

УДК 621.315.592

## Получение и исследование свойств слоев GaAs, легированных висмутом

© Д.А. Здоровейцев<sup>1</sup>, О.В. Вихрова<sup>1</sup>, Ю.А. Данилов<sup>1</sup>, В.П. Лесников<sup>1</sup>,  
А.В. Нежданов<sup>1</sup>, А.Е. Парафин<sup>2</sup>, С.М. Планкина<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского,  
603022 Нижний Новгород, Россия

<sup>2</sup> Институт физики микроструктур Российской академии наук,  
603950 Нижний Новгород, Россия

E-mail: daniel.zdorov@gmail.com

Поступила в Редакцию 24 августа 2023 г.

В окончательной редакции 1 сентября 2023 г.

Принята к публикации 1 сентября 2023 г.

Импульсное лазерное напыление в вакууме при 220°C слоев GaAs, сильно легированных Mn и (или) Bi, использовано для формирования наноструктур на подложках *i*-GaAs (100). Показано, что для электрической активации марганца целесообразно использовать последующий отжиг импульсом эксимерного лазера с длиной волны 248 нм и длительностью 30 нс. Структуры показывают аномальный эффект Холла с петлей гистерезиса на магнитопольевой зависимости вплоть до температуры Кюри ~ 70 К. Отрицательное магнетосопротивление наблюдается вплоть до температур ~ 150 К. Висмут не препятствует активации атомов Mn при отжиге и способствует увеличению коэрцитивного поля ферромагнитного полупроводника GaMnAs.

**Ключевые слова:** арсенид галлия, импульсное лазерное напыление, легирование Bi и Mn, импульсный лазерный отжиг, ферромагнитные свойства.

DOI: 10.61011/FTP.2023.06.56465.16k

### 1. Введение

Атомы Bi (элемент V группы Периодической таблицы) являются изовалентными для атомов мышьяка и при вхождении их в кристаллическую решетку арсенида галлия замещают As с образованием твердого раствора типа GaAs<sub>1-x</sub>Bi<sub>x</sub>. Так как атомы Bi тяжелее атомов As (209 и 75 а.е.м. соответственно), то при легировании ими арсенида галлия возникает ряд явлений.

Во-первых, наблюдается уменьшение ширины запрещенной зоны ( $E_g$ ) материала. В работе [1] показано, что величина  $E_g$  монотонно уменьшается от 1.42 эВ (температура измерений 300 К) для GaAs до 0.8 эВ для GaAs с содержанием Bi ~ 11 ат%.

Во-вторых, в GaAs:Bi даже для небольших концентраций висмута заметно увеличивается энергия спин-орбитального расщепления ( $\Delta_{SO}$ ). В работе [2] наблюдалось увеличение величины  $\Delta_{SO}$  от 0.34 эВ (для GaAs) до ~ 0.46 эВ при содержании висмута ~ 1.8 ат%.

В-третьих, атомы Bi оказывают специфическое влияние на транспорт носителей заряда в GaAs. Так, в работе [3] показано, что при концентрациях висмута вплоть до 1.6 ат% в слоях GaAs:Bi подвижность электронов изменяется незначительно, в то время как подвижность дырок уменьшается на порядок величины. Также, кроме падения подвижности, наблюдалось [3] падение концентрации носителей для *p*-типа GaAs<sub>1-x</sub>Bi<sub>x</sub>, что было объяснено авторами появлением кластеров висмута в GaAs, сопровождающимся образованием состояний-ловушек для дырок.

Локализация дырок в GaAs:Bi явилась предметом ряда теоретических и экспериментальных работ (см., например, [4]). В связи с этим необходимо отметить, что вопрос о предельной равновесной растворимости Bi остается открытым. Так, в работе [5] на основании теоретического расчета делается вывод о низкой растворимости Bi в GaAs. Однако в статье [6] указывается о введении в твердый раствор GaAs<sub>1-x</sub>Bi<sub>x</sub> до 20% висмута в процессе молекулярно-лучевой эпитаксии.

При легировании висмутом структур на основе GaAs наблюдали эффекты сегрегации (см., например, [6,7]). В работе [8] отмечена роль висмута как сурфактанта при формировании структур с квантовыми точками InAs на поверхности GaAs. Авторы считали, что в процессе газофазной эпитаксии роль висмута состоит в ограничении миграционной подвижности других атомов на поверхности растущего слоя, в результате чего получались более однородные массивы квантовых точек.

В практическом плане легирование висмутом может иметь значение для увеличения спин-орбитального взаимодействия в ферромагнитных полупроводниковых слоях на основе GaAs, созданных путем введения нескольких атомных процентов переходных элементов (Mn) и имеющих значительные перспективы для изготовления приборов энергонезависимой памяти, структур с передачей спина и других устройств спинтроники [9].

