МЕТОДЫ И ТЕХНИКА ИЗМЕРЕНИЙ
MEASUREMENT METHODS AND TECHNOLOGY

УДК 539.25; 620.187.3

Исследование структуры и состава напряженного эпитаксиального слоя в гетерокомпозиции InAlAs/GaAs(100) методами просвечивающей электронной микроскопии

М.В. Ловыгин[1], Н.И. Боргардт[1], А.С. Бугаев[2], Р.Л. Волков[1], М. Зайбт[3]

[1]Национальный исследовательский университет «МИЭТ»
[2]Институт сверхвысокочастотной полупроводниковой электроники РАН
[3]4-й Физический институт Геттингенского университета (Германия)

Studies on Structure and Composition of Strained Epitaxial Layer in Heterostructure InAlAs/GaAs(100) by Transmission Electron Microscopy

M.V.Lovygin[1], N.I.Borgardt[1], A.S.Bugaev[2], R.L.Volkov[1], M.Seibt[3]

[1]National Research University of Electronic Technology, Moscow
[2]Institute of Ultra-High Frequency Semiconductor Electronics, Moscow Russian Academy of Sciences
[3]4 Physical Institute, Göttingen University (Germany)

Представлены результаты электронно-микроскопических исследований эпитаксиального слоя InAlAs на подложке GaAs(100). Установлено, что на границе раздела материалов присутствуют дислокации несоответствия, а в слое имеются остаточные деформации, искажающие решетку. В результате измерения параметров решетки слоя вдоль направления роста и перпендикулярно ему вдали от дислокаций несоответствия локально вычислен номинальный параметр решетки слоя и определена доля индия.

Ключевые слова: арсенид галлия; арсенид индия-алюминия; молекулярно-лучевая эпитаксия; дислокации несоответствия; тетрагональное искажение; просвечивающая электронная микроскопия.

The results of the electron microscopy studies of a thin InAlAs epitaxial layer on the GaAs(100) substrate have been reported. The misfit dislocations at the heterointerface have been revealed, however, a residual strain has been found to exist in the layer, which distorts its lattice. By measuring the layer lattice parameters along the growth direction and perpendicular to it away from the

© М.В. Ловыгин, Н.И. Боргардт, А.С. Бугаев, Р.Л. Волков, М. Зайбт, 2015

misfit dislocations, the nominal lattice parameter has been locally calculated and the indium content has been found.

Keywords: gallium arsenide; indium aluminum arsenide; misfit dislocations; tetragonal distortion; molecular beam epitaxy; transmission electron microscopy.

Введение. Полупроводниковые гетероструктуры с эпитаксиальными слоями на основе соединений $A^{III}B^{V}$ находят множество применений в опто- и сверхвысокочастотной электронике. В частности, квантоворазмерные полупроводниковые элементы широко используются при создании излучательных приборов [1, 2], а также солнечных элементов [3]. Электрофизические свойства таких устройств находятся в прямой зависимости от структуры и химического состава входящих в них слоев, проблема контроля которого является актуальной [4].

С уменьшением размеров рабочих элементов до значений менее 100 нм для их исследования применимы методы, имеющие достаточное пространственное разрешение, в частности просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ). С помощью этого метода возможно проводить детальные структурные исследования эпитаксиальных гетероструктур [5, 6]. Высокоразрешающая электронная микроскопия (ВРЭМ) позволяет получать информацию об образце с атомарным разрешением [7].

Для изучения наноразмерных псевдоморфных эпитаксиальных структур в работе [8] предложен подход, основанный на цифровом анализе высокоразрешающих микрофотографий и позволяющий с использованием известного правила Вегарда устанавливать связь локального параметра решетки исследуемого материала с его составом. При проведении расчетов учитываются тетрагональные искажения кристаллических решеток, возникающие из-за рассогласования параметров решеток эпитаксиально выращенного материала и подложки. Однако в ходе анализа не принимается во внимание влияние поля деформаций кристаллической решетки, вызванных дислокациями несоответствия (ДН), которые образуются в случае достаточно толстых эпитаксиальных слоев.

