

03,05

## Формирование ферромагнитного полупроводника GaMnAs ионной имплантацией: сравнение разных типов отжига

© О.В. Вихрова<sup>1</sup>, Ю.А. Данилов<sup>1</sup>, Ю.А. Дудин<sup>1</sup>, А.В. Здравейцев<sup>1</sup>, И.Л. Калентьева<sup>1</sup>,  
А.В. Кудрин<sup>1</sup>, Р.Н. Крюков<sup>1</sup>, А.В. Нежданов<sup>1</sup>, А.Е. Парафин<sup>2</sup>, М.К. Таперо<sup>3,4</sup>,  
М.П. Темиряева<sup>5</sup>, А.Г. Темиряев<sup>5</sup>, А.А. Яковлева<sup>1</sup>

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

<sup>2</sup> Институт физики микроструктур РАН,  
Нижний Новгород, Россия

<sup>3</sup> Университет науки и технологий МИСИС,  
Москва, Россия

<sup>4</sup> Институт общей физики им. А.М. Прохорова РАН,  
Москва, Россия

<sup>5</sup> Фрязинский филиал Института радиотехники и электроники им. В.А. Котельникова РАН,  
Фрязино Московской области, Россия

E-mail: vikhrova@nifti.unn.ru

Поступила в Редакцию 16 июля 2024 г.

В окончательной редакции 26 сентября 2024 г.

Принята к публикации 28 сентября 2024 г.

Рассмотрено получение ферромагнитного полупроводника GaMnAs ионной имплантацией и тремя типами отжига: быстрый термический, импульсный лазерный и комбинированный отжиг (сочетание быстрого термического и импульсного лазерного отжига). Быстрый термический отжиг способствовал улучшению кристалличности и формированию включений (в том числе и ферромагнитных при комнатной температуре), а последующее воздействие лазерного излучения приводило к их модифицированию. При исследовании структурных, гальваномагнитных и магнитооптических свойств обнаружено формирование в слоях GaMnAs двух ферромагнитных фаз, отличающихся температурой Кюри.

**Ключевые слова:** ионное легирование, быстрый термический отжиг, импульсный лазерный отжиг, двухфазный ферромагнитный полупроводник.

DOI: 10.61011/FTT.2024.10.59073.195

### 1. Введение

Считается, что ферромагнитные свойства полупроводника  $Ga_{1-x}Mn_xAs$  проявляются вследствие обменного взаимодействия легирующих атомов Mn посредством свободных носителей заряда (дырок), и повышение концентрации вводимой примеси должно приводить к возрастанию температуры Кюри [1]. Увеличение концентрации Mn выше обычных 5–7% затруднено из-за встраивания избыточного марганца в междоузлия (где междоузельные атомы Mn являются двойными донорами) и образования кластеров второй фазы (как правило, MnAs). Самая высокая температура Кюри  $T_C = 191$  К для GaMnAs достигнута при увеличении содержания Mn до  $x = 20\%$  в процессе низкотемпературной ( $T_g = 200^\circ\text{C}$ ) молекулярно-лучевой эпитаксии и использовании низкотемпературного ( $140^\circ\text{C}$ ) длительного (в течение 16 h) отжига [2] для уменьшения концентрации Mn. Интересно отметить, что лишь 10.1% атомов Mn из 20% являются магнитоактивными; судьба оставшихся 9.9% не известна [2].

Метод имплантации ионов Mn в GaAs предоставляет значительную свободу в выборе концентрации

легирующих атомов путем варьирования флюенса облучения. Однако при этом возникает необходимость отжига образующихся в процессе имплантации радиационных дефектов и активации примеси. Традиционно после ионной имплантации (ИИ) используется один из двух типов отжига: термический высокотемпературный (при  $T_a \approx 700\text{--}800^\circ\text{C}$ ) или импульсный лазерный отжиг (обычно наносекундным импульсом эксимерного лазера).

Быстрый (обычно в течение 10–30 s) термический отжиг (БТО), широко используемый в настоящее время в полупроводниковой технологии, позволяет отжигать образцы GaAs в потоке инертного газа. Известно [3], что после имплантации больших ( $\geq 10^{16}$  см<sup>-2</sup>) флюенсов ионов Mn активация примеси в GaAs происходит в результате БТО при температуре 700–800°C, но при этом степень активации (отношение слоевой концентрации дырок к флюенсу ионов) не превышает 0.3%. Это значит, что оставшаяся часть имплантированных атомов Mn находится в электрически неактивном состоянии. В [3,4] показано, что при БТО в результате превышения концентрации атомов Mn предела равновесной твердотельной растворимости в GaAs происходит формирование преци-

питатов, являющихся ферромагнитными при комнатной температуре. Наблюдаются значительные морфологические изменения в виде поверхностных кластеров типа GaMn и захороненных кластеров MnAs, затрудняющих использование процесса ИИ + БТО в технологии приборов спинтроники [4].

Импульсный лазерный отжиг (ИЛО) был ранее предложен для исключения процесса кластерообразования в GaAs за счет быстрого нагрева слоя, облученного ионами Mn, наносекундным лазерным мощным импульсом и движения фронта рекристаллизации к поверхности со скоростью до 10 м/с при охлаждении [5]. Показано [6], что процесс ИЛО после имплантации ионов Mn в GaAs позволяет получить однофазный ферромагнитный полупроводник с температурой Кюри до 110 К.

В настоящей работе, в отличие от предыдущих публикаций, выполнены сравнительные исследования процессов БТО и ИЛО на образцах GaAs, полученных имплантацией ионов Mn в одинаковых технологических режимах. Кроме того, впервые изучены свойства GaMnAs, полученного в комбинированном процессе отжига, когда после ионной имплантации сначала производится процесс БТО, а потом на этом же образце — процесс ИЛО.

## 2. Методика эксперимента

Исследовались образцы слоев GaMnAs, которые представляли собой часть монокристаллической пластины *i*-GaAs (001) толщиной 350–400 мкм, полученные имплантацией ионов марганца и последующими отжигами. Для имплантации ионов Mn использовался ускоритель типа „Радуга-3М“ [7] с источником ионов на основе вакуумно-дугового разряда (исходный материал представляет собой пластину металлического высокочистого марганца). Особенностями работы такого ускорителя является отсутствие масс-сепарации и наличие в ионном потоке различных зарядовых фракций. Ускоряющее напряжение в ускорителе составляло 30 или 80 кВ. Экспериментально полученные распределения по зарядовым состояниям при типичных параметрах вакуумного дугового разряда приведены для Mn в [8]. Распределение по зарядовым состояниям ионов марганца выглядит следующим образом: доля однозарядного  $Mn^+$  составляет 49%, количество  $Mn^{2+}$  и  $Mn^{3+}$  достигает 50 и 1% соответственно.

Флюенс имплантированных ионов варьировался от  $2 \cdot 10^{16}$  до  $5 \cdot 10^{16}$  см<sup>-2</sup>. При указанных условиях имплантации концентрация атомов примеси в облученных ионами областях GaAs в максимуме может достигать 8–10 ат.%. Толщина слоя, модифицированного ионной имплантацией, по оценкам программы SRIM может составлять ~ 150–200 нм.

БТО ионно-имплантированного GaAs производился на установке JetFirst-100 в потоке высокочистого аргона при температуре 750°C в течение 15 с. Подложкой служила пластина слаболегированного Si, а образцы GaAs

помещались рабочей стороной вниз для предотвращения испарения мышьяка.

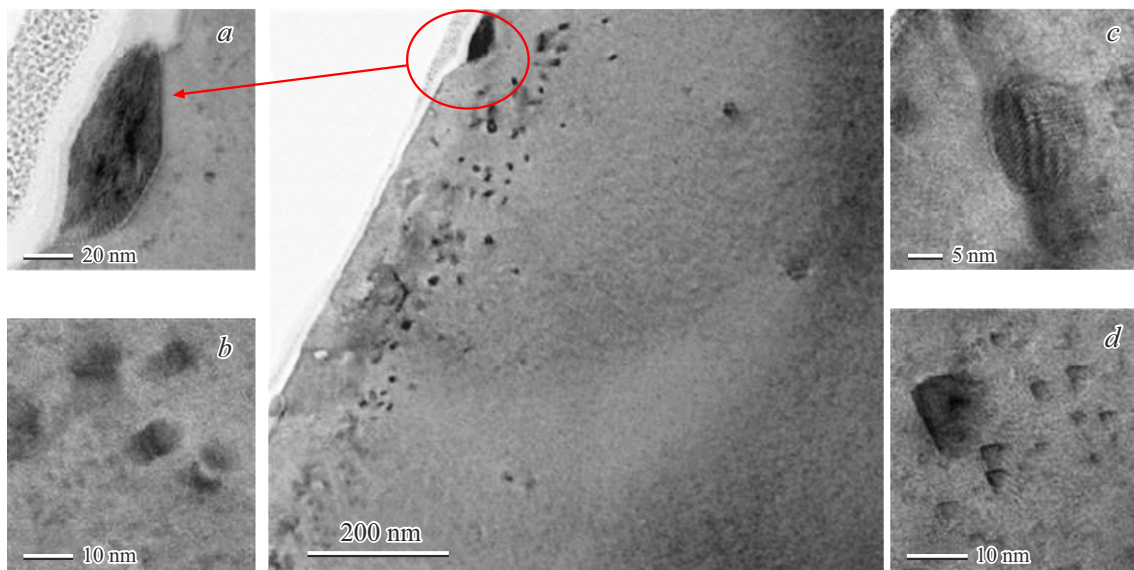
Отжиги одиночным импульсом эксимерного KrF-лазера LPX-200 (длительность импульса 30 ns, длина волны излучения лазера 248 nm) выполнены с плотностью энергии 400 мДж/см<sup>2</sup>.

