

05,03

## Ферромагнетизм в GaAs структурах, дельта-легированных Fe

© А.В. Кудрин<sup>1</sup>, В.П. Лесников<sup>1</sup>, Р.Н. Крюков<sup>1</sup>, А.А. Яковлева<sup>1</sup>, М.В. Дорохин<sup>1</sup>, М.К. Таперо<sup>2,3</sup>

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

<sup>2</sup> Национальный исследовательский технологический университет „МИСИС“, Москва, Россия

<sup>3</sup> Институт общей физики им. А.М. Прохорова РАН, Москва, Россия

E-mail: kudrin@nifti.unn.ru

Поступила в Редакцию 7 июня 2024 г.

В окончательной редакции 8 июля 2024 г.

Принята к публикации 9 июля 2024 г.

Рассмотрено формирование методом импульсного лазерного осаждения в вакууме GaAs-структур с дельта-легирующим слоем Fe. Структуры с дельта-легирующим слоем Fe, нанесенным в течение 25 и 35 с, могут быть охарактеризованы как ферромагнитный полупроводник с собственным (intrinsic) ферромагнетизмом и температурой Кюри 70–80 К. В структурах с дельта-легирующим слоем Fe, нанесенным в течение 45 с, наблюдается формирование некой второй ферромагнитной интерметаллической фазы с температурой Кюри 100–120 К.

**Ключевые слова:** магнитные полупроводники, полупроводники  $A^3B^5$ , GaAs, импульсное лазерное осаждение, спинтроника.

DOI: 10.61011/FTT.2024.09.58777.152

### 1. Введение

Новый этап получения и исследования магнитных полупроводников и полупроводниковых структур на их основе связан с эпитаксиальными слоями полупроводников  $A^3B^5$ , сильно легированными атомами Fe. В отличие от относительно хорошо изученного класса магнитных полупроводников  $A^3B^5$ :Mn, в котором воспроизводимые результаты для различных полупроводниковых матриц свидетельствуют о температуре Кюри ( $T_C$ ) ниже комнатной (в частности, до 200 К для наиболее изучаемого материала (Ga,Mn)As), для магнитных полупроводников класса  $A^3B^5$ :Fe были получены однофазные слои с  $T_C$  более 300 К и собственным (intrinsic) ферромагнетизмом. Так, методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) были получены эпитаксиальные слои (Ga,Fe)Sb с  $T_C \approx 340$  К [1] и слои (In,Fe)As с  $T_C \approx 305$  К [2] (при концентрации Fe порядка 10 at.%). В нашей лаборатории научно-исследовательского физико-технического института ННГУ методом импульсного лазерного осаждения (ИЛО) впервые были получены эпитаксиальные слои (In,Fe)Sb [3] и GaAs:Fe [4] толщиной 20–60 nm с концентрацией железа до 20 at.% и температурой Кюри выше 300 К. Метод ИЛО позволяет получать эпитаксиальные слои  $A^3B^5$ :Fe и многослойные гетероструктуры со слоями  $A^3B^5$ :Fe на основе различных матриц  $A^3B^5$  с концентрацией примеси Fe до 23 at.% [5]. Получение высокотемпературного магнитного полупроводника на основе распространенного GaAs является важным этапом для направления магнитных полупроводников. Как показали наши исследования, для возникновения

высокотемпературного собственного ферромагнетизма в эпитаксиальных слоях GaAs:Fe необходимо внедрение значительного (10–20 at.%) количества Fe. Слои GaAs:Fe, полученные нами методом ИЛО, демонстрировали ферромагнетизм в транспортных и магнитооптических свойствах. Собственный ферромагнетизм в слоях GaAs:Fe однозначно подтверждается спектральными исследованиями магнитного циркулярного дихроизма (МЦД, MCD) [4]. Особенностью ИЛО слоев GaAs:Fe являлось то, что атомы Fe равновероятно замещают Ga и As. В отличие от высокотемпературных ферромагнитных полупроводников (Ga,Fe)Sb и (In,Fe)Sb, в GaAs:Fe уровень Ферми находится на разрешенных состояниях примесных уровней Fe в запрещенной зоне, а не в какой-либо разрешенной зоне. Обменное ферромагнитное взаимодействие в GaAs:Fe, вероятно, связано с механизмом двойного обмена Зинера.

В настоящей работе представлены результаты по созданию GaAs-структур, дельта-легированных Fe. Введение примеси в виде дельта-слоя потенциально позволяет увеличить ее локальную концентрацию (и, следовательно, вероятность обменного взаимодействия между атомами 3d примеси) и уменьшить влияние на кристаллическое совершенство полупроводниковой структуры.

