

УДК 621.383.8: 621.315.592-03

© В. Н. Петров, Н. К. Поляков, В. А. Егоров, А. О. Голубок, Г. Э. Цырлин, Д. В. Денисов, А. Ф. Цацульников, А. Ю. Егоров, Н. А. Малеев, В. М. Устинов

ГЕТЕРОСТРУКТУРЫ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ InAs/Si ДЛЯ ЭЛЕМЕНТНОЙ БАЗЫ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ ПРИБОРОВ НАНО- И ОПТОЭЛЕКТРОНИКИ

В данной работе обобщены экспериментальные результаты, полученные в Институте аналитического приборостроения РАН совместно с ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН, по формированию методами на базе МПЭ квантоворазмерных гетероструктур, в том числе с квантовыми точками, и их исследованию методами ДБЭО, СТМ, СЭМ, ТЭМ, РМА и ФЛ в системе InAs/Si для опто- и микроэлектронных приборов нового поколения с целью совмещения применения A_3B_5 и кремниевых технологий.

ВВЕДЕНИЕ

Общеизвестно, что в настоящее время основным материалом для изделий микроэлектроники является кремний, изделия на его основе занимают не менее 90 % на рынке полупроводниковых приборов. Такие его свойства, как высокая теплопроводность, механическая прочность, наличие достаточно дешевых бездислокационных подложек большого диаметра и продвинутое технологии делают этот материал незаменимым для большинства применений. Однако степень интеграции в современной кремниевой технологии достигает того уровня, когда все большее влияние на быстродействие интегральных схем (ИС) начинает оказывать задержка сигнала в межсоединениях, имеющих резистивные и емкостные паразитные составляющие. Решением данной проблемы могло бы быть создание монокристаллических оптоэлектронных ИС. Совмещение в одном кремниевом кристалле излучателей и детекторов светового сигнала с электронными переключающими элементами могло бы позволить реализацию высокоскоростных соединений между элементами ИС, а также между кристаллами и устройствами в быстродействующих вычислительных комплексах.

На основе кремния в настоящее время изготавливаются фотодетекторы, однако в области излучающих оптоэлектронных приборов применение кремния пока не получило практического применения.

Одновременно с развитием кремниевой технологии продолжается усиленное развитие научных исследований и практическое применение оптоэлектронных структур на основе соединений A_3B_5 . Общеизвестно, что инфракрасные полупроводниковые лазеры с квантовыми ямами на основе этих

соединений являются ключевыми элементами в линиях волоконно-оптической связи, лазерных принтерах и устройствах оптической записи информации (видео- и цифровые компакт-диски). Большой прогресс достигнут в области квантоворазмерных A_3B_5 гетероструктур с пространственным ограничением носителей заряда во всех трех измерениях (квантовые точки), которые определяют прогресс в физике и технике полупроводников [1].

Квантовые точки (КТ) реализуют предельный случай размерного квантования в полупроводниках, поскольку электронный спектр идеальной КТ представляет собой набор дискретных уровней, разделенных областями запрещенных состояний, и соответствует электронному спектру одиночного атома. Качественный прорыв в данной области произошел при использовании эффектов самоорганизации полупроводниковых наноструктур в гетероэпитаксиальных полупроводниковых системах. Были реализованы гетероструктуры с квантовыми точками в системах A_3B_5 с высоким кристаллическим совершенством, высоким квантовым выходом излучательной рекомбинации и высокой однородностью по размерам. В полученных структурах были впервые продемонстрированы уникальные физические свойства, ожидавшиеся для идеальных квантовых точек в течение многих лет, исследованы электронный спектр квантовых точек, эффекты, связанные с энергетической релаксацией и излучательной рекомбинацией неравновесных носителей, и получены первые оптоэлектронные приборы такие, как инжекционные гетеролазеры на квантовых точках с рекордными характеристиками [2]. Использование недавно предложенной методики создания, так называемых "складированных" квантовых точек, то есть

многослойных систем с электронно-связанными в вертикальном направлении квантовыми точками (ВСКТ), в качестве активной области полупроводникового лазера уже позволило существенно улучшить его приборные характеристики (пороговый ток, мощность излучения и характеристическая температура) [3]. Однако ведущие ученые мира считают, что кремний в ближайшем будущем останется фундаментом современной микроэлектроники [4].

К настоящему времени предложен ряд путей для интеграции развитой кремниевой и A_3B_5 технологий. Один из путей, развивающийся достаточно длительное время в мире и России, состоит в создании на кремнии слоев A_3B_5 материалов, пригодных для дальнейшего формирования оптоэлектронных элементов [5]. В последнее время на зарощенных GaAs поверхностях кремния получены InAs-квантовые точки [6] и даже создан первый лазер на InGaAs ВСКТ [7]. Однако получение на Si качественных слоев прямозонных A_3B_5 соединений осложняется рассогласованием решеток (4 % для GaAs), приводящим к большому количеству дефектов в растущем слое A_3B_5 материала, образованием антифазных доменов при наращивании полярного полупроводника на неполярном и возникновением напряжений в слое A_3B_5 полупроводника по причине значительного различия коэффициентов линейного расширения.

