

## Коротковолновая фотолюминесценция слоев SiO<sub>2</sub>, имплантированных большими дозами ионов Si<sup>+</sup>, Ge<sup>+</sup> и Ar<sup>+</sup>

© Г.А. Качурин, Л. Реболе\*, В. Скорупа\*, Р.А. Янков\*, И.Е. Тыщенко, Х. Фрём\*, Т. Бёме†, К. Лео†

Институт физики полупроводников Сибирского отделения Российской академии наук,  
630090 Новосибирск, Россия

\*Исследовательский центр Россендорф,

Дрезден, ФРГ

†Дрезденский технический университет,

Дрезден, ФРГ

(Получена 28 января 1997 г. Принята к печати 16 июля 1997 г.)

Сопоставлены коротковолновые (400 ÷ 700 нм) спектры фотолюминесценции (ФЛ) слоев SiO<sub>2</sub>, имплантированных ионами Si<sup>+</sup>, Ge<sup>+</sup> и Ar<sup>+</sup> в интервале доз  $3.2 \cdot 10^{16} \div 1.2 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ . После имплантации ионов Ar<sup>+</sup> наблюдалось крайне слабое свечение, полностью исчезающее после отжига 400°C, 30 мин или 1050°C, 20 мс. После имплантации элементов IV группы интенсивности люминесценции были на 1–2 порядка выше, причем она не только сохранялась при отжигах, но и могла расти. Зависимости свечения от дозы и нагревов показывают, что оно обусловлено формированием примесных кластеров и этот процесс носит скорее перколяционный, чем диффузионный характер. Для обеих примесей IV группы сразу после имплантации наблюдались интенсивная синяя полоса и более слабая — в оранжевой части спектра. Соотношение энергий возбуждения и излучения синей люминесценции характерно для вакансий кислорода в SiO<sub>2</sub>, свойства которых определяются прямым взаимодействием атомов IV группы. На этом основании считается, что центрами синей ФЛ являются погруженные в SiO<sub>2</sub> цепочки атомов Si (или Ge). Оранжевое свечение после отжига сохранялось только в случае имплантации ионов Si<sup>+</sup>. Оно связывается непосредственно с нефазовыми выделениями Si в виде сильно развитых кластеров нанометрового размера.

### Введение

Обнаруженная недавно способность структур на основе пористого Si давать сильное излучение в видимой области привлекла к себе исключительное внимание ввиду ее большого научного и практического значения. К настоящему времени разработаны и успешно развиваются различные методы формирования светоизлучающих наноструктур непрямозонных Si и Ge, выгодно отличающиеся от процедуры приготовления пористого Si отсутствием "мокрых" процессов и совместимостью с современной полупроводниковой технологией [1–10]. В их основе обычно лежит распад твердых растворов Si и Ge в SiO<sub>2</sub>. Вместе с тем, физическая природа источников видимой люминесценции до сих пор в полной мере не ясна и продолжает оставаться предметом дискуссий [6–13]. В качестве таких источников назывались квантово-размерные кристаллы Si и Ge, дефекты в окружающей матрице, состояния на границе раздела и побочные химические соединения.

Сейчас уже можно с достаточной определенностью выделить два типа источников излучения. Первые излучают преимущественно в длинноволновой части спектра ( $\lambda > 700 \text{ нм}$ ), формируются после высокотемпературных ( $T > 900^\circ\text{C}$ ) отжига и имеют времена релаксации до  $10^{-3} \text{ с}$ . Их излучение подобно красному излучению пористого Si и скорее всего обусловлено размерным квантованием в образовавшихся после отжига нанокристаллах. Вторые излучают более коротковолновый свет ( $\lambda < 700 \text{ нм}$ ) меньшей интенсивности, для их формирования отжиг не обязателен, а времена релаксации лежат в субмикросекундном диапазоне. Природа центров этого

излучения менее определена, так как его наблюдают и просто в SiO<sub>2</sub> [14,15] и после бомбардировки SiO<sub>2</sub> ионами инертных газов и  $\gamma$ -квантами [9,16], и вследствие введения в окисел избыточного Si или Ge [8,10,17]. В зависимости от температуры и длительности отжига оно может как усиливаться, так и слабеть [6–8,12,18,19].

