

Выращивание слоев $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$ методом молекулярно-лучевой эпитаксии

© Б.Р. Семягин¹, А.В. Колесников¹, М.А. Пулято¹, В.В. Преображенский¹, Т.Б. Попова²,
В.И. Ушанов², В.В. Чалдышев²

¹ Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова Сибирского отделения Российской академии наук,
630090 Новосибирск, Россия

² Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук,
194021 Санкт-Петербург, Россия

E-mail: chald.gvg@mail.ioffe.ru

Поступила в Редакцию 8 ноября 2021 г.

В окончательной редакции 12 ноября 2021 г.

Принята к публикации 12 ноября 2021 г.

Методом молекулярно-лучевой эпитаксии выращены эпитаксиальные слои твердых растворов $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$ с содержанием висмута $0 < x < 0.02$. Изучены структурные и оптические свойства слоев. Определено влияние потока висмута и температуры подложки на захват висмута в выращиваемые слои.

Ключевые слова: арсенид галлия, висмут, молекулярно-лучевая эпитаксия, ширина запрещенной зоны.

DOI: 10.21883/FTP.2022.03.52111.9764

1. Введение

Висмут является изовалентной примесью замещения V группы и образует твердые растворы с соединениями III–V [1]. Однако равновесная растворимость висмута в арсениде галлия при температурах, обычных для эпитаксиального выращивания этого материала, мала, что не позволяет сколько-нибудь существенно изменить ширину запрещенной зоны при выращивании эпитаксиальных слоев в условиях, близких к равновесным, например, при использовании метода жидкофазной эпитаксии [2,3]. При этом легирование висмутом оказывает сильное влияние на электрофизические свойства выращиваемых слоев (см. статьи [4–7] и обзор литературы в [1]).

Получить существенную (до 3.1%) концентрацию висмута x в твердом растворе $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$ удалось в 2003 г. методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) при пониженной температуре роста [8]. Оказалось, что разбавленные твердые растворы $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$ демонстрируют существенное уменьшение ширины запрещенной зоны E_g даже при небольшом содержании висмута x [9]. Тем самым висмутиды расширяют возможности создания гетероструктур в системе материалов III–V и, соответственно, открывают возможности для создания новых гетероструктур и их приборных применений.

Поскольку $\text{GaAs}_{1-x}\text{Bi}_x$ выращивается методом МЛЭ при низкой температуре (low temperature — LT), то применение этого материала в первую очередь касается приборов и устройств, разработанных ранее на основе LT-GaAs. Наиболее важными из таких приборов являются сверхбыстродействующие фотоприемники, а также генераторы и приемники терагерцового излучения. Оказалось, что уменьшение ширины запрещенной зоны при легировании GaAs висмутом позволяет расширить область спектральной чувствительности оптоэлектронных

приборов до длин волн 1.3 мкм и более, соответствующих O-полосе оптоволоконной связи [10]. При этом за счет изменения структуры зон можно существенно понизить избыточный шум лавинных диодов [11] и существенно улучшить характеристики приборов терагерцового диапазона частот [12].

В настоящее время технология получения эпитаксиальных слоев LT-GaAs_{1-x}Bi_x методом МЛЭ еще только разрабатывается, о чем свидетельствует большое число публикаций, в которых рассматриваются как модели эпитаксиального роста, так и конкретные режимы и условия эпитаксиального процесса [13–19].

В данной работе изучалось влияние температуры роста и давления паров висмута и мышьяка на структуру и оптические свойства слоев GaAs, выращенного методом МЛЭ.

2. Выращивание эпитаксиальных слоев

Исследованные образцы были выращены методом МЛЭ на подложках полуизолирующего GaAs. Метод дифракции быстрых электронов на отражение (ДБЭО) использовался для контроля процессов на поверхности роста. Плотность молекулярных потоков измерялась манометрическим датчиком ионизационного вакуумметра, на время измерения помещаемого в зону роста.

Температура подложки определялась на основе показаний калиброванной термопары, закрепленной на нагревателе манипулятора. Калибровка термопары проводилась по температурам переходов поверхностных структур арсенида галлия.

В первой серии экспериментов было изучено влияние величины потока висмута на встраивание Bi в растущий слой GaAs и морфологию поверхности.

