHM, eV	Intensity, arb. units
1	5.01	0.82	0.11
	6.30	0.81	0.66
	6.80	0.68	0.53
	7.51	0.76	0.07
2	5.00	0.80	0.12
	6.32	0.73	0.86
	6.79	0.60	0.31
	7.53	0.90	0.45
3	5.00	0.80	0.11
	6.30	0.90	0.73
	6.87	0.55	0.33
	7.57	0.91	0.78

анализа состава спектров ФЛ и возбуждения ФЛ при разложении на гауссовы полосы показаны в табл. 2 и 3. Из полученных данных следует, что в спектре фотолюминесценции (рис. 4, *a*) наблюдаются интенсивная полоса с максимумом при 3.1 eV и более слабая полоса с максимумом при 2.7 eV. В спектре возбуждения ФЛ в области 2.9 eV можно выделить две интенсивные полосы при 6.3 и 6.8 eV, а также более слабые полосы при 5.0 и 7.5 eV.

Полосы фотолюминесценции при 2.7 и 3.1 eV и полоса возбуждения ФЛ в области 5.0 eV хорошо известны в аморфных модификациях SiO<sub>2</sub> и соответствуют разновидностям кислородно-дефицитных центров SiODC и GeODC [4,5]. Обнаружение этих полос в спектрах ФЛ и возбуждения ФЛ образца № 1 может свидетельствовать о формировании дефектов типа ODC [3]. Однако некоторые из полученных экспериментальных результатов в исследуемых наноструктурированных образцах SiO<sub>2</sub> не находят объяснения в рамках типичных моделей ODC в виде =Si: или ≡Si–Si≡, =Ge: или ≡Ge–Ge≡. Во-первых, в спектрах возбуждения ФЛ образца № 1 слабо проявляется так называемая *E*-полоса при 7.5 eV, отнесенная к высоковозбужденным синглетным состояниям ODC [3–5]. Во-вторых, время экспоненциального затухания КЛ при 2.7 и 3.1 eV в образце № 1 не превышает 0.5 μs, что намного меньше, чем времена

**Рис. 4.** Спектры фотолюминесценции образцов № 1 (*a*), 2 (*b*), 3 (*c*), измеренные с задержкой 17 ns при возбуждении фотоном 6.8–6.9 eV. На врезке представлены спектры возбуждения люминесценции при 2.9 (*a*), 2.3 (*b*) и 2.7 eV (*c*). Температура измерения  $T = 8.5$  K.



**Рис. 5.** Спектры комбинационного рассеяния образцов нанокерамики SiO<sub>2</sub>: 1 — № 1, 2 — 2, 3 — 3.

затухания люминесценции ODC при 2.7 eV ( $\tau \approx 10$  ms) и 3.1 eV ( $\tau \approx 110 \mu\text{s}$ ) в аморфном SiO<sub>2</sub> [8].

Особенности электронной структуры люминесцирующих центров в образце № 1 могут быть обусловлены, в частности, наличием развитой внутренней поверхности нанокерамики SiO<sub>2</sub>. Совокупность экспериментальных данных позволяет предположить, что полосы люминесценции при 2.7 и 3.1 eV в образце № 1 могут быть обусловлены поверхностными разновидностями дефектов ODC-типа. Аргументом в пользу такого предположения является быстрая кинетика затухания ФЛ данных центров. Аналогичная закономерность ранее была выявлена в люминесценции поверхностных дефектов в наноструктурных оксидах германия и алюминия [9,10]. Особенностью ФЛ указанных центров в наноструктурном SiO<sub>2</sub> является также наличие в их спектре возбуждения интенсивных полос при 6.3 и 6.8 eV (рис. 4, a). Первая из них совпадает с известной полосой оптического поглощения поверхностных  $E'_s$ -центров, люминесценция которых до сих пор не обнаружена [3]. Поэтому механизм возбуждения люминесценции ODC в данном случае может включать процесс межцентрового переноса энергии возбуждения между поверхностными дефектами различной природы. Спектральное положение полосы 6.8 eV соответствует области оптического возбуждения ODC-дефектов в высокоэнергетическое синглетное состояние  $S_2$  [4]. Вместе с тем наблюдаемая для nano-SiO<sub>2</sub> полоса возбуждения 6.8 eV коррелирует также с оптическим поглощением кремниевых кластеров  $\equiv\text{SiSiSi}\equiv$  (6.7 eV), обнаруживаемых в нестехиометрических кварцевых стеклах [11]. Данные факты указывают на возможность существования в исследуемых

объектах дополнительных каналов возбуждения люминесценции ODC.

