

ISSN 2220-9506

**Приборы и Методы
Измерений**

**1 (4)
2012**

Научно-технический журнал

**ПРИБОРЫ И
МЕТОДЫ ИЗМЕРЕНИЙ**

ГЛАВНЫЙ РЕДАКТОР

О. К. Гусев

ЗАМЕСТИТЕЛЬ ГЛАВНОГО РЕДАКТОРА

А. М. Маляревич

СЕКРЕТАРЬ

Р. И. Воробей

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

И. З. Джилавдари, А. П. Достанко,

А. Л. Жарин, И. Е. Зуйков,

М. Г. Киселёв, Ф. Ф. Комаров,

Н. В. Кулешов, П. В. Кучинский,

В. А. Малкин, Н. П. Мигун,

В. А. Пилипенко, Ю. М. Плескачевский,

П. С. Серенков, В. Л. Соломахо,

В. В. Хатько, А. П. Шкадаревич,

К. В. Юмашев

МЕЖДУНАРОДНЫЙ
РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ

В. А. Алексеев (Россия),

В. М. Анищик (Беларусь),

А. И. Белоус (Беларусь),

А. Бубулис (Литва),

А. А. Вайн (Эстония),

А. П. Гринчук (Беларусь),

С. Дэнилак (США),

С. М. Дмитриев (Россия),

Н. А. Жагора (Беларусь),

П. Жуковский (Польша),

Ю. В. Загашвили (Россия),

И. П. Захаров (Украина),

Н. А. Кухаренко (Беларусь),

В. В. Машко (Беларусь),

В. В. Муравьёв (Беларусь),

З. Римуза (Польша),

М. Дж. Фан (Китай),

А. Ф. Чернявский (Беларусь),

С. А. Чижик (Беларусь),

АДРЕС РЕДАКЦИИ

*Белорусский национальный
технический университет*

пр. Независимости 65,

220013, г. Минск, Беларусь

тел.: (017) 293 96 67

факс: (017) 292 67 94

e-mail: pimi@bntu.by

Scientific and Engineering Journal

**DEVICES AND
METHODS OF MEASUREMENTS**

EDITOR-IN-CHIEF

O. K. Gusev

DEPUTY EDITOR-IN-CHIEF

A. M. Maliarevich

SECRETARY

R. I. Varabei

EDITORIAL BOARD

I. Z. Gilavdary, A. P. Dostanko,

A. L. Zharin, I. E. Zuikov,

M. G. Kiselev, F. F. Komarov,

N. V. Kuleshov, P. V. Kuchynski,

V. A. Malkin, N. P. Migoun,

V. A. Pilipenko, Yu. M. Pleskachevsky,

P. S. Serenkov, V. L. Solomakho,

V. V. Khatko, A. P. Shkadarevich,

K. V. Yumashev

INTERNATIONAL

ADVISORY EDITORIAL BOARD

V. A. Alekseev (Russia),

V. M. Anishchik (Belarus),

A. I. Belous (Belarus),

A. Bubulis (Lithuania),

A. A. Vain (Estonia),

A. P. Grinchuk (Belarus),

S. Danyluk (USA),

S. M. Dmitriev (Russia),

N. A. Zhagora (Belarus),

P. Zhukowski (Poland),

Yu. V. Zagashvili (Russia),

I. P. Zakharov (Ukraine),

N. A. Kuharenko (Belarus),

V. V. Mashko (Belarus),

V. V. Murav'iov (Belarus),

Z. Rymuza (Poland),

M. J. Fan (China),

A. F. Cherniavsky (Belarus),

S. A. Chizhik (Belarus),

EDITORIAL OFFICE

*Belarusian National
Technical University*

65 Nezavisimosty Ave.

220013, Minsk, Belarus

Tel.: +375 (17) 293 96 67

Fax: +375 (17) 292 67 94

e-mail: pimi@bntu.by

Сайт: <http://pimi.bntu.by>

КРЕМНИЙ-ГЕРМАНИЕВЫЕ ПРИБОРНЫЕ НАНОСТРУКТУРЫ ДЛЯ ПРИМЕНЕНИЯ В ОПТОЭЛЕКТРОНИКЕ

Мудрый А.В.¹, Мофиднахаи Ф.¹, Короткий А.В.¹, Двуреченский А.В.², Смагина Ж.В.²,
Володин В.А.², Новиков П.Л.²

¹ Научно-практический центр Национальной академии наук Беларуси по материаловедению,
г. Минск, Республика Беларусь

² Институт физики полупроводников Сибирского отделения Российской академии наук,
г. Новосибирск, Россия

Исследовано влияние технологических параметров (температура подложки, количество слоев Ge, ионная обработка) на оптические свойства Si/Ge наноструктур с квантовыми точками Ge. В спектрах комбинационного рассеяния света Si/Ge наноструктур наблюдались линии, связанные с Si-Si, Ge-Ge и Si-Ge колебательными модами. Обработка Si/Ge наноструктур в плазме водорода приводит к изменению спектральной формы и значительному увеличению интенсивности полосы люминесценции в области энергии 0,8 эВ, связанной с излучательной рекомбинацией неравновесных носителей заряда (электронов, дырок) на квантовых точках Ge, что важно для повышения квантового выхода люминесценции приборных структур, создаваемых на основе нанослоев Si и квантовых точек Ge. (E-mail: mudryi@physics.by)

Ключевые слова: Si/Ge наноструктуры, квантовые точки Ge, комбинационное рассеяние света, люминесценция, внутренние напряжения.

