

УДК 538.911, 538.97

СТРУКТУРНЫЕ И ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАМОРФНЫХ НАНОГЕТЕРОСТРУКТУР С ВЫСОКИМ СОДЕРЖАНИЕМ InAs (37–100%), ВЫРАЩЕННЫХ НА ПОДЛОЖКАХ GaAs и InP

© 2011 г. Г. Б. Галиев¹, И. С. Васильевский², Р. М. Имамов³, Е. А. Климов^{1,2},
С. С. Пушкарев^{1,2}, И. А. Субботин³

¹Институт сверхвысокочастотной полупроводниковой электроники РАН, Москва

E-mail: galiev_galib@mail.ru

²Национальный исследовательский ядерный университет “Московский инженерно-физический институт”

E-mail: ivasilevskii@mail.ru

³ Институт кристаллографии РАН, Москва

Поступила в редакцию 22.02.2011 г.

Методами Ван дер Пау и рентгеновской дифрактометрии проведены комплексные исследования структурных и электрофизических свойств наногетероструктур с метаморфным буфером с высоким содержанием InAs (37–100%) в активной области. Выявлены и идентифицированы все пики, наблюдаемые на кривых дифракционного отражения от исследуемых образцов по всей толщине структур. Показано, что путем выбора конструкции метаморфного буфера и градиента изменения его состава можно в гетероструктурах на подложках GaAs добиться значений подвижности и концентрации двумерного электронного газа в квантовой яме $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$, сравнимых со значениями в наногетероструктурах на подложках InP. Установлено, что такие электрофизические параметры, как подвижность и концентрация двумерного электронного газа зависят как от конструкции метаморфного буфера, так и от общего структурного совершенства гетероструктуры.

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время НЕМТ наногетероструктуры с высоким содержанием InAs типа $\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}/\text{In}_{0.70}\text{Ga}_{0.30}\text{As}$, выращенные на подложках InP, позволяют изготовить самые быстродействующие СВЧ-транзисторы с рекордно высокими значениями частоты отсечки f_T до 547–562 ГГц [1, 2]. Это обусловлено уменьшением эффективной массы электронов при увеличении содержания InAs в активном слое НЕМТ или псевдоморфных НЕМТ структур. С этим связано увеличение подвижности и дрейфовой скорости насыщения электронов в образцах. Но высокая стоимость подложек из InP по сравнению с GaAs и их низкая технологичность, связанная с их хрупкостью, стимулировали работы по получению наногетероструктур с использованием подложек GaAs [3] с высоким содержанием InAs в активном слое. Известны работы, в которых методом МЛЭ выращивали толстые слои InAs непосредственно на подложке, показавшие, что для достижения приемлемых электрофизических параметров толщина слоев должна быть большой (более 2–3 мкм) [4–6]. Однако наиболее удачным оказался метод использования так называемого метаморфного буфера (ММБ). Суть метода заключается в выращивании между подложкой и

активными слоями относительно толстого (2–3 мкм) переходного слоя (метаморфного буфера) с изменяющимся по глубине химическим составом, благодаря чему параметр решетки подложки согласуется с параметрами решеток активных слоев. При этом плавное изменение параметра решетки сопровождается релаксацией возникающих механических напряжений. Другими словами, метаморфная технология позволяет получить “виртуальную” подложку с требуемым параметром решетки, непосредственно на которой выращиваются активные слои требуемого состава.

Первые работы по росту и использованию гетероструктур с ММБ опубликованы еще в 1980-х гг. [7–10]. В [11–13] сообщается об использовании структур с ММБ для изготовления СВЧ-приборов и представлены их характеристики. О перспективности использования гетероструктур на GaAs с ММБ и с высоким содержанием InAs, PIN-фотодиодах и устройствах спинтроники сообщается в [14, 15]. При использовании технологии ММБ в большинстве случаев сохраняется двумерный рост эпитаксиальных слоев с требуемым структурным совершенством, однако поверхность выращенной гетероструктуры имеет волнообразный рельеф, который возникает из-за полей деформации, создаваемых сетью образую-