В настоящей работе приводятся результаты исследования приграничных областей гетероструктуры InAlAs/GaAs(100) методами ПЭМ и ВРЭМ. По электронограммам и темнопольным изображениям образца планарного сечения исследовались средние деформации кристаллической решетки и дислокационная структура эпитаксиального слоя $In_{0,1}Al_{0,9}As$. Для изучения локальных вариаций параметров его решетки вдоль направления роста и непосредственного определения содержание индия в слое выполнен цифровой анализ высокоразрешающих изображений образца поперечного сечения.

Материалы и методы. Исследуемые слои входят в состав транзисторной структуры (рис. 1) с высокой подвижностью электронов (HEMT-структуры), полученной методом молекулярно-лучевой эпитаксии при температуре около 400 °C на отклоненной на 2° подложке GaAs(100). На подложке последовательно выращены сверхрешетка AlAs/GaAs, буферный слой GaAs, метаморфный буфер, состоящий из нескольких слоев $In_xAl_{1-x}As$ с меняющейся долей индия, и рабочие слои прибора.

Для исследования из метаморфного буфера выбран первый слой $In_xAl_{1-x}As$ толщиной 200 нм с номинальным содержанием индия 10%. Образец планарного сечения приготовлен методом фокусированного ионного пучка. Он имеет ступенчатый профиль (рис. 2), что позволяет изучать на одном образце области, соответствующие разным слоям выращенной структуры и содержащие границы их раздела. Образец поперечного сечения приготовлен с помощью механической шлифовки и полировки с последующим финишным утонением пучком Ar^+ в установке Gatan PIPS Model 691. Исследования ме-

тодами ПЭМ и ВРЭМ проводились на приборах Philips CM30 и Philips CM200-UT-FEG при ускоряющем напряжении 200 кВ.

Анализ электронограмм и темнопольных изображений. С использованием приготовленного образца планарного сечения (см. рис. 2) вдоль кристаллографического направления [100] получены электронограммы от областей, соответствующих подложке, буферному слою GaAs и слою $In_{0,1}Al_{0,9}As$. На каждой из них аппроксимацией распределения интенсивности функцией Гаусса определены точные положения пиков интенсивности, соответствующих отражениям от кристаллографических плоскостей {022}, и вычислены длины соответствующих дифракционных векторов. Обнаружено, что вдоль одного из направлений <011>, например $[0\bar{1}1]$, в плоскости роста отношение длин дифракционных векторов подложки и слоя $In_{0,1}Al_{0,9}As$ $(g_{\text{подл}}/g_{\text{InAlAs}})_1$ приблизительно равно 1,0085, а в перпендикулярном ему направлении [011] отношение $(g_{\text{подл}}/g_{\text{InAlAs}})_2 \approx 1{,}0055$. Полученные данные свидетельствуют о релаксации напряжений несоответствия кристаллических решеток и позволяют оценить соответствующее среднее расстояние между ДН вдоль этих направлений. В первом случае оно равно примерно 25 нм, а во втором – 36 нм. Предполагая, что в соответствии с правилом Вегарда связь параметра решетки слоя $a_0^{(L)}(x)$ с долей индия x носит линейный характер

$$a_0^{(L)}(x) = xa_{\text{InAs}} + (1-x)a_{\text{AlAs}}, \qquad (1)$$

номинальное несоответствие решеток GaAs и $In_{0,1}Al_{0,9}As$ равно приблизительно 0,8%. Этому несоответствию при условии полного снятия напряжений за счет 60-градусных ДН с вектором Бюргерса $a/2<101>$, не лежащим в плоскости слоя, соответствует расстояние между дислокациями, равное 24 нм. Следовательно, в слое $In_{0,1}Al_{0,9}As$

