

ФИЗИКА
PHYSICS

УДК 539.2:669; 538.9

Поступило в редакцию 10.07.2017
Received 10.07.2017

**М. А. Моховиков¹, член-корреспондент Ф. Ф. Комаров¹, Л. А. Власукова²,
О. В. Мильчанин¹, И. Н. Пархоменко², Э. Вендлер³, Н. С. Ковальчук⁴**

¹*Институт прикладных физических проблем имени А. Н. Севченко
Белорусского государственного университета, Минск, Республика Беларусь*
²*Белорусский государственный университет, Минск, Республика Беларусь*
³*Йенский университет имени Фридриха Шиллера, Йена, Германия*
⁴*Открытое акционерное общество «Интеграл», Минск, Республика Беларусь*

**ИОННО-ЛУЧЕВОЕ ФОРМИРОВАНИЕ НАНОКЛАСТЕРОВ ZnSe
И ZnS В СЛОЯХ ДИОКСИДА КРЕМНИЯ**

Аннотация. В работе продемонстрирована возможность одновременного формирования в слоях SiO₂ наноразмерных кластеров ZnSe и ZnS. Использовались «горячие» (550 °C) условия имплантации ионов Se, Zn и S с последующей высокотемпературной обработкой (900 °C, 30 мин). Было изготовлено две серии образцов: первая имплантировалась ионами Se и Zn, вторая – ионами Se, Zn и S. Установлено, что формирование слоев с наноразмерными (от 2 до 20 нм) кластерами в оксидной матрице происходит уже в процессе «горячей» имплантации примесей. Последующая термообработка приводит к существенной структурной перестройке слоев с кластерами. В отожженных образцах в области максимальной концентрации внедренных примесей формируются крупные кристаллиты (до 90 нм), в то время как в приповерхностной области диоксида кремния наблюдаются мелкие преципитаты. Методом комбинационного рассеяния света и в образцах сразу после имплантации, и в отожженных образцах зарегистрировано формирование кластеров кристаллической фазы ZnSe (для первой серии) и кластеров фаз ZnSe + ZnS (для второй серии).

Ключевые слова: ионная имплантация при повышенной температуре, кристаллические нанокластеры, прямозонные полупроводники ZnSe и ZnS, комбинационное рассеяние света, просвечивающая электронная микроскопия

Для цитирования: Ионно-лучевое формирование нанокластеров ZnSe и ZnS в слоях диоксида кремния / М. А. Моховиков [и др.] // Докл. Нац. акад. наук Беларуси. – 2017. – Т. 61, № 5. – С. 42–49.

**Maksim A. Makhavikou¹, Fadei F. Komarov¹, Liudmila A. Vlasukova², Oleg V. Milchanin¹, Irina N. Parkhomenko²,
Elke Wendler³, Natalia S. Kovalchuk⁴**

¹*A. N. Sevchenko Institute of Applied Physical Problems of Belarusian State University,
Minsk, Republic of Belarus*
²*Belarusian State University, Minsk, Republic of Belarus*
³*Friedrich-Schiller-Universität, Jena, Germany*
⁴*Joint Stock Company «INTEGRAL» Holding Management Company, Minsk, Republic of Belarus*

ION-BEAM SYNTHESIS OF ZnSe AND ZnS NANOCCLUSERS IN SiO₂ LAYERS

Abstract. We have studied the formation of ZnSe and ZnS precipitates in silicon dioxide by ion implantation at 550 °C and subsequent annealing at 900 °C for 30 min in the Ar atmosphere. Two sets of samples have been prepared: the first set of samples has been implanted with Se and Zn ions and the second set of samples – with Se, Zn and S ions. The analysis of XTEM images shows that the “hot” implantation leads to the formation of extended layers containing nanoclusters (with size of 20 nm). Subsequent annealing results in a significant structural transformation of layers with nanoclusters. For annealed samples, large crystallites (up to 90 nm) are observed at the depth of maximum impurity concentration, while small clusters are registered in the subsurface layer of silicon dioxide. Raman spectroscopy proves the formation of ZnSe and ZnSe + ZnS crystal phases for deposited and annealed samples of the first and second sets.

Keywords: «hot» ion implantation, crystalline nanoclusters, direct-band-gap semiconductors of ZnSe and ZnS phases, Raman spectroscopy, transmission electron microscopy

For citation: Makhavikou M. A., Komarov F. F., Vlasukova L. A., Milchanin O. V., Parkhomenko I. N., Wendler E., Kovalchuk N. S. Ion-beam synthesis of ZnSe and ZnS nanoclusters in SiO₂ layers. *Doklady Natsional'noi akademii nauk Belarusi = Doklady of the National Academy of Sciences of Belarus*, 2017, vol. 61, no. 5, pp. 42–49 (in Russian).

