

# ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМООБРАБОТКИ НА СТРУКТУРНЫЕ И ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОКРИСТАЛЛОВ $InAs$ В ИОННОИМПЛАНТИРОВАННОМ КРЕМНИИ

Л.А. Власукова<sup>1)</sup>, О.В. Мильчанин<sup>2)</sup>, М.В. Гребень<sup>1)</sup>, А.В. Мудрый<sup>3)</sup>, В. Вуйтик<sup>4)</sup>

<sup>1)</sup>Белорусский государственный университет,  
пр. Независимости, 4, 220030 Минск, Беларусь, тел:+375 17 2789027; e-mail: [vlasukova@bsu.by](mailto:vlasukova@bsu.by)

<sup>2)</sup>НИИПФП им.А.Н. Севченко БГУ,  
ул. Курчатова, 7, 220064, Минск, Беларусь, тел:+375 17 2124833; e-mail: [komarovf@bsu.by](mailto:komarovf@bsu.by)

<sup>3)</sup>Научно-практический центр НАНБ по материаловедению  
ул. П. Бровки 19, 220072, Минск, Беларусь, тел:+375 17 2841229; e-mail: [Mudryi@iftt.bas-net.by](mailto:Mudryi@iftt.bas-net.by)

<sup>4)</sup>Люблинский технический университет, Люблин, Польша

С помощью высокодозной ионной имплантации ионов As и In и высокотемпературного отжига синтезированы наноразмерные кристаллиты  $InAs$  в матрицах кристаллического кремния. Для анализа распределения примесей по глубине и оценки структурных и оптических характеристик имплантированных слоев кремния использовались методы РОР, ПЭМ и низкотемпературной ФЛ.

## Введение

Волоконно-оптические линии передачи (ВОЛП) обладают рядом преимуществ перед медными и радиорелейными системами связи, такими как высокая пропускная способность, малое затухание, защищенность, малые габариты и т.д. Преимущества использования в ВОЛП «окон прозрачности» вблизи длин волн 1,3 мкм и 1,55 мкм стимулируют проведение исследований по созданию эффективных и недорогих источников и усилителей когерентного излучения в диапазоне 1,3–1,55 мкм. В наших предыдущих работах предложен метод синтеза нанокристаллов прямозонных полупроводников  $A^3B^5$  в кристаллической матрице Si с использованием «горячей» высокодозной имплантации ионов V и III групп Периодической системы элементов [1, 3]. Наблюдаемая в спектрах фотолюминесценции системы «нанокристаллы  $A^3B^5$  – Si» полоса в области длин волн 1,15–1,5 мкм с максимумом при 1,3 мкм позволяет говорить о принципиальной возможности создания светоизлучающего источника, работающего на квантовых точках, для систем оптоволоконной связи.

## Методика эксперимента

Образцы, вырезанные из подложек Si (100) p-типа и Si (111) p-типа, имплантировались сначала ионами As (170 кэВ,  $3,2 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ ), а затем ионами In (250 кэВ,  $2,8 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ ) при комнатной или повышенной (500 °C) температуре. После имплантации проводился отжиг в среде азота или аргона в интервале температур (600–1050) °C. С целью уменьшения потери примеси во время термообработок на части образцов после внедрения «кластерообразующих» примесей дополнительно методом анодного окисления выращивался слой оксида кремния. Распределение внедренных примесей в образцах по глубине контролировалось методом Резерфордского обратного рассеяния (РОР) ионов гелия с энергиями 1,3 МэВ и 1,5 МэВ. Структура имплантированных образцов исследовалась методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на микроскопе Hitachi H-800 с ускоряющим напряжением 200 кэВ в геометрии «plan-view», оптические

свойства – методом низкотемпературной фотолюминесценции (ФЛ). Спектры ФЛ записывались в спектральном интервале (1,0 – 1,7 мкм) при температуре  $T = 4,2 \text{ К}$  с использованием решеточного монохроматора с фокусным расстоянием 0,6 м и охлаждаемого  $InGaAs$  детектора. Для возбуждения ФЛ использовался Ar-лазер (514,5 нм).