Трудности в идентификации источников коротковолнового излучения в значительной мере обусловлены тем, что об их природе чаще всего судят только по факту возникновения полос люминесценции, не принимая во внимание их интенсивности и условия возбуждения. Сопоставить же данные разных работ практически невозможно, поскольку спектры излучения снимаются в разных условиях, а интенсивности даются в относительных единицах. В настоящей работе для получения более полной и объективной информации о коротковолновой люминесценции из имплантированных слоев SiO<sub>2</sub> последние облучались в сопоставимых условиях ионами Si<sup>+</sup>, Ge<sup>+</sup> и Ar<sup>+</sup>, проходили одни и те же термообработки, а спектры снимались на одной установке во всем интересующем диапазоне при фиксированном уровне возбуждения.

### Методика

В термически выращенные на Si(100) слои SiO<sub>2</sub> толщиной 500 нм внедрялись ионы Si<sup>+</sup>, Ge<sup>+</sup> и Ar<sup>+</sup>. Имплантация проводилась двумя энергиями с тем, чтобы создать в средней части слоя SiO<sub>2</sub> область с относительно равномерным распределением примеси. Согласно расчетам пробегов, для ионов Si<sup>+</sup> были взяты энергии

200 и 100 кэВ, для  $\text{Ar}^+$  — 250 и 170 кэВ и для  $\text{Ge}^+$  — 350 и 200 кэВ. Для большей и меньшей энергий дозы соотносились как 1:0.6. Суммарные значения доз  $\text{Si}^+$  и  $\text{Ge}^+$  варьировались от  $3.2 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$  до  $1.2 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ , обеспечивая примерно одинаковые объемные концентрации для обоих элементов. Суммарная доза ионов  $\text{Ar}^+$  была взята  $4.5 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$  с тем, чтобы число произведенных атомных смещений в  $\text{SiO}_2$  было сопоставимо с действием ионов  $\text{Si}^+$  и  $\text{Ge}^+$ . Имплантации проводились при пониженных температурах (от  $-150^\circ\text{C}$  до  $-100^\circ\text{C}$ ), за исключением оговоренных случаев. Реакция облученных образцов на нагрев изучалась либо посредством отжига в печи при  $400^\circ\text{C}$  в течение 30 мин, либо при воздействии коротких тепловых импульсов  $900^\circ$  и  $1050^\circ\text{C}$  в течение 20 мс. Спектры фотолюминесценции (ФЛ) снимались на установке Spex Fluorogam в интервале длин волн 400–700 нм при  $20^\circ\text{C}$ . Источником возбуждающего излучения служила ультрафиолетовая лампа, нужная линия которой отфильтровывалась монохроматором. В качестве приемника использовался фотоумножитель. Единые условия снятия спектров позволяют сравнить количественно интенсивности ФЛ на рис. 1–4, где шкалы отградуированы в одних и тех же единицах, а для возбуждения использовано излучение длиной волны 250 нм.

## Результаты

На рис. 1 в логарифмическом масштабе показаны спектры ФЛ после имплантации сопоставимых по уровню легирования и дефектообразованию доз  $\text{Si}^+$ ,  $\text{Ge}^+$  и  $\text{Ar}^+$  в  $\text{SiO}_2$ . Первое, что необходимо отметить, — большая разница в интенсивностях ФЛ между результатами внедрения  $\text{Si}^+$  и  $\text{Ge}^+$ , с одной стороны, и  $\text{Ar}^+$  — с другой. Так, пик синей полосы после внедрения  $\text{Ge}^+$  в 100 раз больше, чем после внедрения  $\text{Ar}^+$ . Вообще, внедрение  $4.5 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$  ионов  $\text{Ar}^+$  дает весьма незначительный прирост ФЛ, причем растут полосы в районе 460 и 650 нм, присутствовавшие в выращенных слоях  $\text{SiO}_2$  изначально (рис. 1 кривые 1, 2). Второе — заметное различие в результатах имплантации  $\text{Ge}^+$  и  $\text{Si}^+$ . В первом случае доминирует очень яркая полоса 420 нм. Другая полоса (580 нм) слабее первой почти в 3 раза. После внедрения  $\text{Si}^+$  столь сильного доминирования одной полосы нет. Свечение с интенсивностью примерно на порядок большей, чем после имплантации  $\text{Ar}^+$ , наблюдается во всем видимом диапазоне. Оно явно состоит из нескольких линий, самая сильная из которых расположена вблизи 480 нм. Подчеркнем, что различия между  $\text{Si}^+$ ,  $\text{Ge}^+$  и  $\text{Ar}^+$  обнаруживаются после низкотемпературной имплантации и без нагрева образцов выше  $20^\circ\text{C}$ .

