

УДК 539.231:539.261

РЕНТГЕНОСТРУКТУРНЫЙ АНАЛИЗ НИТЕВИДНЫХ НАНОКРИСТАЛЛОВ GaPNAs/GaP ТИПА ЯДРО–ОБОЛОЧКА НА ПОДЛОЖКЕ Si(111)

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

^aСанкт-Петербургский академический университет им. Ж.И. Алферова РАН, Санкт-Петербург, 194021 Россия

^bФизико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, 194021 Россия

^cСанкт-Петербургский политехнический университет им. Петра Великого, Санкт-Петербург, 195251 Россия

*e-mail: malenin.andrey3@gmail.com

Поступила в редакцию 30.01.2025 г.

После доработки 27.02.2025 г.

Принята к публикации 27.02.2025 г.

Развитие технологии роста нитевидных нанокристаллов на основе твердого раствора GaPNAs представляет интерес для современной фотоники. Проведен структурный анализ выращенных методом молекулярно-пучковой эпитаксии по самокаталитическому механизму нитевидных нанокристаллов GaPNAs/GaP типа ядро–оболочка на подложке Si(111). С помощью метода просвечивающей электронной микроскопии показано наличие ядра и составной оболочки в исследуемых нанокристаллах, определена двойниковая фаза сфалерита, а также фаза вюрцита, не являющаяся двойником. Измерения методом растровой электронной микроскопии выявили формирование сплошного слоя островков на поверхности образца при включении потока азота, что является признаком встраивания азота в выращиваемые структуры. Методом картирования обратного пространства было невозможно разделить дифракционные рефлексы ядра и оболочки как фазы сфалерита, так и фазы вюрцита. Был определен усредненный параметр решетки фазы сфалерита $5.458 \pm 0.005 \text{ \AA}$, а также усредненные параметры решетки фазы вюрцита: $a = 3.87 \pm 0.01$, $c = 6.28 \pm 0.01 \text{ \AA}$. Факт неразличимости решеток фаз в объеме нанокристаллов подтверждает возможность создания качественных малодефектных нитевидных нанокристаллов GaPNAs/GaP.

Ключевые слова: GaP, GaPNAs, ядро–оболочка, нитевидные нанокристаллы, молекулярно-пучковая эпитаксия, вюрцит, сфалерит, рентгеноструктурный анализ.

DOI: 10.7868/S3034573125090093

ВВЕДЕНИЕ

Задача синтеза нитевидных нанокристаллов из растворов $A^{III}B^V$ представляет интерес при создании новых устройств оптоэлектроники и фотоники благодаря уникальным электронным и оптическим свойствам таких нанокристаллов [1]. Высокое отношение площади поверхности к объему нитевидных нанокристаллов, с одной стороны, приводит к образованию меньшего количества кристаллических дефектов в решетке в результате эффективного уменьшения упругих напряжений на границе с подложкой [2], что позволяет обходиться без метаморфного буферного слоя, применяемого при росте планарных струк-

тур для согласования слоев по постоянным решеткам. С другой стороны, появляется возможность стабилизации растворов с такими составами, которые в планарных структурах метастабильны. При оптимально подобранных условиях роста становится возможным синтез малодефектных нитевидных нанокристаллов [3]. Преимущество таких кристаллов также заключается в возможности организовывать послойную геометрию получаемой гетероструктуры как в аксиальном, так и в радиальном направлении, что находит множество применений в фотонике [4]. Ориентированные боковые грани позволяют использовать нитевидные нанокристаллы в качестве микрорезонаторов

для мод шепчущей галереи или мод Фабри–Перо для создания наноразмерных лазеров и волноводов [5]. Форма нитевидных нанокристаллов также позволяет в ряде случаев изготавливать из них гибкие оптоэлектронные устройства, что является одним из трендов современной полупроводниковой технологии [6].