### 2. Методика эксперимента

Структуры GaAs, дельта-легированные Fe, были получены следующим образом: на подложке *i*-GaAs (001) с 2-градусным отклонением формировался нелегированный буфер GaAs толщиной 20–30 nm путем ла-

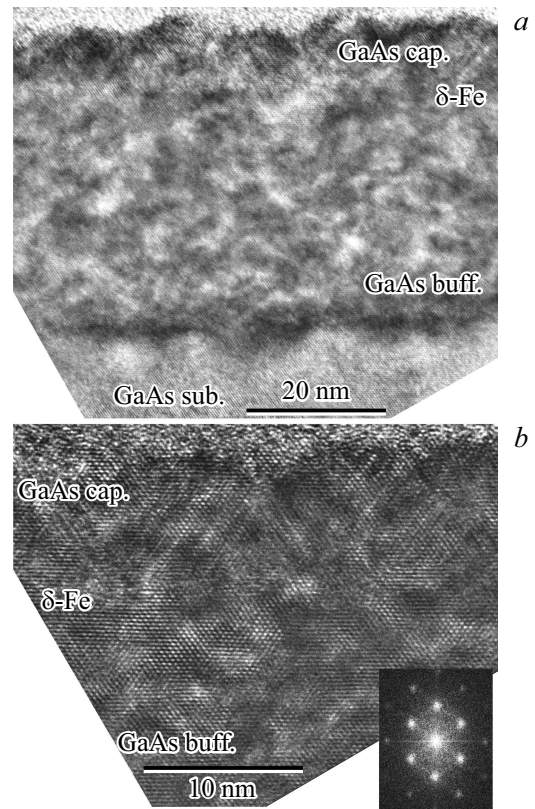
зерного распыления мишени GaAs; далее наносился дельта-легирующий слой Fe (время распыления мишени Fe ( $t_{Fe}$ ) составляло 15–45 s при скорости осаждения 0.5–1 nm/min), затем слой Fe зарастивался покровным слоем GaAs толщиной  $\sim 10$  nm. Температура формирования буферного слоя GaAs ( $T_{buff}$ ) составляла 400, 200 или 180°C. Температура нанесения дельта-слоя Fe ( $T_{Fe}$ ) и покровного слоя GaAs ( $T_{cap}$ ) составляла 200 или 180°C.

Для исследования кристаллического совершенства образцов использовался метод просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Элементный состав структур анализировался методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС). Концентрация элементов определялась с использованием факторов относительной чувствительности [6]. Точность определения концентрации атомов в использованном методе РФЭС составляла 1 at.%. Транспортные свойства структур (эффект Холла и магнитосопротивление) исследовались на постоянном токе в геометрии ван дер Пау. Исследования МЦД были проведены для геометрии отражения циркулярно-поляризованного света от поверхности структур. Внешнее магнитное поле ориентировалось перпендикулярно плоскости структур. Величина эффекта МЦД определялась следующим образом:  $(I_l - I_r)/(I_l + I_r)$ , где  $I_l$  и  $I_r$  — интенсивности отраженного от образца света с левой и правой циркулярной поляризацией соответственно. Исследования магнитотранспортных свойств и МЦД проводились в гелиевом криостате замкнутого цикла.

### 3. Экспериментальные результаты и обсуждение

На рис. 1, *a* представлено ПЭМ-изображение участка поперечного сечения структуры с дельта-легирующим слоем Fe, нанесенным в течение 35 s ( $T_{buff} = T_{Fe} = T_{cap} = 180^\circ\text{C}$ ). На ПЭМ-изображении видна GaAs-подложка, а также явно отличимый от подложки слой низкотемпературного GaAs (буферный и покровный слои). На рис. 1, *a* явно различаются атомные ряды, проходящие от подложки до верха структуры, т.е. нанесенные слои низкотемпературного GaAs являются эпитаксиальными. На расстоянии порядка 30 nm от интерфейса подложка–буфер на изображении просматривается горизонтальная особенность, которая, вероятно, связана с интерфейсом буферный слой — покровный слой, на котором располагается область дельта-легирующего слоя Fe. На рис. 1, *b* представлено ПЭМ-изображение области интерфейса буферный слой — покровный слой (область дельта-слоя Fe), полученное с большим увеличением.

