

СИНТЕЗ НАНОКЛАСТЕРОВ InAs В КРЕМНИИ МЕТОДОМ ВЫСОКОДОЗНОЙ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ С ПОСЛЕДУЮЩЕЙ ТЕРМООБРАБОТКОЙ

Ф. Ф. Комаров¹, Л. А. Власукова¹, О. В. Мильчанин¹, М. В. Гребень¹,
А. В. Мудрый¹, Ю. Жук¹, П. Жуковски², Ч. Карват²

¹Белорусский государственный университет, KomarovF@bsu.by

²Люблинский технический университет, Польша

ВВЕДЕНИЕ

Вероятность излучательной рекомбинации электрон-дырочных пар в прямозонных полупроводниках на порядки выше, чем в непрямозонных. Соединение InAs, в отличие от кристаллического кремния, представляет собой прямозонный полупроводник с узкой шириной запрещенной зоны. Таким образом, синтезируя квантовые точки InAs в матрице Si, получают интенсивную люминесценцию кремниевых образцов [1]. Это представляет интерес в создании нового поколения оптоэлектронных приборов (фотодетекторов, светодиодов, полупроводниковых лазеров, фотоизлучателей ИК-диапазона и др.). Для того чтобы такие приборы могли функционировать при комнатной температуре, необходимо, чтобы квантовые точки были однородными по размерам и характеризовались высокой плотностью заполнения, а сами материалы должны быть свободными от дефектов.

Наращивание сплошных пленок этих материалов на кремнии осложняется большим несоответствием параметров решеток Si и материалов типа A³B⁵. В частности, несоответствие параметров решеток Si и InAs приблизительно равно 10,6 %. В данной работе квантовые точки InAs синтезировались методом высокодозной ионной имплантации с последующей термообработкой. Данный метод обладает рядом преимуществ, главным из которых является его совместимость с промышленными технологиями микро- и оптоэлектроники. Изменяя энергию ионов, дозу, плотность ионного тока и температуру облучаемой мишени, можно управлять размерами и структурным качеством получаемых нанокристаллитов и матрицы. Однако количественной теории по данному вопросу пока не создано, и в данный момент идет накопление экспериментальных данных. В данной работе были исследованы глубинные распределения концентрации внедренных атомов In и As в условиях высокодозной ионной имплантации при двух температурах кристаллов кремния и высокотемпературной постимплантационной обработки. Был проведен анализ диффузионного перераспределения имплантированных примесей, а также влияния температуры имплантации и термообработки на размеры нанокластеров InAs. Приведены результаты исследования оптических свойств образцов методом низкотемпературной люминесценции.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Пластины КЭФ (100)-Si *n*-типа, площадью $1 \times 1 \text{ см}^{-2}$, имплантировались сначала ионами As (170 кэВ, $3,2 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$), а затем In (250 кэВ, $2,8 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$) при 25 °С и 500 °С. После имплантации образцы отжигались в различных режимах равновесной или быстрой термообработок в среде азота. Распределение примесей по глубине оценивалось с помощью метода Резерфордского обратного рассеяния в сочетании с каналированием (РОРКИ) ионов гелия с энергией $E = 1,3 \text{ МэВ}$. Расчет профилей

концентрации As и In в Si затруднен перекрытием пиков от In и As в РОР-спектре. Данную проблему удалось решить, снимая спектры РОР при 2 различных углах влета ионов гелия в образцы: 0° и 50° . Расчет распределения ионов внедренной примеси по глубине проводился с использованием ЭВМ, путем моделирования спектров до полного совпадения с экспериментально измеренными спектрами для каждого из двух углов влета ионов гелия. Структурно-фазовые превращения после ионной имплантации и отжига изучались с помощью просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на микроскопе Hitachi H-800 с ускоряющим напряжением 200 кэВ. Спектры фотолюминесценции (ФЛ) записывались в спектральном интервале (0,7–2 эВ) при температуре жидкого гелия с использованием решеточного монохроматора с фокусным расстоянием 0,6 м и охлаждаемого InGaAs детектора. Для возбуждения ФЛ использовался аргоновый лазер ($\lambda = 514,5$ нм).

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Процессы формирования нанокластеров, в целом, могут быть разделены по времени на этапы внедрения ускоренных ионов, диффузии внедренных атомов, зарождения и роста нанокластеров. Если пренебречь эффектом распыления приповерхностной области Si, то, как экспериментальные, так и теоретические профили распределения имплантированных атомов при данных энергиях ионов достаточно хорошо описываются нормальным гауссовым распределением.