Одним из перспективных полупроводниковых материалов для применения в фотонике и оптоэлектронике является твердый раствор GaP и производное от него семейство твердых растворов GaP(N,As). Среди всех материалов $A^{III}B^V$ GaP привлекает внимание, потому что постоянная его решетки наиболее хорошо согласуется с постоянной решетки кремния — с точностью до 0.36% [7]. GaP — непрямозонный полупроводник, но при встраивании азота, согласно теории антипересекающихся зон, зона проводимости разделяется на две подзоны E^+ и E^- , которые при увеличении доли азота двигаются, соответственно, вверх и вниз на энергетической диаграмме, что приводит к уменьшению ширины запрещенной зоны, а при доле азота свыше 0.5% непрямозонная электронная структура становится квазипрямозонной [8]. При встраивании азота также увеличивается время жизни носителей заряда, что говорит об уменьшении роли безызлучательной рекомбинации [9–11]. Развитие технологии роста GaP(N,As) перспективно ввиду возможности использования этого материала в фотонике в качестве материала для светодиодов [12], а также в солнечных элементах. В частности, в [13] описано применение планарных слоев GaP(N,As) в солнечных элементах с так называемой промежуточной зоной.

При встраивании азота в решетку GaP уменьшается ее параметр. Добавление мышьяка компенсирует вызванное азотом сжатие решетки, позволяя таким образом реализовывать диапазон E_g от 1.45 до 2.3 эВ при сохранении согласования с кремнием [14, 15].

МЕТОДЫ

Молекулярно-пучковая эпитаксия

Исследуемые в настоящей работе нитевидные нанокристаллы были получены на подложке Si(111) *n*-типа с разориентацией 0.5° . Предварительно на подложке с помощью модифицированного метода Ширази [16] был химически сформирован тонкий равномерный слой оксида. Для роста методом молекулярно-пучковой эпитаксии использовали установку Veeco GEN-III, оснащенную эффузионными ячейками Ga, Be, Si, а также кречерными источниками P, As и источником активированного азота на основе высоко-

частотного индуктивно-связанного плазменного разряда, работающего на мощности 225 Вт, с потоком азота 0.2 мл/мин. Для контроля процесса роста *in situ* использовали метод дифракции быстрых электронов.

Подложка предварительно была отожжена при 840°C для частичного разрушения слоя оксида кремния и возможности дальнейшего формирования в нем отверстий осажденными каплями галлия. Рост нанокристаллов происходил по самокаталитическому механизму в местах образовавшихся отверстий из капель галлия. Стехиометрический состав полученных наноструктур контролировали исходя из измерений эквивалентного давления в потоках элементов, измеряемого датчиком Баярда–Альперта. При температуре 730°C и отношении потоков элементов V и III групп $V/III = 30$ происходил самокаталитический аксиальный рост ядра нитевидных нанокристаллов GaP:Si по механизму пар–жидкость–кристалл. Затем вершинная капля нанокристалла истощалась в атмосфере фосфора. Далее при понижении температуры до 580°C рост ядра продолжился радиально по самоиндуцированному механизму (пар–кристалл). После завершения роста ядра рост оболочки GaPNAs происходил при температуре 640°C и отношении потоков элементов V и III групп, равном 16, и дополнительном условии для потоков $P_{As}/(P_{As} + P_P) = 0.2$. Внешняя оболочка GaP:Be была получена при температуре 580°C и $V/III = 24$. Полученные таким образом нитевидные нанокристаллы представляли собой наноструктуры типа *p-i-n*-диод.

Растровая электронная микроскопия

Морфология синтезированных нитевидных нанокристаллов была изучена с помощью растрового электронного микроскопа (РЭМ) Zeiss SUPRA 25. Состав и структура были изучены с помощью просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) с использованием автоэмиссионной электронной пушки JEOL JEM-2100F.