Введение

Многочисленные исследования физических свойств кремния, структур и приборов, созданных на его основе (диоды, транзисторы, тиристоры, интегральные микросхемы, фотодиоды и т.д.), показали, что в ближайшем обозримом будущем кремний будет базовым и основным материалом полупроводниковой микроэлектроники [1]. Однако кремний имеет непрямозонную структуру электронного спектра и, как следствие, низкую эффективность излучательной рекомбинации и его использование в оптоэлектронике ограничено. Поэтому на современном этапе развития полупроводниковой оптоэлектроники на основе кремния разрабатываются различные подходы по повышению эффективности люминесценции материала. Одним из перспективных способов, считается создание Si/Ge наноструктур с квантовыми точками (КТ) Ge, обладающих повышенной вероятностью излучательных переходов в системе Si-КТ Ge [2–7]. При этом важным является создание наноструктур Si/Ge с возможно-

стью контролируемого управления их оптическими свойствами за счет изменения размеров и плотности КТ Ge. Установлено, что эффективным способом модификации электронных свойств наноструктур Si/Ge с КТ Ge является температура эпитаксии и скорость роста наноразмерных эпитаксиальных слоев германия. Важным фактором является также наличие внутренних напряжений на границах раздела гетерослоев Si-Ge. Регулирование величины внутренних напряжений может быть реализовано путем создания буферных слоев Si различной толщины на подложках Si или введением активаторов (примесных атомов) как центров зарождения наноразмерных КТ Ge. В ряде случаев исследователи использовали ионные пучки как способ стимуляции роста наноструктур Ge [6]. В данной работе приведены новые данные по исследованию влияния нескольких технологических факторов, таких как температура роста нанослоев Si и Ge, количество слоев КТ Ge, обработка структур в плазме водорода при температуре ~ 200°C на оптические свойства наноструктур Si-Ge с КТ Ge.

Методика измерений и технология создания наноструктур

Исследовались наноструктуры Si/Ge, выращенные с использованием молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) на подложках Si с ориентацией (001) и толщиной ~ 300 мкм, обладающих *p*-типом проводимости (легирование бором) с удельным сопротивлением ~ 50 Ом·см. Наноструктуры Si/Ge создавались в условиях сверхвысокого вакуума на установке RibersIVA21 в Институте физики полупроводников СО РАН [4, 5]. Для уменьшения влияния внутренних напряжений в Si/Ge нанослоях на подложках монокристаллического Si методом МЛЭ создавался эпитаксиальный слой Si с толщиной ~ 500 Å при температуре роста 750 °С. Перед гомоэпитаксией буферных слоев подложка Si проходила полный цикл химической обработки, и после помещения подложек в установку МЛЭ проводилась очистка поверхности путем сгона окисла Si при $T = 720$ °С. Буферный слой кремния толщиной 500 Å выращивался при температуре 750 °С. Исследовались наноструктуры Si/Ge, содержащие 1, 6 и 12 слоев квантовых точек Ge. Рост слоев Ge с толщиной $8,48$ Å проводился при температуре 300 °С. Разделяющие нанослои Si имели толщину 50 Å и создавались при постепенном подъеме температуры от 300 до 500 °С, кроме 6-го и 12-го слоев. Закрывающие слои Si (6-й и 12-й слои) имели толщину 500 Å. Созданные наноструктуры Si/Ge с 6 чередующимися слоями подвергались термической обработке при температуре $T \sim 200$ °С в плазме H_2 -водорода в течение 45 мин при мощности воздействия $P \sim 70$ Вт.

Спектры комбинационного рассеяния света (КРС) регистрировались при комнатной температуре, для возбуждения использовалась линия Ag^+ лазера с длиной волны $514,5$ нм. Использовался спектрометр с тройным монохроматором T64000 производства компании Horiba Jobin Yvon. Спектральное разрешение составляло значение не хуже $1,5$ cm^{-1} . В качестве детектора использовалась кремниевая матрица фотоприемников, охлаждаемая жидким азотом. Применялась приставка для микроскопических исследований КРС на базе оптического конфокального микроскопа «Olympus». Мощность лазерного пучка, доходящего до образца, составляла $4-5$ мВт. Для избежания нагрева структур под лазерным пучком образец поме-

щался чуть ниже фокуса и размер пятна составлял $6-8$ мкм. Использовалась геометрия обратного рассеяния, вектор поляризации падающего излучения был направлен вдоль кристаллографического направления $\langle 100 \rangle$ структур, рассеянный свет регистрировался в поляризации $\langle 010 \rangle$ [5].

Спектры фотолюминесценции (ФЛ) регистрировались с использованием оптического криостата при непосредственном погружении исследуемых образцов в жидкий гелий и их охлаждении до $4,2$ К. Генерация неравновесных носителей заряда в Si/Ge наноструктурах осуществлялась с использованием YAG:Nd лазера с диодной накачкой, работающего на длине волны 532 нм (вторая гармоника) мощностью до 200 мВт и диаметром светового пучка до 1 мм². Излучение, испускаемое образцами, перефокусировалось на входную щель монохроматора сферическим зеркалом с фокусным расстоянием зеркального объектива $f \sim 15$ см. Спектральный состав излучения анализировался дифракционным монохроматором МДР-23 с фокусным расстоянием зеркального объектива $f \sim 60$ см, оснащенный дифракционной решеткой 600 штрх/мм (дисперсия 26 Å/мм). Выходящий из монохроматора разложенный свет детектировался InGaAs *p-i-n* фотодиодом (фирма «Hamamatsu», Япония), сигнал с которого поступал на низкочастотный усилитель (частота 20 Гц) и в дальнейшем на синхронный фазовый детектор. В последующем постоянный сигнал обрабатывался аналого-цифровым преобразователем и поступал на компьютер для автоматической записи спектров.

