

## Действие облучения и последующего отжига на нанокристаллы Si, сформированные в слоях SiO<sub>2</sub>

© Г.А. Качурин<sup>¶</sup>, С.Г. Яновская, М.-О. Ruault\*, А.К. Гутаковский, К.С. Журавлев, О. Kaitasov\*, Н. Bernas\*

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

\* CSNSM-CNRS/IN2P3,  
91405 Orsay, France

(Получена 1 февраля 2000 г. Принята к печати 14 февраля 2000 г.)

Люминесцирующие нанокристаллы Si, сформированные в слоях SiO<sub>2</sub>, облучали электронами и ионами He<sup>+</sup> с энергиями 400 и 25 ÷ 130 кэВ соответственно. Действие облучения и последующих отжигов 600 ÷ 1000°С исследованы методами фотолюминесценции и электронной микроскопии. После малых доз (~ 1 смещение / нанокристалл) обнаружены гашение фотолюминесценции нанокристаллов, но одновременно рост их числа. После больших доз (~ 10<sup>3</sup> смещений / нанокристалл) наблюдалась аморфизация, что не характерно для объемного Si. Обнаруженные явления объяснены генерацией точечных дефектов и их захватом границами Si-SiO<sub>2</sub>. Фотолюминесценция нанокристаллов восстанавливается при температурах менее 800°С, однако для кристаллизации преципитатов требуется около 1000°С. Наблюдавшееся после отжига усиление фотолюминесценции объясняется суммированием интенсивностей фотолюминесценции от исходных нанокристаллов и от возникших вследствие облучения.

### Введение

Постоянное сокращение размеров полупроводниковых приборов и обнаружение интенсивной видимой люминесценции кремниевыми квантово-размерными структурами сделали весьма актуальным изучение нанокристаллов Si. Их свойства, включая и радиационные эффекты, могут заметно отличаться от свойств объемного материала из-за размерных факторов и резко возрастающего влияния поверхности.

К настоящему времени действие излучения на кремниевые нанокристаллы изучено слабо, причем объектом исследований служил пористый Si. В публикациях [1–7] сообщалось, что ионная бомбардировка отрицательно влияет на видимую люминесценцию пористого Si. Авторы работ [1–5] связывали гашение фотолюминесценции (ФЛ) с аморфизацией, в статье [6] эффекты объяснили десорбцией водорода, а в [7] — образованием центров безызлучательной рекомбинации. Снижение интенсивности ФЛ отмечалось и при облучении электронами, позитронами, α-частицами, рентгеновским и γ-излучением [8–12]. В отличие от ионов средних масс эти виды излучений обычный Si не аморфизируют. Гашение ФЛ связывалось в [8–10] с уменьшением числа нанокристаллов. Однако авторы [11] наблюдали спад люминесценции под действием электронов с энергией 20 кэВ, что много ниже порога атомных смещений. Спад объяснили испарением водорода под электронным пучком.

Имеются также сообщения, что радиация может стимулировать ФЛ. По данным [13], γ-излучение усиливало ФЛ и делало более стабильной. Однако это относилось только к облучению на воздухе и не наблюдалось при облучении в вакууме. Усиление ФЛ отмечено в [14] после облучения γ-квантами, электронами и ионами

Si, что объяснено ростом числа поверхностных связей O-Si-H. Наконец, в [15] был сделан вывод, что люминесцирующий пористый Si радиационно более стоек, чем объемный материал.

Таким образом, данные о взаимодействии излучения с нанокристаллами немногочисленны и противоречивы, причем противоречия во многом связаны с незащищенностью поверхностей в пористом Si. Невыясненным остается пока вопрос и об отжиге радиационных повреждений. Недавно предложены методы формирования наноструктур, где поверхность нанокристаллов надежно защищена. В частности, это ионный синтез нанокристаллов Si в SiO<sub>2</sub> [16–19]. Поэтому в данной работе ставилась задача изучить влияние облучения и последующего отжига на свойства кремниевых нанокристаллов, сформированных внутри SiO<sub>2</sub>. Для облучения были выбраны быстрые электроны и ионы He<sup>+</sup>, производящие в Si лишь подвижные точечные дефекты.