Отметим, что в последних работах легирование висмутом структур на основе GaAs осуществляется, как правило, в процессе молекулярно-лучевой эпитаксии

(ранее в ходе жидкофазной и газифазной эпитаксии). Однако установки молекулярно-лучевой эпитаксии являются очень дорогостоящими, к тому же для проведения каждого процесса требуются большие затраты времени, что делает метод не подходящим даже для малосерийного производства приборных структур. Поэтому альтернативные, более производительные и менее экономически затратные методы легирования GaAs представляют интерес. Среди них можем указать, например, ионную имплантацию, а также метод импульсного лазерного нанесения, использованный в данной работе для легирования GaAs висмутом в процессе выращивания слоев. Для развития материалов спинтроники важным может быть также реализуемое здесь совместное легирование арсенида галлия висмутом и магнитной примесью (Mn).

## 2. Методика эксперимента

В качестве подложек для нанесения слоев арсенида галлия, легированных висмутом, использованы *epi-ready* пластины полупроводящего GaAs с ориентацией поверхности (100). В работе использовался метод импульсного лазерного напыления в вакууме (ИЛН) для формирования структур GaAs:Bi и GaMnAs:Bi. Этот метод реализован в камере, внутри которой создается вакуум с давлением  $\leq 10^{-6}$  Торр. Излучение Nd:YAG-лазера марки LQ-529, работающего на второй гармонике с длиной волны 532 нм, вводилось в вакуумную камеру через кварцевое окно, направлялось оптической системой на вращающуюся составную мишень (пластина нелегированного GaAs с сектором из металлического Mn и/или Bi) и распыляло ее. Лазерный пучок фокусировался на мишени в пятно площадью  $\sim 1.2$  мм<sup>2</sup>, а плотность энергии в распыляющем импульсе составляла  $\sim 20$  Дж/см<sup>2</sup> (энергия импульса  $\approx 240$  мДж) при длительности импульса 10 нс и частоте повторения  $\sim 10$  Гц. Лазерный пучок смещен относительно центра вращения мишени, поэтому след от лазерного испарения имеет форму окружности. Технологический состав полученных слоев определялся углом сектора из металла (Bi, Mn), вставленного в эту окружность. На расстоянии  $\approx 5$  см от мишени установлен нагреваемый держатель подложки. Температура процесса для всех изготовленных структур составляла 220°C. Скорость нанесения GaAs, измеренная с помощью прибора TalySurf CCI 2000 (ИФМ РАН), составляла  $\sim 2.0 \pm 0.2$  нм/мин.

Выбор нами температуры получения легированных слоев обусловлен следующими обстоятельствами. Ранее было установлено [10], что при импульсном лазерном напылении слоев GaMnAs фазовый состав определяется как количеством вводимого марганца, так и температурой процесса. В частности, при технологическом содержании марганца 17% в GaAs и температуре нанесения 300°C отмечено формирование ферромагнитных кластеров MnAs [10]. Стремлением минимизировать вероятность появления кластеров второй фазы обусловлено снижение температуры нанесения

до 220°C. Отметим, что формирование слоев GaMnAs методом молекулярно-лучевой эпитаксии также обычно производится при температурах вблизи используемой нами [11,12].

В связи с некоторыми особенностями метода ИЛН (главным образом из-за воздействия компонентов лазерной плазмы на растущий слой) сформированный GaAs с сильным легированием Mn и (или) Bi имеет высокое электрическое сопротивление, поэтому возникает необходимость в дополнительной обработке структур, выращенных при низкой температуре. Термический отжиг не может быть использован вследствие формирования в GaAs даже при температурах  $\sim 580$ °C второй фазы (MnAs в случае легирования марганцем [12]) из-за низкой твердотельной растворимости указанных примесей. Альтернативой является неравновесный метод импульсного лазерного отжига, который обеспечивает формирование однофазных слоев сильно легированного GaAs независимо от способа предварительного введения примеси (например, Mn): ионной имплантацией [13] или ИЛН [10].

В настоящей работе ряд образцов подвергался послеростовому импульсному лазерному отжигу (ИЛО) с использованием эксимерного лазера LPX-200 (рабочая смесь KrF, длина волны 248 нм, длительность импульса 30 нс). Использовалось облучение образца одиночным расфокусированным импульсом с площадью  $\sim 1-1.5$  см<sup>2</sup>. Плотность энергии импульса варьировалась в диапазоне от 300 до 400 мДж/см<sup>2</sup>. В таблице представлены составы образцов, параметры нанесения и отжига.

На полученных структурах измерялись слоевое сопротивление и эффект Холла в геометрии Ван дер Пау при комнатной температуре с помощью установки Nanometrics 9500 для определения электротранспортных характеристик и оценки влияния лазерного отжига на них.

