

# Влияние легирующих изовалентных примесей $\text{Bi}$ на формирование однородных когерентно-напряженных квантовых точек $\text{InAs}$ в матрице $\text{GaAs}$

© Р.М. Пелешак, С.К. Губа\*<sup>¶</sup>, О.В. Кузык, И.В. Курило\*, О.О. Данькив

Дрогобычский государственный педагогический университет им. Ивана Франко,  
82100 Дрогобыч, Украина

\* Национальный университет „Львовская политехника“,  
79013 Львов, Украина

(Получена 30 января 2012 г. Принята к печати 6 июня 2012 г.)

В рамках модели деформационного потенциала рассчитаны распределения всесторонней деформации в материале квантовых точек  $\text{InAs}$  с примесью  $\text{Bi}^{3+}$  в матрице  $\text{GaAs}$ . Получены зависимости деформации материала сферических квантовых точек  $\text{InAs}$  с примесью замещения ( $\text{Bi} \rightarrow \text{As}$ ) и внедрения ( $\text{Bi}$ ) от размера квантовой точки. Обсуждается качественное сопоставление модели с экспериментом. Получены данные о влиянии легирования на морфологию самоорганизованных квантовых точек  $\text{InAs}$ :  $\text{Bi}$  в матрице  $\text{GaAs}$ .

## 1. Введение

В последнее время развивается новый подход к управлению свойствами полупроводниковых гетероструктур с квантовыми точками, основанный на введении в квантовую точку единичного атома примеси [1]. Данная задача является перспективной для современной оптоэлектроники, в частности для создания одноэлектронных приборов, которые могут найти применение в квантовом компьютере [2]. Достижения в развитии нанотехнологии и физики наноструктур привели в последние годы к практической реализации разного рода оптоэлектронных приборов на базе массивов квантовых точек (КТ)  $\text{InAs}$  на широкозонной подложке  $\text{GaAs}$  [3–6]. Одним из способов образования упорядоченных массивов КТ является их самоорганизация на поверхности кристалла. Кинетика эпитаксиального роста и распределение напряжений в системе КТ–матрица влияют на размер, форму и расположение КТ в матрице [6–8]. Исключительные свойства структур с КТ проявятся лишь в том случае, если КТ как можно более однородные по форме и размерам, а массив КТ обладает высокой плотностью (порядка  $10^{11} \text{ см}^{-2}$ ). Поэтому основной задачей при выращивании КТ является управление их морфологией: средним размером, плотностью, однородностью и др. Всеми этими параметрами КТ можно управлять, изменяя технологические параметры процесса роста [9–11]. Другой подход к управлению свойствами полупроводниковых гетероструктур с КТ базируется на введении в КТ единичного атома примеси [1,2]. Изовалентное легирование монокристаллических материалов является важным инструментом для решения многих практических задач. Одной из них является очистка соединений  $\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{V}}$  от неконтролируемых примесей изовалентной примесью  $\text{Bi}$  [12,13]. В связи с этим для более глубокого понимания механизма формирования массива КТ  $\text{InAs}$  при их изовалентном легировании  $\text{Bi}$  во время выращивания и получения более однородных квантовых точек

актуальной становится задача создания аналитической модели напряженной КТ  $\text{InAs}$  с изовалентной примесью. Эта модель должна описать следующие физические явления:

— влияние деформационно-индуцируемой диффузии адсорбируемых атомов на форму и размер квантовой точки;

— взаимодействия полей локальных механических напряжений с формируемым массивом КТ  $\text{InAs}$  и их влияние на размер, форму и расположение КТ в матрице.

Поэтому цель данной работы заключается в описании в рамках модели деформационного потенциала влияния изовалентной примеси  $\text{Bi}$  в КТ  $\text{InAs}$  для системы  $\text{InAs}/\text{GaAs}$  на формирование и морфологию КТ  $\text{InAs}$ . В статье представлены результаты исследования наногетеросистемы  $\text{InAs}/\text{GaAs}$  с напряженными квантовыми точками  $\text{InAs}$  сферической симметрии с изовалентной примесью  $\text{Bi}$ .

