

06;12

Ферромагнетизм в GaAs структурах с дельта-легированным Mn слоем

© О.В. Вихрова, Ю.А. Данилов, М.В. Дорохин, Б.Н. Звонков,
И.Л. Калентьева, А.В. Кудрин

Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород
Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского,
Нижний Новгород
E-mail: vikhrova@nifti.unn.ru

Поступило в Редакцию 12 февраля 2009 г.

Показано наличие ферромагнетизма в полупроводниковых GaAs структурах, полученных сочетанием методов МОС-гидридной эпитаксии и лазерного распыления твердотельных мишеней в едином ростовом цикле и содержащих одиночный дельта-легированный слой марганца. Структуры демонстрируют нелинейные магнитополевые зависимости сопротивления Холла с петлей гистерезиса (коэрцитивная сила около 80 Ое) и отрицательное магнитосопротивление (до 4% в поле 3000 Ое) при температурах ниже точки Кюри (≈ 30 К).

PACS: 75.50.Pp, 75.47.-m

Развитие нового направления современной наноэлектроники — спиновой полупроводниковой электроники — связывается с созданием материалов, обладающих, кроме полупроводниковых, также и ферромагнитными свойствами, и с разработкой приборных структур на их основе. Наряду с получением однородно-легированных ферромагнитных полупроводниковых слоев на основе соединений A^3B^5 (GaMnAs, InMnAs) [1] значительный интерес представляет дельта-легирование структур магнитной примесью (Mn) [2]. Известны два технологических приема дельта-легирования GaAs марганцем: 1) формирование периодических, так называемых „digital“ структур, содержащих серию дельта-слоев Mn (от 10 до 200), разделенных GaAs спейсерами толщиной от 1 до 56 nm [3,4]; 2) расположение дельта-легированного Mn слоя вблизи двумерного дырочного канала в гетероструктурах GaAs/p-AlGaAs [5] или вблизи квантовой ямы InGaAs/GaAs [6].

Структуры первого типа демонстрировали ферромагнитные свойства при измерениях намагниченности, причем температура фазового перехода ферромагнетик–парамагнетик ($\sim 20\text{--}50\text{ K}$) зависела от содержания марганца в дельта-слое и от толщины GaAs спейсера между соседними дельта-слоями [3]. Также в [3] сообщалось о ферромагнетизме образца GaAs с отдельным дельта-слоем Mn, но соответствующие результаты в статье не приводились. Что касается проявления ферромагнетизма в гальваномагнитных свойствах GaAs структур с одиночным дельта-слоем марганца (этот факт, несомненно, имеет важное значение для создания приборов спинтроники), то, по нашим данным, в литературе подобные сведения отсутствуют. Более того, авторы [5] считают, что только благодаря расположению дельта-легированного марганцем слоя GaAs вблизи гетерограницы GaAs/*p*-AlGaAs удастся при изучении магнитопольевых зависимостей сопротивления Холла наблюдать ферромагнетизм, обусловленный обменным взаимодействием магнитных моментов атомов Mn в дельта-слое и спинов дырок двумерного канала на гетерогранице.

В данной работе впервые сообщается о проявлении ферромагнетизма в гальваномагнитных свойствах структур GaAs с одиночным дельта-легированным слоем марганца, полученных сочетанием методов МОС-гидридной эпитаксии (МОСГЭ) и лазерного распыления в едином ростовом цикле.

Для выращивания структур использовались подложки полуизолирующего GaAs с ориентацией (100). Вначале при температуре подложки 600 или 650°C методом МОС-гидридной эпитаксии выращивался нелегированный буферный слой GaAs толщиной $\sim 0.4\ \mu\text{m}$. Затем температура подложки (T_g) понижалась до 400°C и формировался дельта-слой путем лазерного распыления мишени металлического марганца. Заключительным этапом создания структуры было получение покровного слоя GaAs толщиной $\sim 30\ \text{nm}$ лазерным распылением мишени нелегированного GaAs при $T_g = 400^\circ\text{C}$. Содержание марганца в дельта-слое (Q_{Mn}) варьировалось в пределах от 0.09 монослоя (ML) до $1.4\ \text{ML}$ путем изменения времени распыления и интенсивности лазерного излучения. Как известно, один монослой Mn соответствует слоевой концентрации атомов марганца $6.3 \cdot 10^{14}\ \text{cm}^{-2}$ [5]. Следует отметить основные особенности используемого нами комбинированного метода выращивания структур: высокотемпературный буферный слой обеспечивает достаточно хорошее кристаллическое качество слоев, а