### Методика

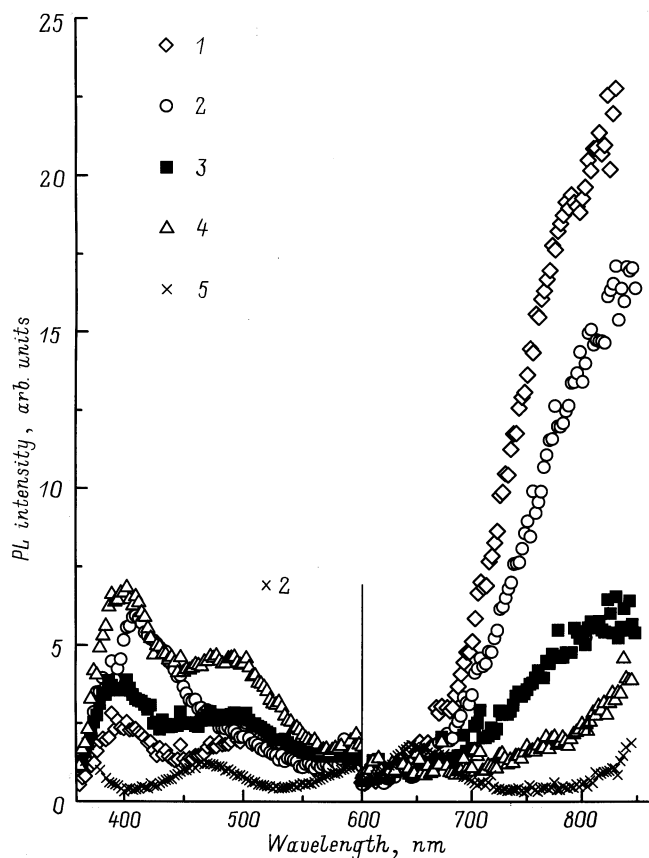
Для формирования нанокристаллов в субмикронные слои SiO<sub>2</sub>, термически выращенные на кремнии, внедряли ионы Si<sup>+</sup>. Дозы ионов 5 · 10<sup>16</sup>–1 · 10<sup>17</sup> см<sup>-2</sup> при энергиях в интервале 25 ÷ 130 кэВ обеспечивали избыточную концентрацию Si в SiO<sub>2</sub> около 15 ÷ 20 ат% на глубинах до 200 нм. Затем проводился отжиг при 1150°С, в течение 30 мин в атмосфере азота. Высокоразрешающая электронная микроскопия показала, что в результате отжига в SiO<sub>2</sub> формируются кремниевые нанокристаллы. Их параметры, форма и размеры соответствовали опубликованному ранее [20,21]. Сформировавшиеся в SiO<sub>2</sub> нанокристаллы подвергались облучению при комнатной температуре электронами с энергией 400 кэВ (в колонне электронного микроскопа) и ионами He<sup>+</sup> с энергиями 25 ÷ 130 кэВ. Энергия ионов He<sup>+</sup> бралась такой, чтобы

<sup>¶</sup> Факс: (3832) 332771  
E-mail: kachurin@isp.nsc.ru

они проходили интересующую область насквозь, выделяя в ней лишь тормозные потери. Плотности ионного тока не превышали 1 мкА/см<sup>2</sup>, а электронный луч был сфокусирован в пучок диаметром ~ 2 мкм при токе 2.5 мкА. В обоих случаях разогрев мишеней под пучком был несущественным. Отжиги после бомбардировок проводились в N<sub>2</sub> либо в вакууме. Часть экспериментов по облучению ионами He<sup>+</sup> и последующему отжигу проводились *in situ* в колонне электронного микроскопа. Для исследований использовались методы ФЛ при 20°C и электронной микроскопии, в том числе высокоразрешающей. ФЛ возбуждалась азотным лазером с  $\lambda = 337$  нм и регистрировалась фотоумножителем ФЭУ-79. Приводимые спектры нормированы к спектральной чувствительности установки.

## Результаты

На рис. 1 показаны спектры ФЛ исходных образцов и на разных стадиях бомбардировки ионами He<sup>+</sup>. До облучения видна интенсивная красная-инфракрасная (ИК) полоса, обычно объясняемая квантовыми ограничениями в нанокристаллах Si [16–19]. Интенсивность этой полосы последовательно снижается с ростом дозы от  $3 \cdot 10^{12}$  см<sup>-2</sup>