Введение. В последнее время большой интерес вызывают исследования в области создания новых светоизлучающих приборов и структур на основе кремниевой технологии. Основная технологическая проблема заключается в том, что сам кремний является не прямозонным полупроводником и, вследствие этого, имеет низкую квантовую эффективность межзонной излучательной рекомбинации. Поэтому формирование в слоях диоксида кремния включений прямозонных полупроводников A_2B_6 (например, ZnSe и ZnS), характеризующихся высокой вероятностью излучательных переходов и высокой подвижностью носителей заряда, является перспективным подходом для получения источников и приемников видимого и ультрафиолетового света на базе кремниевой технологии [1–3]. С другой стороны, в ряде работ [2; 4] показано, что легирование полупроводников ZnSe или ZnS различными примесями может приводить к увеличению интенсивности и трансформации спектра люминесценции данных соединений. Так, легирование нанокластеров ZnSe примесями марганца (Mn^{2+}) или меди (Cu^{2+}) [2] приводит к смещению спектра фотолюминесценции в длинноволновую область и появлению более интенсивной полосы излучения в видимой области спектра света. В то же время легирование соединения ZnS некоторыми примесями дает возможность получить электролюминофоры с зеленой, красной и синей полосами излучения [4], в результате сложения которых может быть создан электролюминесцентный индикатор с белым излучением. С целью увеличения квантового выхода люминесценции от нанокристаллов перспективным представляется создание структур типа «ядро/оболочка» (“core-shell” structures), когда нанокристалл одного полупроводника (ядро) покрывают тонким слоем другого полупроводника (оболочка) с большей шириной запрещенной зоны. Это позволяет эффективно изолировать возбужденные состояния в материале ядра, устраняя неизлучательные пути релаксации возбуждений и предотвращая фотохимическую деградацию. Так, в [5] авторами показано, что формирование в коллоидных растворах нанопреципитатов со структурой «ядро (из ZnSe)/оболочка (из ZnS)» позволяет получить высокоинтенсивное излучение в видимой области спектра. Такие структуры обладают высокой квантовой эффективностью, что делает их перспективными для создания синих светодиодов и для применения в медицине в качестве биологических меток.

В данной работе представлены результаты исследований состава и структурно-фазовых характеристик слоев диоксида кремния после высокодозных имплантаций ионов Se, Zn и S при повышенной температуре (550 °C), а также после термообработки (900 °C, 30 мин, в атмосфере аргона). Предполагалось одновременно синтезировать в слоях SiO_2 фазы прямозонных полупроводников ZnSe и ZnS, а также оценить возможность формирования на их основе структур «ядро/оболочка».

Материалы и методы исследования. Исходные образцы $SiO_2(600\text{ нм})/Si$ размером $1 \times 1\text{ см}^2$ вырезались из термически оксидированной пластины кремния. Режимы имплантации выбранных примесей разрабатывались на основе анализа результатов компьютерного моделирования по алгоритму Монте-Карло с использованием программного комплекса SRIM-2010 [6]. Энергии ионов Zn, Se и S были выбраны так, чтобы обеспечить локализацию внедренных примесей в одной и той же области слоя диоксида кремния (с максимумами концентраций на глубине порядка 112–114 нм – расчетные R_p для трех типов ионов). Как показано в ряде работ [7; 8], использование «горячих» (400–550 °C) условий при последовательном внедрении нескольких примесей позволяет уже в процессе имплантации получать массивы нанокластеров различных бинарных соединений (как в кремнии, так и в диоксиде кремния), а также снижать уровень дефектности формируемых кластеров. Но повышенная температура при имплантации нескольких типов ионов (а в нашем случае использовалось 3 типа ионов) может приводить и к существенному увеличению диффузионной способности уже внедренных атомов, что должно сказываться на форме концентрационных профилей примеси. Для оценки этих процессов мы проводили исследования состава и структурно-фазовых характеристик образцов как после имплантации трех типов ионов, так и на промежуточной стадии – после имплантации ионов селена и цинка. Было изготовлено две серии образцов. Образцы из первой серии имплантировались двумя типами ионов: $Se^+\downarrow$ (170 кэВ, $3,5 \cdot 10^{16}\text{ см}^{-2}$) и $Zn^+\downarrow$ (150 кэВ, $8 \cdot 10^{16}\text{ см}^{-2}$), образцы из второй серии – тремя типами ионов:

$\text{Se}^+\downarrow$ (170 кэВ , $3,5 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$), $\text{Zn}^+\downarrow$ (150 кэВ , $8 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$) и $\text{S}^+\downarrow$ (90 кэВ , $4 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$). Имплантация проводилась в «горячих» условиях – при повышенной ($550 \text{ }^\circ\text{C}$) температуре. Затем имплантированные образцы отжигались в атмосфере аргона ($900 \text{ }^\circ\text{C}$, 30 мин).

Для анализа распределения внедренной примеси по глубине образцов использовался метод резерфордовского обратного рассеяния (РОР). Структурно-фазовые характеристики образцов исследовались методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) в режиме поперечного сечения и комбинационного рассеяния света (КРС).

Результаты и их обсуждение. На рис. 1 представлены моделированные (без учета повышенной температуры имплантации) и рассчитанные из экспериментальных спектров РОР профили внедренных атомов цинка, селена и серы в образцах первой и второй серии.