Рентгеноструктурный анализ

Рентгеноструктурный анализ проводили методом картирования обратного пространства на рентгеновском дифрактометре Bruker KAPPA APEXDUO с микрофокусным источником рентгеновского излучения Incoatec CuS с медным анодом, в спектре которого присутствуют две линии излучения $\text{Cu}K_{\alpha 1}$ ($\lambda = 1.5406 \text{ \AA}$) и $\text{Cu}K_{\alpha 2}$ ($\lambda = 1.5444 \text{ \AA}$). В качестве детектора использовали двумерную ПЗС-матрицу размером 61×61 мм с разрешением 4000×4000 пикселей. Источник рентгеновского излучения давал пятно малого размера на об-

разце. Это позволяло с хорошим приближением говорить о дифракции от источника, близкого к точечному, что дает возможность соотнести измеренную интенсивность с интенсивностью рассеяния в определенном направлении Q . Таким образом, из множества картин дифракции можно собрать трехмерную карту распределения интенсивности рассеяния в обратном пространстве. Поскольку полученная сборка качественно похожа на картину наложенных друг на друга обратных решеток кристаллических фаз, ее также называют картой обратного пространства. На первом этапе проводили быстрое картирование обратного пространства, вращая образец по азимутальному углу φ при фиксированных углах ис шагом $\Delta\varphi = 0.5^\circ$. Для определения фаз, мало отличающихся друг от друга параметром решетки, и для более подробного анализа формы рефлексов разумно рассматривать асимметричные рефлекссы высоких порядков, рядом с которыми отсутствуют рефлекссы кремниевой подложки. С этой целью по уже собранной карте обратного пространства определяли диапазоны углов гониометра, по которым можно получить карту обратного пространства высокого разрешения, охватывающую нужные рефлекссы. Затем сканировали конкретный рефлекс, изменяя углы φ и ω . Если фазы в образце монокристаллические, то наложением модельных обратных решеток соответствующих фаз на карту обратного пространства можно определить фазовый состав образца и параметры решеток.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Растровая электронная микроскопия

Из анализа РЭМ-изображений следует, что в образце по самоиндуцированному механизму сформированы четкие оgranенные нитевидные нанокристаллы GaPNAs/GaP характерного сред-

него диаметра 380 нм и средней высотой 4.5 мкм. Также видно, что на всей поверхности образца растут паразитные островки, которые, сливаясь, образуют сплошной объемный слой (рис. 1). При росте нитевидных нанокристаллов типа GaPAs по самокаталитическому механизму без потока азота островки не растут сплошь на всей поверхности, что видно на РЭМ-изображениях выращенных для сравнения образцов с аксиально гетероструктурированными нитевидными нанокристаллами типа GaPAs/GaP (рис. 2). В этом случае островки могут расти только из мест с достаточным числом дефектов на слое оксида кремния после отжига, чтобы на этапе нанесения капель галлия перед непосредственным ростом галлий, прореагировав с оксидом, образвал отверстия достаточно большого размера [17, 18]. Таким образом, изменение морфологии, связанное со сплошным ростом островков, свидетельствует о факте встраивания азота в выращиваемые структуры.

Просвечивающая электронная микроскопия

Структуру нитевидных нанокристаллов исследовали методом ПЭМ. На темнопольном ПЭМ-изображении (рис. 3а) можно различить ядро и составную оболочку, что выражается в резком изменении контраста на границах разделов различных областей нитевидного нанокристалла. На вставке рис. 3а показано распределение мышьяка вдоль нанокристалла, полученное методом энергодисперсионного рентгеноспектрального анализа. Это распределение также иллюстрирует наличие ядра и составной оболочки в нитевидном нанокристалле. На светлопольном ПЭМ-изображении (рис. 3б) по чередованию полос разных оттенков можно судить о чередовании различных структурных модификаций GaP вдоль нанокристалла, поскольку разные кристаллические решетки создают разный муар на изображении.

