

УДК 538.911

ФОРМИРОВАНИЕ И РЕЛАКСАЦИЯ УПРУГИХ НАПРЯЖЕНИЙ В РАДИАЛЬНЫХ НАНОГЕТЕРОСТРУКТУРАХ InAs/InP

© 2025 г. С. В. Федина^{a, b, *}, В. В. Федоров^b, А. К. Кавеев^c, А. С. Голтаев^a,
Д. В. Минив^a, Д. А. Кириленко^c, И. С. Мухин^{a, b}

^aСанкт-Петербургский национальный исследовательский Академический университет имени
Ж.И. Алфёрова РАН, Санкт-Петербург, 194021 Россия

^bСанкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого (СПбПУ),
Санкт-Петербург, 195251 Россия

^cФТИ имени А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, 194064 Россия

*e-mail: fedina.serg@yandex.ru

Поступила в редакцию 20.01.2025 г.

После доработки 06.02.2025 г.

Принята к публикации 06.02.2025 г.

В настоящей работе исследованы ориентированные массивы нитевидных нанокристаллов InAs и InAs/InP наногетероструктуры со структурой типа “ядро–оболочка” на основе нитевидных нанокристаллов, синтезированные методом молекулярно-пучковой эпитаксии. Продемонстрирована высокая поверхностная плотность нитевидных нанокристаллов в массиве (5–10 на $\mu\text{м}^2$). Данные высокоразрешающей просвечивающей электронной микроскопии показали, что при толщине оболочки до 15–20 нм на боковых гранях нитевидных нанокристаллов InAs возможен псевдоморфный рост InP, а при толщине оболочки больше 20 нм происходит полная релаксация упругих напряжений. Установлено, что в радиальных гетероструктурированных нитевидных нанокристаллах с тонкой оболочкой из InP дефекты формируются лишь в области вершины, в то время как на радиальной гетерогранице формирование дефектов не наблюдали.

Ключевые слова: молекулярно-пучковая эпитаксия, нитевидные нанокристаллы, наногетероструктуры, InAs, InP, Si, инфракрасное излучение.

DOI: 10.7868/S3034573125090036

ВВЕДЕНИЕ

Наногетероструктуры на основе арсенида индия (InAs) и узкозонных (<1 эВ) полупроводников привлекают широкое внимание как основа для будущих фотоприемников и световых излучающих устройств среднего инфракрасного (ИК) и источников терагерцевого излучения ввиду высокой подвижности электронов [1, 2]. Практическая значимость работ в данном направлении обусловлена возможностью создания мультиспектральных ИК-радиометров и тепловизоров для систем разведки и опознавания, а также сенсоров химического состава, применяемых в системах обнаружения и идентификации взрывчатых веществ. Однако планарные гетероструктуры на основе InAs с малой

(0.35 эВ) шириной запрещенной зоны (E_g) ограничены из-за высоких значений темнового тока и сильной оже-рекомбинации, что приводит к увеличению шумов и снижению чувствительности фотопреобразующих устройств и является причиной увеличения темпов термогенерации и безызлучательной рекомбинации носителей заряда [3]. Помимо этого, существует проблема согласования постоянных решеток слоев планарной гетероструктуры и отсутствия подходящих подложек, что существенно ограничивает возможности управления зонным профилем гетероструктур [4]. Таким образом, переход от планарной геометрии к геометрии нитевидных нанокристаллов (ННК) обеспечивает эффективный способ электрического и оптического

ограничения за счет резонансной локализации поля, формирования несогласованных по параметру решетки аксиальных и радиальных гетеропереходов, контролируемого формирования метастабильных структурных модификаций [5]. Кроме того, наногетероструктуры типа “ядро–оболочка” позволяют осуществить пассивацию поверхности активной области прямо в процессе роста, что важно при создании наноразмерных оптоэлектронных устройств с высоким отношением площади поверхности к объему [6–8].

Пассивация полупроводниковой оболочкой с большей шириной запрещенной зоны является одним из перспективных методов улучшения фотолюминесцентного отклика нитевидных нанокристаллов InAs. Твердые растворы InAsP рассматривают как наиболее подходящий материал для пассивации поверхности, поскольку они могут быть эпитаксиально выращены на нитевидных нанокристаллах InAs, обеспечивая формирование гетероперехода I типа [9, 10]. Более того, благодаря несоответствию кристаллических решеток InAs и InP геометрия “ядро–оболочка” позволяет контролировать механическую деформацию, что приводит к изменению энергии запрещенной зоны и фотолюминесценции (ФЛ). Как было показано ранее [11, 12], критическая толщина для когерентного роста решеточно-рассогласованной оболочки в нитевидных нанокристаллах со структурой типа “ядро–оболочка” может значительно превышать толщину соответствующей планарной структуры. Однако относительно высокое несоответствие решеток ($\Delta a/a \sim 3.1\%$) рассматриваемой системы требует тщательного контроля толщины и однородности оболочки для поддержания бездефектного роста и получения предсказуемого распределения деформации. Так, асимметрия молекулярных пучков в процессе эпитаксиального роста может привести к изгибу нитевидных нанокристаллов, неоднородной толщине оболочки и деформациям [13]. Недавно сообщалось о расширении пика фотолюминесценции и его синем смещении для вюрцитных (wz) нитевидных нанокристаллов и InAs/InAs(P) наногетероструктур с доминирующей вюрцитной фазой [14–16]. Однако детальный анализ этих явлений не был представлен. Существует лишь несколько работ, посвященных влиянию неоднородного распределения упругих напряжений в наноструктурах на их оптоэлектронные свойства [17–19].

В настоящей работе изучены нитевидные нанокристаллы, выращенные в рамках самоиндуцированного подхода без использования катализатора и поэтому обладающие меньшей плотностью

примесных дефектов, которые ухудшают функциональные свойства нитевидных нанокристаллов, применимые в устройствах [20]. Полученные результаты важны для разработки наноразмерных фотоприемников, светоизлучающих диодов и других оптоэлектронных устройств на основе нитевидных нанокристаллов InAs [17–24], работающих в среднем ИК-диапазоне.

