

DOI: 10.5862/JPM.218.1

УДК 538.951

*Л.А. Сокура, В.Н. Неведомский, Н.А. Берт*

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН

## **СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ КВАНТОВЫХ ТОЧЕК АНТИМОНИДА ИНДИЯ НА ПОДЛОЖКЕ АРСЕНИДА ИНДИЯ**

Проведены электронно-микроскопические (ЭМ) исследования структур на основе квантовых точек InSb/InAs. На ЭМ-изображениях больших квантовых точек (высота 9 – 10 нм, диаметр 38 – 50 нм) в планарной геометрии наблюдался сложный дифракционный контраст. По ЭМ-изображениям высокого разрешения обнаружено наличие дислокаций несоответствия в квантовых точках. Для системы квантовых точек антимонида индия InSb на подложке арсенида индия InAs впервые было проведено моделирование изображений контраста от квантовой точки, содержащей частичную дислокацию Франка. Методом конечных элементов вычислялись поля смещений и рассчитывались ЭМ-изображения. Сравнение результатов моделирования с экспериментом позволило объяснить наблюдаемые особенности муарового узора от большой квантовой точки антимонида индия InSb присутствием в ней дислокации несоответствия на границе квантовая точка – подложка.

КВАНТОВАЯ ТОЧКА, ЭЛЕКТРОННАЯ МИКРОСКОПИЯ, ПОЛУПРОВОДНИК, ДИСЛОКАЦИЯ НЕСООТВЕТСТВИЯ.

### **Введение**

Гетероструктуры на основе квантовых точек (КТ) антимонида индия InSb, полученных на подложках антимонида галлия GaSb и арсенида индия InAs, являются перспективными материалами для создания оптоэлектронных приборов, работающих в среднем ИК-диапазоне (3 – 5 мкм). Например, лазеры среднего ИК-диапазона находят применение в самых разнообразных областях деятельности: контроля химических процессов, экологического мониторинга, контроля утечек, бесконтактной медицинской диагностики и лазерной хирургии.

Система антимонид индия – арсенид индия (InSb/InAs) по своим структурным свойствам аналогична хорошо изученной системе InAs/GaAs. Ее кристаллическая структура также формирует гранецентрированную кубическую (ГЦК) решетку. Систе-

ма InSb/InAs имеет значение рассогласования решеток, равное 6,9 % и очень близкое к таковому для InAs/GaAs (7,2 %). Однако вследствие того, что условия получения квантовых точек InSb на подложке InAs еще не оптимизированы, при выращивании КТ InSb/InAs наряду с малыми КТ на подложке образуются крупные островки, содержащие структурные дефекты.

Основная цель данной работы – определение природы дефектов несоответствия в больших некогерентных квантовых точках антимонида индия – арсенида индия. Для этого проводилось исследование структуры КТ InSb/InAs методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Исходя из экспериментальных результатов, была построена модель структуры таких КТ для проведения вычислений поля смещений и дифракционного контраста методом конечных элементов.

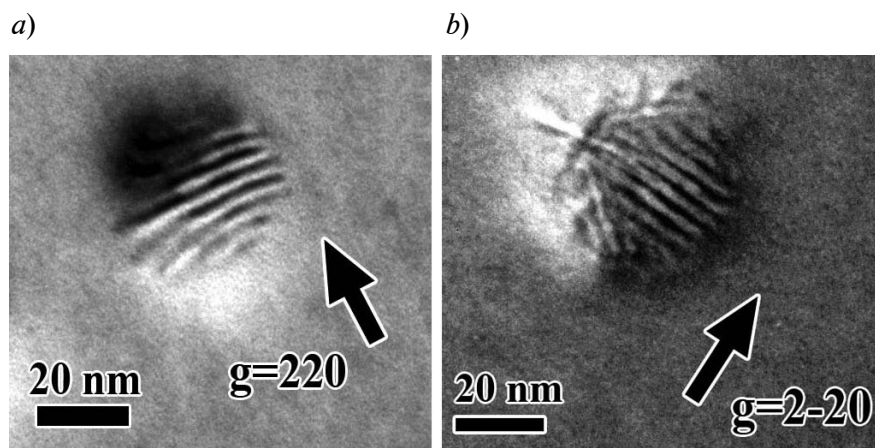


Рис. 1. ПЭМ-изображения малой (а) и большой (b) КТ InSb/InAs в планарной геометрии с картиной муара. Стрелки указывают направления вектора дифракции

