

Ферромагнетизм при комнатной температуре в слоях InMnAs

© О.В. Вихрова, Ю.А. Данилов, Б.Н. Звонков, А.В. Кудрин, В.В. Подольский, Ю.Н. Дроздов*, М.В. Сапожников*, С. Moura**, М.І. Vasilevskiy**, М.П. Темиряева***

Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского,

603950 Нижний Новгород, Россия

* Институт физики микроструктур Российской академии наук,

603950 Нижний Новгород, Россия

** Centro de Física, Universidade do Minho,

4710-057 Braga, Portugal

*** Фрязинский филиал Института радиотехники и электроники Российской академии наук,

141190 Фрязино, Московская обл., Россия

E-mail: danilov@nifti.unn.ru

(Поступила в Редакцию 25 апреля 2007 г.)

Сообщается о возможности получения методом лазерного нанесения слоев InMnAs, обладающих ферромагнитными свойствами при комнатной температуре, что подтверждено результатами исследований аномального эффекта Холла, магнитооптического эффекта Керра и магнитосилового микроскопии. Методом рентгеновской дифракции было установлено, что слои InMnAs имели достаточно высокое кристаллическое качество, но содержали включения гексагональной фазы MnAs. Рассмотрение особенностей электрических свойств слоев InMnAs позволяет предположить, что ферромагнетизм, обнаруженный в них при комнатной температуре, не может быть объяснен присутствием фазы MnAs, а связан с переносом носителей в матрице InMnAs.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 05-02-16624), CRDF (грант RUX0-001-NN-06/BP1M01), Программы ОФН РАН „Спин-зависимые эффекты в твердых телах и спинтроника“ и FCT (Portugal) (project N POCI/FIS/58524/2004).

PACS: 75.50.Pp, 75.47.-m

1. Введение

Легированные марганцем полупроводники A^3B^5 , такие как InMnAs и GaMnAs, вызывают большой интерес из-за наблюдения в них ферромагнетизма и являются на сегодняшний день основными кандидатами для создания приборов спинтроники [1]. Как правило, эти материалы содержат около 5 at.% магнитных ионов. При этом, по данным [2], для слоев GaMnAs, полученных методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ), температура Кюри T_c составляла около 110 К. В случае однофазных пленок InMnAs, сформированных в процессе МЛЭ при температуре выращивания $T_g < 280^\circ\text{C}$, T_c была ≈ 40 К [3].

Однако для многих применений ферромагнитных полупроводников температура Кюри должна быть выше комнатной. Недавно появилось сообщение о формировании методом МОС-гидридной эпитаксии при $T_g = 475^\circ\text{C}$ ферромагнитных слоев InMnAs [4]. Для концентраций марганца вплоть до 14 at.% слои не содержали включений фазы гексагонального MnAs. Механизм ферромагнетизма при 300 К в таких структурах авторы связывали с образованием димеров Mn–Mn в кристаллической решетке InAs.

Настоящая работа посвящена исследованию возможности получения методом лазерного распыления слоев InMnAs, обладающих ферромагнитными свойствами при комнатной температуре.

2. Методика эксперимента

Выращивание слоев InMnAs производилось методом лазерного нанесения в реакторе МОС-гидридной эпитаксии в потоке водорода и арсина. Распыление мишеней из легированного цинком InAs ($p \sim 10^{17} \text{ cm}^{-3}$) и металлического Mn осуществлялось импульсным ИАГ:Nd-лазером ($\lambda = 1.06 \mu\text{m}$). Варьировались соотношение времен поочередного распыления InAs и Mn ($X_{\text{Mn}} = t_{\text{Mn}}/t_{\text{InAs}}$) и температура процесса ($T_g = 200\text{--}500^\circ\text{C}$). Слои InMnAs толщиной 50–500 nm наносились на подложки полуизолирующего GaAs (001). Кристаллическое совершенство и фазовый состав слоев исследовались методом рентгеновской дифракции с помощью прибора ДРОН-4. Для изучения электрических свойств использовались эффект Холла и температурные зависимости сопротивления в интервале от 77 до 370 К. Магнитооптические свойства изучались посредством меридионального магнитооптического эффекта Керра (МОЭК). Морфология поверхности и магнитный рельеф слоев InMnAs были исследованы с помощью зондового микроскопа Смена (производство фирмы NT-MDT, Зеленоград). Кроме того, нанесенные слои изучались методом комбинационного рассеяния света в геометрии обратного рассеяния при комнатной температуре с использованием аргонового лазера ($\lambda = 514.5 \text{ nm}$).