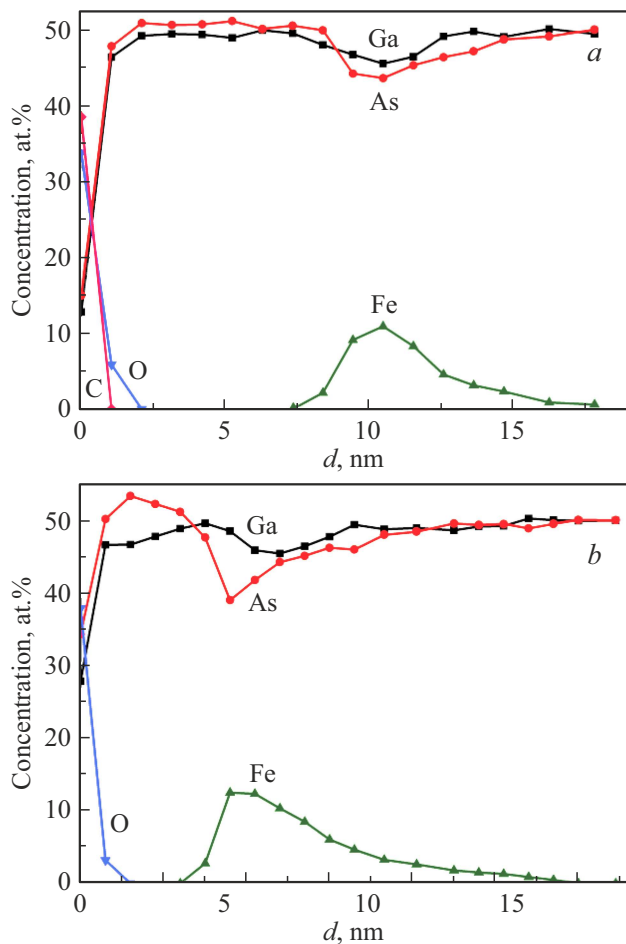
Из изображения видно, что покровный слой GaAs является эпитаксиальным, но содержит V-образные области микродвойников (что в целом характерно для низкотемпературных эпитаксиальных слоев GaAs [7]). На вставке к рис. 1, *b* представлена дифракционная



**Рис. 1.** *a*) ПЭМ-изображение поперечного сечения GaAs-структуры с дельта-легирующим слоем Fe ( $t_{Fe} = 35$  s,  $T_{buff} = T_{Fe} = T_{cap} = 180^\circ\text{C}$ ). *b*) ПЭМ-изображение поперечного сечения области, дельта-легирующей Fe. На вставке: FFT дифракционная картина от данного ПЭМ-изображения.

картина, полученная методом быстрого преобразования Фурье (FFT) ПЭМ-изображения. На FFT дифракционной картине присутствуют только рефлексы, соответствующие кристаллической структуре сфалерита. Дополнительные рефлексы (связанных с потенциально возможной второй кристаллической фазой) не наблюдается. Таким образом, используемый технологический метод позволяет получать эпитаксиальные GaAs-структуры со встроенной дельта-легирующей областью Fe.

На рис. 2, *a* представлен РФЭС-профиль распределения составляющих элементов по глубине для структуры с дельта-легирующим слоем Fe, нанесенным в течение 35 s ( $T_{buff} = T_{Fe} = T_{cap} = 180^\circ\text{C}$ ). Полуширина области локализации Fe составляет  $\sim 7$  nm при максимуме концентрации Fe  $\approx 10$  at.%. Уменьшение времени нанесения дельта-слоя Fe приводит к пропорциональному уменьшению максимума концентрации Fe. Согласно РФЭС-данным, атомы Fe замещают как атомы Ga, так и атомы As (при этом атомы As замещаются с несколько большей вероятностью). Примерно равное замещение атомами Fe атомов Ga и As наблюдалось нами для объемно-легируемых эпитаксиальных слоев GaAs:Fe [4]. На рис. 2, *b* представлен РФЭС-