## 2. Модель напряженной квантовой точки с примесью

Процесс формирования напряженных КТ в соответствии с методом Странского–Крастанова [14] в напряженной наногетеросистеме осуществляется в 2 этапа. На первом этапе происходит рост псевдоморфного напряженного слоя  $\text{InAs}$ . При достижении им критической толщины (1.5–1.7 монослоя) следует второй этап — спонтанный распад псевдоморфного слоя на систему кристаллических островков КТ и смачивающий слой  $\text{InAs}$  толщиной около 1 монослоя [15]. Такой распад вызван релаксацией упругих напряжений, которые возникают в гетероэпитаксиальной системе при несоответствии параметров решеток

$$f = \frac{a^{\text{InAs}} - a^{\text{GaAs}}}{a^{\text{InAs}}} \approx 7\%,$$

и разными коэффициентами термического расширения подложки  $\text{GaAs}$  и эпитаксиального слоя  $\text{InAs}$

<sup>¶</sup> E-mail: gubask@polynet.lviv.ua

( $\alpha_t^{\text{InAs}} = 4.5 \cdot 10^{-6}$  град $^{-1}$ ,  $\alpha_t^{\text{GaAs}} = 5.9 \cdot 10^{-6}$  град $^{-1}$  [16]). Наибольшее уменьшение свободной энергии системы достигается при определенной форме (пирамидальной) и размерах возникающих трехмерных островков КТ. В реальных системах размеры и форма отдельных КТ отклоняются от равновесных за счет неоднородных деформаций, которые возникают в гетеросистеме.

В системе напряженных островков есть два источника полей упругих напряжений: с одной стороны, несоответствие параметров решеток материала КТ и подложки и, с другой стороны, прыжок тензора поверхностного натяжения на ребрах островков. Соответственно упругая энергия равняется сумме энергии объемной упругой релаксации, энергии упругой релаксации на ребрах островка и энергии взаимодействия двух упругих полей [17].

В одной статье будут рассматриваться КТ, которые не имеют четко выраженной кристаллографической грани, в частности такие, форма которых приближенно отображает сферическую симметрию. Например, в гетеросистеме InAs/GaAs (001) такие КТ будут формироваться при толщине наращиваемого слоя InAs порядка 2 монослоев [15,18]. Поэтому в дальнейшем вкладом ребер островка в энергию упругой релаксации пренебрегаем.

Чтобы свести задачу с большим количеством КТ к задаче с одной КТ, было сделано следующее приближение: энергия попарного упругого взаимодействия КТ заменена энергией взаимодействия каждой КТ с усредненным полем упругой деформации  $\sigma_{\text{eff}}$  всех остальных КТ.

Поскольку постоянная решетки наращиваемого материала InAs ( $a_1 = 6.08 \text{ \AA}$  [19]) больше, чем матрицы GaAs ( $a_2 = 5.65 \text{ \AA}$  [19]), при гетероэпитаксиальном наращивании в пределах псевдоморфного роста InAs на слой GaAs материал InAs поддается деформации сжатия, а GaAs — растяжения. Таким образом, сферическая КТ радиусом  $R_0$  представляется упругим дилатационным микровключением в виде упругой сферы (сплошная тонкая линия на рис. 1), помещенным в сферическую полость в матрице GaAs (пунктирная линия на рис. 1). Объем полости меньше объема микровключения на  $\Delta V$ .

Чтобы вложить такое сферическое микровключение, необходимо его сжать и растянуть окружающую матрицу GaAs в радиальных направлениях. Результат одновременного действия деформаций контактирующих наноматериалов (сплошная толстая линия на рис. 1) описывается изменением объема  $\Delta V$  через параметр  $f$  [20]:

$$\Delta V = f 4\pi R_0^3. \quad (1)$$

Рассмотрим сферическую КТ радиусом  $R_0$ , помещенную в полупроводниковую матрицу радиуса  $R_1$ , в центре которой содержится изовалентная примесь.