Зависимость ФЛ от дозы ионов  $\text{Si}^+$  представлена на рис. 2. Свечение наблюдается для доз, превышающих  $10^{16} \text{ см}^{-2}$ , и для его появления дополнительный отжиг не требуется. После суммарных доз  $4.8 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$  и  $6.7 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$  спектр свечения достаточно размыт по всему исследуемому диапазону. Увеличение дозы до

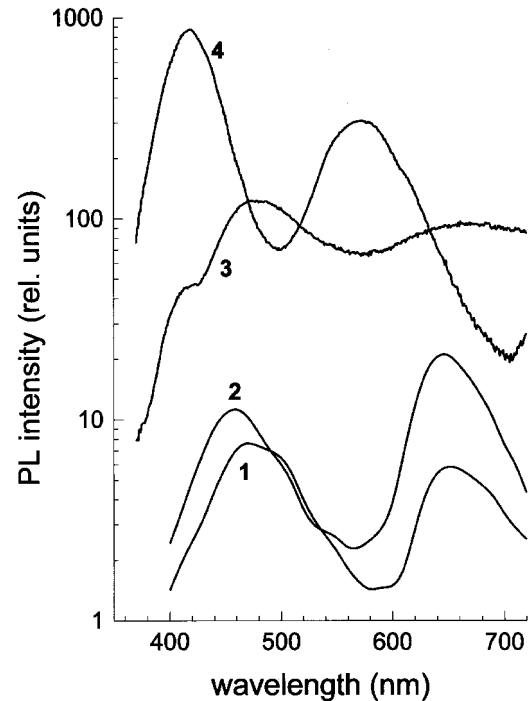


Рис. 1. Спектры ФЛ исходных слоев  $\text{SiO}_2$  (1) и после имплантации в них ионов  $\text{Ar}^+$  (2),  $\text{Si}^+$  (3) и  $\text{Ge}^+$  (4). Суммарные дозы,  $10^{16} \text{ см}^{-2}$ : 2 — 4.5, 3 — 4.8, 4 — 6.6.

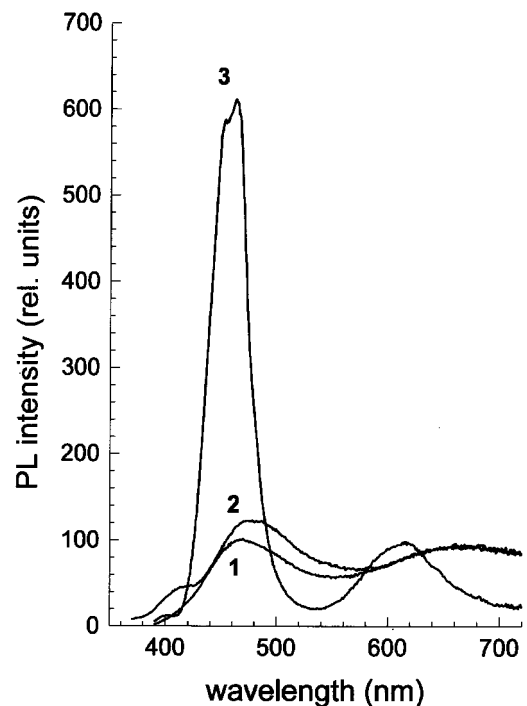
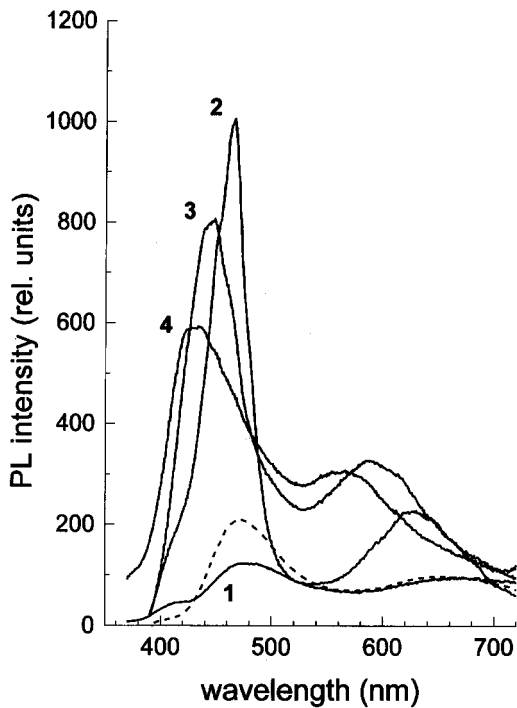
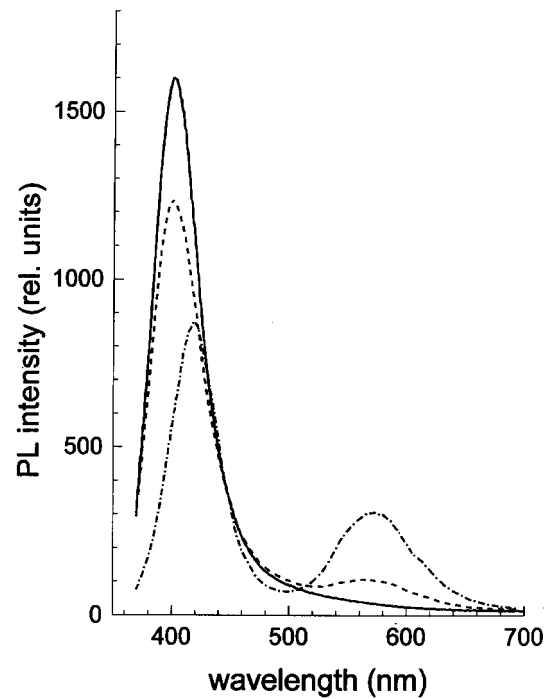