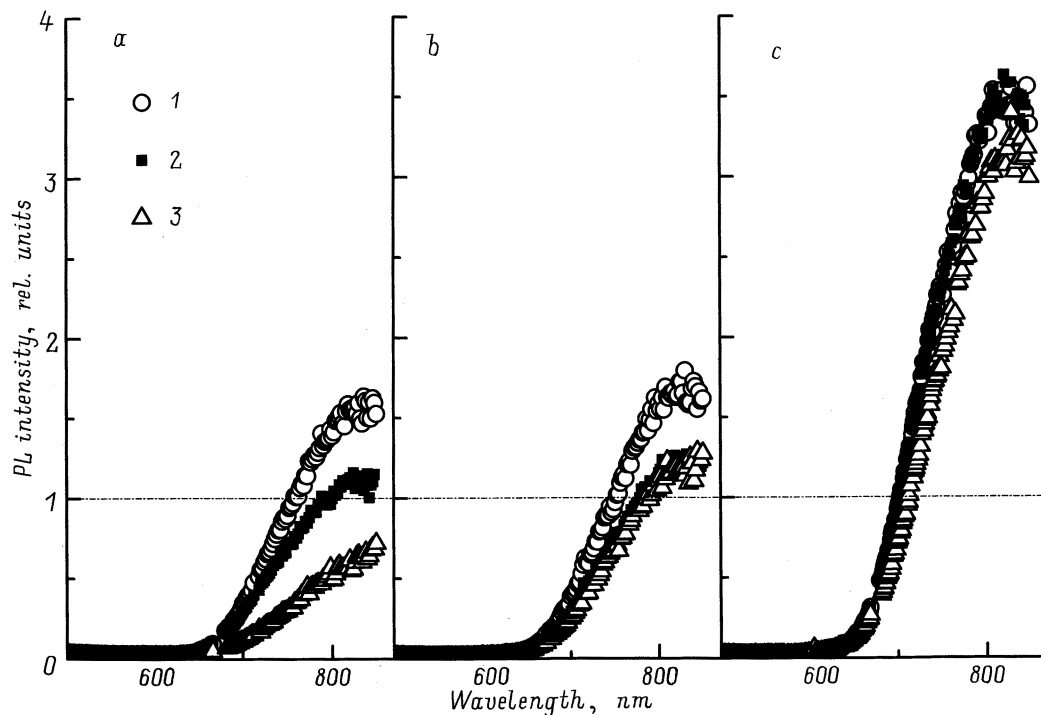
**Рис. 1.** Спектры ФЛ слоев SiO<sub>2</sub> с нанокристаллами Si до (1) и после облучения ионами He<sup>+</sup> дозами, см<sup>-2</sup>: 2 —  $3 \cdot 10^{12}$ , 3 —  $1 \cdot 10^{13}$ , 4 —  $3 \cdot 10^{13}$ . Спектр 5 — после облучения слоя чистого SiO<sub>2</sub> ионами He<sup>+</sup> дозой  $1 \cdot 10^{15}$  см<sup>-2</sup>.

до  $3 \cdot 10^{13}$  см<sup>-2</sup>, причем смещения ее максимума не происходит. Кроме того, в коротковолновой части спектра с дозой растет слабое свечение (рис. 1). Для контроля ионной бомбардировке был подвергнут слой SiO<sub>2</sub>, не содержащий нанокристаллов, причем дозу довели до  $10^{15}$  см<sup>-2</sup>. Коротковолновое свечение наблюдалось и в этом случае, но оно было заметно слабее.

Влияние отжига на ФЛ облученных образцов представлено на рис. 2. Для сравнения после каждой стадии отжига спектры снимались совместно с контрольным необлученным образцом (см. рис. 1, кривая 1). Интенсивность красной-ИК полосы в его спектре принималась за единицу, и относительно нее нормировались все кривые на рис. 2. Уже после 600°C вызванная бомбардировками коротковолновая ФЛ практически устранялась. Поведение длинноволновой ФЛ, излучаемой кремневыми нанокристаллами, зависело от дозы ионов He<sup>+</sup>. После минимальной дозы и отжига 600°C интенсивность этой полосы даже превосходила исходную. Более яркой она была и после дозы  $10^{13}$  см<sup>-2</sup>. Однако для дозы  $3 \cdot 10^{13}$  см<sup>-2</sup> отжиг 600°C оказался недостаточным. После отжига 800°C во всех случаях интенсивности длинноволновой ФЛ несколько превосходили исходную. При этом увеличение температуры отжига от 600 до 800°C заметного выигрыша по максимальной интенсивности ФЛ не давало. Однако отжиг при 1000°C приводил к резкому усилению интенсивности ФЛ, и она в несколько раз превышала исходную.

Высокоразрешающая электронная микроскопия показала, что увеличение дозы ионов He<sup>+</sup> от  $10^{13}$  см<sup>-2</sup> до  $10^{15}$  см<sup>-2</sup> нанокристаллы не устраняет. Были проведены также электронно-микроскопические исследования *in situ*, когда доза ионов He<sup>+</sup> последовательно увеличивалась до  $10^{16}$  см<sup>-2</sup>. В этом случае нанокристаллы оказались аморфизированными (рис. 3). Отметим, что на поверхности некоторых образцов случайно оказались кристаллиты Si размерами около 10 нм. Они кристалличность сохранили, что свойственно объемному Si при комнатном облучении столь легкими ионами. *In situ* были проведены также постимплантационные отжиги по 30 мин до 775°C. Их оказалось недостаточно для восстановления нанокристаллов (рис. 3). При электронном облучении сохранение нанокристаллов контролировалось после 2, 20, 40, 60 и 90 мин облучения. Практически полностью они исчезают только после 90 мин (рис. 3). Было замечено, что более крупные кристаллиты требуют для аморфизации более длительного облучения.