Часть структур подвергалась комбинированной процедуре, состоящей из двух этапов: сначала выполнялся БТО и затем на тех же образцах — ИЛО в указанных выше режимах.

Структурные свойства изучались по спектрам комбинационного рассеяния света (КРС) с помощью комплекса NTEGRA Spectra. Для возбуждения излучения использовался лазер с длиной волны 473 nm, излучение которого фокусировалось объективом 100× с апертурой NA = 0.9. Мощность лазерного излучения, контролируемая с помощью кремниевого фотодетектора 11PD100-Si (Standa Ltd), составляла 0.5 мВт. Исследование спектров КРС проводилось в геометрии обратного рассеяния в диапазоне частот 50–900 см<sup>-1</sup> с разрешением 0.7 см<sup>-1</sup>. Время экспозиции при измерениях составляло 120 с.

Исследование микроструктуры отожженных различными способами образцов проводили с помощью метода просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на микроскопе JEM-2100 с термоэмиссионным катодом LaB<sub>6</sub> при ускоряющем напряжении 200 кВ. Обзорные изображения снимали при увеличениях 20 000–40 000. Для исследования деталей тонкой структуры применяли метод просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения при увеличениях 250 000–500 000. Для получения микродифракционного изображения области, содержащей обогащенное марганцем включение, использовали селекторную диафрагму диаметром 100 nm. Для анализа распределения атомов Ga, Mn и As по толщине слоя GaMnAs применяли метод энергодисперсионной спектроскопии (EDX) с помощью приставки Oxford Instruments. Получение EDX-спектра осуществлялось с использованием сходящегося электронного пучка с площадки диаметром 5 nm. Чувствительность используемого оборудования к определению элементного состава исследуемых структур составляет около 1 ат.%. Производился анализ полученных результатов исследований ПЭМ с использованием программ, находящихся в открытом доступе. В частности, проведен теоретический анализ с использованием программы DigitalMicrograph v.3.0 [9], справочных данных о межплоскостных расстояниях, полученных с использованием программы PCLab [10], и справочных данных из кристаллографической базы данных [11]. Построение Фурье-образов высокоразрешающей просвечивающей микроскопии реализуется с использованием встроенного в программу DigitalMicrograph v.3.0 математического аппарата.

Морфология поверхности и доменная структура исходных и облученных образцов исследовались методами атомно- и магнитно-силовой микроскопии



**Рис. 1.** ПЭМ-изображение поперечного среза слоя GaMnAs, полученного имплантацией ионов Mn при ускоряющем напряжении 80 kV с флюенсом  $5 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-2}$  и последующим БТО. Фрагмент (a) представляет собой увеличенное изображение расположенного вблизи поверхности кластера другой кристаллической фазы. Фрагменты (b) и (c) — изображения кластеров, залегающих на глубине около 150 nm, а фрагмент (d) демонстрирует тетраэдрические дефекты упаковки [14].

(АСМ и МСМ) при помощи атомно-силового микроскопа SmartSPM (AIST-NT). Проводились исследования распределения поверхностного потенциала отожженных образцов с применением метода, известного как силовая микроскопия зондом Кельвина (СМЗК). Техническая реализация СМЗК имеет множество вариаций, в нашем случае применялась двухпроходная методика с регистрацией градиента сил электростатического взаимодействия на втором проходе [12]. При этом зонд постоянно (как в первом, так и во втором проходе) колеблется на частоте, близкой к резонансной (порядка 100 kHz). В полуконтактном режиме на первом проходе измеряется профиль поверхности, на втором проходе зонд приподнимается и двигается, повторяя рельеф образца. При этом на втором проходе между зондом и образцом прикладываются переменное напряжение с относительно низкой частотой  $f \approx 1 \text{ kHz}$  и постоянное напряжение смещения  $U$ . Наличие электростатического взаимодействия между зондом и образцом приводит к тому, что под действием градиента силы меняется резонансная частота зонда. Это отражается на фазе его колебаний. Изменение фазы будет иметь гармонику на частоте  $f$  при наличии разности потенциалов между зондом и образцом. Подбирая величину  $U$  таким образом, чтобы этот отклик был равен нулю, можно измерить эту разность потенциалов и построить при сканировании карту распределения ее по поверхности. Поскольку разность потенциалов зависит от разницы работ выхода материалов, данный метод часто используется для визуализации инородных включений на поверхности.

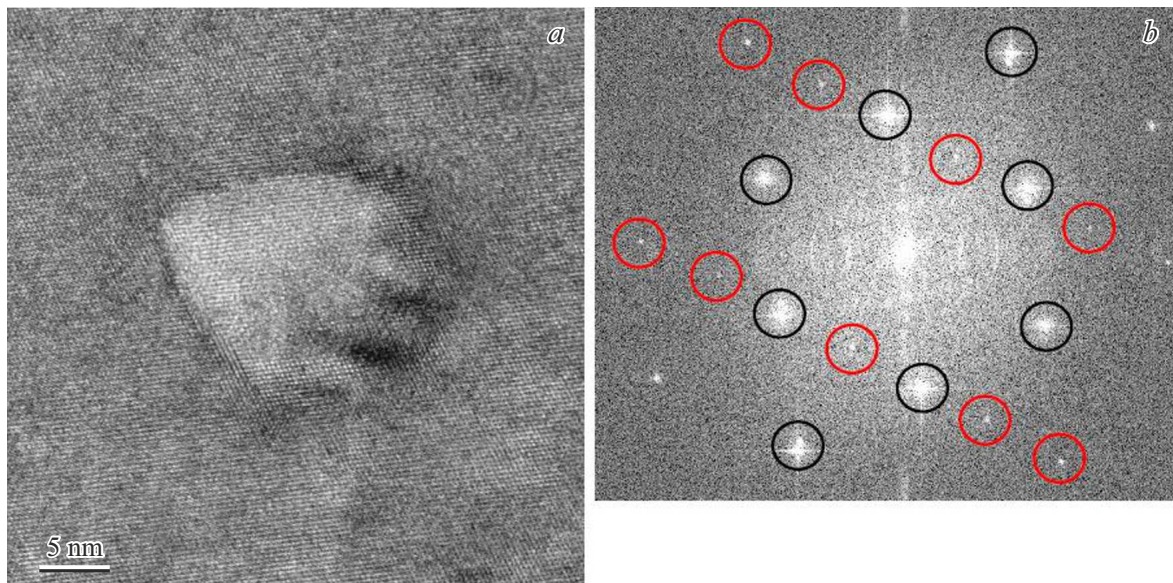
Изучение гальваномагнитных свойств отожженных образцов и магнитного циркулярного дихроизма (МЦД)

в спектральном диапазоне 1.15–2.5 eV для геометрии отражения циркулярно-поляризованного света от поверхности структур осуществлялось с помощью гелиевого криостата замкнутого цикла при развертке магнитного поля в пределах  $\pm 3600 \text{ Oe}$  при температурах от 10 до 300 K. Магнитное поле в экспериментах прикладывалось перпендикулярно поверхности образцов.

### 3. Результаты исследований

#### 3.1. Быстрый термический отжиг

Согласно проведенным исследованиям просвечивающей электронной микроскопии, БТО в выбранных условиях восстанавливает кристалличность облученных ионами марганца слоев и приводит к значительному снижению количества радиационных дефектов. Также при БТО происходит легирование Mn до концентрации не выше предела равновесной растворимости. Предельная растворимость марганца в решетке GaAs, определенная из диаграммы состояния системы Mn–GaAs, составляет  $\sim 8 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$  [13]. Избыточный Mn образует включения второй фазы (наиболее вероятно, с температурой Кюри выше комнатной). Формирование кластеров подтверждается результатами ПЭМ. На рис. 1 показано изображение поперечного среза слоя GaMnAs, полученного имплантацией ионов Mn при ускоряющем напряжении 80 kV с флюенсом  $5 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-2}$  и последующим БТО. Видно, что толщина полученного слоя GaMnAs составляет около 150 nm. При этом наблюдаются несколько видов кластеров (фрагменты рис. 1, a–c) и дефектные области (фрагмент рис. 1, d). Крупные



**Рис. 2.** ПЭМ-изображение с высоким разрешением поперечного среза GaMnAs, полученного имплантацией ионов Mn при ускоряющем напряжении 80 kV с флюенсом  $5 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-2}$  и последующим БТО: *a*) ПЭМ-изображение кластера, *b*) рассчитанный Фурье-образ (черными кружками отмечены рефлексы, соответствующие GaAs, красными кружками — рефлексы  $\alpha$ -MnAs).

(размером свыше  $100 \times 50 \text{ nm}$ ) кластеры (включения) первого типа (рис. 1, *a*) располагаются у поверхности слоя GaMnAs и имеют кристаллическую структуру, отличную от матрицы. Согласно полученным данным энергодисперсионного анализа, в состав этих кластеров входит марганец, галлий и мышьяк (содержание Mn  $\sim 26 \text{ at.}\%$ , Ga и As 35 и 39 at.%, соответственно).