Рис. 2. Зависимость спектров ФЛ от дозы ионов  $\text{Si}^+$ . Суммарные дозы  $10^{16} \text{ см}^{-2}$ : 1 — 4.8, 2 — 6.7, 3 — 12.

$1.2 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$  приводит к формированию выраженной интенсивности полосы вблизи 450 нм и более слабой оранжевой.



**Рис. 3.** Влияние отжигов и температуры имплантации на ФЛ при внедрении  $4.8 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$  ионов Si<sup>+</sup>. 1 — сразу после имплантации. Отжиги: 400°C, 30 мин (2); 900°C, 20 мс (3) и 1050°C, 20 мс (4). Штриховая линия — имплантация при 20°C.

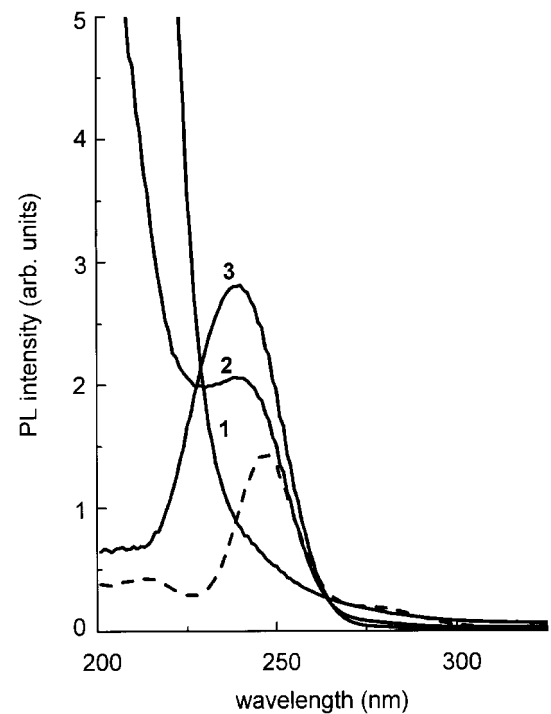


**Рис. 4.** Влияние отжигов на ФЛ слоев SiO<sub>2</sub> после внедрения  $6.6 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$  ионов Ge<sup>+</sup>. Штрихпунктир — сразу после имплантации; штриховая и сплошная — 900 и 1050°C в течение 20 мс соответственно.

Похожая трансформация спектра ФЛ происходит и если вместо увеличения дозы Si<sup>+</sup> провести отжиг 400°C в течение 30 мин (рис. 3, кривые 1 и 2). Появляется узкий интенсивный пик синей ФЛ и более слабая и размытая оранжевая полоса. С дальнейшим отжигом соотношение интенсивности между синей и оранжевой ФЛ начинает меняться в пользу оранжевой и обе полосы смещаются в сторону коротких волн. Из рис. 3 видно также, что простой переход от низкотемпературной имплантации к имплантации при комнатной температуре усиливает синее свечение без каких-либо дополнительных термообработок.