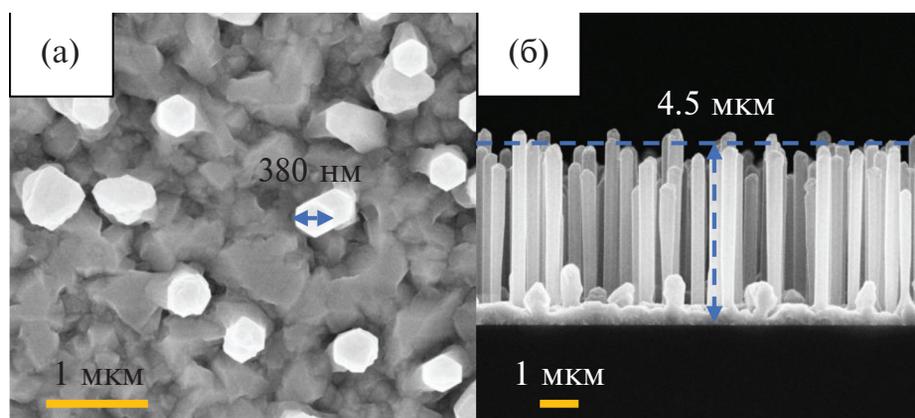


Рис. 1. РЭМ-изображения выращенного образца с нитевидными нанокристаллами GaP/GaPNAs типа ядро–оболочка.

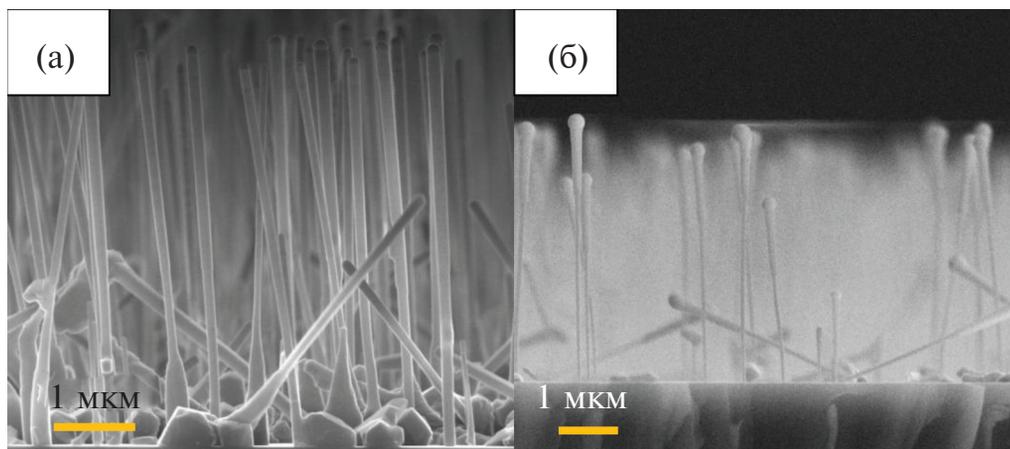


Рис. 2. РЭМ-изображения образцов с аксиально гетероструктурированными нитевидными нанокристаллами GaPNs/GaP для иллюстрации отсутствия сплошности роста островков на подложке.