Экспериментальные результаты и их обсуждение

На рисунках 1 и 2 представлены спектры КРС, зарегистрированные в спектральной области $200-550$ cm^{-1} при комнатной температуре для монокристаллического Si и Si/Ge наноструктур с различным количеством слоев германия, как указано в таблице 1. Для всех образцов с квантовыми точками Ge, в спектрах КРС наблюдаются относительно узкие линии в области частот колебаний связей Ge-Ge ($\sim 304-312,2$ cm^{-1}), связей Si-Ge ($\sim 391,2-417,6$ cm^{-1}) и связей Si-Si (> 450 cm^{-1}). Для сравнения на рисунках 1 и 2 ниже каждого спектра Si/Ge наноструктур приведены спектры монокристаллической подложки Si (001), зарегистрированные

в тех же условиях. В спектрах Si подложек видна слабоинтенсивная линия в области 300 см^{-1} , обусловленная двухфононным рассеянием на поперечных акустических (ТА) фононах в Si. Существование этой особенности от подложки Si, согласно сложившимся представлениям, приводит к определенным трудностям при анализе спектров КРС квантовых точек Ge в Si [5, 8]. Вместе с тем из спектров КРС отчетливо видно, что оптический сигнал в спектральной области $\sim 300\text{ см}^{-1}$ от образцов, содержащих даже один слой Ge, значительно интенсивнее сигнала от подложки Si (рисунок 2). Известно, что спектральное положение линий КРС от связей Ge-Ge в объемном монокристаллическом германии составляет $\sim 300\text{--}302\text{ см}^{-1}$ [5, 8]. Для большинства исследованных нами Si/Ge наноструктур спектральное положение линии КРС, обусловленной связями Ge-Ge, варьировалось в пределах от 304 до $312,2\text{ см}^{-1}$, что свидетельствует о существовании значи-

тельных внутренних напряжений в гетероструктурах Si/Ge. Кроме этого, на спектральное положение линии в области $304\text{--}312,2\text{ см}^{-1}$, связанной с рассеянием на оптических колебаниях связей Ge-Ge, оказывает влияние эффективная толщина нанослоев Ge. В частности, для более толстого слоя Ge (образец R14) характерны более высокая интенсивность линии, симметричный контур и ее меньшее смещение до 304 см^{-1} по сравнению со слоем Ge меньшей толщины (образец R16), для которого смещение линии происходит до $312,2\text{ см}^{-1}$. При этом контур линии для образца R16 имеет затянутое крыло в области меньших волновых чисел (рисунок 1). Общий анализ позволяет считать, что при локализации оптических фононов уменьшение размеров КТ Ge будет смещать линию в область меньших частот, в то время как механические напряжения сжатия смещают линию в область больших частот.