уменьшение T_g в процессе лазерного распыления существенно снижает диффузионное расплывание атомов Mn.

Зависимости сопротивления Холла (R_H) и магнитосопротивления от величины магнитного поля (до ± 3000 Oe) исследовались с использованием меза-структур типа „холловский мостик“. Магнитное поле при измерениях эффекта Холла и магнитосопротивления было направлено перпендикулярно поверхности структур. Температура измерений варьировалась в диапазоне 9.5–300 К при помощи гелиевого криостата замкнутого цикла Janis CCS-300S/202.

Все структуры GaAs с дельта-легированными слоями марганца демонстрировали p -тип проводимости с ординарным эффектом Холла при температурах 77 и 300 К. С увеличением Q_{Mn} от 0.09 до 0.3–0.4 ML наблюдался рост слоевой концентрации носителей (p_s) от $3.7 \cdot 10^{12}$ до $5.0 \cdot 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ при 300 К. Эффективная подвижность носителей при этом значительно уменьшалась: от 80 до $20 \text{ cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s})$ при 300 К и от 1500 до $280 \text{ cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s})$ при 77 К. Для содержания Mn от 0.4 до 1.4 ML величины слоевой концентрации и подвижности дырок практически не изменялись. Это может быть обусловлено процессами самокомпенсации и перехода части атомов марганца в электрически неактивное состояние [5].

Была проведена оценка доли электрически активной примеси в дельта-слое p_s/N_{Mn} , где $N_{Mn} = Q_{Mn} \times 6.3 \cdot 10^{14} \text{ cm}^{-2}$. Установлено, что величина p_s/N_{Mn} возрастает от 0.14 до 0.30 в диапазоне Q_{Mn} от 0.09 до 0.3 ML, что на порядок величины превышает значения для аналогичных (с теми же Q_{Mn} и T_g) дельта-легированных марганцем структур GaAs, полученных методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) [5]. Эти значения p_s/N_{Mn} находятся также в хорошем соответствии с долей электрически активной примеси марганца для ферромагнитного GaMnAs, которая составляет 0.15–0.30 [1]. Вместе с тем необходимо отметить, что эффективная подвижность дырок в исследованных нами дельта-легированных марганцем структурах GaAs более чем на порядок величины при 300 К и на два порядка величины при 77 К превосходила подвижность в однородно-легированных слоях GaMnAs толщиной $0.1 \mu\text{m}$ с теми же значениями p_s . Эта разница может быть обусловлена тем, что в отличие от достаточно толстого легированного слоя, где протекание тока происходит в матрице с более или менее однородно распределенными ионизированными акцепторами, в дельта-легированном GaAs ионы Mn сосредоточены в одной или нескольких