К неожиданному результату привел подсчет числа нанокристаллов на единицу площади до и после бомбардировки ионами He<sup>+</sup> и электронами. В обоих случаях после облучения малыми дозами количество нанокристаллов не уменьшалось, а росло (рис. 4). При электронном облучении для надежности подсчеты проводились на нескольких участках исследуемого образца (см. рис. 4). Из гисторамм рис. 4 видно также, что после достижения определенной дозы облучения исчезновение нанокристаллов происходит достаточно резко.



**Рис. 2.** Спектры ФЛ образцов, облученных ионами  $\text{He}^+$  дозами,  $\text{см}^{-2}$ : 1 —  $3 \cdot 10^{12}$ , 2 —  $1 \cdot 10^{13}$ , 3 —  $3 \cdot 10^{13}$  и отожженных в течение 30 мин, °C: a — 600, b — 800, c — 1000. Штрихпунктир — интенсивность ФЛ исходных образцов.

## Обсуждение результатов

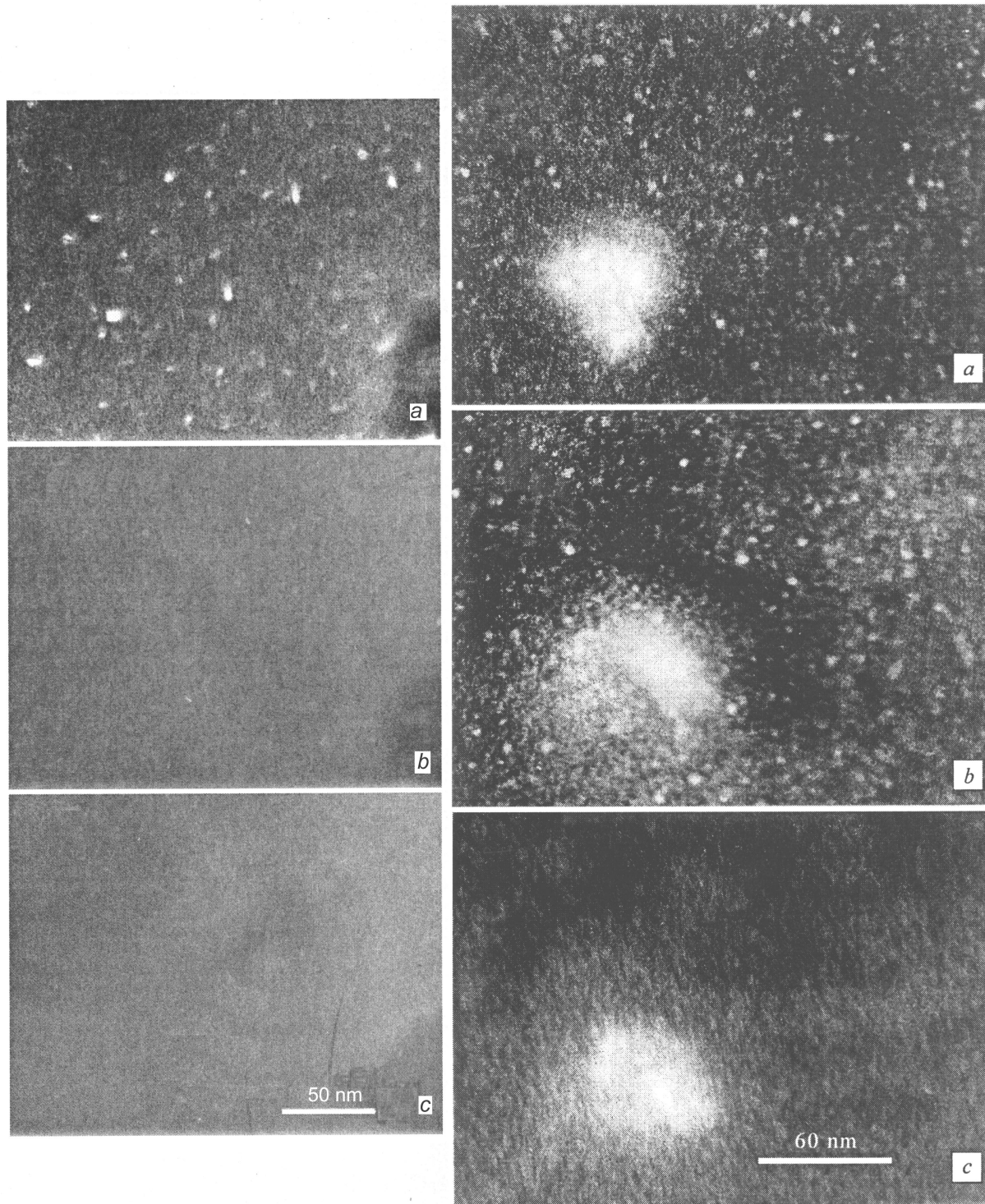
Гашение красной-ИК ФЛ и аморфизация явно связаны с дефектообразованием, но требуют совершенно разных затрат упругой энергии частиц. Гашение ФЛ наблюдается при дозах  $\alpha$ -частиц порядка  $10^{13} \text{ см}^{-2}$ , что при пороге смещения  $E_{\text{th}} \cong 15 \text{ эВ}$  соответствовало примерно  $6 \cdot 10^{-5}$  смещений/атом в исследуемом слое. Поскольку нанокристаллы размерами  $\sim 5 \text{ нм}$  содержат  $\sim 5000$  атомов, падение интенсивности ФЛ происходит при введении в кристаллит всего  $\sim 1$  смещения. Это означает, что для создаваемых облучением подвижных дефектов существует фиксирующий сток с высокой эффективностью захвата. Таким стоком является, очевидно, поверхность нанокристаллов. Ключевая роль поверхности в захвате точечных дефектов видна и из экспериментов по ФЛ в Si, облученном до и после формирования нанокристаллической структуры [9].