На структурах со слоями, легированными марганцем и висмутом, в диапазоне температур 6–300 К измерялись магнитопольные зависимости сопротивления Холла, а также магнетосопротивление, которое характеризует спин-зависимое рассеяние носителей заряда в магнитных полупроводниках. Эти измерения проводились с использованием измерительного комплекса на базе гелиевого криостата замкнутого цикла Janis CCS-300S/202, включающего электромагнит и прибор Keithley 2400, выполняющий функции источника тока и измерителя напряжения с входным сопротивлением  $> 10$  ГОм.

Спектры комбинационного рассеяния света (КРС) были исследованы на комплексе NTEGRA Spectra производства NT-MDT с применением лазера с длиной волны 473 нм. Излучение фокусировалось объективом 100x с апертурой NA = 0.9. Мощность лазерного излучения составляла 0.5 мВт. Исследование спектров КРС проводилось в геометрии обратного рассеяния. Измерения спектров КРС осуществлялись в диапазоне 50–900 см<sup>-1</sup> с разрешением 0.7 см<sup>-1</sup>. Все спектры были получены при комнатной температуре.

Описание технологических условий получения образцов методом импульсного лазерного напыления и электрические параметры исходных структур, а также структур, подвергнутых импульсному лазерному отжигу

Номер структуры	Технологические условия		Электрические параметры слоев			
	Оценка содержания примеси, %	Лазерный отжиг, $E, \text{мДж/см}^2$	Тип проводимости	$R_S, \text{Ом/}\square$	$n(p)_s, \text{см}^{-2}$	$\mu_H, \text{см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$
Bi-0	12 (Bi)	без отжига	$n$	$5.2 \cdot 10^8$	$2.05 \cdot 10^7$	580
Bi-1		300	$n$	$1.8 \cdot 10^8$	$2.5 \cdot 10^8$	140
Bi-2		400	$n$	$4.4 \cdot 10^8$	$3.0 \cdot 10^7$	470
MnBi-0	22 (Mn) и 6 (Bi)	Без отжига	$n$	$1.5 \cdot 10^7$	$3.9 \cdot 10^{10}$	11
MnBi-1		300	$p$	580	$2.05 \cdot 10^{15}$	5.3
MnBi-2		400	$p$	500	$3.95 \cdot 10^{15}$	3.2

Примечание. Толщина слоев составляла  $\sim 40$  нм.

### 3. Результаты экспериментов

Результаты измерений электрических свойств методом эффекта Холла при комнатной температуре (слоевого сопротивления  $R_S$ , слоевой концентрации  $n_s(p_s)$  и эффективной подвижности носителей тока  $\mu_H$ ) приведены в таблице. Структуры со слоями GaAs:Bi и GaMnAs:Bi, полученными методом ИЛН, имеют электронный тип проводимости и достаточно высокое слоевое сопротивление. Отметим, что слоевое сопротивление использованной исходной подложки  $i$ -GaAs составило  $(3-5) \cdot 10^9 \text{ Ом/}\square$  (соответствует удельному сопротивлению материала  $\approx 10^8 \text{ Ом} \cdot \text{см}$ ), а подвижность электронов  $\approx 3700-4800 \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$ . Таким образом, сопротивление структур со слоями GaAs:Bi и GaMnAs:Bi на один и два порядка величины, соответственно, меньше слоевого сопротивления исходной подложки  $i$ -GaAs; следовательно, шунтирующим действием подложки в первом приближении можно пренебречь.

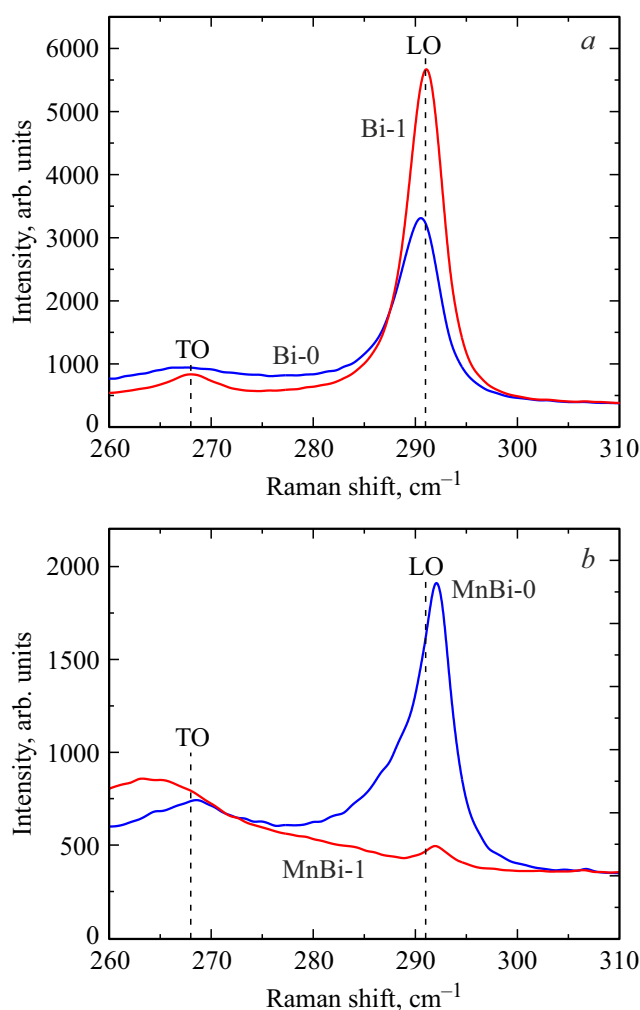
Нелегированные слои GaAs, выращенные методом ИЛН в аналогичных условиях (температура нанесения  $\approx 250^\circ\text{C}$ ), имеют слоевое сопротивление  $\sim 3 \cdot 10^9 \text{ Ом/}\square$  и достаточно высокую подвижность электронов ( $2600 \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$ ).