## Результаты и их обсуждение

На рисунке 1 представлены рассчитанные из спектров РОР профили распределения внедренных примесей по глубине в матрице Si.

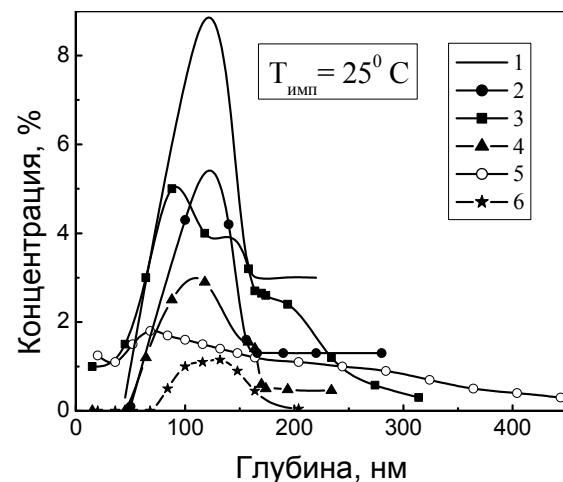


Рис. 1. Глубинные профили распределения примеси для образцов Si <111>, имплантированных ионами As (170 кэВ,  $3,2 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ ) и In (250 кэВ,  $2,8 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ ) при  $T_{\text{имп}}=25 \text{ °C}$  (1 – As, 2 – In) и отожженных при 1050 °C 3 мин со слоем оксида кремния (3 – As, 4 – In) и без оксидного слоя (5 – As, 6 – In)

Как видно из рисунка, пост-имплантационный отжиг приводит к существенному «размытию» глубинных профилей In и As в сравнении с образцами сразу после имплантации. Для атомов In граница кристалл-вакуум является прозрачной, а для атомов As – полупрозрачной, что приводит к потере примеси. Следует особо отметить, что наличие поверхностного слоя  $SiO_2$  приводит к

уменьшению потерь в 3 раза для атомов As и в 2 раза для атомов In (см. рис. 1).

На рисунке 2 показаны профили распределения внедренных примесей для образцов, имплантированных при комнатной и повышенной температурах и отожженных при 950 и 1050 °С.

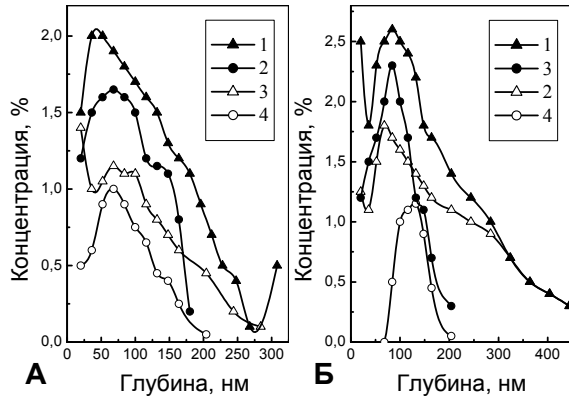


Рис. 2. Глубинные профили распределения примеси для образцов Si <111>, имплантированных ионами As (170 кэВ,  $3,2 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ ) и In (250 кэВ,  $2,8 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ ) при 25 °С (А) и 500 °С (Б) и отожженных при 1050 °С (1 – As, 2 – In) и при 950 °С (3 – As, 4 – In) в течение 3 мин

Из представленных графиков видно, что диффузионное перераспределение примеси по глубине более выражено для атомов As в сравнении с In.

Путем интегрирования площади под графиком распределения примеси, рассчитанным из спектров РОР, можно оценить количество внедренной примеси в кремниевой матрице. Сравнивая полученную величину со значением, рассчитанным из дозы ионов, можно судить о потерях примеси, связанных с «горячими» условиями имплантации и термообработками. Из сравнения интегрального выхода ионов  $\text{He}^+$  для примеси в режиме gap-dot и channeling, можно заключить, какое количество примеси находится в узлах решетки Si. Результаты проведенных расчетов показаны в таблице 1.