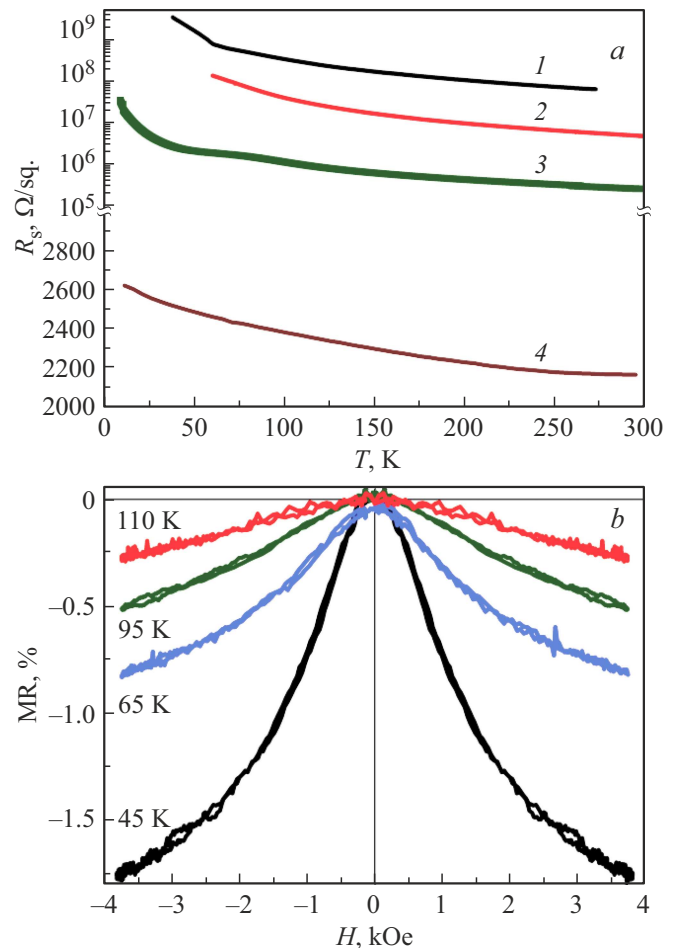


**Рис. 2.** Профиль распределения элементов по глубине для GaAs-структур с дельта-легирующим слоем Fe. *a)* Структура с  $t_{Fe} = 35$  s,  $T_{buff} = T_{Fe} = T_{cap} = 180^\circ\text{C}$ . *b)* Структура с  $t_{Fe} = 45$  s,  $T_{buff} = T_{Fe} = T_{cap} = 200^\circ\text{C}$ .

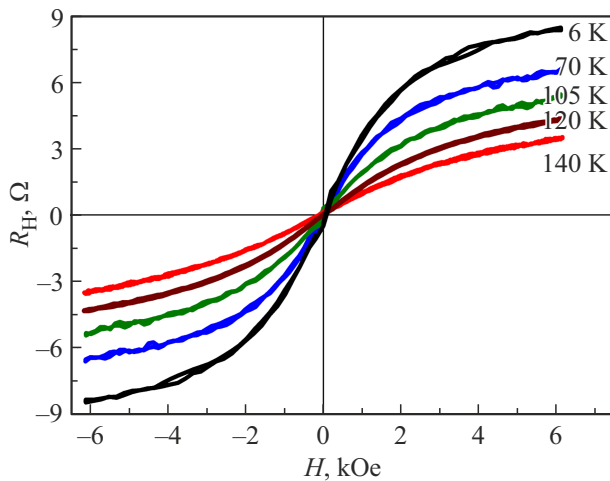
профиль распределения элементов для структуры с дельта-легирующим слоем Fe, нанесенным в течение 45 s ( $T_{buff} = T_{Fe} = T_{cap} = 200^\circ\text{C}$ ). Увеличение времени распыления Fe приводит к увеличению его концентрации в полученном профиле, а также к замещению атомами Fe в максимуме распределения преимущественно атомов As. Также следует отметить правое плечо профиля распределения Fe, затянутое в сторону буферного слоя. Как показали предыдущие исследования, диффузия атомов Fe в сторону, противоположную направлению роста, характерна для структур  $A^3B^5$ , сильно легированных Fe [5]. Несмотря на схожесть профилей распределения элементов, представленных на рис. 1, *a* и *b*, структуры обладают различающимися электрофизическими и магнитными свойствами, что будет рассмотрено ниже.

На рис. 3, *a* представлены зависимости слоевого сопротивления от температуры для GaAs-структур с дельта-легирующим слоем Fe, полученных при различных технологических параметрах. Для большинства сформированных структур (за время  $t_{Fe} \leq 35$  s) харак-

терной особенностью является высокое слоевое сопротивление при комнатной температуре (1–10 МΩ/sq), при этом проводимость сохраняется до низких температур (10–30 К). Для таких структур, как и для объемно-легированных слоев GaAs:Fe [4], проводимость, вероятно, связана с прыжковым переносом электронов между состояниями Fe в запрещенной зоне. Для структур с более высоким содержанием Fe в дельта-легирующем слое ( $t_{Fe} = 45$  s) проводимость имеет принципиально иной характер. Структуры в  $t_{Fe} = 45$  s демонстрируют на несколько порядков более низкое слоевое сопротивление при комнатной температуре ( $\sim \text{k}\Omega/\text{sq}$ ) и его слабую температурную зависимость (рис. 3, *a*). Подобный „металлический“ характер проводимости указывает на то, что в таких структурах перенос носителей, вероятно, осуществляется по перекрывающимся областям интерметаллических соединений Fe–Ga–As.



