

# Гигантское инжекционное магнитосопротивление в гетероструктурах арсенид галлия / гранулированная пленка с наноразмерными включениями кобальта

Л. В. Луцев<sup>1)</sup>, А. И. Стогний\*, Н. Н. Новицкий<sup>+</sup>

ОАО Научно-исследовательский институт “Феррит-Домен”, 196084 Санкт-Петербург, Россия

\* Минский Научно-исследовательский институт радиоматериалов, 220024 Минск, Беларусь

<sup>+</sup> Институт физики твердого тела и полупроводников НАН Беларуси, 220072 Минск, Беларусь

Поступила в редакцию 25 марта 2005 г.

После переработки 15 апреля 2005 г.

Исследован электронный транспорт в гетероструктурах арсенид галлия/гранулированная пленка  $\text{SiO}_2$  с наночастицами  $\text{Co}$  и арсенид галлия/пленка  $\text{TiO}_2$  с подслоями островков  $\text{Co}$ . При инжекции электронов из пленки в полупроводник наблюдалось новое явление, названное инжекционным магнитосопротивлением. Для структуры  $\text{SiO}_2(\text{Co})/\text{GaAs}$  с концентрацией  $\text{Co}$  60 ат.% в магнитном поле 23 кЭ при напряжении 50 В значения инжекционного магнитосопротивления достигают 5200 % при комнатной температуре.

PACS: 73.20.-г, 73.40.-с, 75.70.Ра

**1. Введение.** Основными проблемами спинтроники являются эффективная генерация спин-поляризованного тока, инжекция спин-поляризованных электронов в немагнитный материал, возможность пространственного переноса и изменения спиновой поляризации [1]. Для практических применений крайне желательно, чтобы эти процессы происходили при комнатной температуре и спиновая поляризация электронов достигала 100%. Явление спинового транспорта и связанный с ним эффект магнитосопротивления наблюдались на ряде гетероструктур.

1. Магнитный материал/немагнитный полупроводник, где магнитным материалом является магнитный полупроводник [2–4], полуметаллический ферромагнетик или ферромагнитный металл [5–7]. Спиновая инжекция из магнитного материала в немагнитный полупроводник наблюдается при низких температурах. При комнатной температуре эффекты спин-поляризованного транспорта малы или пропадают.

2. Слоистые структуры, состоящие из чередующихся ферромагнитных и немагнитных металлов [8–10]. Сопротивление этих структур является минимальным, когда магнитные моменты ферромагнитных слоев параллельны друг другу, и достигает максимального значения при антипараллельной ориентации. Для трехслойных структур типичные

значения гигантского магнитосопротивления (GMR) при комнатной температуре лежат в диапазоне 5–8%.

3. Магнитные туннельные структуры [11–16]. Эти структуры состоят из полуметаллических или металлических ферромагнитных слоев, разделенных изолирующим слоем. Туннельное магнитосопротивление (TMR) имеет значения от 20 до 50% при комнатной температуре.

4. Гранулированные пленки, состоящие из наноразмерных магнитных металлических частиц в изолирующей матрице [17–22]. Благодаря спинзависимому туннелированию между наночастицами, гранулированные пленки обнаруживают как положительное, так и отрицательное магнитосопротивление. При комнатной температуре значения магнитосопротивления лежат в диапазоне 3–10%.

Мы исследовали эффект положительного инжекционного магнитосопротивления (IMR) в гетероструктурах арсенид галлия/гранулированная пленка  $\text{SiO}_2$  с наночастицами  $\text{Co}$  и арсенид галлия/пленка  $\text{TiO}_2$  с подслоями островков  $\text{Co}$ . Для структуры  $\text{SiO}_2(\text{Co})/\text{GaAs}$  с концентрацией  $\text{Co}$  60 ат.% в касательном магнитном поле 23 кЭ при напряжении 50 В значения IMR достигали 5200% при комнатной температуре. При этом пленка  $\text{SiO}_2$  толщиной 520 нм содержала частицы  $\text{Co}$  размерами 3.5 нм и находилась в области порога перколяции. Данные значения IMR на два порядка больше максимальных значений GMR и TMR, наблюдаемых в слоистых металлических

<sup>1)</sup>e-mail: lutsev@domen.ru

ких и магнитных туннельных структурах, и магнитосопротивления гранулированных структур.