Таблица 1. Потери примеси As и In при внедрении и ТО, а также ее процент в узлах решетки Si

Тип Si	$T_{\text{imp}}, ^\circ\text{C}$	Режимы ТО	Потеря, %		В узлах, %
			As	In	
<111>	25	950 °С 3 мин	70	80	80
<111>	25	1050 °С 3 мин	35	85	40
<111>	500	950 °С 3 мин	50	65	65
<111>	500	1050 °С 3 мин	10	55	55
<100>	25	1050 °С 3 мин 600 °С 20 мин	75	95	45

Сравнивая образцы, отличающиеся только температурой отжига, можно заключить, что после термообработки при 950 °С большее количество примеси находится в узлах, чем после термообработки при 1050 °С (см. табл. 1).

На рисунке 3 представлено изображение поверхностных слоев кремния после имплантации As и In и последующей термообработки, полученное методом ПЭМ в геометрии «plan-view». Как

показывает рисунок 3 (гистограмма в правом верхнем углу), в кремниевой матрице формируются ограниченные преципитаты размером от 5 до 65 нм. Большинство преципитатов имеют размер около 20 нм. В левом верхнем углу рисунка 3 приведено изображение кластера при высоком разрешении. На нем виден муаровый контраст на кластерах, вызванный наложением двух кристаллических решеток с близкими параметрами, что свидетельствует об их кристаллической природе.

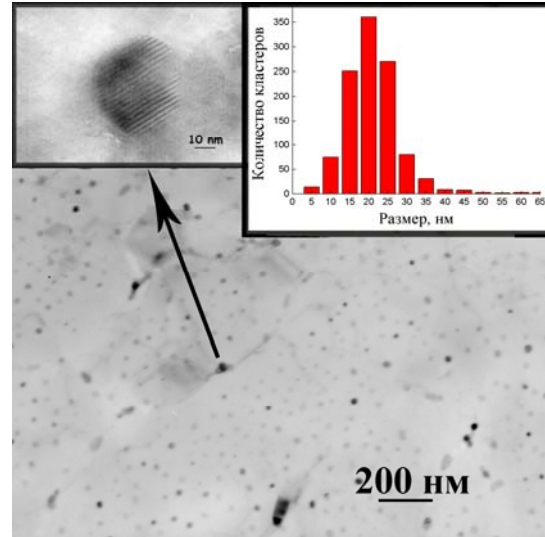


Рис. 3. Сетлопольные ПЭМ микрофотографии поверхностных слоев Si <111> после имплантации при  $T_{\text{imp}}=25^\circ\text{C}$  ионов As (170 кэВ,  $3,2 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ ) и In (250 кэВ,  $2,8 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ ) и последующего БТО при 950 °С 3 мин

С целью идентификации преципитатов, были рассчитаны расстояния между полосами муара для кристаллитов In, As и InAs. В условиях данного эксперимента возможно формирование любого из этих 3 типов кристаллов. Хорошая корреляция расчетного для InAs и экспериментально измеренного расстояния между полосами свидетельствует о том, что наблюдаемые преципитаты являются включениями соединения InAs в кремниевой матрице.

Температура отжига 950 °С в сравнении с 1050 °С приводит к большей концентрации дефектов дислокационного типа, что видно из рисунка 4. Это в свою очередь может приводить к более интенсивному глубинному перераспределению примеси и ее частичному уходу через поверхность и вглубь кристалла в результате процессов радиационно-ускоренной диффузии. В виду этого с повышением температуры отжига должно наблюдаться увеличение интегрального количества оставшейся после имплантации и термообработки примеси, что и было замечено на графиках на рисунке 2.