### Экспериментальная часть

Экспериментальные образцы были получены с помощью жидкофазной эпитаксии (ЖФЭ) и газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений (МОГФЭ). Эпитаксиальный рост КТ на подложке InAs(001) выполнялся в установке ЖФЭ горизонтального типа со стандартной графитовой кассетой под потоком водорода в широком диапазоне температур 420 – 445 °С, при времени формирования КТ, равном 2 с, и скорости охлаждения системы 0,3 – 0,6 °С/мин. Также эпитаксиальный рост КТ InSb/InAs выполнялся в стандартном горизонтальном реакторе МОГФЭ при атмосферном давлении, при температуре 420 – 440 °С и при скорости подачи атомарного индия в реактор 5,6 – 8,0 мкмоль/мин. Выращивание КТ данными методами подробно описано в работах [1 – 5].

Для исследования КТ InSb/InAs методом ПЭМ образцы были подготовлены в соответствии со стандартной процедурой, с предварительным механическим утоньшением и последующей полировкой ионным пучком (энергия пучка ионов аргона – 4 кэВ). Исследование выполнялось на просвечивающем электронном микроскопе JEOL JEM 2100F с ускоряющим напряжением 200 кВ в режимах дифракции и высокого разрешения в планарной геометрии и в поперечном сечении.

### Экспериментальные результаты

При исследовании квантовых точек методом ПЭМ наблюдалась бимодальность в распределении размеров объектов. Присутствовали малые КТ высотой 5 нм и диаметром 18 – 22 нм, а также большие, с соответствующими размерами 9 – 10 нм и 38 – 50 нм. При изучении поперечного сечения КТ было установлено, что большинство КТ имеют сферическую форму, однако присутствовали квантовые точки трапециевидной формы.

При исследовании объектов в планарной геометрии в двулучевых дифракционных условиях для малых квантовых точек наблюдалась картина классического муара. В работах [6, 7] было показано, что такой муаровый узор появляется вследствие значительного рассогласования периодов решеток подложки и пластически релаксированного, незарощенного островка. Пример такого муара, полученного для малой КТ, приведен на рис. 1, а. Как и в классическом случае, полосы муара расположены перпендикулярно дифракционному вектору, а с поворотом этого вектора они вращаются вместе с ним. Видно, что в отличие от малых, от больших КТ наблюдается муар со сложным узором (рис. 1, б). При изменении направления вектора дифракции  $g$  контраст от большой КТ не поворачивался вместе с ним, а изменялся сам узор (рис. 2). Появ-