Таблица 1. Конструкция образцов 1–5

Слоевой состав	Образец				
	1	2	3	4	5
Барьер	–	In _{0.78} Al _{0.22} As (300 Å)	In _{0.80} Al _{0.20} As (200 Å)	In _{0.71} Al _{0.29} As (217 Å)	In _{0.40} Al _{0.60} As (144 Å)
δ-слой Si	–	+	+	+	+
Спейсер	–	In _{0.78} Al _{0.22} As (70 Å)	In _{0.80} Al _{0.20} As (70 Å)	In _{0.71} Al _{0.29} As (61 Å)	In _{0.40} Al _{0.60} As (47 Å)
Канал/активный слой	n ⁺ -InAs (480 Å)	InAs (127 Å)	InAs (99 Å)	In _{0.76} Ga _{0.24} As (164 Å)	In _{0.37} Ga _{0.63} As (200 Å)
	n-InAs (1130 Å)				
Залечивающий слой	–	In _{0.78} Al _{0.22} As (0.20 мкм)	In _{0.81} Al _{0.19} As (0.21 мкм)	In _{0.71} Al _{0.29} As (0.16 мкм)	In _{0.40} Al _{0.60} As (0.28 мкм)
Inverse step	–	InAs (270 Å)	–	+	+
SL	–	+	–	–	–
ММБ	+	+	+	+	+
SL	–	+	–	–	+
Буфер	GaAs (430 Å)	GaAs (690 Å)	–	In _{0.56} Al _{0.44} As (390 Å)	GaAs (330 Å)
Подложка	GaAs	GaAs	InP	InP	GaAs

щихся дислокаций несоответствия [16]. Плотность дефектов на поверхности гетероструктуры и ее рельеф влияют на свойства гетероструктурных электронных приборов, в особенности при наноразмерных топологиях. Поэтому ключевой задачей в метаморфной технологии является получение достаточно гладкой (совершенной) поверхности ММБ при достижении требуемого параметра решетки. Как правило, для практических применений необходимо оптимизировать конструкцию и условия роста ММБ при его минимальной толщине [17].

Следует отметить, что наногетероструктуры с содержанием InAs в активном слое от 30 до 52% в основном используются для изготовления мощных и малозумящих СВЧ-транзисторов и монолитных интегральных схем [18]. Однако для приборов миллиметрового и субмиллиметрового диапазонов длин волн, устройств спинтроники и оптоэлектронных приложений структуры с содержанием InAs от 70 до 100% могут оказаться более перспективными [14, 15]. В зависимости от области использования гетероструктур требуются различные конструкции ММБ. Поэтому изучение различных конструкций ММБ, условий их роста и характеристик наногетероструктур с высоким содержанием InAs в активной области (более 70%) является актуальной задачей.

В настоящей работе проведено исследование взаимосвязи между структурными особенностями, электрофизическими свойствами и конструкцией как ММБ (Al, Ga)InAs, так и всей гетероструктуры с содержанием InAs в активном слое 37–100%. Под конструкцией ММБ в дальнейшем будем иметь ввиду распределение химического состава по толщине ММБ.

ОБРАЗЦЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Исследуемые образцы были выращены методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ). В качестве подложек использовались полужолирующие пластины GaAs и InP с ориентацией (1 0 0). Калибровка толщины и состава слоев проведена по результатам измерений толщин тестовых эпитаксиальных слоев In_xGa_{1-x}As и In_yAl_{1-y}As на профилометре; точность определения при этом ~4%.

Для исследований были выращены пять образцов с ММБ различной конструкции, параметры которых представлены в табл. 1 и 2. Образцы 1, 2, 5 выращены на подложках GaAs, а образцы 3, 4 – на подложках InP. Роль активного слоя в образцах 2, 3, 4 и 5 играет квантовая яма (КЯ) In_xGa_{1-x}As с различными значениями *x* и толщиной 10–20 нм, а в образце 1 – объемно-легированный слой InAs толщиной 160 нм. ММБ образцов 2, 4 и 5 характеризуется линейным изменением состава с толщиной, ММБ образца 3 – параболическим изменением состава с толщиной. ММБ образца 1 отличается от ММБ других образцов сложным нелинейным изменением состава с толщиной; зависимость состава от толщины для этого ММБ представлена на рис. 1. ММБ образцов 4 и 5 завершаются так называемым инверсным слоем (inverse step) – это слой с понижающимся по глубине содержанием InAs, ролью которого является снятие накопившихся в ММБ механических напряжений. В данном случае инверсный слой толщиной 50 и 90 нм соответственно соединяет вершину ММБ и залечивающий слой с перепадом мольной доли на InAs 4–5%. Во всех образцах с КЯ после ММБ располагается залечивающий слой (ЗС), призванный сгладить образовавшиеся