В этом же дозовом интервале проявился и другой эффект — появление под облучением при  $20^\circ\text{C}$  новых нанокристаллов Si. Отсюда, во-первых, следует, что после первоначального отжига  $1150^\circ\text{C}$  в  $\text{SiO}_2$  помимо кремниевых нанокристаллов были также нановыделения Si, оставшиеся аморфными. Во-вторых, такие нановыделения могут скачкообразно кристаллизоваться без нагрева благодаря единичным атомным смещениям. По крайней мере кристаллизацию инициируют именно упругие потери, а не ионизация. Для электронов с  $j \cong 60 \text{ А/см}^2$  уровень ионизации был на 4 порядка выше, чем для ионов  $\text{He}^+$  с  $j \cong 1 \text{ мкА/см}^2$ , тем не менее эффект кри-

сталлизации наблюдался в обоих случаях при упругих потерях, соответствующих единичным смещениям в преципитатах. Возможно, здесь мы имеем дело с явлением, известным как ударная кристаллизация [22,23].

Аморфизация ионами  $\text{He}^+$  происходит после больших доз, когда на атом мишени приходится около 0.2 смещений ( $\sim 100$  смещений/нанокристалл). Как известно, кремний аморфизуется при  $20^\circ\text{C}$  только более тяжелыми ионами, причем затраты на дефектообразование должны достигать  $\sim 1$  смещение/атом. Поскольку границы нанокристаллов эффективно захватывают подвижные дефекты и, как следует из наших наблюдений, доза аморфизации растет с размерами кристаллитов, потеря устойчивости решетки вызвана накоплением дефектов границами до определенного критического уровня. О возможности аморфизации Si за счет накопления точечных дефектов при наличии связывающих границ свидетельствуют результаты работ [24,25].

Расчеты показывают, что у электронов затраты упругих потерь на аморфизацию были гораздо выше, чем у ионов  $\text{He}^+$ , и составляли около 20 смещений/атом. Причинами могли быть разница в темпах генерации смещений электронами и  $\alpha$ -частицами и разница в передаваемой энергии атомам мишени. Темп генерации смещений электронами с плотностью тока  $\sim 60 \text{ А/см}^2$  был на 2 порядка выше, чем у  $\alpha$ -частиц при плотностях  $\sim 1 \text{ мкА/см}^2$ , и в этом отношении электронам было бы легче аморфизировать Si. Гомогенным образованием стабильных нарушений в пределах одного пика смещения для легких ионов  $\text{He}^+$  можно пренебречь. Их



**Рис. 3.** Темнопольная электронная микроскопия слоев SiO<sub>2</sub> с нанокристаллами Si (светлые точки). Слева — *a*) исходный образец, *b*) после облучения ионами He<sup>+</sup> дозой  $1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ , *c*) он же после дополнительного отжига 775°C × 30 мин. Справа — после облучения электронами в течение, мин: *a* — 2, *b* — 40, *c* — 90.