n+-$In_{0,4}Ga_{0,6}As$:Si	15 нм	
i-$In_{0,394}Al_{0,606}As$	12 нм	
δ-Si		5
i-$In_{0,394}Al_{0,606}As$	3 нм	
i-$In_{0,4}Al_{0,6}As$	18 нм	
i-$In_{0,394}Al_{0,606}As$	200 нм	
i-$In_{0,394}Al_{0,606}As$	200 нм	
$In_{0,48}Al_{0,52}As$	200 нм	
$In_{0,39}Al_{0,61}As$	200 нм	4
$In_{0,3}Al_{0,7}As$	200 нм	
$In_{0,2}Al_{0,8}As$	200 нм	
$In_{0,1}Al_{0,9}As$	200 нм	
GaAs	200 нм	3
AlAs/GaAs	10x1,7 нм	2
GaAs(100)		1

Рис.1. Схематическое изображение исследуемой эпитаксиальной структуры: 1 – подложка GaAs; 2 – сверхрешетка AlAs/GaAs; 3 – буферный слой GaAs; 4 – метаморфные буферные слои $In_xAl_{1-x}As$; 5 – рабочие слои структуры

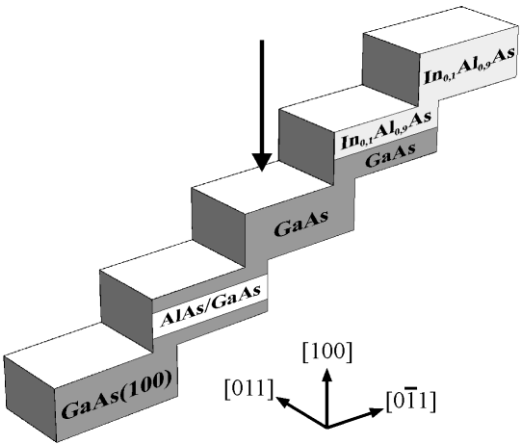
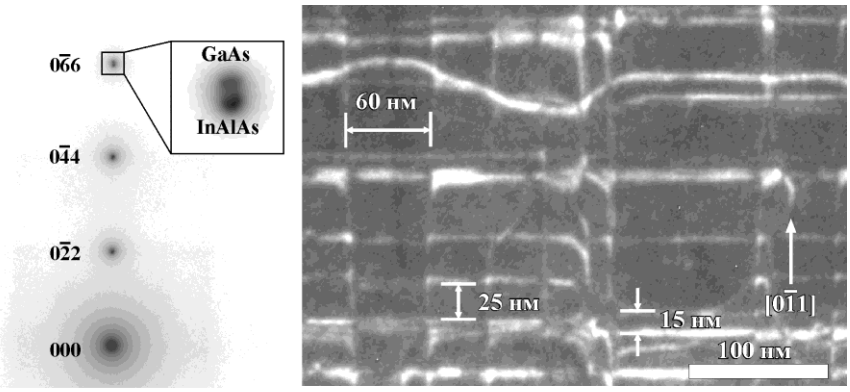


Рис.2. Схематическое изображение исследуемого образца планарного сечения (стрелкой указано направление электронного пучка)

вдоль направления $[0\bar{1}1]$ произошла практически полная релаксация напряжений, обусловленных несоответствием кристаллических решеток, тогда как в перпендикулярном ему направлении [011] сохранились остаточные деформации. Отметим, что подобный анализ выявил увеличение параметра решетки буферного слоя GaAs вдоль направления $[0\bar{1}1]$ примерно в 1,003 раза, в то время как в направлении [011] параметр решетки примерно равен соответствующему значению в подложке. Это может быть связано с наличием атомных ступеней на отклоненной от точной ориентации поверхности подложки.