Для определения компонентов тензора деформации  $\varepsilon_{ik}^{(i)}$  необходимо найти явный вид смещений атомов  $u_r^{(1)}$ ,  $u_r^{(2)}$  в материалах InAs и GaAs соответственно. Уравнение равновесия в случае КТ с имплантированной

примесью будет иметь вид [20]:

$$\nabla \text{div} \mathbf{u} = -D_1 \mathbf{F}^{(1)}(\mathbf{r}); \quad (2)$$

$$D_1 = \frac{(1 + v_1)(1 - 2v_1)}{E_1(1 - v_1)};$$

$$\mathbf{F}^{(1)} = \frac{2\Delta\Omega}{3\pi^{3/2}} \left( C_{11}^{(1)} + 2C_{12}^{(1)} \right) \frac{1}{r_0^5} r e^{-r^2/r_0^2} \mathbf{n}; \quad \mathbf{n} = \frac{\mathbf{r}}{|\mathbf{r}|},$$

где  $\mathbf{F}^{(1)}$  — объемная сила, созданная примесью в КТ;  $\Delta\Omega$  — изменение объема материала КТ, обусловленное наличием изовалентной примеси;  $r_0$  — эффективный радиус атома примеси;  $v_i$ ,  $E_i$  — коэффициент Пуассона и модуль Юнга материала КТ и окружающей матрицы, которые выражаются известным образом [20] через упругие постоянные  $C_{11}^{(i)}$  и  $C_{12}^{(i)}$  этих материалов.

Решение уравнения (2) в сферических координатах имеет вид:

$$u_r^{(1)} = C_1 r + \frac{C_2}{r^2} - \frac{AD_1 r_0^4 e^{-r^2/r_0^2}}{4r} + \frac{AD_1 \sqrt{\pi} r_0^5 \text{Erf}(r/r_0)}{8r^2}, \quad (3)$$

$$0 \leq r \leq R_0,$$

где

$$A = \frac{2\Delta\Omega}{3\pi^{3/2}} \left( C_{11}^{(1)} + 2C_{12}^{(1)} \right) \frac{1}{r_0^5}.$$

Поскольку в точке  $r = 0$  смещение должно быть конечным, в решении (3) следует положить  $C_2 = 0$ .

Смещение атомов в материале матрицы GaAs имеет вид:

$$u_r^{(2)} = C_3 r + \frac{C_4}{r^2}, \quad R_0 \leq r \leq R_1.$$

Поле смещений определяет следующие компоненты тензора деформации:

$$\varepsilon_{rr}^{(1)} = C_1 + \frac{AD_1 r_0^2 (r^2 + r_0^2) e^{-r^2/r_0^2}}{2r^2} - \frac{AD_1 \sqrt{\pi} r_0^5 \text{Erf}(r/r_0)}{4r^3},$$

$$\varepsilon_{\varphi\varphi}^{(1)} = \varepsilon_{\theta\theta}^{(1)} = C_1 - \frac{AD_1 r_0^4 e^{-r^2/r_0^2}}{4r^2} + \frac{AD_1 \sqrt{\pi} r_0^5 \text{Erf}(r/r_0)}{8r^3},$$

$$\varepsilon_{rr}^{(2)} = C_3 - \frac{2C_4}{r^3},$$

$$\varepsilon_{\varphi\varphi}^{(2)} = \varepsilon_{\theta\theta}^{(2)} = C_3 + \frac{C_4}{r^3}.$$

Коэффициенты  $C_1$ ,  $C_3$ ,  $C_4$  находятся из решения системы граничных условий

$$\begin{cases} 4\pi R_0^2 \left( u_r^{(2)}|_{r=R_0} - u_r^{(1)}|_{r=R_0} \right) = \Delta V, \\ \sigma_{rr}^{(1)}|_{r=R_0} = \sigma_{rr}^{(2)}|_{r=R_0} - P_L, \\ \sigma_{rr}^{(2)}|_{r=R_1} = \sigma_{\text{eff}}, \end{cases} \quad P_L = \frac{2\gamma\varepsilon^{(1)}}{R_0} \quad (4)$$

(левая часть первого из уравнений системы (4) равняется геометрической разнице  $\Delta V$  объемов микровключения и полости в матрице GaAs, изображенных на рис. 1);  $P_L$  — лапласовское давление;  $2\gamma\varepsilon^{(1)}$  — поверхностная