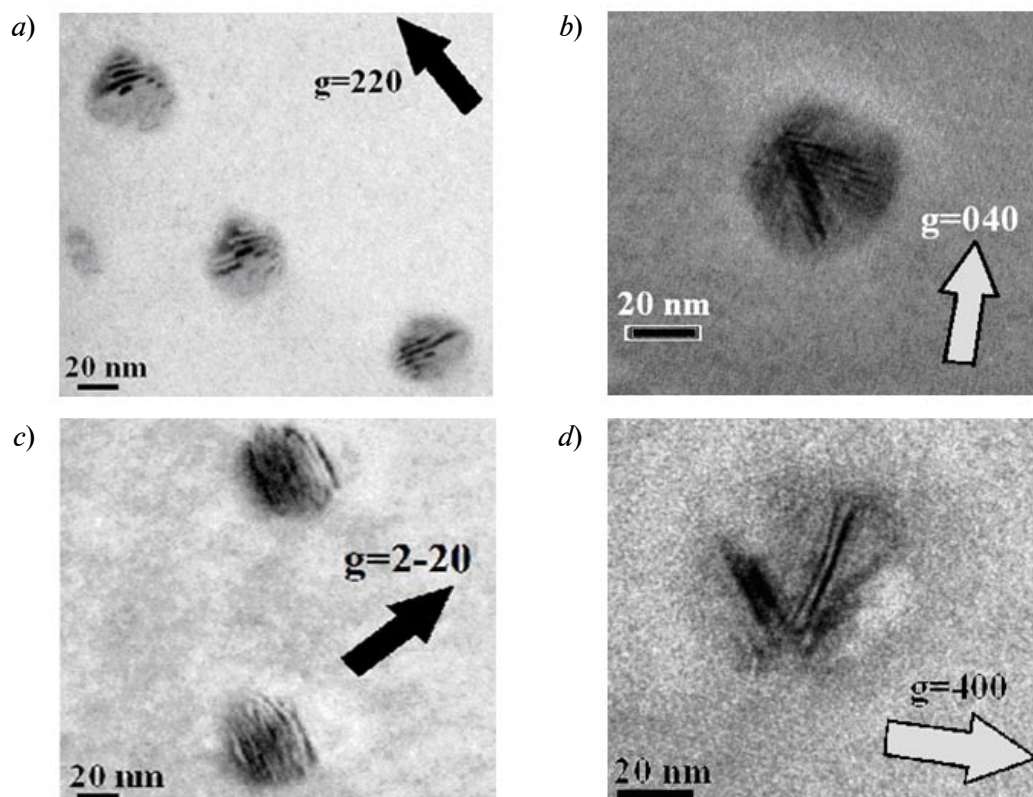


Рис. 2. ПЭМ-изображения больших КТ InSb/InAs в двулучевых дифракционных условиях

ление «галочек» не находит объяснения, если исходить из простых соображений о формировании муара. Однако наблюдаемая картина позволяет сделать заключение об отсутствии оси аксиальной симметрии (001) в КТ и наличии выделенного направления в планарной плоскости.

По электронно-микроскопическим изображениям высокого разрешения было обнаружено присутствие дислокации вблизи

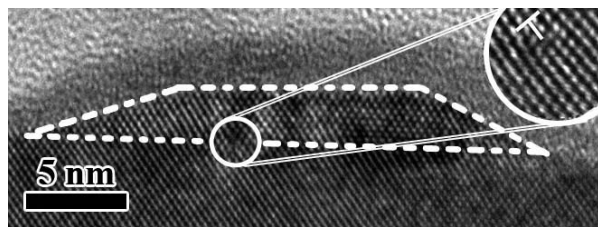


Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение высокого разрешения КТ InSb/InAs (выделена пунктиром) с дислокацией несоответствия (вынесена в увеличенном масштабе)

границы квантовая точка – подложка. Эта дислокация продемонстрирована на изображениях поперечного сечения КТ, где она видна внутри кристаллической решетки (рис. 3). Данный структурный дефект может возникнуть в результате несоответствия параметров решетки КТ и подложки.

#### Моделирование дифракционного контраста

Для выяснения причин появления сложного муара мы моделировали дифракционный контраст от КТ, содержащий дислокацию несоответствия. Для расчета изображений контраста от одиночной квантовой точки InSb на поверхности подложки InAs была построена механическая модель системы и рассчитаны поля смещений.