Трансформация спектров при отжигах после внедрения ионов Ge<sup>+</sup> показана на рис. 4. Интенсивная синяя полоса, которая была видна сразу после имплантации, в результате отжигов еще более усиливается. Вторая же полоса с нагревами быстро садится и после отжига 1050°C в течение 20 мс исчезает полностью. Полностью исчезают также при отжигах 400°C, 30 мин и 1050°C, 20 мс центры ФЛ, вводимые ионами Ag<sup>+</sup>. На графиках по отжигу (рис. 3 и 4) данные для Ag<sup>+</sup> не представимы ввиду изначально малой величины сигнала (рис. 1).

Наряду со спектрами ФЛ нами также были исследованы спектры возбуждения ФЛ. На рис. 5 представлены такие спектры для синих линий эмиссии после внедрения ионов Si<sup>+</sup> и Ge<sup>+</sup>. В обоих случаях процессы развиваются однотипно. До отжигов интенсивности эмиссии начи-



**Рис. 5.** Спектры возбуждения синей ФЛ после внедрения  $6.6 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$  ионов Ge<sup>+</sup> (сплошные линии) и  $4.8 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$  ионов Si<sup>+</sup> (штриховая линия — имплантация при 20°C). 1 — сразу после внедрения; 2 — отжиг 900°C, 20 мс; 3 и штриховая — отжиг 1050°C, 20 мс.

нают стремительно увеличиваться, когда длина волны возбуждающего света становится меньше — 230 нм. Ход этих кривых от сорта внедренных ионов практически не зависел и имел краевой характер. С ростом температуры отжига вместо "краевого" возбуждения появлялись четко выраженные пики, причем спектр зависел от примеси. Для Ge это была одна полоса с максимумом при 240 нм, а после внедрения Si можно было выделить по крайней мере три: доминирующая с  $\lambda \cong 250$  нм и две более слабые вблизи 215 и 280 нм.

## Обсуждение результатов

Сопоставление интенсивностей ФЛ слоев в SiO<sub>2</sub> после внедрения ионов Si<sup>+</sup>, Ge<sup>+</sup> и Ar<sup>+</sup> однозначно показывает, что имплантация элементов IV группы не сводится просто к образованию радиационных нарушений. Согласно [19], рост концентрации центров ФЛ, вводимых в SiO<sub>2</sub> бомбардировкой ионами Ar<sup>+</sup>, наблюдается в интервале доз 10<sup>12</sup>–10<sup>14</sup> см<sup>-2</sup>, а затем процесс стремится к насыщению. Исследованные нами дозы Ar<sup>+</sup> обеспечивали сорокакратное смещение атомов матрицы, тем не менее прирост ФЛ был крайне мал по сравнению с эффектом от введения Si и Ge. К тому же центры, вводимые ионами инертного газа, легко отжигаются, в то время как после имплантации примеси IV группы при нагреве возможны и рост интенсивности и трансформация спектров ФЛ (рис. 1, 3, 4).

Дозовая зависимость ФЛ и реакция эмиссии на отжиги позволяют лучше понять механизм возникновения центров. Действительно, их формирование происходит при дозах, обеспечивающих концентрации примесей более 10<sup>21</sup> см<sup>-3</sup>, что соответствует среднему межатомному расстоянию менее 1 нм. Если бы центрами ФЛ являлись отдельные атомы Si или Ge, то эмиссия нарастала бы постепенно с набором дозы. В нашем же случае быстрое возрастание интенсивности ФЛ происходило тогда, когда появлялась возможность взаимодействия между примесными атомами. Следовательно, формирование центров ФЛ связано с кластеризацией примеси. Резкое усиление синей полосы в доотжиговых спектрах при увеличении дозы Si<sup>+</sup> менее чем вдвое свидетельствует в пользу сказанного (рис. 2).