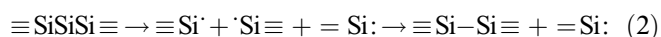
Термообработка образцов № 1 SiO<sub>2</sub> при температурах 1000 и 1400°C приводит к существенному преобразованию энергетической структуры люминесцирующих центров и проявляется как сдвиг спектральных полос КЛ и ФЛ. При этом регистрируется также значительное замедление релаксационных излучательных процессов. В этой связи измерения спектров ИКЛ целесообразно выполнять при большей задержке (120  $\mu\text{s}$ ). Главная особенность образца № 2, полученного в результате отжига при 1000°C, состоит в изменении спектрального состава КЛ и ФЛ с проявлением интенсивной полосы 2.3 eV (рис. 2, b и рис. 4, b), характеризующейся более длительными временами затухания. Кинетика затухания ИКЛ образца № 2 в спектральной области 2.0–2.7 eV описывается тремя экспоненциальными стадиями с постоянными времени 0.1, 0.4 и 38  $\mu\text{s}$  (рис. 3, b). Спектр возбуждения ФЛ при 2.3 eV также претерпевает существенную трансформацию (вставка на рис. 4, b), состоящую в уменьшении относительной интенсивности полосы возбуждения 6.8 eV на фоне увеличения интенсивности полосы 7.5 eV. Перераспределение интенсивностей полос возбуждения при 6.8 и 7.5 eV может быть объяснено как результат термоактивированной трансформации дефектов.

Возникновение центров свечения, ответственных в спектрах ИКЛ и ФЛ за полосу 2.3 eV с увеличенным временем релаксации, можно интерпретировать как формирование и рост нанокристаллитов кремния в аморфной матрице SiO<sub>2</sub> в результате объединения кластеров  $\equiv\text{SiSiSi}\equiv$  в процессе термообработки. Полоса при 2.3 eV ранее наблюдалась в системах Si-SiO<sub>2</sub>, где ее интенсивность и спектральное положение также зависели от размеров кремниевых нанокристаллитов в SiO<sub>2</sub> [12]. Наличие в кинетике затухания полосы 2.3 eV трех экспоненциальных стадий ИКЛ с временами 0.1, 0.4 и 38  $\mu\text{s}$  может быть обусловлено излучательной релаксацией комплекса неэквивалентных, но близких по структуре люминесцирующих центров типа кластеризованных кремниевых дефектов. Возможность существования различных модификаций центров вследствие структурной неупорядоченности матрицы на примере ODC отмечена в работе [13], где в аморфном SiO<sub>2</sub> зарегистрирована полоса ФЛ при 2.8 eV с аномально коротким для триплет-синглетной люминесценции временем экспоненциального затухания 0.84  $\mu\text{s}$ . Наблюдаемое в наших экспериментах возникновение спектральных полос, смещенных относительно спектра поверхностных ODC и характеризующихся более медленной кинетикой затухания, свидетельствует об образовании в образцах № 2 и 3 новых разновидностей кислородно-дефицитных центров, отличных от таковых в образце № 1. Протекание процессов объединения и трансформации кремниевых кластеров в термообработанных образцах подтверждается данными спектроскопии комбинационного рассеяния. Рис. 5 (кривые 1, 2) показывает, что отжиг



исходной керамики при 1000°C приводит к возникновению и росту интенсивности в спектре КР пика  $490\text{ cm}^{-1}$  и широкой полосы в области  $450\text{ cm}^{-1}$ , связанных с формированием поверхностной и объемной фазы аморфного кремния [14].