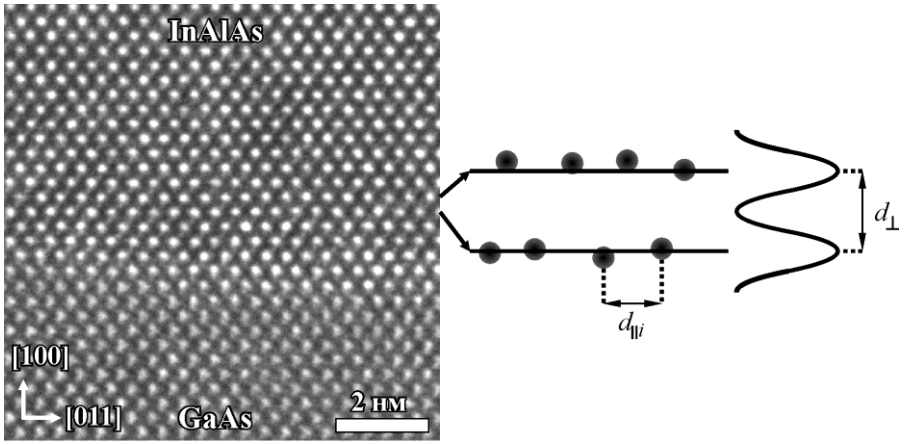
Для непосредственной визуализации ДН получены темнопольные микрофотографии образца планарного сечения в так называемом режиме слабого пучка [7], соответствующего рефлексу $0\bar{2}2$, в условиях, при которых в точном отражающем положении находится рефлекс $0\bar{6}6$. Этот рефлекс расщеплен на два близколежащих пика интенсивности вследствие различия в параметрах решетки буферного слоя GaAs и слоя $In_{0,1}Al_{0,9}As$ (рис. 3,*а*). На темнопольных микрофотографиях (рис. 3,*б*) выявлена прямоугольная неоднородная по периоду сетка ДН. Расстояние между ДН варьировалось от 15 до 60 нм и составило в среднем около 27 нм в направлении $[0\bar{1}1]$ и около 37 нм в перпендикулярном направлении. Эти данные находятся в хорошем соответствии с результатами анализа электронограмм. Значительный разброс в расстояниях между ДН свидетельствует о том, что локально величина деформаций может различаться. В тех областях образца, в которых расстояние между ДН превышает равновесное значение, эти дислокации не полностью снимают напряжения несоответствия. Остаточные напряжения деформируют кристаллическую решетку слоя $In_{0,1}Al_{0,9}As$, вызывая ее тетрагональное искажение в удаленных от границы раздела областях.



а *б*

Рис.3. Электронограмма образца планарного сечения (*а*) и его темнопольная микрофотография, полученная в рефлексе $0\bar{2}2$ (*б*)

Цифровой анализ высокоразрешающих изображений. Для исследования локальных искажений кристаллической решетки вдали от ДН получено высокоразрешающее изображение области образца поперечного сечения, фрагмент которого приведен на рис. 4,*а*. Позиции максимумов (пиков) интенсивности на нем позволили в пределах выбранной области выявить вариации средних значений параметров решетки буферного слоя GaAs и слоя $In_{0,1}Al_{0,9}As$ вдоль и перпендикулярно границе раздела материалов по мере удаления от нее.



а *б*

Рис.4. Высокоразрешающее изображение структуры $In_{0,1}Al_{0,9}As/GaAs(100)$ (*а*) и схема определения средних межплоскостных расстояний в кристаллической решетке (*б*)

Сначала для повышения отношения сигнал/шум осуществлялась фильтрация исходных изображений в фурье-пространстве с применением фильтра Винера и низкочастотного фильтра. Возникновение шумов на изображениях обусловлено аморфизацией поверхностей тонкой фольги в процессе ее приготовления, особенностями системы регистрации изображений в электронном микроскопе и другими факторами. После фильтрации изображений центр каждого пика в первом приближении определялся положением пикселя с максимальной интенсивностью.