Из опубликованных данных известно, что в ГЦК-решетке в плоскостях  $\langle 111 \rangle$  на границе квантовая точка – подложка чаще всего встречаются дислокации двух типов: 60-градусная и частичная Франка (ДФ). В хорошо изученной системе InGaAs/GaAs

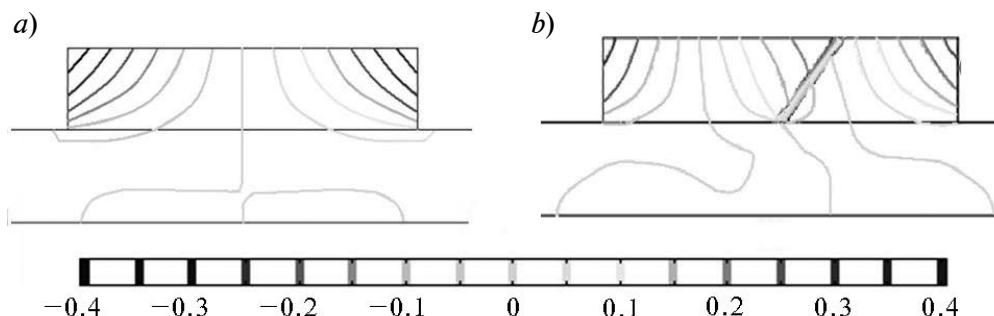


Рис. 4. Расчетная карта равных смещений в КТ цилиндрической формы в отсутствие (а) и при наличии (б) частичной дислокации Франка

на границе некогерентной КТ с подложкой наблюдалась частичная дислокация Франка [8], поэтому именно она была выбрана для построения нашей модели. Дислокация лежит на границе квантовая точка – подложка вдоль направления [110] и характеризуется вектором Бюргерса  $\mathbf{b} = 1/3 [111]$ . Поле смещений внутри и снаружи КТ вычислялось относительно ненапряженного состояния подложки.

Мы рассмотрели квантовые точки цилиндрической, трапециевидной и сферической форм. Последние две наблюдались на эксперименте.

Результаты вычисления поля смещений внутри КТ для построенных моделей показали, что форма КТ слабо влияет на величину и распределение этого поля. Однако независимо от формы КТ, введение ДФ в КТ сильно меняет распределение поля смещений в окружающей ее области и уменьшает величину смещений по краям КТ (почти на 30 %).

В качестве примера на рис. 4 показаны результаты расчета поля смещений для КТ цилиндрической формы. Они позволяют сравнить положение линий равных смещений для КТ для двух рассмотренных случаев: отсутствия и наличия частичной дислокации Франка.

Вычисленные поля смещений использовались для моделирования дифракционного контраста ПЭМ-изображений. Динамическое приближение Хови – Уэлана использовалось для расчета изображений в планарной геометрии КТ, содержащих ДФ. Этот подход применяется для решения за-

дач о дифракции электронов в кристаллах, содержащих дефекты, и содержит два дифференциальных уравнения для амплитуд прошедшей ( $\Phi_0$ ) и дифрагированной ( $\Phi_g$ ) электронных волн:

$$\frac{d\Phi_0(z)}{dz} = \frac{\pi i}{\xi_g} \Phi_g(z) \exp(2\pi i \bar{g} \bar{u});$$

$$\frac{d\Phi_g(z)}{dz} = \frac{\pi i}{\xi_g} \Phi_0(z) \exp(-2\pi i \bar{g} \bar{u}) + 2\pi i s \Phi_g(z),$$

где  $\bar{g}$  – вектор дифракции,  $\xi_g$  – длина экстинкции,  $s$  – параметр отклонения (в наших вычислениях  $s = 0$ ) [9, 10].

### Обсуждение результатов

Результаты расчета контраста показали, что форма островков практически не влияет на получаемый дифракционный контраст. Однако вид дифракционного контраста зависит от величины рассогласования параметров решеток КТ и подложки (рис. 5). Также можно заметить, что картина муара значительно изменяется с поворотом вектора дифракции.

Введение ДФ в КТ также приводит к различным изменениям муара. Как видно из рис. 5, это приводит к появлению дополнительных муаровых полос на контрасте с действующим дифракционным вектором  $g = 220$ . На изображениях контраста со значениями  $g = 400$  и  $0-40$  введение ДФ нарушает симметрию картины. Также видно, что наличие дислокации внутри КТ не отражается на дифракционном контрасте с вектором  $g = 2-20$ .