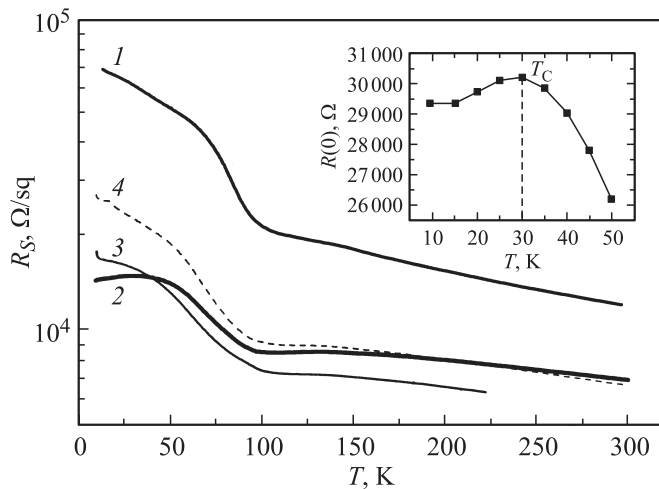


Рис. 1. Температурные зависимости слоевого сопротивления для образцов с различным содержанием Mn: 1 — $Q_{\text{Mn}} = 0.09$ ML, 2 — $Q_{\text{Mn}} = 0.18$, 3 — $Q_{\text{Mn}} = 0.26$, 4 — $Q_{\text{Mn}} = 0.35$ ML. На вставке представлен фрагмент температурной зависимости сопротивления с локальным максимумом при температуре Кюри для структуры с $Q_{\text{Mn}} = 0.18$ ML.

атомных плоскостях, а созданные дырки, находящиеся в пределах диффузионной длины от дельта-слоя, переносятся при протекании тока в основном в нелегированном GaAs. Поэтому рассеяние на ионах примеси значительно слабее, чем в случае однородного легирования, т. е. подвижность дырок выше.

Температурные зависимости слоевого сопротивления ($R_S(T)$) четырех типичных структур с дельта-слоями марганца представлены на рис. 1. Видно, что поведение ($R_S(T)$) структур в области низких температур зависело от содержания марганца в дельта-слое. Так, при значениях Q_{Mn} , равных 0.09 и 0.35 ML, зависимость $R_S(T)$ имела диэлектрический (полупроводниковый) характер, а при содержании марганца 0.18 ML демонстрировала при низких температурах поведение типа металлического. В последнем случае наиболее ярко на температурной зависимости слоевого сопротивления видна особенность в виде локального максимума вблизи ~ 30 К (вставка на рис. 1), которую обыч-

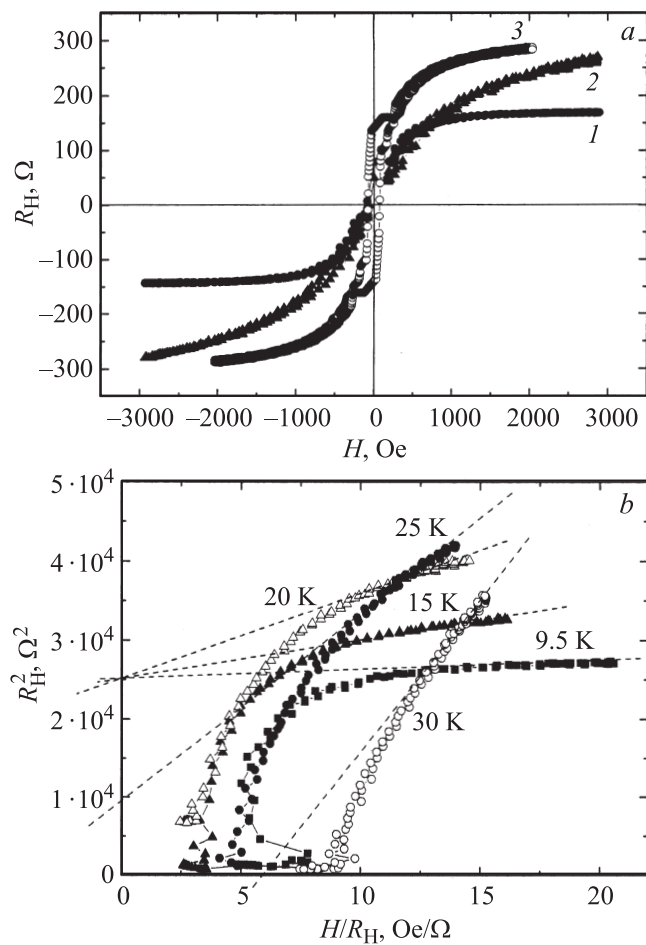


Рис. 2. *a* — магнитополевые зависимости сопротивления Холла для образцов с различным содержанием Mn при температуре измерений 9.5 К: 1 — $Q_{Mn} = 0.18$ ML, 2 — $Q_{Mn} = 0.26$ ML, 3 — $Q_{Mn} = 0.35$ ML. *b* — зависимости $R_H^2(H/R_H)$ для структуры с $Q_{Mn} = 0.18$ ML. *c* — температурная зависимость спонтанной составляющей холловского сопротивления для структуры с $Q_{Mn} = 0.18$ ML.

