

PACS numbers: 68.65.Ac, 73.40.Jn, 75.47.Np, 75.70.Cn

## Магниторезистивные свойства мультислоёв Fe/Pd

Е. П. Ткач, Л. В. Однодворец, И. Е. Проценко

*Сумской государственной университет,  
ул. Римского-Корсакова, 2,  
40007 Сумы, Украина*

Исследован магниторезистивный эффект мультислоёв Pd/Fe в зависимости от количества фрагментов (до 10) и толщины слоя Pd (0,4–1,4 нм). Показано, что при изменении количества фрагментов от 3 до 10 происходит увеличение магнитосопротивления на 0,05–0,19%, а в отожжённых до 780 К образцах — на 0,02–0,16%. При изменении толщины немагнитной Pd-прослойки в свежеконденсированных образцах МС увеличивается на 0,6–1,4%, а в отожжённых — на 0,5–0,03%. Дополнительный слой Cu, толщина которого составляет 10% общей толщины мультислоёв, приводит к понижению величины магнитного поля насыщения на 0,3 Тл.

Досліджено магнеторезистивний ефект мультишарів Pd/Fe залежно від кількості фрагментів (до 10) і товщини шару Pd (0,4–1,4 нм). Показано, що при зміні кількості фрагментів від 3 до 10 відбувається збільшення магнетоопору на 0,05–0,19%, а у відпалених до 780 К зразках — на 0,02–0,16%. При зміні товщини немагнетного Pd-прошарку в щойносконденсованих зразках МО збільшується на 0,6–1,4%, а у відпалених — на 0,5–0,03%. Додатковий шар Cu, товщина якого становить 10% загальної товщини мультишарів, призводить до зниження величини магнетного поля насити на 0,3 Тл.

Magnetoresistance (MR) of the Pd/Fe multilayers depending on the number of fragments (up to 10 ones) and the thickness of Pd layer (0.4–1.4 nm) is investigated. As shown, the change in a number of fragments from 3 to 10 results in increase of the magnetoresistance by 0.05–0.19%, and by 0.02–0.16% in samples annealed to 780 K. When the thickness of the nonmagnetic layer in the Pd samples increases, MR of just condensed samples increases by 0.6–1.4%, and MR of annealed samples increases by 0.50–0.03%. Additional Cu layer with the thickness of 10% of the total thickness of multilayers leads to the decrease of the magnetic-field saturation by 0.3 T.

**Ключевые слова:** мультислои, магнитосопротивление, немагнитная прослойка, дополнительный слой Cu, поле насыщения.

(Получено 1 июля 2011 г.)

## 1. ВВЕДЕНИЕ

С развитием новейших технологий актуальными остаются вопросы исследования магниторезистивных свойств тонкопленочных материалов с точки зрения возможности их практического применения. После открытия эффекта гигантского магнитосопротивления (ГМС) в тонкопленочной системе Fe/Cr [1, 2], происходит постоянный поиск новых материалов со спин-зависимым антиферромагнитным (АФ) рассеиванием электронов и магнитной перпендикулярной анизотропией для создания носителей со сверхплотной магнитной записью с высокостабильными температурными характеристиками. Это требует создания новых многофункциональных материалов, к которым можно отнести материалы с высокой магнитной анизотропией: FePd, FePt, CoPt, CoPd [3–4]. Упорядоченные сплавы FePd, FePt со структурой  $L1_0$  при определенных условиях проявляют перпендикулярную магнитную анизотропию, благодаря чему, становятся претендентами для создания новых носителей магнитной записи с перпендикулярной ориентацией.