**2. Эксперимент.** Экспериментальные исследования были проведены на гетероструктурах, состоящих из пленки аморфной двуокиси кремния с наночастицами кобальта на арсенид-галлиевой подложке  $(\text{SiO}_2)_{100-x}\text{Co}_x/\text{GaAs}$  (или, сокращенно,  $\text{SiO}_2(\text{Co})/\text{GaAs}$ ), и на гетероструктурах, состоящих из пленки аморфной двуокиси титана с подслоями островков кобальта на арсениде галлия  $(\text{TiO}_2)_{100-x}\text{Co}_x/\text{GaAs}$  (или, сокращенно,  $\text{TiO}_2(\text{Co})/\text{GaAs}$ ). Подложки  $n$ -GaAs толщиной 0.4 мм имели ориентацию (100), удельное сопротивление 0.9–1.0 Ом·см и концентрацию носителей  $10^{15} \text{ см}^{-3}$ . Подвижность электронов лежала в диапазоне  $7.0\text{--}7.2 \cdot 10^3 \text{ см}^2/\text{с}\cdot\text{В}$ . Перед процессом напыления пленок подложки полировались низкоэнергетическим пучком ионов кислорода по методике, описанной в [23, 24]. После процесса полировки шероховатость поверхности не превышала 0.5 нм.

Пленки  $\text{SiO}_2(\text{Co})$  напылялись методом ионно-лучевого распыления с композитной кобальт-кварцевой мишени на подложки GaAs, нагретые до  $200^\circ\text{C}$ . Концентрация наночастиц Co в  $\text{SiO}_2$  задавалась соотношением площадей кобальта и кварца. Состав напыленных структур определялся методом рентгеноспектрального анализа. Для исследованных структур  $\text{SiO}_2(\text{Co})$  содержание Co  $x$  и толщины имели следующие значения: 39 ат.% (450 нм), 60 ат.% (520 нм) и 85 ат.% (600 нм). Средний размер частиц Co определялся с помощью малоуглового рентгеновского рассеяния и увеличивался с ростом  $x$ : от 2.7 нм при  $x = 39$  ат.% до 3.5 нм при  $x = 60$  ат.%. При этих размерах частицы Co находятся в однодоменном ферромагнитном состоянии [19, 25, 26]. Удельное сопротивление пленок  $\text{SiO}_2(\text{Co})$  уменьшалось с увеличением содержания Co от 2.0 Ом·см (39 ат.%) до  $3.0 \cdot 10^{-3}$  Ом·см (60 ат.%) и  $7.0 \cdot 10^{-4}$  Ом·см (85 ат.%).

Пленки  $\text{TiO}_2(\text{Co})$  были выращены методом ионно-лучевого распыления послойно с отдельных мишеней  $\text{TiO}_2$  и кобальта. В отличие от  $\text{SiO}_2(\text{Co})$ , гранулированная пленка  $\text{TiO}_2(\text{Co})$  имела слоистую островковую структуру. Первым слоем, осажденным на подложку GaAs, был слой островков Co. Было напылено 10 слоев островков Co и 10 слоев двуокиси титана:  $(\text{Co}/\text{TiO}_2)_{10}$ . Толщины островкового слоя для всех образцов были одинаковыми и составляли 2.7 нм. Толщины слоев  $\text{TiO}_2$  для исследованных образцов были разными и, соответственно, уменьшались с увеличением содержания Co. Состав пленок определялся методами нейтронно-активационного и рентгеновского анализов. Для исследованных образцов содер-

жание Co  $x$  и общая толщина структуры  $\text{TiO}_2(\text{Co})$  имели следующие значения: 34 ат.% (45 нм), 55 ат.% (40 нм) и 76 ат.% (35 нм). Для сравнения характеристик гетероструктур с гранулированными пленками были также напылены пленки Co на подложки GaAs.

