

06;10;11;12

Получение InAs квантовых точек на кремнии

© Г.Э. Цырлин, В.Н. Петров, В.Г. Дубровский, С.А. Масалов,
А.О. Голубок, Н.И. Комяк, Н.Н. Леденцов,
Ж.И. Алферов, Д. Бимберг

Институт аналитического приборостроения РАН, С.-Петербург
Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН, С.-Петербург
Технический университет, Берлин, Германия

Поступило в Редакцию 19 декабря 1997 г.

Впервые с помощью методов дифракции быстрых электронов на отражение и сканирующей туннельной микроскопии продемонстрирована возможность получения квантовых точек InAs на Si(100) непосредственно при молекулярно-пучковой эпитаксии. Показано, что гетероэпитаксиальный рост в системе InAs/Si осуществляется по механизму Странски–Крастанова, а морфология поверхности существенно зависит от температуры подложки.

Кремний в настоящее время является основным материалом для микроэлектроники. Такие его свойства, как высокая теплопроводность, механическая прочность, наличие бездислокационных подложек большого диаметра, присутствие стабильного окисла на поверхности, делают этот материал незаменимым для большинства применений. Вместе с этим в области оптоэлектронных приборов (лазеры, светодиоды и др.) применение кремния не получило практического применения.

Это связано с тем, что кремний обладает непрямой структурой зон и излучательная рекомбинация без взаимодействия с дополнительной частицей (например, фононом) невозможна. Такая ситуация характерна для всех непрямозонных полупроводников (AlAs, GaP и др.). При этом известно, что для соединений A_3B_5 внедрение тонких квантово-размерных слоев, квантовых точек или квантовых проволок прямозонного материала (GaAs, InAs) в непрямозонную матрицу (AlAs) приводит к кардинальному возрастанию эффективности излучательной рекомбинации и таким образом делается возможным изготовление лазеров и светодиодов.

По аналогии с соединениями A_3B_5 можно предположить, что внедрение квантовых точек узкозонного прямозонного полупроводника (например, InAs) в матрицу кремния также позволит создать эффективные светоизлучающие приборы [1]. Характерной особенностью системы InAs–Si является большое рассогласование параметров решетки (9%), что делает невозможным получение толстых бездислокационных слоев. Тонкие слои (≤ 1 монослоя (МС)) при этом не смогут приводить к локализации электронов в прямом минимуме InAs за счет эффектов размерного квантования. Нижним уровнем для электронов будет непрямой минимум Si. С другой стороны, известно, что в системе с большим рассогласованием параметров решетки при определенных условиях оказывается возможным получение упругонапряженных когерентных трехмерных кристаллитов нанометрового диапазона. Волновая функция электрона в этом случае может быть эффективно локализована в квантовой точке InAs, если объем квантовой точки достаточно велик (латеральный размер квантовой точки не должен быть менее 100 Å).

В данной работе мы сообщаем о реализации таких квантовых точек InAs на поверхности Si методом молекулярно-пучковой эпитаксии.

Ростовые эксперименты проводились на установке МПЭ ЭП1203 на подложках Si(100). Прощедшие химическую обработку по описанной в [2] методике образцы наклеивались с помощью индия на стандартный молибденовый держатель. Процессы удаления окисного слоя и роста контролировались с помощью доработанной системы регистрации и обработки картин дифракции быстрых электронов на отражение (ДБЭО) [3]. Удаление окисного слоя производилось путем нагрева подложкодержателя в ростовой камере до температуры 870°C и выдержки в течение 15 минут, после чего наблюдалась типичная для Si(100) поверхностная реконструкция (2×1). Далее температура образца понижалась и одновременно открывались заслонки индия и мышьяка. Поток индия калибровался предварительно по осцилляциям зеркального рефлекса ДБЭО и соответствовал 0.1 monolayer/s для InAs при росте твердого раствора InGaAs на GaAs с молярной долей по индию $\sim 15\%$. После напыления определенной толщины слоя InAs процесс роста прерывался и образец быстро охлаждался до комнатной температуры. Морфология поверхности образцов исследовалась *ex situ* с помощью сканирующего туннельного микроскопа (СТМ). Многократно воспроизводимые и устойчивые СТМ-изображения были получены на различных участках исследуемых образцов. Для проведения длительных