По аналогии с соединениями A_3B_5 было предположено, что внедрение квантовых точек узкозонного прямозонного полупроводника (например, InAs) непосредственно в матрицу кремния также позволит создать эффективные светоизлучающие приборы [8]. Недавно нами была продемонстрирована принципиальная возможность реализации квантовых точек арсенида индия в кремниевой матрице и получена фотолюминесценция от зарощенных кремнием подобных островков вплоть до комнатной температуры [9, 10].

В данной работе обобщены экспериментальные результаты, полученные в Институте аналитического приборостроения РАН совместно с ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН, по созданию и исследованию квантоворазмерных гетероструктур с квантовыми точками в системе InAs/Si для опто- и микроэлектронных приборов нового поколения с целью совмещения A_3B_5 и кремниевых технологий.

МЕТОДИКИ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

Ростовые процессы были проведены на установках молекулярно-пучковой эпитаксии (МПЭ) Supra-32 (ISA Ribier, Франция) и ЭП 1203, разработанной в НТО АН СССР при непосредственном участии сотрудников ИАП (ныне ИАНП РАН) и

серийно выпускавшейся на ЭЗНП НТО АН СССР (пос. Черноголовка Московской области) [11].

Эксперименты по росту InAs квантовых точек на поверхности кремния проводились на подложках Si(100), для получения атомарно-чистой структурно упорядоченной поверхности подложки проходили предростовую подготовку. Процедура химической обработки подложек при такой подготовке сводилась к следующей последовательности операций [12]:

1. Отмывка от следов органических загрязнений в CCl_4 и ацетоне.

2. Окисление верхнего слоя кремния в кипящей азотной кислоте и травление образовавшегося SiO_2 в HF.

3. Кипячение в перекисно-аммиачном растворе с последующим удалением остатков загрязнений вместе с оксидом кремния плавиковой кислотой.

4. Формирование на поверхности прошедших химическую очистку кремниевых пластин тонкого защитного слоя окисла кипячением в перекиснокислотном растворе $HCl:H_2O_2:H_2O$.

5. Окончательная промывка пластин деионизованной водой и сушка этиловым спиртом на центрифуге.

Готовые подложки механически фиксировались на безиндиевых молибденовых подложкодержателях и загружались с минимальным временем пребывания на воздухе в установку. Вакуумная предростовая подготовка производилась в режиме двухступенчатого термического отжига. На первой стадии образцы выдерживались в ростовой камере при температуре $400^\circ C$ в течение 40 минут, при этом с поверхности защитного слоя слетала большая часть адсорбированных загрязнений. Контроль процесса обезгаживания осуществлялся по показаниям вакуумметров. Окончательное удаление окисного слоя с поверхности Si производилось путем нагрева подложки в ростовой камере до температуры $820-870^\circ C$ с выдержкой в течение 15 минут. Далее температура образца понижалась и производилось осаждение InAs при различных температурах подложки и соотношении потоков элементов III и V групп методом традиционной МПЭ. Состояние поверхности в процессах удаления окисного слоя и эпитаксиального роста фиксировалось и исследовалось *in situ* методом дифракции быстрых электронов на отражение (ДБЭО). Система ДБЭО включала в себя высокочувствительную видеокамеру, видеомагнитофон для записи динамики картин ДБЭО во время роста, компьютера для обработки записываемой информации, интерфейса, осуществляющего сопряжение видеокамеры с видеомагнитофоном и компьютером, и программного обеспечения, позволяющего производить обработку картин ДБЭО в реальном масштабе времени, и была подробно описана ранее [13].

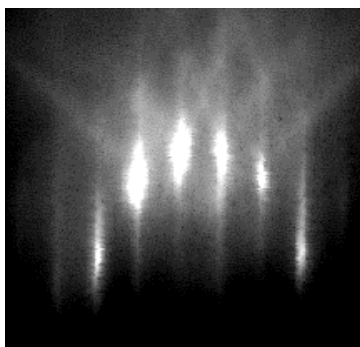


Рис. 1. Картина ДБЭО после удаления окисного слоя атомно-гладкой поверхности Si(100), снятая при 10 кВ

Типичная картина ДБЭО после удаления окисного слоя представлена на рис. 1 и имеет характерный для атомно-гладкой поверхности Si(100) линейчатый спектр (поверхностная реконструкция (2×2)). Для создания потоков индия и мышьяка использовались стандартные эффузионные ячейки, для напыления кремния на установке Supra-32 применялся источник с электронно-лучевым испарителем. Поток арсенида индия во всех экспериментах по формированию InAs нанобъектов на поверхности кремния соответствовал росту 0.1 монослоя (МС) InAs в секунду. Калибровка скорости роста InAs проводилась предварительно с помощью измерения осцилляций интенсивности зеркального рефлекса на картине ДБЭО при росте твердого раствора InGaAs на GaAs с молярной долей по индию $\approx 15\%$. Для контроля температуры поверхности образца, помимо штатной конструкции на основе термопары типа VP5/VP20, дополнительно использовался инфракрасный пирометр Iacon Modline Plus. При росте кремния на установке Supra-32 использовался режим непрерывного вращения держателя.

Постростовое исследование *ex situ* полученных образцов проводилось методами сканирующей

туннельной микроскопии (СТМ), сканирующей электронной микроскопии (СЭМ), трансмиссионной электронной микроскопии (ТЭМ), рентгеновского микроанализа (РМА) и возбуждения фотолуминесценции (ФЛ).

ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ ФОРМИРОВАНИЯ InAs НАНООБЪЕКТОВ НА ПОВЕРХНОСТИ КРЕМНИЯ МЕТОДОМ ДБЭО

Проведенные многократно исследования динамики изменения картин ДБЭО *in situ* в процессе осаждения InAs на поверхность кремния при различных условиях роста (температура подложки, соотношение потоков и т.д.) позволили сделать вывод о том, что характерной особенностью гетероэпитаксиальной системы InAs/Si является сильная зависимость механизма роста от ростовых условий. Было установлено, что возможна реализация как чисто островкового механизма роста (Фольмера—Вебера), так и смешанного механизма роста с образованием смачивающего слоя и системы трехмерных островков (Странски—Крастанова).

На рис. 2, а–с представлены картины ДБЭО, снятые при различных температурах подложки и соотношении потоков после напыления InAs на поверхность Si. На рис. 2, а приведена картина ДБЭО при $T_s = 250^\circ\text{C}$ и соотношении потоков ≈ 2 после осаждения 6 МС InAs. Было выяснено, что осаждение InAs при данных условиях приводит к трансформации линейчатой картины ДБЭО в картину дифракции, характерную для трехмерного роста (точечные рефлексы), уже при толщине около 3 МС и становятся чисто объемными после напыления 5.5 МС. На основе этого можно заключить, что при этих условиях эпитаксиальный рост в системе InAs/Si осуществляется по механизму Странски—Крастанова и первоначально образуется двумерный псевдоморфный смачивающий

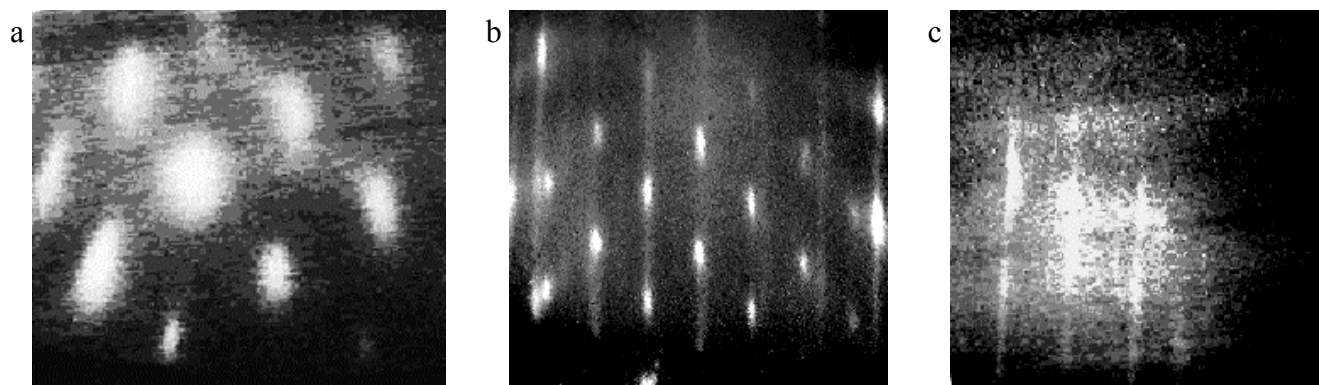


Рис. 2. Картины ДБЭО, снятые при 10 кВ после осаждения: 6 МС InAs при $T_s = 250^\circ\text{C}$ (а), 0.9 МС InAs при $T_s = 380^\circ\text{C}$ (б) и 60 МС InAs при $T_s = 500^\circ\text{C}$ (с)

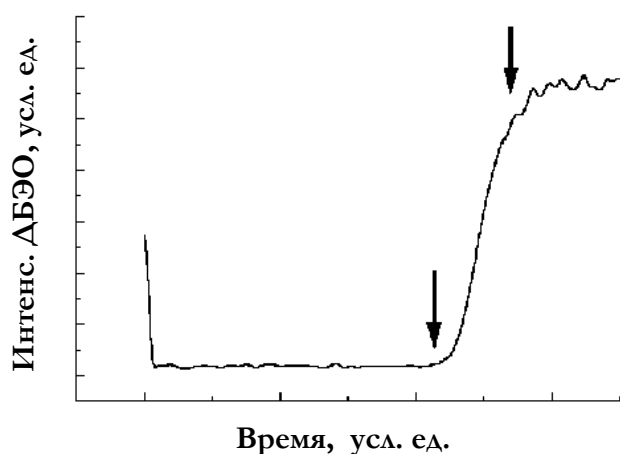


Рис. 3. Типичная динамическая зависимость интенсивности ДБЭО рефлекса при 2D-3D InAs/Si гетероэпитаксиальном росте

