

Влияние кристаллической структуры и межслоевой обменной связи на коэрцитивную силу Co/Cu/Co-пленок

© Л.А. Чеботкевич, Ю.Д. Воробьев, А.С. Самардак, А.В. Огнев

Дальневосточный государственный университет,
690950 Владивосток, Россия

(Поступила в Редакцию в окончательном виде 20 сентября 2002 г.)

Исследовались трехслойные пленки Co/Cu/Co/Si(111) с разной толщиной прослойки Cu, полученные магнетронным распылением. Показано, что величина коэрцитивной силы осциллирует с изменением толщины немагнитной прослойки. Отмечена хорошая корреляция между полем насыщения и коэрцитивной силой. Экспериментально установлено, что при изменении структуры пленок отжигом в широком диапазоне температур изменяется косвенная обменная связь между слоями Co. Проведен качественный анализ поведения коэрцитивной силы при изменении силы и типа связи между ферромагнитными слоями.

Работа поддержана федеральным бюджетом Российской Федерации, подпрограмма „Актуальные направления в физике конденсированных сред“ федеральной научно-технической программы „Исследование и разработки по приоритетным направлениям развития науки и техники гражданского назначения“ Минпром России (договор № 3-02/ДВГУ в рамках государственного контракта № 40.012.1.1.1151).

Повышенный интерес к металлическим мультислойным наноструктурам связан с открытием в них гигантского магнорезистивного эффекта, благодаря которому многослойные магнитные структуры нашли применение [1,2]. Одна из особенностей магнитных наноструктур — это осцилляция обменной связи между ферромагнитными слоями от ферромагнитной к антиферромагнитной в зависимости от толщины немагнитной прослойки. Для случая металлических прослоек в настоящее время предложено большое число различных моделей, объясняющих осциллирующий характер связи: РККУ-модель [3,4], модель свободных электронов [5,6], модель квантовых ям [7] и *sd*-смешанная модель [8]. Осцилляции косвенной обменной связи приводят к осцилляциям магнитных и магнорезистивных свойств многослойных структур.

В данной работе исследуется влияние кристаллической структуры и косвенной обменной связи между ферромагнитными слоями Co на величину коэрцитивной силы Co/Cu/Co-пленок.

1. Приготовление образцов

Образцы Co/Cu/Co получали магнетронным распылением на постоянном токе в атмосфере рабочего газа Ar при $P_{Ar} = 5 \cdot 10^{-3}$ Торр. Пленки осаждали на монокристаллы (111)Si при комнатной температуре. Толщина слоев контролировалась по времени напыления. Скорость осаждения Co и Cu составляла 0.1 и 0.08 nm/s соответственно. В работе исследовались пленки Co/Cu/Co с толщиной слоев Co $d_{Co} = 6$ nm, а толщина медной прослойки d_{Cu} варьировалась от 0 до 2.6 nm. Структура пленок исследовалась методами электронной микроскопии и дифракции электронов. Намагниченность и коэрцитивную силу H_C измеряли индукционным методом на автоматизированном вибромагнетроне, поле насыщения определяли из магнорезистивных петель.

2. Экспериментальные результаты и их обсуждение

Все исследуемые пленки получены в одном технологическом цикле (при одинаковой температуре подложки, при одинаковом давлении рабочего газа) и осаждались на одинаковые подложки. Можно предположить, что и кристаллическая структура этих пленок будет одинакова. Действительно, картины электронной микродифракции и электронно-микроскопические изображения структуры показали, что все исследуемые пленки поликристаллические с размером зерна порядка 5–6 nm.

На рис. 1 приведена зависимость $H_C = f(d_{Cu})$ для поликристаллических трехслойных пленок Co/Cu/Co. Коэрцитивная сила определялась по магнитной петле гистерезиса. Видно, что с изменением толщины про-

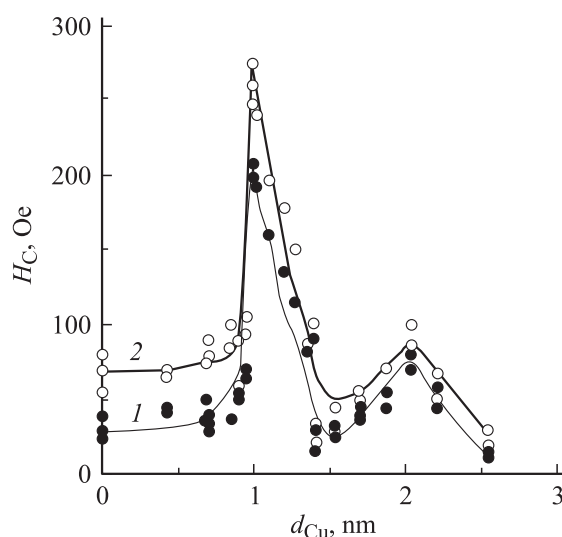


Рис. 1. Зависимость коэрцитивной силы от толщины медной прослойки осажденных (1) и отожженных при 250°C (2) пленок Co/Cu/Co.

