

Фотолюминесценция пленок нанокристаллического кремния, полученных импульсным лазерным осаждением с введением углерода

© Э.Б. Каганович[¶], И.П. Лисовский, Э.Г. Манойлов, С.А. Злобин

Институт физики полупроводников им. В.Е. Лашкарева
Национальной академии наук Украины,
03928 Киев, Украина

(Получена 6 июня 2005 г. Принята к печати 5 сентября 2005 г.)

Исследуется влияние углерода на фотолюминесцентные свойства пленок состава: Si квантово-размерные нанокристаллы/SiO_x ($x \rightarrow 2$) матрица. Измерены спектры фотолюминесценции с временным разрешением в диапазоне энергий 1.4–3.2 эВ и спектры инфракрасного поглощения в диапазоне волновых чисел 650–1500 см⁻¹. Установлено, что введение углерода в присутствии кислорода при импульсном лазерном осаждении пленок приводит к бело-голубому спектру, увеличению интенсивности и стабильности фотолюминесценции. Влияние углерода на фотолюминесцентные свойства связывается с формированием SiO₂-барьерной фазы взамен SiO_x ($1 < x < 2$), насыщением оборванных связей кремния на поверхности Si нанокристаллов более крупных размеров и механическим укреплением Si нанокристаллов более мелких размеров.

PACS: 78.66.Db, 61.72.Tt

1. Введение

В настоящее время наметился подход к улучшению фотолюминесцентных (ФЛ) [1–12] и электролюминесцентных [13–15] свойств нанокристаллического кремния (*nc*-Si), основанный на внедрении углерода, как для слоев пористого кремния (*por*-Si), формируемых анодизацией [1–7], так и для пленок нанокомпозитного состава: Si квантово-размерные нанокристаллы (НК)/SiO_x ($1 < x \leq 2$) матрица, получаемых различными методами [8–12]. Существуют проблемы, связанные с расширением спектрального диапазона фотолюминесценции (ФЛ) в голубую область спектра, с ее нестабильностью как во времени, так и, например, при лазерном воздействии, с улучшением характеристик переключения и др. [3–6]. Предполагается, что введение атомов углерода в *nc*-Si может приводить к формированию монослоев, содержащих Si–C-, O–Si–C-, Si–CH_n-связи, и тонких пленок карбида кремния (SiC) на поверхности Si-НК, к получению пленок, содержащих SiC-НК в SiO₂ и Si-НК в алмазоподобной матрице. Выяснение механизмов ФЛ свойств затрудняется рядом причин. Во-первых, сложностью состава и структуры исследуемых объектов, неоднозначностью их определения. Во-вторых, тем, что при разной природе излучения спектры ФЛ перекрываются в диапазоне длин волн 400–700 нм. При этом анализируются, как правило, стационарные спектры ФЛ, а не с временным разрешением (ВР) при возбуждении различными источниками излучения. В-третьих, не всегда подтверждаются выводы о механизмах ФЛ результатами исследования состава и структуры пленок. И наконец, можно предположить, что в определенных условиях эксперимента улучшенные ФЛ свойства *nc*-

Si, полученных с введением углерода, могут быть объяснены в рамках структурной модели Si-НК/SiO₂ без образования квантово-размерных SiC-НК или C-фазы.

Цель данной работы — установление механизма влияния введения углерода на ФЛ свойства пленок *nc*-Si, полученных импульсным лазерным осаждением. В работе выясняются взаимосвязи между условиями формирования пленок и спектрами ФЛ с временным разрешением и ИК-поглощения. Показано, что введение углерода в присутствии кислорода приводит к увеличению интенсивности ФЛ в бело-голубой области спектра и ее стабильности из-за формирования Si–C-связей и SiO₂-барьерной фазы взамен SiO_x ($1 < x \leq 2$). Предполагается, что трансформация ФЛ свойств при введении углерода обусловлена увеличением эффективности окисления кремния, миграцией атомов углерода к границе раздела Si/SiO_x, что приводит соответственно к уменьшению размеров Si-НК, пассивации оборванных связей кремния не только атомами кислорода, но и углерода, к повышению высоты потенциального барьера Si/SiO_x.