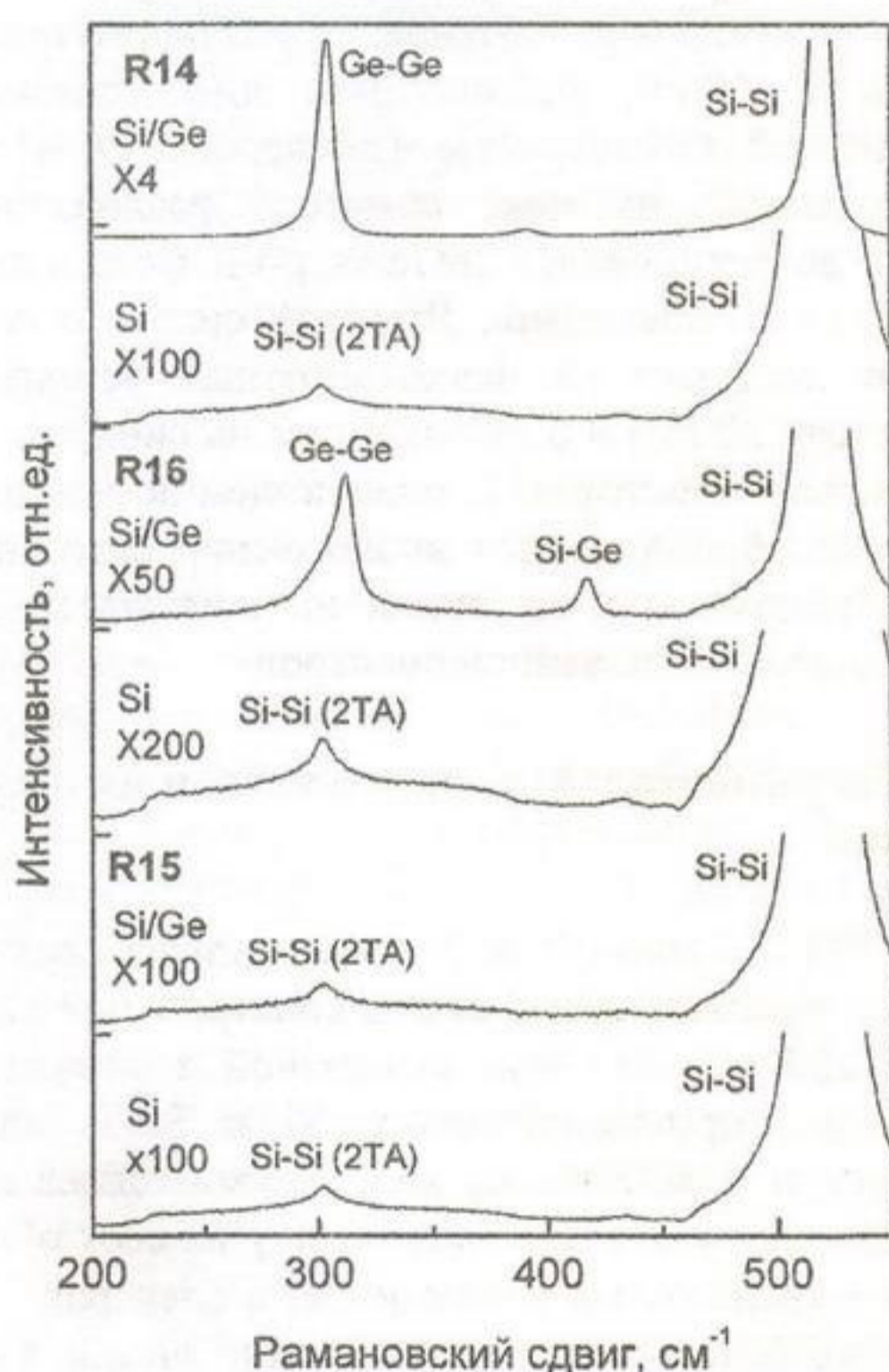


Рисунок 1 – Спектры комбинационного рассеяния света Si/Ge наноструктур, снятые при комнатной температуре

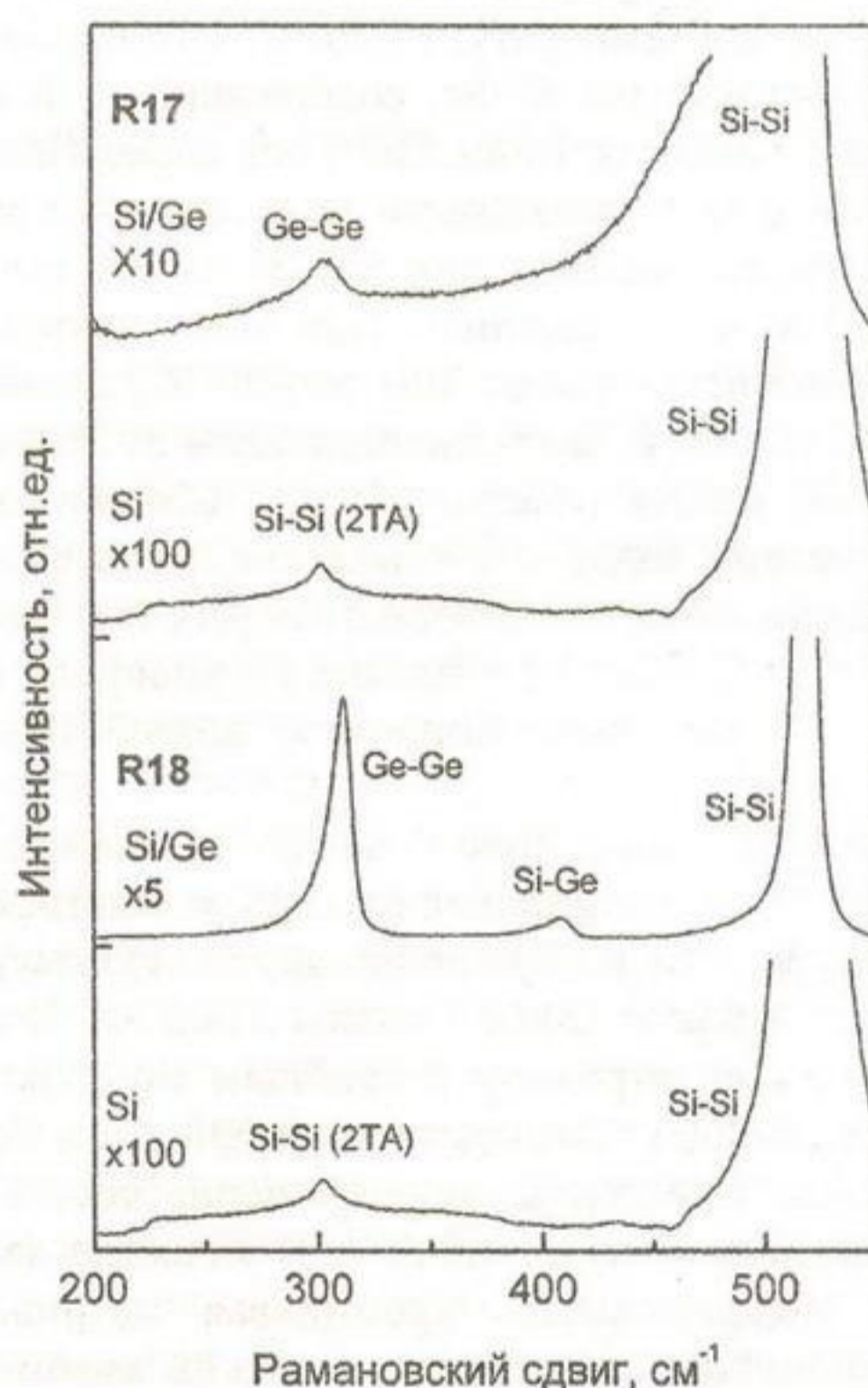


Рисунок 2 – Спектры комбинационного рассеяния света Si/Ge наноструктур, снятые при комнатной температуре

Таблица 1

Параметры кремниевой подложки и слоев кремния и германия, входящих в Si/Ge наноструктуры

