

- [4] Telbiz G.M., Gunko V.M., Tamulajtis G. *React. Kinet. Catal. Lett.* **50**, 1-2, 215 (1993).
 [5] Blonskij I.V., Grytz V.G., Tkhorok V.A. *SPIE Proc.* **2113**, 1001 (1994).
 [6] Rosencwaig A., Gersho A. *J. Appl. Phys.* **47**, 1, 64 (1976).
 [7] Сабликов В.А., Сандомирский В.Б. *ФТП* **17**, 1, 81 (1983).
 [8] Suemoto T., Tanaka K., Nakajima A. *Tech. Rep. ISSP. Ser. A. March*, 2803 (1994).
 [9] Жаров В.П., Летохов В.С. *Лазерная оптико-акустическая спектроскопия*. М. (1984). 320 с.
 [10] Томчук П.М. *УФЖ* **38**, 8, 1174 (1993).
 [11] Ландау Л.Д., Лифшиц Е.М. *Электродинамика сплошных сред*. М. (1982). 620 с.

Физика твердого тела, том 38, № 1, 1996
Solid State Physics, vol. 38, N 1, 1996

МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА МОДУЛИРОВАННЫХ Fe/Mo-ПЛЕНОК

© Л.А.Чеботкевич, Ю.Л.Гаврилюк, С.В.Кузнецова, В.Г.Лифшиц

Дальневосточный государственный университет,
 690600 Владивосток, Россия
 (Поступило в Редакцию 6 марта 1995 г.
 В окончательной редакции 16 июня 1995 г.)

Магнитомягкие многослойные магнитные структуры с ферромагнитными и немагнитными прослойками с высокой намагниченностью на основе Co и Fe перспективны для изготовления магнитных интегральных головок [1]. На свойства осажденных пленок оказывают большое влияние структура, химический состав слоев и ширина межфазных границ. Поэтому важно исследовать взаимосвязь между составом многослойных пленок, структурой межфазных границ и макроскопическими магнитными свойствами (намагниченностью, коэрцитивной силой и магнитной анизотропией).

В настоящей работе проведены исследования состава многослойных Fe/Mo-пленок по толщине для разных толщин ферромагнитных и парамагнитных слоев. Определено влияние толщин ферромагнитных и немагнитных слоев на эффективную намагниченность и магнитную анизотропию.

Пленки Fe/Mo получали распылением составной мишени через маску, препятствующую смешиванию атомных потоков Fe и Mo, в атмосфере инертного газа Ar при парциальном давлении $7 \cdot 10^{-4}$ Торг. Стекло-подложки закреплялись на вращающейся карусели. Изменение толщины слоев осуществлялось изменением скорости вращения карусели с подложками и площади открытой мишени. Толщину напыляемых слоев контролировали по времени напыления. Для калибровки толщин использовали метод рентгеновской интерференции.

Структуру пленок исследовали методами просвечивающей электронной микроскопии и электронной микродифракции. Состав композиционно-модулированных структур исследовался методом оже-электронной спектроскопии (ОЭС), послойного оже-анализа и методом характеристических потерь энергии электронами (ХПЭ). Глубина травления ионами Ag^+ ($E_{Ag^+} = 4 \text{ keV}$) определялась по времени травления.

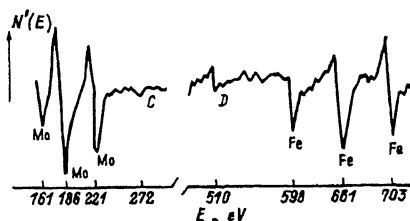


Рис. 1. Обзорный оже-спектр пленки $(\text{Fe}/\text{Mo})_n$, снятый после травления ионами Ag^+ в течение 8 min.

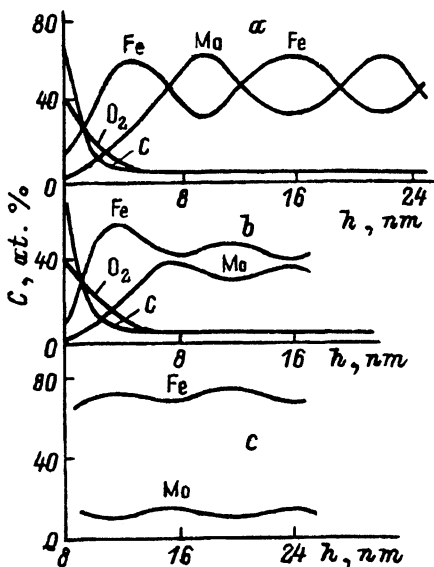


Рис. 2. Профили концентраций C_{Fe} и C_{Mo} по глубине многослойных пленок Fe/Mo.

d_{Fe} и d_{Mo} (nm): a — 7 и 5, b — 5.3 и 3, c — 7 и 1.