Параметры исследуемых образцов GaAs_{1-x}Bi_x (температура роста, молекулярная концентрация Bi, ширина дифракционной кривой, смещение края оптического поглощения относительно референтного образца ВР2970)

Образец	$T_{\text{growth}}, ^\circ\text{C}$	x , мол% (РСМА)	x , мол% (HRXD)	ПШПВ $g = [004]$, угл. сек	ΔE , эВ
ВР2978	150	1.6	2.0	64	-0.245
ВР2977	200	1.8	1.9	62	-0.138
ВР2976	250	1.6	1.6	65	-0.103
ВР2975	300	1.6	1.4	73	-0.089
ВР2979	340	1.0			-0.068
ВР2974	340	1.4			-0.076
ВР2970	380	0.0			0.000

После сгона защитного окисного слоя на поверхности подложки выращивался буферный слой GaAs толщиной 0.2 мкм со скоростью роста 1 мкм/ч. Рост проходил при температуре роста 580°C в условиях существования поверхностной сверхструктуры (2×4). Затем рост прерывался, температура подложки понижалась до 380°C, скорость роста — до 0.3 монослоя в секунду (МС/с). Рост проходил в условиях существования суперпозиции поверхностных сверхструктур ((2)(3)×(4)(6)). Это обеспечивало условия роста, близкие к стехиометрическим. Поток Bi составлял $5 \cdot 10^{-9}$, $1 \cdot 10^{-8}$, $2 \cdot 10^{-8}$, $4 \cdot 10^{-8}$ Торр. Толщина выращенных эпитаксиальных слоев составляла 0.3 мкм.

При росте с максимальным потоком висмута довольно быстро наблюдается переход ((2)(3)×(4)(6)) → (2×1). При росте с $P_{\text{Bi}} = 2 \cdot 10^{-8}$, $1 \cdot 10^{-8}$, $5 \cdot 10^{-9}$ Торр интервал времени от начала роста до перехода суперпозиции сверхструктур ((2)(3)×(4)(6)) → (2×4(1)) зависит от величины потока Bi — чем поток меньше, тем интервал больше. Это, вероятно, связано с сегрегацией и накоплением Bi на поверхности роста. Морфология поверхности, наблюдаемая визуально в отраженном свете, менялась от зеркально-гладкой для минимального P_{Bi} , до матовой для максимального P_{Bi} .

Вторая серия экспериментов изучала влияние температуры роста на встраивание Bi в растущий эпитаксиальный слой GaAs и морфологию поверхности после роста.

Был выращен ряд образцов при $P_{\text{Bi}} = 2 \cdot 10^{-8}$ Торр. Температуры роста составляли $T_s = 440$ (ВР2973), 380 (ВР2972), 340 (ВР2974), 300 (ВР2975), 250 (ВР2976), 200 (ВР2977), 150°C (ВР2978). При росте в интервале температур от 440 до 340°C наблюдался переход поверхностных сверхструктур ((2)(3)×(4)(6)) → (2×4(1)). Сегрегация Bi в этом температурном диапазоне приводила к его накоплению на поверхности, что обеспечивало появление рельефа, наблюдаемого визуально в виде „мата“ в отраженном свете. Дополнительно был выращен референтный образец ВР2970 при температуре 380°C с низким давлением паров Bi ($5 \cdot 10^{-9}$ Торр).

Для образцов, растущих при температурах роста 300 и 250°C, наблюдался переход сверхструктуры

((3×1) → (1×3)), сохраняющейся неизменной в течение всего роста. Рост образцов при температурах 200 и 150°C проходил в условиях отсутствия сверхструктур. Наблюдались только тяжи основных рефлексов.

Такой вид дифракционной картины характерен для GaAs, растущего при низких температурах. Зеркально-гладкая поверхность для образцов, выращенных при температурах от 300°C и ниже, вероятно, связана с уменьшением, а возможно, и с подавлением сегрегации Bi.

Был выращен образец при температуре роста 200°C и $P_{\text{Bi}} = 4 \cdot 10^{-8}$ Торр. Рост проходил в условиях отсутствия на поверхности сверхструктуры. Поверхность после роста — зеркально-гладкая, что также может свидетельствовать о существенном уменьшении сегрегации Bi.