В работах [5, 6] указано на незначительное АФ взаимодействие в трехслойной пленочной системе Fe/Pd при толщине Pd в 12–16 монослоев. Слои Pd проявляют ферромагнитные свойства при толщинах меньше 6 монослоев и незначительные антиферромагнитные свойства, что обусловлено высокой плотностью состояний, которые находятся чуть ниже уровня Ферми. Подобная ситуация наблюдается и в случае Cr, но его плотность состояний находится чуть выше уровня Ферми, и, как известно, приводит к АФ взаимодействию в системе Fe/Cr. Палладий, являясь немагнитным металлом, обладает высокой парамагнитной восприимчивостью и проявляет гигантский магнитный момент до  $10\mu_B$  [7] в соединениях с Fe и Co.

Цель данной работы состоит в исследовании влияния температуры на величину магнитосопротивления в мультислоях Fe/Pd, его зависимость от количества фрагментов многослойной пленочной системы, толщины промежуточного слоя и слоя Cu с общей концентрацией 10 ат. %.

## 2. МЕТОДИКА И ТЕХНИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Мультислои получали методом термического испарения в высоковакуумной установке (давление остаточных газов —  $10^{-7}$  Па). В качестве подложки использовали стекло и кремний с 100 нм толщиной оксида. Контроль толщины осуществлялся методом кварцевого резонатора в реальном времени с использованием программного

обеспечения LabView. Для этой цели был смонтирован электрический колебательный контур, состоящий из генератора с рабочей частотой 1 МГц, кварца и измерителя частоты (электронно-счетный универсальный частотомер Hewlett-Packard 5328A). Вся система состояла из трех кварцев: одного эталонного, который находился в месте образца, и двух боковых кварцевых пластин для калибровки. Для обеспечения температурной стабильности применялась система водяного охлаждения и кристалл с низким температурным коэффициентом расширения при комнатной температуре.

Измерение магниторезистивных свойств выполняли при комнатной температуре в трех геометриях: перпендикулярной (напряженность магнитного поля перпендикулярна току и образцу), параллельной (поле параллельно току и образцу) и поперечной (поле перпендикулярно току и параллельно образцу).

Контроль величины магнитного поля осуществлялся при помощи магнитометра DC magnetic field meter НТМ-11S, максимальное значение магнитного поля, создаваемого катушками индуктивности, составляло 1,2 Тл. Измерение магнитосопротивления (МС) выполняли в автоматизированном режиме по четырехточечной схеме: на внешние контакты подавался постоянный ток величиной 1 мА, а с внутренних с помощью вольтметра НР 34401А снималось падение напряжения. При таком подключении сопротивление проводов существенно не влияет на величину сопротивления образца. Оборудование соединялось с персональным компьютером через порт GPIB и интерфейс RS232.

Для исследования магниторезистивных свойств были получены мультислои Fe/Pd с толщиной отдельных слоев 0,9 нм (Fe) и 1,1 нм (Pd) и количеством фрагментов  $n = 3-10$ .

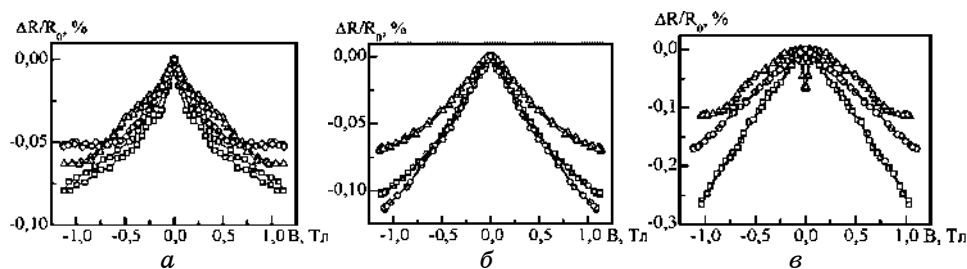
Расчет магнитосопротивления (МС) осуществлялся по формуле:

$$МС = \frac{\Delta R}{R(0)} = \frac{R(B) - R(0)}{R(0)},$$

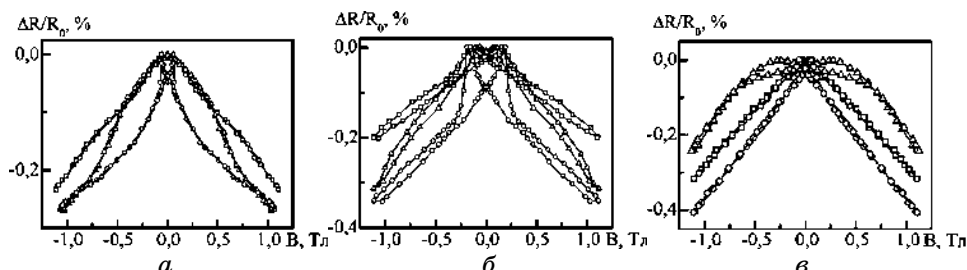
где  $R(B)$  и  $R(0)$  — сопротивление образца во внешнем магнитном поле и размагниченного образца (в поле коэрцитивной силы).

### 3. РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ

Типичные зависимости сопротивления от магнитного поля для образцов  $[Pd(1,1 \text{ нм})/Fe(0,9 \text{ нм})]_n/Pi$  ( $n = 3, 5, 10$ ) представлены на рис. 1. Увеличение количества повторяемых слоев сопровождается интерфейсным рассеиванием электронов, что приводит к возрастанию МС в интервале от 0,05 до 0,25%. Перпендикулярная составляющая для  $n = 3$  и 5 имеет подобный характер и практически одинаковое значение МС = 0,06%, при  $n = 10$  оно возрастает до 1,1%, и для всех



**Рис. 1.** Зависимость МС для  $[\text{Pd}(1,1)/\text{Fe}(0,9)]_3/\Pi$  (а),  $[\text{Pd}(1,1)/\text{Fe}(0,9)]_5/\Pi$  (б) и  $[\text{Pd}(1,1)/\text{Fe}(0,9)]_{10}/\Pi$  (в). Геометрия измерений: перпендикулярная ( $\Delta$ ), параллельная ( $\square$ ) и поперечная ( $\diamond$ ).

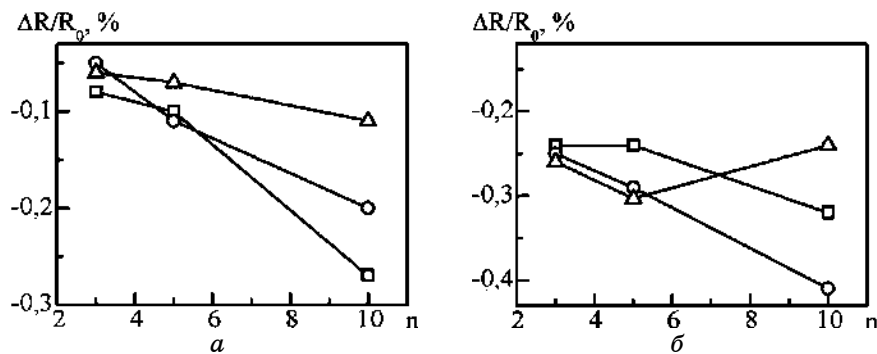


**Рис. 2.** Зависимость МС для  $[\text{Pd}(1,1)/\text{Fe}(0,9)]_3/\Pi$  (а),  $[\text{Pd}(1,1)/\text{Fe}(0,9)]_5/\Pi$  (б) и  $[\text{Pd}(1,1)/\text{Fe}(0,9)]_{10}/\Pi$  (в) после термического отжига до  $T = 780$  К. Обозначения такие же, как на рис. 1.

случаев при магнитных полях порядка 0,5 Тл начинает выходить на насыщение. В данной системе реализуется отрицательное МС — уменьшение электрического сопротивления при влиянии внешнего магнитного поля, что говорит о наличии признаков ГМС. После термического отжига образцов  $[\text{Pd}(1,1)/\text{Fe}(0,9)]_n/\Pi$  до 780 К МС возрастает (рис. 2) от 0,2 до 0,4%, и на зависимостях можно наблюдать пики, которые возникают в процессе перемагничивания и соответствуют полю коэрцитивности.