Вольт-амперные зависимости при комнатной температуре для структур  $\text{SiO}_2(\text{Co})/\text{GaAs}$  и  $\text{TiO}_2(\text{Co})/\text{GaAs}$  показаны на рис.1. Один контакт

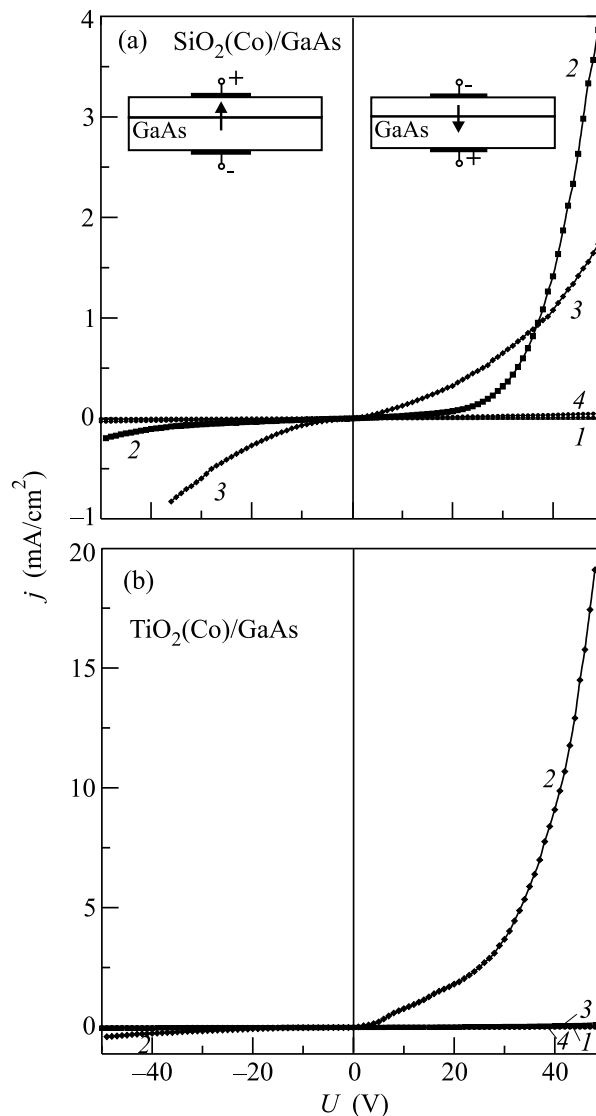


Рис.1. Вольт-амперные характеристики для структур: (a)  $\text{SiO}_2(\text{Co})/\text{GaAs}$  с концентрациями Co 1 – 39 ат.%, 2 – 60 ат.%, 3 – 85 ат.%, 4 – 100 ат.%; (b)  $\text{TiO}_2(\text{Co})/\text{GaAs}$  с концентрациями Co 1 – 34 ат.%, 2 – 55 ат.%, 3 – 76 ат.%, 4 – 100 ат.%

находился на подложке GaAs, другой – на гранулированной пленке. Размеры образцов составляли  $3 \times 3 \times 0.4$  мм. В направлении тока размер образца равнялся 0.4 мм. Для структур с низким и вы-

соким содержанием Co, а также для структуры Co/GaAs вольт-амперные зависимости близки к зависимостям омического типа. В противоположность этому, образцы  $\text{TiO}_2(\text{Co})/\text{GaAs}$  с концентрацией Co  $x = 55$  ат.% и  $\text{SiO}_2(\text{Co})/\text{GaAs}$  с  $x = 60$  ат.% и  $x = 85$  ат.% имеют зависимость диодного типа. Для этих структур при положительном напряжении электроны инжектируются из гранулированной пленки в GaAs и плотность тока  $j$  велика. Если приложенное напряжение  $U$  отрицательно, электроны дрейфуют из GaAs в пленку и плотность тока мала. Следует заметить, что для образцов с пленками с большим содержанием Co ( $x \geq 60$  ат.% для  $\text{SiO}_2(\text{Co})/\text{GaAs}$  и  $x \geq 55$  ат.% для  $\text{TiO}_2(\text{Co})/\text{GaAs}$ ) удельное сопротивление GaAs больше удельного сопротивления пленки и приложенное напряжение в основном падает на полупроводниковую подложку.