В случае «горячей» имплантации двух типов ионов (рис. 1, *a*) наблюдается преимущественная диффузия атомов цинка и селена к поверхности образца, вероятно, за счет повышенной температуры во время имплантации. Об этом свидетельствует снижение концентраций внедренных примесей в сравнении с расчетными (SRIM-2010) и смещение максимумов концентрационных профилей к поверхности. Сравнивая площади под концентрационными профилями, представленными на рис. 1, *a*, можно отметить, что происходит потеря суммарной концентрации (дозы) внедренных атомов цинка и селена. Аналогичная ситуация наблюдается и для образцов второй серии (при имплантации трех примесей) – регистрируется сдвиг концентрационных профилей к поверхности и снижение суммарных концентраций внедренных атомов (рис. 1, *b*). Концентрация атомов серы после имплантации чуть ниже, чем на моделированных профилях. При этом

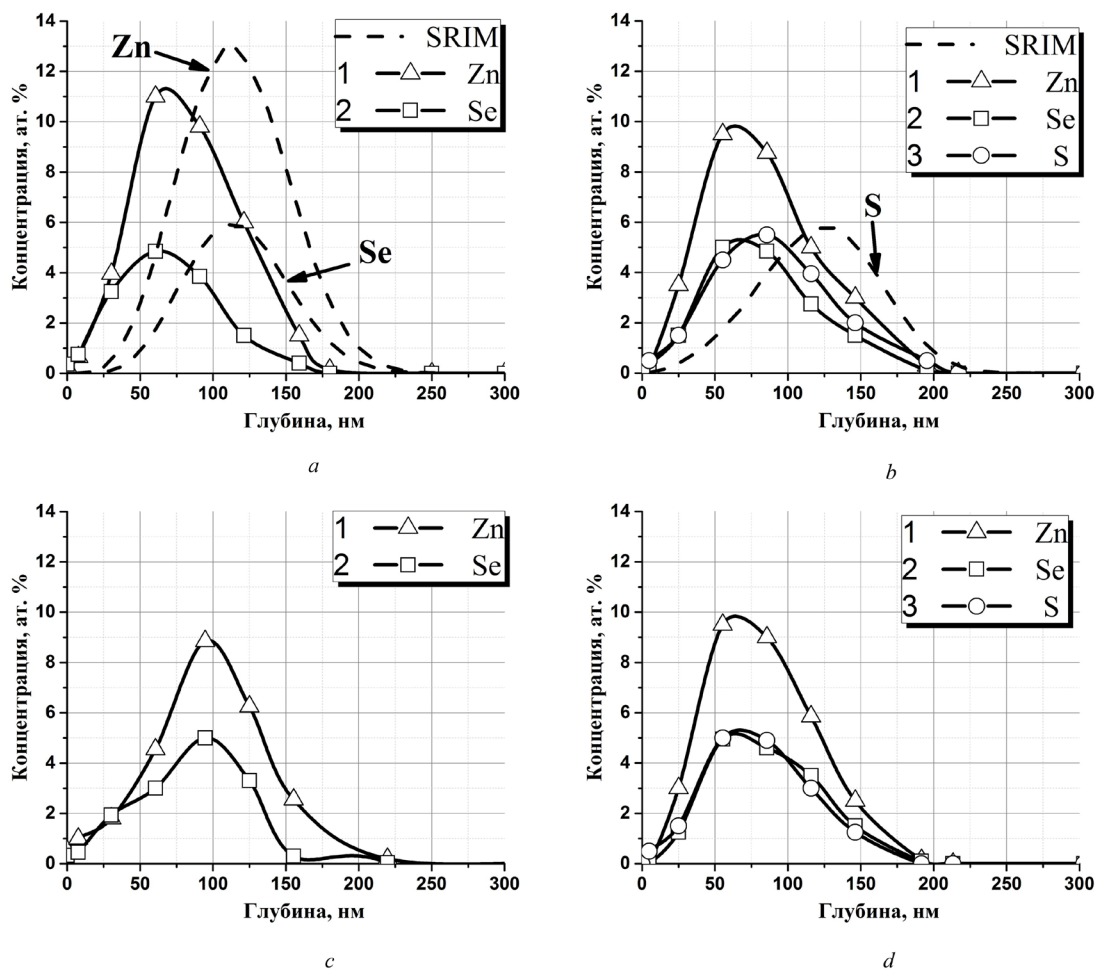


Рис. 1. Концентрационные профили внедренной примеси в слоях SiO_2 после «горячей» ($550 \text{ }^\circ\text{C}$) имплантации ионов Se и Zn (*a, c*) и ионов Se, Zn, S (*b, d*), а также после отжига ($900 \text{ }^\circ\text{C}$, 30 мин, Ar) (*c, d*)

Fig. 1. Concentration profiles of embedded in SiO_2 layers impurities after “hot” implantation of Se and Zn (*a, c*) and Se, Zn, S (*b, d*) as well as after annealing ($900 \text{ }^\circ\text{C}$, 30 min, Ar) (*c, d*)

в процессе третьей имплантации ионов серы при 550 °С еще большая доля атомов цинка уходит из образца, вместе с тем суммарная концентрация селена практически не изменяется (в сравнении с образцами первой серии). Можно предположить, что в ходе имплантации цинка большая часть уже внедренных атомов селена уходит на формирование связей Zn–Se, поэтому диффузии селена при третьей имплантации (ионами S⁺) не наблюдается. Термообработка образцов первой серии (рис. 1, *c*) приводит к незначительному сдвигу максимумов профилей атомов Zn и Se в глубь слоя диоксида кремния. Интересно, что наблюдаемое снижение концентрации атомов Zn в этом случае больше, чем для образцов второй серии (кривые 1 на рис. 1, *c* и рис. 1, *d*). Мы считаем, что уже во время «горячей» имплантации, а также при последующих термообработках формируются термостабильные связи Zn–Se и Zn–S. В условиях нашего эксперимента в имплантированном слое существует большой избыток атомов цинка в сравнении с примесью селена, поэтому можно предположить, что потери цинка после термообработки происходят за счет доли атомов этой примеси, не связанных с атомами селена. В пользу формирования термостабильных при температуре отжига 900 °С связей Zn–Se и Zn–S говорит и то, что после термообработки не происходит существенных изменений в концентрационных профилях примеси для образцов второй серии (из сравнения рис. 1, *b* и рис. 1, *d*). Следует отметить лишь небольшое смещение концентрационного профиля серы в область максимальных концентраций селена и цинка. Возможно, во второй серии образцов практически все атомы цинка, селена и серы образовали термостабильные связи Zn–Se и Zn–S уже после «горячей» имплантации.

