

06

Формирование границы раздела структуры Pd/Fe/GaAs/InGaAs для оптической регистрации спина свободных электронов

© О.Е. Терещенко, А.Г. Паулиш, М.А. Неклюдова, Т.С. Шамирзаев, А.С. Ярошевич, И.П. Просвирин, И.Э. Жаксылыкова, Д.В. Дмитриев, А.И. Торопов, С.Н. Варнаков, М.В. Рауцкий, Н.В. Волков, С.Г. Овчинников, А.В. Латышев

Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН, Новосибирск

Новосибирский государственный университет

Институт катализа им. Г.К. Борескова СО РАН, Новосибирск

Институт физики им. Л.В. Киренского СО РАН, Красноярск

Сибирский государственный аэрокосмический университет

им. академика М.Ф. Решетнева, Красноярск

E-mail: teresh@thermo.isp.nsc.ru

Поступило в Редакцию 26 июля 2011 г.

Изучены условия формирования границы раздела Fe/GaAs, а также электрические, магнитные и оптические свойства гетероструктуры Pd/Fe/GaAs с квантовыми ямами InGaAs. Продемонстрирована возможность эпитаксиального роста Fe на поверхности GaAs(001) при комнатной температуре. Кривая намагниченности слоя железа имеет прямоугольную петлю гистерезиса с легкой осью намагниченности в плоскости образца. Обнаружена сегрегация железа через слой палладия толщиной 4 nm. Оптические свойства гетероструктуры Pd/Fe/GaAs/InGaAs указывают на возможность использования такой структуры в качестве оптического детектора спина свободных электронов.

Ростовые, магнитные и транспортные свойства структуры Fe/GaAs интенсивно изучаются последнее десятилетие в связи с потенциальной возможностью использования структур ферромагнетик/полупроводник в спинтронике [1,2]. Одним из возможных практических применений такой структуры является спин-детектор свободных электронов [3,4]. В работах [3,4] была продемонстрирована возможность создания спин-детектора на основе гетероструктуры Pd/Fe/GaAs(001) с магнитным

барьером Шоттки, который позволяет измерять величину спиновой поляризации пучка свободных электронов в вакууме, а также может быть использован как спин-инжектор в твердотельной спинтронике [5]. Магнитный барьер Шоттки в структуре ферромагнетик/полупроводник играет роль спин-фильтра, пропуская в основном электроны с направлением спина, коллинеарным вектору намагниченности слоя ферромагнетика. Измеряя разницу в токе инжектируемых электронов при противоположных направлениях намагниченности пленки (или спина), можно измерить спиновую поляризацию электронного пучка. Основную сложность при изготовлении структуры ферромагнетик/полупроводник представляет создание границы раздела ферромагнетик/GaAs(001) с низкой плотностью дефектов и поверхностных состояний, поскольку для детектора необходим магнитный барьер Шоттки сравнительно большой площади (0.5 cm^2) с малым током утечки (10^{-7} A/cm^2). Альтернативным методом измерения спиновой поляризации электронного пучка является оптический метод, который заключается в детектировании катодолуминесценции (КЛ) в режиме регистрации одиночных фотонов и измерении степени поляризации рекомбинационного излучения. При использовании оптического метода регистрации существенно снижаются требования к электрофизическим свойствам границы раздела ферромагнетик/GaAs(001).

Целью данной работы являлось изучение структурных, магнитных, электрофизических и оптических свойств гетероструктуры Pd/Fe/GaAs с квантовыми ямами InGaAs для создания детектора спина свободных электронов.

Структуры для исследований были изготовлены методом двухступенчатого эпитаксиального роста. Гетероструктура GaAs с двумя квантовыми ямами (КЯ) $\text{In}_{0.18}\text{Ga}_{0.82}\text{As}$ была выращена методом молекулярно-лучевой эпитаксии на установке Riber 32. На подложке *n*-GaAs(001) выращивался буферный слой GaAs толщиной 100 nm, легированный Si до концентрации $n \sim 10^{18}$, затем слой *p*-типа ($\text{Be} \approx 7 \times 10^{17}$) AlGaAs и GaAs толщиной 40 и 20 nm соответственно, при температуре 580°C. Далее выращивались две КЯ *p*- $\text{In}_{0.18}\text{Ga}_{0.82}\text{As}$ (шириной 10 nm), разделенные слоем *p*-GaAs (20 nm) при $T = 480^\circ\text{C}$. Верхний слой GaAs выращивался нелегированным при той же температуре, толщиной 20 nm. На следующей стадии наносились слои металлов.

