

13,05

Однофазные эпитаксиальные слои InFeSb с температурой Кюри выше комнатной

© А.В. Кудрин^{1,2}, Ю.А. Данилов^{1,2}, В.П. Лесников¹, О.В. Вихрова¹, Д.А. Павлов²,
Ю.В. Усов², Е.А. Питиримова², И.Н. Антонов¹

¹ Научно-исследовательский физико-технический институт
Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского
Нижний Новгород, Россия

² Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского,
Нижний Новгород, Россия

E-mail: kudrin@nifti.unn.ru

Методом лазерного распыления в вакууме созданы эпитаксиальные гетероструктуры InFeSb/GaAs. Исследования методом высокоразрешающей просвечивающей электронной микроскопии и микродифракции показали, что слои InFeSb являются монокристаллическими и не содержат нановключений дополнительной фазы. Исследования магнитотранспортных свойств обнаружили, что в структурах наблюдается аномальный эффект Холла и отрицательное магнетосопротивление вплоть до комнатной температуры.

Работа выполнена в рамках реализации государственного задания (проект № 8.1751.2017/ПЧ Минобрнауки России), при поддержке РФФИ (гранты № 15-02-07824_а, 16-07-01102_а) и гранта (МК-8221.2016.2) Президента Российской Федерации.

1. Введение

В последнее время появились работы, показывающие возникновение собственного ферромагнетизма у полупроводниковых матриц A^3B^5 , сильно легированных атомами железа, в частности InFeAs [1,2], GaFeSb [3], AlFeSb [4]. При этом слои GaFeSb демонстрируют ферромагнетизм, проявляющийся в магнитотранспортных и магнитооптических свойствах, вплоть до комнатной температуры [3]. Согласно выполненным экспериментальным работам, в матрицы полупроводников InAs, GaSb и AlSb можно вводить значительное количество Fe (до 8% относительно содержания In для InFeSb, до 25% относительно содержания Ga в GaFeSb и до 10% относительно содержания Al в AlFeSb) без образования включений второй фазы. Природа ферромагнетизма в таких слоях остается недостаточно понятной. Высказывается предположение, что для узкозонных полупроводников InFeAs и GaFeSb ферромагнетизм связан с механизмом косвенного обменного взаимодействия, как и в случае легирования марганцем. Однако, в отличие от марганца, электрическая активность Fe в таких материалах остается дискуссионным вопросом. Концентрация носителей заряда в широкозонном полупроводнике AlFeSb слишком мала для возникновения обменного взаимодействия посредством носителей заряда. В этом случае выдвигается предположение о механизме короткодействующего обменного взаимодействия между близкорасположенными атомами железа. Накопленный объем результатов исследований позволяет предположить, что возникновение ферромагнетизма в системе A^3FeB^5 наиболее вероятно для узкозонных полупроводников. Нами показана возможность формирования однофазных

эпитаксиальных структур InFeSb/GaAs с температурой Кюри около комнатной.

2. Методика эксперимента

Слои InFeSb толщиной ~ 40 nm были получены на подложках *i*-GaAs методом периодического лазерного распыления в вакууме мишеней InSb и Fe. Содержание Fe характеризовалось технологическим параметром $Y_{Fe} = t_{Fe}/(t_{InSb} + t_{Fe})$, где t_{Fe} и t_{InSb} — время распыления мишени Fe и InSb соответственно. Величина Y_{Fe} варьировалась в диапазоне 0.04–0.17. Температура роста процесса изменялась в диапазоне 30–250°C. Структурные исследования слоев InFeSb проводились с помощью просвечивающего электронного микроскопа JEM-2100F и электронографа ЭМР-102. Элементный состав определялся методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии с использованием детектора X-max Oxford instruments, смонтированного на электронном микроскопе. Спектральные зависимости коэффициента отражения для слоев InFeSb в диапазоне 1.5–4.5 eV были записаны с использованием спектрофотометра Varian Cary 6000i. Транспортные свойства структур исследовались в геометрии ван дер Пау на постоянном токе. Магнитополевые зависимости сопротивления Холла и слоевого сопротивления были получены при комнатной температуре и 77 K в диапазоне напряженности магнитного поля ± 3550 Oe.

3. Экспериментальные результаты

Исследования структуры слоев методом высокоразрешающей просвечивающей электронной микроскопии

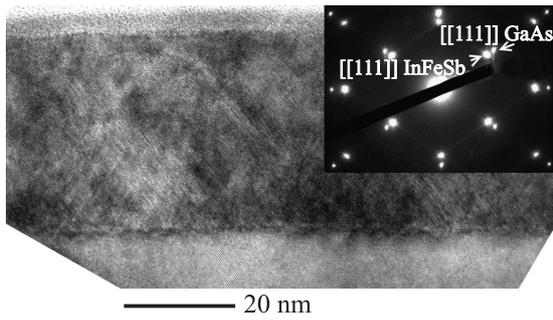


Рис. 1. ВРПЭМ-изображение структуры InFeSb/GaAs. На вставке представлена дифракционная картина от интерфейса InFeSb/GaAs.