упругие потери составляют  $\sim 10 \text{ эВ/нм}$ , и в пределах кристалла размерами  $\sim 5 \text{ нм}$  возможно образование не более трех френкелевских пар. Поэтому разница в энергозатратах частиц на аморфизацию обусловлена прежде всего различием в энергии, передаваемой атомам мишени. Для ионов He<sup>+</sup> ее среднее значение составляет

$\sim 100 \text{ эВ}$ , и выбитые атомы могут удаляться от узла на несколько постоянных решетки. Электроны с энергией 400 кэВ передают атомам Si лишь около 20 эВ, создавая близкие френкелевские пары. Для них прямая рекомбинация гораздо более вероятна, чем сток компонентов на поверхность.

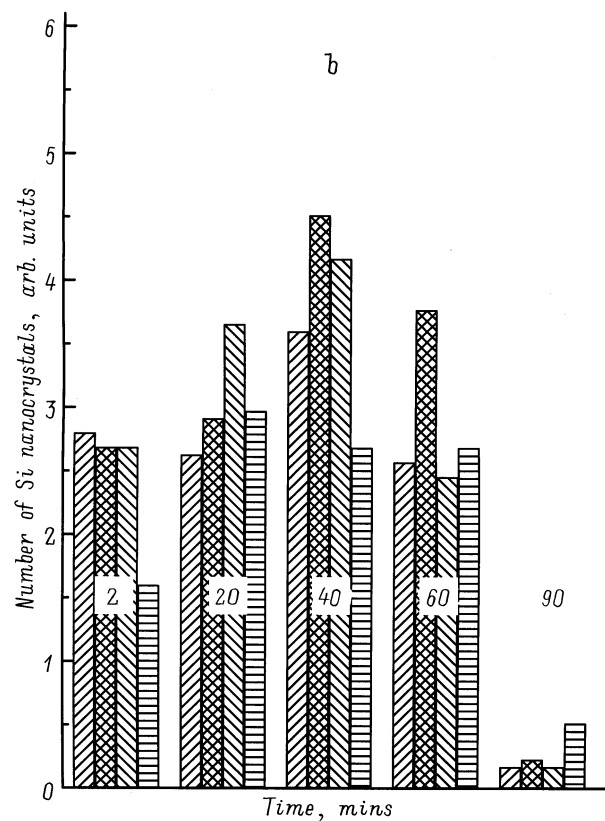
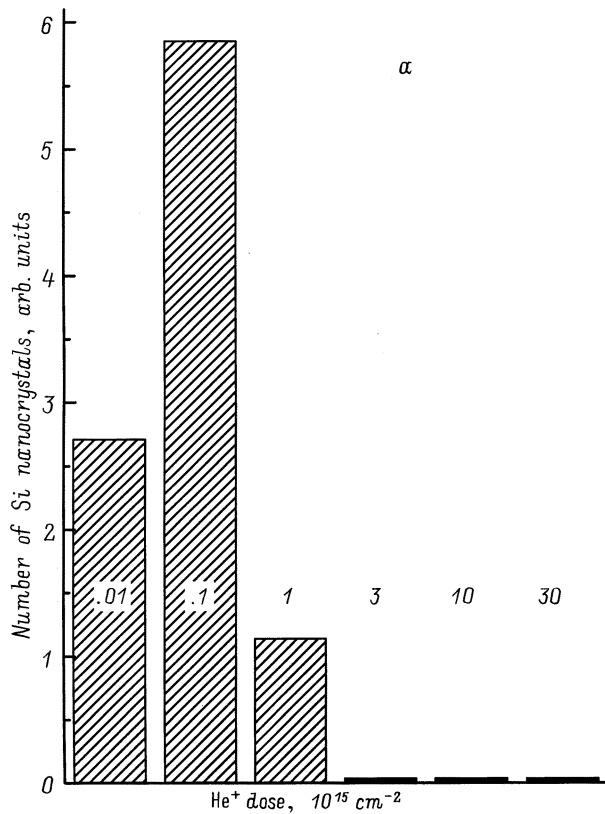


Рис. 4. Гистограммы изменения числа нанокристаллов Si при увеличении дозы ионов He<sup>+</sup> (a) и времени облучения электронами (b) — показаны подсчеты по 4 участкам.

Если для отжига дефектов в нанокристаллитах достаточны температуры ниже 800°C, то для кристаллизации аморфизированных нанопреципитатов нужны температуры между 800 и 1000°C. Этот интервал соответствует температурам, когда формируются нанокристаллы в слоях SiO<sub>2</sub>, имплантированных ионами Si [16–21]. Полученные нами данные говорят о том, что высокие температуры нужны не просто для диффузионно-лимитируемого роста преципитатов, но и для самой кристаллизации. Такие температуры существенно выше температур начала кристаллизации обычного аморфного Si (~ 500 ÷ 600°C). Механизм кристаллизации нановыделений еще нуждается в исследованиях. Возможно, он как-то связан с температурой плавления, которая у наночастиц понижается из-за роста вклада поверхностной энергии.