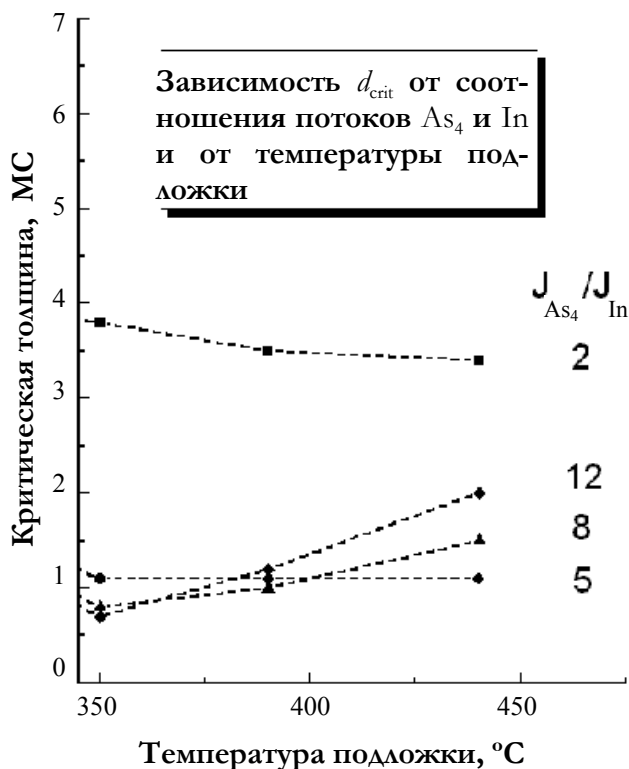


Рис. 4. Зависимость критической толщины образования нанобъектов от параметров роста

слой. На рис. 2, b приведена картина ДБЭО при соотношении потоков ≈ 10 после осаждения 0.9 МС InAs на поверхность Si(100) при температуре подложки 380°C. Для этих ростовых условий

переход от двухмерного к трехмерному механизму роста наблюдался уже при 0.7 МС. Видно, что картина дифракции сохранила исходную линейчатую структуру Si подложки с наложенными на нее характерными для трехмерного роста точечными рефлексами, соответствующими InAs квантовым точкам; хорошо заметно рассогласование приблизительно 10 % кристаллических решеток InAs и Si (в обратном пространстве), что соответствует общеизвестным данным по рассогласованию решеток InAs и Si $\approx 11\%$. Таким образом, при данных ростовых условиях реализуется механизм роста Фольмера—Вебера. На рис. 2, с приведена картина ДБЭО при $T_s = 500^\circ\text{C}$ после осаждения 60 МС InAs на поверхность Si(100). По фото видно, что картина дифракции сохранила линейчатую структуру, причем поверхностная реконструкция изменилась на (3×1) .

На рис. 3 приведена типичная динамическая зависимость интенсивности нулевого рефлекса на картине ДБЭО, снятая при угле падения 1° и угле отражения 1.5° в условиях, при которых происходит переход от двух- к трехмерному механизму роста. Мы предполагали, что данный переход начинается в момент, обозначенный левой стрелкой, т.е. в начале преобразования линейчатой структуры картины ДБЭО в объемную. По аналогии с гетероэпитаксиальной системой InAs/GaAs мы назвали эту величину критической толщиной образования нанобъектов на поверхности (d_{crit}). Момент стабилизации объемной картины обозначен правой стрелкой. Характеристическое время образования массива островков InAs (временной интервал между левой и правой стрелкой) составляет величину около одной секунды (при скорости роста InAs 0.1 МС/с), что приблизительно соответствует величине, характерной при образовании квантовых точек в системе InAs/GaAs.

На рис. 4 суммированы данные ДБЭО-исследований по зависимости d_{crit} от температуры подложки в интервале от 350°C до 450°C и соотношения потоков As₄ и In от 2 до 12. Нижний предел в температурном интервале выбран по двум причинам. Во-первых, из-за трудностей в определении точного значения T_s при таких низких величинах и, во-вторых, вследствие того, что покрывающий слой Si, выращенный при низких T_s , обладает низким кристаллическим качеством, что приводит к невозможности получения приборных структур. Это подтверждается нашими данными, согласно которым не наблюдается сигнала ФЛ в структурах, где квантовые точки InAs зарастивались слоем Si при температурах подложки ниже чем 350°C. Из результатов рис. 4 следует, что переход от 2- к 3-мерному росту в системе InAs/Si (при данных условиях роста) происходит в диапазоне от 0.7–4.0 монослоя.

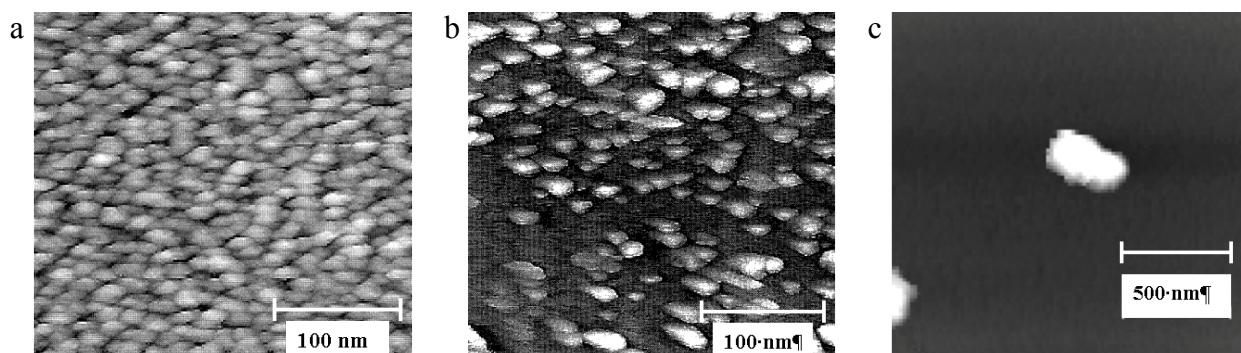


Рис. 5. СТМ-изображения участков поверхности InAs/Si(100) после осаждения: 6 MC InAs при $T_s = 250^\circ\text{C}$ (a), 0.9 MC InAs при $T_s = 380^\circ\text{C}$ (b) и 60 MC InAs при $T_s = 500^\circ\text{C}$ (c)