(ВРПЭМ) показали, что слои InFeSb являются эпитаксиальными. На рис. 1 представлено ВРПЭМ изображение участка поперечного среза структуры InFeSb/GaAs, полученной при 250°C с технологическим содержанием железа $Y_{Fe} = 0.17$. Слой InFeSb является монокристаллическим, включений второй фазы в виде металлического Fe или соединений FeSb не обнаружено. Определенное рассогласование кристаллических решеток слоя InFeSb и подложки GaAs $\Delta a/a$ в направлении роста составляет $\approx 14.9\%$, что совпадает с величиной $\Delta a/a$ для монокристаллических InSb и GaAs. В то же время определенная величина $\Delta a/a$ в плоскости слоя InFeSb составляет $\sim 10.9\%$, следовательно, слой InFeSb сохраняет напряжения сжатия. Микродифракция от области InFeSb/GaAs, включающей подложку и эпитаксиальный слой, содержит рефлексы, соответствующие GaAs (с меньшей постоянной решетки) и InFeSb (вставка к рис. 1). Дополнительной сетки рефлексов, связанных с наличием второй кристаллической фазы, не выявлено. Исследования элементного состава структуры методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии в процессе ПЭМ исследований показали равномерное распределение атомов Fe в слое. Исследования электронной дифракции на отражение показали, что слой InFeSb с $Y_{Fe} = 0.13$, полученный при 30°C, является поликристаллическим. Слой InFeSb с $Y_{Fe} = 0.13$, полученные при температурах 150, 200 и 250°C, являются монокристаллическими — электронограммы представляют собой сетку точечных рефлексов.

На рис. 2 представлены спектры отражения для слоев InFeSb, полученных при 30 (кривая 2), 200 (кривая 3) и 250°C (кривая 4). Спектр отражения для структуры InSb/GaAs, полученной при 250°C и не содержащей Fe, представлен кривой 1. Спектр отражения для структуры InSb/GaAs совпадает со спектром для монокристаллического InSb и содержит особенности, связанные с характерными межзональными переходами в пределах зоны Бриллюэна [5]. Наиболее выражены пики дублета вблизи E_1 (1.85 и 2.36 eV) и интенсивный пик переходов E_2 (4.13 eV). Для структур InFeSb/GaAs, полученных при 200 и 250°C, хорошо разрешаются пики дублета E_1

и пик E_2 . Это подтверждает высокое кристаллическое качество слоев InFeSb и показывает сохранение зонной структуры InSb. Для слоя InFeSb, полученного при 30°C, пики дублета вблизи E_1 не разрешаются, что является следствием поликристаллической структуры слоя.

Нелегированный слой InSb, полученный при 250°C, демонстрирует *n*-тип проводимости при 77 и 295 К. Для слоя InSb слоевая концентрация электронов проводимости и их подвижность при комнатной температуре составляли $1.2 \cdot 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ и $1200 \text{ cm}^2/\text{V} \cdot \text{s}$ соответственно. Исследования магнитопольевых зависимостей

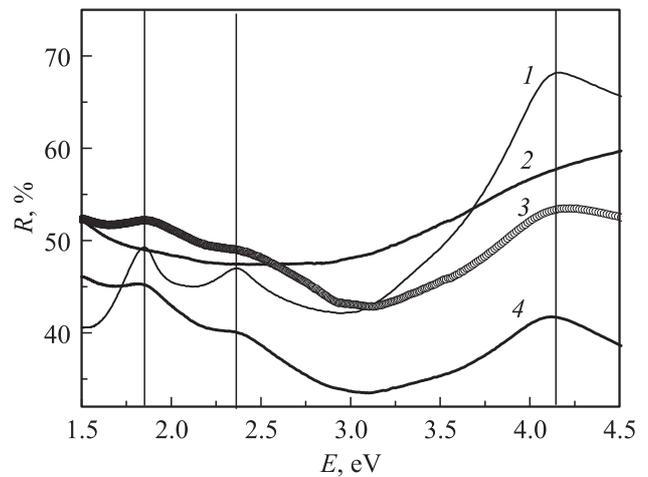


Рис. 2. Спектры отражения для структуры InSb/GaAs (кривая 1), структур InFeSb/GaAs, полученных при 30 (кривая 2), 200 (кривая 3) и 250°C (кривая 4).