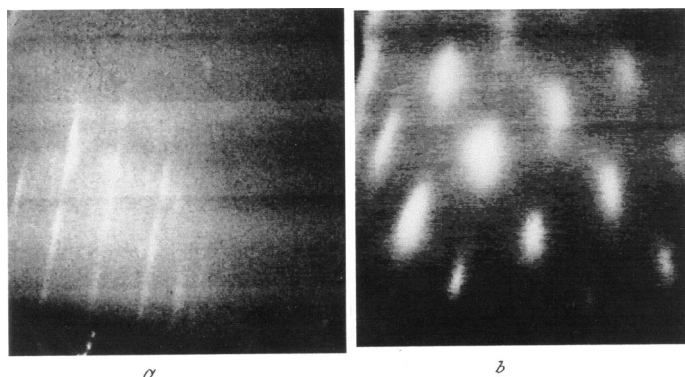


Рис. 1. Картины ДБЭО, снятые при 20 кV в направлении [011]: (а) при $T_s = 470^\circ\text{C}$ после осаждения 60 МС InAs, (b) при $T_s = 250^\circ\text{C}$ после осаждения 6 МС InAs.

СТМ-измерений образцы помещались в вакуумное масло для защиты поверхности от окисления на воздухе.

Характерной особенностью полученных квантово-размерных структур InAs на поверхности Si является сильная зависимость механизма роста от температуры подложки. Так, наблюдение за динамикой изменения ДБЭО показывает, что в случае роста при достаточно высокой температуре подложки ($T_s = 470^\circ\text{C}$) картины дифракции сохраняют линейную структуру вплоть до толщины 60 МС, причем поверхностная реконструкция изменяется с (2×1) на (3×1) (рис. 1, а, картина дифракции ДБЭО после напыления 60 МС). Осаждение InAs при более низкой температуре подложки (250°C) приводит к трансформации линейчатой картины ДБЭО в картину дифракции, характерную для трехмерного роста (точечные рефлексы) уже при толщине ~ 3 МС, и становятся чисто объемными после напыления 5.5 МС (рис. 1, б, картина дифракции ДБЭО после напыления 6 МС).

На рис. 2, а, б и рис. 3 приведены соответствующие этим картинам ДБЭО СТМ-изображения поверхностей InAs/Si при высоко- и низкотемпературном режиме осаждения. В случае роста при высоких T_s наблюдается образование двух типов морфологических особенностей модуляции слоя: корругированная структура высотой ~ 3 нм, харак-

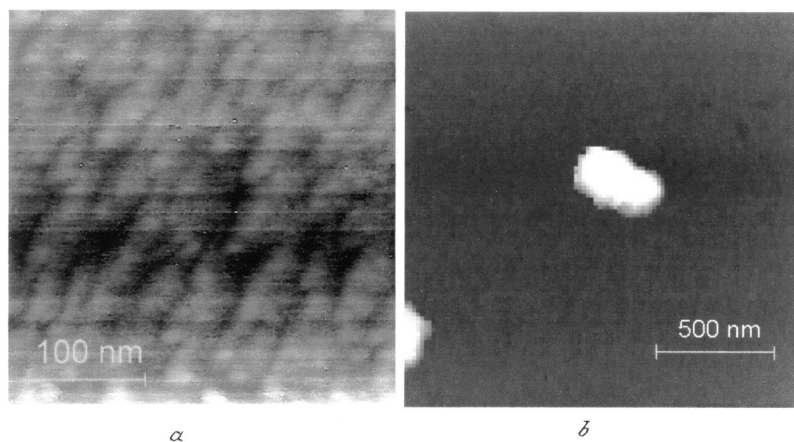


Рис. 2. СТМ-изображения поверхности InAs/Si (*a, b*) при $T_s = 470^\circ\text{C}$ после осаждения 60 МС InAs, (*b*) при $T_s = 250^\circ\text{C}$ после осаждения 6 МС InAs.