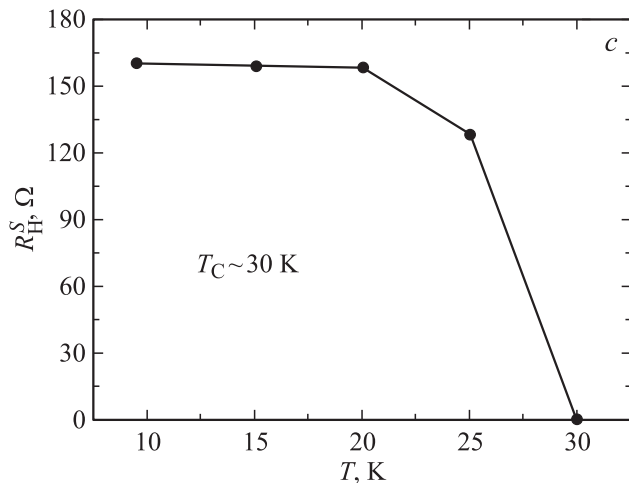


Рис. 2 (продолжение).

но связывают с фазовым переходом ферромагнетик–парамагнетик [7]. При температурах ниже 30 К зависимости сопротивления Холла от магнитного поля для структур с дельта-легированными марганцем слоями имеют нелинейный вид с петлей гистерезиса (рис. 2, *a*), и этот результат представляет собой основное доказательство наличия ферромагнетизма в наших структурах. Значение коэрцитивной силы составляет около 80 Ое для образца с $Q_{Mn} = 0.35 \text{ ML}$. Следует отметить, что в случае $Q_{Mn} = 0.09 \text{ ML}$ измерения R_H были затруднены из-за высокого сопротивления структур, нелинейный характер зависимости $R_H(H)$ выражен гораздо слабее, и значительное влияние на ее ход оказывало отрицательное магнитосопротивление.

Как известно, сопротивление Холла описывается выражением $R_H = R_0 \mu_0 H / d + R_A \mu_0 M / d$, где d — толщина слоя, μ_0 — магнитная проницаемость вакуума, H — напряженность магнитного поля, M — намагниченность, R_0 — константа нормального эффекта Холла, R_A — константа аномального эффекта Холла. В правой части первый член описывает вклад нормального эффекта Холла, второй член — вклад аномального эффекта Холла (АЭХ). Как видно из рис. 2, *a*, при температурах ниже температуры Кюри преобладает АЭХ и холловское сопро-

тивление в этом случае можно определить выражением $R_H \sim R_A \mu_0 M / d$. Этот факт используется для определения спонтанного сопротивления Холла R_H^S [1], которое пропорционально спонтанной намагниченности M_S и характеризует ферромагнитное упорядочение в структурах. Была использована процедура Арротта [8], заключающаяся в построении зависимости $M^2(H/M)$ и нахождении M_S путем экстраполяции ее линейной части до пересечения с осью ординат. Определение R_H^S осуществлялось аналогичным образом, но с использованием зависимостей $R_H^2(H/R_H)$ (рис. 2, *b*). Если линейная экстраполяция $R_H^2(H/R_H)$ к $H = 0$ дает $(R_H^S)^2 > 0$, то это означает наличие ферромагнитного упорядочения для данной температуры измерений. Если величина $(R_H^S)^2 < 0$, то ферромагнетизм отсутствует. На рис. 2, *c* представлена полученная нами описанным выше методом зависимость $R_H^S(T)$ для GaAs структуры с дельта-легированным марганцем слоем ($Q_{Mn} = 0.18$ ML). Представленные данные позволяют заключить, что температура фазового перехода ферромагнетик–парамагнетик составляет ~ 30 К, что совпадает с оценкой температуры Кюри по положению локального максимума на температурной зависимости слоевого сопротивления.