Рост количества и размеров примесных кластеров явно происходит не за счет диффузии атомов примеси на стоки. Проведенные эксперименты показали, что процессы идут даже в случае низкотемпературной имплантации без дополнительного отжига, если достигнут определенный уровень легирования. Тем не менее повышение температуры имплантации до комнатной трансформирует спектр, усиливая синюю полосу (рис. 3). Следовательно, термическая активация имеет место, о чем говорят и данные от отжигам (рис. 3 и 4). Если сравнивать отжиги по расчетному диффузионному смещению  $l = (Dt)^{1/2}$  избыточных атомов Si в SiO<sub>2</sub>, то, беря значение  $D$  из [20], получим минимальное  $l = 10^{-3}$  нм для 400°C и 30 мин

и максимальное  $l = 10^{-2}$  нм для 1050°C и 20 мс. В ситуации, когда диффузионное смещение оказывается много меньше длины единичных атомных прыжков, а расстояние между примесными атомами — порядка этой длины, формирование примесных комплексов и кластеров будет носить скорее всего перколяционный характер.

Мы полагаем, что в случае внедрения Si<sup>+</sup> и Ge<sup>+</sup> наиболее коротковолновые полосы возникающей ФЛ связаны с формированием мельчайших перколяционных кластеров примеси (точечные комплексы, атомные цепочки и их комбинации) вследствие вытеснения избыточных атомов из стехиометрического SiO<sub>2</sub>. Процесс сегрегации термически активируем, но при низких температурах не является диффузионным. Он происходит посредством единичных прыжков примесных атомов к ближайшим атомам растущего перколяционного кластера. После отжига слоев, имплантированных ионами Si<sup>+</sup>, непосредственными источниками синей ФЛ оказываются центры, поглощающие кванты с энергией ~ 5 эВ и излучающие в области ~ 2.7 эВ (рис. 5). Ранее подобные центры в SiO<sub>2</sub> наблюдались неоднократно и их обычно объясняли недостатком кислорода и образованием кислородных вакансий [7,14,15]. Аналогичные центры возникают и в SiO<sub>2</sub>, содержащем Ge. Они поглощают и излучают, соответственно, при ~ 5 и ~ 3.1 эВ [21,22], а их природу связывают с присутствием Ge и недостатком кислорода. В SiO<sub>2</sub> с недостатком O кислородные вакансии реализуются в виде непосредственно взаимодействующих (без промежуточного O) ближайших атомов Si с образованием связей Si–Si. В присутствии Ge возможны пары Si–Ge (комплекс вакансия–примесь) и Ge–Ge. Резкое усиление коротковолновой люминесценции при внедрении больших доз Si и Ge и несомненное сходство в трансформации спектров возбуждения ФЛ (рис. 5) позволяют заключить, что в обоих случаях в SiO<sub>2</sub> формируются известные дефекты вакансионного типа. По существу же это прямое замыкание связей между избыточными атомами с образованием внутри SiO<sub>2</sub> примесных цепочек. Согласно расчетам [23], формирование подобных связей вводит локальные уровни в запрещенную зону SiO<sub>2</sub>, положение которых определяется в основном взаимодействующей парой с небольшим вкладом шести ближайших периферийных атомов кислорода.

Из трех видов ионов только внедрение Si<sup>+</sup> обеспечивало сохранение и даже рост эмиссии в оранжевой области спектров после отжига (рис. 3 и 4). Ее естественно связать непосредственно с развитыми кластерами сегрегировавшегося Si. Отметим, что в SiO<sub>2</sub> возможностей для развития кремниевых кластеров больше, так как матрица сама на треть состоит из Si. Этим, в частности, можно объяснить размытость спектров ФЛ после внедрения Si и наличие большого числа линий. В случае внедрения Ge оранжевое свечение наблюдается лишь до отжига и обусловлено, по-видимому, смешанными кластерами из атомов Ge и вытесненного из SiO<sub>2</sub> кремния. Нагрев восстанавливает сетку SiO<sub>2</sub>, а для атомов германия радиусы перколяции оказываются короче и, соответственно,

кластеры будут меньшими и более однородными по размерам. Сказанное соответствует тому обстоятельству, что в слоях, имплантированных Ge, исчезновение при отжигах оранжевой полосы сопровождается одновременным ростом интенсивности синей (рис. 4).