2. Методика эксперимента

Пленки получали методом импульсного лазерного осаждения (ИЛО) на кремниевую подложку, используя в качестве мишени кремний и углерод, соотношение C/Si варьировали. Луч YAG:Nd³⁺-лазера (длина волны 1.06 мкм, энергия и длительность импульса 0.2 Дж и 10 нс, частота повторения импульсов 25 Гц), работающего в режиме модулированной добротности, сканировал мишень. Подложка была расположена на расстоянии в 30 мм по нормали к мишени, и формирование пленки происходило из высокоэнергетических частиц эрозивного факела в атмосфере кислорода при давлении

[¶] E-mail: dept_5@isp.kiev.ua

в 6.5 Па или в вакууме при давлении остаточных газов в 10^{-3} Па (см. также [16]). Толщины пленок составляли около 1 мкм.

Спектры ФЛ с ВР измеряли в диапазоне энергий 1.4–3.2 эВ при возбуждении излучением азотного лазера (длина волны 337 нм, длительность импульса 8 нс) при стробоскопической регистрации сигнала в режиме счета фотонов. Ширина строба составляла 250 нс. Стабильность ФЛ оценивали по изменению ее интенсивности как во времени при хранении на воздухе, так и в процессе облучения азотным лазером.

ИК спектры измеряли в диапазоне волновых чисел $650\text{--}1500\text{ см}^{-1}$ на автоматизированном спектрометре ИКС-25М. Был проведен анализ формы полосы поглощения на валентных колебаниях атомов мостикового кислорода в осциллирующей молекуле Si–O–Si, который позволяет оценить содержание молекулярных комплексов $\text{Si-O}_y\text{-Si}_{4-y}$ ($1 \leq y \leq 4$). Для этого полоса поглощения (максимум вблизи $1050\text{--}1080\text{ см}^{-1}$) математически разлагалась на составляющие гауссовой формы, положение которых позволяло определить угол связи Si–O–Si и выделить указанные выше элементы структуры пленки в рамках модели случайной связи. Детали этой процедуры и анализа однозначности полученных результатов описаны ранее (см., например, [17–19]) для пленок термической двуокиси кремния, а также для напыленных слоев SiO_x , в том числе и содержащих нановключения кремния. Среднеквадратичное отклонение суммы гауссовых профилей от экспериментальной кривой не превышало 10^{-2} .

3. Результаты и их обсуждение

Пленки, осажденные из кремниевой мишени без введения кислорода, не обладали ФЛ. С введением кислорода возникла ФЛ в видимой области спектра, ее интенсивность достигала максимума при давлении кислорода в 6.5 Па и при последующем увеличении содержания кислорода резко уменьшалась до полного исчезновения. Максимум спектра ФЛ лежал при 2.1–2.3 эВ, времена релаксации ФЛ τ были менее 50 нс, интенсивность излучения была слабой. В наших прежних работах (см., например, [16, 20–22]) было показано, что структурная модель этих ФЛ пленок содержит две фазы: Si–НК с размерами, близкими к 3 нм, и барьерную SiO_x ($1 < x < 2$). Было установлено, что характеристики ФЛ определяются квантовым ограничением экситонов в Si–НК. Слабая интенсивность ФЛ определяется высокой эффективностью безызлучательного канала рекомбинации, связанного с ненасыщенными оборванными связями кремния как на поверхности более крупных Si–НК, так и в SiO_x -фазе.