Наименование образцов	Наименование слоев Si и Ge в наноструктуре Si/Ge	Количество слоев Si и Ge в наноструктурах Si/Ge, шт.	Толщина слоев Si и Ge в наноструктурах Si/Ge, нм	Температура роста слоя Si или Ge, °C
Si подложка – монокристаллическая, R1	–	–	300	–
Наноструктура Si подложка/Si эпитаксиальный слой, R15	Si буферный	1	50	750
Наноструктура Si/Ge, R16	Si буферный	1	50	750
	квантовые точки Ge (тонкий слой)	1	0,848	300
	Si закрывающий	1	50	300–500
Наноструктура Si/Ge, R14	Si буферный	1	50	750
	квантовые точки Ge (толстый слой)	1	10	300
	Si закрывающий	1	50	300–500
Наноструктура Si/Ge, R17	Si буферный	1	50	750
	квантовые точки Ge	12	0,848	300
	Si разделяющий	11	5	300–500
	Si закрывающий (12-й слой)	1	50	500
Наноструктура Si/Ge, R18	Si буферный	1	50	750
	квантовые точки Ge	6	0,848	300
	Si разделяющий	5	5	300–500
	Si закрывающий (6-й слой)	1	50	500

Появление низкочастотного «хвоста», возможно, связано также с флуктуацией толщины германиевых слоев или размеров квантовых точек Ge (образец R16 и R18) (рисунки 1 и 2). Поэтому смещение линии КРС в область более высоких частот, по сравнению с объемными монокристаллами Ge $\sim 302 \text{ см}^{-1}$, следует отнести к существованию внутренних напряжений сжатия в наноструктурах Si/Ge. Линия КРС, соответствующая рассеянию на оптических колебаниях связей Si-Ge, в исследованных образцах варьируется по спектральному положению от $392,2 \text{ см}^{-1}$ до $417,6 \text{ см}^{-1}$. Совершенно очевидно, что спектральное положение этой линии зависит от величины внутренних напряжений в гетероструктурах Si/Ge и от стехиометрии состава. Относительно небольшая интенсивность линии Si-Ge в об-

ласти 400 см^{-1} для образцов R17, R18, R15 указывает на относительное совершенство гетерограницы в наноструктурах без наличия переходного слоя из твердого раствора германий-кремний. Резкая граница гетерослоя обычно может быть сформирована при низкотемпературной эпитаксии, когда процессы взаимной диффузии атомов Si и Ge затруднены. Обращает на себя внимание существование низкочастотного крыла линии связи Si-Ge по аналогии с линией КРС для связи Ge-Ge, что может быть обусловлено существованием градиента размытия состава вблизи гетерограницы (диффузионное перемешивание границы раздела) для разных слоев Ge в гетероструктурах SiGe [5,8] (рисунки 1 и 2). Наиболее интенсивная линия в области 520 см^{-1} относится к рассеянию фононов на связях Si-Si и является ос-

новой модой подложки кремния, а также буферного и закрывающего слоев Si [5].

В качестве примера на рисунке 3 приведены спектры ФЛ кремния и кремния с буферным эпитаксиальным слоем Si, а также Si/Ge гетероструктур с различным количеством слоев Ge. Спектры ФЛ сняты при 4,2 К со спектральным разрешением 2,5 мэВ. Как видно, в области края фундаментального поглощения спектры ФЛ исходных образцов кремния КДБ-50 содержат типичные линии ФЛ, относящиеся к собственной люминесценции Si и рекомбинации экситонов, связанных на атомах бора. Следует отметить, что линии свободных и связанных экситонов не разрешались в наших условиях эксперимента. Наиболее высокоэнергетическая линия $FE^{NP} \sim 1,151$ эВ обусловлена бесфононной рекомбинацией (NP) свободных экситонов (FE). Далее в спектрах ФЛ следуют низкоэнергетические линии, обусловленные рекомбинацией свободных экситонов с участием акустических и (или) оптических фононов: $FE^{TA} \sim 1,132$ эВ (с участием поперечных акустических фононов с энергией TA $\sim 18,3$ мэВ); $FE^{TO} \sim 1,090$ эВ (с участием поперечных оптических фононов с энергией TO ~ 58 мэВ); линия $FE^{TO+IV^a} \sim 1,060$ эВ (с участием TO фонона и фонона IV^a с энергией ~ 23 мэВ, соответствующего междолинному рассеянию электронов); $FE^{TO+O^{\Gamma}} \sim 1,031$ эВ (с участием TO фонона и фонона $O^{\Gamma} \sim 64,5$ мэВ в центре зоны с нулевым волновым вектором). Как следует из рисунка 3, выращивание буферного слоя на Si (образец R15) не изменяет общего вида и интенсивности собственной люминесценции Si. Для образца R16 с тонким слоем Ge обнаружена линия 1,122 эВ, которая, возможно, связана с бесфононной рекомбинацией экситонов на замещающих атомах Ge в приповерхностных слоях Si. В случае наличия более толстого слоя Ge (образец R14), в спектрах ФЛ наблюдается образование двух широких полос с максимумами в области 0,77 эВ и 0,82 эВ, обычно приписываемых квантовым точкам Ge [2, 7, 9, 10]. Более ярко и отчетливо существование этих двух полос проявилось в случае формирования 6 слоев Ge квантовых точек (образец R18). При этом важно отметить, что с увеличением числа слоев в наноструктуре Si/Ge интенсивность люминесценции значительно увеличивается, а низкоэнергетическое смещение максимума полосы с 0,82 эВ (образец R14) до

0,81 эВ (образец R18) можно связать с существованием более сильных по величине внутренних напряжений в чередующихся слоях Si и КТ Ge многослойной структуры (шесть периодов).