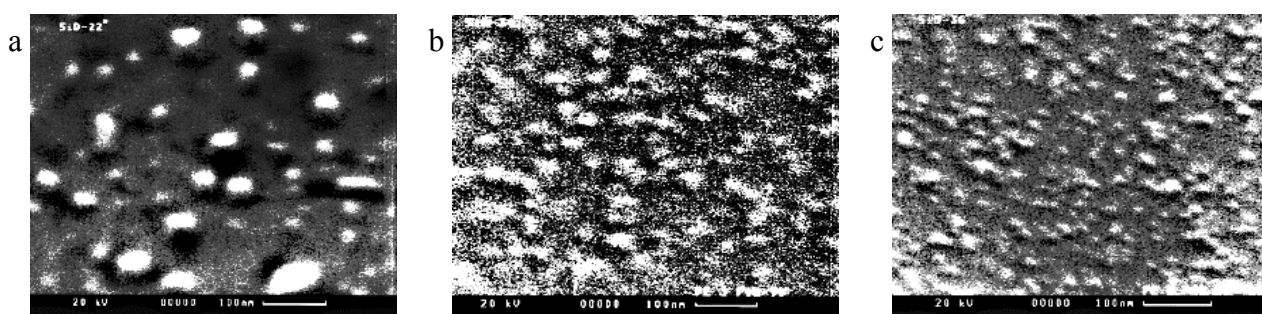


Рис. 6. СЭМ-изображения участков поверхности InAs/Si(100), $T_s = 400^\circ\text{C}$ после осаждения: 2 MC InAs и $P_{As} = 1 \cdot 10^{-6}$ Па (a), 1.3 MC InAs и $P_{As} = 1 \cdot 10^{-6}$ Па (b), 1.3 MC InAs и $P_{As} = 3 \cdot 10^{-6}$ Па (c)

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУР С InAs НАНООБЪЕКТАМИ НА ПОВЕРХНОСТИ КРЕМНИЯ МЕТОДАМИ СТМ И СЭМ

Для исследования *ex situ* морфологии поверхности методом СТМ после напыления определенной толщины слоя InAs процесс роста прерывался и образец быстро охлаждался до комнатной температуры, методика и режимы СТМ-измерений были идентичны использованному ранее для системы InAs/GaAs [14]. Многократно воспроизводимые и устойчивые СТМ-изображения были получены на различных участках исследуемых образцов. Для проведения длительных СТМ-измерений образцы помещались в кремнийорганическое вакуумное масло для защиты поверхности от окисления на воздухе, что позволило получать воспроизводимые СТМ-изображения в течение месяца после изъятия образцов из вакуумной камеры.

На рис. 5, а–с представлены соответствующие картины ДБЭО (рис. 2, а–с) СТМ-изображения участков поверхности Si(100) после напыления InAs. Видно, что при $T_s = 250^\circ\text{C}$ и соотношении потоков ≈ 2 , когда рост осуществляется по механизму Странски—Крастанова, островки имеют

ромбовидную форму и образуется пространственно-однородный массив квантовых точек. Анализ поперечных сечений СТМ-изображения показал, что характерный латеральный размер островков $\approx 12\text{--}20$ nm, высота ≈ 4 nm и плотность $\approx 5 \cdot 10^{11}$ cm⁻² (рис. 5, а). При $T_s = 380^\circ\text{C}$ и соотношении потоков ≈ 10 , т.е. в случае реализации механизма роста Фольмера-Вебера, островки в основании обладают преимущественно треугольной формой и имеют значительно меньшую поверхностную плотность и менее упорядочены (рис. 5, b). В случае $T_s = 500^\circ\text{C}$ после осаждения 60 MC InAs на поверхность Si(100) наблюдалось образование кристаллических кластеров размером ≈ 400 nm, высотой ≈ 130 nm и плотностью $\approx 5 \cdot 10^7$ cm⁻² (рис. 5, c).

Ex situ исследования поверхности также проводились на сканирующем электронном микроскопе с высоким разрешением типа CamScan. Для исследования методом СЭМ квантовые точки были заморожены сверху слоем кремния толщиной 20–50 ангстрем для "замораживания" морфологии поверхности.