Для достижения субпиксельной точности определения положения каждого пика апробированы подходы, описанные в литературе. Часть из них основана на аппроксимации распределения интенсивности около пика различными функциями (полиномом второго порядка [9], функцией Гаусса) с последующим поиском положения ее максимума. При использовании метода, предложенного в [8], центр пика находится путем параболической аппроксимации нескольких профилей интенсивности, проходящих через него. Кроме того, точное положение пика можно найти, вычисляя «центр масс» распределения интенсивности около него.

Для выявления наилучшей аппроксимации слоевым методом [7] смоделированы высокоразрешающие изображения кристаллической решетки GaAs, условия формирования которых близки к экспериментальным микрофотографиям. Затем к значению интенсивности в каждой точке (пикселе) расчетного изображения добавлялось значение случайной величины, имеющей нормальное распределение. Ее среднее значение равно нулю, а среднеквадратическое отклонение принималось равным 0,25 и 0,5 от уровня максимальной интенсивности на изображении. Результирующее изображение сглаживалось с использованием свертки с функцией Гаусса со стандартным отклонением, равным 0,02 нм, и затем осуществлялась его перенормировка для получения положительных значений интенсивности во всех точках. В результате выполнения этих операций распределение интенсивности около пиков стало несимметричным, что является характерным для экспериментальных микрофотографий. Полученные таким образом изображения подобно экспериментальным микрофотографиям подвергались фильтрации в фурье-пространстве.

Каждый из перечисленных методов поиска центра пика интенсивности применялся к моделированным изображениям. Установлено, что наименьшее среднее отклонение пика от его истинного положения при всех задаваемых уровнях шума возникает при

аппроксимации распределения интенсивности с помощью функции Гаусса. Эта аппроксимация использовалась для вычисления с субпиксельной точностью позиций пиков интенсивности на экспериментальных микрофотографиях.

Найденные значения пиков позволили непосредственно вычислить средние значения расстояний между атомами $d_{||}$ вдоль направления [011] в каждом параллельном границе атомном ряду (рис. 4,*б*). Величина $d_{||}$ в два раза превышает межплоскостное расстояние d_{022}. Предполагая, что выявленные различия в искажениях кристаллических решеток вдоль направлений <011> приводят только к незначительным изменениям формы элементарной ячейки в параллельной границе раздела плоскости, соответствующий параметр решетки вычислялся как $a_{||} \approx \sqrt{2} d_{||}$.

Для нахождения расстояний между атомными плоскостями (200) в пределах области усреднения вычислялось среднее распределение интенсивности в перпендикулярном к границе раздела направлении [100] (см. рис. 4,*б*). Расстояние между пиками на этом распределении $d_{\perp}$ определяет соответствующий параметр решетки как $a_{\perp} = 2d_{\perp}$. Для повышения точности нахождения положений пиков распределение интенсивности вблизи максимумов аппроксимировалось функциями Гаусса. Отметим, что в работе [8] величина $d_{\perp}$ определялась путем аппроксимации наборов координат пиков, соответствующих плоскостям (200), линейной функцией. Тестирование этого метода на моделированных изображениях показало, что он приводит к большему разбросу значений межплоскостных расстояний по сравнению с использованным в настоящей работе подходом.

Полученные значения $a_{||}$ и $a_{\perp}$ позволяют построить зависимости $a_{\perp}/a_{\perp 0}$ и $a_{||}/a_{||0}$ вдоль направления роста (рис. 5). Величины $a_{\perp 0}$ и $a_{||0}$ найдены в реперной области буферного слоя вдали от границы раздела материалов.