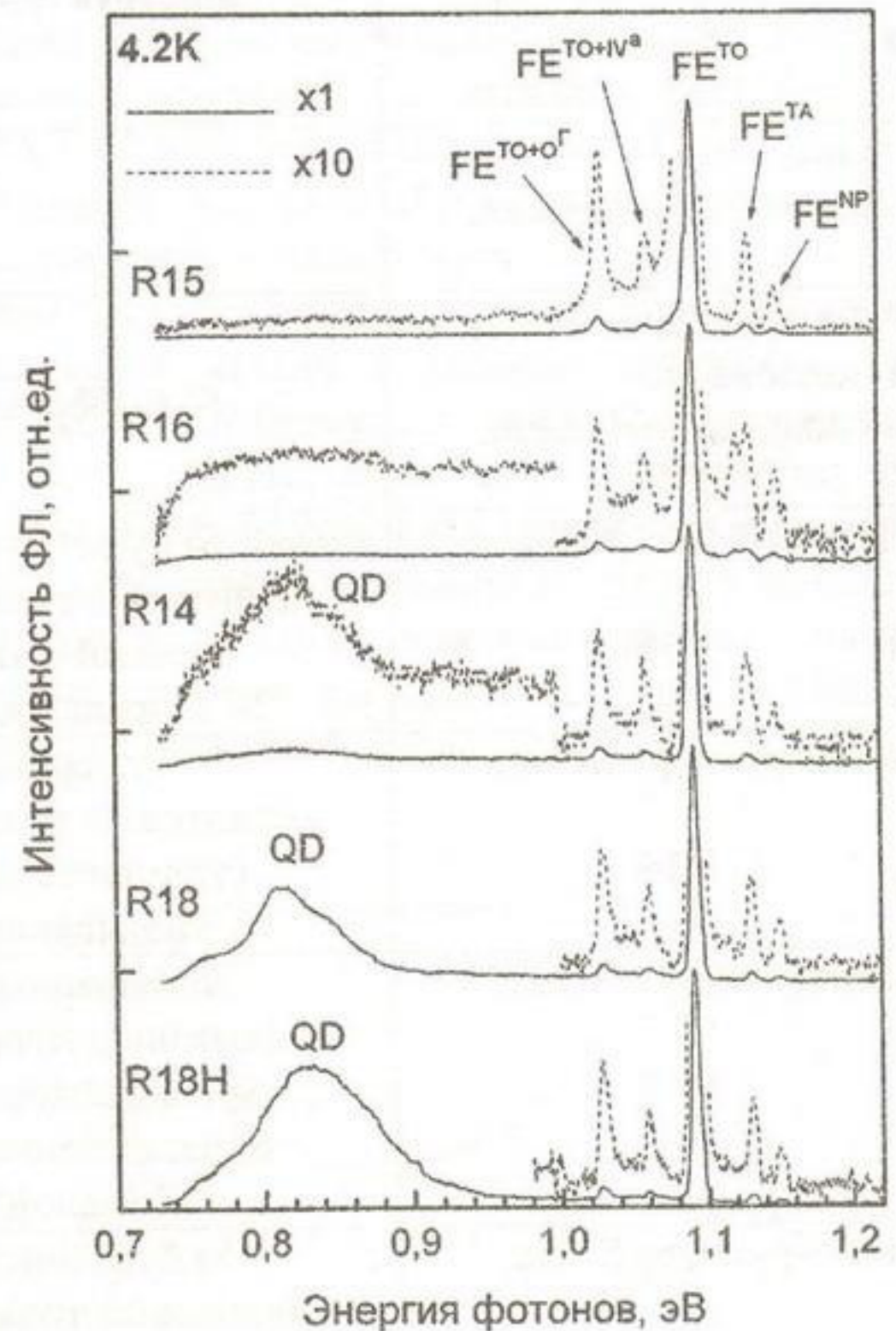


Рисунок 3 – Спектры фотолюминесценции структуры подложка Si/эпитаксиальный слой Si (R15) и наноструктур Si/Ge с различным количеством слоев КТ Ge (R16, R14, R18)

Из рисунка 3 видно, что обработка образца R18 в плазме водорода при давлении 4 Торр с энергией ионов $\sim 10-20$ эВ при 200 °С в течение 45 мин (образец R18H) приводит к изменению спектральной формы широкой полосы ФЛ и смещению максимума с 0,81 эВ до 0,83 эВ, что может быть объяснено пассивацией водородом энергетических состояний КТ Ge и (или) границы раздела Si/Ge наноструктур. На рисунках 4 и 5 приведены спектры люминесценции наноструктуры Si/Ge с 7 слоями Ge (образцы R18 и R18H), снятые при 4,2 К для различных уровней возбуждения в диапазоне изменения мощностей от 0,05 до 3,50 Вт/см². Как видно, с уменьшением уровня возбуждения интенсивность полос люминесценции умень-

шается, а изменения спектрального положения широких полос и их спектральной формы практически не происходит. Эти экспериментальные данные свидетельствуют о стабильности положения энергетических уровней в запрещенной зоне кремния и КТ Ge, через которые происходит излучательная рекомбинация.