Таблица 2. Структурные параметры образцов ММБ

Образец	Подложка	ММБ	h , мкм	x_0	x_1	$[\text{grad}(a)]_{\text{max}}$, \AA мкм^{-1}	$\langle \text{grad}(a) \rangle$, \AA мкм^{-1}
1	GaAs	$\text{In}_x\text{Ga}_y\text{Al}_{1-x-y}\text{As}$	1.46	0.04	1.00	1.3	0.26
2	GaAs	$\text{In}_x\text{Ga}_y\text{Al}_{1-x-y}\text{As}$	1.02	0.15	0.78	6.3	0.25
3	InP	$\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$	0.46	0.54	0.81	0.5	0.24
4	InP	$\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$	0.93	0.57	0.74	0.07	0.07
5	GaAs	$\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$	1.29	0.07	0.40	0.10	0.10

Примечание. h – толщина ММБ; x_0 и x_1 – начальная и конечная мольные доли индия в ММБ; $[\text{grad}(a)]_{\text{max}}$ – максимальный градиент параметра решетки ММБ; $\langle \text{grad}(a) \rangle$ – средний градиент параметра решетки ММБ.

Таблица 3. Электрофизические характеристики образцов

Образец	Характер активного слоя	μ , $\text{см}^2 (\text{В с})^{-1}$		n_S , 10^{12} см^{-2}	
		300 К	77 К	300 К	77 К
1	ТОС	7500	8650	20.3	19.4
2	КЯ	4900	6600	2.1	1.9
3	КЯ	9390	17760	1.7	1.7
4	КЯ	12500	51000	1.5	1.4
5	КЯ	6940	19670	3.4	3.2

Примечание. μ – подвижность электронов; n_S – плоскостная концентрация электронов; КЯ – квантовая яма; ТОС – толстый объемнолегированный слой.

на поверхности ММБ неровности; кроме того, он играет роль барьера для КЯ. В образце 2 после ММБ и перед ЗС InAlAs вставлен дополнительный слой InAs толщиной 27 нм.

Электрофизические характеристики (подвижность электронов μ и их плоскостная концентрация n_S) были измерены четырехконтактным ме-

тодом Ван дер Пау [19] при температурах 300 и 77 К. Полученные результаты представлены в табл. 3.

Структурные характеристики образцов исследовались методом двухкristальной рентгеновской дифрактометрии путем измерения кривых дифракционного отражения (КДО). Как известно, рентгеновские методы широко используются при исследованиях структур с тонкими слоями (порядка нескольких монослоев) [20, 21], для характеристики РНЕМТ-структур [22, 23], контроля состава в соединениях $\text{Ga}_x\text{Al}_y\text{In}_{1-x-y}\text{As}$ на InP [24], а также исследования наногетероструктур с ММБ на подложках InP [25] и GaAs [26]. В данном случае рентгеновские исследования образцов проводились на рентгеновском дифрактометре Bruker D8 Discover. В качестве источника рентгеновского излучения использовалась рентгеновская трубка с медным анодом ($\lambda = 1.54 \text{ \AA}$). Монохроматизированный пучок формировался двумя двукратными высокосовременными кристаллами-монокроматорами Ge[220]. КДО для [0 0 4]-отражения записывались в квазибездисперсионной схеме в пошаговом режиме сканирования $\theta-2\theta$. Для подавления диффузной составляющей отражения от исследуемого образца и увеличения соотношения “сигнал/шум” перед детектором устанавливалась узкая щель (0.6 мм).