На рисунках 5 и 6 приведены спектры ФЛ образцов, имплантированных при 25 °С и 500 °С ионами As и In и отожженных при различных температурах. Можно выделить общую особенность в спектрах всех образцов, а именно — наличие узкого пика при  $\lambda \sim 1,07 \text{ мкм}$  (рис. 5, пик А) от донорно-акцепторных рекомбинаций, а также узкой

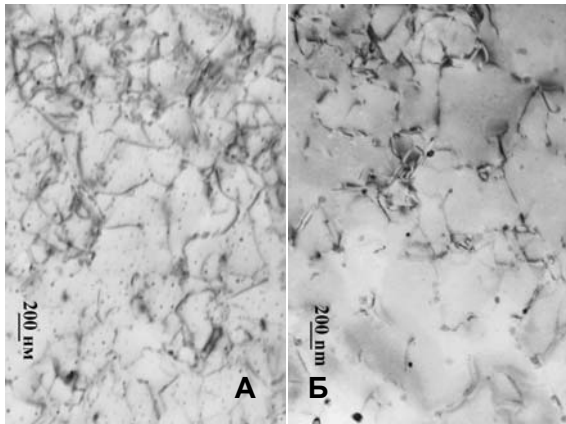


Рис. 4. Сетлопольные ПЭМ микрофотографии поверхностных слоев Si <111> после имплантации при  $T_{\text{imp}}=25^\circ\text{C}$  ионов As (170 кэВ,  $3,2 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ ) и In (250 кэВ,  $2,8 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ ) и последующих БТО при  $950^\circ\text{C}$  3 мин (А) и при  $1050^\circ\text{C}$  3 мин (Б).

линии эмиссии экситонов в кремнии при  $\lambda \sim 1,15 \text{ мкм}$  (рис. 5, пик В) и широкой полосы в области  $\lambda \sim 1,2 - 1,5 \text{ мкм}$  (рис.5, пик С). Полоса в этой области ранее наблюдалась в спектрах ФЛ для системы нанокристаллитов InAs, выращенных молекулярно-лучевой эпитаксией на подложке Si [2] и связывалась с формированием квантовых точек InAs в кремнии.

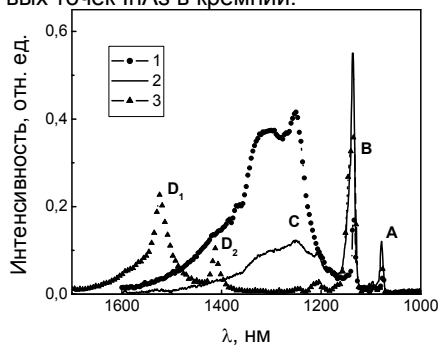


Рис. 5. Снятые при 4,2 К спектры ФЛ образцов Si, имплантированных ионами As (170 кэВ,  $3,2 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ ) и In (250 кэВ,  $2,8 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ ) при  $T_{\text{imp}}=25^\circ\text{C}$  (2) и при  $T_{\text{imp}}=500^\circ\text{C}$  (1 и 3) и отожженных в различных режимах: 1 – при  $950^\circ\text{C}$  3 мин; 2 – при  $1050^\circ\text{C}$  3 мин, 3 – при  $600^\circ\text{C}$  20 мин +  $950^\circ\text{C}$  3 мин

Наряду с этим, в спектрах можно заметить интенсивные узкие полосы при  $\lambda \sim 1,42 \text{ мкм}$  (рис. 5, пик D<sub>2</sub>) и  $\lambda \sim 1,54 \text{ мкм}$  (рис. 5, пик D<sub>1</sub>). Эмиссия в этой спектральной области соответствует положению так называемых линий D<sub>1</sub> и