На рис. 6, а–с приведены СЭМ-изображения участков поверхности InAs/Si после напыления 2 MC (a) и 1.3 MC (b, c) при эффективном давлении

нии мышьяка $1 \cdot 10^{-6}$ торр (a, b) и $3 \cdot 10^{-6}$ торр (c) при температуре подложки 380°C . Квантовые точки были получены в режиме механизма роста Фольмера—Вебера. Из рисунков следует, что увеличение количества осажденного индия приводит к появлению островков большего (≈ 50 нм) и меньшего (≈ 20 нм) размеров и значительно меньшей поверхностной плотности, в то время как при меньшей средней толщине арсенида индия островки имеют преимущественно одинаковые латеральные размеры. Для случая большей средней толщины наблюдаемые морфологические особенности связаны, по-видимому, с началом процесса коалесценции островков по механизму Лифшица—Слезова [15]. Увеличение соотношения

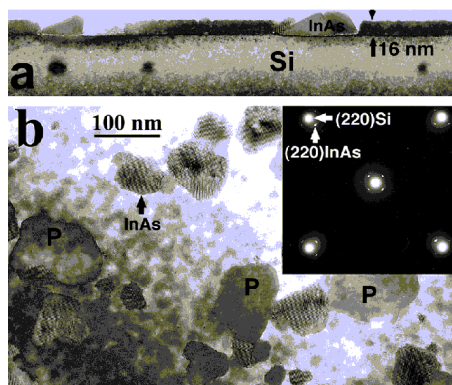


Рис. 7. ТЭМ-изображения поперечного сечения (a) и поверхности (b) образца, содержащего два слоя InAs включений в кремниевую матрицу. Экстрарефлексы от островков InAs отмечены на дифракционной картине (вставка)

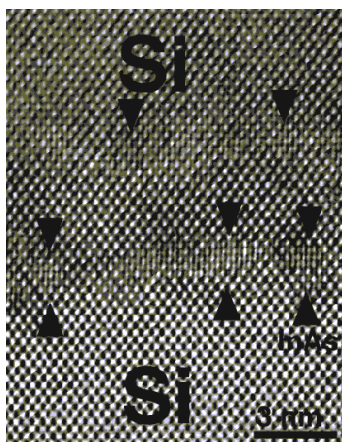


Рис. 8. ТЭМ-изображение поперечного сечения образца, содержащего два слоя InAs включений в кремниевую матрицу, снятое в режиме высокого разрешения. Стрелками отмечены кластеры InAs

потоков приводит к уменьшению средних размеров квантовых точек и их поверхностной плотности. При этом образование nanoостровков происходит при меньшей толщине напыленного арсенида индия.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУР С InAs НАНООБЪЕКТАМИ В КРЕМНИЕВОЙ МАТРИЦЕ МЕТОДАМИ ТЭМ И РМА

Ex situ ТЭМ исследования выращенных образцов проводились на микроскопе высокого разрешения JEOL JEM-4000 EX с ускоряющим напряжением до 400 кВ, а также методом РМА на оснащенной приставкой Voyager I (Ge детектор) электронном микроскопе Philips CM20T.

На рис. 7 представлены снятые при низком разрешении ТЭМ изображения фрагментов поперечного сечения (a) и поверхности (b) образца, содержащего два слоя InAs включений толщиной 2 нм (толщина кремниевого спейсера 2 нм), зарощенных слоем Si толщиной 20 нм [16]. Из рисунка видно, что включения InAs в виде островков расположены на дне поверхностных углублений (16 нм), которые образуются после последующего зарощивания кремнием. ТЭМ-изображения поверхности этих островков демонстрируют картины типа "квадратный муар". На вставке (рис. 7, b) представлены соответствующие картины микродифракции электронов на просвет, которые имеют четко различаемые рефлексы как от кремниевой матрицы, так и от кластеров InAs, причем математическая обработка разделяющих рефлексы расстояний (в обратном пространстве) показывает величину рассогласования кристаллических решеток InAs и Si приблизительно 10 %, что соответствует общеизвестным данным по рассогласованию решеток InAs и Si ≈ 11 %. Снятые в просвечивающем режиме РМА спектры, взятые от InAs кластеров, также имели четко выраженные дополнительные пики In и As. То, что эти островки обычно занимают мелкие углубления, частично показывает, что при зарощивании кремнием рост Si не происходит в непосредственной близости от островков InAs. Вероятной причиной этого эффекта может быть образование смачивающего слоя вокруг островка, приводящего к пассивации поверхности.

Для анализа решеточной структуры и размеров встроенных в кремниевую матрицу кластеров InAs поперечные сечения образцов были исследованы методом ТЭМ с высоким разрешением. На рис. 8 представлено ТЭМ-изображение поперечного сечения образца, содержащего два слоя InAs включений толщиной 3 нм (толщина кремниевого спейсера 6 нм), зарощенных слоем Si толщиной 20 нм. Стрелками отмечены образования, с размерами около 3 нм в диаметре и латерально отстоящие друг от друга на 0.5–1 нм. Более того,

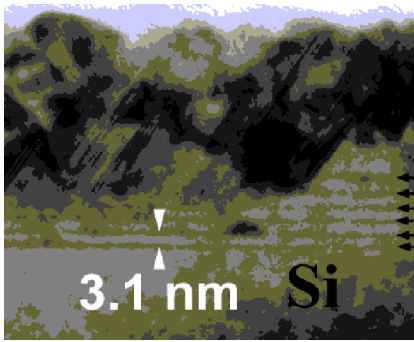


Рис. 9. Типичное ТЭМ-изображение поперечного сечения многослойного образца. Стрелками отмечены шесть слоев, содержащих когерентные кластеры InAs