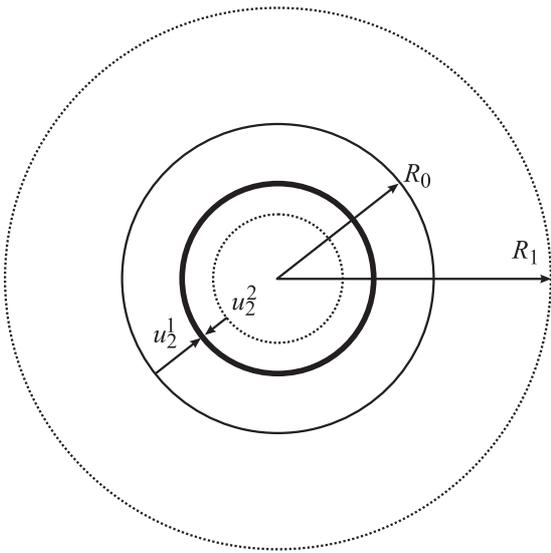


Рис. 1. Модель напряженной квантовой точки сферической симметрии.

энергия КТ (InAs), которая является функцией тензора поверхностного напряжения и деформации КТ [21]:

$$\gamma \varepsilon^{(1)} = \gamma(0) + \sum_{i,j} \sigma_{ij}^{(1)} \varepsilon_{ij}^{(1)} + \frac{1}{2} \sum_{i,j,k,l} \varepsilon_{ij}^{(1)}(1) s_{ijkl}^{(1)} \varepsilon_{kl}^{(1)} + \dots$$

Здесь  $\varepsilon_{ij}^{(1)}$ ,  $\sigma_{ij}^{(1)}$  — соответственно тензор деформации и терзор поверхностного напряжения квантовой точки,  $s_{ijkl}^{(1)}$  — тензор напряжений 2-го порядка.

Механические напряжения  $\sigma_{rr}^{(1)}$  и  $\sigma_{rr}^{(2)}$  в материалах квантовой точки и матрицы определяются следующим образом [22]:

$$\sigma_{rr}^{(i)} = \frac{E_i}{(1 + \nu_i)(1 - 2\nu_i)} \left[ (1 - \nu_i) \varepsilon_{rr}^{(i)} + \nu_i (\varepsilon_{\varphi\varphi}^{(i)} + \varepsilon_{\theta\theta}^{(i)}) \right]. \tag{5}$$

### 3. Результаты и их обсуждение

Расчет компонентов тензора деформации был проведен для наногетеросистемы InAs/GaAs с напряженными квантовыми точками InAs сферической симметрии с ионизированной примесью Bi при следующих значениях параметров [16,19,21]:

$$\begin{aligned} C_{11}^{(1)} &= 0.833 \text{ Мбар}, & C_{12}^{(1)} &= 0.453 \text{ Мбар}, \\ C_{11}^{(2)} &= 1.223 \text{ Мбар}, & C_{12}^{(2)} &= 0.571 \text{ Мбар}; \\ D_{001}^{(1)} &= 1.088, & D_{001}^{(2)} &= 0.934; \end{aligned}$$

$$\gamma(0) = 0.567 \text{ Н/м}; \quad \sigma_{\text{eff}} = 10^9 \text{ Н/м}^2; \quad R_1 = 500 \text{ \AA}.$$

Расчеты проводились для двух случаев: 1)  $\text{Bi}^{3+}$  замещает  $\text{As}^{3+}$ ; 2) примесь Bi находится в междоузлии полупрозрачного материала InAs. В первом случае ионный

радиус  $\text{Bi}^{3+}$  ( $r_0 = 0.12 \text{ нм}$ ) больше ионного радиуса  $\text{As}^{3+}$  ( $r_{\text{As}} = 0.069 \text{ нм}$ ), что приводит к увеличению объема КТ на величину  $\Delta\Omega = \frac{4}{3}\pi(r_0^3 - r_{\text{As}}^3)$ . Во втором случае увеличение объема КТ  $\Delta\Omega = a_{\text{Bi}}^3$  [23], где  $a_{\text{Bi}} = 0.475 \text{ нм}$  — параметр решетки Bi.