Включения другого типа (рис. 1, *b*), преобладающие на глубине около 130–150 nm, показывают контраст типа „кофейное зерно“ [14,15]. Размер этих кластеров варьируется от 5 до 10 nm. В большинстве случаев наблюдение частиц, дающих такой контраст, позволяет полагать, что они когерентно встроены в матрицу [15]. Напротив, кластеры квазисферической формы размером около 15–20 nm (рис. 1, *c*) показывают контраст муара [16], поскольку они имеют отличающуюся от основного материала кристаллическую структуру.

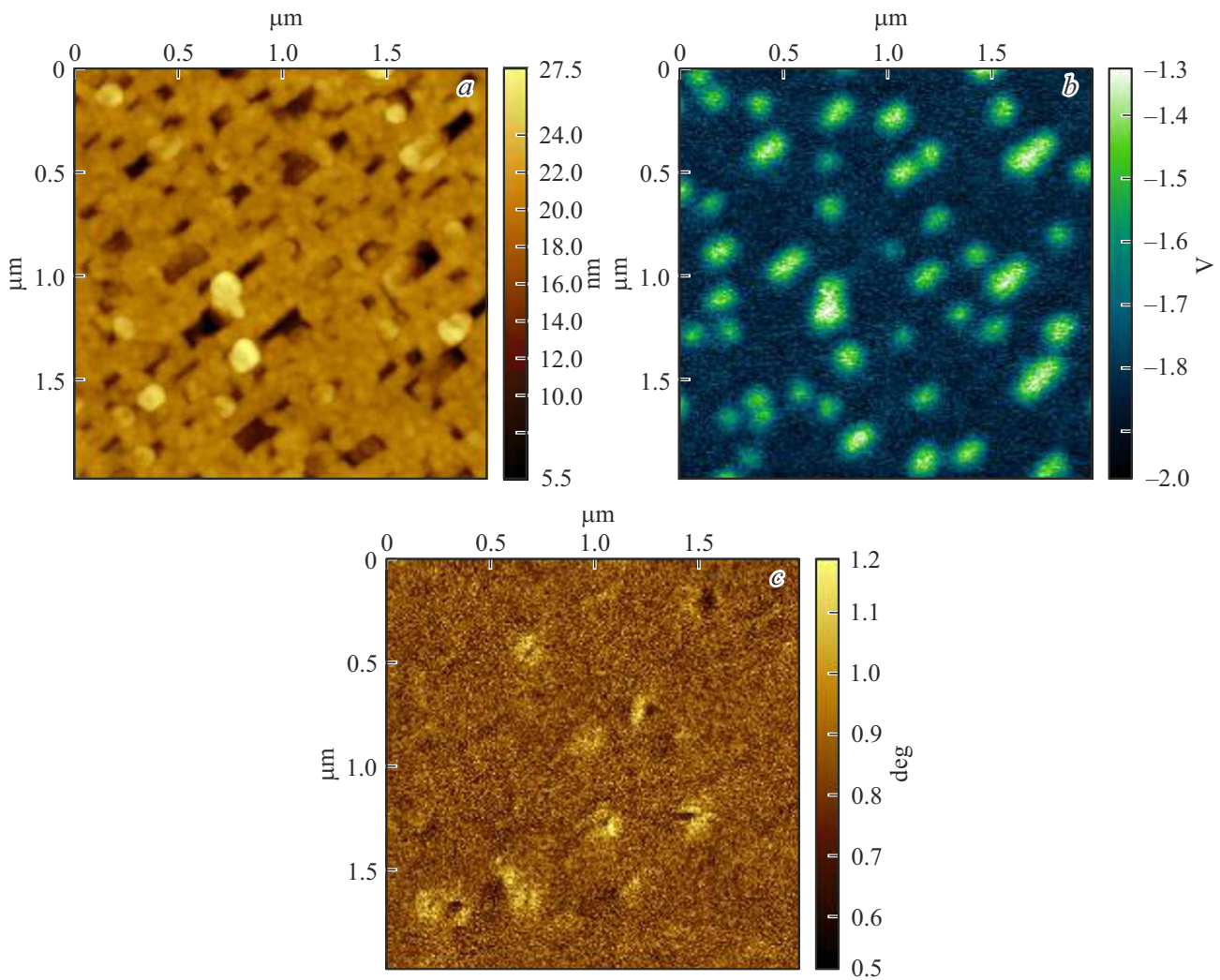
Рис. 1, *d* демонстрирует оставшиеся после термического отжига дефектные образования, которые в литературе описаны ранее для облученного ионами кремния GaAs и идентифицированы как тетраэдрические дефекты упаковки [17]. Размер их варьируется от 2 до 10–15 nm, причем внутри наиболее крупных из них может располагаться преципитат, показывающий муаровый контраст (рис. 1, *d*).

Вероятно, так образуются области, соответствующие кластерам гексагонального ( $\alpha$ ) MnAs (рис. 2, *a*). Точно о фазовом составе кластеров можно говорить благодаря расчетам Фурье-образа (рис. 2, *b*), полученного из прямого изображения кластера, где черными кружками отмечены рефлексы, соответствующие GaAs, красными кружками — рефлексы  $\alpha$ -MnAs.

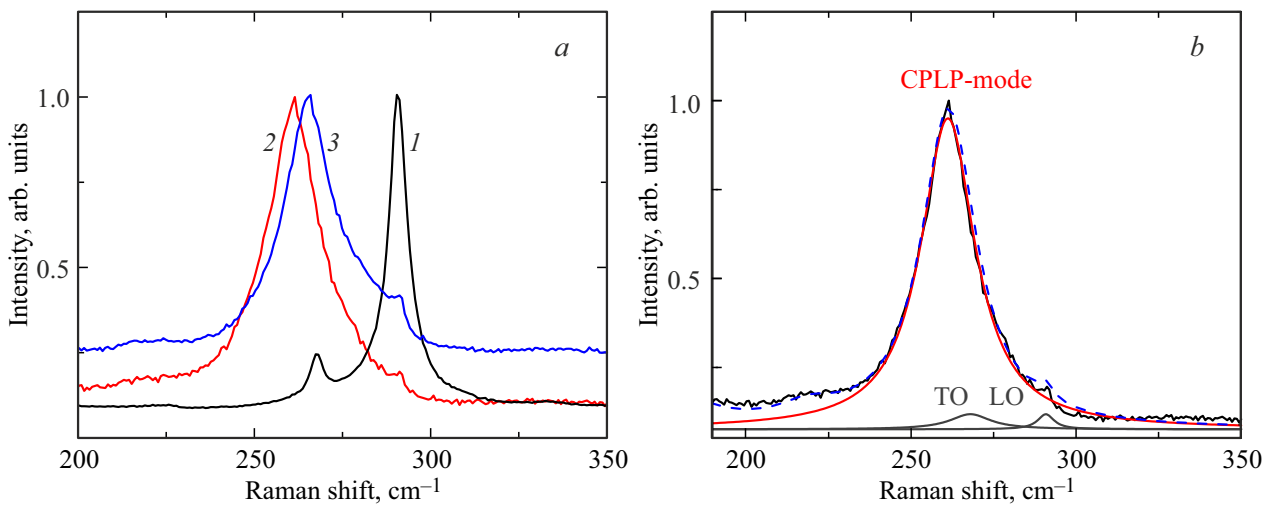
Изменения в фазовом составе образцов характеризовались исследованием распределения поверхностного потенциала с применением метода СМЗК и МСМ. На рис. 3 показаны АСМ-, МСМ-изображения поверхности и изображение поверхности, полученное в Кельвин-моду, слоя GaMnAs, сформированного имплантацией ионов Mn при ускоряющем напряжении 80 kV с флюенсом  $5 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-2}$  и последующим БТО. Наблюдаемый контраст на изображении, полученном в Кельвин-моду, обусловлен разницей работ выхода приповерхностных крупных кластеров и матрицы (предположительно, полуметаллических частиц и полупроводника). МСМ-изображение показывает, что часть этих включений образует магнитный контраст, то есть обладает ферромагнитными свойствами при комнатной температуре.

Восстановление кристаллической структуры образцов GaMnAs, изготовленных с использованием имплантации и БТО, подтверждается исследованиями спектров комбинационного рассеяния (рис. 4, спектр 1). Спектры содержат интенсивный узкий пик в области продольной оптической (LO) моды ( $291.2 \text{ cm}^{-1}$ ) и слабо выраженный пик для поперечной оптической (TO) моды ( $267.4 \text{ cm}^{-1}$ ). Присутствие TO-моды связано с небольшими нарушениями геометрии обратного рассеяния света и/или отклонением ориентации пластины от плоскости (100). Положение TO- и LO-мод в пределах погрешности измерения соответствует их положению для монокристаллического GaAs.