**Рис. 3.** *a)* Температурные зависимости слоевого сопротивления структур с дельта-легирующим слоем Fe. Кривая 1 — структура с  $t_{Fe} = 15$  s,  $T_{buff} = 500^\circ\text{C}$ ,  $T_{Fe} = T_{cap} = 200^\circ\text{C}$ . 2 — структура с  $t_{Fe} = 25$  s,  $T_{buff} = T_{Fe} = T_{cap} = 200^\circ\text{C}$ . 3 — структура с  $t_{Fe} = 35$  s,  $T_{buff} = T_{Fe} = T_{cap} = 180^\circ\text{C}$ . 4 — структура с  $t_{Fe} = 45$  s,  $T_{buff} = T_{Fe} = T_{cap} = 200^\circ\text{C}$ . *b)* Магнетосопротивление (MR) при различных температурах для структуры с  $t_{Fe} = 35$  s,  $T_{buff} = T_{Fe} = T_{cap} = 180^\circ\text{C}$ .



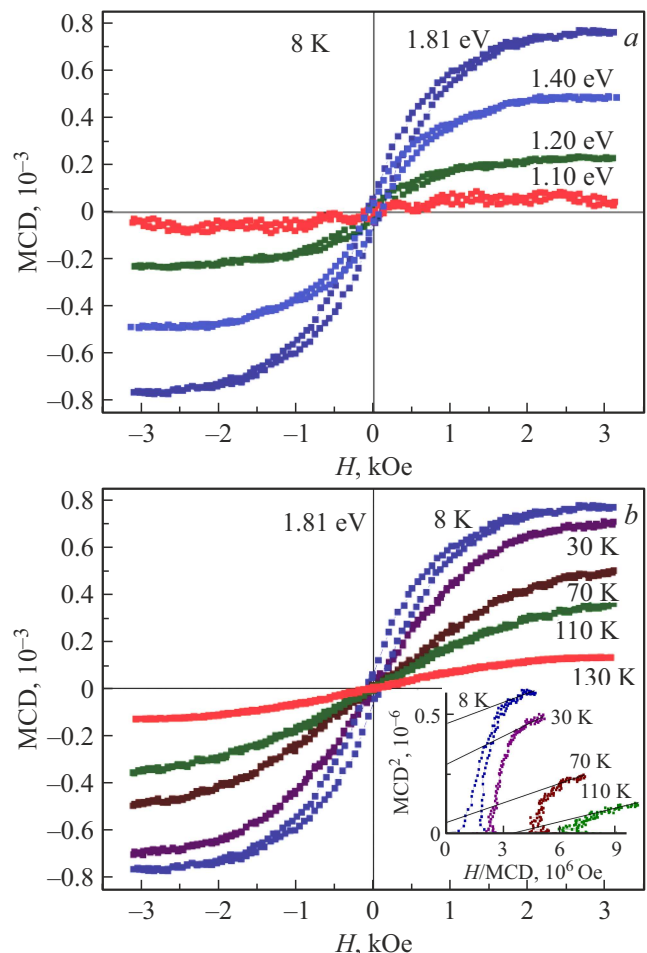
**Рис. 4.** Магнитополевые зависимости сопротивления Холла при различных температурах для структуры с  $t_{Fe} = 45$  s,  $T_{buff} = T_{Fe} = T_{cap} = 200^\circ\text{C}$ .

Для структур со временем формирования дельта-слоя Fe, равным 25 и 35 s, характерно отрицательное магнетосопротивление до температуры  $\sim 150$  K. На рис. 3, b представлены кривые магнетосопротивления при различных температурах для структуры с  $t_{Fe} = 35$  s и  $T_{buff} = T_{Fe} = T_{cap} = 180^\circ\text{C}$  (магнитное поле приложено перпендикулярно плоскости образца). Яркое выраженное отрицательное магнетосопротивление с тенденцией к насыщению в магнитном поле более 2000 Oe свидетельствует о спин-зависимом рассеянии носителей тока. Для структур с высоким сопротивлением ( $t_{Fe} = 15\text{--}35$  s) не удалось достоверно зарегистрировать ЭДС Холла, что указывает на чрезвычайно низкую подвижность носителей заряда — значительно меньше  $1\text{ cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s})$ , как следствие прыжкового переноса электронов между глубокими состояниями Fe в запрещенной зоне. Подобные магнитотранспортные свойства наблюдались для объемно-легированных эпитаксиальных слоев GaAs:Fe [4].