На рис. 2, 3 представлено распределение всесторонней деформации  $\text{Sp} \varepsilon^{(1)}(r)$  в материале КТ InAs с примесью  $\text{Bi}^{3+}$ , которая замещает в узле атом As (рис. 2) или находится в междоузлии (рис. 3).

В обоих случаях примесь является центром растяжения и в окрестности примеси характер деформации изменяется на противоположный. По мере отдаления от центра КТ всестороннее сжатие ее материала монотонно растет к значению, которое практически не отличается от деформации всестороннего сжатия материала беспримесной КТ, возникающей за счет несоответствия параметров решеток контактирующих материалов. В первом случае деформация растяжения, возникающая в окрестности примеси, больше по величине и более локализована вблизи центра КТ. Это объясняется тем, что эффективный радиус упругого действия дефекта замещения является значительно меньшим, чем междоузельного атома ( $r_0 - r_{\text{As}} \ll a_{\text{Bi}}$ ).

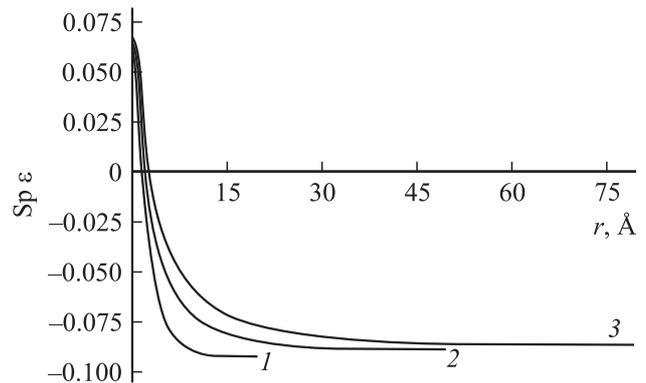


Рис. 2. Всесторонняя деформация материала квантовой точки InAs с примесью замещения  $\text{Bi}^{3+}$  при разных радиусах квантовой точки  $R_0$ , нм: 2 (1), 5 (2), 8 (3).

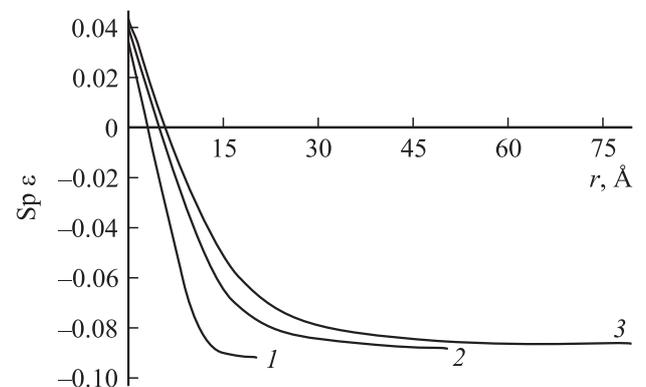


Рис. 3. Всесторонняя деформация материала квантовой точки InAs с примесью внедрения  $\text{Bi}^{3+}$  при разных радиусах квантовой точки  $R_0$ , нм: 2 (1), 5 (2), 8 (3).

Моноotonно уменьшающийся характер зависимости  $\text{Sp } \varepsilon^{(1)} = f(R_0)$  обусловлен уменьшением влияния поверхностных сил давления Лапласа, формула (4), с увеличением размера КТ.

