

Влияние диффузии и напряжений на магнитные свойства многослойных пленок Fe/Pd и Fe/Ge

© Л.А. Чеботкевич^{*,**}, А.В. Огнев^{*,**}, Ю.П. Иванов^{*}, К. Lenz^{***}, А.И. Ильин^{*}, К.С. Ермаков^{*}

^{*} Институт физики и информационных технологий Дальневосточного государственного университета, Владивосток, Россия

^{**} Институт автоматки и процессов управления Дальневосточного отделения Российской академии наук, Владивосток, Россия

^{***} Freie Universität Berlin, Berlin, Germany

E-mail: lach@phys.dvgu.ru

(Поступила в Редакцию в окончательном виде 29 января 2009 г.)

Многослойные пленки [Fe/Pd]₁₀ и [Fe/Ge]₁₀ исследовали методами ферромагнитного резонанса, магнитно-силовой и атомно-силовой микроскопии, манитооптическим эффектом Керра, рентгеноструктурным анализом. Показано, что с увеличением толщины прослойки изменяются такие магнитные параметры, как наведенная анизотропия, эффективная намагниченность, коэрцитивная сила и параметры тонкой магнитной структуры. Установлены причины изменения магнитных параметров.

Работа поддержана программой „Квантовые наноструктуры“ (грант ДВО РАН П1-005), РФФИ (грант № 08-02-00587-а), программой сотрудничества „Михаил Ломоносов“ DAAD (грант № А/06/17782), BRIDGE Research Co-operation project (RC 17).

PACS: 75.30.Gw, 75.60.-d, 75.70.-i

1. Введение

Интерес к исследованию свойств наноразмерных магнитно-неоднородных материалов не ослабевает вследствие перспектив их практического применения. Так, многослойные наноструктуры, состоящие из чередующихся слоев типа ферромагнетик/парамагнетик и ферроманетик/полупроводник, находят применение в качестве сред для записи информации со сверхвысокой плотностью [1,2], сенсоров магнитных полей с высокой чувствительностью, магниторезистивной памяти с произвольной выборкой [3]. В последние годы особенно актуальны исследования спиновой поляризации при прохождении тока в структурах ферромагнетик/полупроводник, управлять которой можно, изменяя магнитное состояние наноструктуры внешним полем [4]. Известно, что магнитная структура и динамика процессов перемагничивания во многом определяются магнитной анизотропией K_u и коэрцитивной силой H_C . В случае однослойных поликристаллических пленок толщиной несколько десятков нанометров K_u зависит от магнитострикционных напряжений, предпочтительной ориентации неоднородностей и эффектов затенения в процессе роста [5-7]. С уменьшением толщины пленок заметную роль начинают играть эффекты, обусловленные поверхностями раздела. Их влияние многократно усиливается в многослойных пленках. Комбинируя материалы, можно создать мультислой с различной структурой интерфейсов. Это позволяет конструировать материалы с требуемыми магнитными параметрами.

В настоящей работе мы исследовали многослойные пленки Fe/Ge и Fe/Pd с разными интерфейсными границами и кристаллической структурой, что позволило

нам изучить их влияние на магнитные свойства. Так, для системы Fe/Ge характерна взаимодиффузия, которая приводит к образованию размытых интерфейсов [8], а в пленках Fe/Pd диффузия практически отсутствует и интерфейсы должны быть резкими [9].

В многослойных пленках наличие осцилляции косвенной обменной связи между ферромагнитными слоями [10] приводит к значительным изменениям величин магнитосопротивления (эффект гигантского магнитосопротивления), полей насыщения, коэрцитивной силы, а также к трансформациям магнитной структуры [11]. В случае антиферромагнитного выстраивания магнитных моментов смежных слоев величина коэрцитивной силы максимальна. Поэтому для уменьшения вклада, обусловленного косвенной связью, необходимо, чтобы она была слабой. Интересной особенностью системы Fe/Ge является отсутствие антиферромагнитной (АФМ) косвенной обменной связи в диапазоне толщин d_{Ge} от 0.5 до 4.5 nm [12], что позволяет не учитывать ее вклад в магнитные свойства. Для пленок Fe/Pd в ряде работ показано наличие признаков слабого АФМ-взаимодействия [13,14], в то время как в работе [10] говорится об отсутствии АФМ-связи в таких пленках.