Результаты показывают, что наряду с объединением кластеров  $\equiv\text{SiSiSi}\equiv$  в нанокристаллиты в ходе термообработки при 1000°C возможен также распад кластеров с образованием новых люминесцирующих дефектов. Механизм такой конверсии может быть представлен в виде квазихимической реакции



Из схемы (2) видно, что на различных стадиях данного процесса могут возникать нелюминесцирующие дефекты  $\equiv\text{Si}\cdot$  ( $E'$ -центры) и различные типы ODC, свойственные аморфным модификациям  $\text{SiO}_2$ , такие как нейтральная моновакансия кислорода  $\equiv\text{Si}-\text{Si}\equiv$  и двухкоординированный атом кремния  $=\text{Si}:$  [3]. В реальных условиях в случае стабилизации системы на промежуточной стадии возможно одновременное сосуществование всех перечисленных типов дефектов. Подтверждением подобных превращений можно считать наблюдаемое в спектрах возбуждения термообработанных образцов увеличение интенсивности полосы  $7.5\text{ eV}$ , характерной для высоковозбужденных состояний ODC [4,5].

Отжиг на воздухе при 1400°C (образец № 3) приводит к дальнейшей трансформации параметров люминесцирующих дефектов. В спектральной области при  $3.2\text{ eV}$  кинетика затухания описывается суммой двух экспоненциальных компонент с временами около  $0.12$  и  $1.3\text{ }\mu\text{s}$  (рис. 3, *a*). В области  $2.0\text{--}2.7\text{ eV}$  в кинетике затухания КЛ могут быть выделены три экспоненциальные стадии с временами затухания  $0.1$ ,  $1.3$  и  $38\text{ }\mu\text{s}$  (рис. 3, *b*). Спектр КЛ наиболее медленного компонента, измеренный с задержкой  $120\text{ }\mu\text{s}$  относительно момента окончания импульса электронного пучка, характеризуется доминирующей полосой с максимумом при  $2.3\text{ eV}$ , а также более слабыми полосами при  $2.7$  и  $3.4\text{ eV}$  (рис. 2, *b*). Спектр ФЛ образца № 3 (рис. 4, *c*) показывает, что термообработка нанокерамики  $\text{SiO}_2$  при  $1400\text{ }^\circ\text{C}$  приводит к увеличению интенсивностей полосы при  $2.7\text{ eV}$ , а также полос при  $3.1$  и  $4.1\text{ eV}$ . Спектр возбуждения ФЛ при  $2.7\text{ eV}$  (вставка на рис. 4, *c*) демонстрирует дальнейшее увеличение эффективности свечения при возбуждении в полосе  $7.5\text{ eV}$ .

Как уже было отмечено, результатом термического отжига при  $1400\text{ }^\circ\text{C}$ , по данным рентгенофазового анализа и КР-спектроскопии, является формирование в аморфном  $\text{SiO}_2$  кристаллической фазы. Наблюдаемые в спектрах КР образца № 3 линии  $418$  и  $230\text{ cm}^{-1}$  (кривая 3 на рис. 5) свидетельствуют об образовании  $\alpha$ -кristобалита [15]. При этом в спектрах ФЛ увеличиваются интенсивности полос при  $2.7$ ,  $3.1$  и около  $4.1\text{ eV}$ . Спектральные характеристики полос люминесценции при  $2.7$  и  $3.1\text{ eV}$  указывают на формирование дефектов типа SiODC и

GeODC. В сравнении с образцом № 2 в кинетике затухания КЛ при  $2.7\text{ eV}$  образца № 3 увеличивается вклад медленных экспоненциальных компонент с временами  $1.3$  и  $38\text{ }\mu\text{s}$  (рис. 3). При этом также увеличиваются времена затухания двух экспоненциальных компонент в кинетике КЛ при  $3.2\text{ eV}$  ( $0.12$  и  $1.3\text{ }\mu\text{s}$ ). Формирование в образце № 3 центров ODC-типа прослеживается также по спектрам возбуждения ФЛ (вставка на рис. 4, *c*). Наблюдается дальнейший рост интенсивности  $E$ -полосы в области  $7.5\text{--}7.6\text{ eV}$ . Таким образом, эти данные показывают, что в процессе термической обработки на воздухе в частично закristализованном  $\text{SiO}_2$  формируются ODC-дефекты объемного типа с параметрами, близкими к характеристикам аналогичных центров в кварцевых стеклах [3,4].