Скорость травления составляла 0.028–0.03 nm/s. Эффективную намагниченность I_{ef} пленок измеряли на автоматизированном вибрационном магнитометре, а поле анизотропии H_k — на магнитооптической установке Керра.

Данные ОЭС показали, что в объеме пленок $(\text{Fe}/\text{Mo})_n$ в небольшом количестве присутствуют кислород и углерод. На рис. 1 в качестве примера приведен обзорный спектр, снятый после травления образца ионами Ag^+ в течение 8 min (на глубине 14.4 nm от поверхности пленки). На спектре кроме пиков, соответствующих Fe (598, 661, 703 eV) и Mo (161, 186, 221 eV), присутствуют также пики, соответствующие C (272 eV) и O (510 eV). Расчеты показали, что концентрации кислорода и углерода в объеме многослойной пленки составляют 5.2 и 5 at.% соответственно. По оже-спектрам, полученным при послойном травлении, методом коэффициентов элементарной чувствительности и методом стандартов были рассчитаны концентрации Fe, Mo, C, O.

Профили концентраций для пленок с разной толщиной слоев Fe и Mo показаны на рис. 2. На рис. 2, a приведен профиль концентраций для пленки с $d_{\text{Fe}} = 7$ nm и $d_{\text{Mo}} = 5$ nm. Хорошо видна модуляция. Несмотря на то что произошла взаимная диффузия, слои Fe и Mo четко отделены. На рис. 2, b приведен спектр концентраций для пленки с $d_{\text{Fe}} = 5.3$ nm и $d_{\text{Mo}} = 3$ nm. При таком соотношении толщин Fe и Mo модуляция пленок сохраняется. Иной вид имеют профили концентрации пленок с $d_{\text{Fe}} = 7$ nm и $d_{\text{Mo}} = 1$ nm. Здесь модуляция выражена слабо (рис. 2, c).

Исследуемые модулированные пленки в зависимости от толщины напыленных слоев Fe и Mo можно разделить на три группы. К первой группе относятся пленки с чередующимися ферромагнитными и неферромагнитными слоями (рис. 2, a). Ко второй группе — многослойные пленки с чередующимися ферромагнитными слоями, имеющими разную намагниченность (рис. 2, b). Пленки с примерно одинаковой намагниченностью по всему объему (рис. 2, c) относятся к третьей груп-

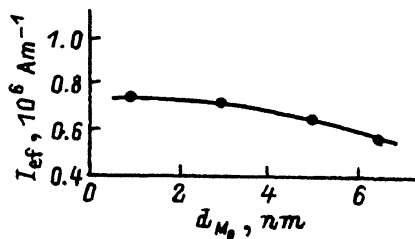


Рис. 3. Зависимость эффективной намагниченности композиционно-модулированных пленок Fe/Mo от толщины немагнитных слоев.

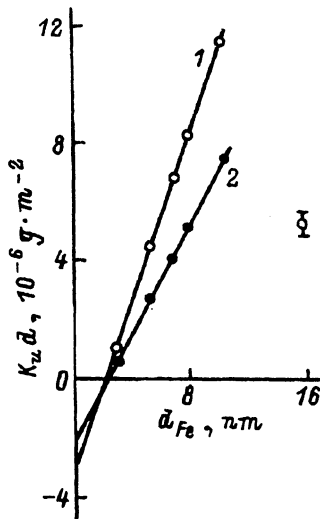


Рис. 4. Зависимость $K_u d$ от толщины слоев Fe и Mo.

d_{Mo} (nm): 1 — 3, 2 — 5.4.

пе. Эффективная намагниченность исследуемых пленок, рассчитанная на объем ферромагнитных слоев, приведена на рис. 3. Для пленок первой группы $d_{\text{фер}} = n d_{\text{Fe}}$, где n — число бислоев, а для пленок второй и третьей групп $d_{\text{фер}} = n(d_{\text{Fe}} + d_{\text{Mo}})$. С увеличением толщины напыляемого слоя Mo вследствие взаимной диффузии металлов (Fe и Mo) происходит возрастание концентрации Mo в ферромагнитной области пленки, что приводит к уменьшению эффективной намагниченности.