Свечение в оранжевой и непосредственно примыкающих областях спектра ( $500 \text{ нм} \leq \lambda \leq 700 \text{ нм}$ ) в ряде работ также приписывалось образованию различных нанообъектов, связанных с избыточным Si [6,16,17]. Соглашаясь с этим выводом, наши результаты позволяют в большей степени конкретизировать природу и поведение кремниевых выделений. Будучи развитыми перколяционными кластерами, они представляют собой нефазовые преципитаты Si, поскольку не имеют четких фазовых границ. Количество и размеры таких кластеров с отжигом вначале растут, что способствует росту интенсивности ФЛ. Однако затем ветвящиеся нефазовые выделения стягиваются в зародыши фазы Si в SiO<sub>2</sub> [13]. Наиболее мелкие из фазовых выделений ( $\lesssim 2 \text{ нм}$ ) не в состоянии сохранять кристаллическую структуру из-за дестабилизирующего влияния поверхности [24]. В аморфном же кремнии ФЛ подавлена центрами безызлучательной рекомбинации в виде болтающихся связей. Подобные представления позволяют понять причины перехода ФЛ от роста к спаду, показанного на рис. 3. Устойчивые нанокристаллы Si образуются лишь в результате диффузионно-лимитируемого роста при соответствующих температурах и длительностях отжига. Именно они дают благодаря квантово-размерным ограничениям очень сильное излучение, аналогичное красной ФЛ пористого кремния [2,6,13,25].

## Заключение

Возникновение достаточно интенсивной коротковолновой ФЛ ( $\lambda \leq 700 \text{ нм}$ ) сразу после низкотемпературного внедрения в SiO<sub>2</sub> больших доз ионов Si<sup>+</sup> и Ge<sup>+</sup> не сводится просто к радиационным нарушениям сетки SiO<sub>2</sub>. Побочные нарушения после имплантации сопоставимых доз Ag<sup>+</sup> обеспечивают лишь весьма слабый прирост интенсивности ФЛ, к тому же полностью устраняемый отжигами 400°C, 30 мин или 1050°C, 20 мс. Эффекты введения элементов IV группы проявляются при уровнях легирования более  $10^{21} \text{ см}^{-3}$ , когда среднее расстояние между атомами примеси уменьшается до  $< 1 \text{ нм}$ . Это обстоятельство, а также усиление или трансформация спектров ФЛ при термообработках, обеспечивающих расчетное диффузионное смещение примесных атомов лишь на  $10^{-3} \div 10^{-2} \text{ нм}$ , указывают на решающую роль кластеризации примеси, причем этот процесс, по видимому, носит перколяционный характер. Интенсивная синяя полоса ФЛ обусловлена центрами излучательной рекомбинации с соотношением энергий возбуждения и излучения, присущим вакансиям кислорода в SiO<sub>2</sub>. Поскольку в SiO<sub>2</sub> вакансии O означают непосредственное взаимодействие типа Si–Si (или Si–Ge), центрами синей

ФЛ являются не фазовые выделения, а погруженные в SiO<sub>2</sub> цепочки атомов IV группы. Менее яркое свечение в оранжевой части спектра после умеренных отжигов сохраняется только в случае внедрения ионов Si<sup>+</sup>. Следовательно, оно обусловлено самими выделениями Si. Маловероятно, что эти выделения представляют из себя кремниевые нанокристаллы, учитывая низкий термический бюджет использованных отжигов. Более обосновано рассматривать их как нефазовые нановыделения Si, сегрегировавшегося из SiO<sub>2</sub> в виде сильно развитых или слившихся кластеров. Подобные выделения способны затем стягиваться в зародыши фазы аморфного Si, а по достижении определенных размеров — и в устойчивые кремниевые нанокристаллы.