3. Результаты и обсуждение

Морфология слоев InMnAs, полученных методом лазерного нанесения, в целом характеризуется присутствием на поверхности неровностей высотой до 20–40 nm. Этот факт следует, по-видимому, отнести к особенностям данного метода выращивания, поскольку в случае получения слоев InMnAs на подложках GaAs (001) методом МОС-гидридной эпитаксии слои были более гладкими [5].

Влияние температуры нанесения пленок InMnAs на их слоевое сопротивление представлено на рис. 1. Видно, что в достаточно узком диапазоне температур $T_g = 280\text{--}330^\circ\text{C}$ сопротивление структур достигает минимальных значений $\sim 10^4 \Omega/\text{sq}$ при $X_{\text{Mn}} = 0.5$. Уменьшение температуры выращивания до 200°C или увеличение ее до 500°C делает слои InMnAs высокоомными. Подобное поведение электрических характеристик слоев может быть связано с определяющим влиянием температуры на встраивание марганца в решетку InAs. По-видимому, при $280\text{--}330^\circ\text{C}$ достигаются наилучшие условия для легирования InAs марганцем, в процессе которого происходит замещение In в узлах атомами марганца. Образцы InMnAs в этой области температур демонстрировали дырочный тип проводимости. Концентрация носителей достигала $\sim 5 \cdot 10^{18} \text{cm}^{-3}$, при этом эффективная подвижность носителей была $\approx 30 \text{cm}^2/\text{V} \cdot \text{s}$. Значительное возрастание сопротивления слоев InMnAs, выращенных при 200 и 500°C , может быть связано с тем, что большая часть магнитной примеси не участвует в легировании, а образует включения Mn-содержащих фаз.

Структуры, выращенные при $X_{\text{Mn}} = 0.3\text{--}0.5$ и $T_g = 280\text{--}330^\circ\text{C}$, обладали ферромагнитными свойствами как при комнатной температуре, так и при 77 K: для них наблюдалась нелинейная зависимость холловского сопротивления от магнитного поля с петлей гистерезиса (рис. 2). Величина коэрцитивной силы H_c составляла при комнатной температуре приблизительно 330 Oe.

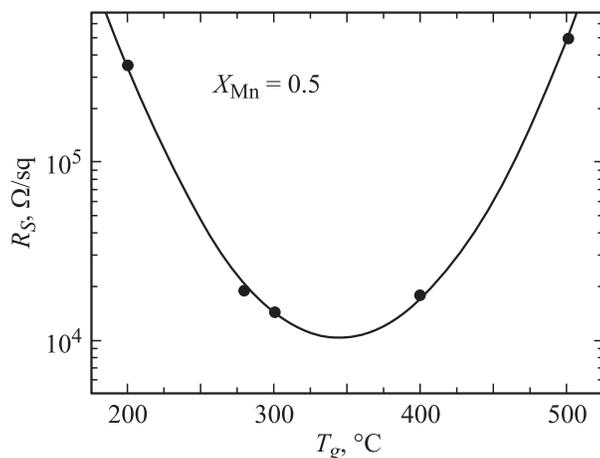


Рис. 1. Поверхностное сопротивление слоев InMnAs, выращенных при различных температурах осаждения и $X_{\text{Mn}} = 0.5$.

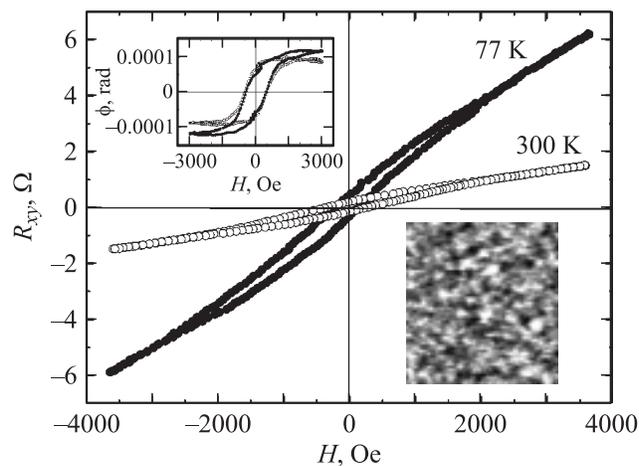


Рис. 2. Магнитопольные зависимости сопротивления Холла для слоев InMnAs при двух температурах измерений. Толщина слоя InMnAs составляла 460 nm, $T_g = 320^\circ\text{C}$, $X_{\text{Mn}} = 0.33$. На вставках представлены зависимости угла Керра от магнитного поля для данного образца InMnAs при двух взаимно перпендикулярных ориентациях поля в плоскости образца (верхняя вставка) и МСМ-изображение слоя InMnAs толщиной 50 nm, выращенного при $T_g = 280^\circ\text{C}$ и $X_{\text{Mn}} = 0.5$ (размер скана $4 \times 4 \mu\text{m}^2$) (нижняя).