При термообработке увеличивается средний размер кристаллитов, активизируются диффузионные процессы, и происходит переход двухкомпонентной системы в неупорядоченную ГЦК или упорядоченную ГЦТ-фазу  $\text{FePd}$  ( $L1_0$ ). Атомы Pd диффундируют в слой Fe, и увеличивается спин-зависимое рассеивание электронов на границах зерен, что и обуславливает некоторое увеличение МС в образце.

Обобщающая зависимость МС для многослойных образцов  $[\text{Pd}(1,1)/\text{Fe}(0,9)]_n/\Pi$  от количества повторяемости слоев представлена на рис. 3. Величина МС свежеконденсированных образцов с увеличением  $n$  возрастает в 3–4 раза. Подобная зависимость наблюдает-



**Рис. 3.** Зависимость МС от количества повторяемости слоев  $n$  для системы  $[\text{Pd}(1,1)/\text{Fe}(0,9)]_n/\text{Pi}$  при  $T = 300 \text{ K}$  (а) и после отжига до  $780 \text{ K}$  (б).

ся и в отожженных системах для параллельной и поперечной составляющих МС, кроме перпендикулярной, величина которой осциллирует в интервале  $0,24\text{--}0,30\%$ . Необходимо отметить, что влияние температуры больше сказывается на образцах с меньшим количеством повторяемости слоев  $n = 3, 5$ , МС для которых увеличивается в 2–8 раза, чем для  $n = 10$ , когда прирост МС составляет  $0,9\text{--}2$  раза.

Известно [8–11], что максимальное обменное взаимодействие между магнитными слоями многослойных пленочных систем (как следствие и величина МС) достигается при определенном соотношении толщин отдельных магнитных слоев и немагнитных слоев. Эффект также усиливается при увеличении количества фрагментов многослойника, понижении температуры и при изменении геометрии измерения сопротивления от продольной к перпендикулярной геометрии.

В работе [8] исследовалось влияние толщины немагнитного слоя  $\text{Cu}$  на величину МС для многослойной пленочной системы  $[\text{Fe}(1,5)/\text{Cu}(d_{\text{Cu}})]_{60}/\text{Pi}$ . При увеличении медной прослойки обменное взаимодействие между слоями железа постепенно уменьшается, при этом эта зависимость носит затухающий осциллирующий характер.

Влияние немагнитной  $\text{Pd}$  прослойки на МС образцов с постоянной толщиной  $\text{Fe}$  в  $0,6 \text{ нм}$  представлено на рис. 4. При увеличении толщины  $\text{Pd}$  в интервале  $x = 0,4\text{--}1,4 \text{ нм}$  и после термического отжига МС системы  $[\text{Pd}(x)/\text{Fe}(0,6)]_{10}/\text{Pi}$  увеличивает свое значение, при этом перпендикулярная составляющая выходит на насыщение, а зависимость МС от толщины  $\text{Pd}$  в параллельной и поперечной геометрии имеет экспоненциальный характер.

Согласно диаграмме состояния для  $(\text{Fe}\text{--}\text{Pd})$  [12],  $\text{Fe}$  и  $\text{Pd}$  имеют неограниченную растворимость в жидком состоянии, а при охлаждении происходит кристаллизация с образованием ГЦК-твердого раствора ( $\gamma\text{-Fe}$ ,  $\text{Pd}$ ). При концентрациях  $\text{Pd}$   $43\text{--}60\%$  в зависимости