Для изготовления гетероструктур на основе Fe/GaAs нами была реализована граница раздела между Fe и чистой поверхностью GaAs(001)

с реконструкцией $(4 \times 2)/c(8 \times 2)$, которые приготавливались обработкой исходной поверхности GaAs(001) раствором HCl в изопропиловом спирте (HCl-ИПС) с последующим прогревом в вакууме при $T = 550^\circ\text{C}$ [6]. Для напыления металлов (Pd, Fe) использовались ячейки Кнудсена. Скорость напыления металлов составляла 0.1 nm/min. После напыления железа (4 nm) на поверхность наносился палладий (4 nm) для защиты железа от окисления на воздухе. Напыление металлов проводилось при комнатной температуре и давлении в камере, не превышающем значения $1 \cdot 10^{-9}$ Torr.

Исследование структуры гетероэпитаксиальных пленок Pd/Fe/GaAs проводилось методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) высокого разрешения на электронном микроскопе JEOL-4000-EX с ускоряющим напряжением 400 kV. Образцы были приготовлены в виде поперечных срезов по стандартной методике механической полировки и последующего ионного утонения.

Эксперименты по изучению состава слоев проводились на фотоэлектронном спектрометре фирмы SPECS (Германия) с полусферическим анализатором PNOIBOS-150-MCD-9 и рентгеновским монохроматором FOCUS-500 (излучение AlK_{α} , $h\nu = 1486.74$ eV, 200 W). Шкала энергий связи (E_b) была предварительно откалибрована по положению пиков остовных уровней $\text{Au}4f_{7/2}$ (84.00 eV) и $\text{Cu}2p_{3/2}$ (932.67 eV). Энергия связи и полная ширина на полувысоте измерены с точностью 0.05 eV. Травление ионами аргона проводилось с помощью ионной пушки IQE 11/35 с энергией ионов аргона 1.2 keV, плотность тока составляла $2 \mu\text{A}/\text{cm}^2$. Давление в камере анализа не превышало $5 \cdot 10^{-10}$ Torr.

Измерение фотолюминесценции (ФЛ) проводилось при комнатной температуре с использованием твердотельных лазеров с различными длинами волн: $\lambda = 375$ nm, $\lambda = 532$ nm и $\lambda = 660$ nm. Схематичное изображение гетероструктуры Pd/Fe/GaAs/InGaAs и геометрия измерения приведены на рис. 1, а. Возбуждение ФЛ осуществлялось со стороны эпитаксиального слоя через ферромагнитные слои металлов, спектры ФЛ измерялись со стороны подложки. Аналогичная схема измерения используется для детектирования катодолюминесценции [7].

На рис. 1, b приведено ПЭМ-изображение границы раздела Pd/Fe/GaAs в плоскости сечения (110). Хорошо видно, что слои железа и палладия имеют кристаллическую структуру, а следовательно, рост металлических слоев на поверхности GaAs(001) проходил эпитаксиально. Эпитаксиальный рост железа на поверхности GaAs(001) связан с тем