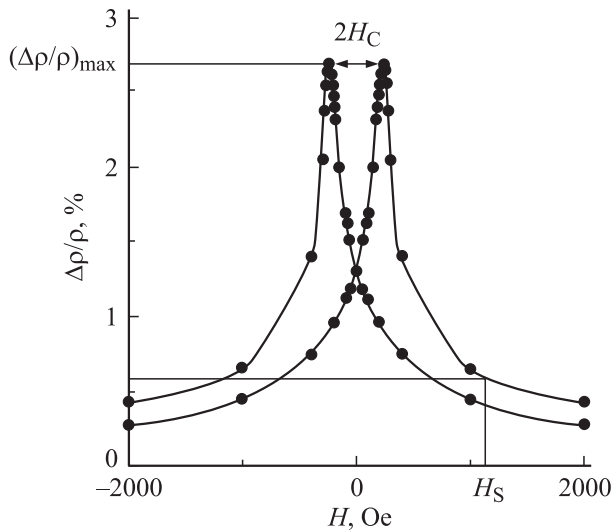


Рис. 2. Типичная кривая магниторезистивного гистерезиса. Поле насыщения берется на высоте $0.2(\Delta\rho/\rho)_{\max}$.

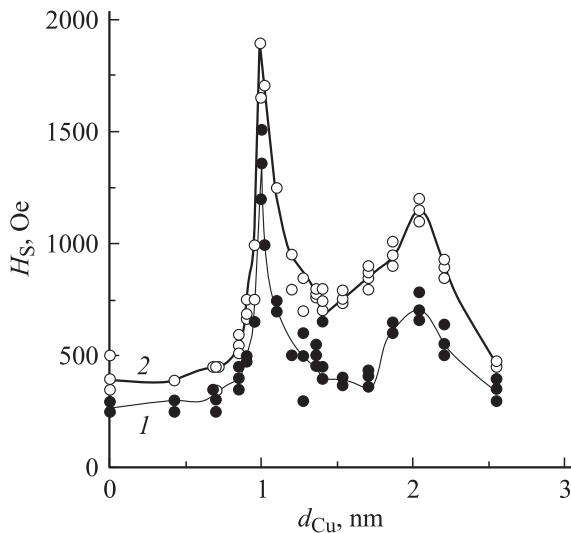


Рис. 3. Зависимость поля насыщения от толщины прослойки меди осажденных (1) и отожженных при 250°C (2) пленок Co/Cu/Co.

слойки Cu величина H_C осциллирует, что обусловлено осцилляцией косвенной обменной связи J_{ie} между слоями Co. О силе косвенной обменной связи между ферромагнитными слоями Co можно судить по полю насыщения H_S (поле, в котором магнитные моменты в нижнем и верхнем слоях Co выстраиваются параллельно): $|J_{ie}| = \frac{H_S M_S d}{2}$ [9], где M_S — намагниченность насыщения, d — толщина ферромагнитного слоя. Чем больше косвенная обменная связь между слоями Co, тем большее поле надо приложить к образцу, чтобы ориентировать намагниченность в слоях Co параллельно. Можно считать, что величина H_S является индикатором АФМ связи между магнитными слоями. Поле насыщения измерялось по магниторезистивной петле $\frac{\Delta\rho}{\rho} = \frac{\rho(H) - \rho(H_{\max})}{\rho(H_{\max})} = f(H)$ (ρ — удельное сопротивление).

Значение $\rho(H_{\max})$ измерялось в поле $H_{\max} = 1.13\text{ Т}$. Поскольку „хвосты“ кривой магниторезистивного гистерезиса простираются в большие поля, H_S принимали равным полю, измеренному на высоте $0.2(\Delta\rho/\rho)_{\max}$ на кривой $\Delta\rho/\rho = f(H)$ [10] (рис. 2).