Увеличение рассогласования парамет-

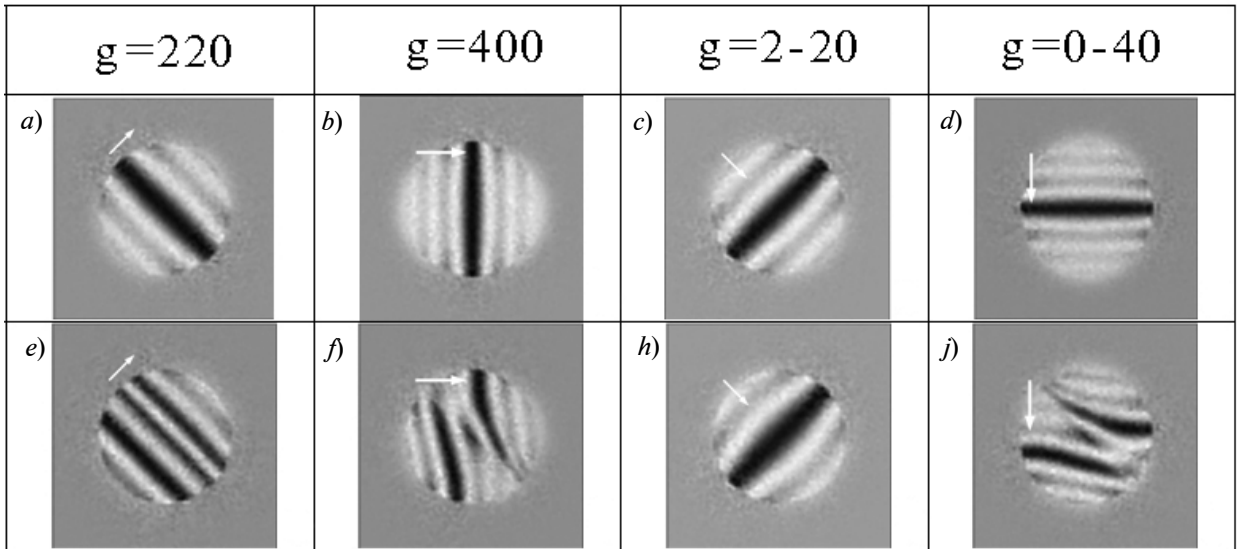


Рис. 5. Результаты моделирования дифракционного контраста от квантовых точек в отсутствие (*a – d*) и при наличии (*e – j*) частичной дислокации Франка; рассогласование периодов решеток подложки и КТ составляет 3 %; белыми стрелками показано направление вектора дифракции

тров решеток КТ и подложки приводит к уменьшению периода муара и, следовательно, к увеличению количества полос.

Сравнение моделированных и экспери-

ментальных изображений (рис. 6) показало, что экспериментальные изображения для малых КТ в отражении  $g = 220$  (см. рис. 6, *d*) по периоду муара и количеству муаровых