Рассмотрим электрические свойства облученных ионами Mn образцов GaAs. Образец без отжига (режим имплантации — 30 kV, флюенс  $2 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-2}$ ) имеет следующие электрические параметры: слоиое сопротивление



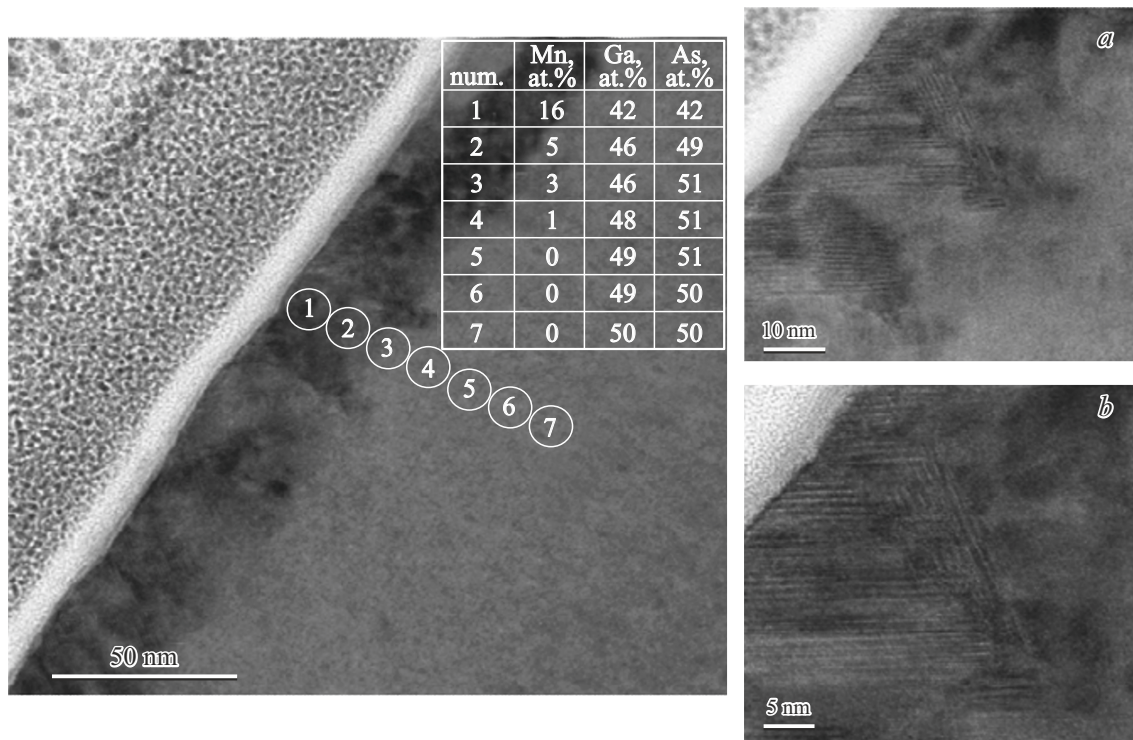
**Рис. 3.** *a)* АСМ-изображение поверхности, *b)* изображение, полученное в Кельвин-мод, и *c)* МСМ-изображение слоя GaMnAs, изготовленного имплантацией ионов Mn при ускоряющем напряжении 80 кВ с флюенсом  $5 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-2}$  и последующим БТО.



**Рис. 4.** *a)* Спектры КРС образцов GaAs, облученных ионами Mn при ускоряющем напряжении 80 кВ с флюенсом  $5 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-2}$  после БТО (кривая 1), ИЛО (2) и комбинированного отжига (3). *b)* Спектр комбинационного рассеяния и его разложение на лоренцианы для образца GaAs, подвергнутого импульсному лазерному отжигу с плотностью энергии  $400 \text{ mJ/cm}^2$ .

Электрические свойства при комнатной температуре образцов слоев GaMnAs, полученных ионной имплантацией и последующим БТО, ИЛО и комбинированным отжигом (БТО и ИЛО с плотностью энергии 400 мДж/см<sup>2</sup>). Все образцы имеют *p*-тип проводимости

Режим имплантации	БТО 750°C/15s	ИЛО 400 мДж/см <sup>2</sup>	750°C/15s + ИЛО 400 мДж/см <sup>2</sup>
30 кВ, 2 · 10 <sup>16</sup> см <sup>-2</sup>	$R_s = 1050 \Omega/\square$ $\mu_{\text{eff}} = 215 \text{ cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s})$ $p_s = 2.8 \cdot 10^{13} \text{ cm}^{-2}$	$R_s = 520 \Omega/\square$ $\mu_{\text{eff}} = 3.8 \text{ cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s})$ $p_s = 3.15 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-2}$	$R_s = 710 \Omega/\square$ $\mu_{\text{eff}} = 120 \text{ cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s})$ $p_s = 7.6 \cdot 10^{13} \text{ cm}^{-2}$
80 кВ, 5 · 10 <sup>16</sup> см <sup>-2</sup>	$R_s = 880 \Omega/\square$ $\mu_{\text{eff}} = 235 \text{ cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s})$ $p_s = 3 \cdot 10^{13} \text{ cm}^{-2}$	$R_s = 460 \Omega/\square$ $\mu_{\text{eff}} = 4.8 \text{ cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s})$ $p_s = 2.9 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-2}$	$R_s = 360 \Omega/\square$ $\mu_{\text{eff}} = 130 \text{ cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s})$ $p_s = 1.4 \cdot 10^{14} \text{ cm}^{-2}$



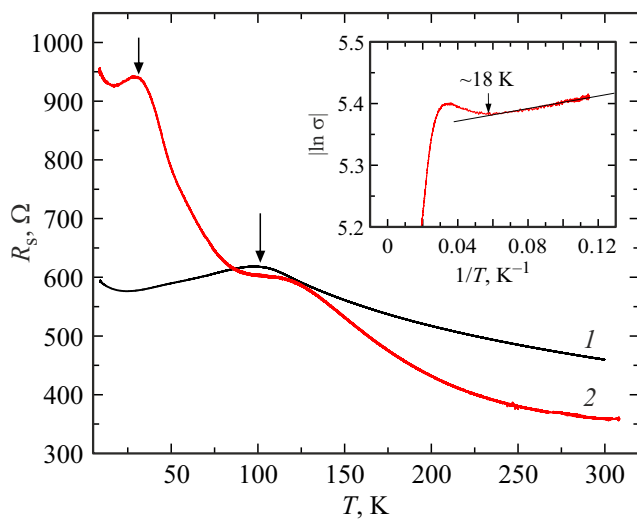
**Рис. 5.** ПЭМ-изображение поперечного среза слоя GaMnAs, полученного имплантацией ионов Mn при ускоряющем напряжении 80 кВ с флюенсом 5 · 10<sup>16</sup> см<sup>-2</sup> и последующим ИЛО. В таблице приведены данные EDX по содержанию Mn, Ga, As в отмеченных точках слоя GaMnAs. Фрагменты (а) и (b) — увеличенные изображения приповерхностной области GaMnAs.

ление  $R_s = 2.72 \cdot 10^5 \Omega/\square$ , *n*-тип проводимости, эффективная холловская подвижность  $\mu_{\text{eff}} = 0.6 \text{ cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s})$ , слоевая концентрация электронов  $n_s = 3.89 \cdot 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ . Очевидно, что эти свойства обусловлены радиационными нарушениями, возникшими при ионной имплантации, а низкая подвижность носителей заряда связана с прыжковой проводимостью электронов между дефектами.

БТО облученных ионами Mn образцов приводит к активации примеси (появляется проводимость *p*-типа). Как видно из таблицы, в результате быстрого термического отжига слоевое сопротивление образцов становится порядка 1000 Ω/□, слоевая концентрация дырок  $p_s$  достигает значений 3 · 10<sup>13</sup> см<sup>-2</sup>, а их подвижность  $\mu_{\text{eff}}$  составляет выше 200 см<sup>2</sup>/(V · s), что подтверждает значительное улучшение структуры слоев GaMnAs.

### 3.2. Импульсный лазерный отжиг

На рис. 5 приведено электронно-микроскопическое изображение слоя GaMnAs, полученного имплантацией ионов Mn при ускоряющем напряжении 80 кВ с флюенсом 5 · 10<sup>16</sup> см<sup>-2</sup> и последующим ИЛО. Можно видеть, что использование ИЛО для обработки облученного марганцем GaAs способствует восстановлению кристаллической структуры и образованию перекрывающихся дефектов двойникования. Полученное методом энергодисперсионного анализа распределение марганца по глубине позволяет оценить толщину полученного слоя GaMnAs (вставка на рис. 5), которая составляет около 50–60 нм. Видно также, что Mn в слое распределен неоднородно, его содержание спадает от величины



**Рис. 6.** Температурные зависимости слоевого сопротивления образцов GaMnAs, изготовленных имплантацией ионов Mn при ускоряющем напряжении 80 kV (флюенс =  $5 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-2}$ ) с последующим ИЛО (кривая 1) и комбинированным отжигом (2). Стрелками отмечены максимумы, отвечающие температуре Кюри. На вставке показан фрагмент зависимости проводимости от обратной температуры в логарифмических координатах, построенной из кривой 2.

$\sim 16 \text{ at.}\%$  вблизи поверхности до  $\sim 1 \text{ at.}\%$  на глубине 50–60 nm. Сопоставление элементного состава Mn, Ga и As в каждой области проведения EDX позволяет полагать преимущественное замещение атомами марганца атомов галлия в кристаллической решетке GaAs.