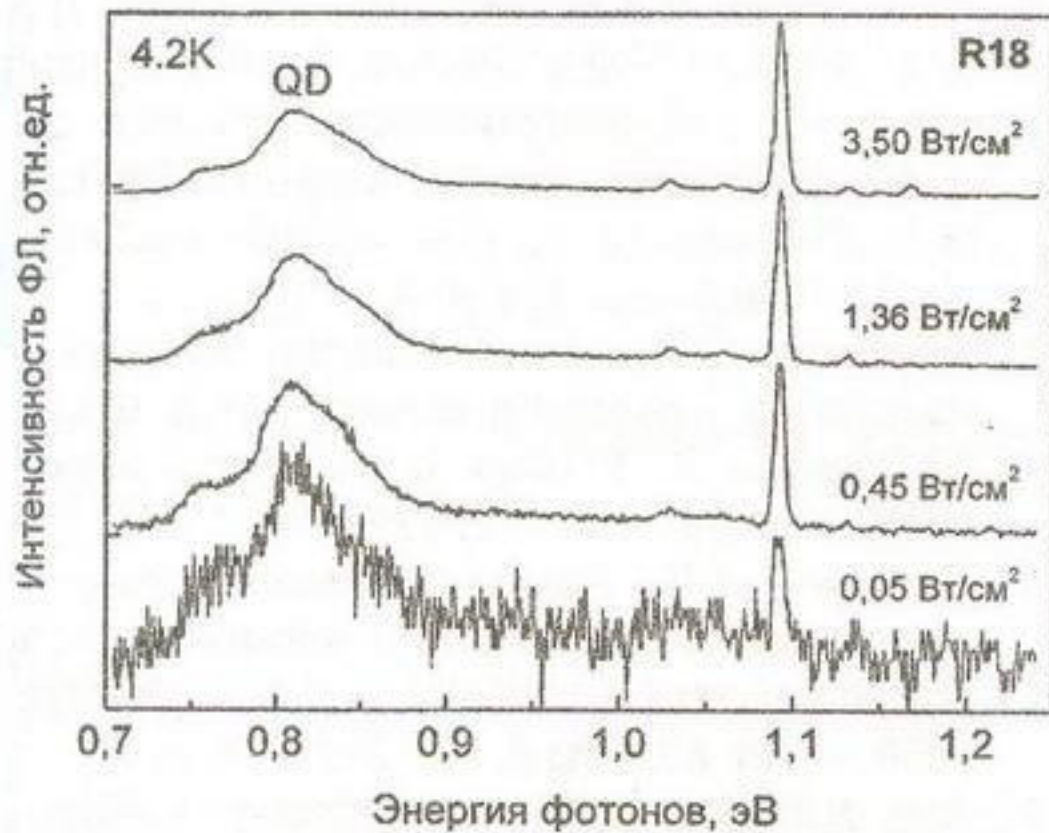


Рисунок 4 – Спектры фотолюминесценции образца R18, снятые при температуре жидкого гелия для различных уровней возбуждения

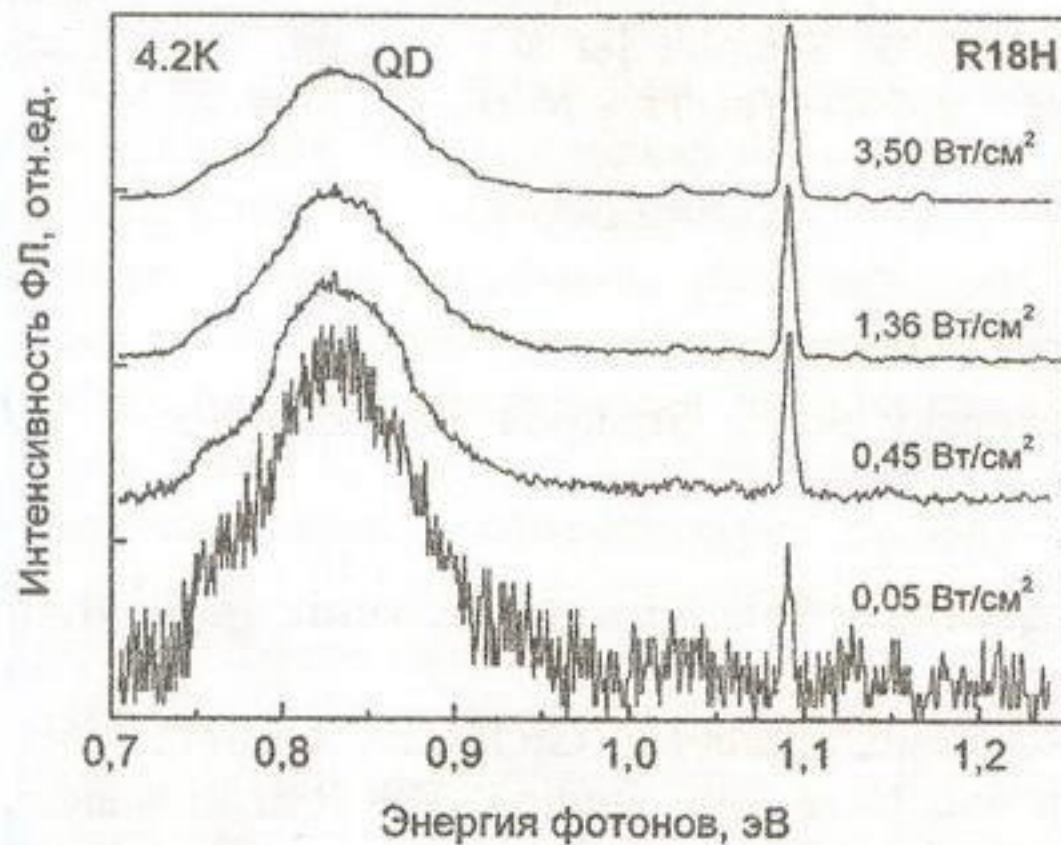


Рисунок 5 – Спектры фотолюминесценции образца R18H, снятые при температуре жидкого гелия для различных уровней возбуждения

В связи с этим можно предполагать стабильность энергетических состояний дырок, локализованных на квантовых точках Ge, и электронов Si-матрицы на гетерогранице наноструктур Si/Ge. При этом эксперименты показали, что интегральная интенсивность полосы ФЛ в области $\sim 0,8$ эВ, связанной с излучением от КТ Ge (соответствующие поло-

сы образцов обозначены как (QD) на рисунках 3–5), изменяется линейно в зависимости от оптической накачки в диапазоне плотностей от $0,05$ до $3,50$ Вт/см² для обоих образцов R18 и R18H.