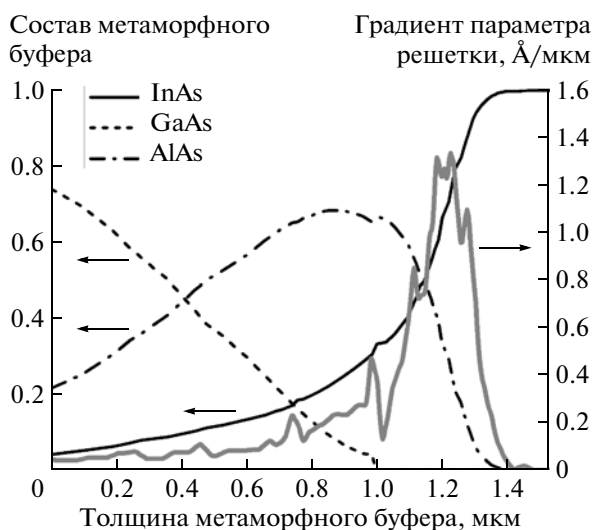


Рис. 1. Профиль элементного состава и распределение механической деформации в метаморфном буфере образца 1.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИЗМЕРЕНИЙ
И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 2 представлены КДО исследуемых образцов. Как и ожидалось, периодические осцилляции на КДО (обычно свидетельствующие о резких границах между слоями) отсутствуют, поскольку толстый ММБ, состоящий из многочисленных тонких субслоев с постепенно изменяющимся составом, не позволяет им четко проявиться.

В образце 1 толстый активный слой InAs создает интенсивный пик при $\theta \sim 30.3^\circ$. Его симметричность, относительно большая интенсивность и малая полуширина свидетельствуют о том, что данный слой содержит мало дефектов и является преимущественно релаксированным. Его положение относительно положения пика подложки GaAs дает параметр решетки $a \approx 6.068 \text{ \AA}$ при том, что табличный параметр решетки объемного вещества $a_{\text{InAs}} = 6.058 \text{ \AA}$. При уменьшении мольной доли InAs от 100 до 53% пик, приписываемый слою InAs, будет сдвигаться в сторону больших углов. Например, как показано в [27], для слоя $\text{In}_{0.53}\text{Ga}_{0.47}\text{As}$ $\theta \sim 31.2^\circ$.

Второй по величине интенсивности пик на КДО образцов с КЯ (на КДО образца 2 – третий по величине), очевидно, соответствует толстому ЗС. Как различие химических составов, так и различие толщин ЗС этих образцов находят закономерное отражение в КДО, а именно: более толстый ЗС дает более интенсивный пик, а повышенное содержание InAs приводит к более сильному смещению пика относительно основного рефлекса.

Рефлекс от КЯ образцов 4 и 5 сливается с рефлексом от ЗС, так как их состав мало различается, кроме того, КЯ образца 4 псевдоморфно напряжена. Однако в образцах 2 и 3 на фоне шума просматривается размытый пик в области $\theta \sim 30.1^\circ$, положение которого соответствует КЯ из чистого InAs. Параметр решетки, определяемый из этого пика, составляет $a \sim 6.148$ и $a \sim 6.150 \text{ \AA}$ для образцов 2 и 3 соответственно. Следовательно, КЯ находится в псевдоморфно напряженном состоянии. Это повлекло за собой уменьшение параметра решетки в плоскости роста и увеличение параметра решетки в перпендикулярном направлении к плоскости роста по сравнению с табличным значением. Дополнительный слой из чистого InAs в образце 2 также можно связать с пиком в области $\theta \sim 30.1^\circ$, поскольку его толщина близка к критической толщине, получаемой из модели Мэтьюса–Блэксли, и он также должен находиться в псевдоморфно напряженном состоянии. Таким образом, для образцов 1, 2 и 3 удается приписать пики на КДО, ответственные за слои чистого InAs.

Для образцов 3 и 4, выращенных на подложках InP, справа от пика подложки при $\theta \sim 31.7^\circ$ на-