В настоящей работе мы исследуем тонкую магнитную структуру и магнитные свойства (магнитную анизотропию, намагниченность и коэрцитивную силу) многослойных пленок Fe/Pd и Fe/Ge и влияние на них процессов диффузии и внутренних напряжений.

2. Методика эксперимента

Пленки [Fe/Pd]₁₀ и [Fe/Ge]₁₀ получали термическим испарением в высоком вакууме. Перед осаждени-

ем Fe на естественно окисленные монокристаллические Si(111)-подложки напыляли буферный слой Ge или Pd толщиной 3 nm. Сверху мультислой покрывали слоем Ge или Pd толщиной 3 nm. Толщина слоев железа во всех пленках была одинаковой, $d_{\text{Fe}} = 1$ nm, а толщина прослоек d_{Ge} и d_{Pd} изменялась в интервале от 0.5 до 2.5 nm. Толщина слоев контролировалась кварцевым измерителем толщин. Все пленки осаждались на подложки при комнатной температуре.

Структуру пленок определяли методом рентгеноструктурного анализа. Поле магнитной анизотропии H_a измеряли методом ферромагнитного резонанса на частотах 4.9 и 34 GHz, $H_a = (H_{ha} - H_{ea})/2$, где H_{ha} и H_{ea} — резонансные поля в направлении осей трудного и легкого намагничивания. Коэрцитивную силу H_C определяли по петлям магнитного гистерезиса, полученным магнитооптическим эффектом Керра (NanoMOKE-2) и индукционным методом на автоматизированном вибромагнитометре. Для получения изображения тонкой магнитной структуры пленок использовали метод магнитной силовой микроскопии (МСМ). Параметры тонкой магнитной структуры (период длинноволновой λ_{LR} и коротковолновой λ_{SR} ряби намагниченности, коэффициент анизотропии магнитных неоднородностей γ и угол дисперсии вектора намагниченности φ) определяли, используя спектральный Фурье-анализ изображений тонкой магнитной структуры. Шероховатости поверхностей исследовали методом атомной силовой микроскопии.

3. Результаты и их обсуждение

Рентгеноструктурный анализ показал, что все пленки $[\text{Fe}/\text{Pd}]_{10}$ имеют кристаллическую структуру. На представленном фрагменте дифрактограммы пленки $[\text{Fe}/\text{Pd}]_{10}$ явно видны дифракционные максимумы, принадлежащие Pd ($2\theta = 40.1^\circ$) и Fe ($2\theta = 44.6$ и 64.7°) (рис. 1). На фрагменте дифрактограммы пленки $[\text{Fe}/\text{Ge}]_{10}$ в районе $2\theta = 27.28^\circ$ наблюдается размытый пик, принадлежащий Ge. Это указывает на то, что Ge (и, вероятно, Fe–Ge) находится в аморфном состоянии. Отсутствие явно выраженного пика Fe свидетельствует о том, что в пленках присутствует только небольшая доля слоев Fe, свободная от атомов примеси. Интенсивный пик на рис. 1 принадлежит Si.

Методом подгонки теоретической кривой резонансного поля $H_{\text{res}} = f(\alpha)$ к экспериментальной кривой определяли M_{eff} , где α — угол между внешним магнитным полем и осью легкого намагничивания. Константа наведенной магнитной анизотропии $K_u = H_a M_{\text{eff}}/2$ и значение эффективной намагниченности M_{eff} в зависимости от толщины прослоек Pd и Ge представлены на рис. 2. Точка на графике, соответствующая $d = 0$, относится к пленке Fe толщиной 10 nm, осажденной на 3 nm-буфер Pd и покрытой сверху 3 nm-слоем Pd. Значение наведенной анизотропии пленок $[\text{Fe}/\text{Pd}]_{10}$ не изменяется до толщин $d_{\text{Pd}} = 2$ nm и только при $d_{\text{Pd}} > 2$ nm K_u резко уменьшается. В пленках $[\text{Fe}/\text{Ge}]_{10}$