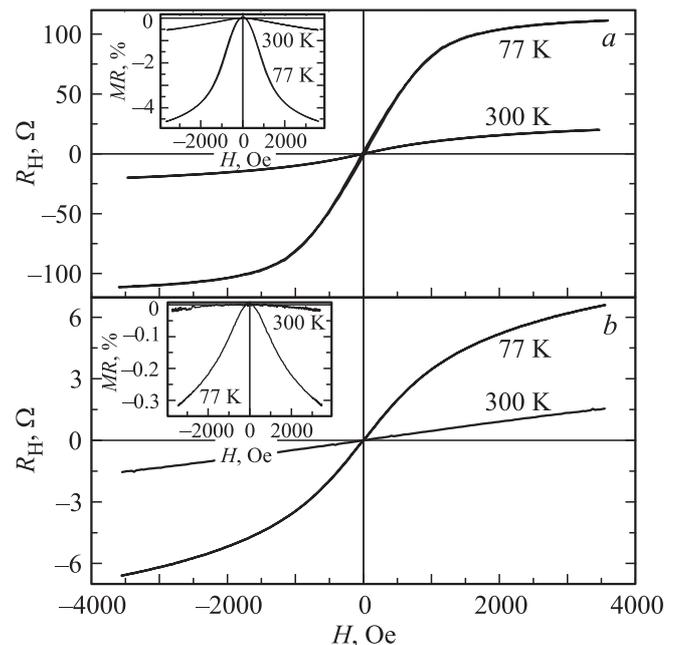


Рис. 3. Магнитопольевые зависимости сопротивления Холла для слоев InFeSb, полученных при 250 (a) и 30°C (b). На вставке представлены кривые магнетосопротивления.

сопротивления Холла $R_H(H)$ и слоевого сопротивления выявили, что слои InFeSb являются ферромагнитными, по крайней мере, до комнатной температуры. В слоях InFeSb наблюдается аномальный эффект Холла и отрицательное магнетосопротивление. На рис. 3 представлены зависимости сопротивления Холла от магнитного поля при 300 и 77 К для слоя InFeSb с $Y_{Fe} = 0.17$, полученного при 250°C (рис. 3, *a*), и слоя InFeSb с $Y_{Fe} = 0.13$, полученного при 30°C (рис. 3, *b*). Аномальный эффект Холла проявляется в виде ярко выраженной нелинейной зависимости $R_H(H)$ с насыщением в магнитном поле ~ 1500 Ое. Для слоев InFeSb знак сопротивления Холла соответствует p -типу проводимости. Проявление аномального эффекта Холла не позволяет однозначно сделать вывод о типе проводимости материала. Известно, что в магнитном полупроводниковом слое может наблюдаться одновременно аномальный и нормальный эффект Холла различных знаков, в частности, в слоях InFeAs [2], GaMnSb [6]. Имеются данные как о донорном, так и об акцепторном характере примеси Fe в матрице InSb [7]. Для выявления типа основных носителей в полученных слоях InFeSb необходимо проведение дополнительных исследований. Как нами было показано ранее, присутствие ферромагнитных включений второй фазы в полупроводниковой матрице может приводить к наблюдению нелинейных зависимостей $R_H(H)$, не связанных с аномальным эффектом Холла [8]. Поскольку в полученных слоях InFeSb не наблюдается включений второй фазы, можно заключить, что аномальный эффект Холла и отрицательное магнетосопротивление свидетельствуют о собственном ферромагнетизме в полупроводниковой матрице и о наличии преимущественной спиновой поляризации у носителей заряда. На вставках к рис. 3 представлены зависимости магнетосопротивления при 300 и 77 К для случая ориентации магнитного поля перпендикулярно плоскости структур. Подобный вид зависимостей $R_H(H)$ и магнетосопротивления наблюдался для слоев GaFeSb [3]. Обращает на себя внимание то, что в слое InFeSb, полученном при комнатной температуре, также наблюдаются спин-зависимые транспортные явления (рис. 3, *b*).

4. Заключение

Таким образом, методом лазерного распыления в вакууме впервые получены слои ферромагнитного полупроводника InFeSb с температурой Кюри выше комнатной. Исследования структуры InFeSb методом высоко-разрешающей просвечивающей электронной микроскопии и микродифракции показали отсутствие включений второй фазы со структурой, отличной от структуры матрицы InSb. Ферромагнитные свойства слоев проявляются в особенностях транспорта носителей заряда, что открывает возможность использования полученных полупроводниковых слоев для создания приборов, использующих спин-зависимые эффекты.

Список литературы

- [1] M. Tanaka, S. Ohya, P.N. Hai. Appl. Phys. Rev. **1**, 011102 (2014).
- [2] А.В. Кудрин, Ю.А. Данилов, В.П. Лесников, Е.А. Пителимова. ПЖТФ **42**, 63 (2016).
- [3] N.T. Tu, P.N. Hai, L.D. Anh, M. Tanaka. Appl. Phys. Lett. **108**, 192401 (2016).
- [4] L.D. Anh, D. Kaneko, P.N. Hai, M. Tanaka. Appl. Phys. Lett. **107**, 232405 (2015).
- [5] R.R.L. Zucca, Y.R. Shen. Phys. Rev. B **1**, 2668 (1970).
- [6] X. Chen, M. Na, M. Cheon, S. Wang, H. Luo, B.D. McCombe, X. Liu, Y. Sasaki, T. Wojtowicz, J.K. Furdyna, S.J. Potashnik, P. Schiffer. J. Appl. Phys. **103**, 043701 (2008).
- [7] Э.М. Омеляновский, В.И. Фистуль. Примеси переходных металлов в полупроводниках. Металлургия, М. (1983). С. 159.
- [8] 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**, 024415 (2014).