С увеличением числа нанокристаллитов естественно связать и наблюдавшееся нами усиление ФЛ облученных образцов после отжига при 1000°C. Оно, вероятно, является результатом суммирования интенсивностей исходных и новых излучателей. Новые нанокристаллы могли образоваться не только вследствие кристаллизации под пучком при 20°C. Появление коротковолновой ФЛ при облучении (рис. 1) свидетельствует о радиационно-стимулированной сегрегации Si из SiO<sub>2</sub> с образованием пар Si–Si (синяя ФЛ) и более сложных люминесцирующих комплексов [26,27]. Из рис. 1 видно, что в слоях с избыточным Si коротковолновая ФЛ растет под облучением заметно быстрее и имеет более развитый спектр. Таким образом, помимо непосредственной радиационной модификации кремниевых выделений имело место, очевидно, взаимодействие этих выделений с вытесняемыми атомами Si. В результате имевшиеся в слое некристаллические кремниевые нанопреципитаты смогли кристаллизоваться после повторного отжига при 1000°C.

## Заключение

На начальных стадиях облучения легкими частицами нанокристаллов Si в слое SiO<sub>2</sub> происходит гашение их ФЛ, обусловленной квантово-размерными ограничениями, причем оно не связано с аморфизацией. ФЛ исчезает при дозах ионов, соответствующих всего ~ 1 смещению на нанокристалл. Гашение ФЛ обусловлено, по-видимому, введением центров безызлучательной рекомбинации. Нанокристаллы при этом не только не аморфизируются, но их количество под облучением даже растет. Кристаллизация кремниевых нановыделений под облучением при 20°C происходит в том же дозовом интервале, что и гашение ФЛ, т. е. на уровне ~ 1 смещение на нанокристалл. С ионизацией этот эффект не связан, и его механизм, возможно, родствен ударной кристаллизации. Нанокристаллы Si в отличие от объемного материала могут аморфизироваться при комнатной температуре под действием электронов и легких ионов. Это проис-

ходит при дозах  $\alpha$ -частиц, соответствующих примерно 0.2 смещениям на атом в нанокристаллах размерами  $\sim 5$  нм (вместо  $\sim 1$  смещение/атом, необходимого для аморфизации объемного Si ионами средней и большой массы). Гашение ФЛ и аморфизация происходят благодаря взаимодействию генерируемых подвижных дефектов с поверхностью нанокристаллов. Поскольку электроны производили в основном быстро рекомбинирующие пары Френкеля, их потери на аморфизацию оказались выше, чем у  $\alpha$ -частиц. Отжиг дефектов в нанокристаллах Si происходит при температурах ниже 800°C, однако для восстановления кристаллически аморфизированных преципитатов требуются более высокие температуры. После отжига облученных слоев при 1000°C интенсивность ФЛ нанокристаллов оказывается в несколько раз выше, чем после их формирования при 1150°C. Эффект объясняется суммированием интенсивностей ФЛ изначально созданных нанокристаллов и новых, появившихся вследствие облучения.

Авторы признательны С.В. Шемякину за помощь в работе.