МЕТОДИКА

Нитевидные нанокристаллы InAs и наногетероструктуры InAs/InP синтезировали методом молекулярно-пучковой эпитаксии на установке Veeco GEN III, оснащенной эффузионной ячейкой In и кречерными источниками атомов V группы P₂ и As₄, на подложках Si(111) с диаметром 3 дюйма и углом разориентации < 0.5°. Подложки очищали по модифицированному методу Ширази [25]. Тонкий поверхностный оксидный слой кремния (~1 нм) был подготовлен методом мокрого химического окисления, путем кипячения подложки в аммиачно-перекисном растворе (с соотношением компонентов NH₄OH : H₂O₂ : H₂O = 1 : 1 : 3) (рис. 1а). Перед процессом эпитаксии подложки SiO_x/Si отжигали в ростовой камере при температуре на 10–15°C ниже температуры, необходимой для полного термического разложения оксида (750–770°C) [26, 27], чтобы обеспечить места зарождения для вертикального роста нитевидных нанокристаллов (рис. 1б). Для стабилизации As-замещенной поверхности Si у поверхностных оксидных отверстий подложку охлаждали до ростовой температуры (460°C) под потоком As₄ [28]. Самоиндуцированный рост InAs ядер наногетероструктур проводили при соотношении молекулярных потоков As₄ и In, превышающем стехиометрическое значение в пять раз; соотношение эквивалентных давлений пучков атомов групп V и III (ВЕР) $P_V/P_{III} = 90$ (рис. 1в). Нитевидные нанокристаллы InAs выращивали в течение 140 мин при давлении потока In 8×10^{-8} Торр, что соответствует скорости роста планарного слоя 150 нм/ч. Оболочка InP была получена при температуре роста, сниженной на 60°C (400°C), и соотношении молекулярных потоков P₂ и In, превышающем стехиометрическое значение в 3.6 раза; $P_V/P_{III} = 32$ (рис. 1г). Время роста оболочки InP варьировали от 10 до 60 мин. Во всех экспериментах подложки Si непрерывно вращали со скоростью 5 об/мин в течение всего ростового процесса. Ростовые температуры измеряли с помощью пирометра и термопары, расположенной в непосредственной близости к подложке и откалиброванной с помощью температуры реконструкционного перехода Si $7 \times 7 \rightarrow 1 \times 1$. Мор-

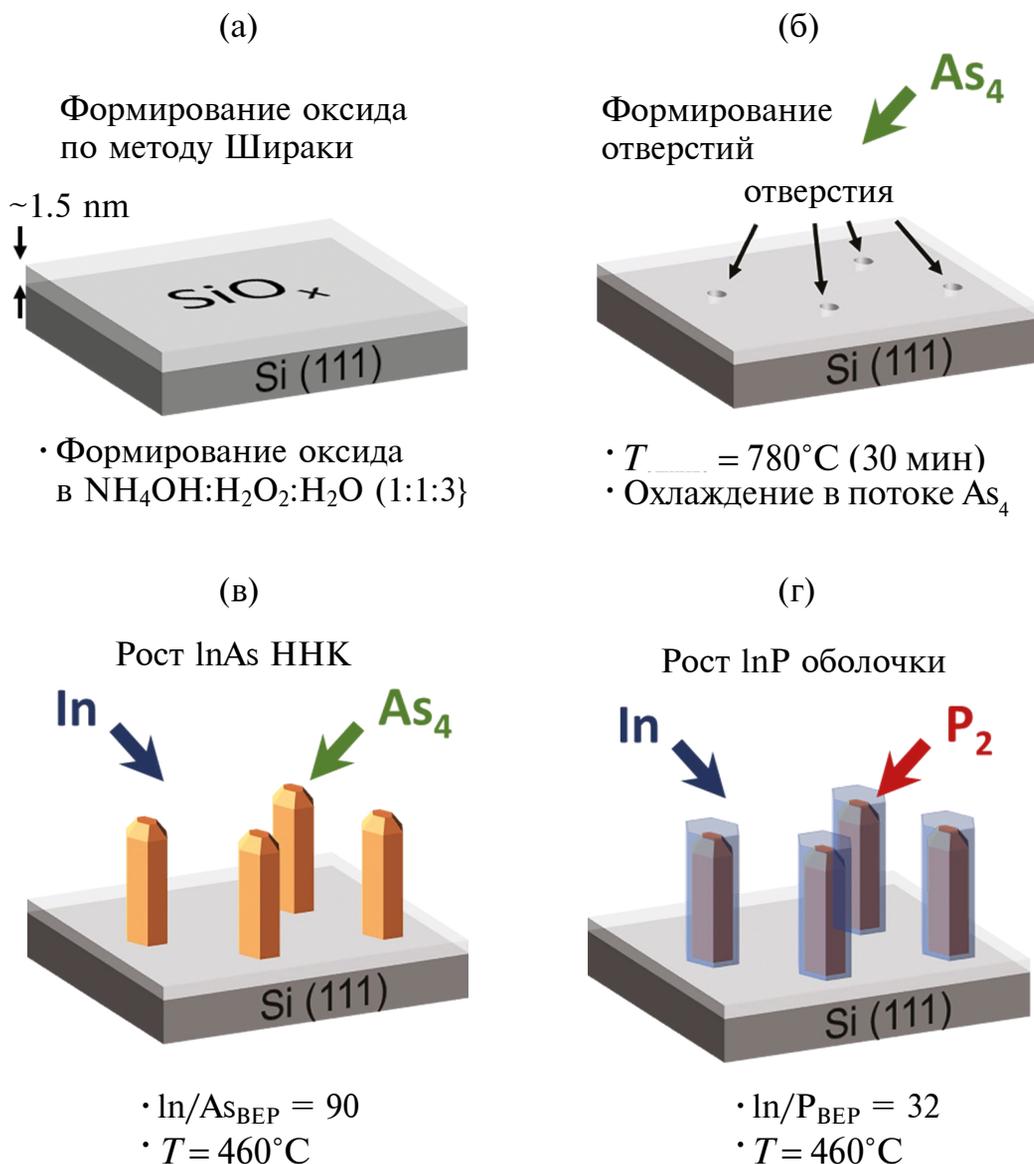


Рис. 1. Принципиальная схема предостовой подготовки подложек и роста нитевидных нанокристаллов InAs и InAs/InP.