После лазерного отжига структуры Bi-1 и Bi-2 также показывают слоевое сопротивление  $> 10^8 \text{ Ом/}\square$  и  $n$ -тип проводимости, что соответствует отсутствию электрической активации атомов висмута. Кардинальные изменения произошли после лазерного отжига структур со слоями, легированными марганцем. В результате ИЛО структур MnBi-1 и MnBi-2 их слоевое сопротивление уменьшилось до  $R_S \approx 500 \text{ Ом/}\square$ , проводимость стала дырочной, а слоевая концентрация дырок превысила  $10^{15} \text{ см}^{-2}$ , что свидетельствует об электрической активации марганца (акцептора) в процессе отжига. С увеличением плотности энергии в импульсе увеличивается концентрация и уменьшается подвижность дырок (см. таблицу). Подвижность дырок ( $3-5 \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$ ) в образцах MnBi-2 и MnBi-1 характерна для рассеяния на фоно-

нах и на ионизированной примеси в сильно легированном (с концентрацией  $> 10^{20} \text{ см}^{-3}$ ) акцепторами GaAs [14]. Для образца MnBi-2 при толщине легированного слоя  $\approx 40$  нм объемная концентрация ионизированных акцепторов оценивается величиной  $\approx 10^{21} \text{ см}^{-3}$ .

Далее рассмотрим результаты, полученные методом спектроскопии комбинационного рассеяния света. На рис. 1 представлены спектры КРС структур до и после импульсного лазерного отжига. На спектрах, полученных для неотожженной структуры Bi-0 (рис. 1, а), наблюдается только пик, обусловленный LO-фононами и незначительно (на  $\approx 0.7 \text{ см}^{-1}$ ) сдвинутый в „красную“ область от значения для нелегированного GaAs [15]. В результате лазерного отжига с плотностью энергии  $300 \text{ мДж/см}^2$  спектр КРС (обозначен как Bi-1) изменяется: LO-пик становится выше и сужается от  $4.6 \text{ см}^{-1}$  (полная ширина пика на полувысоте) для исходного образца до  $3.2 \text{ см}^{-1}$  для отожженного. Также виден пик, отвечающий TO-моду GaAs и присутствующий в спектре вследствие разупорядочения и (или) небольшого отклонения от геометрии обратного рассеяния. При этом частоты обоих пиков близки к „литературным“ значениям для GaAs ( $291$  и  $268 \text{ см}^{-1}$  для LO- и TO-пиков соответственно) [15].

На рис. 1, б показаны спектры КРС для образцов со слоями GaMnAs:Bi до и после ИЛО. До лазерного отжига спектр состоит из LO-пика, сдвинутого в „синюю“ сторону на  $0.9 \text{ см}^{-1}$  относительно пика для GaAs и имеющего ширину  $3.2 \text{ см}^{-1}$ , и низкоинтенсивного широкого TO-пика, также сдвинутого в „синюю“ область на  $0.8 \text{ см}^{-1}$  по отношению к GaAs. Существенно изменился спектр КРС после лазерного отжига: интенсивность LO-пика значительно уменьшилась, хотя его положение и осталось смещенным. Появилась широкая полоса при  $\approx 265 \text{ см}^{-1}$ , которую, принимая во внимание данные работы [16], следует интерпретировать как связанную фонон-плазмонную моду (СФПМ). Для образца MnBi-2 (лазерный отжиг при плотности энергии  $400 \text{ мДж/см}^2$ ) спектр КРС (не показан) имеет такие же особенности,



**Рис. 1.** Спектры комбинационного рассеяния света для выращенных и отожженных лазером (плотность энергии импульса  $300 \text{ мДж/см}^2$ ) образцов: *a* — GaAs:Bi; *b* — GaMnAs:Bi. Вертикальные пунктирные линии показывают положения пиков, связанных с TO- и LO-фононами в нелегированном GaAs [15]. (Цветной вариант рисунка представлен в электронной версии статьи).