Таким образом, созданные с использованием молекулярно-лучевой эпитаксии многослойные гетероструктуры Si/Ge с чередующимися нанослоями Si и квантовыми точками Ge продемонстрировали возможность получения относительно интенсивной инфракрасной люминесценции в области длин волн $\sim 1,53$ мкм, соответствующих окну прозрачности волоконно-оптических линий связи. Не менее важным практическим результатом является обнаруженное увеличение интенсивности люминесценции в этой спектральной области $\sim 0,8$ эВ за счет обработки многослойных наноструктур Si/Ge в низкоэнергетической плазме водорода (пассивация безызлучательных каналов рекомбинации). Предлагаемый подход обработки готовых наноструктур в плазме водорода может явиться важным этапом на пути создания приборных Si/Ge наноструктур с высоким квантовым выходом люминесценции.

Заключение

Предложен способ обработки Si/Ge наноструктур с квантовыми точками Ge в плазме водорода, приводящий к увеличению интегральной интенсивности люминесценции в несколько раз в области $\sim 0,8$ эВ, что перспективно для создания высокоэффективных световых приборов на их основе.

Проведенные эксперименты показали, что при формировании Si/Ge наноструктур с квантовыми точками Ge с применением метода молекулярно-лучевой эпитаксии из-за несоответствия постоянных решеток Si и Ge в гетерослоях возникают внутренние напряжения, приводящие к смещению в спектрах комбинационного рассеяния света линий, относящихся к оптическим колебаниям связей Ge-Ge и Si-Ge. В спектрах люминесценции наноструктур Si/Ge в области энергий $0,7$ – $0,9$ эВ обнаружена люминесценция, обусловленная излучательной рекомбинацией свободных электронов в делокализованных состояниях зоны проводимости Si с дырками, локализованными в наноструктурах Ge, т.е. люминесценция на КТ Ge.

Установлено, что при увеличении числа чередующихся нанослоев КТ Ge может быть

достигнуто значительное увеличение эффективности люминесценции наноструктур в инфракрасной области спектра порядка 0,8 эВ, что перспективно для разработки приборных Si/Ge наноструктур с повышенным квантовым выходом люминесценции как нового типа полупроводниковых приборов.

Работа выполнена при поддержке Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований, Программы СО РАН и Программы фундаментальных исследований РАН «Нанотехнологии».

Список использованных источников

1. Герасименко, Н.Н. Кремний – материал наноэлектроники / Н.Н. Герасименко, Ю.Н. Пархоменко. – М. : Техносфера, 2007. – 352 с.
2. Schmidt, O.G. Photoluminescence study of the initial stages of island formation for Ge pyramids/domes and hut clusters on Si (001) / O.G. Schmidt, C. Lange, K. Eberl // Appl. Phys. Lett. – 1999. – Vol. 75. – № 13. – P. 1095–1097.
3. Пчеляков, О.П. Кремний-германиевые наноструктуры с квантовыми точками: механизмы образования и электрические свойства / О.П. Пчеляков [и др.] // Физика и техника полупроводников. – 2000. – Т. 34. – № 11. – С. 1281–1299.
4. Bruner, K. Si-Ge nanostructures / K. Bruner // Rep. Prog. Phys. – 2002. – Vol. 65. – P. 27–72.
5. Володин, В.А. Определение из данных спектроскопии комбинационного рассеяния света состава и деформаций в наноструктурах на основе $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$ с учетом вклада гетерограницы / В.А. Володин [и др.] // Физика и техника полупроводников. – 2007. – Т. 41. – № 8. – С. 950–954.
6. Смагина, Ж.В. Самоорганизация наноструктур германия при импульсном облучении пучком низкоэнергетических ионов в процессе гетероэпитаксии структур Ge/Si (100) / Ж.В. Смагина [и др.] // ЖЭТФ. – 2008. – Т. 133. – № 3. – С. 593–604.
7. Шкляев, А.А. Предельно плотные массивы наноструктур германия и кремния / А.А. Шкляев, М. Ичикава // Успехи физических наук. – 2008. – Т. 178. № 2. – С. 139–169.
8. Kolobov, A.V. Raman scattering from Ge nanostructures grown on Si substrates: Power and limitations / A.V. Kolobov // J. Appl. Phys. – 2000. – Vol. 87. – № 6. – P. 2926–2930.
9. Ray, S.K. Structural and optical properties of germanium nanostructures on Si (100) and embedded in high-k oxides / S.K. Ray [et al.] // Nanoscale Research Letters. – 2011. – Vol. 6. – № 1. – P. 224-1–224-10.
10. Schmidt, O.G. Effects of overgrowth temperature on the photoluminescence of Ge/Si islands / O.G. Schmidt [et al.] // Appl. Phys. Lett. – 2000. – Vol. 77. – № 16. – P. 2509–2511.

Mudryi A.V., Mofidnagai F., Karotki A.V., Dvurechensky A.V., Smagina Zh.V., Volodin V.A., Novikov P.L.

Silicon-germanium nanostructures with germanium quantum dots for optoelectronic applications

Influence of technological parameters (temperature of substrate, number of Ge layers, ion treatment) on optical properties of Si/Ge nanostructures with Ge quantum dots have been studied. The Raman scattering lines related to the Si-Si, Ge-Ge and Si-Ge vibration modes have been detected in the Raman spectra of Si/Ge nanostructures. A significant enhancement of intensity of luminescence band at 0.8 eV related with radiative recombination on Ge quantum dots is observed after hydrogen-plasma ion treatment of Si-Ge nanostructures. It is important for increasing of the luminescence quantum efficiency of devices on the base of Si nanolayer with Ge quantum dots. (E-mail: mudryi@physics.by)

Key words: Si/Ge nanostructures, Ge quantum dots, Raman scattering, luminescence, internal strains.

Поступила в редакцию 19.03.2012.