Другая, не менее важная причина малой интенсивности ФЛ обусловлена нестехиометричностью состава барьерной фазы (малая высота потенциального барьера (ϕ) Si–НК/ SiO_x ($x < 2$) и высокое значение диэлек-

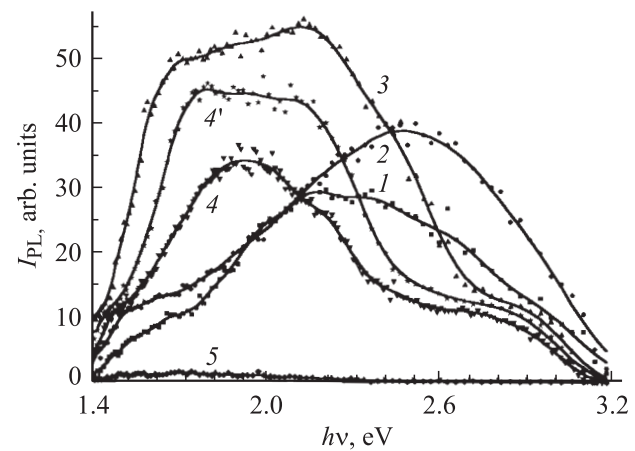


Рис. 1. Спектры ФЛ с временным разрешением для пленок, осажденных в атмосфере кислорода (1–4), при остаточном давлении в вакууме (5) и при содержании углерода в мишени, %: 1 — 0; 2 — 1; 3 — 10; 4, 4' — 50; 5 — 100, в диапазоне времен релаксации ФЛ τ , нс: 1 — 100, 2 — 150, 3 — 500, 4 — 300, 4' — 400, 5 — < 50 . 4' — спектр 4 после двух месяцев хранения на воздухе.

трической проницаемости (ϵ) SiO_x ($x < 2$) по сравнению с таковыми для SiO_2). Такие значения ϕ и ϵ определяют малые величины энергии связи экситонов, а следовательно, и низкую эффективность их излучательной аннигиляции [21].

Было замечено, что интенсивность ФЛ увеличивалась, особенно в высокоэнергетической части спектра при загрязнении вакуумной камеры парами масляного насоса (рис. 1, кривая 1). При целенаправленном введении углерода эффект усиливался (рис. 1, кривая 2). Значения τ увеличивались от менее 50 до 150 нс. При введении в Si-мишень 10% углерода интенсивность проходила через максимум (рис. 1, кривая 3). Времена релаксации увеличивались, но не превышали 500 нс. При дальнейшем увеличении содержания углерода в мишени интенсивность ФЛ уменьшалась, изменялась и форма спектра, более резко падала интенсивность в высокоэнергетической области (2.3–3.2 эВ) (рис. 1, кривая 4). При осаждении пленок из углеродной мишени эффективность излучения была чрезвычайно слабой (рис. 1, кривая 5). Спектр ФЛ лежал в области энергий 1.4–2.2 эВ, значения τ были менее 50 нс. Важно отметить, что фотолуминесцентными всегда были только те пленки, которые осаждались при оптимальном давлении кислорода. Тот факт, что при концентрациях углерода, превышающих 10%, как правило, интенсивность ФЛ уменьшалась, и особенно резко в области энергий, превышающих 2.3 эВ, свидетельствует о малой вероятности природы ФЛ, связанной с SiC–НК. Очевидно, что в условиях данного эксперимента в видимую ФЛ не вносит свой вклад и C-фаза.

Для пленок, полученных без введения углерода в атмосфере кислорода, интенсивность ФЛ при непрерывном (в течение десятков минут) облучении азотным

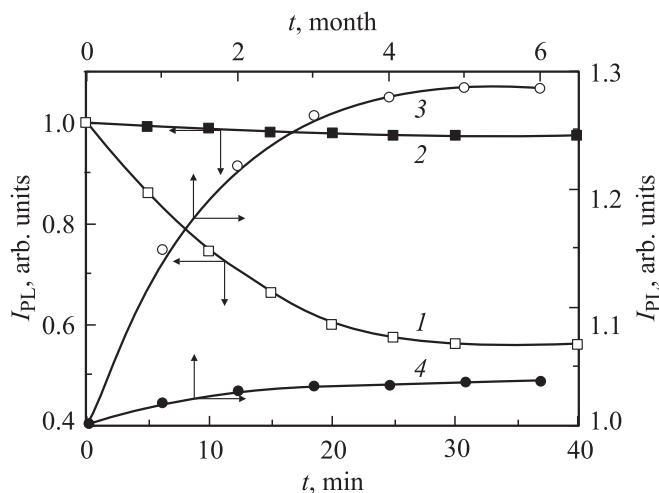


Рис. 2. Нестабильность интенсивности ФЛ пленок, полученных без введения углерода (1, 3) и при 10% содержании углерода в мишени (2, 4), при облучении импульсами азотного лазера (1, 2) и при выдержке на воздухе (3, 4).