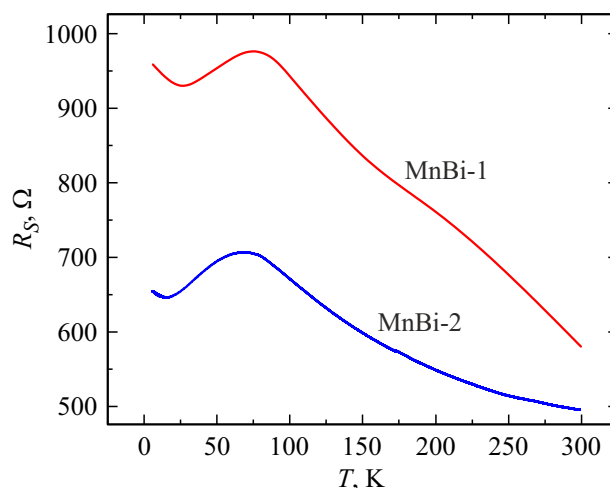
как и для образца MnBi-1, только интенсивность полосы СФПМ заметно выше.

На всех образцах наблюдаются широкие слабые полосы вблизи  $185$  и  $214 \text{ см}^{-1}$  (на графиках этот диапазон не показан), которые ряд авторов интерпретируют как GaBi-подобные TO- и LO-моды [17]. Другие авторы связывают эти полосы с висмутом в междоузлии и в позиции галлия ( $\text{Bi}_{\text{Ga}}$ ) [18]. На спектрах КРС после отжига интенсивность этих полос уменьшается.

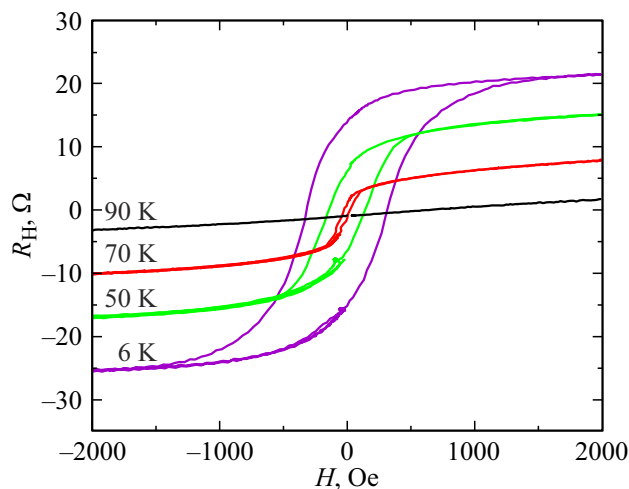
Для структур MnBi-1 и MnBi-2 выполнена серия низкотемпературных измерений гальваномагнитных свойств слоев. На рис. 2 показаны температурные зависимости слоевого сопротивления. Обе зависимости имеют особенность, характерную для ферромагнитных полупроводников и проявляющуюся в появлении пика на температурной зависимости сопротивления при неко-

торой температуре, которая обычно интерпретируется как температура Кюри (точка фазового перехода от ферромагнитного состояния к парамагнитному). Для структуры MnBi-1 максимум сопротивления находится при температуре  $75 \text{ К}$ , а для MnBi-2 — при  $\approx 70 \text{ К}$ .

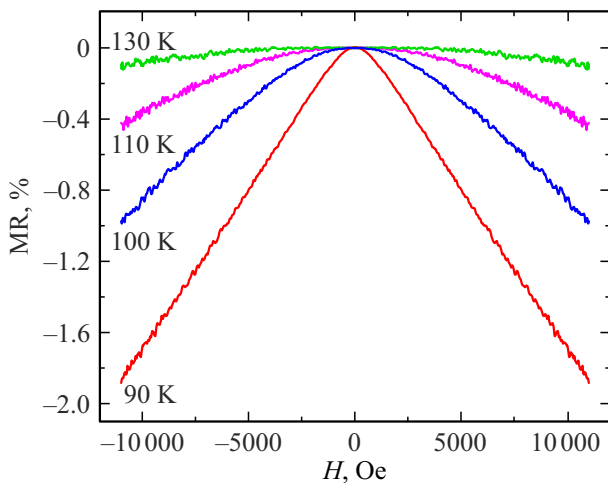
На рис. 3 показаны магнитопольные зависимости сопротивления Холла ( $R_H$ ) для образца MnBi-2 при варьировании температуры. Эффект Холла носит ярко выраженный аномальный характер. Отметим наличие петли гистерезиса при температурах вплоть до  $70 \text{ К}$ . Ширина петли гистерезиса (коэрцитивное поле) монотонно уменьшается с увеличением температуры измерений от  $320 \text{ Э}$  при  $6 \text{ К}$  до  $\approx 20 \text{ Э}$  при  $70 \text{ К}$ . Слабая нелинейность зависимости  $R_H$  от напряженности магнитного поля при отсутствии петли гистерезиса сохраняется при более



**Рис. 2.** Температурные зависимости слоевого сопротивления образцов GaMnAs:Bi после лазерного отжига с плотностью энергии импульса  $300$  и  $400 \text{ мДж/см}^2$ .