Петли гистерезиса и кривые вращательных моментов композиционно-модулированных структур Fe/Mo ясно указывают на одноосную анизотропию с легкой осью намагничивания, лежащей в плоскости пленки. Для расчета магнитной анизотропии таких структур может быть использовано выражение ^[2,3]

$$K_u = I_{\text{ef}} H_k / 2 = (K_v d_{\text{Fe}} + 2K_s) / d_{\text{Fe}},$$

где K_v — объемная анизотропия, вызванная анизотропным распределением объемных дефектов и направленными магнитоупругими деформациями, K_s — плотность граничной энергии. Для разделения компонент K_v и K_s была построена зависимость $K_u d_{\text{Fe}}$ от d_{Fe} (рис. 4). Пересечение прямой с осью ординат дает значение граничной анизотропии $2K_s = -(2-3) \cdot 10^{-6} \text{ J/m}^2$. Тангенс угла наклона прямой дает величину объемной анизотропии $H_v = (0.9 - 1.3) \cdot 10^3 \text{ J/m}^3$.

Для композиционно-модулированных пленок существует несколько причин, приводящих к нарушению упорядоченности пар атомов на границе раздела. Такими причинами являются шероховатость границ раздела слоев, диффузное размытие межфазных границ и поликристалличность. Поэтому граничную анизотропию можно представить как $K_s = K_o + \Delta K$ ^[4], где $K_o = 3aNW$ — константа анизотропии для идеальной границы раздела, N — количество атомов в единице объема, W — константа псевдодипольного взаимодействия между атомами Fe и Mo, $\Delta K = \Delta K_r + \Delta K_p + \Delta K_d$ — изменение анизотропии, обусловленное шероховатостью поверхности ($\Delta K_r = -2K_o(\sigma/l)^2$), поликристалличностью ($\Delta K_p = -(0.5 - 0.6)K_o$) и диффузным размытием

$(\Delta K_d = -K_o(1 - a/b))$, σ^2 — дисперсия, l — корреляционная длина, a — параметр решетки, b — глубина размытия границы раздела. Параметры σ и l определялись по электронно-микроскопическим снимкам реплик, снятых с поверхности пленок, b — по профилям концентрации. Для $\sigma = 0.8$ нм, $l = 20$ нм, $b = 1 - 2$ нм, оценки дали $K_s \simeq -1 \cdot 10^{-6}$ Дж/м², что согласуется с величиной, определенной из графика. Объемная компонента, обусловленная анизотропно распределенными дефектами, оценивалась по формуле

$$K_v = 0.5(N_b - N_a)(\Delta I)^2 C,$$

где N — размагничивающий фактор дефекта, $\Delta I = I_g - I_b$ — скачок намагниченности на границе зерно-межзеренная граница, I_g — намагниченность в зерне, I_b — намагниченность в межзеренной границе, C — концентрация дефектов. Размеры, концентрация и размагничивающий фактор анизотропно распределенных дефектов определялись по электронно-микроскопическим изображениям структуры пленок. Предварительная обработка электронно-микроскопических изображений с использованием спектрального анализа показала, что в исследуемых пленках присутствует один тип структурных неоднородностей, имеющих анизотропное распределение с периодом 25–32 нм. Такими неоднородностями являются объединения, состоящие из 4–5 зерен близкой ориентации. Используя измеренные значения эффективной намагниченности, оценили намагниченность в зерне

$$I_g = (I_{ef} - I_b V_b) / V_g,$$

где V_g и V_b — относительный объем, занимаемый зернами и межзеренными границами. Используя данные, полученные нами ранее [5], мы определили $I_b = 0.6 I_g$, $\Delta I = 0.4 I_g$ и оценили объемную анизотропию, обусловленную структурными дефектами, $K_v \simeq 10^3$ Дж/м³. В исследуемых пленках внутренние напряжения распределены изотропно и не дают вклада в K_v .

Таким образом, в работе получена количественная взаимосвязь толщин слоев композиционно-модулированных пленок, полученных магнетронным распылением, с величиной эффективной намагниченности и показано, что магнитная анизотропия таких пленок обусловлена в основном только теми структурными дефектами, которые имеют анизотропное распределение.

Список литературы

- [1] Федосюк В.М., Макутин Г.В., Касютич О.И. Зарубеж. радиоэлектрон. 4-5, 42 (1992).
- [2] Pechan M.J. J. Appl. Phys. 64, 10, 5754 (1988).
- [3] England C.D., Bennett W.R., Falco C.M. J. Appl. Phys. 64, 10, 5757 (1988).
- [4] Розенштейн Д.Б., Тетельман М.Г., Фраерман А.А. Поверхность. Физика, химия, механика, 4, 15 (1993).
- [5] Осуховский В.Э., Воробьев Ю.Д., Чеботкевич Л.А., Елисеенко Л.Г., Слабженникова И.М. ФММ 61, 3, 543 (1986).