Влияние магнитного поля  $H = 23$  кЭ на вольт-амперную зависимость при инжекции электронов в полупроводник для структуры  $\text{SiO}_2(\text{Co})/\text{GaAs}$  с концентрацией Co 60 ат.% показано на рис.2. Магнитное

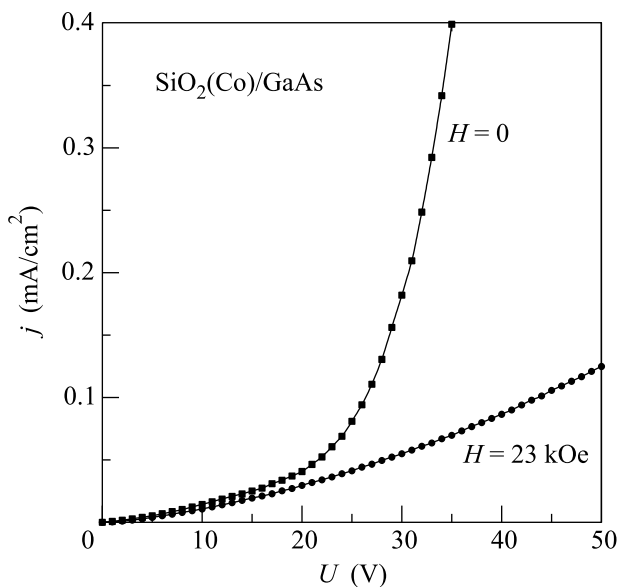


Рис.2. Влияние магнитного поля  $H$  на вольт-амперную характеристику структуры  $\text{SiO}_2(\text{Co})/\text{GaAs}$  с содержанием Co 60 ат.% при инжекции электронов в полупроводник

поле параллельно поверхности пленки. При  $U > 20$  В магнитное поле подавляет инжекцию и вольт-амперная зависимость приближается к зависимости омического типа.

Зависимости относительной плотности тока  $j/j_0$  от магнитного поля  $H$  при разных приложенных напряжениях при комнатной температуре для структуры  $\text{SiO}_2(\text{Co})/\text{GaAs}$  с концентрацией Co 60 ат.% по-

казана на рис.3а,  $j_0$  – плотность тока в отсутствие магнитного поля. При отрицательных напряжениях