Максимумы коэрцитивной силы на кривой $H_C = f(d_{\text{Cu}})$ приходятся на толщины $d_{\text{Cu}} \approx 1$ и 2 нм , при которых наблюдаются максимумы поля насыщения, т.е. когда ферромагнитные слои Co связаны антиферромагнитно (рис. 3). Минимальное значение H_C ($d_{\text{Cu}} \approx 1.4\text{ нм}$) соответствует минимальным полям насыщения (слои Co связаны ферромагнитно). Наблюдается хорошая корреляция между значениями коэрцитивной силы и поля насыщения в трехслойных пленках Co/Cu/Co. Коэффициент корреляции составляет 0.94. Таким образом, из экспериментальных данных видно, что коэрцитивная сила, обусловленная обменной связью между ферромагнитными слоями, $H_C^* \sim H_S$. Природа такой связи пока не ясна.

В трехслойных пленках коэрцитивная сила определяется не только компонентой, обусловленной обменной связью ферромагнитных слоев H_C^* , но также компонентой, обусловленной закреплением доменной границы (ДГ) структурными дефектами H_C^0

$$H_C = H_C^0 + H_C^*. \quad (1)$$

Структурными дефектами поликристаллических пленок являются границы между зернами, дисперсия осей кристаллографической анизотропии, шероховатости поверхности. Это дефекты, размеры которых и расстояния между которыми меньше ширины доменной стенки. Границу между зернами можно представить в виде плоской прослойки ширины a . Вещество в межзеренной границе имеет другую структуру, чем в зерне. Намагниченность в границе между зернами M_{gb} меньше намагниченности насыщения зерна M_S на ΔM_S . Внутри такой границы имеется размагничивающее поле. Смещающаяся ДГ взаимодействует с межзеренной границей, и это взаимодействие носит магнитостатический характер.

Полагаем, что кристаллографические оси легкого намагничивания (ОЛН) лежат в плоскости пленки и хаотически разориентированы по направлениям. При движении ДГ меняется угол между намагниченностью и направлением ОЛН кристаллита, т.е. меняется энергия анизотропии, что и определяет силу взаимодействия ДГ с кристаллитом.

Неровности поверхности пленки можно представить в виде ямок на поверхности. При движении ДГ через такую ямку изменяется ее магнитостатическая энергия.

Компоненту коэрцитивной силы, обусловленную структурными дефектами, можно представить в виде [11]

$$H_C^0 = C \frac{\sum_i \langle F_i^2 \rangle^{2/3}}{M_S D^{4/3} \gamma^{1/3} \delta}, \quad (2)$$

где D — толщина пленки, γ и δ — плотность поверхностной энергии и ширина ДГ, C — коэффициент

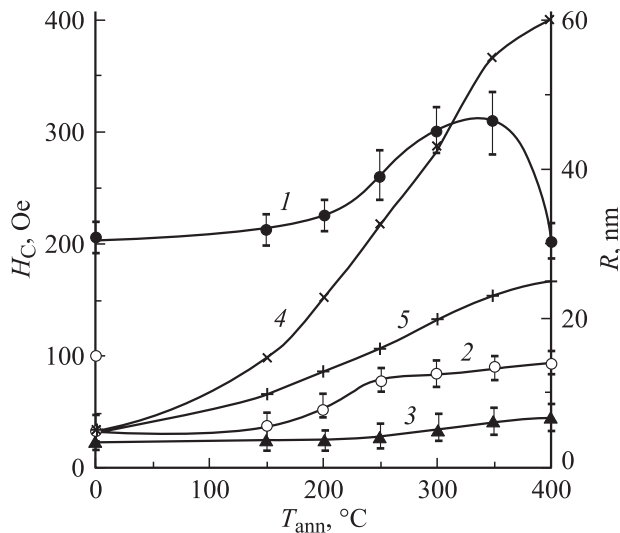


Рис. 4. Зависимость коэрцитивной силы (1–3) и размеров зерен R (4, 5) от температуры отжига: 2 и 4 — Co, 1 и 5 — Co/(1.0 nm)Cu/Co, 3 — Co/(1.4 nm)Cu/Co.

пропорциональности, F_i — сила взаимодействия ДГ со структурными дефектами типа i . Компонента коэрцитивной силы, определяемая структурными дефектами, равна $H_C^0 \approx 30$ Oe, что согласуется с величиной H_C пленок Co, где коэрцитивная сила вызвана закреплением ДГ структурными дефектами.

В трехслойных пленках осцилляции обменной связи между слоями кобальта от ферромагнитной к антиферромагнитной при изменении толщины медной прослойки сопровождаются изменением компоненты коэрцитивной силы H_C^* . Оценки компоненты H_C^* при $H_S \approx 200$ и 1200 Oe для слоев Co, связанных соответственно ферромагнитно и антиферромагнитно, показали, что для пленок, в которых наблюдается АФМ, H_C^* в 6 раз больше, чем в пленках, где между слоями Co существует ФМ связь.