На рис. 2 представлены результаты структурных исследований методом ПЭМ поперечных сечений исследуемых образцов. После двойной (Se↓ + Zn↓) «горячей» имплантации (рис. 2, *a*) наблюдается формирование протяженного слоя (на глубинах от 20 до 140 нм от поверхности), со-

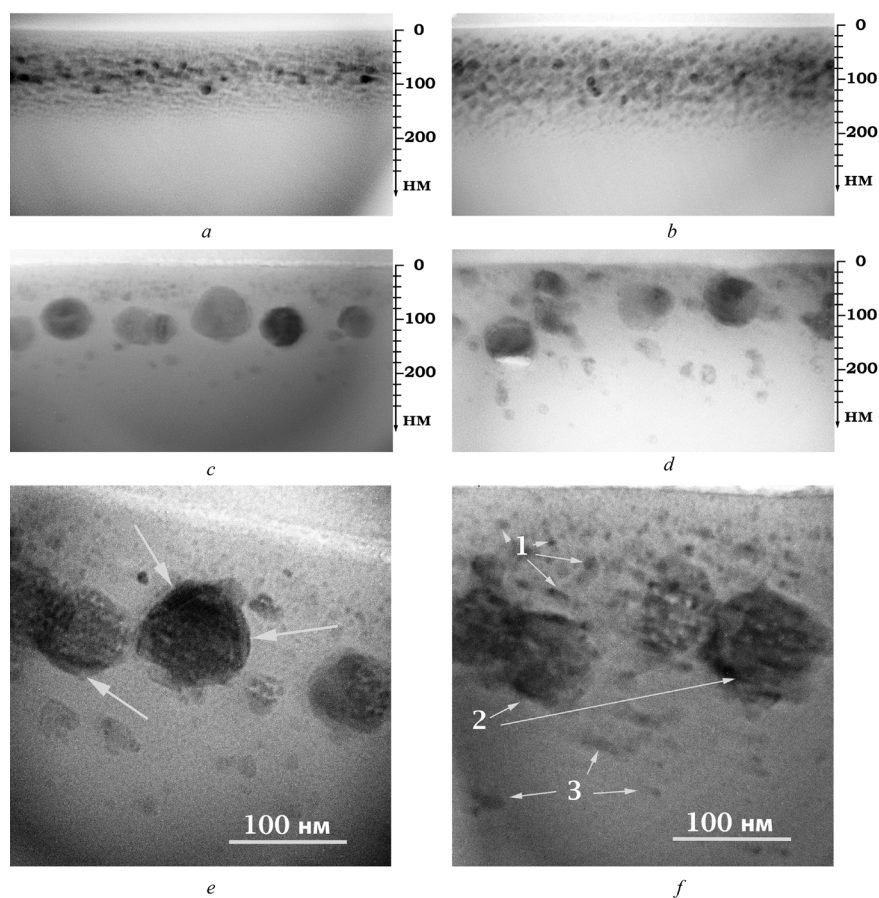


Рис. 2. Светлопольные ПЭМ микрофотографии поперечных сечений слоев SiO₂ после «горячей» (550 °С) имплантации ионов (Se↓ + Zn↓) (*a*, *c*, *e*) и (Se↓ + Zn↓ + S↓) (*b*, *d*, *f*), а также после термообработки (*c*, *d*, *e*, *f*)

Fig. 2. Bright-field TEM cross-section images from SiO₂ layers after “hot” implantation of (Se↓ + Zn↓) (*a*, *c*, *e*) and (Se↓ + Zn↓ + S↓) (*b*, *d*, *f*) ions as well as after annealing (*c*, *d*, *e*, *f*)

держашего мелкие кластеры размером 2–20 нм. В середине этого слоя на глубинах 50–100 нм (область максимальных концентраций имплантированных примесей) размеры кластеров немного больше (от 10 до 20 нм). Для образцов после тройной имплантации ($\text{Se}\downarrow + \text{Zn}\downarrow + \text{S}\downarrow$) также наблюдается формирование протяженного слоя с включениями (кластерами) имплантированной примеси (рис. 2, *b*). В этом случае толщина слоя с кластерами заметно больше (от 10 до 200 нм), что можно объяснить большей суммарной концентрацией (дозой) внедренной примеси. Средние размеры включений порядка 10–20 нм. Термообработка приводит к существенной структурной перестройке в имплантированных областях диоксида кремния. Для наборов образцов с двойной и тройной имплантацией примеси наблюдается сходная картина (рис. 2, *c* ↔ рис. 2, *d*, рис. 2, *e* ↔ рис. 2, *f*). В частности, образуется четко выраженная слоистая структура. Условно можно выделить три слоя (показано на рис. 2, *f*).