Из рис. 2, 3 следует, что за счет наличия примеси в КТ распределение деформации является пространственно неоднородным, что приводит к возникновению силы, действующей на дефект  $F(x) = \theta_d \frac{\partial \varepsilon(x)}{\partial x}$  [24]. Эта сила порождает дополнительный деформационный поток атомов  $j_d = vN_d$ , где  $v = \frac{D\theta_d}{kT} \frac{\partial \varepsilon(x)}{\partial x}$  — скорость атомов, возникающая за счет градиента деформации в квантовой точке ( $D$  — коэффициент диффузии,  $k$  — постоянная Больцмана,  $T$  — температура,  $\theta_d = K_A \Delta \Omega$  — потенциал деформации,  $K_A$  — модуль упругости). Направление потока атомов определяется знаками деформационного потенциала и градиента деформации, т.е. дефекты, являющиеся центрами растяжения ( $\theta_d > 0$ ), накапливаются в области материала с деформацией относительного растяжения, а дефекты, являющиеся центрами сжатия ( $\theta_d < 0$ ), накапливаются в области материала с деформацией относительного сжатия. Поскольку ковалентный радиус In больше, чем ковалентный радиус Ga, атомы In можно рассматривать как центры растяжения. Деформационный поток, противоположный к обычному градиентному потоку, будет способствовать локализации атомов In в КТ и соответственно ограничению их миграционной подвижности. Это должно проявиться в повышении однородности по размерам КТ, что и наблюдается экспериментально [25].

Кроме того, наличие примеси  $Vi$  в КТ изменяет среднее значение деформации ( $\bar{\varepsilon} = \frac{4\pi}{V} \int_0^{R_0} \text{Sp } \varepsilon(r) r^2 dr$ , где  $V$  — объем квантовой точки) и соответственно величину поверхностной энергии массива трехмерных когерентно-напряженных островков. В [3] показано, что характер зависимости поверхностной энергии от размера островков определяется параметром  $\alpha$  (формулы (14), (15) в работе [3]), который равняется относительному изменению поверхностной энергии при образовании одного островка. Изменение величины деформации за счет примеси  $Vi$  приводит к уменьшению параметра  $\alpha$ , и соответственно система островков становится более стойкой относительно коалесценции [3].

#### 4. Заключение

В работе развита теоретическая модель деформации сферических квантовых точек, легированных изовалентной примесью. Эта модель качественно объясняет экспериментальные данные по созданию массива однородных КТ InAs, легированных  $Vi$  [25]. Висмут не является электрически активной примесью, т.е. не увеличивает концентрацию носителей заряда, но существенно изменяет условия формирования КТ за счет индуцированного диффузионно-деформационного потока. При этом роль

$Vi$  заключается как в ограничении миграционной подвижности атомов In и As при самоорганизации слоя КТ, так и во влиянии на поверхностную энергию. Установлено, что можно существенно подавить процесс коалесценции и тем же повысить однородность островков по размерам, если в процессе осаждения InAs легировать его изовалентной мышьяку примесью  $Vi$ . Таким образом, легирование висмутом слоя КТ InAs в процессе его образования и самоорганизации на поверхности GaAs способствует росту более однородных по размерам островков (КТ). Дальнейшее развитие модели связано с учетом роли смачивающего слоя и влияния легирующей  $Vi$  примеси на дислоцированные кластеры, которые являются основными дефектами в гетероструктурах с КТ.