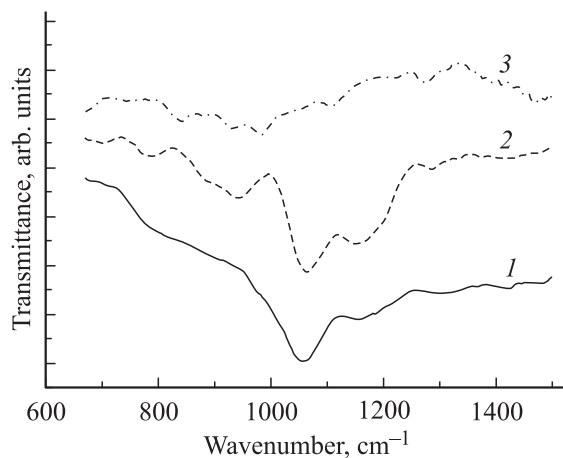


Рис. 3. ИК спектры пропускания пленок, осажденных в атмосфере кислорода (1, 2), при остаточном давлении в вакууме (3) и при содержании углерода в мишени, %: 1 — 0, 2 — 10, 3 — 50.

лазером уменьшалась на 40–45% за первые 20 мин воздействия (рис. 2, кривая 1). При хранении на воздухе в течение длительного времени (полгода) интенсивность ФЛ в них увеличилась на 30% (рис. 2, кривая 3). С введением 10% углерода в мишень наблюдалось резкое увеличение стабильности ФЛ при воздействии излучения азотного лазера. За 60 мин облучения интенсивность ФЛ уменьшалась не более чем на 3–5% (рис. 2, кривая 2). При длительном хранении на воздухе у этих пленок интенсивность и спектр ФЛ практически не изменялись (рис. 2, кривая 4); в пленках с большим и меньшим содержанием углерода ФЛ была менее стабильной (см., например, рис. 1, кривые 4 и 4'). Итак, введение углерода в малой концентрации

(10%) приводит к увеличению интенсивности ФЛ и ее стабильности, к бело-голубому спектру ФЛ, времена релаксации ФЛ не превышают сотен наносекунд.

На рис. 3 представлены спектры ИК пропускания исследуемых *nc*-Si пленок. Спектр ИК пропускания пленки, полученной без введения углерода в присутствии кислорода (рис. 3, кривая 1), содержит основную полосу с пиком при 1055 см^{-1} , которая обусловлена валентными колебаниями Si–O-связи в SiO_x ($x \approx 1.5$) фазе [23].

С введением углерода (10%) в присутствии кислорода спектр ИК пропускания (рис. 3, кривая 2) характеризуется рядом полос: основной — при 1070 см^{-1} , связанной с валентными колебаниями Si–O-связи, а также полос с минимумами прозрачности при $790\text{--}830$ и 1280 см^{-1} . Природа последней обусловлена, скорее всего, симметричной модой деформационных колебаний связи Si–CH₃ [24]. Полоса с пиком при $790\text{--}830\text{ см}^{-1}$ может быть вызвана колебаниями как Si–O- [25], так и Si–C-связей [26]. Для пленок, полученных в вакууме (рис. 3, кривая 3), полоса при 1070 см^{-1} , естественно, отсутствует, но имеется полоса в области $790\text{--}830\text{ см}^{-1}$. Этот факт позволяет заключить, что поглощение в области $790\text{--}830\text{ см}^{-1}$ возникает в результате образования именно Si–C-связей.