Заметного диффузионного перераспределения внедренных примесей при $T_{\text{imp}} = 25^\circ\text{C}$ не наблюдается даже в условиях высокодозной имплантации. Однако «горячая» имплантация при $T_{\text{imp}} = 500^\circ\text{C}$ сопровождается заметным диффузионным перераспределением внедренных атомов, обусловленным, неравновесной радиационно-ускоренной диффузией примеси. Последующая термообработка образцов приводит к еще большему искажению гауссовых профилей, т. е. диффузии атомов мышьяка и индия к поверхности и в глубь кристалла.

На рисунке 1 представлены моделированный и экспериментальные профили распределения примесей As и In для различных режимов термообработки. Для образца 3 профиль In не приводится из-за малой концентрации этой примеси в образце.

Для атомов индия граница поверхность кремния-вакуум является полностью прозрачной. В результате термообработки атомы индия диффундируют к поверхности, что обуславливает большую потерю In. В случае As граница кристалл кремния-вакуум при термообработке является полупрозрачной, в результате чего часть атомов мышьяка уходит через границу (барьер), а часть аккумулируется около поверхности. Таким образом, «горячие» условия имплантации и термообработки приводят к существенной потере атомов примеси (рис. 1 и 2, табл.).

Сравнение каналированного (здесь не приводится) и случайного спектров РОР позволяет заключить, что существенное количество имплантированной примеси после термообработки находится в узлах кремниевой решетки (табл.).

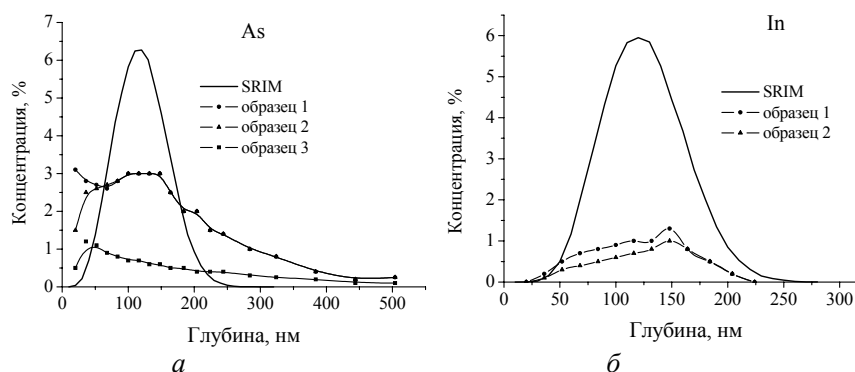


Рис. 1. Моделированные (SRIM'2008) при 25 °С и определенные экспериментально методом РОР профили As (а) и In (б) после ТО (образец 1 – $T_{\text{имп}} = 500$ °С, БТО 950 °С 3 мин; образец 2 – $T_{\text{имп}} = 500$ °С, БТО 1050 °С 3 мин; образец 3 – $T_{\text{имп}} = 25$ °С, равновесный отжиг 600 °С 20 мин, БТО 950 °С 3 мин).

Результаты ПЭМ исследований приведены на рисунке 3. Можно видеть, что сравнительно небольшое увеличение температуры термообработки приводит к снижению плотности нанокластеров, а также к существенному росту их размеров. Муаровый контраст на преципитатах (см. вставку рис. 3), вызванный наложением двух кристаллических решеток с близкими параметрами, свидетельствует об их кристаллической природе. Для того, чтобы идентифицировать преципитаты, 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.

На рис. 4 представлены спектры ФЛ образцов после имплантации и постимплантационного отжига, снятые при 4,2 К. Из рисунка видно, что в спектрах образцов кремния наблюдается широкая полоса в диапазоне длин волн 1,7–1,1 мкм. Наиболее интенсивная люминесценция наблюдается для образца, прошедшего ТО в режиме 2: $T_{\text{имп}} = 500$ °С, БТО 1050 °С 3 мин.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В настоящей работе на примере высокодозной ионной имплантации ионов As^+ и In^+ в кремний изучено влияние температуры подложки в процессе

Потери примеси при внедрении и термообработках, а также количество примеси, попавшей в узлы кристаллической решетки кремния