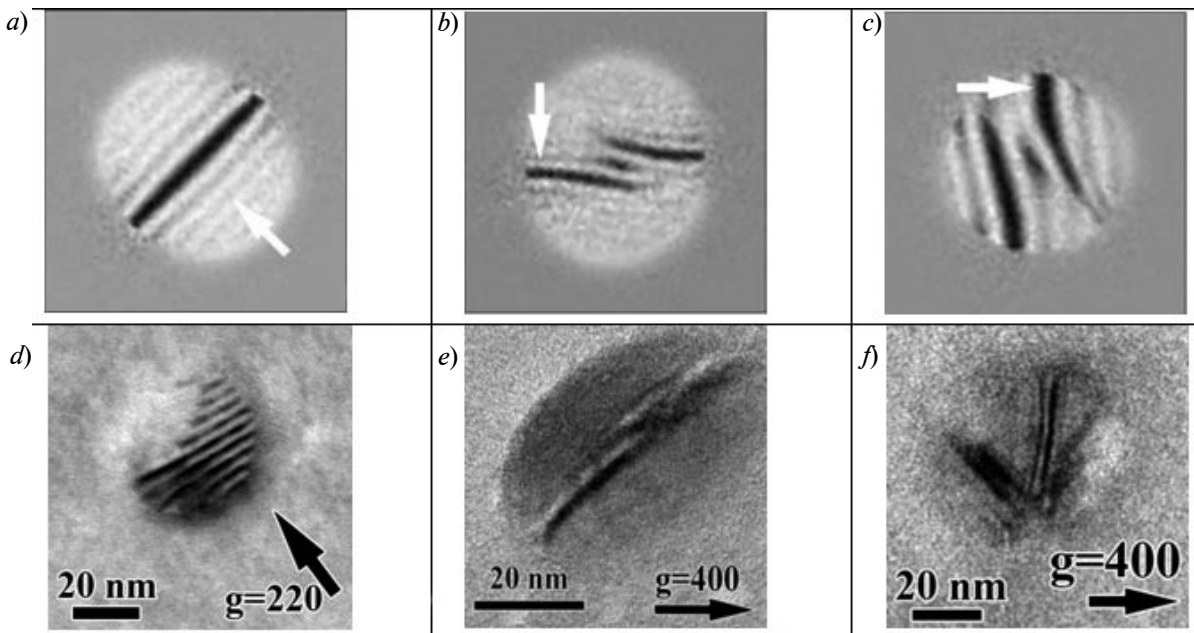


Рис. 6. Сравнение моделированных (*a – c*) и экспериментальных (*d – f*) изображений контраста от КТ InSb в отсутствие (*a*) и при наличии (*b – c*) частичной дислокации Франка; рассогласования периодов решеток подложки и КТ составляют 3 % (*c, f*) и 6 % (*a, b, d, e*); значения дифракционного вектора  $g$ : 2-20 и 220 (*a, d*), 0-40 и 400 (*b, c, e, f*)

полос соответствуют расчетным с 6 %-м рассогласованием решеток (рис. 6, *a*). Это означает, что малые КТ состоят из чистого антимонида индия и не содержат включений мышьяка (или содержат его незначительное количество).

Для 3-х и 6%-го рассогласования на моделированных изображениях контраста с действующим дифракционным вектором  $g = 400$  и 0-40 можно наблюдать характерные «галочки» (рис. 6, *b*, *c*), которые наблюдаются на экспериментальных ПЭМ-изображениях больших КТ (рис. 6, *e*, *f*). Наличие «галочек» подтверждает факт присутствия дефектов несоответствия на границе квантовая точка – подложка для более крупных КТ.

### Заключение

Проведено исследование структуры незарощенной квантовой точки антимонида индия на подложке из арсенида индия с использованием просвечивающей электронной микроскопии и компьютерного моделирования ЭМ-изображений. При изучении дифракционного контраста больших

КТ (высота 9 – 10 нм, диаметр 38 – 50 нм) в планарной геометрии были обнаружены особенности муарового узора. С целью выяснения причин появления сложного муара на ПЭМ-изображениях была впервые построена модель КТ антимонида индия на подложке арсенида индия, которая использовалась для вычисления полей смещений и моделирования дифракционного контраста.

Было установлено, что форма КТ лишь незначительно влияет на величину радиальных смещений в системе. Введение же дислокации несоответствия (частичной дислокации Франка) в КТ при моделировании структуры уменьшает напряжения на краях КТ почти на 30 %.