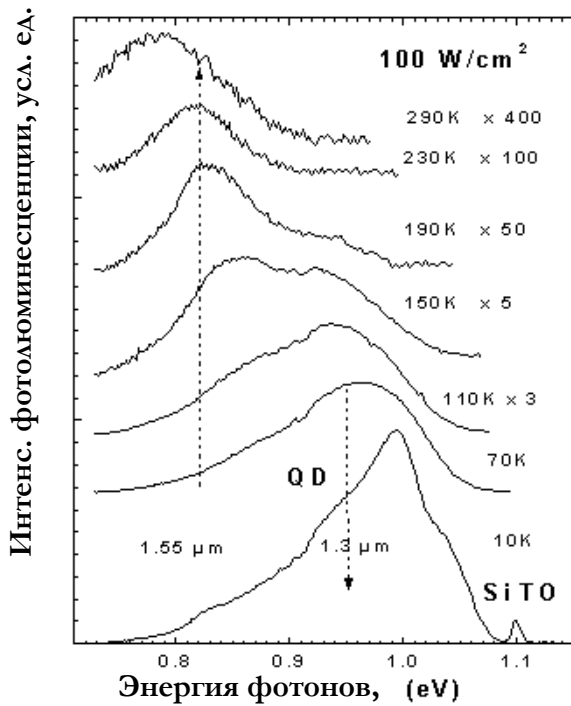


Рис. 10. Спектры фотолюминесценции квантовых точек InAs/Si, снятые при различных температурах

в расположении кластеров не наблюдается четкой вертикальной корреляции.

На рис. 9 представлено типичное ТЭМ-изображение поперечного сечения многослойного образца. Хорошо различимы 6 слоев (отмечены стрелками), сформированных когерентными кластерами InAs. Отличительная особенность этой структуры состоит в том, что в верхней части выращенной многослойной структуры наблюдается высокая плотность структурных дефектов двух

типов, которые начинают формироваться преимущественно после четвертого слоя InAs. Одной из возможных причин наличия большого числа дефектов может быть то, что промежуточные слои кремния выращиваются при повышенном фоновом давлении мышьяка, в результате чего имеет место встраивание атомов As в растущую кремниевую структуру. Первые результаты работ по влиянию фонового давления мышьяка на свойства автоэпитаксиальных слоев кремния представлены в отдельной статье [12].

ИССЛЕДОВАНИЕ ОПТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СТРУКТУР С InAs НАНОБЪЕКТАМИ В КРЕМНИЕВОЙ МАТРИЦЕ МЕТОДОМ ВОЗБУЖДЕНИЯ ФЛ

Для проведения исследований методом возбуждения ФЛ InAs квантоворазмерные структуры зарастивались слоем Si толщиной 50–100 нм методом традиционной МПЭ. Для возбуждения фотолюминесценции был использован аргоновый лазер с длиной волны 514.5 нм и германиевый фотодиод в качестве детектора. Плотность возбуждения составляла 0.2–200 Вт/см².

Исследование оптических свойств квантовых точек InAs, помещенных в кремниевую матрицу путем зарастивания образовавшихся наноразмерных островков слоем кремния толщиной 50 нм после осаждения 7 МС InAs при температуре подложки 400°C показало, что на спектре ФЛ появляется широкая линия (≈ 100 мэВ) в районе 1.3 мкм при температуре наблюдения 77 К. Увеличение температуры наблюдения до комнатной привело к монотонному смещению линии ФЛ в длинноволновую область вплоть до 1.6 мкм при 290 К (рис. 10) [17]. Данной линии не наблюдалось как на используемых Si(100) подложках, так и на образцах, где средняя толщина осажденного InAs не превышала критическую. Увеличение плотности возбуждения привело к сдвигу максимума линии ФЛ в область более высоких энергий (рис. 11). Природа подобного сдвига до конца не ясна. Подобный эффект наблюдался, например, в случае квантовых точек II типа [18] или может быть связан с электрическим зарядом, аккумулированным в квантовых точках.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Приведенные в статье результаты экспериментальных работ по формированию квантоворазмерных гетероструктур с квантовыми точками методом МПЭ и их исследованию методами ДБЭО, СТМ, СЭМ, ТЭМ, РМА и ФЛ в системе InAs/Si демонстрируют перспективность их использования для приборов опто- и нанoeлектроники нового

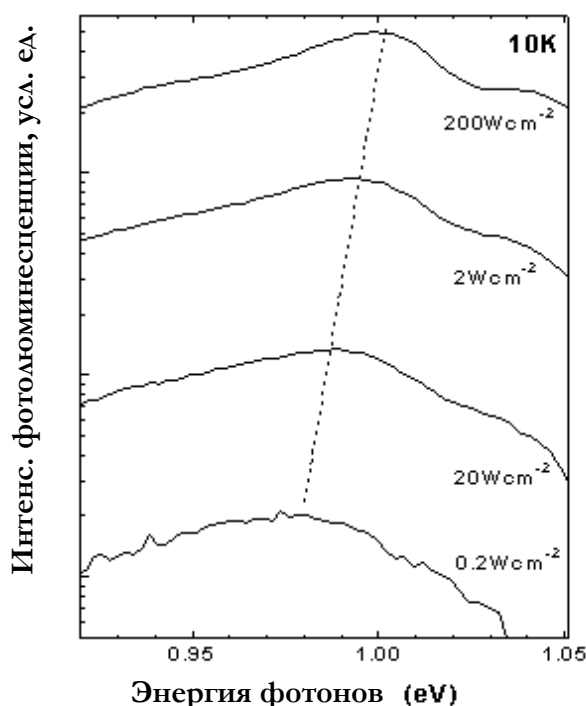


Рис. 11. Спектры фотолуминесценции квантовых точек InAs/Si, снятые при различных плотностях возбуждения

поколения и принципиальную возможность совмещения A_3B_5 и кремниевых технологий.