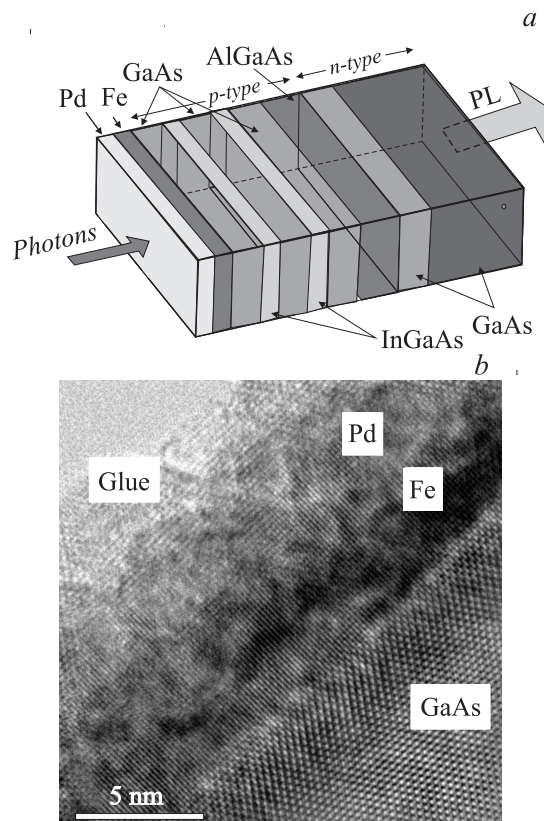
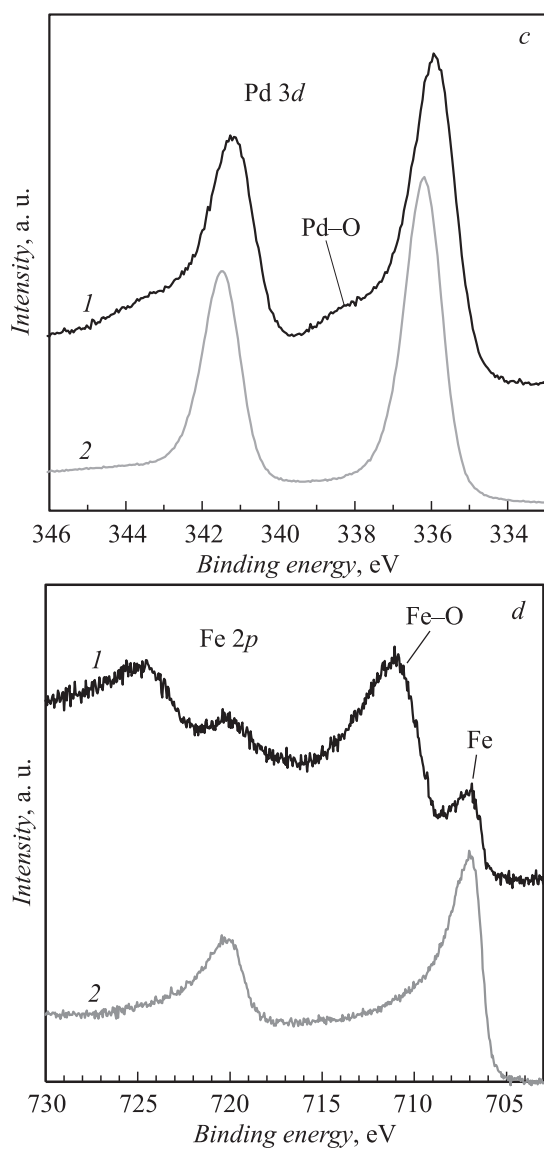


Рис. 1. *a* — схема структуры и геометрия измерения ФЛ. *b* — ПЭМ-границы раздела Pd/Fe/GaAs(001). *c* — РФЭ-спектры линии $3d$ Pd и *d* — $2p$ Fe структуры $4\text{ nm Pd}/4\text{ nm Fe}/\text{GaAs}(001)$ после года хранения на воздухе (1) и после травления ионами аргона 2-nm верхнего слоя (2).

фактом, что постоянная решетки железа (0.2866 nm) практически в два раза меньше постоянной решетки GaAs (0.5653 nm), что приводит к относительно малому параметру несоответствия решеток 1.4% [8]. Поскольку эпитаксиальный рост кубической решетки металла идет на кубической решетке полупроводника, то в плоскости (001) периодичность Fe удвоена по отношению к GaAs. Возможность эпитаксиаль-

**Рис. 1** (продолжение).

ного роста Fe на GaAs как при низких ($< 100^\circ\text{C}$), так и высоких ($> 300^\circ\text{C}$) температурах роста на реконструированных поверхностях была продемонстрирована в работе [9]. Изучение морфологии поверхности атомно-силовой микроскопией показало незначительное увеличение шероховатости поверхности после напыления металлических слоев от величины среднеквадратичной шероховатости (rms) 0.15 nm исходной поверхности GaAs(001) до rms = 0.3 nm на площади $1 \times 1 \mu\text{m}^2$.