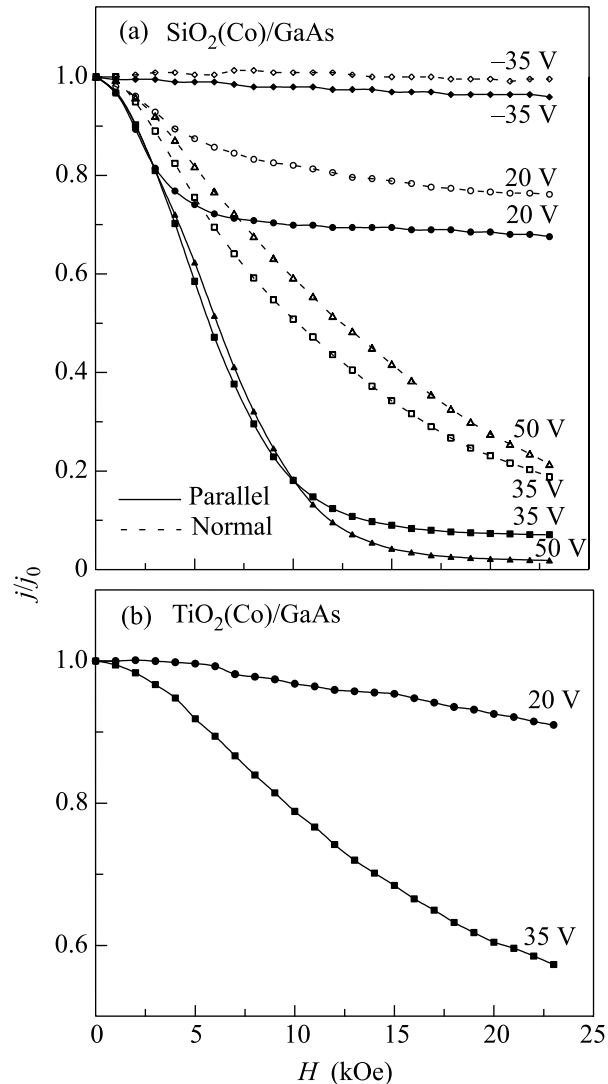


Рис.3. Относительные изменения тока инжекции  $j/j_0$  от магнитного поля  $H$  при разных приложенных напряжениях для структур: (а)  $\text{SiO}_2(\text{Co})/\text{GaAs}$  с концентрацией Co 60 ат.% в магнитных полях, касательном и перпендикулярном к пленке; (б)  $\text{TiO}_2(\text{Co})/\text{GaAs}$  с концентрацией Co 55 ат.% в касательном магнитном поле

электроны дрейфуют из GaAs в пленку  $\text{SiO}_2(\text{Co})$  и влияние магнитного поля на ток незначительно. При положительных напряжениях электроны инжектируются в GaAs и наблюдается значительное уменьшение тока с ростом  $H$ . В случае, если магнитное поле параллельно поверхности пленки, с увеличением  $H$  ток инжекции  $j$  стремится к определенному пределу – насыщению. Если магнитное поле перпендикулярно поверхности пленки, зависимость тока от магнитного поля является более слабой и не наблюдается

эффекта насыщения в диапазоне полей 0–23 кЭ. На рис.3б показаны зависимости относительной плотности тока  $j/j_0$  от магнитного поля  $H$ , касательно к пленке, при разных приложенных напряжениях для структуры  $\text{TiO}_2(\text{Co})/\text{GaAs}$  с концентрацией Co 55 ат.%. По сравнению с  $\text{SiO}_2(\text{Co})/\text{GaAs}$ , структура  $\text{TiO}_2(\text{Co})/\text{GaAs}$  дает более слабую зависимость тока инжекции от магнитного поля.

По аналогии с коэффициентами GMR и TMR в [8–15] определим коэффициент инжекционного магнитосопротивления (IMR) соотношением

$$\text{IMR} = \frac{R(H) - R_0}{R_0} = \frac{j_0 - j(H)}{j(H)},$$

где  $R_0$  и  $R(H)$  – сопротивления структуры GaAs / гранулированная пленка без поля и в магнитном поле  $H$ , соответственно;  $j(H)$  – плотность тока инжекции в поле  $H$ . Зависимость коэффициента IMR от магнитного поля  $H$  для структур  $\text{SiO}_2(\text{Co})/\text{GaAs}$  и  $\text{TiO}_2(\text{Co})/\text{GaAs}$  при приложенном напряжении  $U = 35$  В представлена на рис.4 для случая магнитного поля, касательного к пленке. Для структуры  $\text{SiO}_2(\text{Co})/\text{GaAs}$  с концентрацией Co 60 ат.% наблюдается эффект насыщения IMR при больших  $H$ . При напряжении  $U = 50$  В в магнитном поле  $H = 23$  кЭ коэффициент IMR для этой структуры достигал значения 52 (5200%). Стоит отметить, что эффект магнитосопротивления для одиночных образцов GaAs в этих магнитных полях не наблюдался.

Зависимости логарифма тока инжекции при  $U = 35$  В от обратной температуры  $1/T$  для структур  $\text{SiO}_2(\text{Co})/\text{GaAs}$  с  $x_{\text{Co}} = 60$  ат.% и  $\text{TiO}_2(\text{Co})/\text{GaAs}$  с  $x_{\text{Co}} = 55$  ат.% представлены на рис.5а. Величина плотности тока  $j$  нормализована относительно плотности тока  $j_c$ , измеренного при комнатной температуре  $T = 292$  К. Из представленных зависимостей видно, что ток инжекции для структуры  $\text{SiO}_2(\text{Co})/\text{GaAs}$  описывается законом  $A_1 \exp(-\varepsilon_1/kT) + A_2 \exp(-\varepsilon_2/kT)$  с энергиями активации  $\varepsilon_1 = 0.47$  эВ и  $\varepsilon_2 = 0.19$  эВ. Для структуры  $\text{TiO}_2(\text{Co})/\text{GaAs}$  ток инжекции описывается законом с активационной энергией  $\varepsilon = 0.071$  эВ в температурном диапазоне вблизи комнатной температуры. Рис.5б показывает температурную зависимость коэффициента IMR для структуры  $\text{SiO}_2(\text{Co})/\text{GaAs}$  с концентрацией Co 60 ат.% при приложенном напряжении  $U = 35$  В в касательном к пленке магнитном поле  $H = 2.6$  кЭ. IMR имеет максимум при  $T = 280$  К.