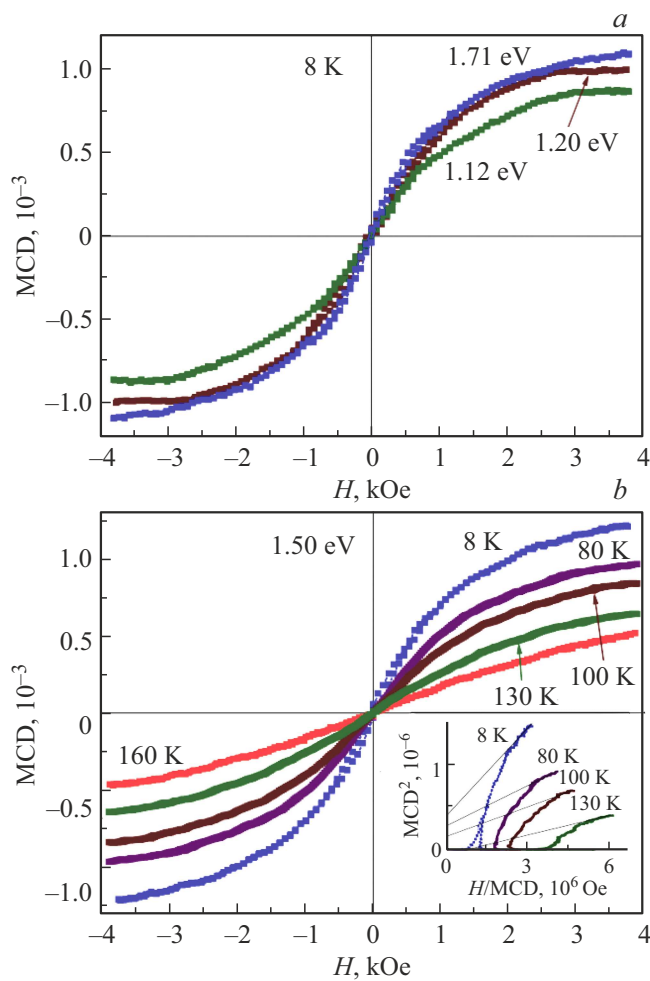
На рис. 4 представлены зависимости сопротивления Холла от магнитного поля при различных температурах для структуры с „металлическим“ характером проводимости ( $t_{Fe} = 45$  s и  $T_{buff} = T_{Fe} = T_{cap} = 200^\circ\text{C}$ ). Особенностью таких структур с повышенной концентрацией Fe в области дельта-слоя является ярко выраженный аномальный эффект Холла до температуры порядка 160–180 K, но магнетосопротивление выражено очень слабо. Величина магнетосопротивления более чем на порядок меньше при одинаковых температурах, чем в структурах с полупроводниковым характером проводимости.

Для магнитных полупроводников важную информацию дает исследование МЦД. На спектральных зависимостях МЦД для магнитных полупроводников с собственным ферромагнетизмом должны наблюдаться особенности в областях энергий, соответствующих

оптическим переходам в полупроводниковой матрице [8,9]. В частности, для ферромагнитных объемно-легированных эпитаксиальных слоев GaAs:Fe наблюдалось значительное уменьшение величины МЦД для энергий квантов света меньше  $E_g$  полупроводниковой матрицы GaAs [4]. На рис. 5, a представлены зависимости величины МЦД от магнитного поля —  $\text{MCD}(H)$ , при 8 K и различных энергиях квантов света для структуры с  $t_{Fe} = 35$  s,  $T_{buff} = T_{Fe} = T_{cap} = 180^\circ\text{C}$ . При энергиях квантов света больше  $E_g$  зависимости для GaAs имеют ярко выраженный нелинейный характер с насыщением в магнитном поле  $\sim 2000$  Oe. При 8 K зависимость  $\text{MCD}(H)$  является гистерезисной. С уменьшением энергии квантов света меньше  $E_g$  наблюдается значительный спад величины МЦД. Это свидетельствует о том, что магнитные свойства структуры определяются собственным ферромагнетизмом магнитного полупроводника GaAs:Fe в дельта-легированной области. На рис. 5, b представлены зависимости  $\text{MCD}(H)$  для дан-



**Рис. 5.** Магнитополевые зависимости МЦД для структуры с  $t_{Fe} = 35$  s,  $T_{buff} = T_{Fe} = T_{cap} = 180^\circ\text{C}$ . a) Зависимости при 8 K для различных энергиях квантов света. b) Зависимости при различных температурах для энергии квантов света 1.81 eV. На вставке представлены зависимости  $\text{MCD}(H)$  в координатах Аррота.