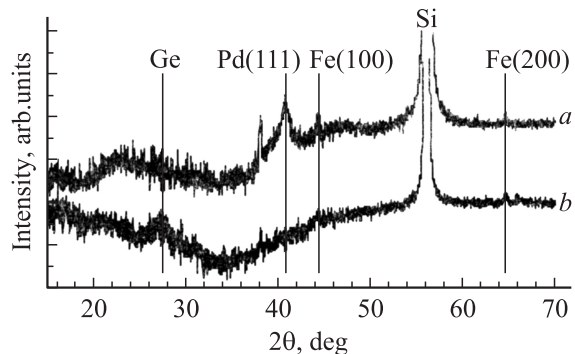


Рис. 1. Фрагмент дифрактограмм многослойных пленок $[\text{Fe}/\text{Pd}]_{10}$ (a) и $[\text{Fe}/\text{Ge}]_{10}$ (b) с $d_{\text{Pd}} = d_{\text{Ge}} = 2.5$ nm.

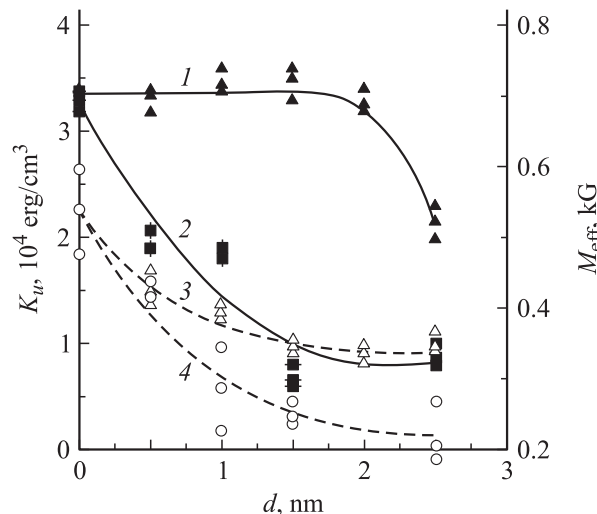


Рис. 2. Зависимость наведенной анизотропии K_u (1, 2) и эффективной намагниченности M_{eff} (3, 4) от толщины прослойки. 1, 3 — пленки $[\text{Fe}/\text{Pd}]_{10}$, 2, 4 — пленки $[\text{Fe}/\text{Ge}]_{10}$.

наблюдается иная картина. С увеличением толщины прослойки Ge K_u резко падает, и при $d_{\text{Ge}} > 2$ nm значение наведенной анизотропии стабилизируется. Эффективная намагниченность пленок обоих типов уменьшается с увеличением толщины прослойки. Однако скорость падения M_{eff} в пленках с прослойками Pd меньше, чем в пленках с прослойками Ge.

Известно, что атомы Ge хорошо диффундируют в Fe [8], в то время как атомы Pd проникают в Fe всего на 1–2 атомных слоя Fe (≈ 0.4 nm) [15]. С другой стороны, несоответствие параметров решетки Fe и Ge мало и составляет $\sim 1.3\%$, а несоответствие параметров решетки Fe и Pd большое, $\sim 26.3\%$. Падение намагниченности в пленках $[\text{Fe}/\text{Ge}]_{10}$ обусловлено взаимодиффузией атомов Fe и Ge. Согласно фазовой диаграмме [16], в системе Fe–Ge образуются как слабомагнитные, так и немагнитные фазы. В пленках $[\text{Fe}/\text{Pd}]_{10}$ несоответствие параметров решеток Pd и Fe компенсируется упругими деформациями и дислокациями несоответствия. Образование дислокаций несоответствия приводит к уменьшению размеров зерен. Упругие деформации в зернах были