Все структуры демонстрируют отрицательное магнитосопротивление (ОМС) (рис. 3, *a, b*) при температурах ниже и вблизи T_C (до 4% в поле ~ 3000 Ое). Вместе с тем при 9.5 К зависимости магнитосопротивления (рис. 3, *a*) отличаются для структур с различным характером поведения $R_S(T)$. В случае металлического характера ($Q_{Mn} = 0.18$ ML) в области небольших значений H наблюдается положительное магнитосопротивление. Этот факт требует объяснения. Качественно картина явления может быть следующей.

Можно полагать, что в дельта-слое происходит образование доменной структуры с преобладающей ориентацией магнитных моментов отдельных ферромагнитных областей вдоль плоскости структуры. Предположим, что размер этих ферромагнитных областей неодинаков и, следовательно, отличаются и величины намагниченности. Небольшое по величине магнитное поле, приложенное перпендикулярно плоскости структуры, начинает поворачивать магнитные моменты, при этом углы поворота для ферромагнитных областей разного размера отличаются. Поэтому при протекании тока носители заряда испытывают дополнительное рассеяние, а сопротивление увеличивается. Затем в больших полях, когда все домены одинаково сориентированы, магнитосопротивление становится отрицательным за счет уменьшения рассеяния

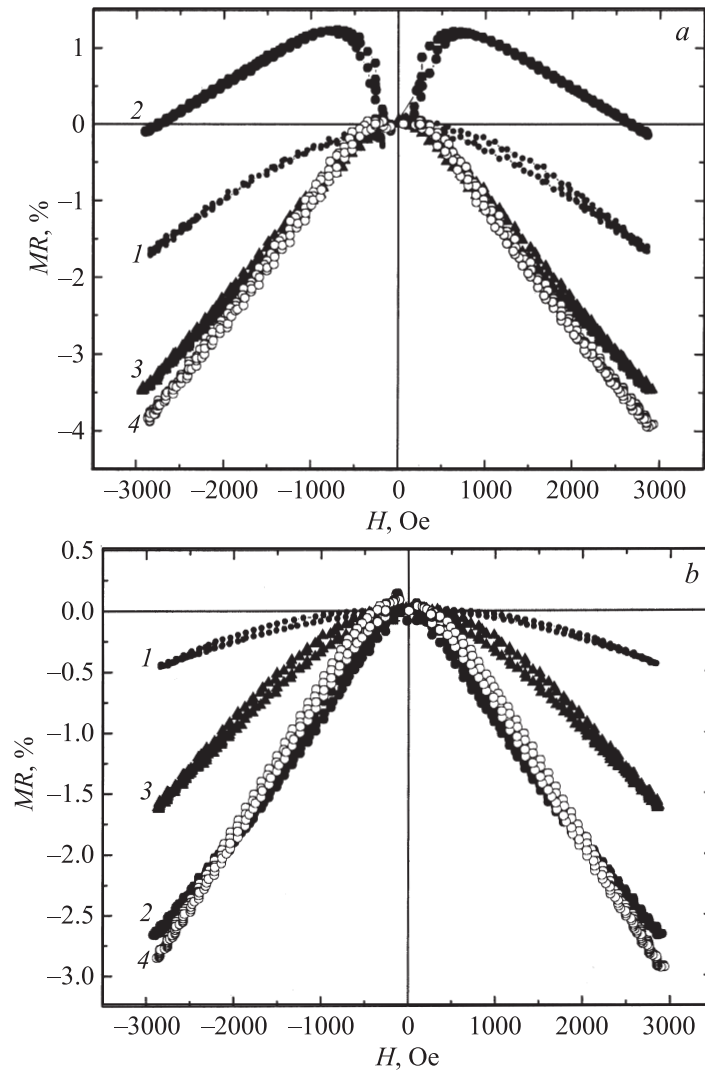


Рис. 3. Магнитосопротивление для образцов с различным содержанием Mn при температурах измерения 9.5 К (*a*) и 25 К (*b*): 1 — $Q_{\text{Mn}} = 0.09$ ML, 2 — $Q_{\text{Mn}} = 0.18$ ML, 3 — $Q_{\text{Mn}} = 0.26$ ML, 4 — $Q_{\text{Mn}} = 0.35$ ML.