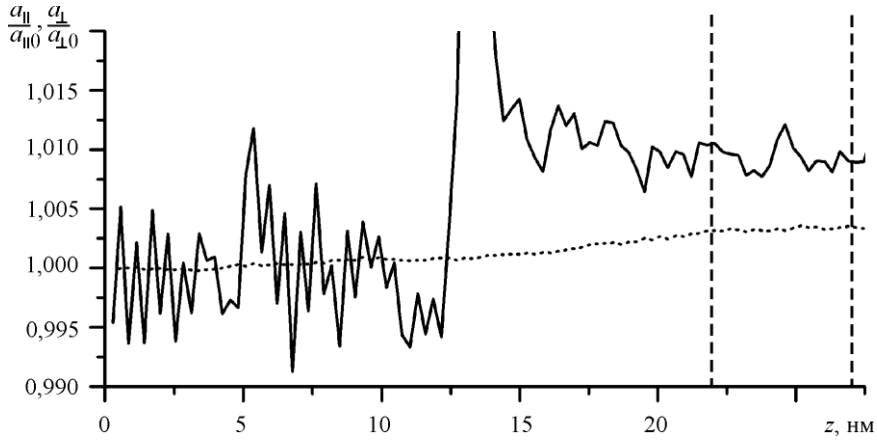


Рис.5. Изменение нормированных параметров кристаллических решеток буферного слоя GaAs и выращенного слоя $In_{0,1}Al_{0,9}As$ в направлении роста вдоль границы раздела $a_{||}/a_{||0}$ (точечная линия) и перпендикулярно ей $a_{\perp}/a_{\perp 0}$ (сплошная линия)

Как видно из рис. 5, в глубине буферного слоя при $0 < z < 5$ нм величина $a_{||}$ практически не меняется, вблизи границы раздела при $5 < z < 22$ нм она начинает возрастать, что вызвано влиянием поля деформации ДН. При удалении от границы раздела на рас-

стояние около 10 нм в области, выделенной пунктиром на рис. 5, $a_{||}$ практически перестает меняться, фиксируясь на уровне около $1{,}003a_{||0}$. Этой величине соответствует расстояние между двумя соседними 60-градусными ДН, приблизительно равное 65 нм.

На изменения среднего значения $a_{\perp}$ накладываются колебания с амплитудой порядка $0{,}005a_{\perp 0}$ в области буферного слоя и $0{,}002a_{\perp 0}$ в области слоя $In_{0,1}Al_{0,9}As$ вдали от границы раздела. Такие колебания могут быть связаны с шумами, оставшимися на изображении после фильтрации, и задают точность определения $a_{\perp}$. Столь больших отклонений величины $a_{||}$ не обнаруживается, поскольку она получена усреднением вдоль границы раздела, что, по-видимому, приводит к ослаблению влияния шумов на точность ее определения. Различие в амплитудах отклонений $a_{\perp}/a_{\perp 0}$ от среднего значения связано с тем, что в целом интенсивность пиков в слое $In_{0,1}Al_{0,9}As$ выше, чем в буферном слое (см. рис. 4,*а*), и поэтому влияние шумов на точность определения их положения в слое $In_{0,1}Al_{0,9}As$ становится менее заметным.

Из рис. 5 видно, что в среднем $a_{\perp}$ слабо меняется в области подложки, немного уменьшаясь при приближении к границе раздела, и затем испытывает резкий скачок при ее пересечении. Далее эта величина плавно уменьшается и на расстоянии примерно 10 нм от границы раздела в показанной пунктиром области на рис. 5 остается приблизительно постоянной со значением $1{,}01a_{\perp 0}$.

Постоянство средних значений $a_{||}$ и $a_{\perp}$ в слое $In_{0,1}Al_{0,9}As$ вдали от границы раздела означает, что в этой области влияние поля деформации ДН перестает сказываться, и в ней деформации кристаллической решетки обусловлены тетрагональными искажениями. В случае тетрагональных искажений номинальный параметр кубической решетки a_0 определятся выражением [8]

$$\frac{a_0}{a_{||}} = \frac{1}{\beta}\left(\frac{a_{\perp}}{a_{||}} - 1\right) + 1. \qquad (2)$$

Здесь β с учетом релаксации напряжений на перпендикулярных электронному пучку поверхностях тонкого образца имеет вид $\beta = 1 + \dfrac{4C_{44}C_{12}}{C_{11}^2 + C_{11}C_{44} + C_{11}C_{12} - 2C_{12}^2}$, где C_{ij} – упругие константы материала.