Анализ результатов КРС, полученных после ИЛО образцов GaMnAs и представленных на рис. 4 (спектр 2 на рис. 4, *a* и разложение спектров на лоренцианы на рис. 4, *b*), показал наличие связанной фонон-плазмонной моды (CPLP). Кроме того, по сравнению со случаем термически отожженных образцов (спектр 1) наблюдается существенное уменьшение интенсивности пиков LO- и TO-мод, небольшое смещение их в область меньших частот и уширение. Такое поведение обусловлено разупорядочением, характеризующимся ослаблением связей и отклонениями от трансляционной симметрии, то есть эффектами, возникающими при формировании твердого раствора GaMnAs [18,19]. Причиной появления интенсивной, смещенной в область низких частот (до  $261.5 \text{ cm}^{-1}$ ) CPLP-моды является усиление фонон-плазмонного взаимодействия в слое GaMnAs благодаря значительному возрастанию концентрации носителей заряда (дырок) вследствие импульсного лазерного отжига. Это подтверждается представленными в таблице результатами исследования электрических параметров слоев при комнатной температуре: слоевая концентрация дырок увеличивается на 2 порядка величины по сравнению с БТО.

На рис. 6 (кривая 1) представлена зависимость слоевого сопротивления образца GaMnAs, полученного

по маршруту ИИ + ИЛО, от температуры измерений. Положение максимума сопротивления, обычно интерпретируемое для ферромагнитных полупроводников как температура Кюри, имеет место при  $\sim 105 \text{ K}$ .

На рис. 7, *a* представлены магнитопольные зависимости холловского сопротивления ( $R_H$ ) образца типа ИИ + ИЛО при различных температурах измерения. Наблюдаются нелинейные зависимости сопротивления Холла с петлей гистерезиса.

Следовательно, для случая импульсного лазерного отжига вид зависимостей сопротивления Холла от напряженности магнитного поля соответствует однофазному ферромагнитному полупроводнику GaMnAs: с повышением температуры измерений монотонно уменьшается значение холловского сопротивления насыщения (пропорционального намагниченности) и коэрцитивное поле.

Рис. 8, *a* показывает магнитопольные зависимости магнетосопротивления (MR) образца, прошедшего после ионной имплантации процедуру ИЛО, для нескольких температур измерений.

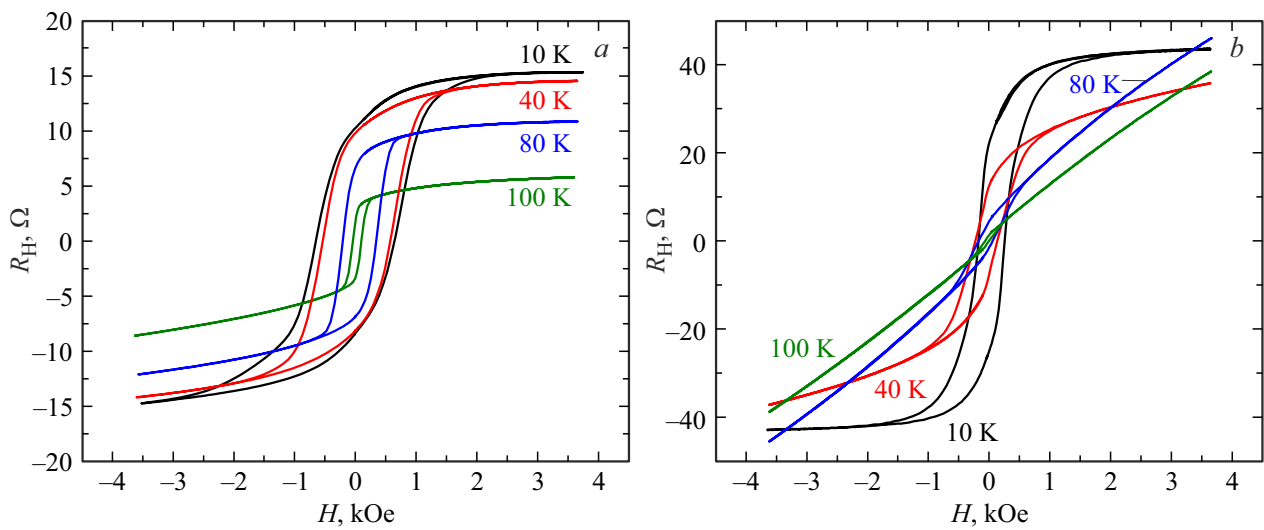
Видно, что MR является отрицательным вплоть до 80 K с участками анизотропного MR при низких температурах. В целом, гальваномагнитные свойства слоев GaMnAs, полученных при имплантации на ускорителе с источником ионов Mn типа вакуумного дугового разряда с последующим ИЛО, подобны характеристикам слоев, полученных с помощью имплантации моноэнергетических ионов Mn [20].

### 3.3. Комбинированный отжиг (БТО + ИЛО)

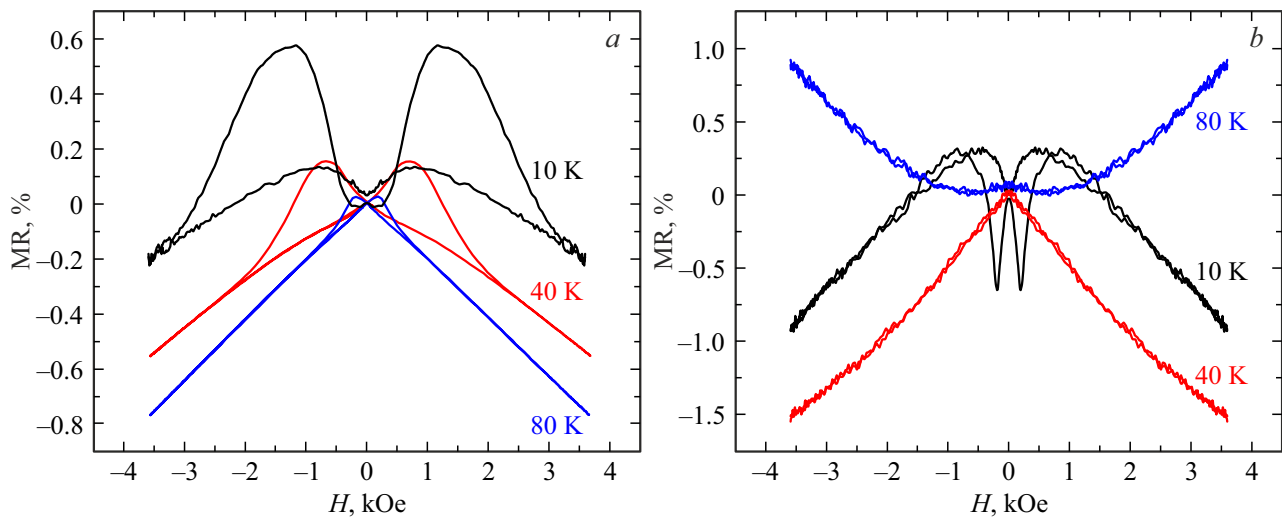
Результаты ПЭМ-исследований образца GaMnAs, полученного имплантацией ионов Mn при ускоряющем напряжении 80 kV с флюенсом  $5 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-2}$  и последующим комбинированным отжигом (БТО и затем ИЛО), показаны на рис. 9.

Как и в случае использования для постимплантационной обработки только БТО, толщина полученного слоя GaMnAs составляет около 150 nm, и наблюдаются кластеры (рис. 9, *a-c*). Здесь можно выделить два основных типа включений: первый тип — приповерхностные аморфные кластеры размерами  $\sim 100 \times 50 \text{ nm}$  (фрагмент рис. 9, *a*), второй тип — это включения (фрагменты рис. 9, *b* и *c*), расположенные на глубине около 130–150 nm, показывающие контраст типа „кофейное зерно“ [14,15]. Судя по контрасту, границы их размыты, размер изменяется приблизительно от 5 до 15–20 nm, количество их значительное и они могут перекрываться друг с другом (рис. 9, *c*). Данные энергодисперсионного анализа, показанные на рисунке, свидетельствуют о преобладании марганца в составе приповерхностных аморфных включений (его доля достигает 92 at.%). Для сравнения, содержание Mn вблизи поверхности в областях, свободных от кластеров, определено как 6 at.%.

Данные КРС для образца GaMnAs, полученного в результате комбинированного отжига, также показали наличие связанной фонон-плазмонной моды (рис. 4, *a*,



**Рис. 7.** Магнитополевые зависимости сопротивления Холла слоя GaMnAs, изготовленного имплантацией ионов Mn при ускоряющем напряжении 80 kV (флюенс  $5 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-2}$ ) с последующим а) ИЛО или б) комбинированным отжигом.