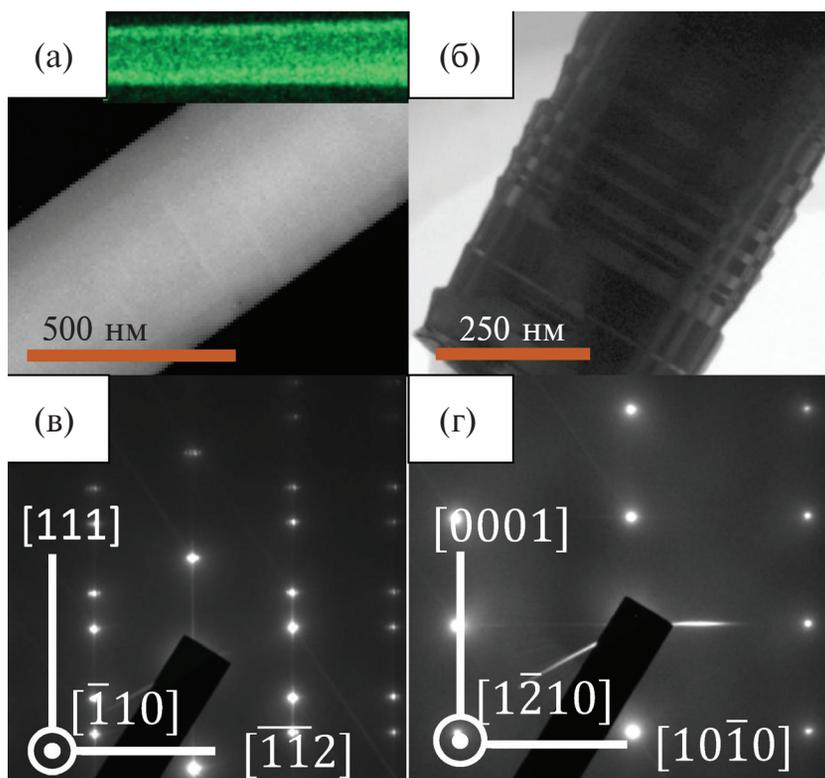


Рис. 3. ПЭМ-изображения нитевидных нанокристаллов GaPNAs/GaP: а – темнопольное под большим углом (на вставке – распределение мышьяка вдоль нанокристалла, полученное методом энергодисперсионного рентгеноспектрального анализа); б – светлопольное, иллюстрирует чередование фаз сфалерита и вюрцита (темные и светлые полосы соответственно) вдоль нанокристаллов; в – картина дифракции сегмента фазы сфалерита с осью зоны $[\bar{1}10]$, показаны два двойника фазы сфалерита, развернутых на 180° относительно друг друга; г – картина дифракции сегмента фазы вюрцита с осью зоны $[1\bar{2}10]$.

Это подтверждают картины дифракции электронов на просвет (рис. 3в, г). На рис. 3в продемонстрирована картина дифракции для сфалеритовой структурной модификации нитевидных нанокристаллов с осью зоны $[\bar{1}10]$. Характерные удвоенные рефлексы свидетельствуют о наличии двух развернутых на 180° доменов сфалеритовой

структурной модификации как в случае GaP, так и GaPNAs, не различимых по отдельности. Другие рефлексы не обнаружены. На рис. 3г картина дифракции сегмента другого типа того же самого нанокристалла свидетельствует о наличии структурной модификации вюрцита в нанокристалле с осью зоны $[1\bar{2}10]$.

Рентгеноструктурный анализ

Для построения карты обратного пространства было произведено сканирование по азимуту путем вращения образца по углу φ от 0 до 180° (рис. 4а). На полученную карту обратного пространства были наложены модельные обратные решетки, соответствующие пространственным группам для Si, пары развернутых на 180° друг относительно друга двойников фазы сфалерита GaP и фазы вюрцита GaP. Для анализа был взят срез обратного пространства вдоль направлений Si $[\bar{1}\bar{1}2]$ и Si $[111]$.