фология синтезированных массивов исследована методом растровой электронной микроскопии (РЭМ, микроскоп Zeiss SUPRA 25-30-63). Структурные исследования проводили методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ, микроскоп JEOL JEM-2100F). Установка ПЭМ была оснащена приставкой для энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (EDX), позволяющей количественно определять химический состав образцов. Для структурных исследований нитевидные нанокристаллы механически отделяли от подложки и переносили на сетку просвечивающего электронного микроскопа. Величины механических напряжений вдоль оси

[0001] в наногетероструктурах типа “ядро–оболочка” были определены из положений брэгговских отражений InAs и InP [0002] на кривых рентгенодифракционного отражения в координатах $\omega-2\theta$, полученных с помощью дифрактометра “ДРОН-8” (“Буревестник”, Санкт-Петербург, Россия), оснащенного источником рентгеновского излучения CuK_α и точечным детектором.

РЕЗУЛЬТАТЫ

InAs/InP наногетероструктуры типа “ядро–оболочка” и нитевидные нанокристаллы InAs были выращены на подложках SiO₂/Si(111) методом

молекулярно-пучковой эпитаксии в соответствии с экспериментальной процедурой, описанной в разделе “Методика”. Выбранные ростовые условия позволяют получать массивы вертикально ориентированных нитевидных нанокристаллов длиной ~ 2 мкм, диаметром InAs ядра ~ 150 нм и с высокой поверхностной плотностью от 5 до 10 мкм⁻², что значительно снижает рассеяние света и проявляется в матово-черной поверхности выращенных образцов. На рис. 2 представлены РЭМ-изображения полученных структур. Из рис. 2г видно, что часть радиально-гетероструктурированных нитевидных нанокристаллов оказывается изогнутой относительно оси роста вследствие возникающих упругих деформаций. Наиболее вероятно, в силу флуктуации распределения нитевидных нанокристаллов по поверхности подложки оболочка по окружности нитевидных нанокристаллов может формироваться неоднородно, что приводит к изгибу нитевидных нанокристаллов в сторону с большей толщиной слоя оболочки InP [29].

Проведенные исследования с помощью энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии свидетельствуют о том, что при низкотемператур-

ном (400°С) росте оболочки из InP формируется резкая гетерограница InAs/InP. Карта распределения химических элементов в области вершин нитевидных нанокристаллов демонстрирует, что значительный объем InP образуется на их конической вершине (рис. 3), в то время как толщина оболочки из InP на боковых стенках варьируется и уменьшается к основанию нитевидного нанокристалла.

На рис. 4 представлены ПЭМ-изображения, полученные в светлопольном режиме, и картины электронной дифракции в представленных областях для двух различных нитевидных нанокристаллов с толщиной слоя InP, отличающейся в два раза. Видно, что толщина оболочки на противоположных гранях нитевидных нанокристаллов оказывается различной, что подтверждает ранее высказанное предположение о механизме изгиба нитевидных нанокристаллов. Относительно большая толщина оболочки InP (15 и 30 нм) позволяет различить на картинах дифракции отражения, соответствующие InAs и InP областям НКК. Наиболее ярко выраженное расщепление можно наблюдать для дифракционных рефлексов высокого порядка (отмечено белыми стрелками

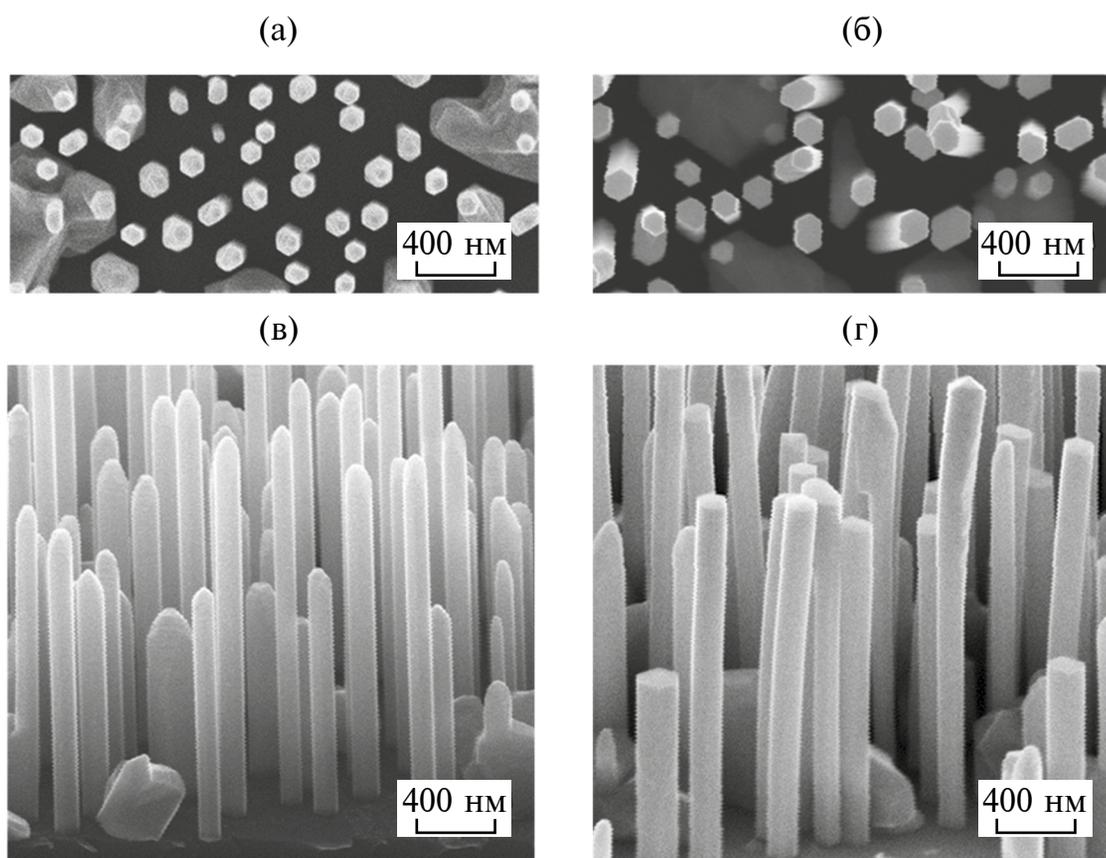


Рис. 2. РЭМ-изображения полученных нитевидных нанокристаллов InAs (а, б) и InAs/InP наногетероструктур (в, г); вид сверху (а, в) и сбоку (б, г).