3. Исследования структуры и состава

Определение состава пленок проводилось методом рентгеноспектрального микроанализа (РСМА) на микроанализаторе Camebax (Франция), снабженном четырьмя рентгеновскими спектрометрами. Анализ состава проводился при ускоряющем напряжении электронов 10 кэВ и поглощенном токе 10 нА. В качестве эталонов использовался образец стехиометрического GaAs и металлический Bi. В качестве аналитических линий были выбраны Ga: L_{α} , As: L_{α} и Bi: M_{α} .

В образцах, выращенных при 380°C, концентрация висмута оказалась ниже предела обнаружения метода ($x < 0.8$ мол%) для любых потоков висмута, использованных в наших экспериментах. Висмут удалось обнаружить в образцах второй серии, выращенных при более низкой температуре. Погрешность измерения составляла ± 0.2 мол%. Результаты измерений приведены в таблице.

Для структурной характеристики образцов использовался метод высокоразрешающей рентгеновской дифрактометрии (high-resolution X-ray diffraction — HRXD). Кривые дифракционного отражения (КДО) были получены в низкодисперсионном двухкристальном варианте съемки на отражение, геометрия (+n, -m),

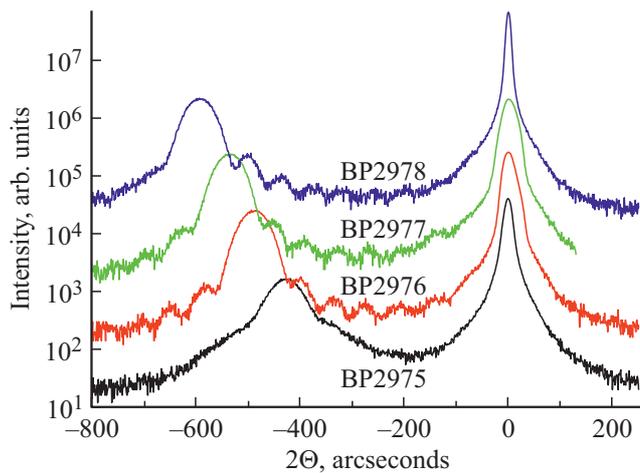


Рис. 1. Кривые дифракционного отражения в окрестности рефлекса $g = [004]$ для исследованных образцов $GaAs_{1-x}Bi_x$.

Силу $K_{\alpha 1}$ -излучение. В качестве монохроматора использовался монокристалл Ge с ориентацией (001). Рефлекс от монохроматора $g = [004]$. КДО регистрировались в рефлексах от образца для $g = [004]$ и $g = [224]$. В последнем случае использовалась геометрия скользящего угла падения и геометрия скользящего угла отражения.

Рефлекс $g = [004]$ использовался для определения полной ширины на половине высоты (ПШПВ) пиков пленки. По расстоянию между толщиной осцилляциями проверялась толщина слоя $GaAs_{1-x}Bi_x$. Пара КДО $g = [224]$ применялась для расчета деформационного состояния слоя в рамках тетрагональной модели [20]. Для расчета рассматривался твердый раствор $GaAs_{1-x}Bi_x$ и использовались параметры решетки $a_{GaAs} = 0.5653$ и $a_{GaBi} = 0.6324$ нм.

На рис. 1 приведены КДО четырех образцов $GaAs_{1-x}Bi_x$, полученные в окрестности рефлекса $g = [004]$. Угловое положение дифракционного пика подложки принято за начало отсчета. Для улучшения восприятия они сдвинуты по вертикали друг от друга с коэффициентом $\times 10$. На кривых КДО образца BP2975 видны только пики пленки и подложки. ПШПВ пика пленки составляет 73 угл.сек. В нижней части КДО наблюдается значительное уширение. Так как МЛЭ обеспечивает высокую однородность выращиваемых слоев по площади, это уширение свидетельствует о неоднородности деформаций по толщине слоя $GaAs_{1-x}Bi_x$. Наиболее вероятной причиной этой неоднородности является градиент концентрации висмута по толщине пленки. Наличие такого градиента подтверждает и отсутствие толщинных осцилляций.

Для образцов BP2976, BP2977 и BP2978, кроме пиков пленки и подложки, на КДО присутствуют также пики толщинных осцилляций. ПШПВ пиков пленки составляют 65, 62 и 64 угл.сек. соответственно. Регистрация таких осцилляций на кривой качания свидетельствует об однородности слоя $GaAs_{1-x}Bi_x$ и его

резких границах. Период толщинных осцилляций составляет ~ 60 угл.сек., что соответствует толщине слоя $GaAs_{1-x}Bi_x$ $d \approx 300$ нм.