На рис. 4в–е представлена карта обратного пространства высокого разрешения в областях около отдельных рефлексов. В областях около рефлексов $44\bar{2}$ и 006 сфалеритовой фазы GaP запрещены рефлексы кремния, поэтому их удобно взять для анализа. Они показаны на вставке рис. 4г. Частичную видимость рефлекса 006 кремния можно объяснить наличием дефектов на поверхности кремниевой подложки. Следует заметить, что в картину дифракции вносят вклад не только нитевидные нанокристаллы, но и слой паразитных островков. На рис. 4а кружками обведены сложенные вместе вдоль направления Si $[111]$ рефлексы кремниевой подложки, рефлексы GaP и GaPNAs фазы вюрцита и рефлексы двух двойников фазы сфалерита для GaP и GaPNAs. Это видно из рис. 4б, поскольку все перечисленные рефлексы имеют один и тот же набор горизонтальных компонент вектора дифракции Q_{xy} . Как уже было показано на ПЭМ-изображении с дифракционным контрастом (рис. 3в), в картину дифракции нитевидных нанокристаллов вносит видимый вклад лишь пара двойников фазы сфалерита. Как следует из сопоставления результатов с приведенными в [19] аналогичными результатами для нанокристаллов GaP, все рефлексы, не укладывающиеся в кружки на рис. 4а, соответствуют двойникам сфалеритовой фазы GaP или изоструктурной ей фазе GaP(N,As) (рефлексы второго, третьего и более высоких порядков), которые имеются в паразитных островках. Также в [19] показано, что в островках GaP не наблюдается фаза вюрцита, она присутствует только в нитевидных нанокристаллах. Аналогичная ситуация наблюдается и в исследуемом в настоящей работе образце. Мозаичность (неупорядоченное направление роста) островкового слоя GaP характеризуется диффузным уширением соответствующих островкам рефлексов по окружности [20], что и наблюдается у двойниковых рефлексов сфалеритовой фазы GaP или изоструктурной ей GaP(N,As), соответствующей паразитным островкам на рис. 4б. На рис. 4д, е можно заме-

тить, что рефлексы фазы вюрцита, характерные только для нитевидных нанокристаллов, также диффузно вытянуты в радиальном направлении, что можно объяснить мозаичностью роста самих нанокристаллов.

Рефлексы и 006 сфалеритовой фазы GaP и GaPNAs (рис. 4г, вставки) по местоположению совпадают с рефлексами двойников этой же фазы, со слабым рефлексом фазы вюрцита и с запрещенными в этих местах рефлексами кремния. Эти рефлексы расщеплены на два пика, соответствующие двум линиям излучения источника $CuK_{\alpha 1}$ и $CuK_{\alpha 2}$. Из наличия только двух пиков этих рефлексов можно заключить, что параметры решеток сфалеритовой фазы в нанокристаллах GaP и GaPNAs совпадают с точностью до аппаратной, т.е. 0.005 \AA для данного прибора, более сильное различие параметров решеток вызвало бы появление трех или более пиков. Также на рис. 4д, е видно, что рефлексы ядра и оболочки фазы вюрцита неразличимы в GaPNAs/GaP. Рефлексы фазы вюрцита более размыты в сравнении с рефлексами фазы сфалерита, вероятно, ввиду наличия упругих напряжений в этой фазе на стыках структурных модификаций сфалерита и вюрцита в нитевидном нанокристалле. С помощью наложения модельных решеток был определен параметр решетки как ядра, так и оболочки для сфалеритовой фазы GaPNAs/GaP, равный $5.458 \pm 0.005 \text{ \AA}$ (в объемном GaP параметр решетки равен 5.450 \AA [21]), что дает величину рассогласования с параметром решетки кремниевой подложки 0.6%. Таким же образом были найдены усредненные параметры решетки фазы вюрцита для ядра и оболочки: $a = 3.87 \pm 0.01$, $c = 6.28 \pm 0.01 \text{ \AA}$.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В настоящей работе впервые были получены радиально гетероструктурированные по типу ядро–оболочка самокаталитические нитевидные нанокристаллы GaPNAs/GaP/Si(111). В них присутствуют два двойника сфалеритовой структурной модификации и вюрцитная структурная модификация, не являющаяся двойником. При внедрении активированного азота на поверхности образца также формируется сплошной паразитный слой, состоящий из островков. Методом рентгеноструктурного анализа показано, что параметры решетки сфалеритовой фазы в нанокристалле совпадают с точностью до 0.005 \AA , что следует из неразличимости дальних рефлексов, таких как $44\bar{2}$ и 006 сфалеритовой структуры, усредненный параметр решетки равен $5.458 \pm 0.005 \text{ \AA}$. Рефлексы ядра и оболочки фазы вюрцита также неразличимы. Усредненные параметры решетки

фазы вюрцита: $a = 3.87 \pm 0.01$, $c = 6.28 \pm 0.01$ Å. Таким образом, оболочка GaPnAs по параметру решетки согласована с ядром GaP, что благоприятно для дальнейшего создания качественных бездефектных светоизлучающих структур.

ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки РФ (грант № FSRM-2023-0007). Для составления сборок картин дифракции и моделирования обратных решеток использована программа RecSpaceQT, разработанная С.М. Сутуриным (ФТИ им. А.Ф. Иоффе).

КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

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

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Quan L.N., Kang J., Ning C.-Z., Yang P.* // Chem. Rev. 2019. V. 119. № 15. P. 9153.
<https://doi.org/10.1021/acs.chemrev.9b00240>
2. *Dayeh S.A., Soci C., Bao X.-Y., Wang D.* // Nano Today. 2009. V. 4. № 4. P. 347.
<https://doi.org/10.1016/j.nantod.2009.06.010>
3. *McIntyre P.C., Fontcuberta i Morral A.* // Materials Today Nano. 2023. V. 168. P. 107867.
<https://doi.org/10.1016/j.mtnano.2019.100058>
4. *Kuznetsov A., Roy P., Kondratev V.M., Fedorov V.V., Kotlyar K.P., Reznik R.R., Vorobyev A.A., Mukhin I.S., Cirlin G.E., Bolshakov A.D.* // Nanomaterials. 2022. V. 12. № 2. P. 241.
<https://doi.org/10.3390/nano12020241>
5. *Dobrovolsky A., Stehr J.E., Sukritanon S., Kuang Y., Tu C.W., Chen W.M., Buyanova I.A.* // Small. 2015. V. 11. P. 6331.
<https://doi.org/10.1002/smll.201501538>
6. *Koval O.Y., Fedorov V.V., Bolshakov A.D. et al.* // Nanomaterials. 2020. V. 10. № 11. P. 2110.
<https://doi.org/10.3390/nano10112110>
7. *Balanta M.A.G., de Oliveira P.B.A., Albalawi H., Galvão Gobato Y., Galeti H.V.A., Rodrigues A.D., Henini M., Almosni S., Robert C., Balocchi A., Léger Y., Carrère H., Bahri M., Patriarche G., Marie X., Cornet C.* // J. Alloys Compd. 2020. V. 814. P. 152233.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.152233>
8. *Kudrawiec R., Luce A.V., Gladysiewicz M., Ting M., Kuang Y.J., Tu C.W., Dubon O.D., Yu K.M., Walukiewicz W.* // Phys. Rev. Appl. 2014. V. 1. № 3. P. 034007.
<https://doi.org/10.1103/PhysRevApplied.1.034007>
9. *Jansson M., Chen S.L., La R., Stehr J.E., Tu C.W., Chen W.M., Buyanova I.A.* // J. Phys. Chem. C. 2017. V. 121. № 12. P. 7047.
<https://doi.org/10.1021/acs.jpcc.7b00985>
10. *Chen S.L., Chen W.M., Ishikawa F., Buyanova I.A.* // Sci. Rep. 2015. V. 5. P. 11653.
<https://doi.org/10.1038/srep11653>
11. *Jansson M., Francaviglia L., La R., Balagula R., Stehr J.E., Tu C.W., Fontcuberta I Morral A., Chen W.M., Buyanova I.A.* // Nanotechnology. 2019. V. 30. № 40. P. 405703.
<https://doi.org/10.1088/1361-6528/ab2cdb>
12. *Neplokh V., Fedorov V., Mozharov A. et al.* // Nanomaterials. 2021. V. 11. № 10. P. 2549.
<https://doi.org/10.3390/nano11102549>
13. *Prete P., Lovergine N.* // Progr. Cryst. Growth Charact. Mater. 2020. V. 66. № 4. P. 100510.
<https://doi.org/10.1016/j.pcrysgrow.2020.100510>
14. *Geisz J., Olson J., McMahon W., Hannappel T., Jones K., Moutinho H., Al-Jassim M.* // MRS Online Proceed. Library. 2003. № 799. P. 36.
<https://doi.org/10.1557/PROC-799-Z1.10>
15. *Fedorov V.V., Dvoretckaia L.N., Mozharov A.M., Fedina S.V., Kirilenko D.A., Berezovskaya T.N., Faleev N.N., Yunin P.A., Drozdov M.N., Mukhin I.S.* // Mater. Sci. Semicond. Proc. 2023. V. 168. P. 107867.
<https://doi.org/10.1016/j.mssp.2023.107867>
16. *Ishizaka A., Shiraki Y.* // 1986. J. Electrochem. Soc. V. 133. № 4. P. 666.
<https://doi.org/10.1149/1.2108651>
17. *Matteini F., Tutuncuoglu G., Potts H., Jabeen F. Fontcuberta i Morral A.* // Cryst. Growth Design. 2015. V. 15. № 7. P. 3105.
<https://doi.org/10.1021/acs.cgd.5b00374>
18. *Madsen M., Aagesen M., Krogstrup P., Sorensen C., Nygard J.* // Nanoscale Res. Lett. 2011. V. 6. № 1. P. 516.
<https://doi.org/10.1186/1556-276X-6-516>
19. *Koval O.Y., Fedorov V.V., Bolshakov A.D. et al.* // Nanomaterials. 2021. V. 11. № 4. P. 960.
<https://doi.org/10.3390/nano11040960>
20. *Lazarev S., Goransson D.J.O., Borgstrom M., Messing M.E., Xu H.Q., Dzhigaev D., Yefanov O.M., Bauer S., Baumbach T., Feidenhans'I R., Samuelson L., Vartanyants I.A.* // Nanotechnology. 2019. V. 30. № 50. P. 505703.
<https://doi.org/10.1088/1361-6528/ab40f1>
21. CRC Handbook of Chemistry and Physics: A Ready-Reference of Chemical and Physical Data / Ed. Lide R.D. Boca Raton: CRC Press LLC, 2004. 2712 p.