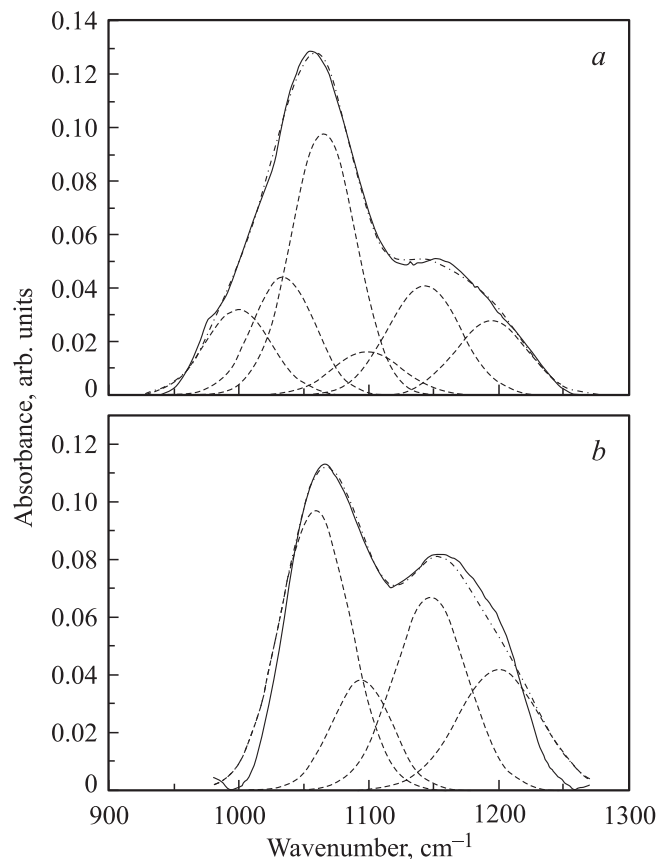


Рис. 4. Разложение на гауссовы кривые спектров оптической плотности, соответствующих ИК спектрам пропускания на рис. 3 (кривые 1, а, 2, б).

Таблица 1. Параметры элементарных составляющих основной полосы поглощения барьерного слоя SiO_x ($x \approx 1.5$) *nc*-Si пленки, полученной без введения углерода

Полоса	Положение максимума, см^{-1}	Угол связи Si–O–Si, град	Тип колебаний	Структурный элемент	Удельный вклад, %
1	1000 ± 5	116	TO	SiOSi_3	16.89
2	1035 ± 2	127	TO	SiO_2Si_2	22
3	1065 ± 2	136	TO	SiO_3Si	51.95
4	1095 ± 4	145	TO	SiO_4	9.16
5	1145 ± 3	114	LO	SiOSi_3	
6	1200 ± 3	124	LO	SiO_2Si_2	

Таблица 2. Параметры элементарных составляющих основной полосы поглощения барьерного слоя SiO_2 *nc*-Si пленки, полученной с введением 10% углерода

Полоса	Положение максимума, см^{-1}	Угол связи Si–O–Si, град	Тип колебаний	Структурный элемент	Удельный вклад, %
1	1055 ± 5	132	TO	4-членные кольца SiO_4	48.89
2	1095 ± 5	144	TO	6-членные кольца SiO_4	16.3
3	1145 ± 3	180	TO	Линейные цепочки Si–O–Si и O–Si–C	34.81
4	1200 ± 4	126	LO	4-членные кольца SiO_4	

На рис. 4 представлены результаты разложения основной полосы поглощения на элементарные составляющие гауссовой формы для двух пленок, полученных в присутствии кислорода без введения (рис. 4, *a*) и с введением 10% углерода (рис. 4, *b*). Параметры составляющих и их вероятная природа представлены в табл. 1 и 2. Приведенные данные позволяют заключить, что основная полоса поглощения для первой пленки описывается четырьмя составляющими поперечной оптической (ТО) моды колебаний, характерными для пленок SiO_x [19,27], но не может быть представлена как суперпозиция гауссовых профилей, присущих стехиометрическому диоксиду кремния. Для описания же полосы второй пленки достаточно двух основных составляющих ТО-моды колебаний, характеризующих SiO_2 -фазу [17,28]. Этот факт свидетельствует в пользу того, что введение углерода в процессе нанесения пленки стимулирует создание тетраэдров SiO_4 .