Расчитанные значения содержания Bi в слоях приведены в таблице. Видно, что данные PCMA и HRXD количественно согласуются.

4. Оптические исследования

Оптические характеристики образцов исследовались с помощью спектроскопии отражения, пропускания и экстинкции света при нормальном падении в диапазоне длин волн 900–1600 нм при комнатной температуре. Источником излучения служила лампа Osram HLX 100W 6.6A с коллиматором. Регистрация спектров осуществлялась при помощи спектрометра OceanOptics NIRQuest-512. Запись спектров производилась на программном обеспечении OceanOptics SpectraSuite.

На рис. 2 приведены спектры оптической экстинкции образцов, выращенных при постоянном потоке Bi при давлении $P_{Bi} = 2 \cdot 10^{-8}$ Торр, в диапазоне температур роста 150–440°C. Спектры были получены из измеренных спектров пропускания с помощью закона Ламберта–Бугера–Бера

$$\alpha = -\ln(T_\alpha/T_0)/d, \quad (1)$$

где d — толщина исследуемой эпитаксиальной пленки, T_α — спектр ее оптического пропускания, а T_0 —

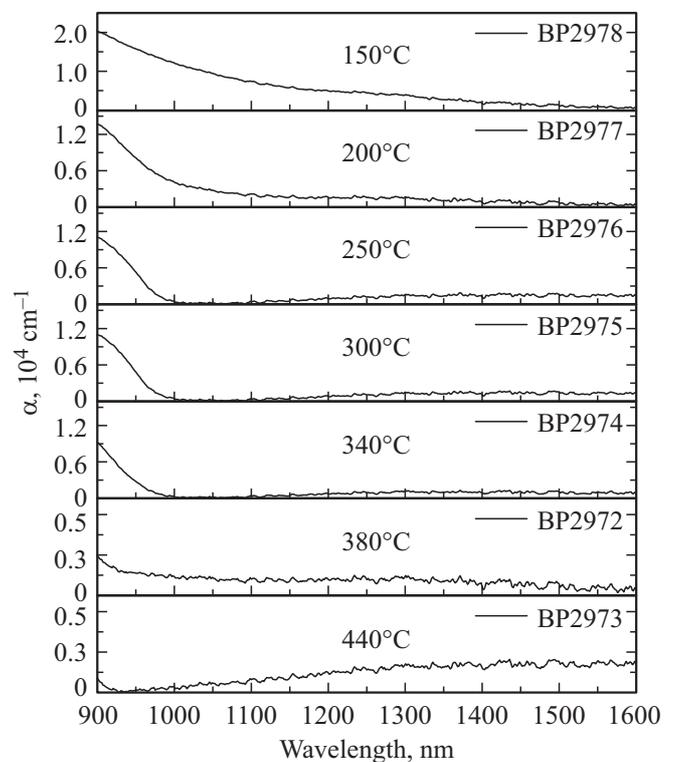


Рис. 2. Спектры коэффициента оптической экстинкции образцов $GaAs_{1-x}Bi_x$ в зависимости от температуры роста при постоянном давлении паров Bi $P_{Bi} = 2 \cdot 10^{-8}$ Торр.

референтный спектр пропускания GaAs, выращенного при стандартных условиях, не содержащего Bi.

Из рисунка видно, что с понижением температуры роста в оптических спектрах формируются широкие хвосты поглощения, простирающиеся до длины волны 1500 нм. Подобные особенности оптической экстинкции в нестехиометрических эпитаксиальных пленках GaAs хорошо известны [21] и обусловлены поглощением и рассеянием света в неупорядоченных системах точечных антиструктурных дефектов As_{Ga} в объеме пленки [22–24]. При этом величина коэффициента оптического поглощения с уменьшением температуры роста значительно возрастает вследствие увеличения концентрации нестехиометрического As [22–24] и для образца BP2978, выращенного при 150°C, достигает $2 \cdot 10^4 \text{ см}^{-1}$.