X-ray Structural Analysis of Core–Shell GaPNAs/GaP Nanowires Grown on a Si(111) Substrate

A. P. Malenin^{1,*}, A. K. Kaveev², V. V. Fedorov^{1,3}, D. V. Miniv¹, I. S. Mukhin^{1,3}

¹*Saint Petersburg Academic University RAS, Saint-Petersburg, 194021 Russia*

²*Ioffe Institute RAS, Saint-Petersburg, 194021 Russia*

³*Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University, Saint-Petersburg, 195251 Russia*

**e-mail: malenin.andrey3@gmail.com*

The development of nanowire growth technology based on the GaPNAs solid solution is of interest for modern photonics. A structural analysis of core–shell GaPNAs/GaP nanowires grown on a Si(111) substrate using the self-catalyzed molecular beam epitaxy method has been performed. Transmission electron microscopy has shown the formation of a core and a composite shell in the nanowire body. The twinned sphalerite phase and non-twinned wurtzite phase have been determined. Scanning electron microscopy has revealed the formation of a continuous layer of islands on the sample surface when a nitrogen flow is turned on, which confirms embedding of nitrogen into the grown structures. It was impossible to separate the diffraction reflections of the core and shell of both the sphalerite and wurtzite phases using X-ray diffraction analysis with reciprocal space mapping. The average lattice constant of the sphalerite phase was found to be 5.458 ± 0.005 Å, as well as the average lattice parameters of the wurtzite phase: $a = 3.87 \pm 0.01$ and $c = 6.28 \pm 0.01$ Å. The fact that the phase lattice constants are indistinguishable in the nanowires confirms the possibility of creating high-quality low-defect GaPNAs/GaP nanowires.

Keywords: GaP, GaPNAs, core–shell, nanowires, molecular beam epitaxy, wurtzite, sphalerite, X-ray structural analysis.