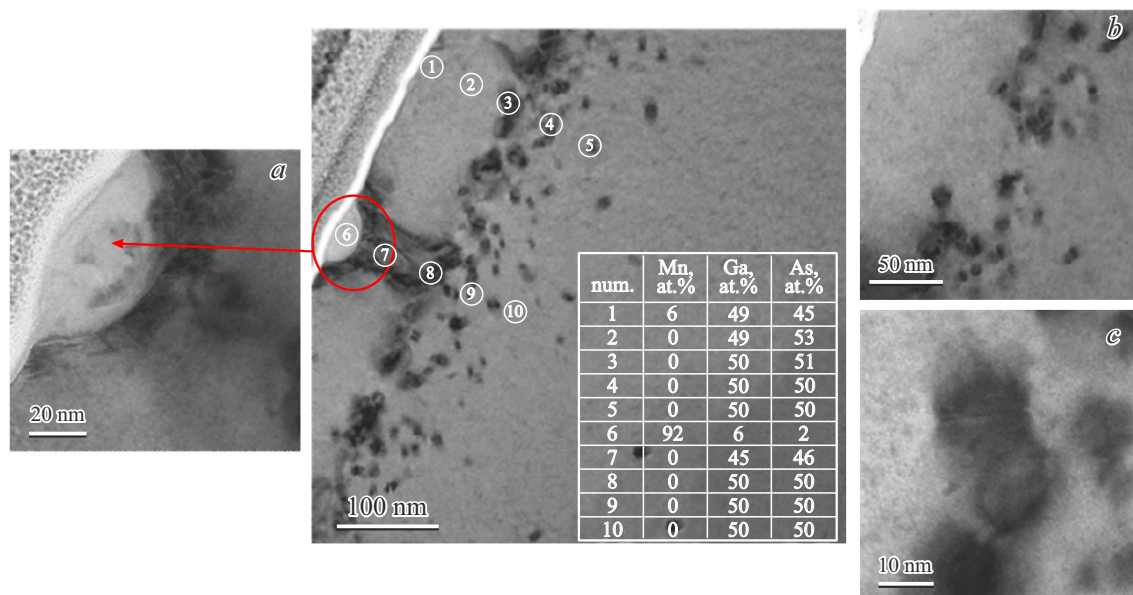
**Рис. 8.** Магнитополевые зависимости магнетосопротивления слоя GaMnAs, изготовленного имплантацией ионов Mn при ускоряющем напряжении 80 kV (флюенс  $5 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-2}$ ) с последующим а) ИЛО и б) комбинированным отжигом.

кривая 3), как и в случае ИЛО. Можно только отметить, что сдвиг пика в сторону низких значений волнового числа меньше для образца с комбинированным отжигом, чем для образца с ИЛО. Это согласуется с различием слоев концентраций дырок для комбинированного и лазерного отжигов (см. таблицу). В случае образца, полученного имплантацией при ускоряющем напряжении 80 kV с флюенсом ионов Mn  $5 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-2}$ , величина  $p_s$  составляет  $1.4 \cdot 10^{14}$  и  $2.9 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-2}$  для комбинированного и лазерного отжигов соответственно. Отметим существенное увеличение подвижности дырок (от  $\sim 4$  до  $120\text{--}130 \text{ cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s})$ ) для комбинированного отжига по сравнению с лазерным отжигом. В итоге слоевое сопротивление при 300 K в случае комбинированного отжига составляет  $R_s = 360 \text{ } \Omega/\square$ , что заметно меньше

слоевого сопротивления  $460 \text{ } \Omega/\square$  образца, отожженного лазером.

Кроме того, электрические свойства полученных комбинированным отжигом слоев (см. таблицу) заметно отличаются от свойств слоев GaMnAs, сформированных после БТО. В первую очередь обращает на себя внимание то, что в результате дополнительного ИЛО слоевая концентрация дырок увеличивается в 3–4.5 раза. При этом их подвижность несколько снижается из-за дополнительного рассеяния за счет увеличенной концентрации ионизированных акцепторов  $\text{Mn}_{\text{Ga}}$ . Можно ожидать, что это увеличение концентрации атомов Mn в узлах Ga произошло в результате изменения дефектной структуры слоя GaMnAs после дополнительного воздействия лазерного облучения.





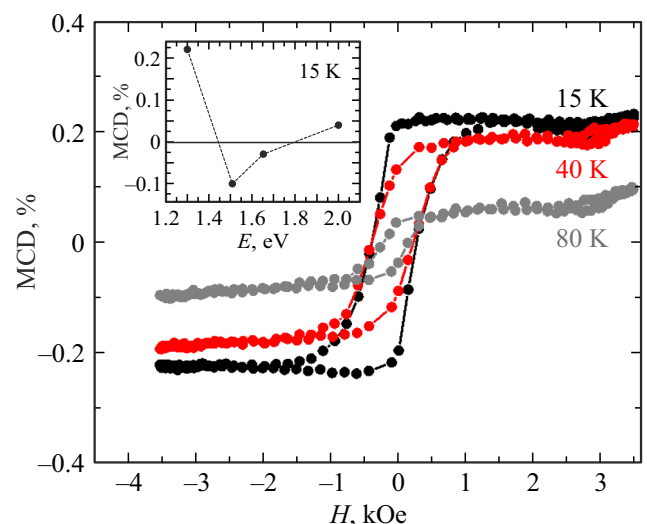
**Рис. 9.** ПЭМ-изображение поперечного среза слоя GaMnAs, полученного имплантацией ионов Mn при ускоряющем напряжении 80 kV с флюенсом  $5 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-2}$  и последующим комбинированным отжигом (БТО и затем ИЛО). В таблице приведены данные EDX по содержанию Mn, Ga, As в отмеченных точках слоя GaMnAs. Фрагмент (a) представляет собой увеличенное изображение расположенного вблизи поверхности кластера. Фрагменты (b) и (c) — изображения кластеров, залегающих на глубине около 150 nm.

Температурная зависимость слоевого сопротивления (рис. 6, кривая 2) подвергнутого комбинированному отжигу образца GaMnAs (в отличие от случая только лазерного отжига) содержит два пика. Поскольку максимумы на зависимостях  $R_s(T)$  ферромагнитных материалов обычно интерпретируются как увеличение рассеяния носителей заряда вблизи фазового перехода ферромагнетик–парамагнетик, можно предположить, что наблюдаемые пики могут отвечать двум фазовым переходам с температурой Кюри вблизи 30–40 и 100 K соответственно.

При этом наблюдаются нелинейные зависимости сопротивления Холла с петлями гистерезиса, вид которых существенно изменяется после достижения температуры около 30 K (рис. 7, b). При температурах выше 30–40 K увеличивается вклад нормального (ординарного) холловского сопротивления, и далее при температуре 120 K магнитополевая зависимость сопротивления Холла становится линейной.

Существенные отличия наблюдаются и в поведении MR для двух сравниваемых видов отжига (рис. 8). В случае образца GaMnAs, подвергнутого только ИЛО, наблюдается отрицательное MR с положительными областями типа „уши“, соответствующими проявлению анизотропного MR в ферромагнитных системах и сохраняющимися вплоть до 80 K [21,22]. В случае комбинированного отжига участки магнитополевых зависимостей, обусловленные влиянием эффекта анизотропного MR [23], состоящего в том, что сопротивление ферромагнитного материала зависит от взаимной ориентации направления намагниченности материала и направления

протекающего тока, существуют только при температурах ниже 40 K. При увеличении температуры измерений до 40 K MR становится только отрицательным, а для температуры 60 K и выше регистрируются положительные участки MR(H) в магнитном поле свыше 1000–1500 Oe. Последнее наблюдается, вероятно, бла-



**Рис. 10.** МЦД-зависимости для энергии кванта 1.3 eV образца GaAs, облученного ионами Mn при ускоряющем напряжении 80 kV с флюенсом  $5 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-2}$  после комбинированного отжига, для различных температур измерений. На вставке приведена спектральная зависимость МЦД в поле 3500 Oe при 15 K.

годаря возрастанию вкладов областей с более высокой подвижностью дырок в проводимость слоя GaMnAs.

Для образцов, полученных имплантацией ионов Mn с последующим комбинированным отжигом, проведены исследования магнитного циркулярного дихроизма (МЦД, MCD). Результаты измерений представлены на рис. 10. Магнитопольевые зависимости сигнала МЦД полученных образцов являются гистерезисными. Петля гистерезиса сохраняется вплоть до 80 К, что неплохо согласуется с температурой Кюри, полученной из магнитотранспортных измерений. Спектральные зависимости МЦД согласуются с представленными в литературе данными [24]. Появление сигнала в области энергий кванта, меньших ширины запрещенной зоны GaAs, связывают с образованием примесных зон в запрещенной зоне.

#### 4. Обсуждение результатов

Перейдем к обсуждению и сравнительному анализу представленных результатов использования трех видов постимплантационной (Mn) обработки пластин полупроводящего GaAs: БТО, ИЛО и их последовательной комбинации.

Изучение методами ПЭМ показало существенное различие структурных свойств полученных слоев GaMnAs. В частности, после ИЛО наблюдается восстановление кристаллической структуры с образованием двойников и присутствие марганца (с нарастанием к поверхности) практически во всем слое в пределах точности обнаружения (не менее 1 at.%).