Кроме того, с изменением температуры роста наблюдается смещение края оптического поглощения, по-видимому, вызванное влиянием роста концентрации атомов Bi на величину запрещенной зоны материала $LT-GaAs_{1-x}Bi_x$. Качественная оценка величины смещения края оптического поглощения была сделана при помощи линейной интерполяции участка спектров в области 900–1000 нм относительно референтного образца BP2970. Из рассмотрения был исключен образец, выращенный при минимальной температуре 150°C вследствие существенного влияния высокой концентрации атомов избыточного As на форму оптического спектра [22–24]. Результаты приведены на рис. 3.

Абсолютная величина смещения края оптического поглощения увеличивается по мере понижения температуры роста образцов. Данный факт позволяет предположить, что при постоянном давлении паров Bi при понижении температуры роста его концентрация в эпитаксиальных пленках возрастает. Это, в частности, подтверждается результатами по определению молекулярной концентрации Bi, полученными в рамках методов PCMA и HXRD (см. таблицу).

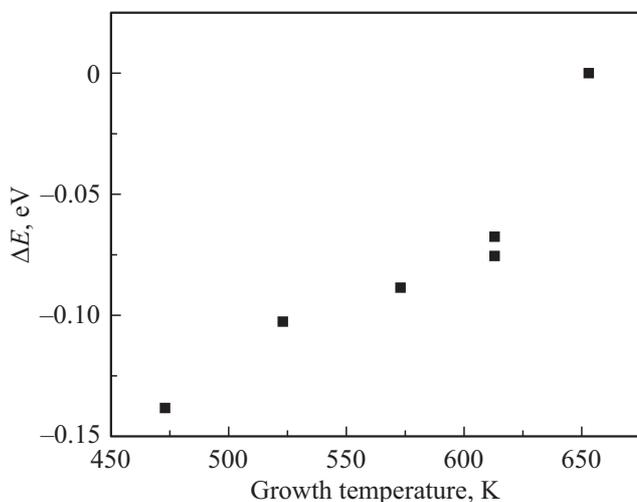


Рис. 3. Смещение края оптического поглощения в зависимости от температуры роста образцов.

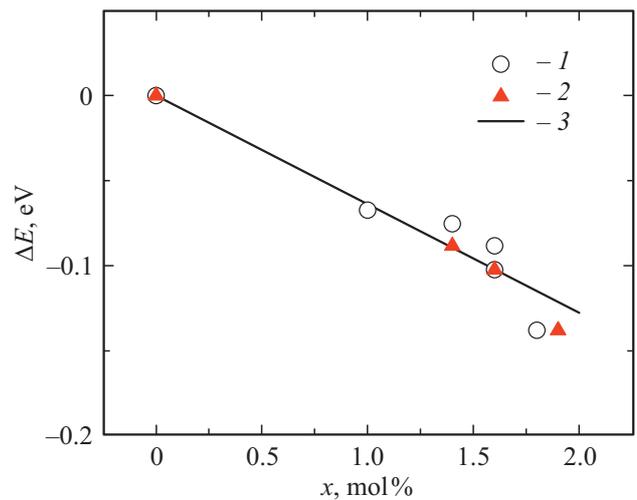


Рис. 4. Смещение края оптического поглощения $GaAs_{1-x}Bi_x$ в зависимости от молекулярной концентрации Bi, определенной методами PCMA (1) и HXRD (2). Сплошной линией (3) представлена линейная аппроксимация из работы [25].

Соответствующие зависимости величины смещения края оптического поглощения от измеренных молекулярных концентраций Bi методами PCMA и HXRD приведены на рис. 4. Образец, выращенный при минимальной температуре 150°C, был исключен из рассмотрения вследствие существенного влияния высокой концентрации атомов избыточного As на форму оптического спектра [22–24].

Сплошной черной линией представлена полученная в работе [25] линейная подгонная зависимость вариации ширины запрещенной зоны материала $GaAs_{1-x}Bi_x$ от концентрации Bi: $\Delta E = -6.4x$. Как видно, данная аппроксимация количественно описывает измеренную нами зависимость.