Элементарная составляющая с положением максимума 1150 см^{-1} пленок SiO_2 связана с валентными поперечными колебаниями атомов мостикового кислорода, входящего в состав линейных цепочек Si–O–Si, и для пленок термического окисла она слабее остальных составляющих ТО-моды колебаний [17]. Как видно из табл. 2, эта составляющая для исследуемых образцов превосходит по интенсивности полосу 1090 см^{-1} (см. рис. 4, *b*). Для кремний-кислородной фазы, со-

держающей примесь углерода, полосу при $\sim 1150 \text{ см}^{-1}$ объясняют также колебаниями в цепочках O–Si–C, образующихся из мостиков Si–O–Si при замещении атомов кислорода на углерод [29]. В нашем случае составляющая 1150 см^{-1} имеет, скорее всего, комбинированную природу, что и объясняет ее относительно высокий вклад в основную полосу поглощения. Этот факт наряду с усилением моды продольных колебаний (что свойственно поглощению кремний-кислородной фазой, содержащей включения кремния [19,30]) приводит к весьма необычному для двуокиси кремния виду основной полосы поглощения при нормальном падении ИК света — она расщепляется (см. рис. 3 и 4, *b*).

Итак, по данным ИК спектроскопии, вывод о влиянии углерода на состав и структуру исследуемых пленок заключается в том, что углерод способствует формированию стехиометричной SiO_2 -барьерной фазы взамен нестехиометричной SiO_x ($x \approx 1.5$), а также вызывает образование Si–C-связей.

Здесь уместно вспомнить исследования по внедрению углерода в монокристаллический кремний (*c*-Si) (см., например, [31]). При термоотжигах *c*-Si, содержащего неконтролируемые примеси кислорода и углерода, наблюдали коррелированное уменьшение концентраций атомов углерода, замещающих атомы кремния (C_s), и межузельных атомов кислорода (O_i) согласно соотношению $\Delta[C_s] = 1/2\Delta[O_i]$ и объяснили эффект процес-

сом, происходящим в два этапа согласно уравнениям $2Si + 2O_i = SiO_2 + Si_i$, $C_s + Si_i = Si + C_i$. Было выяснено, что углерод усиливает преципитацию кислорода и уменьшает концентрацию дефектов C_s и O_i .

В работе [32] показано, что имплантация ионов C^+ в c -Si, предшествовавшая имплантации ионов O^+ , существенно повышает эффективность создания скрытого слоя SiO_2 , т.е. атомы углерода являются катализаторами процесса образования фазы диоксида кремния. Исследования влияния кислорода на формирование встроенного SiC-слоя в c -Si при совместной ионной имплантации C^+ и O_2^+ [33] показали, что SiC-слой формируется более эффективно в присутствии кислорода. Было установлено, что это связано с формированием SiO_x -преципитатов. Атомы углерода мигрируют к границе раздела Si/SiO₂, и движущей силой дрейфа являются оборванные связи Si и напряженные Si-O-связи.

Предполагается, что механизмы проявления углерода в c -Si и исследуемых пленках nc -Si в определенной мере близки. В обоих случаях атомы углерода инициируют формирование SiO₂-фазы. В пленках nc -Si атомы углерода, малые по размерам, мигрируя по гетерогранице Si-НК/SiO₂ и обладая большим значением энергии электронного сродства, насыщают оборванные связи кремния, что уменьшает концентрацию дефектов, ответственных за безызлучательный канал рекомбинации. При этом формируются Si-C-связи, их образование, облегченное в присутствии кислорода, способствует укреплению самых малых Si-нанокристаллов по отношению к процессам их аморфизации в системе Si-НК/SiO₂. Это приводит к усилению высокоэнергетического излучения в спектре ФЛ. Более высокоэнергетическое излучение Si-НК характеризуется меньшими временами релаксации ФЛ, что определяет сочетание бело-голубого спектра ФЛ с более быстрыми характеристиками ее переключения. Тот факт, что связи Si-C более прочные, чем Si-O, обуславливает повышение стабильности ФЛ.