Записывая формулу (2) для буферного слоя и выращенного эпитаксиального слоя с соответствующими упругими константами и комбинируя оба выражения, можно выразить номинальный параметр решетки слоя $In_xAl_{1-x}As$ в виде

$$a_0^{(L)}(x) = \frac{a_0^{(S)} a_{||}^{(L)}}{a_{||}^{(S)}}\left(1 + \frac{\delta a^{(S)}}{\beta^{(S)}} - \frac{\delta a^{(L)}}{\beta^{(L)}(x)}\right)^{-1}, \qquad (3)$$

где $\delta a^{(L,S)} = a_{\perp}^{(L,S)}/a_{||}^{(L,S)} - 1$; x – доля индия в слое; S и L – индексы, относящиеся к буферному слою GaAs и слою $In_xAl_{1-x}As$ соответственно.

Предполагается, что упругие константы, определяющие $\beta^{(L)}$, изменяются от x линейным образом аналогично зависимости (1).

Для анализа тетрагональных искажений используется удаленная от границы раздела область в эпитаксиальном слое $In_xAl_{1-x}As$, выделенная пунктиром на рис. 5. Для каждой пары экспериментальных значений $a_\perp$ и $a_{||}$ в этой области подстановкой вместо $a_0^{(L)}(x)$ его значения согласно (1) находится решение уравнения (3). Затем полученные значения x усредняются и находится соответствующее среднеквадратическое отклонение. В результате установлено, что доля индия в анализируемой области составляет (9±1)% при номинальном значении 10%.

Заключение. Методами ПЭМ и ВРЭМ исследованы слои эпитаксиальной гетероструктуры InAlAs/GaAs(100). На электронограммах образца планарного сечения со ступенчатым профилем, приготовленного с применением фокусированного ионного пучка и позволившего последовательно изучить области подложки, буферного слоя GaAs и слоя $In_{0,1}Al_{0,9}As$, определены точные положения рефлексов, соответствующих отражениям от плоскостей {022}. Сравнением длин дифракционных векторов для подложки GaAs и слоя $In_{0,1}Al_{0,9}As$ установлено, что в плоскости роста слоя в одном из направлений <011> в среднем произошла практически полная релаксация напряжений несоответствия, а перпендикулярно ему такие напряжения частично сохранились. Это непосредственно подтверждается при анализе темнопольных микрофотографий, на которых вдоль одного из направлений <011> среднее расстояние между дислокациями несоответствия составляет около 27 нм, а в перпендикулярном направлении – около 37 нм при равновесном значении 24 нм.

Для изучения локальных деформаций кристаллических решеток буферного слоя и эпитаксиального слоя $In_{0,1}Al_{0,9}As$ получены высокоразрешающие изображения приграничной области от образца поперечного сечения. С помощью цифрового анализа определены параметры решетки слоя вдоль и перпендикулярно направлению роста в областях, расположенных далеко от дислокаций несоответствия. Обнаружено, что в слое $In_{0,1}Al_{0,9}As$ в области шириной 8–10 нм, примыкающей к границе раздела, в направлении роста параметр решетки вдоль границы сначала увеличивается, а в перпендикулярном направлении уменьшается. Такое поведение связано с влиянием поля деформации ДН. Затем в области, отстоящей от границы раздела на 8–10 нм, оба параметра принимают постоянные значения, которые не совпадают с номинальным значением для слоя $In_{0,1}Al_{0,9}As$, что вызвано влиянием тетрагональных искажений кристаллической решетки.

Измеренные параметры кристаллической решетки эпитаксиального слоя позволяют определить номинальный параметр решетки и с использованием правила Вегарда вычислить в слое долю индия, которая составила (9±1)% при заданном в ходе выращивании слоя значении 10%.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки России с использованием оборудования ЦКП «Диагностика и модификация микроструктур и нанообъектов» (проект №2528).