#### Список литературы

- [1] Л.Е. Воробьев, В.Ю. Паневин, Н.К. Федосов, Д.А. Фирсов, В.А. Шальгин, А.Д. Andreev, Ю.Б. Самсоненко, А.А. Тонких, Г.Э. Цырлин, Н.В. Крыжановская, В.М. Устинов, S. Hanna, A. Seilmeier, N.D. Zakharov, P. Werner. *ФТП*, **39**, 59 (2005).
- [2] В.В. Светухин, С.В. Булярский, Д.В. Санчишин. *Письма ЖТФ*, **30**, 9 (2004).
- [3] Н.Н. Леденцов, В.М. Устинов, В.А. Шукин, П.С. Копьев, Ж.И. Алфёров, Д. Бимберг. *ФТП*, **32**, 385 (1998).
- [4] В.П. Евтихийев, О.В. Константинов. *ФТП*, **36**, 79 (2002).
- [5] N.N. Ledentsov, V.A. Schukin, T. Kettler, K. Posilovic, D. Bimberg, L.Y. Karachinsky, A.Y. Gladyshev, M.V. Maximov, L.I. Novikov, Y.M. Shernakov, A.E. Zhukov, V.M. Ustinov, A.R. Kovsh. *J. Cryst. Growth*, **301**, 914 (2007).
- [6] Б.В. Новиков, Г.Г. Зегря, Р.М. Пелешак, О.О. Данькив, В.А. Гайсин, В.Г. Талалаев, И.В. Шторм, Г.Э. Цырлин. *ФТП*, **42**, 1094 (2008).
- [7] V.A. Shchukin, D. Bimberg. *Appl. Phys. A*, **67**, 687 (1998).
- [8] В.Г. Дубровский, Ю.Г. Мусихин, Г.Э. Цырлин, В.А. Егоров, Н.К. Поляков, Ю.Б. Самсоненко, А.А. Тонких, Н.В. Крыжановская, Н.В. Берг, В.М. Устинов. *ФТП*, **38**, 342 (2004).
- [9] V.F. Osipov, F. Schenitt, S.A. Kukushkin, P. Hess. *Appl. Surf. Sci.*, **188**, 156 (2002).
- [10] V.G. Dubrovskii, G.E. Cirlin, V.M. Ustinov. *Phys. Rev. B*, **68**, 075 409 (2003).
- [11] В.Г. Дубровский, Н.В. Сибирев. *Письма ЖТФ*, **31**, 58 (2005).
- [12] В.К. Баженов, В.И. Фистуль. *ФТП*, **18**, 1345 (1984).
- [13] S.K. Guba, I.V. Kurilo. *Functional Mater.*, **8**, 234 (2001).
- [14] Р.Д. Венгреневич, Ю.В. Гудыма, С.В. Ярема. *ФТП*, **35**, 1440 (2001).
- [15] В.Г. Талалаев, Б.В. Новиков, С.Ю. Вербин, А.Б. Новиков, Д.Ш. Тхак, Г. Гобш, Р. Гольдхан, Н. Штейн, А. Голомбек, Г.Э. Цырлин, В.Н. Петров, В.М. Устинов, А.Е. Жуков, А.Ю. Егоров. *ФТП*, **34**, 467 (2000).
- [16] G. Chris, Van de Walle. *Phys. Rev. B*, **39**, 1871 (1989).
- [17] V.A. Shchukin, N.N. Ledentsov, P.S. Kop'ev, D. Bimberg. *Phys. Rev. Lett.*, **75**, 2968 (1995).
- [18] Z.M. Wang, K. Holmes, Yu.I. Mazyr, G.J. Salamo. *Appl. Phys. Lett.*, **84**, 1931 (2004).
- [19] A. Qteish, R.J. Needs. *Phys. Rev. B*, **45**, 1317 (1992).
- [20] К. Теодосиу. *Упругие модели дефектов в кристаллах* (М., Мир, 1985).

- [21] N. Moll, M. Scheffler, E. Pehlke. Phys. Rev. B, **58**, 4566 (1998).
- [22] Л.Д. Ландау, Е.М. Лифшиц. *Теория упругости* (М., Наука, 1965).
- [23] А.М. Косевич. *Теория кристаллической решетки* (Киев, Вища шк., 1988).
- [24] В.И. Емельянов, И.М. Панин. ФТТ, **39**, 2029 (1997).
- [25] Б.Н. Звонков, И.А. Карпович, Н.В. Байдусь, Д.О. Филатов, С.В. Морозов. ФТП, **35**, 92 (2001).

*Редактор Т.А. Полянская*

### **Influence of the doping isovalent impurity Bi on formation of homogeneous coherently strained quantum dots InAs in matrix GaAs**

*R.M. Peleshchak, S.K. Guba\*, O.V. Kuzyk, I.V. Kurilo\*, O.O. Dankiv*

Franko Drogobych State Pedagogical University,  
82100 Drogobych, Ukraine

\* Lviv Polytechnic National University,  
79013 Lviv, Ukraine

**Abstract** Within the framework of model of deformation potential distributions of comprehensive deformation in material of quantum dots of InAs with the impurity of  $\text{Bi}^{3+}$  in the matrix of GaAs have been calculated. Dependence of deformation of material of spherical quantum dots of InAs with a replacement impurity ( $\text{Bi} \rightarrow \text{As}$ ) and introductions Bi from the size of a quantum dots have been received. Qualitative comparison of model to experiment is discussed. The data about influence of doping on morphology of self-organised quantum dots InAs : Bi in matrix GaAs is obtained.