## Список литературы

- [1] H. Tamura, M. Ruckschloss, T. Wirschem, S. Veprek. Appl. Phys. Lett., **65**, 1357 (1994).
- [2] P. Mutti, G. Ghislotti, S. Bertoni, L. Bonoldi, G.F. Cerofolini, L. Meda, E. Grilli, M. Guzzi. Appl. Phys. Lett., **66**, 851 (1995).
- [3] J.G. Zhu, C.W. White, J.D. Budai, S.P. Withrow, Y. Chen. J. Appl. Phys., **78**, 4386 (1995).
- [4] Q. Zhang, S.C. Bayliss, D.A. Hutt. Appl. Phys. Lett., **66**, 1977 (1995).
- [5] H. Morisaki, H. Hashimoto, F.W. Ping, H. Nozava, H. Ono. J. Appl. Phys., **74**, 2977 (1993).
- [6] T. Shimizu-Iwayama, Y. Terao, A. Kamiya, M. Takeda, S. Nakao, K. Saitoh. Nucl. Instrum. Meth. B, **112**, 214 (1996).
- [7] L.-S. Liao, X.-M. Bao, N.-S. Li, X.-Q. Zheng, N.-B. Min. J. Luminesc., **68**, 199 (1996).
- [8] A.K. Dutta. Appl. Phys. Lett., **68**, 1189 (1996).
- [9] K.S. Min, K.V. Shcheglov, C.M. Yang, H.A. Atwater, M.L. Brongersma, A. Polman. Appl. Phys. Lett., **68**, 2511 (1996).
- [10] Y. Kanemitsu, H. Uto, Y. Masumoto, Y. Maeda. Appl. Phys. Lett., **61**, 2187 (1992).
- [11] H.M. Cheong, W. Paul, S.P. Withrow, J.G. Zhu, J.D. Budai, S.W. White, D.M. Hembree. Appl. Phys. Lett., **68**, 87 (1996).
- [12] W. Skorupa, R.A. Yankov, L. Rebohle, H. Frob, T. Bohme, K. Leo, I.E. Tyschenko, G.A. Kachurin. Nucl. Instrum. Meth. B, **119**, 106 (1996).
- [13] G.A. Kachurin, I.E. Tyschenko, K.S. Zhuravlev, N.A. Pазdnikov, V.A. Volodin, A.K. Gutakovsky, A.F. Leier, W. Skorupa, R.A. Yankov. Nucl. Instrum. Meth. B, **122**, 571 (1997).
- [14] R. Tohmon, Y. Shimogaichi, H. Mizuno, Y. Ohki. Phys. Rev. Lett., **62**, 1388 (1989).
- [15] H. Nishikawa, T. Shiroyama, R. Nakamura, Y. Ohki, K. Nagasawa, Y. Hama. Phys. Rev. B, **45**, 586 (1992).
- [16] H. Nishikawa, E. Watanabe, D. Ito, Y. Sakurai, K. Nagasawa, Y. Ohki. J. Appl. Phys., **80**, 3513 (1996).
- [17] A.J. Kenyon, P.F. Towoga, C.W. Pitt, G. Rehm. J. Appl. Phys., **79**, 9291 (1996).
- [18] G. Ghislotti, B. Nielsen, P. Asoka-Kumar, K.G. Lynn, A. Gambhir, L.E. Di Mauro, C.E. Bottani. J. Appl. Phys., **79**, 8660 (1996).
- [19] S. Bota, B. Garrido, J.R. Morante, A. Baraban, P.P. Konorov. Sol. St. Electron., **34**, 355 (1996).
- [20] L.A. Nesbit. Appl. Phys. Lett., **46**, 38 (1985).

- [21] H. Hosono, Y. Abe, D.L. Kinser, R.A. Weeks, K. Muta, H. Kawazoe. *Phys. Rev. B*, **46**, 11 445 (1982).
- [22] M. Gallagher, U. Osterberg. *Appl. Phys. Lett.*, **63**, 2987 (1993).
- [23] V.B. Sulimov, V.O. Sokolov, *J. Non-Cryst. Sol.*, **191**, 260 (1995).
- [24] A.N. Goldstein. *Appl. Phys. A*, **62**, 33 (1996).
- [25] Г.А. Качурин, И.Е. Тыщенко, В. Скорупа, Р.А. Янков, К.С. Журавлев, Н.А. Паздников, В.А. Володин, А.К. Гутаковский, А.Ф. Лейер. *ФТП*, **31**, 730 (1997).

*Редактор В.В. Чалдышев*

### **Short-wavelength photoluminescence from SiO<sub>2</sub> layers implanted with high doses of Si<sup>+</sup>, Ge<sup>+</sup>, and Ar<sup>+</sup> ions**

G.A. Kachurin, L. Rebohle\*, W. Skorupa\*, R.A. Yankov\*, I.E. Tyschenko, H. Froeb†, T. Boehme†, K. Leo†

Institute of Semiconductor Physics,  
Siberian Branch of Russian Academy of Sciences,  
630090 Novosibirsk, Russia

\*Research Center Rossendorf,  
D-01314 Dresden, Germany

†Technical University of Dresden,  
D-01062 Dresden, Germany