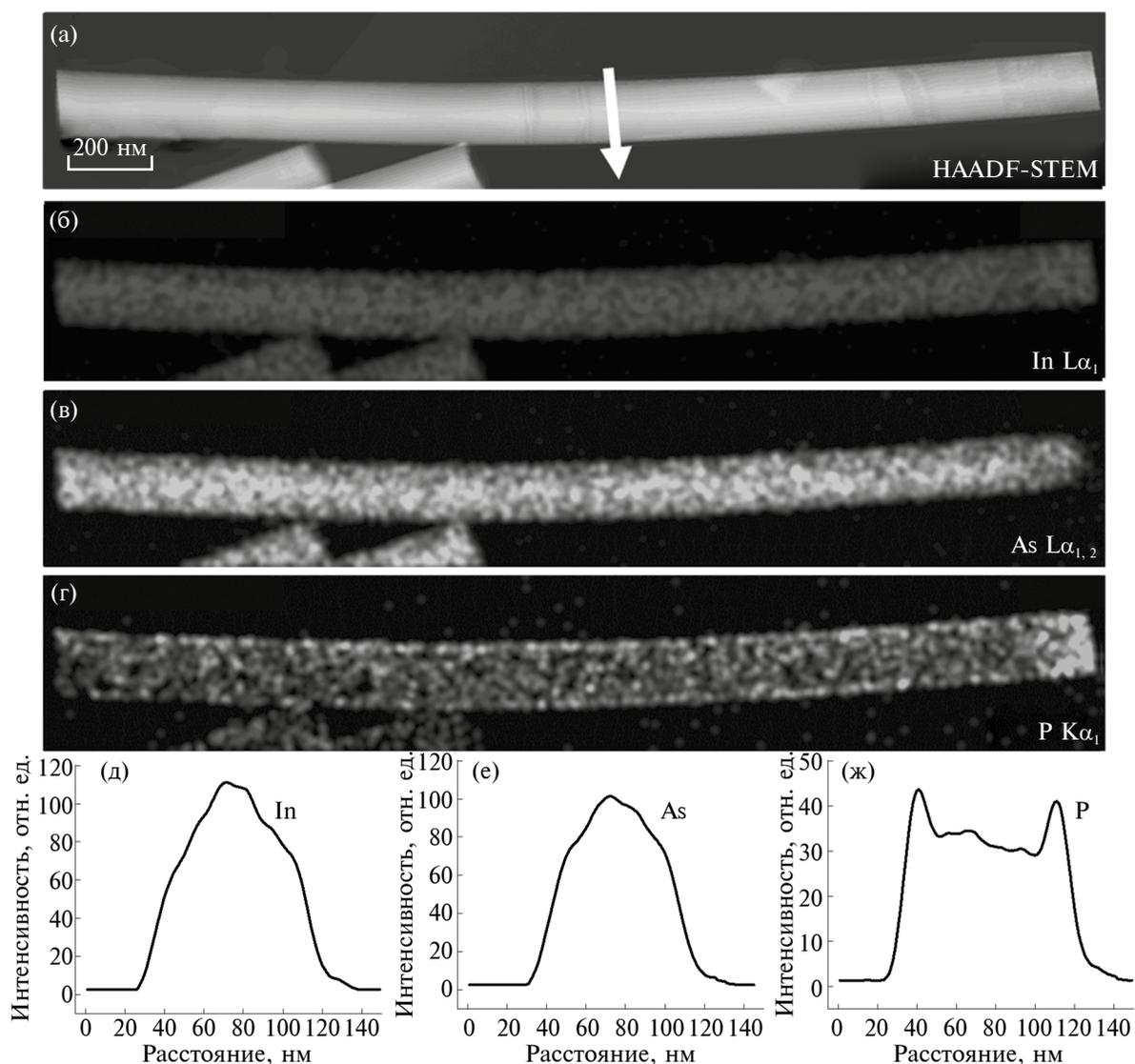


Рис. 3. Изображение сканирующей широкоугольной темнопольной ПЭМ нитевидного нанокристалла (а), полученное в темнопольном режиме; распределение In (б), As (в), P (г); соответствующие результатам энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии профили распределения интенсивности характеристического рентгеновского излучения в поперечном сечении нанокристалла (д, е, ж).

на рис. 4б, 4г). Проведенный анализ картин дифракции показал, что при толщине оболочки менее 15–20 нм дифракционные отражения от ядра и оболочки имеют одинаковое значение компоненты вектора дифракции вдоль направления [0001]. Из этого следует, что межплоскостное расстояние в направлении [0001] решеток InAs ядра и InP оболочки равны. Таким образом, установлено, что для оболочек толщиной до 15–20 нм на боковых гранях нитевидных нанокристаллов InAs возможен псевдоморфный рост InP.

При увеличении толщины оболочки на ПЭМ-изображениях появляется контраст,

связанный с образованием дислокаций (рис. 4в). Дифракционные отражения, соответствующие решеткам InP и InAs, располагаются на “линии релаксации”, проходящей через начало координат обратного пространства [30]. Это наблюдение свидетельствует о практически полной релаксации упругих напряжений в оболочке InP при ее толщине более 20 нм.