## Список литературы

- [1] L.T. Canham. Appl. Phys. Lett., **57**, 1046 (1990).
- [2] L.Wang, C. Lin, P. Liu, Z. Zhou, S. Zou. Mater. Res. Soc. Symp. Proc., **316**, 445 (1994).
- [3] X.-M. Bao, H.-O. Yang, F. Yan. J. Appl. Phys., **79**, 1320 (1996).
- [4] X.-M. Bao, H.-Q. Yang. Appl. Phys. Lett., **63**, 2246 (1993).
- [5] J.S. Barbour, D. Dimos, T.R. Guillinger, M.J. Kelly, S.S. Tsao. Appl. Phys. Lett., **59**, 2088. (1991).
- [6] B.R. Mehta, M.K. Sahay, L.K. Malhotra, D.K. Avasthi, R.K. Soni. Thin. Sol. Films, **289**, 95 (1996).
- [7] S. Tanaka, H. Koyama, N. Koshida. Appl. Phys. Lett., **73**, 2334 (1998).
- [8] R.R. Kunz, P.M. Nitishin, H.R. Clark, M. Rothschild, B. Ahem. Appl. Phys. Lett., **67**, 1766. (1995).
- [9] Е.В. Астрова, В.В. Емцев, А.А. Лебедев, Д.И. Полоскин, А.Д. Ременьюк, Ю.В. Рудь, В.Е. Харциев. ФТП, **29**, 1301 (1995).
- [10] А.А. Лебедев, А.М. Иванов, А.Д. Ременьюк, Ю.В. Рудь. ФТП, **30**, 188 (1996).
- [11] J.-L. Maurice, A. Riviere, A. Alapini, C. Levy-Clement. Appl. Phys. Lett., **66**, 1665 (1995).
- [12] Y.M. Huang. Appl. Phys. Lett., **71**, 3850 (1997).
- [13] J.S. Fu, J.C. Mao, E. Wu, Y.Q. Jia, B.R. Zhang, L.Z. Zhang, G.G. Qin, G.S. Wui, Y.H. Zhang. Appl. Phys. Lett., **63**, 1830 (1993).
- [14] T.M. Bhave, S.V. Bhoraskar, P. Singh, V.N. Bhoraskar. Nucl. Instrum. Meth. B, **132**, 409 (1997).
- [15] В.В. Ушаков, В.А. Дравин, Н.Н. Мельник, Е.А. Константинова, В.Ю. Тимашенко. ФТП, **31**, 1126 (1997).
- [16] T. Shimizu-Iwayama, K. Fujita, S. Nakao, K. Saitoh, R. Fujita, N. Itoh. J. Appl. Phys., **75**, 7779 (1994).
- [17] P. Mutti, G. Ghisloti, S. Bertoni, L. Bonoldi, G.F. Cerofolini, L. Meda, E. Grilli, M. Guzzi. Appl. Phys., Lett., **66**, 851 (1995).
- [18] G.A. Kachurin, I.E. Tyschenko, K.S. Zhuravlev, N.A. Pazdnikov, V.A. Volodin, A.K. Gutakovsky, A.F. Leier, W. Scorupa, R.A. Yankov. Nucl. Instrum. Meth. B, **122**, 571 (1997).
- [19] G.A. Kachurin, K.S. Zhuravlev, N.A. Pazdnikov, A.F. Leier, I.E. Tyschenko, V.A. Volodin, W. Scorupa, R.A. Yankov. Nucl. Instrum. Meth. B, **127/128**, 583 (1997).
- [20] 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. Лейсер. ФТП, **31**, 730 (1997).
- [21] Г.А. Качурин, А.Ф. Лейсер, К.С. Журавлев, И.Е. Тыщенко, А.К. Гутаковский, В.А. Володин, В. Скорупа, Р.А. Янков. ФТП, **32**, 1371 (1998).
- [22] T. Takamori, R. Messier, R. Roy. Appl. Phys. Lett., **20**, 201 (1972).
- [23] A. Mineo, A. Matsuda, T. Kurosu, M. Kikuchi. Sol. St. Commun., **13**, 329 (1973).
- [24] С.И. Романов, Л.С. Смирнов. ФТП, **10**, 876 (1976).
- [25] H.A. Atwater, W.L. Brown. Appl. Phys. Lett., **56**, 30 (1990).
- [26] L.-S. Liao, X.-M. Bao, N.-S. Li, X.-Q. Zhang, N.-B. Min. J. Luminesc., **68**, 199 (1996).
- [27] Г.А. Качурин, Л. Реболе, В. Скорупа, Р.А. Янков, И.Е. Тыщенко, Х. Фреб, Т. Беме, К. Лео. ФТП, **32**, 439 (1998).

Редактор В.В. Чалдышев

## Effect of irradiation and subsequent annealing on Si nanocrystals, formed in SiO<sub>2</sub> layers

G.A. Kachurin, S.G. Yanovskaya, M.-O. Ruault\*, A.K. Gutakovsky, K.S. Zhuravlev, O. Kaitasov\*, H. Bernas\*

Institute of Semiconductor Physics SO RAN,  
630090 Novosibirsk, Russia

\* CSNSM-CNRS/IN2P3,  
91405 Orsay, France

**Abstract** Si nanocrystals formed in SiO<sub>2</sub> layers and capable to emit visible light due to the quantum confinements, were irradiated with 400 keV electrons or 30–130 keV He<sup>+</sup> ions. Photoluminescence (PL) and electron microscopy were used to characterize the samples after the irradiations and subsequent anneals at 600–1000°C. At doses as low as  $\sim 1$  displacement/nanocrystal the irradiations quenched PL, but simultaneously increased the number of nanocrystals. After the doses of  $\sim 1000$  displ./nanocrystal ( $\sim 0.2$  displ./atom), the amorphization was observed, as unlike the case of a bulk Si. The effects are ascribed to generation of point defects and their accumulation on Si–SiO<sub>2</sub> interfaces. Annealing below 800°C recovered PL, while the temperature of  $\sim 1000^\circ\text{C}$  was needed for crystallization the amorphized Si nanoinclusions. After the post-irradiation annealing at 1000°C, the PL intensity became several times stronger than that from the initial samples prepared at 1150°C. The increased PL from the irradiated and annealed layers is assumed to be a sum of the intensities from the initial nanocrystals and from the new ones that appeared due to irradiation.