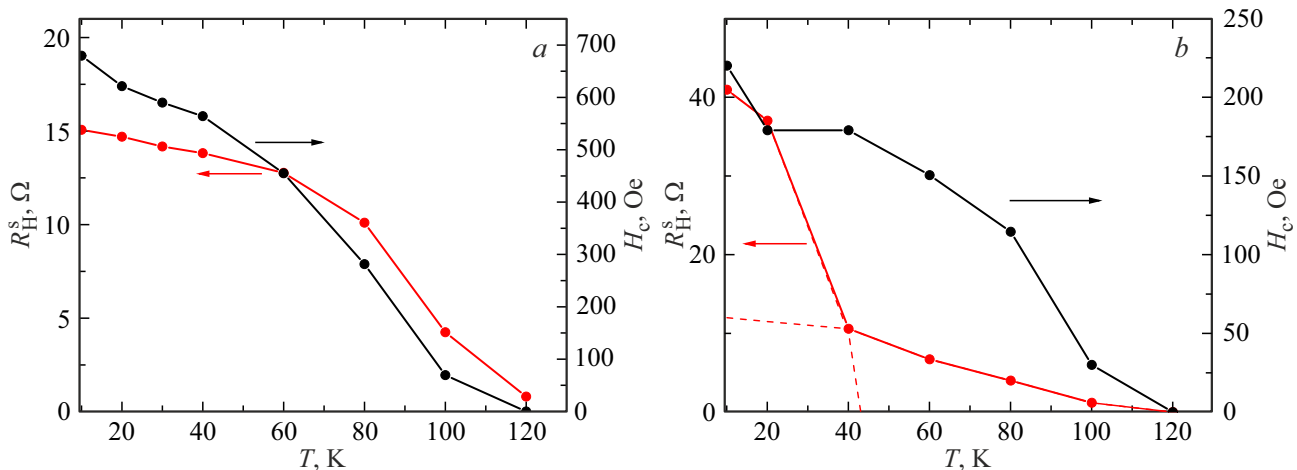
Применение БТО (в выбранных условиях) способствует восстановлению кристаллической структуры с появлением тетраэдрических дефектов упаковки. БТО сопровождается образованием включений трех видов, а именно: приповерхностные крупные, обогащенные марганцем кластеры, преципитаты полуметалла (гексагонального) MnAs и „захороненные“ на расстоянии 130–150 nm от поверхности когерентные к основной кристаллической решетке включения с контрастом типа „кофейное зерно“. Кластеры, расположенные у поверхности, значительным образом отличаются от полупроводниковой матрицы по электрическим свойствам. В частности, они имеют отличную от основного материала работу выхода. Кроме того, как следует из МСМ-исследований, часть из них являются ферромагнитными при комнатной температуре. При этом можно полагать, что содержание марганца в полупроводниковой матрице значительно ниже порога обнаружения методом применяемого энергодисперсионного анализа, но не выше предельной равновесной растворимости марганца в решетке GaAs (около  $8 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$  [13]). Электрические свойства отожженных образцов при комнатной температуре (см. таблицу) подтверждают данное предположение. Так, в случае образца, изготовленного посредством облучения ионами Mn с ускоряющим напряжением 80 kV и флюенсом  $5 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-2}$ , средняя объемная концентрация дырок достигает значения  $\sim 2 \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-3}$

(если полагать толщину слоя GaMnAs равной 150 nm), подвижность их при этом составляет  $225 \text{ cm}^2 / (\text{V} \cdot \text{s})$ . С понижением температуры измерений до 80 и далее до 10 К наблюдается значительное (на несколько порядков величины) возрастание слоевого сопротивления.

ИЛО образца, ранее подвергнутого БТО (т.е. комбинированный отжиг), приводит к исчезновению тетраэдрических дефектов упаковки и размытию границ включений, показывающих контраст типа „кофейное зерно“. Крупные, обогащенные марганцем кластеры на поверхности в этом случае располагаются значительно реже и являются аморфными. Кроме того, марганец в количестве  $\sim 6 \text{ at.}\%$  был обнаружен в приповерхностном слое толщиной  $\sim 20 \text{ nm}$  (рис. 9). Преципитаты  $\alpha$ -MnAs, имеющего температуру Кюри выше комнатной, в исследованной области образца не были обнаружены. Магнитного контраста и контраста в Кельвин-моду при комнатной температуре для этих образцов также не наблюдалось. Вместе с тем представленные результаты исследований температурной зависимости слоевого сопротивления (рис. 6, кривая 2), магнитотранспортных свойств (рис. 7, *b* и рис. 8, *b*), магнитопольевых зависимостей МЦД и их анализ (рис. 10) показали существование ферромагнетизма с двумя температурами Кюри (около 30–40 и 120 К) в подвернутых комбинированному отжигу образцах.

Полученная логарифмическая зависимость проводимости от обратной температуры (вставка на рис. 6) может быть аппроксимирована линейной зависимостью в области температур ниже 18–20 К, что свидетельствует о преобладании прыжковой проводимости по примесной зоне [25]. Такое поведение возможно в случае образования сильно легированного марганцем, вырожденного слоя GaMnAs. Слойевая концентрация дырок при комнатной температуре измерений в результате ИЛО образца, ранее прошедшего БТО после ионной имплантации, увеличилась приблизительно в 4 раза (см. таблицу). Это, во-первых, означает, что часть ранее электрически неактивных атомов Mn вошли в результате ИЛО в узлы галлия. Это согласуется с ПЭМ-наблюдением структуры GaMnAs после комбинированного отжига (рис. 9). Можно полагать, что сформированные после БТО Mn-содержащие кластеры частично растворяются в результате дополнительного ИЛО.

Во-вторых, отметим, что в спектре комбинационного рассеяния света образца, подвергнутого процедуре комбинированного отжига, появляется интенсивная фонон-плазменная мода (рис. 4, *a*). Вид спектра КРС в данном случае можно также использовать для оценки значения объемной концентрации носителей заряда. В частности, в соответствии данными КРС, представленными в [26] для серии слоев GaMnAs с различным содержанием марганца, полученных низкотемпературной МЛЭ, можно полагать, что объемная концентрация дырок в нашем случае должна быть  $\geq 10^{20} \text{ cm}^{-2}$ . Таким образом, принимая во внимание значение слоевой концентрации  $p_s = 1.4 \cdot 10^{14} \text{ cm}^{-2}$  (для образца, полученного при облучении ионами Mn с ускоряющим напряжением 80 kV



**Рис. 11.** Температурные зависимости спонтанного сопротивления Холла и коэрцитивного поля для слоев GaMnAs, полученных в результате имплантации Mn при ускоряющем напряжении 80 kV с флюенсом  $5 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-2}$  и а) ИЛО и б) комбинированного отжига.

и флюенсом  $5 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-2}$ ), можно оценить толщину проводящего, дающего основной вклад в спектр КРС, приповерхностного слоя приблизительно в 15–20 nm. Здесь уместно напомнить, что в соответствии с длиной волны лазера, используемого в нашем случае в спектроскопии КРС, глубина проникновения излучения в GaAs составляет около 40 nm.

С другой стороны, подвижность дырок сохраняет высокие значения ( $\mu_{\text{eff}} = 130 \text{ cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s})$ ) при комнатной температуре по сравнению со случаем использования для постимплантационной обработки только ИЛО ( $\mu_{\text{eff}} = 4.8 \text{ cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s})$ ). Кроме того, оценки значений подвижности из магнитотранспортных свойств при температурах от 100 до 140 K также показали большие значения —  $\sim 1000\text{--}2000 \text{ cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s})$  для образца после комбинированного отжига. Это обстоятельство позволяет предположить образование второго канала проводимости, где носители значительно меньше рассеиваются, расположенного в менее легированной примесью и кристаллически более совершенной области структуры. Очевидно, проводимость в данном случае осуществляется по валентной зоне.

Вместе с тем, проявление ферромагнитных свойств при температурах вплоть до 100 K включительно в виде присутствия гистерезиса на магнитолевой зависимости сопротивления Холла (рис. 7, b) сохраняется.

При температурах ниже температуры Кюри в представленных на рис. 7 зависимостях сопротивления Холла от магнитного поля аномальный эффект Холла вносит основной вклад, и поведение холловского сопротивления приближенно можно считать пропорциональным намагниченности. Это позволяет определить спонтанное сопротивление Холла  $R_H^S$ , которое пропорционально спонтанной намагниченности  $M_S$  и характеризует ферромагнитное упорядочение. Была применена процедура Арротта [27], состоящая в построении зависимости  $M^2(H/M)$  и нахождении  $M_S$  путем экстраполяции

ее линейной части до пересечения с осью ординат. Вычисление  $R_H^S$  осуществлялось аналогичным образом, но с использованием зависимостей  $R_H^S(H/R_H)$ . Если линейная экстраполяция  $R_H^S(H/R_H)$  к значению  $H = 0$  дает  $(R_H^S)^2 > 0$ , то это означает сохранение ферромагнитного упорядочения для данной температуры измерений. Если же величина  $(R_H^S)^2 < 0$ , то ферромагнетизм отсутствует.

Полученные согласно процедуре Арротта зависимости спонтанного сопротивления Холла от температуры  $R_H^S(T)$  для слоя GaMnAs, сформированного с применением импульсного лазерного или комбинированного отжига, приведены на рис. 11. Там же показано изменение коэрцитивного поля ( $H_c$ ) с температурой измерений.

Зависимости  $H_c(T)$  для обоих способов отжига выглядят подобным образом. Зависимости спонтанного холловского сопротивления демонстрируют различное поведение. Видно, что для случая комбинированного отжига зависимость  $R_H^S(T)$  может быть аппроксимирована двумя кривыми (рис. 11, b, пунктирные линии), и это позволяет полагать присутствие двух ферромагнитных фаз с разными температурами Кюри. При этом уже для температуры 80 K наблюдается положительное MR (рис. 8, b).

Такое сочетание не характерно для ферромагнитных полупроводников и указывает на то, что наблюдаемый в области температур свыше 40 K аномальный эффект Холла не связан со спин-орбитальным рассеянием спин-поляризованных носителей заряда. Тогда благодаря чему сохраняется гистерезисная зависимость сопротивления Холла? Можно предположить влияние на этот процесс захороненных в слое GaMnAs когерентных к матрице кластеров, а также использовать для объяснения механизм возникновения аномального эффекта Холла и его сохранения вплоть до комнатных температур в неоднородных магнитных полупроводниках, подробно представленный в [28]. В частности, в этой цитируемой

работе была предложена модель, описывающая появление аномального эффекта Холла благодаря воздействию силы Лоренца, возникающей под влиянием локальных магнитных полей, создаваемых включениями второй ферромагнитной фазы, на носители заряда [28]. Гистерезисная зависимость сопротивления Холла от внешнего магнитного поля в данном случае обусловлена неоднородностью слоя и гистерезисной зависимостью намагниченности включений от внешнего магнитного поля. При этом сама полупроводниковая матрица, в которой эти включения находятся, является парамагнитной.