дырок на отдельных магнитных моментах атомов марганца, которые ориентируются вдоль приложенного магнитного поля.

Для структур с $Q_{Mn} = 0.26$ и 0.35 ML положительное магнитосопротивление имеет очень малые значения в области H до ± 500 Oe, далее наблюдается ОМС. По-видимому, в таких образцах преобладает компонента намагниченности, нормальная к поверхности, и увеличение магнитного поля почти не сказывается на доменной структуре слоя. При этом работает только снижение рассеяния дырок на упорядочиваемых полях магнитных моментах атомов Mn. При $Q_{Mn} = 0.09$ ML участков с положительным магнитосопротивлением не наблюдается вовсе. Вероятно, в этом случае доменная структура практически не развита.

С увеличением температуры измерений до 25 К поведение магнитосопротивления для структуры с $Q_{Mn} = 0.18$ ML становится подобным поведению магнитосопротивления для структур с $Q_{Mn} = 0.26$ и 0.35 ML. Можно предположить, что с повышением температуры ярко выраженная анизотропия положения магнитных моментов ферромагнитных областей нарушается и достаточно меньшего по величине магнитного поля для ориентации магнитных моментов в одном направлении.

Таким образом, проведенное нами исследование GaAs структур с одиночным дельта-легированным слоем марганца, выращенных сочетанием методов МОСГЭ и лазерного распыления, позволяет заключить:

1) используемый нами метод формирования структур обеспечивает большую по сравнению с МЛЭ электрическую активность примеси марганца при дельта-легировании GaAs;

2) структуры демонстрируют ферромагнетизм ($T_C \sim 30$ К), обуславливающий нелинейный характер магнитополевых зависимостей сопротивления Холла и отрицательное магнитосопротивление.

Работа выполнена при поддержке грантов РФФИ 08-02-00548а и 08-02-97038 р_поволжье_а, АВЦП „Развитие потенциала высшей школы“ 2.2.2.2/4297 и программы ОФН РАН „Спин-зависимые эффекты в твердых телах и спинтроника“.

Список литературы

- [1] Onho H. // J. Magn. Magn. Mater. 1999. V. 200. P. 110–129.
- [2] Nazmul A.M., Amemiya T., Shuto Y., Sugahara S., Tanaka M. // Phys. Rev. Lett. 2005. V. 95. P. 017201.

- [3] *Kawakami R.K., Johnston-Halperin E., Chen L.F., Hanson M., Guebels N., Speck J.S., Gossard A.C., Awschalom D.D.* // *Appl. Phys. Lett.* 2000. V. 77. N 15. P. 2379–2381.
- [4] *Onomitsu K., Fukui H., Maeda T., Hirayama Y., Horikoshi Y.* // *Journal of Crystal Growth.* 2005. V. 278. P. 699–703.
- [5] *Nazmul A.M., Sugahara S., Tanaka M.* // *Journal of Crystal Growth.* 2003. V. 251. P. 303–310.
- [6] *Аронзон Б.А., Лагутин А.С., Рыльков В.В., Тугушев В.В., Меньшов В.Н., Лейскул А.В., Лайхо Р., Вихрова О.В., Данилов Ю.А., Звонков Б.Н.* // *Письма в ЖЭТФ.* 2008. Т. 87. В. 3. С. 192–198.
- [7] *Нагаев Э.Л.* *Физика магнитных полупроводников.* М.: Наука, 1979.
- [8] *Arrott A.* // *Physical Review.* 1957. V. 108. P. 1394–1396.