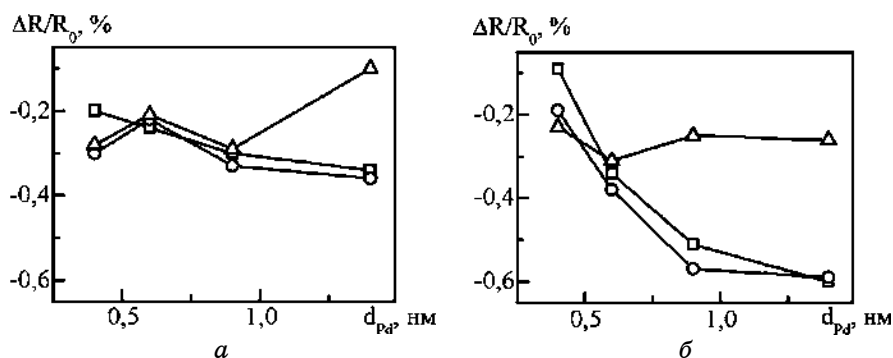


Рис. 4. Зависимость магнитосопротивления от толщины Pd для системы  $[Pd(x)/Fe(0,6)]_{10}/\Pi$  при  $T = 300$  К (а) и после отжига до 780 К (б).

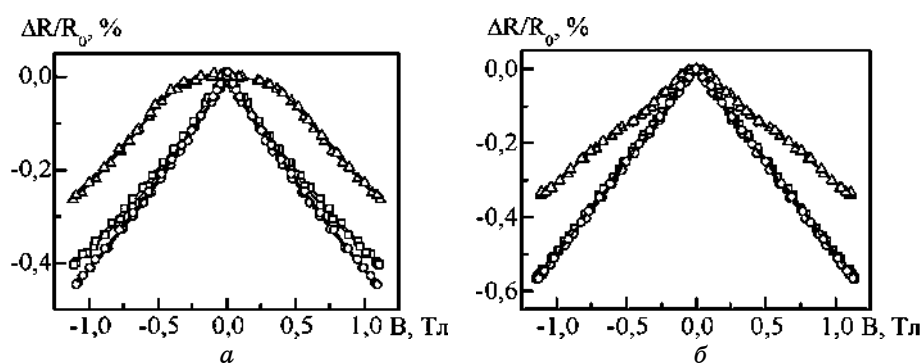


Рис. 5. Зависимость МС для  $[Cu(0,2)/Fe(0,9)/Pd(1,1)]_5/\Pi$  при  $T = 300$  К (а) и после отжига до 780 К (б).

от величины температуры происходит упорядочение сплава с образованием фазы  $L1_0$  типа AuCu с ГЦТ-решеткой. В неупорядоченном состоянии сплав Fe–Pd имеет ГЦК-решетку типа AuCu<sub>3</sub>. Отношение  $c/a \cong 1$ , но, несмотря на это, магнитные свойства для ГЦК- и ГЦТ-FePd фазы отличаются, в частности, температура Кюри ( $\theta_c$ ) [13, 14]. Соответственно [13] для — FePd  $\theta_c = 756$  (50 ат.% Pd) или 623 К (60 ат.% Pd), в тот же момент для фазы  $L1_0$   $\theta_c = 723$  К или 593 К при тех же атомных концентрациях Pd.

Для понижения температуры упорядочения сплава при получении фазы  $L1_0$ , уменьшения коэрцитивности и температуры Кюри к исследуемым материалам добавляют небольшое количество Cu, Ag, Au, Ni [10–18]. Атом Cu, растворяясь в системе FePd, замещает один из атомов Fe или Pd в элементарной ячейке; при этом понижается температура упорядочения и снижается величина магнитного поля насыщения. Значительное влияние на величину МС оказывает до-

бавление 10% Cu для образца  $[\text{Cu}(0,2)/\text{Fe}(0,9)/\text{Pd}(1,1)]_5/\text{П}$  (рис. 5). Величина МС для свежесконденсированных образцов, с добавлением Cu и без, отличается практически в два раза в пользу примеси. Термический отжиг приводит к возрастанию магниторезистивных свойств в 1,2–1,4 раза; при этом параллельная и поперечная компоненты имеют практически одинаковый характер кривой и подобные значения МС.