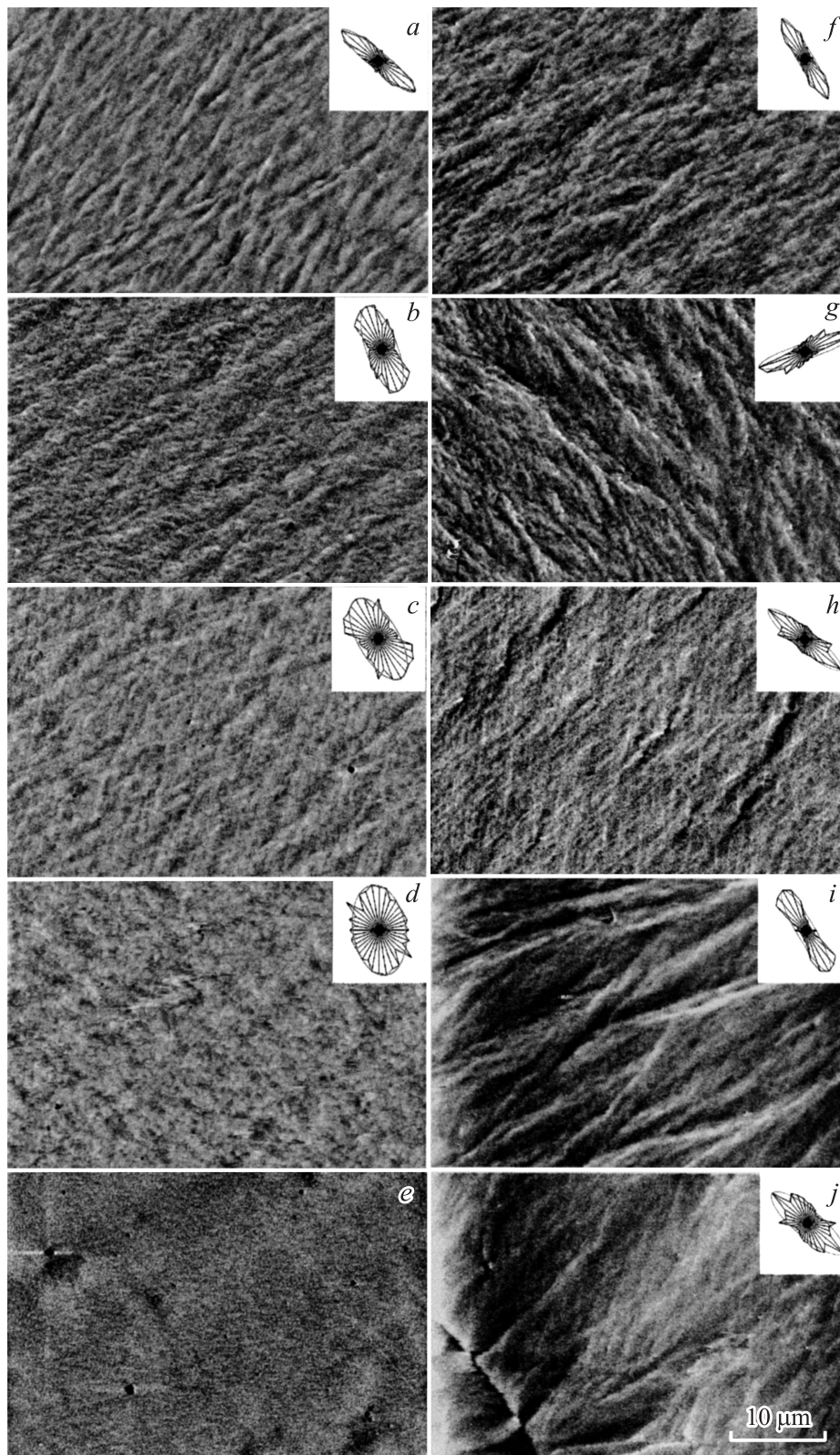


Рис. 3. Изображения МСМ тонкой магнитной структуры многослойных пленок $[\text{Fe}/\text{Pd}]_{10}$ ($a-e$) и $[\text{Fe}/\text{Ge}]_{10}$ ($f-j$). Толщина прослоек Pd и Ge равна 0.5 (a,f), 1.0 (b,g), 1.5 (c,h), 2.0 (d,i) и 2.5 nm (e,j). На вставках приведено распределение энергии спектра в угловых секторах.