Светлопольные ПЭМ-изображения, представленные на рис. 5, иллюстрируют релаксацию деформации за счет образования дислокаций в толстых сегментах InP, образованных на конических вершинах нитевидных нанокристаллов

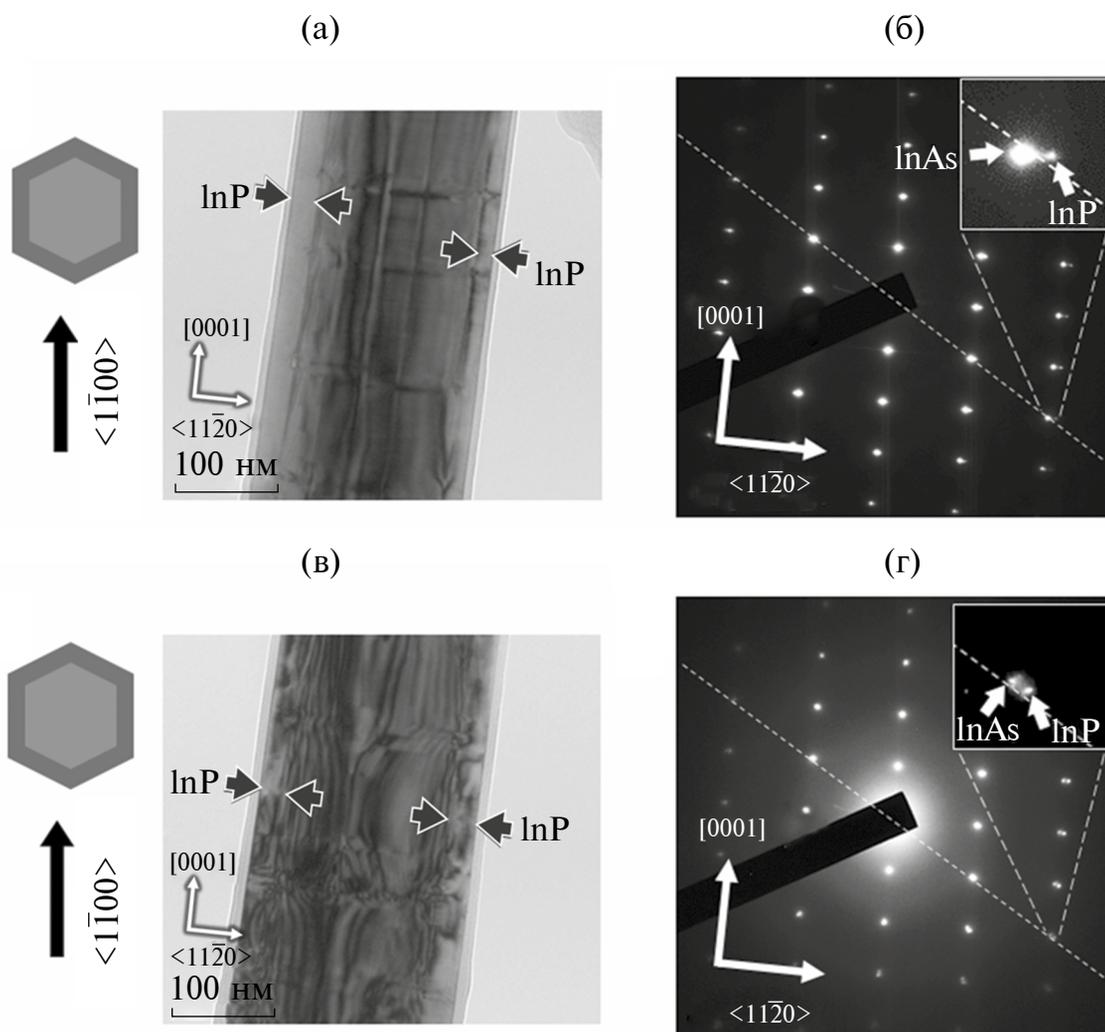


Рис. 4. ПЭМ-изображения нанокристаллов, полученные в светлопольном режиме (а, в); соответствующие картины электронной дифракции (б, г), полученные при падении электронного пучка вдоль кристаллографического направления $\langle 1-100 \rangle$ InAs со структурой вюрцита, для случаев псевдоморфной (а, б) и релаксированной (в, г) оболочки из InP. Тонкий светлый слой за пределами оболочки из InP является слоем поверхностного оксида. Пунктирной линией на картинах дифракции обозначения линия релаксации.

InAs. Стрелки на рис. 5 указывают на контраст, связанный с формированием оболочки InP. Хорошо видна относительно плоская верхняя грань, образовавшаяся после роста оболочки InP.

Экспериментально показано, что, несмотря на значительное рассогласование решеток ядра и оболочки ($\Delta a/a \sim 3.3\%$), при толщине оболочки до 12 ± 2 нм в ней не происходит формирования структурных дефектов [31]. Для определения критической толщины оболочки были выращены структуры, содержащие идентичное ядро из нитевидных нанокристаллов InAs и оболочку из InP различной толщины (соотношение времени роста ядра и оболочки варьировалось от 14:1 до 14:6). ПЭМ-исследования показали, что для всех выращенных структур дефекты формируются лишь

в области вершин нитевидных нанокристаллов, а дефектов на радиальной гетерогранице ядро/оболочка не наблюдали (рис. 6).

Полученные ПЭМ-изображения показали, что структура оболочки полностью повторяет упаковку атомов в ядре нитевидных нанокристаллов (рис. 6б–6г). Установлено, что решетка InAs, формирующая ядро нитевидных нанокристаллов, сжимается в направлении роста кристаллов, о чем свидетельствует сдвиг положения брэгговского рефлекса 0002. Соответствующие кривые дифракционного отражения $\omega-2\theta$ для радиально гетероструктурированных нитевидных нанокристаллов с оболочками различной толщины представлены на рис. 7. Кривые дифракционного отражения от нитевидных нанокристаллов InAs демонстри-