## 4. Заключение

В настоящей работе изучены спектрально-кинетические свойства люминесцирующих дефектов, характерных для различных форм наноструктурированной керамики  $\text{SiO}_2$ .

Результаты исследования импульсной катодо- и фотолюминесценции указывают на возможность образования набора различных модификаций ODC, в частности, поверхностных аналогов нейтральных кислородных моновакансий  $\equiv\text{Si}-\text{Si}\equiv$  ( $\equiv\text{Ge}-\text{Ge}\equiv$ ) или двухкоординированного кремния  $=\text{Si}:$  ( $=\text{Ge}:$ ). Возбуждение фотолюминесценции таких центров в полосах поглощения поверхностных  $E'_s$ -центров и кластеров  $\equiv\text{SiSiSi}\equiv$  может быть обусловлено переносом энергии в процессе безызлучательной релаксации  $E'_s$ -центров и кремниевых нанокластеров. На основе изучения спектров и кинетики излучательной релаксации установлены закономерности трансформации люминесцирующих дефектов, указывающие на протекание термоиндуцированных процессов конверсии различных типов ODC и кластеризованных дефектов при изменении структурного состояния образцов  $\text{SiO}_2$  от наноморфного до частично кристаллического.

Авторы выражают благодарность Ю.А. Котову за поддержку работы и содействие в аттестации образцов, В.Ю. Яковлеву и В.А. Пустоварову за помощь в проведении экспериментов.

## Список литературы

- [1] H. Huang, A. Choudrey, P. Yang. Chem. Commun. **12**, 1063 (2000).
- [2] D.R. Rolison. Science **299**, 1698 (2003).
- [3] L. Skuja. J. Non-Cryst. Solids **239**, 16 (1998).
- [4] S. Agnello, R. Boscaino, M. Caunas, F.M. Gelardi, M. Leone, B. Boizot. Phys. Rev. B **67**, 0333202 (2003).
- [5] S. Agnello, R. Boscaino, M. Caunas, F.M. Gelardi, M. Leone. Radiation Effects and Defects in Solids **157**, 615 (2002).

- [6] A.O. Volchek, V.M. Lisitsyn, A.I. Gusarov, V.Yu. Yakovlev, V.I. Arbuzov. Nucl. Instr. Meth. Phys. Res. B **211**, 100 (2003).
- [7] G. Zimmerer. Nucl. Instr. Meth. Phys. Res. A **308**, 178 (1991).
- [8] A.N. Trukhin, J. Jansons, H.-J. Fitting, T. Barcfels, B. Schmidt. J. Non-Cryst. Solids **331**, 91 (2003).
- [9] С.В. Горбунов, А.Ф. Зацепин, В.А. Пустоваров, С.О. Чолах, В.Ю. Яковлев. ФТТ **47**, 4, 708 (2005).
- [10] A.F. Zatsepin, V.S. Kortov, V.A. Pustovarov, D.Yu. Biryukov. Phys. Stat. Sol. (c) **2**, 1, 343 (2005).
- [11] K. Awazu, H. Kawazoe, K. Muta. J. Appl. Phys. **70**, 1, 69 (1991).
- [12] Г.А. Качурин, С.Г. Яновская, К.С. Журавлев, М.-О. Ruault. ФТП **35**, 10, 1235 (2001).
- [13] A. Anneda, С.М. Carbonaro, F. Clemente, R. Corpino. J. Appl. Phys. **92**, 6, 3034 (2002).
- [14] Г.А. Качурин, С.Г. Яновская, В.А. Володин, В.Г. Кеслер, А.Ф. Лейер, М.-О. Ruault. ФТП **36**, 6, 685 (2002).
- [15] J. Bates. J. Chem. Phys. **57**, 9, 4042 (1972).