оценены из выражения [17]:

$$\varepsilon = -\frac{3ba_{\text{Fe}} \ln[2\beta(1 + \beta^2)^{1/2} - 2\beta^2]}{[1 + (\mu_{\text{Fe}}/\mu_{\text{Pd}})](a_{\text{Fe}} + a_{\text{Pd}})2R},$$

где $\beta = 2\pi\mu_1 b/D_H(1 - \nu)[1 + (\mu_{\text{Fe}}/\mu_{\text{Pd}})]\mu_{\text{Fe}/\text{Pd}}$ — параметр, характеризующий степень несоответствия между решетками, $b = a_1 a_2 / (a_1 + a_2)$, $D_H = a_{\text{Fe}} a_{\text{Pd}} / (a_{\text{Fe}} - a_{\text{Pd}})$, μ_i — модуль сдвига, a_i — параметр решетки ($a_{\text{Fe}} = 0.2866 \text{ nm}$, $a_{\text{Pd}} = 0.389 \text{ nm}$), ν — коэффициент Пуассона ($\nu = 0.3$), $2R = 5 \text{ nm}$ — размер зерна. Деформация равна $\varepsilon \approx -3 \cdot 10^{-3}$. Магнитная анизотропия, наведенная внутренними напряжениями (деформациями), $K = \frac{3}{2} \lambda \sigma \approx -1.8 \cdot 10^4 \text{ erg/cm}^3$, где $\lambda = -1 \cdot 10^{-5}$ — константа магнитострикции Fe, $\sigma = G\varepsilon$, $G = 4 \cdot 10^{11} \text{ dyn/cm}^2$ — модуль сдвига (внутренние напряжения и деформации имеют противоположные знаки). Так как $K < 0$, в пленке наводится анизотропия, перпендикулярная поверхности пленки. Поэтому намагниченность будет иметь составляющую, нормальную к поверхности пленки. Это позволило нам исследовать магнитную структуру в этих пленках методом МСМ.

На рис. 3 приведены изображения МСМ тонкой магнитной структуры пленок $[\text{Fe}/\text{Ge}]_{10}$ и $[\text{Fe}/\text{Pd}]_{10}$. Из рисунка видно, что тонкая магнитная структура зависит как от материала, так и от толщины прослойки. На изображении МСМ пленки $[\text{Fe}/\text{Ge}]_{10}$ с $d_{\text{Ge}} = 2 \text{ nm}$ тонкая магнитная структура дисперсна, и выделить визуально период ряби очень сложно, а в пленках с $d_{\text{Ge}} = 2.5 \text{ nm}$ рябь вообще отсутствует.

Для количественной оценки параметров магнитных неоднородностей и их распределения проводился спектральный анализ изображений МСМ. Методом интегрально-пространственной характеристики Фурье-спектров определены λ_{LR} и λ_{SR} . Анизотропия магнитных неоднородностей определялась по распределению энергии спектра в угловых секторах. Коэффициент анизотропии магнитных неоднородностей γ рассчитывался как отношение максимальной энергии к минимальной в секторе. В правом верхнем углу изображений доменной структуры приведено распределение энергии спектра в угловых секторах для всех исследуемых пленок. Угол дисперсии вектора намагниченности определялся как $\varphi = \arctg(1/\gamma)$.

На рис. 4 приведены зависимости $\lambda_{\text{LR}} = f(d)$ и $\varphi = f(d)$. Видно, что 1) период длинноволновой ряби λ_{LR} в пленках с прослойками Pd больше, чем с прослойками Ge; 2) λ_{LR} и φ возрастают с увеличением толщины прослойки.

На рис. 5 приведена зависимость коэрцитивной силы H_C от толщины прослойки многослойных пленок $[\text{Fe}/\text{Pd}]_{10}$ и $[\text{Fe}/\text{Ge}]_{10}$. В обеих пленках H_C уменьшается с увеличением толщины прослойки. Существует несколько причин, приводящих к изменению величины коэрцитивной силы: внутренние напряжения из-за несоответствия параметров решетки ферромагнитных слоев и прослоек; уменьшение намагниченности многослойных пленок из-за перемешивания; изменение радиуса ферромагнитной корреляции, аморфизация пленки. Коэрци-