**3. Обсуждение.** Наблюдаемый эффект IMR имеет особенности, отличающие его от магнитодиодного эффекта [27, 28]:

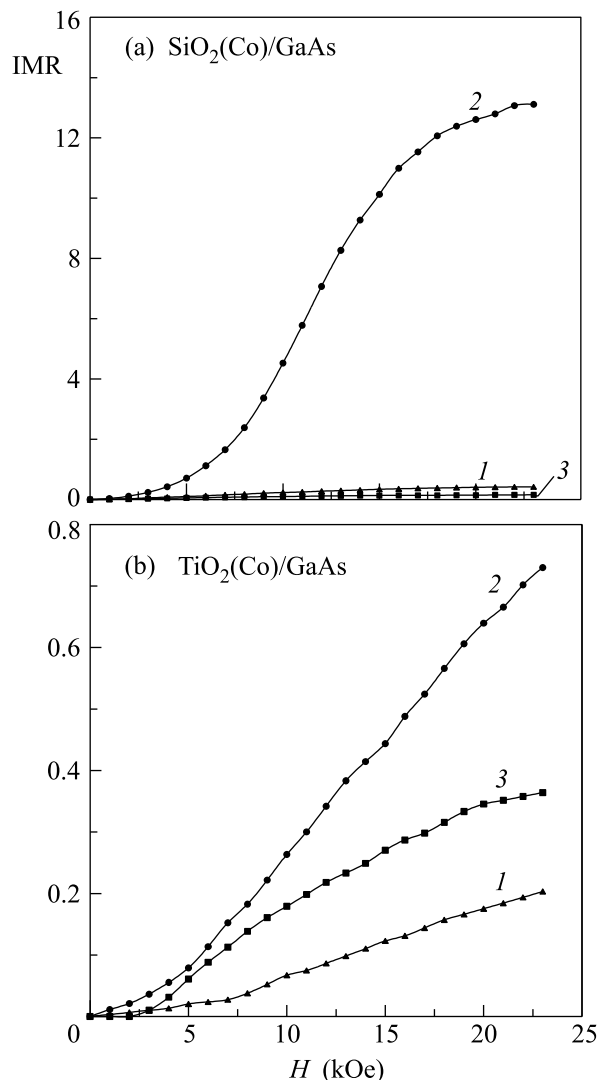


Рис.4. Коэффициент инжекционного магнитосопротивления IMR в зависимости от магнитного поля  $H$  при напряжении  $U = 35$  В для структур: (а)  $\text{SiO}_2(\text{Co})/\text{GaAs}$  с концентрациями Co 1 – 39 ат.%, 2 – 60 ат.%, 3 – 85 ат.%; (б)  $\text{TiO}_2(\text{Co})/\text{GaAs}$  с концентрациями Co 1 – 34 ат.%, 2 – 55 ат.%, 3 – 76 ат.%

1. Проявление магнитодиодного эффекта усиливается с уменьшением температуры. В противоположность этому, эффект IMR при определенной температуре достигает максимума и уменьшается с понижением температуры.

2. В отличие от эффекта IMR, магнитодиодный эффект пропадает, если магнитное поле параллельно току.

3. Магнитодиодный эффект усиливается с ростом величины магнитного поля, в то время как коэффициент IMR достигает насыщения в больших полях.