Образцы	Потеря, %		Количество атомов As и In в узлах, %
	As	In	
• $T_{\text{имп}} = 500$ °С БТО при 950 °С 3 мин	0	76,5	32
• $T_{\text{имп}} = 500$ °С БТО при 1050 °С 3 мин	2	82,5	27
• $T_{\text{имп}} = 25$ °С • равновесный отжиг при 600 °С 20 мин, БТО при 1050 °С 3 мин	73	–	43

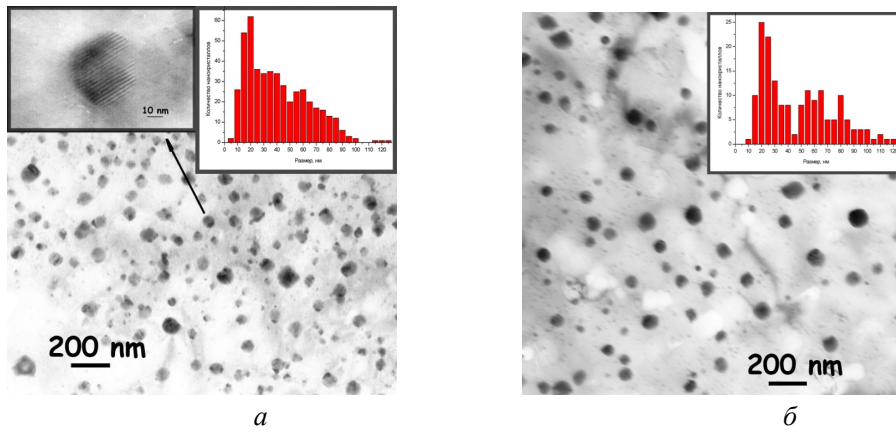


Рис. 3. Светлопольные ПЭМ-микрофотографии образцов кремния с кристаллическими преципитатами InAs после имплантации и отжига: *a* – $T_{\text{имп}} = 500 \text{ }^\circ\text{C}$, БТО $950 \text{ }^\circ\text{C}$ 3 мин, *б* – $T_{\text{имп}} = 500 \text{ }^\circ\text{C}$, БТО $1050 \text{ }^\circ\text{C}$ 3 мин.

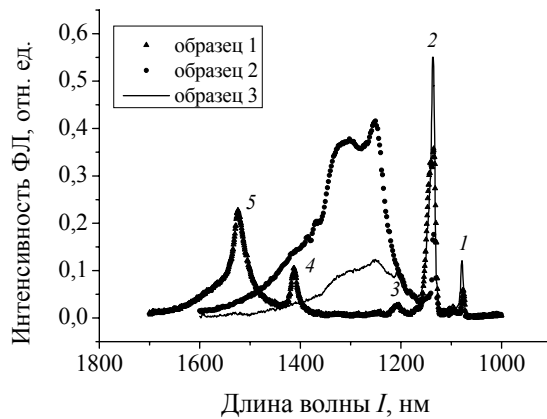


Рис. 4. Спектры фотолюминесценции отожженных образцов кремния, имплантированных In+As (образец 1 – $T_{\text{имп}} = 500 \text{ }^\circ\text{C}$, БТО $950 \text{ }^\circ\text{C}$ 3 мин; образец 2 – $T_{\text{имп}} = 500 \text{ }^\circ\text{C}$, БТО $1050 \text{ }^\circ\text{C}$ 3 мин; образец 3 – $T_{\text{имп}} = 25 \text{ }^\circ\text{C}$, равновесный отжиг $600 \text{ }^\circ\text{C}$ 20 мин, БТО $950 \text{ }^\circ\text{C}$ 3 мин).

1 – пик люминесценции в результате донорно-акцепторных рекомбинаций;
2 – краевая люминесценция на Si;
3 – небольшой выход от нанокластеров;
4 и 5 – дислокационная люминесценция

облучения и последующей термообработки на профили распределения примеси по глубине. Показано, что «горячие» условия имплантации и последующий отжиг приводят к миграции атомов примеси к поверхности и вглубь кристалла, что приводит к существенной потере примеси, а также к встраиванию части примесных атомов в узлы кристаллической решетки кремния. Увеличение температуры термообработки приводит к увеличению среднего размера формируемых кристаллитов. Для всех образцов в спектрах низкотемпературной ФЛ регистрируется широкая полоса в спектральной области 1,7–1,1 мкм.

ЛИТЕРАТУРА

1. Komarov F., Vlasukova L., Wesh W., Komarov A., Milchanin O., Grechnyi S., Mudryi A., Ivanukovich A. // Nucl. Instr. And Meth. B. 2008. V. 266. P. 3557.