На рис. 1, *c* и *d* показаны рентгеновские фотоэлектронные (РФЭ) спектры линии $3d$ Pd и $2p$ Fe поверхности структуры 4 nm Pd/4 nm Fe/GaAs(001) после года хранения на воздухе (1) и после травления ионами аргона 2 nm верхнего слоя (2). Из спектров $3d$ Pd исходной поверхности видно, что со стороны больших энергий связи присутствует плечо с энергией связи ~ 337.2 eV, что свидетельствует о присутствии на поверхности образца окисленного палладия [10]. Толщина оксидного слоя, рассчитанная из отношения интенсивностей линий объемного Pd к палладию, находящемуся в кислородном окружении, с учетом длины свободного пробега электронов ($\lambda = 1.8$ nm), составила около двух монослоев (0.3 nm).

Анализ линии $2p$ Fe показал, что в спектре наблюдаются два пика, значение энергии связи наиболее интенсивного пика составляет 711 eV, что характерно для железа в степени окисления Fe^{3+} , находящегося в окружении кислорода в виде оксида Fe_2O_3 . Менее интенсивный пик с энергией связи 707 eV принадлежит объемной связи (Fe–Fe) элементного железа. Анализ обзорного РФЭ-спектра свидетельствует о низкой концентрации железа на поверхности исходного образца. Низкая интенсивность объемной компоненты железа связана с экранированием железа верхним слоем палладия. Присутствие на поверхности палладия окисленного железа позволяет говорить о сегрегации железа на поверхность палладия. Количество окисленного железа в поверхностном слое составляет несколько монослоев.

Из рис. 1, *c* (2) и *d* (2) видно, что травление поверхности ионами аргона приводит к удалению с поверхности образца оксидов палладия и железа. Значение энергии связи для железа составляет 707.0 eV и принадлежит элементному соединению Fe–Fe. Для линии $3d$ палладия утонение верхнего слоя Pd приводит к сдвигу этой линии в сторону больших энергий связи, к значению 336.2 eV, которое на ~ 1 eV больше энергии связи, характерной для объемного металла (335.1 eV) [11]. Эффект смещения линий палладия в сторону больших энергий связи

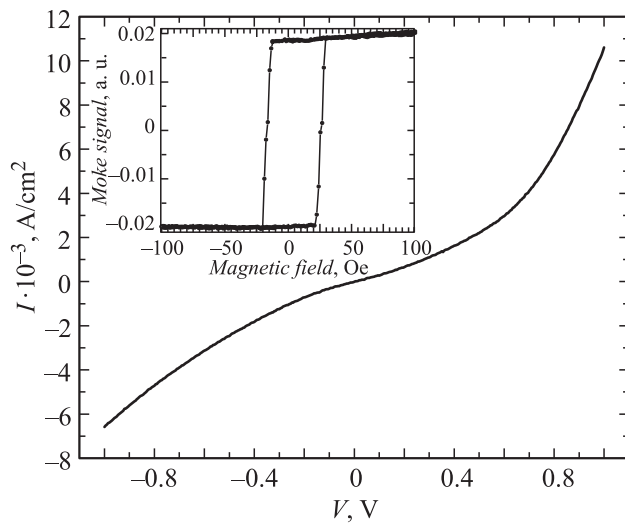


Рис. 2. Вольт-амперная характеристика и кривая намагниченности структуры Pd/Fe/GaAs/InGaAs.

до величины 0.6 eV наблюдался в присутствии железа в работе [12]. Сегрегация и, вероятно, частичное перемешивание железа и палладия приводят к существенному изменению электронной структуры слоя палладия. Из анализа химического состава структуры Pd/Fe/GaAs следует, что рост слоев Pd/Fe при комнатной температуре вызывает сегрегацию атомов железа на поверхность палладия с последующим окислением. Несмотря на сегрегацию и частичное растворение железа и палладия друг в друге, намагниченность слоя железа соответствует намагниченности объемного железа с учетом толщины слоя [4]. Вероятной причиной сохранения намагниченности слоя железа является образование ферромагнитного состояния в сплаве PdFe [13].