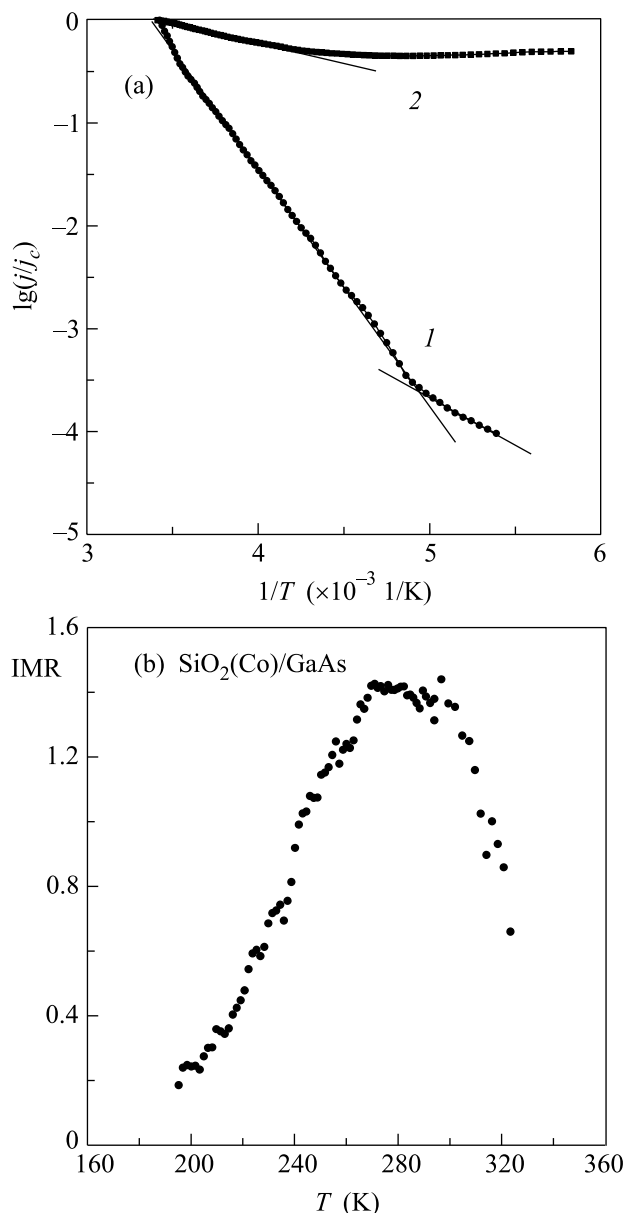


Рис.5. Температурные зависимости: (а) тока инъекции  $j$  для структур 1 –  $\text{SiO}_2(\text{Co})/\text{GaAs}$  с концентрацией Co 60 ат.%, и 2 –  $\text{TiO}_2(\text{Co})/\text{GaAs}$  с концентрацией Co 55 ат.%; (б) коэффициента инжекционного магнитосопротивления IMR для структуры  $\text{SiO}_2(\text{Co})/\text{GaAs}$  с концентрацией Co 60 ат.% при напряжении  $U = 35$  В в магнитном поле  $H = 2.6$  кЭ

4. Магнитодиодный эффект зависит от геометрии и толщины полупроводника. В противоположность этому, эффект IMR существенно зависит от свойств гранулированной пленки, напыленной на полупроводник, – при одинаковых значениях тока инъекции величины коэффициентов IMR для структур  $\text{SiO}_2(\text{Co})/\text{GaAs}$  с концентрациями Co 60 и 85 ат.% отличаются на два порядка.

Принимая во внимание вышеизложенное и то, что магнитосопротивление гранулированных пленок имеет существенно меньшую величину, можно предположить, что эффект IMR определяется спин-зависимым рассеянием инжектированных спин-поляризованных электронов на потенциальном барьере, сформированном вблизи интерфейса GaAs/гранулированная пленка.

**4. Заключение.** Мы исследовали новое явление – инжекционное магнитосопротивление (IMR) в гетероструктурах арсенид галлия/гранулированная пленка  $\text{SiO}_2$  с наночастицами Co и арсенид галлия/пленка  $\text{TiO}_2$  с подслоями островков Co. Для структуры  $\text{SiO}_2(\text{Co})/\text{GaAs}$  с концентрацией Co 60 ат.% в касательном магнитном поле 23 кЭ при напряжении 50 В значение коэффициента IMR достигало 5200 % при комнатной температуре. Эта величина на два порядка больше максимальных значений GMR и TMR, наблюдаемых в слоистых металлических и магнитных туннельных структурах.