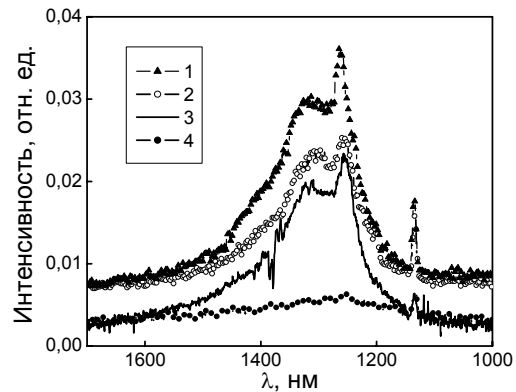


Рис. 6. Снятые при 4,2 К спектры ФЛ образцов Si, имплантированных ионами As (170 кэВ,  $3,2 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ ) и In (250 кэВ,  $2,8 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ ) при  $T_{\text{imp}}=25^\circ\text{C}$  (2 и 4) и при  $T_{\text{imp}}=500^\circ\text{C}$  (1 и 3) и отожженных в различных режимах БТО: 1,2 – при  $950^\circ\text{C}$  3 мин; 3,4 – при  $1050^\circ\text{C}$  3 мин

D<sub>2</sub> и может быть приписана наличию дислокаций в имплантированных образцах. Интенсивные пики в этом диапазоне также представляют интерес для систем ВОЛП.

### Закключение

В настоящей работе на примере высокодозной ионной имплантации ионов As<sup>+</sup> и In<sup>+</sup> в кремний изучено влияние температуры подложки в процессе облучения и последующей термообработки на процессы синтеза наноразмерных преципитатов. Методом ПЭМ установлено, что данные преципитаты имеют кристаллическую структуру. Показано, что увеличение температуры БТО с  $950^\circ\text{C}$  до  $1050^\circ\text{C}$  приводит к большей концентрации оставшейся примеси, а также к уменьшению ее количества в узлах решетки Si. Поверхностный слой SiO<sub>2</sub> препятствует уходу примеси через поверхность. Для всех образцов в спектрах низкотемпературной ФЛ регистрируется широкая полоса в спектральной области 1,15–1,5 мкм с максимумом при 1,3 мкм.

### Список литературы

1. Komarov F., Vlasukova L., Wesch W., Kamarov A., Milchanin O., Grechnyi S., Mudryi A., Ivaniukovich A. // Nucl. Instrum. Meth. – 266. – P. 3557 (2008).
2. Heitz R., Ledentsov N. N., Bimberg D. et al. // Physica E. – 2000. – 7. – P. 317–321.
3. Комаров Ф.Ф., Мильчанин О.В., Власукова Л.А., Веш В., Комаров А.Ф., Мудрый А.В. // Известия РАН. Сер. Физическая. – 2010. – 74. – С. 323 ().

## INFLUENCE OF ANNEALING'S REGIMES ON STRUCTURAL AND OPTICAL PROPERTIES OF InAs NANOCRYSTALS INTO ION IMPLANTED SILICON

L. Vlasukova<sup>1)</sup>, O. Milchanin<sup>2)</sup>, M. Greben<sup>1)</sup>, A. Mudryi<sup>3)</sup>, V. Vujtik<sup>4)</sup>

<sup>1)</sup>Belarusian State University, Nezavisimosti Ave. 4, 220030 Minsk, Belarus, e-mail: vlasukova@bsu.by

<sup>2)</sup>Institute of Applied Physics Problems of Belarusian State University, Kurchatov Str.7, 220064 Minsk, Belarus  
Phone +375 17 2785116; e-mail: komarovf@bsu.by

<sup>3)</sup>Joint Solid and Semiconductor Physics Institute of National Academy of Sciences of Belarus,  
P. Brovki Str. 17, 220072 Minsk, Belarus, Phone +375 17 2841229; e-mail: Mudryi@ifftp.bas-net.by

<sup>4)</sup>Lublin University of Technology, Lublin, Poland Lublin, Poland

Nanosized crystallites InAs have been synthesized into Si crystalline matrixes by means of the high-dose implantation of As and In ions and post-implantation annealing. RBS, TEM and low-temperature PL techniques were used in order to analyze the impurity depth distribution and evaluate the structural and optical characteristics of the implanted layers.