Для выявления влияния кристаллической структуры и силы косвенной обменной связи на величину коэрцитивной силы H_C от температуры отжига T_{ann} исследовалась зависимость $H_C = f(T_{\text{ann}})$ в интервале температур 150–550 °C. На рис. 4 приведена зависимость $H_C = f(T_{\text{ann}})$ для трех пленок: чистого Co, Co/(1 nm)Cu/Co и Co/(1.4 nm)Cu/Co. Толщина пленки Co равнялась $2d_{\text{Cu}}$. С увеличением температуры отжига во всех пленках увеличивается размер зерна. Однако следует отметить, что в пленках чистого кобальта, отожженных при $T_{\text{ann}} = 350$ °C, зерно увеличивается почти в 10 раз и становится равным ~ 60 nm, в то время как в пленках Co/Cu/Co при той же температуре отжига зерно увеличивается всего в 4–5 раз и составляет 25 nm (рис. 4).

Коэрцитивная сила однослойных пленок Co, отожженных при $T_{\text{ann}} = 250$ °C, увеличивается в 2.5 раза, а отожженных при $T_{\text{ann}} = 350$ °C — в 3.5–4 раза. Увели-

чение H_C при отжиге пленок Co обусловлено ростом размера зерна и перераспределением точечных дефектов (вакансий, атомов остаточных газов) по межзеренным границам [12].

В пленках Co/Cu/Co с $d_{\text{Cu}} = 1.4$ nm при низкотемпературном отжиге (200–250 °C) происходит небольшое увеличение размера зерна до ~ 10 nm и частичное снятие внутренних напряжений. Первая причина должна несколько увеличить H_C , а вторая — уменьшить H_C . Эти влияния могут компенсировать друг друга, и действительно, в пленках с $d_{\text{Cu}} = 1.4$ nm (рис. 4) после отжига при температуре 200–250 °C H_C практически не изменяется. Дальнейшее повышение температуры отжига ($T_{\text{ann}} \geq 350$ °C) приводит к возрастанию H_C . Увеличение коэрцитивной силы в этих пленках, так же как и в пленках Co, обусловлено увеличением размера зерна и увеличением дефектности межзеренных границ.

Иная ситуация наблюдается в пленках с $d_{\text{Cu}} = 1$ nm, отожженных при $T_{\text{ann}} = 250$ °C. Снятие внутренних напряжений и выравнивание промежуточного слоя по толщине сопровождаются усилением АФМ связи между слоями Co (рис. 5), что и является причиной возрастания компоненты коэрцитивной силы H_C^* примерно в 1.2–1.3 раза.

Рост размера зерна пленок с $d_{\text{Cu}} = 1$ nm, отожженных при $T_{\text{ann}} = 350$ °C, также способствует возрастанию компоненты коэрцитивной силы, обусловленной взаимодействием ДС со структурными дефектами. В то же время увеличение размера зерна — это увеличение шероховатости границ раздела, что ослабляет АФМ связь между слоями Co (рис. 5). В пленках, отожженных при $T_{\text{ann}} = 350$ °C, значение H_S уменьшается, но остается еще достаточно большим, поэтому H_C изменяется незначительно. Корреляция между H_C и H_S пленок, отожженных при 350 °C, составляет 0.83.

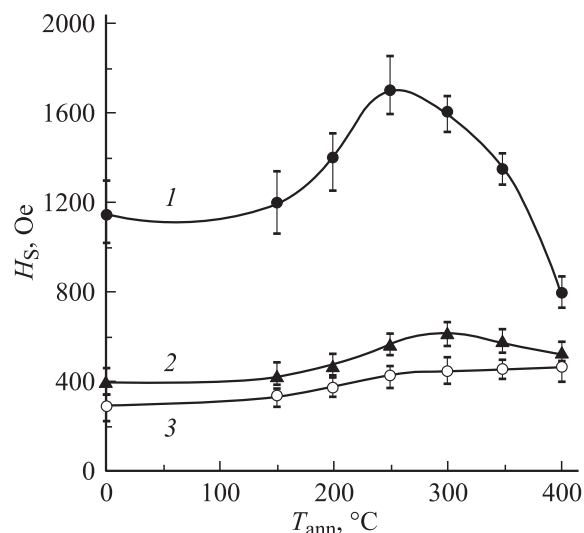


Рис. 5. Зависимость поля насыщения от температуры отжига: 1 — Co/(1.0 nm)Cu/Co, 2 — Co/(1.4 nm)Cu/Co, 3 — Co.