Таким образом, наблюдаемые при выбранных условиях комбинированного отжига эффекты могут быть обусловлены образованием после БТО включений трех видов, а именно: приповерхностные крупные, обогащенные марганцем кластеры, преципитаты полуметалла (гексагонального) MnAs и „захороненные“ на расстоянии 130–150 nm от поверхности когерентные к основной кристаллической решетке включения с контрастом типа „кофейное зерно“, и их последующим модифицированием (полное или частичное растворение) при ИЛО. В результате происходит формирование в слое GaMnAs взаимодействующих друг с другом ферромагнитных областей двух типов, отличающихся составом, уровнем легирования марганцем, механизмом возникновения гистерезисной зависимости сопротивления Холла и температурой фазового перехода ферромагнетик–парамагнетик. Проводимость в таких слоях GaMnAs осуществляется по валентной зоне и примесной зоне (в последнем случае она может быть прыжковой), причем преобладающий вклад одного из каналов проводимости определяется температурой измерений. При более низких температурах (менее 30–40 K) преобладает проводимость по примесной зоне. С увеличением температур до значительных, близких к температуре 80–100 K и выше, вплоть до комнатной, начинает преобладать проводимость по валентной зоне. Это подтверждается соответствующими высокими значениями подвижности носителей заряда (дырок).

## 5. Заключение

Представленные в работе сравнительные исследования процессов быстрого термического отжига, импульсного лазерного отжига и их последовательной комбинации (предполагающей вначале проведение процесса БТО, а потом на этом же образце — ИЛО) на образцах GaAs, полученных имплантацией ионов Mn в одинаковых технологических режимах, позволяют сделать следующие выводы:

— БТО способствует восстановлению кристаллическости образцов, легированию до значений концентраций ионов примеси марганца не выше равновесного предела растворимости (менее 1 at.%) и образованию включений (в том числе и ферромагнитных при комнатной температуре) второй фазы трех типов;

— ИЛО приводит к восстановлению кристаллической структуры, сопровождающемуся образованием двойников, сильному легированию марганцем (от ~ 16 at.% вблизи поверхности до ~ 1 at.% на глубине 50–60 nm) и образованию однофазного ферромагнитного полупроводника GaMnAs с температурой Кюри ~ 105 K;

— комбинированный процесс (БТО и затем ИЛО) способствует дальнейшему улучшению кристаллического качества (в частности, исчезают тетраэдрические дефекты упаковки), модифицированию включений второй фазы (их частичному или полному растворению) и образованию слоя GaMnAs с двумя ферромагнитными фазами, отличающимися составом, уровнем легирования марганцем, механизмом возникновения гистерезисной зависимости сопротивления Холла и температурой фазового перехода ферромагнетик–парамагнетик.

## Финансирование работы

Работа выполнена при финансировании Российским научным фондом (грант № 23-29-00312). Измерения методами атомно- и магнитно-силовой микроскопии, а также изучение распределения поверхностного потенциала отожженных образцов с применением метода, известного как силовая микроскопия зондом Кельвина, были выполнены во Фрязинском филиале Института радиотехники и электроники им. В.А. Котельникова РАН.

## Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

## Список литературы

- [1] T. Dietl. *Semicond. Sci. Technol.* **17**, 4, 377 (2002).
- [2] L. Chen, S. Yan, P.F. Xu, J. Lu, W.Z. Wang, J.J. Deng, X. Qian, Y. Ji, J.H. Zhao. *Appl. Phys. Lett.* **95**, 18, 182505 (2009).
- [3] Ю.А. Данилов, А.В. Круглов, Е.А. Питиримова, Ю.Н. Дроздов, А.В. Мурель, М. Бехар, М.А.А. Пудензи. *Изв. РАН. Сер. физ.* **68**, 1, 65 (2004).
- [4] O.D.D. Couto Jr, M.J.S.P. Brasil, F. Iikawa, C. Giles, C. Adriano, J.R.R. Bortoleto, M.A.A. Pudenzi, H.R. Gutierrez, I. Danilov. *Appl. Phys. Lett.* **86**, 7, 071906 (2005).
- [5] M.A. Scarpulla, O.D. Dubon, K.M. Yu, O. Monteiro, M.R. Pillai, M.J. Aziz, M.C. Ridgway. *Appl. Phys. Lett.* **82**, 8, 1251 (2003).
- [6] S. Zhou. *J. Phys. D* **48**, 26, 263001 (2015).
- [7] A.I. Ryabchikov, S.V. Dektjarev, I.B. Stepanov. *Rev. Sci. Instrum.* **65**, 10, 3126 (1994).
- [8] I.G. Brown, X. Godechot. *IEEE Trans. Plasma Sci.* **19**, 5, 713 (1991).
- [9] Электронный ресурс: <https://www.gatan.com/products/tem-analysis/gatan-microscopy-suite-software>
- [10] Электронный ресурс: <https://www.iucr.org/resources/other-directories/software/ptclab>
- [11] Электронный ресурс: <http://www.crystallography.net>
- [12] T.E. Sukhanova, M.P. Temiryazeva, M.E. Vylegzhanina, S.V. Valueva, A.Ya. Volkov, A.A. Kutin, A.G. Temiryazev. *AIP Conf. Proceed.* **1748**, 1, 020003 (2016).

- [13] С.К. Кузнецова. Неорг. матер. **11**, 5, 950 (1975).
- [14] M. Wu, E. Luna, J. Puustinen, M. Guina, A. Trampert. *Nanotechnol.* **25**, 20, 205605 (2014).
- [15] A. Maltzi, T. Niermann, T. Streckenbach, K. Tabelow, T. Кор-руcki. *Opt. Quant. Electron.* **52**, 257 (2020).
- [16] M. Moreno, A. Trampert, B. Jenichen, L. Daweritz, K.H. Ploog. *J. Appl. Phys.* **92**, 8, 4672 (2002).
- [17] W.G. Opyd, J.F. Gibbons, A.J. Mardinly. *Appl. Phys. Lett.* **53**, 16, 1515 (1988).
- [18] W. Limmer, M. Glunk, S. Mascheck, A. Koeder, D. Klarer, W. Schoch, K. Thonke, R. Sauer, A. Waag. *Phys. Rev. B* **66**, 20, 205209 (2002).
- [19] M.J. Seong, S.H. Chun, H.M. Cheong, N. Samarth, A. Mascarenhas. *Phys. Rev. B* **66**, 3, 033202 (2002).
- [20] Ю.А. Данилов, Ю.А. Агафонов, В.И. Бачурин, В.А. Быков, О.В. Вихрова, В.И. Зиненко, И.Л. Калентьева, А.В. Кудрин, А.В. Нежданов, А.Е. Парафин, С.Г. Симакин, П.А. Юнин, А.А. Яковлева. *ФТТ* **65**, 12, 2230 (2023). [Yu.A. Danilov, Yu.A. Agafonov, V.I. Bachurin, V.A. Bykov, O.V. Vikhrova, V.I. Zinenko, I.L. Kalentyeva, A.V. Kudrin, A.V. Nezhdanov, A.E. Parafin, S.G. Simakin, P.A. Yunin, A.A. Yakovleva. *Phys. Solid State* **65**, 12, 2138 (2023).]
- [21] M.A. Scarpulla, R. Farshchi, P.R. Stone, R.V. Chopdekar, K.M. Yu, Y. Suzuki, O.D. Dubon. *J. Appl. Phys.* **103**, 7, 073913 (2008).
- [22] А.В. Кудрин, О.В. Вихрова, Ю.А. Данилов. *Письма в ЖТФ* **36**, 11, 46 (2010). [A.V. Kudrin, O.V. Vikhrova, Yu.A. Danilov. *Tech. Phys. Lett.* **36**, 6, 511 (2010).]
- [23] K.Y. Wang, K.W. Edmonds, R.P. Champion, L.X. Zhao, C.T. Foxon, B.L. Gallagher. *Phys. Rev. B* **72**, 8, 085201 (2005).
- [24] K. Ando, H. Saito, K.C. Agarwal, M.C. Debnath, V. Zayets. *Phys. Rev. Lett.* **100**, 6, 067204 (2008).
- [25] Б.И. Шкловский, А.Л. Эфрос. *Электронные свойства легированных полупроводников*. Наука, М. (1979). 416 с.
- [26] W. Limmer, M. Glunk, W. Schoch, A. Köder, R. Kling, R. Sauer, A. Waag. *Physica E* **13**, 2–4, 589 (2002).
- [27] A. Arrott. *Phys. Rev.* **108**, 6, 1394 (1957).
- [28] A.V. Kudrin, A.V. Shvetsov, Yu.A. Danilov, A.A. Timopheev, D.A. Pavlov, A.I. Bobrov, N.V. Malekhonova, N.A. Sobolev. *Phys. Rev. B* **90**, 2, 024415 (2014).

Редактор Е.В. Толстякова