**Рис. 6.** Зависимости  $MCD(H)$  для структуры с  $t_{Fe} = 45$  s,  $T_{buff} = T_{Fe} = T_{cap} = 200^\circ C$ . *a)* Зависимости при 8 K для различных энергиях квантов света. *b)* Зависимости при различных температурах для энергии квантов света 1.5 eV. На вставке: кривые  $MCD(H)$  в координатах Арротта.

ной структуры при различных температурах и энергии квантов света 1.8 eV. Анализ зависимостей  $MCD(H)$  при различных температурах, построенных в координатах Арротта [9] (вставка к рис. 5, *b*), указывает на то, что  $T_C$  для структуры с  $t_{Fe} = 35$  s,  $T_{buff} = T_{Fe} = T_{cap} = 180^\circ C$  составляет порядка 70 K. С этим выводом согласуется форма кривых магнитосопротивления (рис. 3, *b*). Исследования магнитосопротивления и МЦД для других структур с  $t_{Fe} = 25-35$  s показывают, что их температура Кюри составляет до 70–80 K.

На рис. 6, *a* представлены зависимости  $MCD(H)$  при 8 K и различных энергиях квантов света для структуры с  $t_{Fe} = 45$  s,  $T_{buff} = T_{Fe} = T_{cap} = 200^\circ C$ . В отличие от структур с  $t_{Fe} = 25-35$  s, для структур с повышенной концентрацией Fe в области дельта-слоя ( $t_{Fe} = 45$  s) величина МЦД слабо зависит от энергии квантов света, т.е. спектральной особенности в эффекте МЦД в области  $E_g$  полупроводниковой матрицы GaAs не наблю-

дается. Это согласуется с транспортными данными для структуры с  $t_{Fe} = 45$  s (рис. 3, *a* и рис. 4) и указывает на то, что в данной структуре формируется область неких интерметаллических соединений Fe–Ga–As, являющаяся ферромагнитной. Из температурных зависимостей величины МЦД можно заключить, что  $T_C$  этой области составляет 100–120 K (рис. 5, *b*).

В системе интерметаллических соединений Fe–Ga–As известен класс ферромагнитных соединений  $Fe_3Ga_{2-x}As_x$ . В зависимости от концентрации  $x_{As}$ ,  $T_C$  для соединения варьируется в диапазоне 350–700°C [10]. Также существуют различные варианты ферромагнитного соединения  $Fe_{1-x}Ga_x$ , с  $T_C$  выше комнатной, но в таких соединениях, как и в соединениях  $Fe_3Ga_{2-x}As_x$ , концентрация Fe составляет не менее 60 at.% [11,12]. Для формирования области с относительно низким сопротивлением из таких интерметаллических соединений необходимо преодоление порога перколяции, следовательно, должна сформироваться практически сплошная область толщиной несколько нанометров, содержащая более 60 at.% Fe. Это предположение не согласуется с результатами РФЭС элементного анализа для структуры с металлическим характером проводимости ( $t_{Fe} = 45$  s, рис. 2, *b*). Также следует отметить, что температура Кюри для полученных структур с  $t_{Fe} = 45$  s значительно ниже комнатной (~ 130 K).

Согласно фазовой диаграмме интерметаллических соединений Fe–As, при температурах ниже 800°C в равновесных условиях формируются стехиометрические соединения  $FeAs_2$ ,  $FeAs$ ,  $Fe_2As$ , а также потенциально возможно формирование фазы с концентрацией Fe более 67 at.% [13]. Стехиометрические соединения  $FeAs$ ,  $Fe_2As$  являются антиферромагнетиками, а соединение  $FeAs_2$  — диамагнетик [14]. В литературе имеется мало данных о магнитных свойствах нестехиометрических соединений FeAs, полученных в равновесных условиях. Так, в работе [15] сообщается о ферромагнитном соединении  $Fe_xAs_y$  с температурой Кюри ~ 150 K. В работе [14] сообщается о формировании на GaAs методом МЛЭ ферромагнитных эпитаксиальных слоев FeGaAs (концентрация Fe ~ 60 at.%, концентрация Ga ~ 1 at.%) с температурой Кюри ~ 400 K. По литературным данным можно заключить, что потенциально возможная ферромагнитная фаза Fe–As должна обладать концентрацией Fe не менее 50–60 at.%. Как отмечалось выше, потенциально возможное образование сплошного слоя такого соединения толщиной несколько нанометров не согласуется с данными РФЭС (рис. 2, *b*).