Авторами работы [16] выполнены исследования влияния концентрации примеси Cu на образование фазы  $L1_0$  в системе FePt. Полученные результаты показали, что при увеличении концентрации Cu в пределах 1–13 ат.% упорядоченность увеличивается в 20 раз и наблюдается уменьшение коэрцитивной силы.

#### 4. ВЫВОДЫ

Изменение количества фрагментов в мультислоях  $[\text{Pd}(1,1)/\text{Fe}(0,9)]_n/\text{П}$  от 3 до 10 приводит к увеличению МС на 0,05–0,19%, а в отожженных до 780 К образцах — на 0,02–0,16%.

Антиферромагнитное обменное взаимодействие при изменении толщины немагнитной Pd прослойки в интервале от 0,4 до 1,4 нм не наблюдается; при этом в свежесконденсированных образцах МС увеличивается на 0,6–1,4%, а в отожженных до 780 К — на 0,5–0,03%. Наименьшее значение МС имеет перпендикулярная составляющая для обоих случаев.

Дополнительный слой Cu, толщина которого составляет 10% общей толщины мультислоев, приводит к понижению величины магнитного поля насыщения до 0,7 Тл, что на 0,3 Тл меньше, чем для образцов без слоя меди.

Работа выполнена в рамках международного научно-технического проекта между Сумским государственным университетом и Институтом ядерной физики ПАН (Краков, Польша).

#### ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. S. S. Parkin, *Annu. Rev. Sci.*, **25**: 357 (1995).
2. L. Anghinolfi, F. Bisio, M. Canepa, and L. Mattera, *Phys. Rev. B*, **81**: P224427 (2010).
3. H. Shima, K. Oikawa, A. Fujita, K. Fukamichi, K. Ishida, and A. Sakuma, *Phys. Rev. B*, **70**: 22440 (2004).
4. J.-G. Kang, J.-G. Ha, J.-H. Koh, S.-M. Koo, M. Kamiko, S. Mitani, Y. Sakuraba, K. Takanashi, S.-T. Bae, and H.-J. Yeome, *Physica B*, **405**: 3149 (2010).
5. Z. Celinski and B. Heirrich, *J. Magn. Magn. Mater.*, **99**: L25 (1999).
6. Z. Celinski, B. Heinrich, and J. F. Cochran, *J. Appl. Phys.*, **70**: 5870 (1991).
7. Y. Takahashi, *J. Appl. Phys.*, **85**: 5744 (1999).

8. M. S. Rogalski, M. M. Pereira de Azevedo, and J. B. Sousa, *J. Magn. Magn. Mater.*, **163**: L257 (1996).
9. A. Barthelemy, V. Cros, and J. L. Duvail, *Nanostr. Mater.*, **6**: 217 (1995).
10. T. Sakai, G. Oomi, and K. Okada, *Physica B*, **237**: 275 (1997).
11. V. Vovk and G. Schmitz, *Ultramicroscopy*, **109**: 637 (2009).
12. Н. П. Лякишев, *Диаграммы состояния двойных металлических систем* (Москва: Машиностроение: 1997).
13. D. Laughlin, K. Srinivasan, M. Tanase, and L. Wang, *Scripta Materialia*, **53**: 383 (2005).
14. L. Wang, Z. Fan, A. Roy, and D. Laughlin, *J. Appl. Phys.*, **95**: 7483 (2004).
15. H. Naganuma, K. Sato, and Y. Hirotsu, *J. Appl. Phys.*, **99**: 706 (2006).
16. M. L. Yan, Y. F. Xu, and D. J. Sellmyer, *J. Appl. Phys.*, **99**: 08G903 (2006).
17. H. Naganuma, K. Sato, and Y. Hirotsu, *J. Appl. Phys.*, **100**: 074914 (2006).
18. Jun-Goo Kang and Jae-Geun Ha, *J. Korean Phys. Soc.*, **55**: 10 (2009).