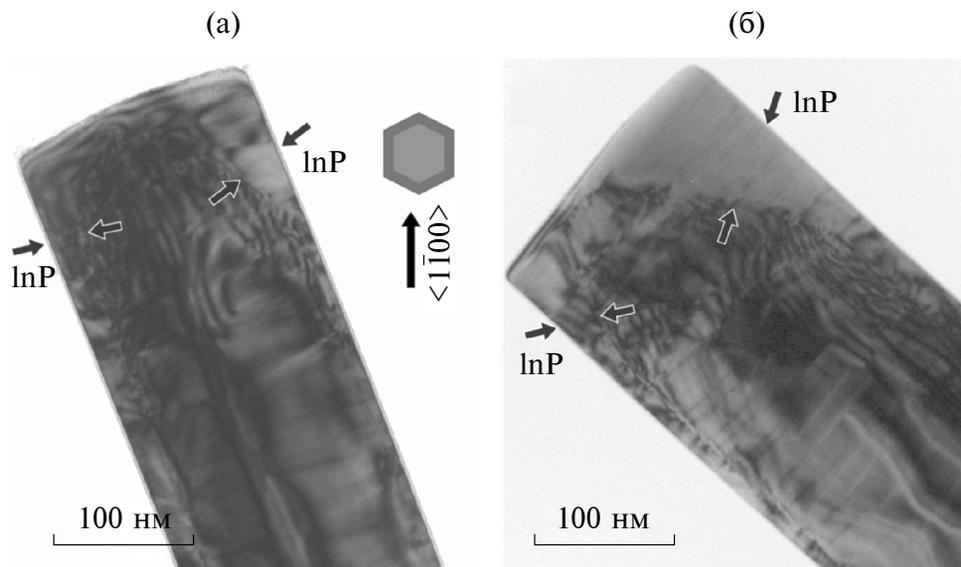


Рис. 5. ПЭМ-изображения нанокристаллов, полученные в светлопольном режиме при падении электронного пучка вдоль кристаллографического направления $\langle 1\bar{1}00 \rangle$, иллюстрирующие образование релаксированной оболочки из InP в верхней части InAs/InP наногетероструктуры со структурой типа “ядро-оболочка”.

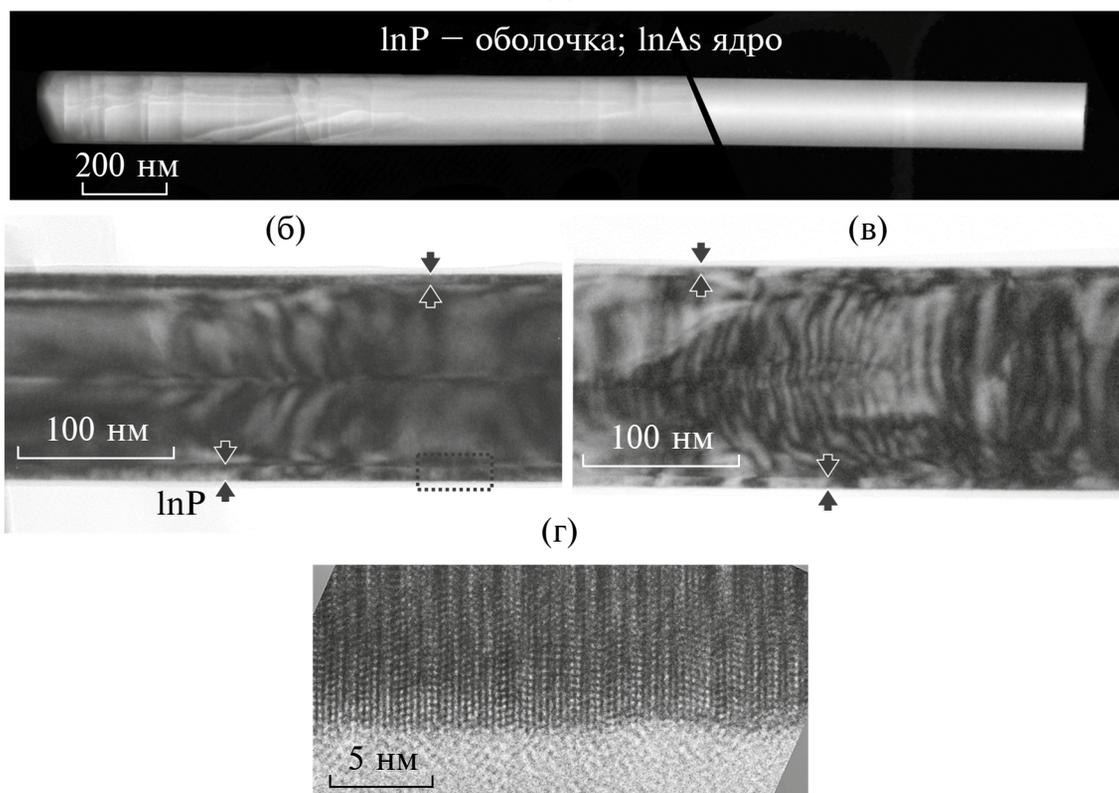


Рис. 6. Изображение сканирующей широкоугольной темнопольной ПЭМ нитевидного нанокристалла (а), контраст связан с отличной атомной плотностью в оболочке из InP. Светлопольные ПЭМ-изображения нитевидных нанокристаллов различной толщиной оболочки из InP, полученные в светлопольном режиме при угле падения электронного пучка по направлению $\langle 1\bar{1}00 \rangle$ (перпендикулярно ребру нитевидного нанокристалла) (б), (в). Стрелками отмечен контраст, связанный с формированием оболочки из InP. ПЭМ-изображение в высоком разрешении в области гетероинтерфейса “ядро-оболочка” (область, ограниченная пунктиром на рис. 6б), иллюстрирующее повторение порядка упаковки слоев решетки ядра InAs оболочкой из InP (тонкий светлый слой за пределами оболочки из InP является слоем поверхностного оксида) (г).

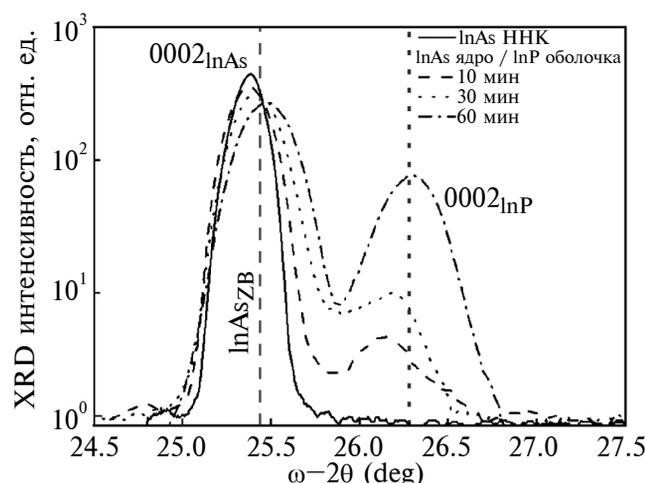


Рис. 7. Кривые дифракционного отражения $\omega-2\theta$ в окрестности зеркального брэгговского рефлекса InAs 0002 для структур с разным временем формирования оболочки. Пунктирными линиями отмечены положения рефлексов 111 для объемных монокристаллов InAs и InP со структурой цинковой обманки.