5. Обсуждение результатов

Проведенные исследования показали, что из-за агрегации атомов Bi и их конкуренции с атомами As при встраивании в растущий кристалл выращивание слоев $GaAs_{1-x}Bi_x$ может происходить только в узком диапазоне ростовых условий: при температурах не выше 350°C и стехиометрическом соотношении (As + Bi) и Ga на растущей поверхности, т. е. вблизи границы морфологической устойчивости. Пересечение этой границы сопровождается резким увеличением шероховатости растущего слоя $GaAs_{1-x}Bi_x$, а также появлением капель Bi и Ga с последующим образованием металлических включений. Кроме того, на морфологии поверхности слоя могут отрицательно сказываться напряжения и дислокации, так как параметры решеток слоев $GaAs_{1-x}Bi_x$ и подложки GaAs различаются. По этим причинам требуется эффективный непрерывный контроль поверхности слоев $GaAs_{1-x}Bi_x$ во время выращивания (*in situ*).

Однородность выращиваемых слоев GaAs_{1-x}Bi_x по составу обеспечивается при температурах эпитаксии 150–250°C, а при более высоких температурах сегрегация висмута приводит к градиенту состава по толщине. При экстремально низкой температуре роста 150°C происходит захват большого числа избыточных атомов мышьяка в растущий слой с образованием антиструктурных дефектов. Технология МЛЭ при пониженной температуре и прецизионном контроле соотношения молекулярных потоков позволила получить слои GaAs_{1-x}Bi_x с содержанием висмута x до 2 мол%.

Оптические исследования подтвердили, что относительно небольшое содержание висмута приводит к весьма существенному сужению запрещенной зоны материала. Принимая во внимание влияние хвостов зон, вызванных формированием антиструктурных дефектов мышьяка, изменение ширины запрещенной зоны, вызванное формированием твердого раствора GaAs_{1-x}Bi_x, можно описать линейным законом $\Delta E = -6.4x$, экспериментально полученным в работе [25]. Достигнутое нами максимальное уменьшение запрещенной зоны, связанное с формированием твердого раствора GaAs_{1-x}Bi_x, составляет ~ 0.14 эВ при содержании висмута ~ 2 мол% и реализуется при температуре эпитаксии 200°C.

6. Заключение

Методом МЛЭ при пониженной температуре 150–350°C выращены эпитаксиальные слои твердых растворов GaAs_{1-x}Bi_x толщиной 0.3 мкм с содержанием висмута $0 < x < 0.02$. При более высоких температурах роста захват висмута в растущий слой малоэффективен при любом соотношении молекулярных потоков. Экспериментально определена зависимость концентрации висмута в выращенных слоях от температуры. Изучены структурные и оптические свойства слоев. Показано, что эпитаксиальные слои обладают весьма высоким кристаллическим совершенством. Показано, что формирование твердого раствора GaAs_{1-x}Bi_x приводит к уменьшению ширины запрещенной зоны по линейному закону. Достигнуто уменьшение запрещенной зоны на 0.14 эВ при содержании висмута ~ 2 мол%. Такое изменение запрещенной зоны реализуется в образце, выращенном при температуре эпитаксии 200°C и $P_{\text{Bi}} = 2 \cdot 10^{-8}$ Торр.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

[1] V.V. Chaldyshev, S.V. Novikov. *Isovalent impurity doping of direct-gap III-V semiconductor layers*. In: *Semiconductor Technology: Processing and Novel Fabrication Techniques*, eds. M. Levinshtein and M. Shur (Wiley-Interscience, N.Y., USA, 1997).