Представляется возможным заключить, что влияние углерода имеет общие черты с уже установленным влиянием кислорода [20,21] и золота [22] на ФЛ свойства пленок nc -Si, определяемые излучательной аннигиляцией экситонов в квантово-размерных Si-НК с SiO₂-барьерным слоем. Действительно, кислород, золото, углерод способствуют формированию широкозонной SiO₂-барьерной фазы с меньшей диэлектрической проницаемостью, чем SiO_x ($x < 2$) фаза. Этим определяется повышение эффективности излучательного канала рекомбинации. Пассивируя оборванные связи кремния, атомы кислорода, золота и углерода подавляют основной безызлучательный канал рекомбинации. Таким образом, улучшение фотолуминесцентных свойств путем введения углерода при импульсном лазерном осаждении пленок nc -Si объяснено в рамках структурной модели, содержащей Si квантово-размерные нанокристаллы в SiO₂-матрице без формирования SiC-фазы.

Список литературы

- [1] К.Н. Ельцов, В.А. Караванский, В.В. Мартынов. Письма ЖЭТФ, **63** (2), 106 (1996).
- [2] А.М. Орлов, А.А. Скворцов, А.В. Синдяев. Поверхность, **7**, 93 (2001).
- [3] R. Boukherroub, D.X.M. Wayner, D.J. Lockwood, L.T. Canham. J. Electrochem. Soc., **148** (9), 1191 (2001).
- [4] H. Li, D. Xu, G. Guo, L. Gui, Y. Tang, X. Ai, Zh. Sun, X. Zhang, G.G. Qin. J. Appl. Phys., **88** (7), 4446 (2000).
- [5] О.М. Сресели, Д.Н. Горячев, В.Ю. Осипов, Л.В. Беляков, С.П. Вуль, И.Т. Серенков, В.Н. Сахаров, А.Я. Вуль. ФТП, **36** (5), 604 (2002).
- [6] Б.М. Костишко, Ш.Р. Атажанов, С.Н. Миков. Письма ЖТФ, **24** (16), 24 (1998).
- [7] W. Liu, M. Zhang, C. Lin, Zh. Zeng, L. Wang, P.R. Chu. Appl. Phys. Lett., **78** (1), 37 (2001).
- [8] S.-Y. Seo, K.-S. Cho, J.H. Shin. Appl. Phys. Lett., **84** (5), 717 (2004).
- [9] P. Pellegrino, A. Perez-Rodriguez, B. Garrido, O. Gonzalez-Varona, J. Morante, S. Marcinkevicius, A. Galeckas, J. Linnros. Appl. Phys. Lett., **84** (1), 25 (2004).
- [10] М.Я. Валах, В.О. Юхимчук, В.Я. Братусь, Е.Г. Гуле. Укр. физ. журн., **46** (10), 1065 (2001).
- [11] M.L. Terranova, V. Sessa, S. Botti, M. Rossi, F.V. Motsnyi, A.A. Konchits, P.M. Lytvyn, V.O. Yukhymchuk. Chem. Vap. Deposition, **9** (3), 139 (2003).
- [12] D.J. Lockwood, H.J. Labbe, R. Siegele, H.K. Haugen. J. Appl. Phys., **78** (10), 6185 (1995).
- [13] B. Gelloz, H. Sano, R. Boukherroub, D.X.M. Wayner, D.L. Lockwood, N. Roshida. J. Appl. Phys., **83** (12), 2342 (2003).
- [14] H. Li, J. Peng, S. Qu, X. Xu, H. Xia, X. Luo. Proc. conf. Nanophotonics (Russia, N. Novgorod, 2003).
- [15] N. Shepherd, R.E. Hammel. Proc. conf. Nanophotonics (Russia, N. Novgorod, 2003).
- [16] E.B. Kaganovich, A.A. Kudryavtsev, E.G. Manoilov, S.V. Svechnikov, I.Z. Indutnyi. Thin Sol. Films, **349**, 298 (1999).
- [17] I.P. Lisovskyy, V.G. Litovchenko, V.B. Lozinskii, G.I. Steblovskii. Thin Sol. Films, **213** 164 (1992).
- [18] I.P. Lisovskyy, V.G. Litovchenko, V.B. Lozinskii, H. Flietner, W. Fussel, E.G. Schmidt. J. Non-Cryst. Sol., **87**, 91 (1995).
- [19] И.П. Лисовский, И.З. Индутный, Б.Н. Гненный, П.М. Литвин, Д.О. Мазунов, А.С. Оберемок, Н.В. Сопинский, П.Е. Шепелявый. ФТП, **37** (1), 98 (2003).
- [20] Е.Б. Каганович, Е.Г. Манойлов, С.В. Свечников. Укр. физ. журн. **46** (11), 1196 (2001).
- [21] А.В. Саченко, Э.Б. Каганович, Э.Г. Манойлов, С.В. Свечников. ФТП, **35** (12), 1383 (2001).
- [22] Э.Б. Каганович, И.М. Кизяк, С.И. Кирилова, Э.Г. Манойлов, В.Е. Примаченко, С.В. Свечников, Е.Ф. Венгер. ФТП, **35** (9), 1105 (2002).
- [23] M. Nakamura, Y. Mochizuk, K. Usami, Y. Iton, T. Nozaki. Sol. St. Commun., **50** (12), 1079 (1984).
- [24] Л. Литтл. ИК спектры адсорбированных молекул (М., Наука, 1972).
- [25] A. Lehman, L. Schuman, K. Hubner. Phys. Status. Solidi B, **117** (2), 689 (1983).
- [26] П.А. Александров, Е.К. Баранова, А.Е. Городецкий, К.Д. Демаков, О.Г. Кутукова, С.Г. Шемардов. ФТП, **22** (4), 731 (1988).