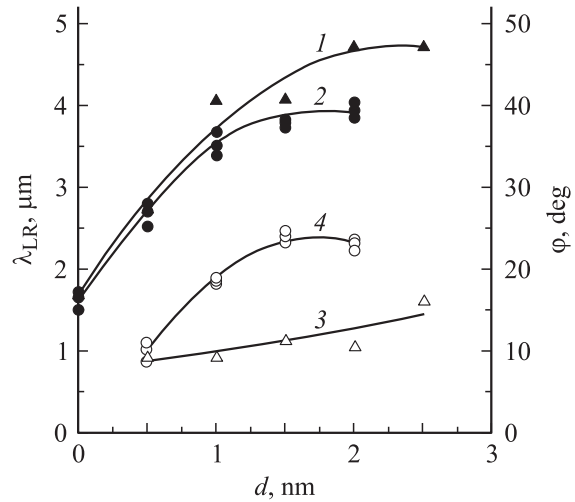


Рис. 4. Зависимость периода длинноволновой ряби λ_{LR} (1, 2) и угла дисперсии вектора намагниченности φ (3, 4) от толщины прослойки. 1, 3 — пленки $[\text{Fe}/\text{Pd}]_{10}$, 2, 4 — пленки $[\text{Fe}/\text{Ge}]_{10}$.

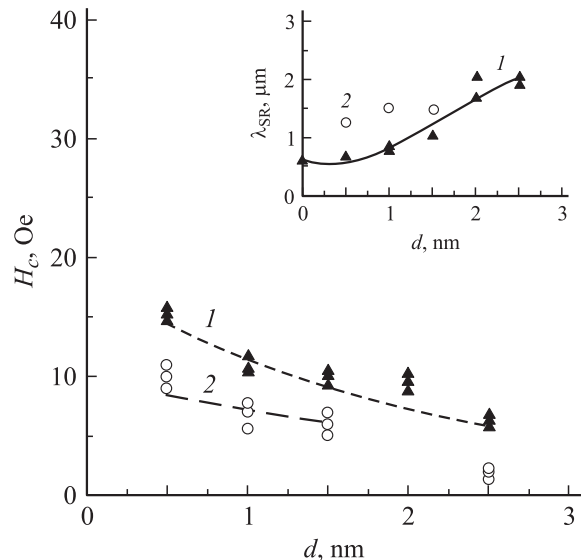


Рис. 5. Зависимость коэрцитивной силы H_C и коротковолновой ряби λ_{SR} (на вставке) от толщины прослоек многослойных пленок. Точки — экспериментальные значения для пленок $[\text{Fe}/\text{Pd}]_{10}$ (1) и $[\text{Fe}/\text{Ge}]_{10}$ (2), штриховые линии — теоретически оцененные значения H_C .

тивную силу пленок оценивали по формуле [18]

$$H_C = P \langle K_a \rangle / M_{\text{эф}},$$

где $\langle K_a \rangle = K_1(R_C/R_f)$, R_C — размер зерна, R_f — радиус ферромагнитной корреляции, K_1 — константа кристаллографической анизотропии Fe, P — коэффициент пропорциональности для случайно распределенных зерен [19]. Радиус ферромагнитной корреляции соизмерим с коротковолновой компонентой тонкой магнитной структуры λ_{SR} ($R_f \approx \lambda_{\text{SR}}$). На вставке к рис. 5 приведена зависимость $\lambda_{\text{SR}} = f(d)$.

Возрастание λ_{SR} в многослойных пленках [Fe/Pd]₁₀ с увеличением толщины плослойки Pd свидетельствует об уменьшении размера зерен [20]. С ростом d_{Pd} увеличиваются внутренние напряжения, что сопровождается измельчением зерен. В пленках [Fe/Ge]₁₀, в которых наблюдается аморфизация, коротковолновая компонента ряби практически не изменяется. На рис. 5 приведены рассчитанные значения H_C (штриховые линии). Видно хорошее согласие рассчитанных значений с экспериментальными данными для пленок [Fe/Pd]₁₀. Для пленок [Fe/Ge]₁₀ при толщине $d_{Ge} \geq 2$ nm определить параметры ряби намагничивания оказалось невозможно, так как из-за резкого уменьшения намагниченности пленки уменьшается магнитный контраст. H_C в пленках [Fe/Pd]₁₀ спадает медленнее, чем в пленках [Fe/Ge]₁₀. Это обстоятельство связано с тем, что в пленках [Fe/Pd]₁₀ присутствуют причины, которые могут приводить и к возрастанию H_C (внутренние напряжения), и к уменьшению H_C (увеличение коротковолновой компоненты ряби λ_{SR}). Сильное уменьшение коэрцитивной силы в многослойных пленках [Fe/Ge]₁₀ при $d_{Ge} = 2.5$ nm обусловлено аморфизацией пленок.