Авторы благодарят Р. В. Писарева, В. Н. Гриднева, В. В. Павлова, П. А. Усачева, А. М. Калашникову за полезные обсуждения, Л. А. Калужную за проведение рентгеноспектрального анализа, В. И. Сиклицкого и М. В. Байдакову за проведение измерений методом малоуглового рентгеновского рассеяния.

1. S. A. Wolf, D. D. Awschalom, R. A. Buhrman et al., *Science* **294**, 1488 (2001).
2. G. Schmidt, G. Richter, P. Grabs et al., *Phys. Rev. Lett.* **87**, 227203 (2001).
3. Y. Ohno, D. K. Yong, B. Beschoten et al., *Nature* **402**, 790 (1999).
4. B. T. Jonker, Y. D. Park, B. R. Bennett et al., *Phys. Rev.* **B62**, 8180 (2000).
5. Z. H. Xiong, Di Wu, Z. V. Vardeny et al., *Nature* **427**, 821 (2004).
6. A. T. Hanbicki, B. T. Jonker, G. Istkos et al., *Appl. Phys. Lett.* **80**, 1240 (2002).
7. A. Hirohata, Y. B. Xu, C. M. Guertler et al., *J. Appl. Phys.* **87**, 4670 (2000).
8. M. N. Baibich, J. M. Broto, A. Fert et al., *Phys. Rev. Lett.* **61**, 2472 (1988).
9. J. Bass and W. P. Pratt Jr., *J. Magn. Magn. Mater.* **200**, 274 (1999).
10. M. A. M. Gijs and G. E. W. Bauer, *Advances in Physics* **46**, 285 (1997).
11. J. S. Moodera, L. R. Kinder, T. M. Wong et al., *Phys. Rev. Lett.* **74**, 3273 (1995).
12. J. S. Moodera and G. Mathon, *J. Magn. Magn. Mater.* **200**, 248 (1999).

13. Xiu-Feng Han, M. Oogane, H. Kubota et al., *Appl. Phys. Lett.* **77**, 283 (2000).
14. E. Y. Tsymbal, O. N. Mryasov, and P. R. LeClair, *J. Phys.: Condens. Matter* **15**, R109 (2003).
15. J. M. De Teresa, A. Barthelemy, A. Fert et al., *Science* **286**, 507 (1999).
16. X. Jiang, R. Wang, R. Shelby et al., *Phys. Rev. Lett.* **94**, 056601 (2005).
17. B. Dieny, S. Sankar, M. R. McCartney et al., *J. Magn. Magn. Mater.* **185**, 283 (1998).
18. S. Mitani, K. Takanashi, K. Yakushiji et al., *J. Appl. Phys.* **83**, 6524 (1998).
19. K. Yakushiji, S. Mitani, K. Takanashi et al., *J. Magn. Magn. Mater.* **212**, 75 (2000).
20. Л. В. Луцев, Ю. Е. Калинин, А. В. Ситников и др., *ФТТ* **44**, 1802 (2002).
21. Б. А. Аронзон, А. Е. Варфоломеев, Д. Ю. Ковалев и др., *ФТТ* **41**, 944 (1999).
22. А. Е. Варфоломеев, М. В. Седова, *ФТТ* **45**, 500 (2003).
23. А. И. Стогний, Н. Н. Новицкий, О. М. Стукалов, *Письма в ЖТФ* **28**(1), 39 (2002).
24. А. И. Стогний, Н. Н. Новицкий, О. М. Стукалов, *Письма в ЖТФ* **29**(2), 6 (2003).
25. S. Barzilai, Y. Goldstein, I. Balberg et al., *Phys. Rev.* **B23**, 1809 (1981).
26. S. Sankar, D. Dender, J. A. Borchers et al., *J. Magn. Magn. Mater.* **221**, 1 (2000).
27. В. И. Стафеев, Э. И. Каракушан, *Магнитодиоды: Новые полупроводниковые приборы с высокой чувствительностью к магнитному полю*, М.: Наука, 1975.
28. А. А. Абрамов, И. Н. Горбатый, *ФТП* **36**, 847 (2002).