На рис. 2 приведена вольт-амперная характеристика Pd/Fe/GaAs/InGaAs структуры, отражающая протекание тока через $p-n$ -переход. В отличие от магнитных барьеров Шоттки [4], на границу Fe/GaAs (001), при оптическом детектировании прошедших в полупроводник электронов, не накладываются столь жесткие ограничения на качество границы раздела ферромагнетик/полупроводник. На вставке приведена зависимость намагниченности пленки железа в плоскости поверхности образца методом магнитооптического эффекта Керра. Для структуры

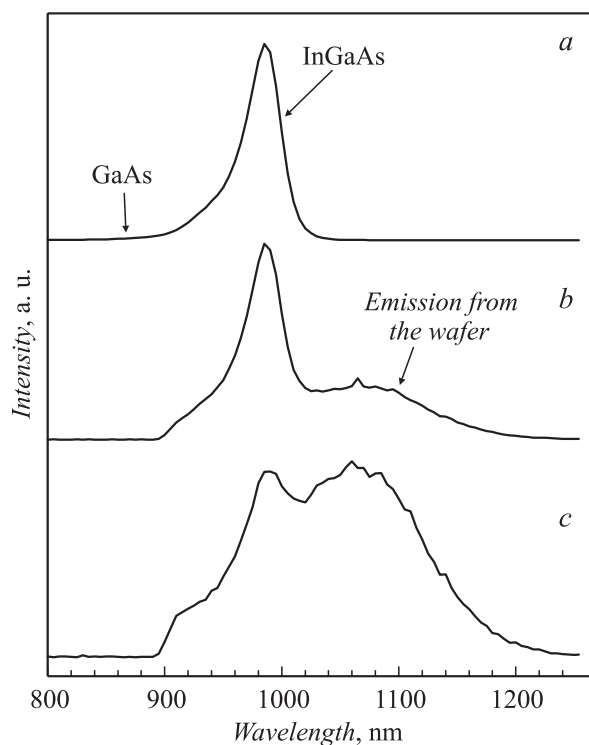


Рис. 3. Спектры ФЛ при освещении структуры со стороны металлизации лазерами с $\lambda = 375$ nm (a), $\lambda = 532$ nm (b), $\lambda = 660$ nm (c) с регистрацией ФЛ со стороны подложки. Измерения ФЛ проводились при $T = 300$ K.

Fe/GaAs (001) наблюдалась только прямоугольная петля гистерезиса с легкой осью намагничивания, направленной вдоль кристаллографического направления [110] и величиной коэрцитивного поля 25 Gs. В целом намагниченность и величина коэрцитивного поля слабо менялись с углом поворота образца в плоскости. Наличие прямоугольного гистерезиса подтверждает однородность (однодоменность) пленки и является следствием эпитаксиального роста Fe на GaAs(001). Отметим, что при формировании границы раздела железа на поверхности GaAs(001), покрытой оксидами, наблюдается значительная анизотропия намагниченности [4].

В эксперименте по измерению спин-зависимой КЛ предполагается регистрация КЛ со стороны подложки (на просвет), поэтому важно знать люминесцентные свойства структуры при прохождении света через гетероструктуру Pd/Fe/GaAs/InGaAs. На рис. 3, *a* приведен спектр ФЛ при освещении структуры со стороны металлизации ультрафиолетовым лазером (УФ) с $\lambda = 375 \text{ nm}$ (3.30 eV) и регистрацией ФЛ со стороны подложки. В спектре ФЛ наблюдался один пик с максимумом при $\lambda = 980 \text{ nm}$, соответствующий рекомбинационному излучению в КЯ InGaAs. При освещении светом с $\lambda = 532 \text{ nm}$ (2.33 eV) в спектре ФЛ (рис. 3, *b*) появлялась широкая полоса в области 1050–1200 nm. Происхождение этой полосы связано с рекомбинацией через уровни примесно-дефектных комплексов (ПДК) в подложке *n*-GaAs. В отличие от УФ-излучения, полностью поглощаемого вблизи КЯ, излучение с $\lambda = 532 \text{ nm}$ имеет большую глубину поглощения и частично проникает в подложку, создавая в ней электрон-дырочные пары, которые рекомбинируют через уровни ПДК. Еще более отчетливо вклад подложки в спектре ФЛ наблюдается при возбуждении лазером с длиной волны $\lambda = 660 \text{ nm}$ (1.88 eV), соответствующей еще большей глубине поглощения (рис. 3, *c*). Пик, связанный с краевой люминесценцией GaAs ($\lambda = 870 \text{ nm}$), отсутствует в спектрах на рис. 3 из-за сильного поглощения краевой ФЛ положкой. Пик, связанный с краевой люминесценцией GaAs, наблюдался при измерении ФЛ со стороны металлизации.