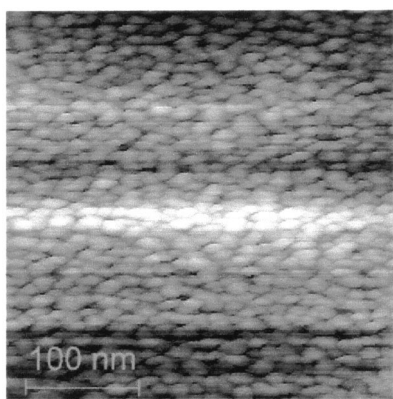


Рис. 3.

терных периодом $\sim 25\text{ nm}$ и плотностью $\sim 10^{10}\text{ cm}^{-2}$, рис. 2, *a*, и кристаллических кластеров размером $\sim 400\text{ nm}$, высотой $\sim 130\text{ nm}$ и плотностью $\sim 5 \cdot 10^7\text{ cm}^{-2}$, рис. 2, *b*. Другая ситуация наблюдается при понижении температуры образца до 250°C . При этой темпера-

туре образуется пространственно-однородный массив квантовых точек (рис. 3). Анализ поперечных сечений СТМ-изображения показывает, что характерный латеральный размер островков ~ 12 nm, высота ~ 4 nm и плотность $\sim 5 \cdot 10^{11}$ см $^{-2}$.

Различие в морфологии поверхности при разных температурах образца может быть объяснено, во-первых, изменением поверхностной свободной энергии системы и соответственно с переходом от образования когерентных трехмерных островков нанометрового диапазона к мезоскопическим трехмерным кластерам [4], находящимся на поверхности корругированного смачивающего слоя, и, во-вторых, с различными значениями коэффициентов прилипания InAs на поверхность Si(100) при разных температурах. С нашей точки зрения, первое объяснение является более верным, что подтверждается практически равным объемом арсенида индия, адсорбированного на поверхность кремния, и общим количеством напыляемого InAs.

На основе приведенного анализа можно заключить, что рост в системе InAs/Si осуществляется по механизму Странски–Крастанова и первоначально образуется двумерный псевдоморфный смачивающий слой. Далее, при более низких температурах осаждения по достижении некоторой критической толщины (оцененной нами при $T_s = 250^\circ\text{C}$ в 3 МС), происходит морфологическая трансформация упругонапряженного слоя в массив трехмерных нанометровых квантовых точек. При более высоких T_s после образования корругированного смачивающего слоя избыток InAs собирается в далеко отстоящие друг от друга мезоскопические кластеры в результате коалесценции Лифшица–Слезова [5]. Картина ДБЭО при этом сохраняет линейчатый характер из-за малой плотности кластеров (длина когерентности электронов вдоль поверхности порядка единиц ангстрем).

Полученные результаты свидетельствуют о возможности получения квантовых точек InAs на Si с размерами, удовлетворяющими условиям локализации волновой функции электрона в прямом минимуме InAs. Показано, что гетероэпитаксиальный рост в системе InAs/Si осуществляется по механизму Странски–Крастанова, а морфология поверхности существенно зависит от температуры подложки.

В заключение авторы благодарят Н.К. Полякова, В.Н. Демидова и Н.П. Корнееву за помощь при проведении ростовых экспериментов и обработке полученных результатов.

Данная работа была выполнена при частичной поддержке ИНТАС (грант 96-0242) и МНТЦ "Физика твердотельных наноструктур".

Список литературы

- [1] *Ledentsov N.N.* // Proc. 23th Int. Conf. Phys. Semiconductors, Berlin, 1996, Ed. by M. Scheffler and R. Zimmermann (World Scientific, Singapore, 1996). V. 1. P. 19.
- [2] *Ishisaka A., Shiraki Y.* // J. Electrochem. Soc. 1986. V. 133. P. 666.
- [3] *Гурьянов Г.М., Демидов В.Н., Корнеева Н.П., Петров В.Н., Самсоненко Ю.Б., Цырлин Г.Э.* // ЖЭТФ. 197. Т. 67. В. 8. С. 111.
- [4] *Shchukin V.A., Ledentsov N.N., Grundmann M., Kop'ev P.S., Bimberg D.* // Phys. Rev. Lett. 1995. V. 75. P. 2968.
- [5] *Kukushkin S.A., Osipov A.V.* // Prog. Surf. Sci. 1996. V. 51. P. 1.