Авторы благодарят Ю.Б. Самсоненко, А.Р. Ковша, А.Е. Жукова, Д.Н. Демидова, П.П. Корнееву за участие в ростовых экспериментах, М.В. Максимова, Б.В. Воловика, В.М. Бусова, С.А. Масалова, Н.Д. Захарова, П. Вернера за проведение измерений и Н.Н. Леденцова за полезные обсуждения.

Данная работа выполнена при частичной финансовой поддержке ИНТАС (грант 96-0242), РФФИ (проект 99-02-16799), научных программ СПбНЦ и программы "Перспективные технологии и устройства микро- и нанoeлектроники".

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Алфёров Ж.И. // ФТП. 1998. Т. 32, № 1. С. 1–18.
2. Леденцов Н.Н., Устинов В.М., Шукин В.А. и др. // ФТП. 1998. Т. 32, № 4. С. 385–410.
3. Шерняков Ю.М., Егоров А.Ю., Воловик Б.В. и др. // Письма ЖТФ. 1998. Т. 24, № 9. С. 50–55.

4. Валиев К.А. // Перспективные технологии. 1999. Т. 6, № 3. С. 1.
5. Иошкин В.А., Орликовский А.А., Октябрьский С.Р. и др. // Труды ФТИАН. 1994. М.: Наука, Т. 8. С. 58–102.
6. Gerard J.M., Carbol J., Sermage B. // Appl. Phys. Lett. 1996. V. 68, N. 22. P. 3123–3125.
7. Linder R.R., Philips J., Qasaimeh O. et al. // Appl. Phys. Lett. 1999. V. 74, N. 10. P. 1355–1357.
8. Ledentsov N.N. // Proc. 23th Int. Conf. Phys. Semiconductors. Berlin. 1996 / Ed. by M. Scheffler and R. Zimmermann. Singapore: World Scientific, 1996. V. 1. P. 19–22.
9. Цырлин Г.Э., Петров В.Н., Дубровский В.Г. и др. // Письма в ЖТФ. 1998. Т. 24, № 8. С. 10–15.
10. Цырлин Г.Э., Петров В.Н., Дубровский В.Г. и др. // ФТП. 1999. Т. 33, № 9. С. 1066–1069.
11. Петров В.Н., Поляков Н.К., Демидов В.Н. и др. // Научное приборостроение. 2000. Т. 10, № 1. С. 19–24.
12. Цырлин Г.Э., Петров В.Н., Поляков Н.К. и др. // ФТП. 1999. Т. 33, № 10. С. 1158–1163.
13. Петров В.Н., Демидов В.Н., Корнеева Н.П. и др. // ЖТФ. 2000. Т. 70, № 5. С. 97–101.
14. Голубок А.О., Масалов С.А., Пономарева Н.Б. и др. // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 1998. № 2. С. 70.
15. Kukushkin S.A., Osipov A.V. // Prog. Surf. Sci. 1996. V. 51. P. 1.
16. Петров В.Н., Поляков Н.К., Егоров В.А. и др. // ФТП. 2000. Т. 34, № 7. С. 838–843.
17. Cirilin G.E., Dubrovskii V.G., Petrov V.N. et al. // Semicond. Sci. Technol. 1998. V. 13. P. 1262–1265.
18. Hatami F., Ledentsov N.N., Grundmann M. et al. // Appl. Phys. Lett. 1995. V. 67. P. 656–659.

Институт аналитического приборостроения РАН, Санкт-Петербург (В.Н. Петров, Н.К. Поляков, В.А. Егоров, А.О. Голубок, Г.Э. Цырлин)

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург (Д.В. Денисов, А.Ф. Цацульников, А.Ю. Егоров, Н.А. Малеев, В.М. Устинов)

Материал поступил в редакцию 28. 09.2000.

**InAs/Si BASED HETEROSTRUCTURES AS THE COMPONENT
TECHNOLOGY FOR NEW GENERATION
NANO- AND OPTOELECTRONIC DEVICES**

**V. N. Petrov, N. K. Polyakov, V. A. Egorov, A. O. Golubok, G. E. Tsirlin,
D. V. Denisov¹, A. F. Tsatsulnikov¹, A. Yu. Egorov¹, N. A. Maleev¹, V. M. Ustinov¹**

*Institute for Analytical Instrumentation RAS, Saint-Petersburg
¹A.F. Ioffe Physicotechnical Institute RAS, Saint-Petersburg*

This paper presents a summary of experimental results obtained at the Institute of Analytical Instrumentation RAS in association with A.F. Ioffe Physicotechnical Institute RAS on MBE forming of InAs/Si quantum - dimensional heterostructures, including those with quantum dots, and their studies by RHEED, STM, SEM, TEM, XMA and PL techniques for new generation opto- and microelectronics devices to combine the application of A_3B_5 and silicon technologies.