Дополнительным доказательством ферромагнетизма служили исследования МОЭК (300 K), которые показали наличие петли гистерезиса на зависимости угла поворота плоскости поляризации от магнитного поля для слоев InMnAs. На верхней вставке к рис. 2 приведены зависимости угла Керра для двух взаимно перпендикулярных направлений магнитного поля в плоскости образца, демонстрирующие отсутствие сильной анизотропии в плоскости образца при переходе от направления магнитного поля вдоль оси $\langle 1\bar{1}0 \rangle$ к $\langle 110 \rangle$.

Исследования методом магнитосиловой микроскопии (МСМ) при комнатной температуре выявили наличие магнитного контраста для всех слоев InMnAs, полученных при температурах от 280 до 500°C . Для $X_{\text{Mn}} = 0.5$ магнитный контраст выглядел наиболее ярко в случае $T_g = 280^\circ\text{C}$ (нижняя вставка на рис. 2).

Результаты сравнительных рентгенодифракционных исследований образцов, содержащих слои InMnAs или слои нелегированного InAs, показали (рис. 3), что кроме пиков от подложки GaAs (002) и слоя InAs (002) вблизи 31.6 и 29.5° соответственно в спектре $\theta/2\theta$ -сканирования для образца InMnAs присутствуют дополнительные пики, которые близки по своему положению пикам гексагональной фазы MnAs ($10\bar{1}2$) — 42.3° и MnAs ($11\bar{2}0$) — 48.9° . Ширина этих пиков составляет 4 и 1° по отношению к вращению кристалла, что соответствует текстурированному поликристаллу. Следовательно, слои InMnAs, полученные при $T_g = 280\text{--}330^\circ\text{C}$ и $X_{\text{Mn}} = 0.3\text{--}0.5$, имеют достаточно высокое кристаллическое качество, но не являются однофазными.

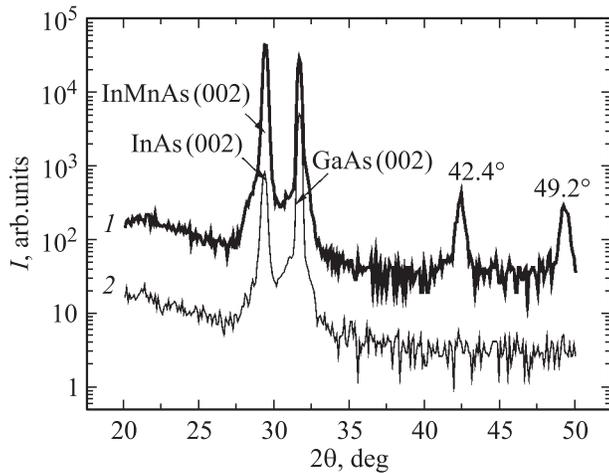


Рис. 3. Спектры рентгеновской дифракции образцов со слоями InMnAs ($T_g = 320^\circ\text{C}$, $X_{\text{Mn}} = 0.3$) (спектр 1) и InAs (спектр 2), полученными методом лазерного нанесения.

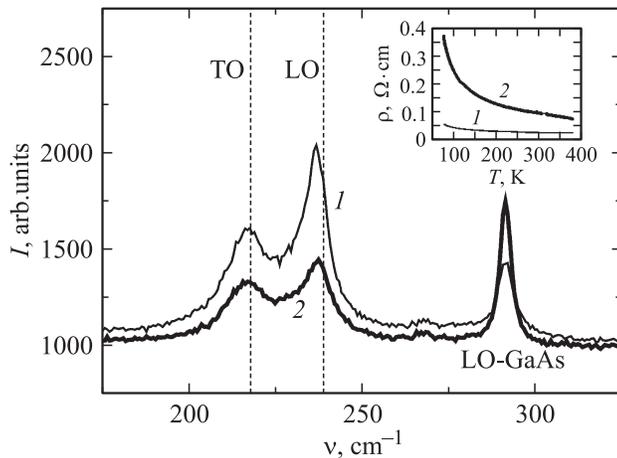


Рис. 4. Спектры комбинационного рассеяния для слоя InMnAs толщиной 50 nm с $X_{\text{Mn}} = 0.5$. $T_g = 300^\circ\text{C}$ (1) и 280°C (2). Штриховыми линиями отмечены положения TO- и LO-мод (217.3 и 238.6 cm^{-1} соответственно) для монокристаллического InAs [6]. На вставке приведены температурные зависимости удельного сопротивления тех же самых слоев InMnAs.