ругую единичный дифракционный рефлекс 0002, расположенный на угле 25.3°, тогда как для нитевидных нанокристаллов со структурой “ядро–оболочка” InAs/InP можно наблюдать дополнительный рефлекс, расположенный около 26.2°. Этот рефлекс возникает из-за релаксированного или частично релаксированного материала InP, выращенного в верхней части нитевидных нанокристаллов и на вершине паразитных трехмерных островков InAs. Видно, что с увеличением толщины оболочки из InP брэгговское отражение от InAs смещается к большим углам, что указывает на сжимающее напряжение вдоль направления [0001] (ось роста кристаллов) в InAs ядре нитевидных нанокристаллов. Согласно наблюдаемым результатам, максимальное напряжение вдоль оси *c* ($\Delta c/c$) достигает -0.19%.

Таким образом, показано, что при малой толщине оболочки InP формирование решеточно-рассогласованных радиальных гетеропереходов не приводит к ухудшению структурного совершенства, изменению огранки или морфологии боковой поверхности НК.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В работе методом молекулярно-пучковой эпитаксии на подложках SiO_x/Si(111) синтезированы эпитаксиальные массивы нитевидных нанокристаллов InAs и наногетероструктур InAs/InP с высокой поверхностной плотностью. Установлено, что при толщине оболочки до 15–20 нм на боковых гранях нитевидных нанокристаллов

InAs возможен псевдоморфный рост InP. Структурные дефекты формируются лишь в области вершины нитевидных нанокристаллов и на радиальной гетерофазной границе ядро/оболочка не наблюдаются. ПЭМ-исследования показали, что в радиальных InAs/InP наногетероструктурах при толщине оболочки более 20 нм происходит практически полная релаксация упругих напряжений за счет образования пронизывающих дислокаций. Также показано, что формирование решеточно-рассогласованных радиальных гетеропереходов не приводит к изменению огранки или морфологии боковой поверхности нитевидных нанокристаллов.

ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

Работы по эпитаксиальному росту массивов InAs/InP выполнены при поддержке Российского научного фонда, грант № 22-19-00494. Характеризация образцов выполнена при поддержке Министерства образования и науки в рамках проекта FSRM-2023-0007. Исследования методами ПЭМ и энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии выполнены с использованием оборудования федерального ЦКП “Материаловедение и диагностика в передовых технологиях”, на базе ФТИ им. А.Ф. Иоффе.

КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

Авторы данной работы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Abrand A., Baboli M. A., Fedorenko A., Polly S. J., Manfreda Schulz E., Hubbard S.M., Mohseni P.K.* // ACS Appl. Nano Mater. 2022. № 5. P. 840. <https://www.doi.org/10.1021/acsnm.1c03557>
2. *Song Ch., Wang P., Qian Y., Zhou G., Nötzel R.* // Opt. Express. 2020. V. 28. № 18. P. 25750. <https://www.doi.org/10.1364/OE.400590>
3. *Зу С.М.* Физика полупроводниковых приборов. М.: Мир, 1973. 456 с.
4. *Martyniuk P., Antoszewski J., Martyniuk M., Faraone L., Rogalski A.* // Appl. Phys. Rev. 2014. V. 1. № 4. <https://www.doi.org/10.1063/1.4896193>
5. *Li Z., He Z., Xi C., Zhang F., Huang L., Yu Y., Tan H. H., Jagadish C., Fu L.* // Adv. Mater. Technol. 2023. V. 8. P. 2202126. <https://www.doi.org/10.1002/admt.202202126>
6. *Lauhon L.J., Gudixsen M.S., Wang D., Lieber C.M.* // Nature. 2002. V. 420. P. 57. <https://www.doi.org/10.1038/nature01141>
7. *Tomioka K., Tanaka T., Hara S., Hiruma K., Fukui T.* // IEEE J. Sel. Top. Quantum Electron. 2011. № 17. P. 1112. <https://www.doi.org/10.1109/JSTQE.2010.2068280>