**Рис. 3.** Магнитопольные зависимости эффекта Холла при разных температурах измерения для слоя GaMnAs:Bi после лазерного отжига с плотностью энергии импульса  $400 \text{ мДж/см}^2$  (образец MnBi-2).



**Рис. 4.** Магнетосопротивление при различных температурах для слоя GaMnAs:Bi после лазерного отжига с плотностью энергии импульса  $300 \text{ мДж/см}^2$  (образец MnBi-1).

высоких температурах (90 K). Магнитолевые зависимости эффекта Холла для образца MnBi-1 (лазерный отжиг при  $E = 300 \text{ мДж/см}^2$ ) также имеют аномальный вид с петлей гистерезиса вплоть до температуры 75 K, несмотря на то что петля гистерезиса значительно уже, чем для образца MnBi-2. Так, при 6 K коэрцитивное поле составляет  $\approx 135 \text{ Э}$  и монотонно снижается вплоть до  $15 \text{ Э}$  при 70 K.

Магнетосопротивление структур MnBi-1 и MnBi-2 является отрицательным при низких температурах. Особенностью магнитолевых зависимостей магнетосопротивления является сохранение отрицательного характера при температурах выше температуры Кюри. На рис. 4 показаны результаты измерения магнетосопротивления структуры MnBi-1 в диапазоне температур  $> 90 \text{ K}$ . Видно, что слабое отрицательное магнетосопротивление имеет место даже при 130 K. Аналогичное поведение отмечено и для структуры MnBi-2.

#### 4. Обсуждение результатов

При обсуждении полученных результатов обратим внимание сначала на температуру получения легированных слоев. Выше указано, что температура процесса нанесения  $220^\circ\text{C}$  была выбрана для предотвращения образования кластеров типа MnAs при получении слоев GaMnAs. Очевидно, однако, что эта температура не позволяет избежать появления точечных дефектов, возникающих в растущем слое в процессе воздействия на него компонентов лазерной плазмы. Остаточными нарушениями (например, типа антиструктурного дефекта  $\text{As}_{\text{Ga}}$ ) мог быть обусловлен  $n$ -тип проводимости в полученных слоях. Ясно, что из-за присутствия таких дефектов не проявляется акцепторное поведение атомов марганца в GaMnAs:Bi (образец MnBi-0 в таблице).

В работе [19] отжиг импульсом эксимерного KrF-лазера с  $E > 230 \text{ мДж/см}^2$  успешно использован для

электрической активации марганца в слоях GaMnAs. Поэтому в настоящей работе при формировании слоев, легированных марганцем и висмутом, использована схема „низкотемпературное лазерное напыление плюс импульсный лазерный отжиг“.

Из результатов, представленных в таблице, видно, что эта схема успешно работает и в случае совместного легирования слоев GaAs марганцем и висмутом: отожженные слои GaMnAs:Bi имеют  $p$ -тип проводимости и высокую слоевую концентрацию дырок ( $> 10^{15} \text{ см}^{-2}$ ) даже при плотности энергии ИЛО  $300 \text{ мДж/см}^2$ . С увеличением  $E$  до  $400 \text{ мДж/см}^2$  концентрация дырок увеличивается почти в 2 раза, а подвижность уменьшается, что говорит о дальнейшем встраивании атомов марганца в подрешетку галлия.

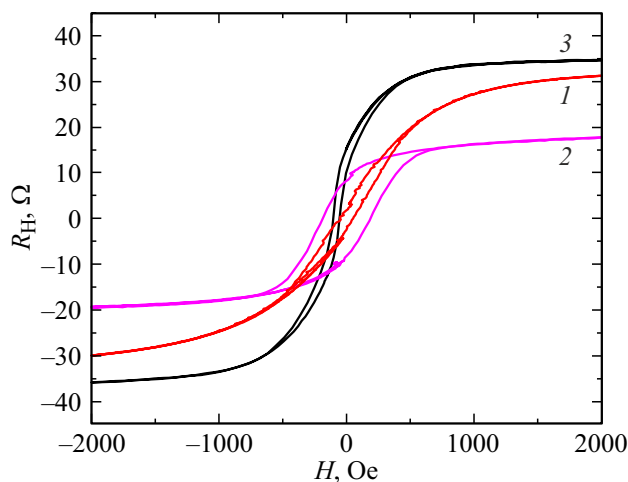
Представленные результаты электрических измерений согласуются с данными, полученными методом спектроскопии КРС. Появление широкой полосы при  $\approx 265 \text{ см}^{-1}$  после ИЛО с  $E = 300 \text{ мДж/см}^2$  и ее интерпретация как связанной фонон-плазменной моды подтверждается электрическими измерениями: пересчитанная из слоевого значения объемная концентрация дырок для легированного слоя образца MnBi-1 составляет  $\approx 5 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$  (это значение близко к указанной в работе [16] для СФПМ при  $265 \text{ см}^{-1}$  величине концентрации дырок  $7 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$ ). Зафиксированное нами увеличение интенсивности полосы при  $265 \text{ см}^{-1}$  в результате отжига с  $E = 400 \text{ мДж/см}^2$  коррелирует с увеличением в 2 раза концентрации дырок в легированном Mn и Bi слое.