Моделированные изображения КТ с дислокациями Франка на границе квантовая точка – подложка хорошо коррелируют с экспериментальными ЭМ-изображениями. Таким образом, получены весомые доказательства присутствия в квантовой точке дислокации Франка, позволяющие объяснить экспериментально наблюдаемые особенности муарового узора от квантовой точки.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- [1] Романов В.В., Дементьев П.А., Моисеев К.Д. Особенности формирования наноразмерных объектов в системе InSb/InAs методом газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений // ФТП. 2013. Т. 47. С. 420–425.
- [2] Моисеев К.Д., Пархоменко Я.А., Гущина Е.В. и др. Особенности эпитаксиального роста узкозонных квантовых точек InSb на подложке InAs // ФТП. 2009. Т. 43. С. 1142–1150.
- [3] Моисеев К.Д., Пархоменко Я.А., Анкудинов А.В. и др. Квантовые точки InSb/InAs, полученные методом жидкофазной эпитаксии // Письма в ЖТФ. 2007. Т. 33. С. 50–57.
- [4] Mikhailova M., Stoyanov N., Andreev I., et al. Optoelectronic sensors on GaSb- and InAs-based heterostructures for ecological monitoring and medical diagnostics // Proc. SPIE. Optical Sensing Technology and Applications. 2007. 6585. 658526-9.
- [5] Bert N.A., Nevedomsky V.N., Dement'ev P.A., et al. TEM-study of free-standing self-assembled InSb quantum dots grown on InAs surface // Appl. Surf. Sci. 2013. Vol. 267. Pp. 77–80.
- [6] Bert N.A., Freidin A.B., Kolesnikova A.L., et al. On strain state and pseudo-moire TEM contrast of InSb quantum dots coherently grown on InAs surface // Phys. Status Solidi A. Appl. Mat. 2010. Vol. 207. Pp. 2323–2326.
- [7] Androussi Y., Benabbas T., Lefebvre A. Moiré-like fringes in transmission electron microscopy images of coherently strained semiconductor islands // Ultramicroscopy. 2002. Vol. 93. Pp. 161–167.
- [8] Chen Y., Lin X.W., Z. Liliental Z., et al. Dislocation formation mechanism in strained In<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>As islands grown on GaAs(001) substrates // Appl. Phys. Lett. 1996. Vol. 68. Pp. 111–113.
- [9] Хирш П., Хови А., Николсон Р. и др. Электронная микроскопия тонких кристаллов. М: Мир, 1968. 575 с.
- [10] Williams D.B., Carter C.B. Transmission electron microscopy. A textbook for materials science. P. 2. New York: Plenum Press, 2009.

### СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

**СОКУРА Лилия Александровна** — аспирантка и старший лаборант с высшим профессиональным образованием лаборатории диагностики материалов и структур твердотельной электроники Физико-технического института им. А.Ф. Иоффе РАН.

194021, Российская Федерация, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 26  
sokura@mail.ioffe.ru

**НЕВЕДОМСКИЙ Владимир Николаевич** — научный сотрудник лаборатории диагностики материалов и структур твердотельной электроники Физико-технического института им. А.Ф. Иоффе РАН.

194021, Российская Федерация, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 26  
nevedom@mail.ioffe.ru

**БЕРТ Николай Алексеевич** — кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник лаборатории диагностики материалов и структур твердотельной электроники Физико-технического института им. А.Ф. Иоффе РАН.

194021, Российская Федерация, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 26  
Nikolay.Bert@mail.ioffe.ru

### *Sokura L.A., Nevedomskiy V.N., Bert N.A.* STRUCTURAL FEATURES OF INDIUM ANTIMONIDE QUANTUM DOTS ON THE INDIUM ARSENIDE SUBSTRATE.

The properties of InSb/InAs quantum dots (QDs) have been investigated by transmission electron microscopy (TEM). Specific features of diffraction contrast were discovered in plan-view TEM images of big (9–10 nm in height and 38–50 nm in diameter) InSb QDs. To understand the origin of such distortions in the TEM image the model of InSb QD on InAs substrate containing a partial Frank dislocation (FD) was developed and used for calculations of the displacement field and the subsequent diffraction image simulation of InSb QD for the first time. The shape of QD was established to influence insignificantly on the magnitude of radial displacements. The insertion of a misfit defect (a partial Frank dislocation) into QD reduces the strain at the edges of QD almost by 30%. The comparison of experimental and simulated data allowed us to explain the observed features of the moiré pattern in the image of big InSb QD by the presence of a misfit defect (FD) at the QD-substrate interface.