Таким образом, электрические, магнитные и оптические свойства гетероструктуры Pd/Fe/GaAs с квантовыми ямами InGaAs демонстрируют возможность измерения катодолюминесценции в геометрии на просвет и использования таких структур в качестве оптического детектора спина свободных электронов.

Авторы выражают благодарность А.Г. Черкову за изготовление образцов для просвечивающей электронной микроскопии.

Работа частично поддержана Российской академией наук (программа „спинтроника“), грантом РФФИ (10-02-91067-НЦНИ) и междисциплинарным интеграционным проектом СО РАН.

Список литературы

- [1] *Žutić I., Fabian J., das Sarma S.* // Rev. Modern Physics. 2004. V. 76. P. 323.
- [2] *Wastlbauer G., Bland J.A.C.* // Advances in Physics. 2005. V. 54. P. 137.

- [3] Rougemaille N., Lamine D., Lampel G., Lassailly Y., Peretti L. // *Phys. Rev.* 2008. V. B 77. P. 094409.
- [4] Tereshchenko O.E., Lamine D., Lampel G., Lassailly Y., Li X., Paget D., Peretti J. // *J. Appl. Phys.* 2011. V. 109. P. 113708.
- [5] Tereshchenko O.E., Shamirzaev T.S., Gilinsky A.M., Toropov A.I., Dmitriev D.V., Lamine D., Paget D., Lassailly Y., Peretti J. // *Proceedings of the 17 Int. Symp. „Nanostructures: Physics and technology“*. Minsk, Belarus. 2009, June 22–26. P. 332.
- [6] Tereshchenko O.E., Chikichev S.I., Terekhov A.S. // *J. Vac. Sci. Technol.* 1999. V. A 17. P. 2655.
- [7] Терещенко О.Е., Паулиш А.Г., Шамирзаев Т.С., Гилинский А.М., Неклюдова М.Н., Дмитриев Д.Д., Торопов А.И., Лампель Г., Лассайль Я., Пажет Д., Перетти Ж. // *Труды XV Международного симпозиума „Нанофизика и наноэлектроника“*. Нижний Новгород, 2011, 14–18 марта С. 153.
- [8] Waldrop J.R., Grant R.W. // *Appl. Phys. Lett.* 1979. V. 34. P. 630.
- [9] Massies J., Delescluse P., Linh N.T. // *Collected Papers of 2nd International Symposium on Molecular Beam Epitaxy and Related Clean Surface Techniques*. Tokyo, 1982, 27–30 August. P. 287.
- [10] Brun M., Berthet A., Bertolini J.C. // *Journal of Electron Spectroscopy and Related Phenomena*. 1999. V. 104. P. 55.
- [11] Moulder J.F., Stickle W.F., Sobol P.E., Bomben K.D. // *Handbook of X-ray Photoelectron Spectroscopy* / Ed. by J. Chastain. Perkin-Elmer Corporation, Physical Electronics Division, 1992.
- [12] Felissimo M.P., Martyanov O.N., Risse T., Freund H.-J. // *Surface Science*. 2007. V. 601. P. 2105.
- [13] Beutier G., van der Laan G., Chesnel K., Marty A., Belakhovsky M., Collins S.P., Dudzik E., Toussaint J.-C., Gilles B. // *Phys. Rev.* 2005. V. B 71. P. 184436.