Исследования спектров КРС (сравнение ширины пиков на рис. 1, *a* и *b*) показали, что легирование висмутом не так сильно нарушает кристаллическую решетку GaAs, как легирование марганцем. На полученных спектрах КРС слоев GaAs:Bi не наблюдается СФПМ, а сравнение спектров показывает, что реальное содержание висмута, вводимого при лазерном нанесении, ниже технологического и составляет, видимо,  $< 1.5\%$ .

Можно констатировать, что введение атомов висмута при ИЛН не сильно (по данным КРС) нарушает структуру GaAs и по крайней мере не препятствует электрической активации марганца при лазерном отжиге. Вопрос о том, каково реальное (отличное от технологического) содержание атомов висмута, вводимого при ИЛН, в решетке GaAs, представляет интерес и требует дальнейших исследований с привлечением методов элементного анализа.

Нагрев легированного слоя GaAs наносекундным импульсом эксимерного лазера позволяет значительной доле введенных атомов Mn занять замещающее положение в подрешетке галлия, тем самым приводя к появлению высокой концентрации дырок. Ферромагнитный обмен между ионами марганца в узлах, вероятнее всего, происходит по механизму косвенного обмена по типу Рудермана–Киттеля–Касуи–Иосиды. Температура Кюри ( $\sim 75 \text{ K}$ ) изученных образцов является достаточно типичной для слоев GaMnAs.

Отрицательное магнетосопротивление выше температуры Кюри до 150 K обусловлено парамагнетизмом,



**Рис. 5.** Магнитопольные зависимости эффекта Холла при 40 К для GaMnAs:Bi (кривая 1 — образец MnBi-1, кривая 2 — образец MnBi-2) в сравнении со слоем GaMnAs [19] (кривая 3).

связанным с присутствием в слоях магнитных моментов ионов Mn и их выстраиванием внешним магнитным полем, в результате чего наблюдается уменьшение рассеяния дырок на магнитных рассеивающих центрах. С увеличением температуры измерений до 130–150 К возрастает деполаризующее действие тепловых колебаний, и эффект отрицательного магнетосопротивления пропадает.

Возникает вопрос о роли атомов Bi в слоях GaMnAs:Bi. На рис. 5 показано сравнение магнитопольных зависимостей эффекта Холла для полученных в настоящей работе образцов с аналогичным образцом структуры со слоем GaMnAs, полученным методом ИЛН в работе [19]. Видно, что с добавлением висмута увеличилось коэрцитивное поле ферромагнитного полупроводника, что качественно совпадает с данными, полученными для структуры GaMnAs:Bi, выращенной методом низкотемпературной молекулярно-лучевой эпитаксии [20].

## 5. Заключение

Таким образом, в работе продемонстрирована принципиальная возможность легирования слоев GaAs атомами висмута в процессе импульсного лазерного напыления, а также совместного введения в растущий слой атомов Bi и Mn. Измерениями комбинационного рассеяния света и электрических свойств показано, что висмут не препятствует электрической активации атомов Mn при импульсном лазерном отжиге. Температура Кюри полученных слоев (70–75 К) незначительно зависит от плотности энергии лазерного импульса (300 или 400 мДж/см<sup>2</sup>). При низких температурах наблюдается аномальный эффект Холла с петлей гистерезиса. Введение висмута увеличивает коэрцитивное поле ферромагнитного полупроводника. Результаты определения

температуры Кюри по максимуму температурной зависимости слоевого сопротивления и по спаду до нуля коэрцитивного поля хорошо совпадают. Эффект отрицательного магнетосопротивления для структур со слоями GaMnAs:Bi имеет место вплоть до 150 К.

## Финансирование работы

Работа выполнена при финансировании Российским научным фондом (грант № 23-29-00312).

## Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

## Список литературы

- [1] A.R. Mohmad, F. Bastiman, C.J. Hunter, R.D. Richards, S.J. Sweeney, J.S. Ng, J.P.R. David, B.Y. Majlis. *Phys. Status Solidi B*, **251**, 1276 (2014).
- [2] B. Fluegel, S. Francoeur, A. Mascarenhas, S. Tixier, E.C. Young, T. Tiedje. *Phys. Rev. Lett.*, **97**, 067205 (2006).
- [3] R.N. Kini, A. Mascarenhas. In: *Bismuth-Containing Compounds* (Springer Series in Materials Science), **186**, 181 (2013).
- [4] K. Alberi, B. Fluegel, D.A. Beaton, M. Steger, S.A. Crooker, A. Mascarenhas. *Phys. Rev. Mater.*, **2**, 114603 (2018).
- [5] N. Elayech, H. Fitouri, Y. Essouda, A. Rebey, B. El Jani. *Phys. Status Solidi C*, **20**, 138 (2015).
- [6] J. Sadowski, A. Kaleta, S. Kryvyi, D. Janaszko, B. Kurowska, M. Bilska, T. Wojciechowski, J.Z. Domagala, A.M. Sanchez, S. Kret. *Sci. Rep.*, **12**, 6007 (2022).
- [7] J. Veletas, T. Hepp, K. Volz, S. Chatterjee. *J. Appl. Phys.*, **126**, 135705 (2019).
- [8] Б.Н. Звонков, И.А. Карпович, Н.В. Байдусь, Д.О. Филатов, С.В. Морозов. *ФТП*, **35** (1), 92 (2001).
- [9] T. Andrearczyk, K. Levchenko, J. Sadowski, K. Gas, A. Avdonin, J. Wróbel, T. Figielski, M. Sawicki, T. Wosinski. *Materials*, **16**, 788 (2023).
- [10] О.В. Вихрова, Ю.А. Данилов, Д.А. Здравейшев, И.Л. Калентьева, А.В. Кудрин, В.П. Лесников, А.В. Нежданов, А.Е. Парафин. *ФТТ*, **65** (5), 754 (2023).
- [11] T. Dietl, H. Ohno. *Rev. Mod. Phys.*, **86**, 187 (2014).
- [12] H. Akinaga, J. De Boeck, G. Borghs, S. Miyayoshi, A. Asamitsu, W. Van Roy, Y. Tomioka, L.H. Kuo. *Appl. Phys. Lett.*, **72**, 3368 (1998).
- [13] S. Zhou. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **48**, 263001 (2015).
- [14] J.S. Blakemore. *J. Appl. Phys.*, **53**, R123 (1982).
- [15] K. Wan, J.F. Young. *Phys. Rev. B*, **41** (15), 10772 (1990).
- [16] W. Limmer, M. Glunk, S. Mascheck, A. Koeder, D. Klarer, W. Schoch, K. Thonke, R. Sauer, A. Waag. *Phys. Rev. B*, **66**, 205209 (2002).
- [17] J.A. Steele, R.A. Lewis, M. Henini, O.M. Lemine, D. Fan, Yu.I. Mazur, V.G. Dorogan, P.C. Grant, S.-Q. Yu, G.J. Salamo. *Opt. Express*, **22** (10), 11680 (2014).
- [18] M.J. Seong, S. Francoeur, S. Yoon, A. Mascarenhas, S. Tixier, M. Adamcyk, T. Tiedje. *Superlattices Microstruct.*, **37** (11), 394 (2005).
- [19] О.В. Вихрова, Ю.А. Данилов, Б.Н. Звонков, А.В. Здравейшев, А.В. Кудрин, В.П. Лесников, А.В. Нежданов, С.А. Павлов, А.Е. Парафин, И.Ю. Пашенькин, С.М. Планкина. *ФТТ*, **59** (11), 2130 (2017).

- [20] T. Andrearczyk, K. Levchenko, J. Sadowski, J.Z. Domagala, A. Kaleta, P. Dłuzewski, J. Wróbel, T. Figielski, T. Wosinski. *Materials*, **13**, 5507 (2020).

Редактор А.Н. Смирнов

## Obtaining and studying the properties of GaAs layers doped with bismuth

D.A. Zdoroveyshchev<sup>1</sup>, O.V. Vikhrova<sup>1</sup>, Yu.A. Danilov<sup>1</sup>, V.P. Lesnikov<sup>1</sup>, A.V. Nezhdanov<sup>1</sup>, A.E. Parafin<sup>2</sup>, S.M. Plankina<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Lobachevsky State University of Nizhny Novgorod, 603022 Nizhny Novgorod, Russia

<sup>2</sup> Institute for Physics of Microstructures of the Russian Academy of Sciences, 603950 Nizhny Novgorod, Russia

**Abstract** Pulsed laser deposition in vacuum at 220°C of GaAs layers heavily doped with Mn and/or Bi has been used to form nanostructures on *i*-GaAs(100) substrates. It is shown that, for the electrical activation of manganese, it is expedient to use subsequent annealing with an excimer laser pulse with a wavelength of 248 nm and a duration of 30 ns. The structures show an anomalous Hall effect with a hysteresis loop on the magnetic field dependence up to a Curie temperature of about 70 K. Negative magnetoresistance is observed up to temperatures of  $\approx 150$  K. Bismuth does not prevent the activation of Mn atoms during annealing and contributes to an increase in the coercive field of the GaMnAs ferromagnetic semiconductor.