QUANTUM DOT, ELECTRON MICROSCOPY, SEMICONDUCTOR, MISFIT DISLOCATION.

### REFERENCES

- [1] V.V. Romanov, P.A. Demytyev, K.D. Moiseyev, Specific features of nanosize object formation in an InSb/InAs system by metal-organic vapor-phase epitaxy, Semiconductors. 47 (2013) 443–448.
- [2] K.D. Moiseyev, Ya.A. Parkhomenko, Gushchina Ye.V., A.V. Ankudinov, M.P. Mikhaylova, N.A. Bert, Yu.P. Yakovlev, Specific features of the epitaxial growth of narrow-gap InSb quantum dots on an InAs substrate, Semiconductors. 43 (2009) 1102–1109.
- [3] K.D. Moiseyev, Ya.A. Parkhomenko, A.V. Ankudinov, Ye.V. Gushchina, M.P. Mikhaylova, A.N. Titkov, Yu.P. Yakovlev, InSb/InAs quantum dots grown by liquid phase epitaxy, Tech. Phys. Lett. 33 (2007) 295–298.
- [4] M. Mikhailova, N. Stoyanov, I. Andreev, B. Zhurтанov, S. Kizhaev, E. Kunitsyna, K. Salikhov, Yu. Yakovlev, Optoelectronic sensors on GaSb- and InAs- based heterostructures for ecological monitoring and medical diagnostics, Proc. SPIE, Optical Sensing Technology and Applications. 6585 (2007) 658526–9.
- [5] N.A. Bert, V.N. Nevedomsky, P.A. Dement'ev, K.D. Moiseev, TEM-study of free-standing self-assembled InSb quantum dots grown on InAs surface, Appl. Surf. Sci. 267 (2013) 77–80.
- [6] N.A. Bert, A.B. Freidin, A.L. Kolesnikova, I.K. Korolev, A.E. Romanov, On strain state and pseudo-moiré TEM contrast of InSb quantum dots coherently grown on InAs surface, Phys. Status Solidi A-Appl. Mat. 207 (2010) 2323–2326.
- [7] Y. Androussi, T. Benabbas, A. Lefebvre, Moiré-like fringes in transmission electron microscopy images of coherently strained semiconductor islands, Ultramicroscopy. 93 (2002) 161–167.
- [8] Y. Chen, X.W. Lin, Z. Liliental-Weber, J. Washburn, J.F. Klem, J.Y. Tsao, Dislocation

formation mechanism in strained  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  islands grown on  $\text{GaAs}(001)$  substrates, *Appl. Phys. Lett.* 68 (1996) 111–113.

[9] **P. Hirsch, A. Howie, R.B. Nicholson, D.W. Pashley, M.J. Whelan**, *Electron Microscopy of Thin*

*Crystals*. New York: Robert E. Krieger Publishing, 1968.

[10] **D.B. Williams, C.B. Carter**, *Transmission Electron Microscopy, A Textbook for Materials Science, Part 2*, New York, Plenum Press, 2009.

#### THE AUTHORS

**SOKURA Liliya A.**

*Ioffe Physical Technical Institute of the Russian Academy of Sciences*  
26, Politekhnicheskaya St., St. Petersburg, 194021, Russian Federation  
sokura@mail.ioffe.ru

**NEVEDOMSKIY Vladimir N.**

*Ioffe Physical Technical Institute of the Russian Academy of Sciences*  
26, Politekhnicheskaya St., St. Petersburg, 194021, Russian Federation  
nevedom@mail.ioffe.ru

**BERT Nikolay A.**

*Ioffe Physical Technical Institute of the Russian Academy of Sciences*  
26, Politekhnicheskaya St., St. Petersburg, 194021, Russian Federation  
Nikolay.Bert@mail.ioffe.ru