8. Titova L.V., Hoang T.B., Jackson H.E., Smith L.M., Yarrison-Rice J.M., Kim Y., Joyce H. J., Tan H.H., Jagadish C. // *Appl. Phys. Lett.* 2006. V. 89 P. 173126. <https://www.doi.org/10.1063/1.2364885>
9. Jiang X., Xiong Q., Nam S., Qian F., Li Y., Lieber C.M. // *Nano Lett.* 2007. V. 7. P. 3214. <https://www.doi.org/10.1021/nl072024a>
10. Van Tilburg J.W.W.V., Algra R.E., Immink W.G.G., Verheijen M., Bakkers E.P.A.M., Kouwenhoven L.P. // *Semicond. Sci. Technol.* 2010. V. 25 P. 024011. <https://www.doi.org/10.1088/0268-1242/25/2/024011>
11. Dayeh S.A., Tang W., Boioli F., Kavanagh K.L., Zheng H., Wang J., Mack N.H., Swadener G., Huang J.Y., Miglio L., Tu K.-N., Picraux S.T. // *Nano Lett.* 2013. V. 13 P. 1869. <https://www.doi.org/10.1021/nl3022434>
12. Kavanagh K.L., Saveliev I., Blumin M., Swadener G., Ruda H.E. // *J. Appl. Phys.* 2012. V. 111. P. 044301. <https://www.doi.org/10.1063/1.3684964>
13. Treu J., Bormann M., Schmeiduch H., Döblinger M., Morkötter S., Matich S., Wiecha P., Saller K., Mayer B., Bichler M., Amann M.-C., Finley J. J., Abstreiter G., Koblmüller G., // *Nano Lett.* 2013. №13. P. 6070–6077. <https://www.doi.org/10.1021/nl403341x>
14. Wallentin J., Jacobsson D., Osterhoff M., Borgström M. T., Salditt T. // *Nano Lett.* 2017. V. 17. P. 4143. <https://www.doi.org/10.1021/acs.nanolett.7b00918>
15. Göransson D.J.O., Borgström M.T., Huang Y.Q., Messing M.E., Hessman D., Buyanova I.A., Chen W.M., Xu H.Q. // *Nano Lett.* 2019. V. 19. P. 2674. <https://www.doi.org/10.1021/acs.nanolett.9b00644>
16. Rota M.B., Ameruddin A.S., Fonseka H.A., Gao Q., Mura F., Polimeni A., Miriametro A., Tan H.H., Jagadish C., Capizzi M. // *Nano Lett.* 2016. V. 16. P. 5197. <https://www.doi.org/10.1021/acs.nanolett.6b02205>
17. McDermott S., Lewis R.B. // *ACS Appl. Nano Mater.* 2021. V. 4. P. 10164. <https://www.doi.org/10.1021/acsnano.1c01636>
18. Stankevic T., Hilner E., Seiboth F., Ciechonski R., Vescovi G., Kryliouk O., Johansson U., Samuelson L., Wellenreuther G., Falkenberg G., Feidenhans'l R., Mikkelsen A. // *ACS Nano.* 2015. V. 9. P. 6978. <https://www.doi.org/10.1021/acsnano.5b01291>
19. Hetzl M., Winnerl J., Francaviglia L., Kraut M., Döblinger M., Matich S., Fontcuberta i Morral A., Stutzmann M. // *Nanoscale.* 2017. V. 9. P. 7179. <https://www.doi.org/10.1039/C7NR00802C>
20. Anyebe E.A. // *Nanomaterials* 2020. V. 10. P. 2064. <https://www.doi.org/10.3390/nano10102064>
21. Hua B., Motohisa J., Kobayashi Y., Hara S., Fukui T. // *Nano Lett.* 2009. V. 9. P. 112. <https://www.doi.org/10.1021/nl802636b>
22. Tomioka K., Motohisa J., Hara S., Hiruma K., Fukui T. // *Nano Lett.* 2010. V. 10. P. 1639. <https://www.doi.org/10.1021/nl9041774>
23. Mayer B., Rudolph D., Schnell J., Morkötter S., Winnerl J., Treu J., Müller K., Bracher G., Abstreiter G., Koblmüller G., Finley J.J. // *Nat. Commun.* 2013. V. 4. P. 2931. <https://www.doi.org/10.1038/ncomms3931>
24. Keplinger M., Martensson T., Stangl J., Wintersberger E., Mandl B., Kriegner D., Holy V., Bauer G., Deppert K., Samuelson L. // *Nano Lett.* 2009. V. 9. P. 1877. <https://www.doi.org/10.1021/nl803881b>
25. Ishizaka A., Shiraki Y. // *J. Electrochem. Soc.* 1986. V. 133. № 4. P. 666. <https://www.doi.org/10.1149/1.2108651>
26. Fedorov V.V., Berdnikov Y., Sibirev N.V., Bolshakov A.D., Fedina S.V., Sapunov G.A., Dvoretckaia L.N., Cirlin G., Kirilenko D.A., Tchernycheva M., Mukhin I.S. // *Nanomaterials.* 2021. V. 11. P. 1949. <https://www.doi.org/10.3390/nano11081949>
27. Koblmüller G., Hertenberger S., Vizbaras K., Bichler M., Bao F., Zhang J.P., Abstreiter G. // *Nanotechnology.* 2010 V. 21. № 36. P. 365602. <https://www.doi.org/10.1088/0957-4484/21/36/365602>
28. Tomioka K., Motohisa J., Hara S., Fukui T. // *Nano Lett.* 2008. № 8. P. 3475. <https://www.doi.org/10.1021/nl802398j>
29. Küpers H., Lewis R. B., Corfdir P., Niehle M., Flissikowski T., Grahn H.T., Trampert A., Brandt O., Geelhaar L. // *ACS Appl. Mater. Interfaces.* 2021. № 13. P. 50220. <https://www.doi.org/10.1021/acsnano.2c05575>
30. Heinke H., Möller M.O., Hommel D., Landwehr G. // *J. Cryst. Growth.* 1994. V. 135. P. 41. [https://www.doi.org/10.1016/0022-0248\(94\)90724-2](https://www.doi.org/10.1016/0022-0248(94)90724-2)
31. Göransson D.J.O., Borgström M.T., Huang Y.Q., Messing M.E., Hessman D., Buyanova I.A., Chen W.M., Xu H.Q. // *Nano Lett.* 2019. № 4. P. 2674. <https://www.doi.org/10.1021/acs.nanolett.9b00644>

Formation and Relaxation of Elastic Stress in Radial InAs/InP Nanoheterostructures

S. V. Fedina^{1,2,*}, V. V. Fedorov², A. K. Kaveev³, A. S. Goltaev¹, D. V. Miniv¹,
D. A. Kirilenko³, I. S. Mukhin^{1,2}

¹*Alferov University, Saint Petersburg, 194021 Russia*

²*St. Petersburg State Polytechnic University, Saint Petersburg, 195251 Russia*

³*Ioffe Institute, Saint Petersburg, 194064 Russia*

**e-mail: fedina.serg@yandex.ru*

In this work, oriented arrays of nanowires of InAs and InAs/InP core-shell nanoheterostructures based on NWs, synthesized by molecular beam epitaxy, were studied. A high surface density of NWs in the array was demonstrated (5–10 NWs/ μm^2). High-resolution transmission electron microscopy data showed that with shell thicknesses up to 15–20 nm, pseudomorphic growth of InP is possible on the side faces of InAs NWs, and with shell thicknesses greater than 20 nm, complete relaxation of elastic stresses occurs. It was found that in radial heterostructured NWs with a thin InP shell, defects are formed only in the apex region, while no defect formation is observed at the radial heterointerface.

Keywords: molecular beam epitaxy, nanoheterostructure, InAs, InP, Si, IR, nanowires.