На рис. 4 представлены спектры комбинационного рассеяния света для двух образцов InMnAs толщиной 50 nm, полученных при $X_{\text{Mn}} = 0.5$ с $T_g = 300^\circ\text{C}$ (спектр 1) и $T_g = 280^\circ\text{C}$ (спектр 2). Штриховыми линиями отмечены положения TO- и LO-мод (217.3 и 238.6 cm^{-1} соответственно) для монокристаллического InAs. В спектрах слоев InMnAs присутствуют хорошо разрешаемые пики LO- и TO-фононных мод, что свидетельствует о достаточно высоком кристаллическом качестве слоев. Вместе с тем наличие запрещенной геометрией рассеяния TO-фононной моды, положение которой практически совпадает со значением TO-фононной моды монокристаллического InAs, может быть обусловлено эффектами неупорядоченности, вносимыми в решетку в

процессе легирования марганцем. Видно, что понижение температуры роста на 20°C приводит к уменьшению интенсивности LO-пика, увеличению его полуширины. Это свидетельствует об ухудшении кристаллических свойств образца 2 по сравнению с образцом 1.

В то же время изменение положения LO-моды, а именно ее смещение в сторону TO-фона, более наглядно выражено для образца 1, выращенного при большей температуре и имеющего меньшее удельное сопротивление во всем диапазоне температур измерения $77\text{--}370\text{ K}$, согласно данным, представленным на вставке к рис. 4. Такое поведение LO-моды характерно для сильнолегированных полупроводников со свободными носителями низкой подвижности, и обычно его связывают с проявлением фонон-плазмонного взаимодействия, приводящего к образованию смешанных мод. Факт сильного легирования вплоть до образования примесной зоны марганца подтверждается рассчитанными из температурных зависимостей сопротивления значениями энергии активации проводимости 6.5 и 12 meV для образцов 1 и 2 соответственно. Эти величины значительно меньше, чем энергия акцепторного уровня марганца в InAs (23 meV [7]).

Также необходимо отметить, что изучение температурной зависимости сопротивления образцов InMnAs (которая в целом носит „полупроводниковый“ характер) от комнатной температуры до 370 K не выявило локального максимума, характерного для гексагональной фазы полуметаллического соединения MnAs в области $T_c \approx 318\text{ K}$ [8].

4. Заключение

Суммируя основные результаты наших исследований, можно заключить, что получаемые методом лазерного нанесения в условиях оптимального легирования марганцем слой InMnAs имели следующие особенности:

- аномальный эффект Холла с петлей гистерезиса при 300 K ;
- монокристаллическую структуру основной фазы — матрицы, представляющей собой легированный марганцем InAs;
- поликристаллическую структуру второй фазы — включений гексагонального MnAs;
- полупроводниковый характер проводимости и отсутствие локального максимума на температурной зависимости сопротивления в области температуры Кюри MnAs.

Сочетание таких свойств позволяет предположить, что аномальный эффект Холла, обнаруженный в данных слоях при комнатной температуре, не может быть объяснен присутствием включений второй фазы MnAs, а связан с ферромагнитными свойствами полупроводника InMnAs.

Список литературы

- [1] H. Ohno. *Science* **281**, 951 (1998).
- [2] H. Ohno, A. Shen, F. Matsukura, A. Oiwa, A. Endo, S. Katsumoto, Y. Iye. *Appl. Phys. Lett.* **69**, 363 (1996).
- [3] S. Yanagi, H. Munekata, Y. Kitamoto, A. Oiwa, T. Slupinski. *J. Appl. Phys.* **91**, 7902 (2002).
- [4] A.J. Blattner, B.W. Wessels. *Appl. Surf. Sci.* **221**, 155 (2004).
- [5] S.J. May, A.J. Blattner, D.P. Eam, B.W. Wessels. *Appl. Surf. Sci.* **252**, 3509 (2006).
- [6] R. Carles, N. Saint-Cricq, J.B. Renucci, M.A. Renucci, A. Zwick. *Phys. Rev. B* **22**, 4804 (1980).
- [7] S.J. May, A.J. Blattner, B.W. Wessels. *Physica B* **340–342**, 870 (2003).
- [8] F. Iikawa, P.V. Santos, M. Kastner, F. Schippan, L. Däweritz. *Phys. Rev. B* **65**, 205 328 (2002).