Первый слой располагается в приповерхностной области (на глубине 10–60 нм от поверхности) и состоит из большого количества мелких (5–10 нм) кластеров. Второй слой содержит крупные (50–90 нм) ограненные кристаллические преципитаты, залегающие на глубинах от 40 до 180 нм (указано стрелками на рис. 2, *f*). В отдельных крупных кристаллитах регистрируются вторичные дефекты структуры (узкие полосы разного контраста в преципитатах на рис. 2, *c* и рис. 2, *d*), которые возникают в процессе релаксации напряжений в кристаллических матрицах при термообработке. Это наряду с правильными формами границ (огранка кластеров) также подтверждает кристаллическую структуру отдельных крупных включений в матрице диоксида кремния. Можно условно выделить и третий слой (стрелки 3 на рис. 2, *f*), который содержит отдельные выделения (кластеры) внедренной примеси и локализован на глубинах от 200 до 600 нм (граница раздела в структуре SiO_2/Si). Размеры кластеров в этом слое находятся в пределах (2–20) нм, а плотность их существенно ниже, чем в приповерхностной области (первый слой), и резко уменьшается по глубине оксидного слоя. Для образцов после тройной имплантации примеси (рис. 2, *d*) концентрация кластеров в третьем слое в несколько раз выше, чем в образцах с двойной имплантацией (рис. 2, *c*).

Результаты ПЭМ-исследований хорошо согласуются с концентрационными профилями атомов внедренной примеси, полученными методом POP. В области максимума концентрации примеси формируется слой крупных кристаллических преципитатов. Для образцов после тройной имплантации на некоторых крупных кристаллитах из второго слоя можно отметить четко выраженный гранулированный контраст. Размеры этих областей гранулирования (округлые области разного контраста) хорошо согласуются с размерами мелких выделений (5–10 нм), наблюдаемых в этом слое. Гранулированный контраст может свидетельствовать о формировании границ ZnSe/ZnS кластеров, а также отдельных участков структур типа «ядро–оболочка» («core–shell» structures). Из анализа результатов ПЭМ, учитывая сложные структурные перестройки в слоях диоксида кремния (наличие различных по форме и размерам выделений и/или кристаллитов) после термообработки, можно предположить присутствие в имплантированном слое нескольких фаз. Это фазы Zn и ZnSe – в случае двойной имплантации, и фазы Zn, S, ZnSe и ZnS – при тройной имплантации. В последнем случае (образцы второй серии) возможно образование тройных соединений ($\text{ZnS}_x\text{Se}_{1-x}$) [9] на границах сопряжения кластеров ZnSe/ZnS .

Для идентификации сформированных преципитатов использовался метод комбинационного рассеяния света (рис. 3). Для первой серии образцов уже после имплантации (рис. 3, *a*, кривая 1) регистрируются две полосы. Интенсивная узкая полоса вблизи $520\text{--}530\text{ см}^{-1}$ соответствует известной полосе КРС от кремниевой подложки [10]. Вторую узкую полосу с максимумом при $245\text{--}250\text{ см}^{-1}$ можно отнести к рассеянию на продольном оптическом фоне (ЛО-мода) кристаллической фазы ZnSe [11]. После термообработки (рис. 3, *a*, кривая 2) интенсивность данной полосы существенно увеличивается. Кроме того, в спектрах наблюдается полоса при 200 см^{-1} , соответствующая поперечной моде (ТО-мода) оптического фона кристаллического ZnSe, а также полоса при 495 см^{-1} , соответствующая второму порядку ЛО-фона селенида цинка [11]. Резкое возрастание сигнала КРС от фазы ZnSe (суперпозиция пиков поглощения ЛО- и ТО-мод) в этом случае можно связать с большей объемной концентрацией кристаллической фазы ZnSe – за счет формирования крупных кристаллитов с дефектной структурой (из-за чего для кристал-

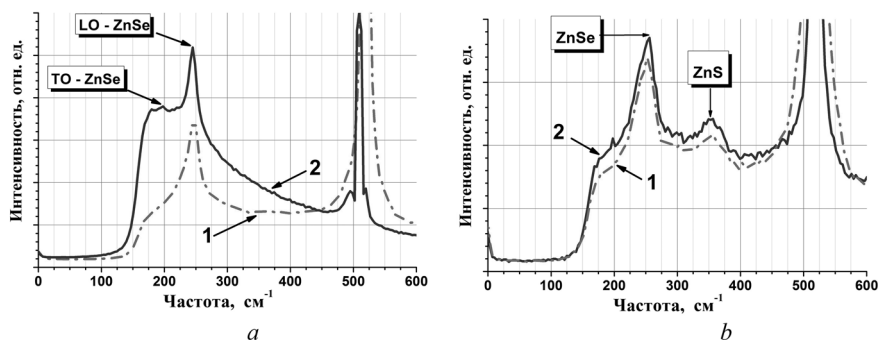


Рис. 3. Спектры КРС от слоев SiO_2 после «горячей» имплантации (кривые 1) в образцы первой (а) и второй (б) серий, а также после термообработок (кривые 2) ($\lambda_{\text{возб}} = 473 \text{ нм}$)

Fig. 3. RS spectra of SiO_2 structures after “hot” implantation (curve 1) for the first (a) and the second (b) series and after annealing (curve 2) ($\lambda_{\text{exc}} = 473 \text{ nm}$)