Коэрцитивная сила пленок $\text{Co}/(1 \text{ nm})\text{Cu}/\text{Co}$, отожженных при $T_{\text{анн}} \geq 400^\circ\text{C}$, уменьшается примерно на 40%, в то время как в пленках Co и $\text{Co}/(1.4 \text{ nm})\text{Cu}/\text{Co}$ H_C продолжает расти. Это связано с тем, что увеличение размера зерен (более чем в 6–7 раз) и деградация межфазных границ в результате взаимной диффузии атомов Co и Cu в пленках $\text{Co}/(1 \text{ nm})\text{Cu}/\text{Co}$ приводят к резкому уменьшению силы АФМ связи между слоями Co (рис. 5), что сопровождается уменьшением компоненты коэрцитивной силы H_C^* .

Уменьшение коэффициента корреляции между H_C и H_S в отожженных пленках можно объяснить следующим образом. Сильное увеличение размеров зерен и деградация межфазных границ сопровождаются уменьшением силы АФМ связи между слоями Co , а следовательно, уменьшением компоненты коэрцитивной силы H_C^* . С другой стороны, увеличение размеров зерен приводит к возрастанию компоненты коэрцитивной силы H_C^0 . Поэтому изменение величины H_C пленок после высокотемпературного отжига несколько отстает от уменьшения H_S . То, что коэффициент корреляции между H_C и H_S после отжига остается высоким, позволяет утверждать, что коэрцитивная сила многослойных пленок обусловлена в основном типом обменной связи между ферромагнитными слоями Co .

Проведены исследования коэрцитивной силы и косвенной обменной связи между слоями Co в пленках $\text{Co}/\text{Cu}/\text{Co}$. Показано, что в трехслойных пленках обменная связь между слоями Co зависит от структуры пленок; величина коэрцитивной силы многослойных пленок состоит из двух компонент: H_C^0 , обусловленной взаимодействием ДГ со структурными дефектами в слоях Co , и H_C^* , обусловленной обменной связью между ферромагнитными слоями. Антиферромагнитная связь между слоями кобальта обуславливает большую величину коэрцитивной силы. При низкотемпературном отжиге в пленках с $d_{\text{Cu}} = 1.0 \text{ nm}$ (АФМ максимум) увеличение H_C связано с возрастанием АФМ связи между слоями Co . Высокотемпературный отжиг уничтожает АФМ связь между слоями Co из-за деградации межфазных границ, что обуславливает понижение величины H_C . В трехслойных пленках с толщиной прослойки Cu , соответствующей ферромагнитной связи между соседними слоями Co , увеличение коэрцитивной силы обусловлено в основном ростом размера зерна и перераспределением точечных дефектов по межзеренным границам.

Список литературы

- [1] F.J. Himpsel, J.E. Ortega, G.J. Mankey, R.F. Willis. *Advances in Phys.* **47**, 4, 511 (1998).
- [2] Peter M. Levy. *Solid Stat. Phys.* **47**, 367 (1994).
- [3] P. Bruno, C. Chappert. *Phys. Rev. Lett.* **67**, 12, 602 (1991).
- [4] Zhu-Pei Shi, Peter M. Levy. *Phys. Rev. B* **49**, 21, 15 159 (1991).
- [5] J.C. Slonczewski. *J. Magn. Magn. Mater.* **150**, 13 (1995).
- [6] J. Barnas. *J. Magn. Magn. Mater.* **128**, 171 (1994).
- [7] J. Mathon, D.M. Edwards, R.B. Muniz, M.S. Phan. *Phys. Rev. Lett.* **67**, 493 (1991).
- [8] P. Bruno. *J. Magn. Magn. Mater.* **116**, L13 (1992).
- [9] S.S.P. Parkin. In: *Ultra Magnetic Structures II*. Springer, Berlin (1994). P. 148.
- [10] K. Ratzke, M.J. Hall, D.B. Jardine, W.G. Shih, R.E. Somekh, A.L. Greer. *J. Magn. Magn. Mater.* **204**, 61 (1999).
- [11] А.А. Иванов, И.В. Лобов, Ю.Д. Воробьев. *ФММ* **58**, 1, 11 (1984).
- [12] В.Э. Осуховский, Ю.Д. Воробьев, Л.А. Чеботкевич, И.В. Лобов, В.И. Малютин. *ФММ* **57**, 2, 254 (1984).