Литература

1. Квантово-размерные гетероструктуры на основе AlGaN для светодиодов глубокого ультрафиолетового диапазона, полученные методом субмонослойной дискретной молекулярно-пучковой эпитаксии с плазменной активацией азота / ***В.Н. Жмерик, А.М. Мизеров, Т.В. Шубина и др.*** // Физика и техника полупроводников. – 2008. – Т. 42. – Вып. 12. – С. 1452–1458.

2. III-V Semiconductor nanowire light emitting diodes and lasers / ***J. Motohisa, K. Tomioka, B. Hua et al.*** // Advances in III-V semiconductor nanowires and nanodevices / ***Ed. by J. Li, D. Wang, R.R. LaPierre.*** – Bentham Science Publishers Ltd., 2011. – P. 178.

3. ***Alferov Z.I., Andreev V.M., Rumyantsev V.D.*** III-V Solar cells and concentrator arrays // High-efficient low-cost photovoltaics. Recent developments / ***Ed. by V. Petrova-Koch, R. Hezel, A. Goetzberg.*** – Berlin: Springer-Verlag Heidelberg, 2009. – P. 225.

4. Composition-dependent interfacial abruptness in Au-catalyzed $Si_{1-x}Ge_x/Si/Si_{1-x}Ge_x$ nanowire heterostructures / ***P. Periwal, N.V. Sibirev, G. Patriarche et al.*** // NanoLetters. – 2014. – Vol. 14. – P. 5140–5147.

5. Transmission electron microscopy characterization of nanomaterials / Ed. by ***C.S.S.R. Kumar.*** – Berlin: Springer-Verlag Heidelberg, 2014. – P. 716.

6. ***Ловыгин М.В., Боргардт Н.И., Казаков И.П., Зайбт М.*** Электронно-микроскопические исследования слоя алюминия, выращенного на вицинальной поверхности подложки арсенида галлия // Физика и техника полупроводников. – 2015. – Т. 49. – Вып. 3. – С. 349–356.

7. ***Williams D.B., Carter C.B.*** Transmission electron microscopy: a textbook for materials science. – NY: Springer Science & Business Media, 2009. – P. 832.

8. ***Rosenauer A.*** Transmission electron microscopy of semiconductor nanostructures: analysis of composition and strain state. – Berlin: Springer Heidelberg, 2003. – P. 238.

9. The peak-pairs algorithm for strain mapping from HRTEM images / ***P.L. Galindo, S. Kret, A.M. Sanchez et al.*** // Ultramicroscopy. – 2007. – Vol. 107. – P. 1186–1193.

Статья поступила
13 апреля 2015 г.

Ловыгин Михаил Вячеславович – младший научный сотрудник лаборатории электронной микроскопии МИЭТ. *Область научных интересов*: электронно-микроскопические методы исследования структуры и состава материалов. **E-mail: lemi@miee.ru**

Боргардт Николай Иванович – доктор физико-математических наук, профессор, заведующий кафедрой общей физики МИЭТ. *Область научных интересов:* рассеяние быстрых электронов в твердых телах, электронно-микроскопические методы исследования структуры и состава материалов и нанообъектов, нанометрология, структура твердых тел.

Бугаев Александр Сергеевич – главный технолог, заместитель директора по базовым технологиям Института сверхвысокочастотной полупроводниковой электроники РАН. *Область научных интересов:* молекулярно-лучевая эпитаксия, физика и технология транзисторов гигагерцового и терагерцового диапазона частот.

Волков Роман Леонидович – старший научный сотрудник лаборатории электронной микроскопии МИЭТ. *Область научных интересов:* электронная микроскопия, фокусированные ионные пучки, углеродные материалы.

Зайбт Михаэль – профессор 4-го Физического института Геттингенского университета (Германия). *Область научных интересов:* просвечивающая электронная микроскопия, дефекты в полупроводниковых материалах, структура твердых тел.