лического соединения ZnSe возникает рассеяние на поперечной моде оптического фонона). Мы считаем, что для образцов первой серии после термообработки (кривая 2 на рис. 3, а) имеет место и явление резонансного комбинационного рассеяния. Увеличение размера нанокластеров в процессе отжига приводит к «красному» сдвигу спектра поглощения в результате квантово-размерного эффекта. Вследствие этого усиливается поглощение кластерами излучения возбуждающего лазера (473 нм). Это, в свою очередь, объясняет как резкое увеличение сигнала КРС от нанокристаллов соединения ZnSe (появление широкой и интенсивной полосы в диапазоне 170–270 см^{-1}), так и резкое уменьшение сигнала от кремниевой подложки (из сравнения спектров на кривых 1 и 2 вблизи 520 см^{-1}). Отрицать присутствие кластеров элементарного цинка, а также оксида цинка также нельзя, поскольку в спектрах КРС, снятых при комнатной температуре, полосы от этих фаз не проявляются.

Для образцов второй серии сразу после «горячей» имплантации наряду с рассеянием от LO-моды соединения ZnSe (широкая полоса при 230–270 см^{-1}) регистрируется широкая полоса при 330–370 см^{-1} , связанная с присутствием фазы ZnS [12]. Меньшую интенсивность сигнала от фазы ZnS в сравнении с сигналом от фазы ZnSe можно объяснить тем, что кластеры селенида цинка за счет меньшей ширины запрещенной зоны более эффективно поглощают излучение возбуждающего лазера, чем кластеры сульфида цинка. На спектрах образцов второй серии до и после термообработки (из сравнения кривых 1 и 2 на рис. 3, б) не наблюдается существенного изменения в положении полос, связанных с кристаллическими фазами селенида и сульфида цинка. Это позволяет предположить, что после термообработки в образцах не происходит существенных структурно-фазовых изменений. Можно лишь отметить небольшой рост интенсивностей полос, связанных с кристаллическими фазами соединений ZnSe и ZnS, после термообработки, а также снижение интенсивности полосы от кремниевой матрицы (вблизи 520 см^{-1}). Наблюдаемые изменения мы связываем с более существенным поглощением лазерного излучения крупными кластерами соединений A_2B_6 , формируемыми после термообработки. При используемых режимах съемки спектров КРС могло проявиться также рассеяние, связанное с фазой элементарной серы (471 см^{-1} [13]). Однако в спектрах КРС полосы в данном диапазоне зарегистрировано не было. Вероятно, это связано с практически полным переходом атомов серы в бинарное соединение ZnS уже сразу после проведения «горячей» имплантации.

Из сравнения спектров КРС от отожженных образцов первой и второй серии (кривые 2 на рис. 3, а и рис. 3, б) можно заметить, что полоса, связанная с фазой ZnSe, в случае тройной имплантации более широкая и сдвинута в высокочастотную область. Широкая полоса рассеяния от фазы ZnS также сдвинута в высокочастотную область в сравнении со значением (351 см^{-1}), указанным в [9; 14]. Это можно объяснить формированием тройного соединения $\text{ZnS}_x\text{Se}_{1-x}$, причем наблюдаемые сдвиги и уширение полос от фаз ZnSe и ZnS зависят от стехиометрии данного соединения [14]. Тогда появление гранулированного контраста на крупных кристаллитах (рис. 2, е) в образцах второй серии можно объяснить наличием в них фазы тройного соединения на грани-

цах сопряжения фаз ZnSe/ZnS. Для однозначной идентификации химического состава сформированных нанокластеров требуются дополнительные детальные исследования оптических и структурно-фазовых характеристик полученных композитов «SiO₂ + нанокластеры A₂B₆».

Заклучение. В работе продемонстрирована принципиальная возможность одновременного формирования в слоях SiO₂ наноразмерных кластеров прямозонных полупроводников ZnSe и ZnS как сразу после имплантации соответствующих примесей при повышенной температуре (550 °C), так и в результате последующего высокотемпературного отжига (900 °C, 30 мин в арго-не). Структурные исследования методом ПЭМ в технике “cross-section” показали, что в «горячих» условиях имплантации при внедрении примеси в матрице SiO₂ формируются протяженные слои с высокой плотностью нанокластеров размером от 10 до 20 нм, идентифицированных методом КРС как нанокристаллы соединений ZnSe и ZnS. После термообработки в слоях диоксида кремния в области максимума концентрации внедренных примесей формируются крупные ограненные кристаллиты (размером до 90 нм) бинарных соединений селенида и сульфида цинка. Анализ изменений в спектрах КРС имплантированных образцов после термообработки позволяет предположить формирование фазы тройного соединения ZnS_xSe_{1-x} на границах сопряжения фаз ZnSe/ZnS в крупных кристаллитах.

Благодарности. Работа выполнена при поддержке гранта БРФФИ для молодых ученых № Ф17М-053, а также в рамках договора с БРФФИ № Ф17Д-002.

Acknowledgements. The work is supported by the Belarusian Republican Foundation for Fundamental Research (Grants no. F17M-053 and no. F17D-002).