- [27] G. Perez, J.M. Sanz. *Thin Sol. Films*, **416**, 24 (2002).
- [28] I.W. Boyd. *Appl. Phys. Lett.*, **51** (6), 418 (1987).
- [29] А.М. Орлов, А.А. Скворцов, А.Г. Клементьев, А.В. Синдяев. *Письма ЖТФ*, **27** (2), 76 (2001).
- [30] Л.И. Бережинский, Н.В. Сопинский, В.С. Хомченко. *ЖПС*, **68**, 103 (2001).
- [31] Q. Sun, K.H. Yao, J. Lagowski, H.C. Gatos. *J. Appl. Phys.*, **67** (9), 4313 (1990).
- [32] Б.Н. Романюк, Н.И. Клюй, Д. Крюгер, В.П. Мельник, Д.М. Москаль, В.Г. Попов. *Оптоэлектрон. и полупроводн. техн.*, вып. 31, 159 (1996).
- [33] V.V. Artamonov, M.Ya Valakh, N.I. Klyui, V.F. Melnik, A.B. Romanyuk, B.N. Romanyuk, V.A. Yuhimchuk. *Nucl. Instrum. Meth. Phys. Res. B*, **147**, 256 (1999).

Редактор Л.В. Беляков

Photoluminescence of nanocrystalline silicon films formed by pulsed laser deposition with embedded carbon

E.B. Kaganovich, I.P. Lisovskyy, E.G. Manoilov, S.A. Zlobin

Lashkarev Institute of Semiconductor Physics,
National Academy of Sciences of Ukraine,
03028 Kiev, Ukraine

Abstract The influence of carbon on the photoluminescent properties of films with composition: Si nanocrystals (NC)/SiO_x ($x \rightarrow 2$) matrix is investigated. The time-resolved photoluminescence (PL) spectra in the range of 1.4–3.2 eV and the IR transmission spectra in the range of 650–1500 cm⁻¹ have been measured. It has been found that introduction of carbon in the presence of oxygen under pulsed laser deposition of films resulted in the white-blue spectra, the enhancement of the intensity and stability of PL. This effect is connected with formation of SiO₂ barrier phase instead of SiO_x ($1 < x < 2$), with passivation of the Si dangling bonds on the surface of larger Si NC and with mechanical strengthening of smaller Si NC.