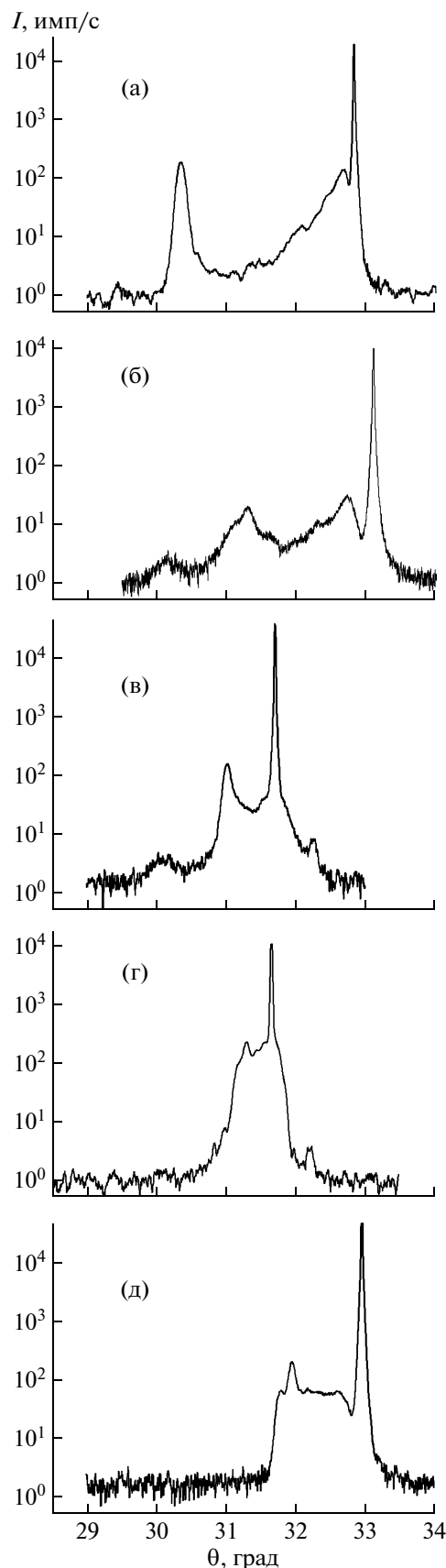


Рис. 2. Кривые дифракционного отражения образцов 1–5 (а–д соответственно).

блюдается “плечо” и некий маленький пичок. Такая особенность, скорее всего, связана с тем, что в самом начале роста ММБ состав $\text{In}_y\text{Al}_{1-y}\text{As}$ отличался от изоморфного к InP состава $\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}$, а именно: мольная доля InAs оказалась меньше 52% и составила ~48%.

Если состав ММБ равномерно распределен по его толщине (этого добиваемся, используя линейную конструкцию ММБ), то и рефлекс от различных субслоев ММБ должны быть одинаковой интенсивности. При условии постепенной и равномерной релаксации субслоев они будут занимать непрерывный ряд по углам дифракции в диапазоне составов от начала до конца ММБ. Если дефектность на различных участках ММБ различается, то должны при прочих равных условиях увидеть более интенсивный сигнал от менее дефектной области. Для сравнения проанализируем КДО от образца 5. Как указывалось выше, пик на $\theta \sim 31.95^\circ$ можно приписать ЗС, а область $\theta \sim 32.0^\circ - 32.65^\circ$ имеет практически одинаковую интенсивность. Таким образом, наблюдаемая на КДО картина свидетельствует, на наш взгляд, о наиболее равномерном распределении дефектов и деформации вдоль ММБ образца 5, и этот факт, по-видимому, обусловлен его большой толщиной и малым градиентом параметра решетки. У КДО образцов 3 и 4 интенсивность суммарного рефлекса от ММБ достаточно высока, но плато не наблюдается, а КДО образца 1 свидетельствует о резком ухудшении кристаллической структуры ММБ по мере его роста. Заметим, что плато КДО образцов 4 и 5 продолжается и левее совместного пика ЗС и КЯ. За это ответственна конструкция ММБ: содержание InAs x в нем сначала превышает x в ЗС на 4–5%, а затем снижается, образуя инверсный слой.

Результаты электрофизических измерений свидетельствуют о том, что сочетание высокого содержания InAs в КЯ с малым рассогласованием параметра решетки относительно параметра подложки, а также плавного ММБ позволяют добиться больших значений μ_e .

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В результате проведенного исследования:

– разработана лабораторная технология выращивания наногетероструктур с ММБ на подложках GaAs и InP с высоким содержанием мольной доли InAs (от 37 до 100%) в активных слоях;

– методом двухкристальной рентгеновской дифрактометрии исследованы структурные характеристики наногетероструктур с различной конструкцией ММБ, где мольная доля InAs в буферном слое InAlAs менялась по линейному и параболическому закону, а также имела разные градиенты по толщине;

– установлено, что на КДО кроме основных пиков от подложек GaAs и InP проявляются пики, соответствующие основным слоям наногетероструктур с метаморфным буфером: залечивающему слою, активным слоям, состоящим из толстого слоя InAs или КЯ InAs (пики от КЯ с содержанием InAs , близким к его содержанию в залечивающих слоях, на КДО не наблюдаются). Также выявлено существование области (плато) с достаточно большой постоянной интенсивностью, относящаяся к ММБ. Существование этого плато вызвано равномерным распределением дефектов и деформаций по метаморфному слою для образцов с малым градиентом состава ММБ;

– результаты измерений подвижности и плоскостной концентрации двумерного электронного газа методом Ван дер Пау свидетельствуют о том, что выбором соответствующей конструкции ММБ, можно в наногетероструктурах на подложках GaAs получить значения μ и n_S , сравнимые со значениями μ и n_S в наногетероструктурах на подложках InP .