Отсутствие осцилляций на кривых $K_u = f(d)$ и $H_C = f(d)$, а также трансформаций магнитной структуры [21] свидетельствует о том, что в этих пленках присутствует только косвенная ферромагнитная связь между слоями Fe.

4. Заключение

Исследованы многослойные пленки [Fe/Pd]₁₀ и [Fe/Ge]₁₀, полученные термическим осаждением на естественно окисленные монокристаллы Si(111). Показано, что с увеличением толщины прослоек эффективная намагниченность, наведенная анизотропия и коэрцитивная сила уменьшаются, а угол дисперсии вектора намагниченности, период коротковолновой и длинноволновой ряби намагниченности возрастают. Установлено, что изменения магнитных параметров в пленках [Fe/Ge]₁₀ связаны в основном с процессами взаимной диффузии атомов Ge и Fe и аморфизацией, а в пленках [Fe/Pd]₁₀ обусловлены внутренними напряжениями из-за несоответствия параметров решетки Pd и Fe.

Авторы выражают благодарность А. Nogaret и А. Samardak за помощь в получении пленок и W. Kuch, M. Charilaou за помощь в проведении исследований методом ФМР.

Список литературы

- [1] Advanced magnetic nanostructures / Eds D. Sellmyer, R. Skomski. Springer, N. Y. (2006). 508 p.
- [2] M.F. Toney, J.A. Borchers, K.V. O'Donovan, C.F. Majkrzak, D.T. Margulies, E.E. Fullerton. Appl. Phys. Lett. **86**, 162 506-1 (2005).
- [3] J.M. Daughton, A.V. Pohm, R.T. Fayfield, C.H. Smith. J. Phys. D: Appl. Phys. **32**, 169 (1999).
- [4] R. Jansen. Nature Phys. **3**, 521 (2007).
- [5] З. Малек, В. Шюпсель. В кн.: Тонкие ферромагнитные пленки / Под ред. Р.В. Телеснина. Мир, М. (1964). С. 61.
- [6] M. Takahashi. J. Appl. Phys. **33**, 110 (1962).
- [7] А.Г. Лесник. Наведенная магнитная анизотропия. Наук. думка, Киев (1976). 164 с.
- [8] M. Schleberger, P. Walser, M. Hunziker, M. Landolt. Phys. Rev. B **60**, 20, 14 360 (1999).
- [9] L. Cheng, Z. Altounian, D.H. Ryan, J.O. Strom-Olsen. J. Appl. Phys. **91**, 10, 7188 (2002).
- [10] S.S.P. Parkin. Phys. Rev. Lett. **67**, 25, 3598 (1991).
- [11] А.В. Огнев, Ю.П. Иванов, Б.Н. Грудин, Л.А. Чеботкевич. ФММ **100**, 6, 42 (2005).
- [12] P. Wandziuk, T. Lucinski, M. Kopcewicz. Mater. Sci. Poland **24**, 3, 861 (2006).
- [13] J.R. Childress, R. Kargoat, O. Durand, J.M. George, P. Galtier, J. Miltat, A. Schuhl. J. Magn. Magn. Mater. **130**, 13, 275 (1994).
- [14] M. Li, X.D. Ma, C.B. Pengetal. J. Appl. Phys. **77**, 3965 (1995).
- [15] L. Cheng, Z. Altounian, D.H. Ryan, J.O. Strom-Olsen, M. Sutton. Phys. Rev. B **69**, 144 4403-1 (2004).
- [16] Диаграммы состояния двойных металлических систем. Справочник / Под ред. Н.П. Лякишева. Машиностроение, М. (1997). Т. 2. С. 494.
- [17] Л.С. Палатник, М.Я. Фукс, В.М. Косевич. Механизм образования и субструктура конденсированных пленок. Наука, М. (1972). 348 с.
- [18] G. Herzer. IEEE Trans. Magn. **26**, 5 (1990).
- [19] А.В. Огнев, Ю.Д. Воробьев, Л.А. Чеботкевич. ФММ **97**, 6, 47 (2004).
- [20] Л.А. Чеботкевич, Л.А. Юдина, Л.Г. Кашина, В.В. Ветер. ФММ **39**, 6 (1975).
- [21] Л.А. Чеботкевич, Ю.П. Иванов, А.В. Огнев. ФТТ **49**, 11, 2039 (2007).