- [2] Р.Х. Акчурин, Ю.Ф. Бирюлин, Ле Динь Као, В.И. Фистуль, В.В. Чалдышев. *Электрон. техн. Материалы*, **11**, 22 (1984).
- [3] Ю.Ф. Бирюлин, Н.В. Ганина, В.В. Чалдышев, Ю.В. Шмарцев. *ФТП*, **19** (6), 1104 (1985).
- [4] Н.В. Ганина, В.Б. Уфимцев, В.И. Фистуль. *Письма ЖТФ*, **8**, 620 (1982).
- [5] Ю.Ф. Бирюлин, Н.В. Ганина, В.В. Чалдышев, Ю.В. Шмарцев. *Письма ЖТФ*, **12** (5), 274 (1986).
- [6] Ю.Ф. Бирюлин, Л.В. Голубев, С.В. Новиков, В.В. Чалдышев, Ю.В. Шмарцев. *ФТП*, **21** (5), 949 (1987).
- [7] Ю.Ф. Бирюлин, В.В. Воробьева, В.Г. Голубев, Л.В. Голубев, В.И. Иванов-Омский, С.В. Новиков, А.В. Осутин, И.Г. Савельев, В.В. Чалдышев, Ю.В. Шмарцев, О.В. Ярошевич. *ФТП*, **21** (12), 2201 (1987).
- [8] S. Tixier, M. Adamcyk, T. Tiedje, S. Francoeur, A. Mascarenhas, P. Wei, F. Schiettekatte. *Appl. Phys. Lett.*, **82** (14), 2245 (2003).
- [9] S. Francoeur, M.-J. Seong, A. Mascarenhas, S. Tixier, M. Adamcyk, T. Tiedje. *Appl. Phys. Lett.*, **82** (22), 3874 (2003).
- [10] E. Tisbi, E. Placidi, R. Magri, P. Proposito, R. Francini, A. Zaganelli, S. Cecchi, E. Zallo, R. Calarco, E. Luna, J. Honolka, M. Vondráček, S. Colonna, F. Arciprete. *Phys. Rev. Appl.*, **14** (1), 014028 (2020).
- [11] Yuchen Liu, Xin Yi, N.J. Bailey, Zhize Zhou, T.B.O. Rockett, Leh W. Lim, Chee H. Tan, R.D. Richards, J.P.R. David. *Nature Commun.*, **12** (1), 4784 (2021).
- [12] K. Bertulis, A. Krotkus, G. Aleksejenko, V. Pačebutas, R. Adomavičius, G. Molis, S. Marcinkevičius. *Appl. Phys. Lett.*, **88** (20), 201112 (2006).
- [13] Sonia Blel, C. Bilel. *J. Electron. Mater.*, **50** (6), 3380 (2021).
- [14] S.T. Schaefer, M.S. Milosavljevic, R.R. Kosireddy, S.R. Johnson. *J. Appl. Phys.*, **129** (3), 035303 (2021).
- [15] Y. Guan, G. Luo, D. Morgan, S.E. Babcock, T.F. Kuech. *J. Phys. Chem. Solids*, **138**, 109245 (2020).
- [16] M.A. Stevens, K.A. Grossklaus, T.E. Vandervelde. *J. Cryst. Growth*, **527**, 125216 (2019).
- [17] C. Cornille, A. Arnoult, Q. Gravelier, C. Fontaine. *J. Appl. Phys.*, **126** (9), 093106 (2019).
- [18] M.A. Stevens, K.A. Grossklaus, J.H. McElearney, T.E. Vandervelde. *J. Electron. Mater.*, **48** (5), 3376 (2019).
- [19] J. Puustinen, J. Hilska, M. Guina. *J. Cryst. Growth*, **511**, 33 (2019).
- [20] P. van der Sluis. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **26**, A188 (1993).
- [21] G.M. Martin. *Appl. Phys. Lett.*, **39**, 9 (1981).
- [22] L.G. Lavrent'eva, M.D. Vilisova, V.V. Preobrazhenskii, V.V. Chaldyshev. *Crystallography Reports*, **47**, S118 (2002).
- [23] V.V. Chaldyshev. *Mater. Sci. Eng. B*, **88**, 195 (2002).
- [24] M.R. Melloch, J.M. Woodall, E.S. Harmon, N. Otsuka, F.H. Pollak, D.D. Nolte, R.M. Feenstra, M.A. Lutz. *Annual Rev. Mater. Sci.*, **25**, 547 (1995).
- [25] A.R. Mohmad, F. Bastiman, J.S. Ng, S.J. Sweeney, J.P.R. David. *Phys. Status Solidi C*, **9** (2), 259 (2012).

Редактор Г.А. Оганесян

Growth of GaAs_{1-x}Bi_x layers by molecular-beam epitaxy

*B.R. Semyagin¹, A.V. Kolesnikov¹, M.A. Putyato¹,
V.V. Preobrazhenskii¹, T.B. Popova²,
V.I. Ushanov², V.V. Chaldyshev²*

¹ Rzhanov Institute of Semiconductor Physics,
Siberian Branch of Russian Academy of Sciences,
630090 Novosibirsk, Russia

² Ioffe Institute,
194021 St. Petersburg, Russia

Abstract By molecular-beam epitaxy we have grown epitaxial layers of GaAs_{1-x}Bi_x solid solutions with bismuth content of $0 < x < 0.02$. Structural and optical properties of the layers were investigated. We determine the influence of the bismuth flux and substrate temperature on the bismuth incorporation into the growing layers.