Работа выполнена при финансовой поддержке Программы фундаментальных исследований Президиума РАН № 21 “Основы фундаментальных исследований нанотехнологий и наноматериалов”, проекта НК-616П(39), Ведущей научной школы НШ-65.636.2010.2, а также Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 11-07-00050).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Endoh A., Hikosaka K., Matsui T. et al. // IEEE Electron Device Letters. 2002. V. 23 (10). P. 573.
2. Endoh A., Hikosaka K., Matsui T. et al. // IEEE Electron Device Letters. 2004. V. 25 (5). P. 241.
3. Hoke W.E., Lemonias P.J., Mosca J.J. et al. // J. Vac. Sci. Technol. B. 1999. V. 17 (3). P. 1131.
4. Holmes S., Stradling R.A., Wang P.D. et al. // Semicond. Sci. Technol. 1989. V. 4 (4). P. 303.
5. Wang P.D., Holmes S.N., Tan Le. et al. // Semicond. Sci. Technol. 1992. V. 7. P. 767.
6. Jeong Y., Choi H., Suzuki T. // J. Cryst. Growth. 2007. V. 301–302. P. 235.
7. Ueda T., Onozawa S., Akiyama M., Sakuta M. // J. Cryst. Growth. 1988. V. 93. P. 517.
8. Harmand C., Inoue K., Matsuno T. // Jpn. J. Appl. Phys. Pt 2. 1989. V. 28. P. L1101.
9. Harmand C., Inoue K., Matsuno T. // J. Cryst. Growth. 1991. V. 111. P. 313.
10. Uppal P.N., Grill D.M., Svensson S., Tu D.-W. // J. Vac. Sci. Technol. B. 1992. V. 10. P. 1029.
11. Cordier Y., Bollaret S., Zaknoute M. et al. // Jpn. J. Appl. Phys. 1999. V. 38. P. 1164.
12. Bollaert S., Cordier Y., Zaknoute M. et al. // Solid State Electronics. 2000. V. 44. P. 1021.
13. Kim J.H., Yoon H.-S., Lee J.-H. et al. // Solid State Electronics. 2002. V. 46. P. 69.

14. Hoke W.E., Kennedy T.D., Torabi A. et al. // J. Cryst. Growth. 2003. V. 251. P. 804.
15. Joo K.S., Chun S.H., Lim J.Y. et al. // Physica E. 2008. V. 40. P. 2874.
16. Yastrubchak O., Wosinski T., Figielski T. et al. // Physica E. 2003. V. 17. P. 561.
17. Семенова Е.С., Жуков А.Е., Васильев А.П. и др. // ФТП. 2003. Т. 37. С. 1127.
18. Isler M. // Solid State Electronics. 2002. V. 46. P. 585.
19. Павлов Л.П. Методы определения основных параметров полупроводниковых материалов. М.: Высш. шк., 1975.
20. Афанасьев А.М., Имамов Р.М. // Кристаллография. 2003. Т. 48. № 5. С. 799.
21. Афанасьев А.М., Чуев М.А., Имамов Р.М. и др. // Кристаллография. 1997. Т. 42. № 3. С. 514.
22. Li H., Wu J., Wang Z. et al. // J. Cryst. Growth. 1998. V. 186. P. 309.
23. Goorsky M.S., Sandhu R., Hsing R. et al. // J. Vac. Sci. Technol. B. 2000. V. 18 (3). P. 1658.
24. Bennett B.R., del Alamo J.A. // J. Appl. Phys. 1993. V. 73 (12). P. 8304.
25. Hong S.-K., Lee H.-G. et al. // J. Cryst. Growth. 1996. V. 169. P. 435.
26. Capotondy F., Biasiol G., Ercolani D. // Thin Solid Films. 2005. V. 484. P. 400.
27. Katcki J., Ratajczak J., Adamczewska J. et al. // Phys. Status Solidi. A. 1999. V. 171. P. 275.