Список использованных источников

1. Itoh, S. Current status and Future prospects of ZnSe-based light-emitting devices / S. Itoh, K. Nakano, A. Ishibashi // *J. Crystal Growth*. – 2000. – Vol. 214. – P. 1029–1034. doi.org/10.1016/S0022-0248(00)00264-5
2. Yong, K. T. Mn-doped near-infrared quantum dots as multimodal targeted probes for pancreatic cancer imaging / K. T. Yong // *Nanotechnology*. – 2009. – Vol. 20. – 015102. doi.org/10.1088/0957-4484/20/1/015102
3. Effects of strain on the optical and vibrational properties of ZnSe–ZnS_xSe_{1-x} strained-layer superlattices / K. Shahad [et al.] // *J. Luminescence*. – 1990. – Vol. 46. – P. 109–136. doi.org/10.1016/0022-2313(90)90013-2
4. Microwave-assisted aqueous synthesis of transition metal ions doped ZnSe/ZnS core/shell quantum dots with tunable white-light emission / Z. Jie [et al.] // *Appl. Surf. Science*. – 2015. – Vol. 351. – P. 655–661. doi.org/10.1016/j.apsusc.2015.05.178
5. Facile synthesis of highly luminescent UV-blue emitting ZnSe/ZnS core/shell quantum dots by a two-step method / D. Bohua [et al.] // *Chem. Commun.* – 2010. – Vol. 46. – P. 7331–7333. doi.org/10.1039/C0CC02042G
6. SRIM [The Stopping and Range of Ions in Matter] (2013) [Electronic resource]. – Mode of access: <http://www.srim.org>
7. Formation of InAs nanocrystals in Si by high-fluence ion implantation / F. Komarov [et al.] // *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B*. – 2008. – Vol. 266. – P. 3557–3564. doi.org/10.1016/j.nimb.2008.06.010
8. Ion-Beam Synthesis of InSb Nanocrystals in Si Matrix / F. Komarov [et al.] // *J. Advanced Materials Research*. – 2013. – Vol. 679. – P. 9–13. doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.679.9
9. Optical Phonons in ZnS_xSe_{1-x} Mixed Crystals / O. Brafman [et al.] // *Phys. Rev. Lett.* – 1967. – Vol. 19. – P. 1120–1123. doi.org/10.1103/PhysRevLett.19.1120
10. Аксянов, И. Г. Комбинационное рассеяние света в мозаичных пленках карбида кремния / И. Г. Аксянов, М. Е. Компан, И. В. Кулькова // *Физика твердого тела*. – 2010. – Т. 52, вып. 9. – С. 1724–1728.
11. Resonant micro-Raman investigations of the ZnSe–LO splitting in II–VI semiconductor quantum wires / G. Lermann [et al.] // *J. Appl. Phys.* – 1997. – Vol. 81. – P. 1446–1450. doi.org/10.1063/1.364181
12. Brafman, O. Raman Effect in Wurtzite- and Zinc-Blende-Type ZnS Single Crystals / O. Brafman, S. S. Mitra // *Phys. Rev.* – 1968. – Vol. 171. – P. 931–934. doi.org/10.1103/PhysRev.171.931
13. Structural properties of solution processed Ge₂₃Sb₇S₇₀ glass materials / M. Waldmann [et al.] // *J. Mater. Chem.* – 2012. – Vol. 22. – P. 17848–17852. doi.org/10.1039/C2JM32235H
14. Kouji, H. Raman Scattering in ZnS_xSe_{1-x} Alloys / H. Kouji, S. Nobuhiko, A. Isamu // *Japanese Journal of Applied Physics*. – 1991. – Vol. 30, N 3. – P. 501–505. doi.org/10.1143/JJAP.30.501

References

1. Itoh S., Nakano K., Ishibashi A. Current status and Future prospects of ZnSe-based light-emitting devices. *Journal of Crystal Growth*, 2000, vol. 214, pp. 1029–1034. doi.org/10.1088/0957-4484/20/1/015102
2. Yong K. T. Mn-doped near-infrared quantum dots as multimodal targeted probes for pancreatic cancer imaging. *Nanotechnology*, 2009, vol. 20, 015102. doi.org/10.1088/0957-4484/20/1/015102
3. Shahad K., Olego D. J., Van De Walle C. G., Cammack D. A. Effects of strain on the optical and vibrational properties of ZnSe–ZnS_xSe_{1-x} strained-layer superlattices. *Journal of Luminescence*, 1990, vol. 46, pp. 109–136. doi.org/10.1016/0022-2313(90)90013-2