Согласно полученным результатам исследований спектральной зависимости МЦД, полученные GaAs-структуры с дельта-легирующим слоем Fe, наносимым в течение 25 и 35 s, могут характеризоваться как ферромагнитный полупроводник с собственным ферромагнетизмом. Структуры с  $t_{Fe} = 45$  s демонстрируют формирование некой второй ферромагнитной интерметаллической фазы. При этом следует отметить схожесть температуры Кюри для структур этих двух видов. Для опре-



деления причины различия в транспортных и магнитных свойствах полученных структур планируется проведение углубленных исследований их микроструктуры.

#### 4. Заключение

Таким образом, методом импульсного лазерного осаждения в вакууме возможно формирование проводящих ферромагнитных GaAs структур с дельта-легирующим слоем Fe. Структуры с дельта-легирующим слоем Fe, наносимым в течение 25 и 35 с, могут быть охарактеризованы как ферромагнитный полупроводник с собственным ферромагнетизмом и температурой Кюри 70–100 К. В структурах с дельта-легирующим слоем Fe, наносимым в течение 45 с, наблюдается формирование второй ферромагнитной интерметаллической фазы с температурой Кюри 100–120 К.

#### Финансирование работы

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-22-00151, <https://rscf.ru/project/24-22-00151/>.

#### Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

#### Список литературы

- [1] N.T. Tu, P.N. Hai, L.D. Anh, M. Tanaka. Appl. Phys. Lett. **108**, 19, 192401 (2016).
- [2] P.N. Hai, M. Yoshida, A. Nagamine, M. Tanaka. J. Appl. Phys. **59**, 6, 063002 (2020).
- [3] A.V. Kudrin, Yu.A. Danilov, V.P. Lesnikov, M.V. Dorokhin, O.V. Vikhrova, D.A. Pavlov, Yu.V. Usov, I.N. Antonov, R.N. Kriukov, A.V. Alaferdov, N.A. Sobolev. J. Appl. Phys. **122**, 18, 183901 (2017).
- [4] A.V. Kudrin, V.P. Lesnikov, Yu.A. Danilov, M.V. Dorokhin, O.V. Vikhrova, P.B. Demina, D.A. Pavlov, Yu.V. Usov, V.E. Milin, Yu.M. Kuznetsov, R.N. Kriukov, A.A. Konakov, N.Yu. Tabachkova. Semicond. Sci. Technol. **35**, 12, 125032 (2020).
- [5] A.V. Kudrin, V.P. Lesnikov, R.N. Kriukov, Yu.A. Danilov, M.V. Dorokhin, A.A. Yakovleva, N.Yu. Tabachkova, N.A. Sobolev. Nanomater. **13**, 17, 2435 (2023).
- [6] Practical surface analysis by Auger and X-ray photoelectron spectroscopy, 3rd ed. / Eds D. Briggs, M.P. Seah. John Wiley & Sons Ltd (1990).
- [7] H. Chen, F.H. Li, J.M. Zhou, C. Jiang, X.B. Mei, Y. Huang. J. Mater. Sci. Lett. **11**, 23, 1617 (1992).
- [8] K. Ando, T. Hayashi, M. Tanaka, A. Twardowski. J. Appl. Phys. **83**, 11, 6548 (1998).
- [9] S. Ohya, K. Ohno, M. Tanaka. Appl. Phys. Lett. **90**, 11, 112503 (2007).
- [10] I.R. Harris, N.A. Smith, E. Devlin, B. Cockayne, W.R. Macewan, G. Longworth. J. Less-Common Metals **146**, 103 (1989).
- [11] N. Kawamiya, K. Adachi, Y. Nakamura. J. Phys. Soc. Jpn. **33**, 5, 1318 (1972).
- [12] S. Rafique, J.R. Cullen, M. Wuttig, J. Cui. J. Appl. Phys. **95**, 11, 6939 (2004).
- [13] H. Okamoto. J. Phase Equilibria **12**, 4, 457 (1991).
- [14] S. Aota, L.D. Anh, M. Tanaka. J. Appl. Phys. **134**, 23, 235104 (2023).
- [15] В.В. Исаев-Иванов, Н.М. Колчанова, В.Ф. Мастеров, Д.Н. Наследов, Г.Н. Талалакин. ФТП **7**, 2, 414 (1973).

*Редактор Е.В. Толстякова*