4. Jie Z., Qihang C., Wanlu Z., Shiliang M., Liangjie H., Jiatao Z., Guoping C., Ruiqian G. Microwave-assisted aqueous synthesis of transition metal ions doped ZnSe/ZnS core/shell quantum dots with tunable white-light emission. *Applied Surface Science*, 2015, vol. 351, pp. 655–661. doi.org/10.1016/j.apsusc.2015.05.178
5. Bohua D., Lixin C., Ge S., Wei L. Facile synthesis of highly luminescent UV-blue emitting ZnSe/ZnS core/shell quantum dots by a two-step method. *Chemical Communications*, 2010, vol. 46, pp. 7331–7333. doi.org/10.1039/C0CC02042G
6. SRIM [The Stopping and Range of Ions in Matter] (2013). Available at: <http://www.srim.org>
7. Komarov F., Vlasukova L., Wesch W., Kamarou A., Milchanin O., Grechnyi S., Mudryi A., Ivaniukovich A. Formation of InAs nanocrystals in Si by high-fluence ion implantation. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B*, 2008, vol. 266, pp. 3557–3564. doi.org/10.1016/j.nimb.2008.06.010
8. Komarov F., Togambayeva A., Vlasukova L., Parkhomenko I., Milchanin O., Makhavikov M., Tolkyunay M. Ion-Beam Synthesis of InSb Nanocrystals in Si Matrix. *Advanced Materials Research*, 2013, vol. 679, pp. 9–13. doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.679.9
9. Brafman O., Chang I.F., Lengyel G., Mitra S. S., Carnall E. Optical Phonons in ZnS_xSe_{1-x} Mixed Crystals. *Physical Review Letters*, 1967, vol. 19, pp. 1120–1123. doi.org/10.1103/PhysRevLett.19.1120
10. Aksyanov I. G., Kompan M. E., Kul'kova I. V. Raman scattering in mosaic silicon carbide films, *Physics of the Solid State*, 2010, vol. 52, pp. 1850–1854. doi:10.1134/S1063783410090106
11. Lermann G., Bischof T., Materny A., Kiefer W., Kummell T., Bacher G., Forchel A., Landwehr G. Resonant micro-Raman investigations of the ZnSe-LO splitting in II–VI semiconductor quantum wires. *Journal of Applied Physics*, 1997, vol. 81, pp. 1446–1450. doi.org/10.1063/1.364181
12. Brafman O., Mitra S. S. Raman Effect in Wurtzite- and Zinc-Blende-Type ZnS Single Crystals. *Physical Review*, 1968, vol. 171, pp. 931–934. doi.org/10.1103/PhysRev.171.931
13. Waldmann M., Musgraves J. D., Richardson K., Craig B. A. Structural properties of solution processed $Ge_{23}Sb_7S_{70}$ glass materials. *Journal of Materials Chemistry*, 2012, vol. 22, pp. 17848–17852. doi.org/10.1039/C2JM32235H
14. Kouji H., Nobuhiko S., Isamu A. Raman Scattering in ZnS_xSe_{1-x} Alloys. *Japanese Journal of Applied Physics*, 1991, vol. 30, no. 3, pp. 501–505. doi.org/10.1143/JJAP.30.501

Информация об авторах

Моховиков Максим Александрович – мл. науч. сотрудник. Институт прикладных физических проблем им. А. Н. Севченко Белорусского государственного университета (ул. Курчатова, 7, 220045, Минск, Республика Беларусь). E-mail: M.Mohovikov@gmail.com.

Комаров Фадей Фадеевич – член-корреспондент, д-р физ.-мат. наук, зав. лабораторией. Институт прикладных физических проблем им. А. Н. Севченко Белорусского государственного университета (ул. Курчатова, 7, 220045, Минск, Республика Беларусь). E-mail: komarovf@bsu.by.

Власукова Людмила Александровна – канд. физ.-мат. наук, зав. лабораторией. Белорусский государственный университет (ул. Курчатова, 5, 220064, Минск, Республика Беларусь). E-mail: vlasukova@bsu.by.

Мильчанин Олег Владимирович – ст. науч. сотрудник. Институт прикладных физических проблем им. А. Н. Севченко Белорусского государственного университета (ул. Курчатова, 7, 220045, Минск, Республика Беларусь). E-mail: Milchanin@tut.by.

Пархоменко Ирина Николаевна – канд. физ.-мат. наук, ст. науч. сотрудник. Белорусский государственный университет (ул. Курчатова, 5, 220064, Минск, Республика Беларусь). E-mail: parhomir@yandex.by.

Wendler Elke – профессор. Йенский университет имени Фридриха Шиллера (Max-Wien-Platz 1, D-07743, Jena, Germany). E-mail: elke.wendler@uni-jena.de.

Ковальчук Наталья Станиславовна – канд. техн. наук, зам. главного инженера по серийному производству ОАО «Интеграл» (ул. Казинца, 121а, 220108, Минск, Республика Беларусь). E-mail: 7033696@mail.ru.

Information about the authors

Makhavikau Maksim Alexandrovich – Junior researcher. A. N. Sevchenko Institute of Applied Physical Problems of Belarusian State University (7, Kurchatov Str., 220045, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: M.Mohovikov@gmail.com.

Komarov Fadei Fadeevich – Corresponding Member, D. Sc. (Physics and Mathematics), Head of the Laboratory. A. N. Sevchenko Institute of Applied Physical Problems of Belarusian State University (7, Kurchatov Str., 220045, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: komarovf@bsu.by.

Vlasukova Liudmila Alexandrovna – Ph. D. (Physics and Mathematics), Head of the Laboratory. Belarusian State University (5, Kurchatov Str., 220064, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: vlasukova@bsu.by.

Milchanin Oleg Vladimirovich – Senior researcher. A. N. Sevchenko Institute of Applied Physical Problems of Belarusian State University (7, Kurchatov Str., 220045, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: Milchanin@tut.by.

Parhomenko Irina Nikolaevna – Ph. D. (Physics and Mathematics), Senior researcher. Belarusian State University (5, Kurchatov Str., 220064, Minsk, Republic of Belarus). E-mail: parhomir@yandex.by.

Elke Wendler – Professor. Friedrich-Schiller-Universität (Max-Wien-Platz 1, D-07743, Jena, Germany). E-mail: elke.wendler@uni-jena.de.

Kovalchuk Natalia Stanislavovna – Ph. D. (Engineering), assistant chief engineer. Joint Stock Company «INTEGRAL» Holding Management Company (121a, Kazinets Str., Minsk, 220108, Republic of Belarus). E-mail: 7033696@mail.ru.