

## Магнитные свойства пленок нитрида железа, полученных реактивным магнетронным распылением

© Л.А. Чеботкевич, Ю.Д. Воробьев, И.В. Писаренко

Дальневосточный государственный университет,  
690600 Владивосток, Россия

(Поступила в Редакцию 8 августа 1997 г.  
В окончательной редакции 18 ноября 1997 г.)

1. В последние годы направленная ионная имплантация азота в металлы становится эффективным методом формирования нитридов металлов при комнатной температуре. Добавки небольшого количества азота к пленкам на основе Fe делают их мелкокристаллическими, что существенно улучшает их магнитомягкие свойства, увеличивает индукцию насыщения  $B_s$ , улучшает сопротивление коррозии [1–5].

В настоящей работе исследовалась зависимость кристаллической структуры, индукции насыщения и коэрцитивной силы тонких (40 nm) пленок Fe–N от содержания азота в рабочей смеси  $Ar + N_2$ , от давления рабочего газа и от температуры подложек  $T_s$ .

2. Пленки получались реактивным магнетронным распылением Fe-мишени в атмосфере смеси газов  $Ar + N_2$ . Давление рабочей смеси газов в процессе напыления варьировалось от  $1.3 \cdot 10^{-4}$  до  $1 \cdot 10^{-2}$  Торр. Содержание азота в смеси  $Ar + N_2$  изменялось в интервале 0–20%. Пленки напылялись на стеклянные подложки и сколы NaCl.  $T_s$  при напылении изменялась от 20 до 300°C.

Толщина пленок контролировалась по времени напыления.  $B_s$  измерялась на автоматизированном вибрационном магнитометре; коэрцитивная сила  $H_c$  определялась индукционным и магнитооптическим методами; структура пленок исследовалась методами про-

свечивающей электронной микроскопии и электронной микродифракции.

3. Исследования зависимости  $B_s$  и  $H_c$  от давления рабочего газа при различной  $C_N$  в рабочей смеси показали, что максимальное значение  $B_s$  и минимальная величина  $H_c$  наблюдаются при  $P = 2.3 \cdot 10^{-4}$  Торр.

На рис. 1 приведена зависимость  $B_s$  и  $H_c$  пленок Fe–N, осажденных на подложки при комнатной температуре, от  $C_N$  в рабочей смеси. Видно, что только при  $C_N > 10\%$   $B_s$  начинает уменьшаться. Иначе ведет себя  $H_c$ . Минимум  $H_c$  наблюдается в интервале  $C_N$  7–12% в рабочем газе. Уменьшение  $B_s$  при  $C_N > 10\%$  обусловлено образованием немагнитной фазы. Как показали картины электронной микродифракции, при добавлении азота в рабочий газ появляются дифракционные кольца, принадлежащие различным фазам нитрида железа. Надежно идентифицирована только фаза  $Fe_2N$  в пленках, полученных при  $C_N \geq 15\%$  в рабочем газе. Разделить ферромагнитные фазы ( $Fe_{16}N_2$ ,  $Fe_4N$ ,  $Fe_3N$ ), образующиеся при малом содержании азота, не удалось из-за перекрытия дифракционных колец. Однако об образовании ферромагнитных фаз нитрида железа свидетельствует возрастание  $B_s$  при повышении  $T_s$  (кривая 1 на рис. 2). Уменьшение  $H_c$  (рис. 1) связано с уменьшением размера зерна от 7 nm (в чистом Fe) до 3–4 nm (в пленках Fe–N). Увеличение  $H_c$  при  $C_N > 10\%$  обусловлено внутренними напряжениями и магнитоэстатическими полями образо-

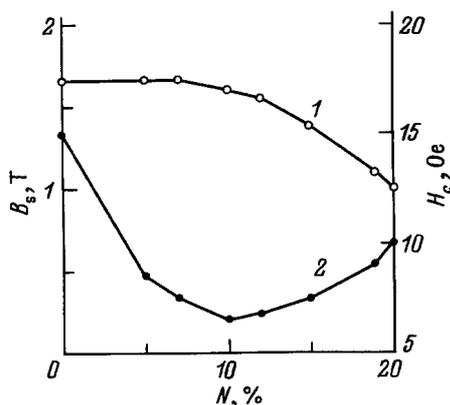


Рис. 1. Зависимость магнитной индукции  $B_s$  (1) и коэрцитивной силы  $H_c$  (2) пленок Fe–N от концентрации азота в рабочем газе. Температура подложек равна 20°C.

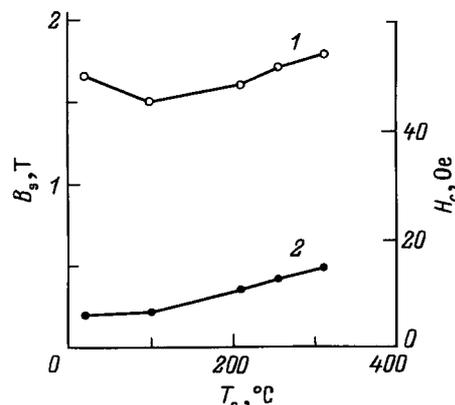


Рис. 2. Зависимость  $B_s$  (1) и  $H_c$  (2) пленок Fe–N от температуры подложки. Давление рабочего газа равно  $2.3 \cdot 10^{-4}$  Торр. Концентрация азота в рабочем газе составляет 10%.

вавшихся фаз нитрида железа [6]. На электронно-микроскопических изображениях структуры пленок видны "складки-сборки", которые свидетельствуют о наличии внутренних напряжений. Деформация решетки фазы  $\alpha$ -Fe возрастает с увеличением содержания азота и при  $C_N = 19\%$  составляет 1.3%.

Зависимость  $B_s$  и  $H_c$  от температуры подложки для пленок Fe-N, полученных при  $C_N = 10\%$ , показана на рис. 2. При осаждении пленок на нагретые подложки  $B_s$  увеличивается и при  $T_s = 300^\circ\text{C}$  составляет 1.9 Т. Увеличение  $B_s$  связано с образованием ферромагнитных фаз нитридов железа с индукцией, превышающей индукцию чистого железа. Поскольку образование химических соединений распыленных веществ возможно только на поверхности подложки, рост ее температуры способствует повышению реакционной способности компонент, увеличению относительного количества таких нитридных фаз в массе пленки и, следовательно, возрастанию магнитной индукции. С другой стороны, повышение  $T_s$  приводит к росту зерна и в конечном итоге к росту  $H_c$ .

4. Таким образом, пленки Fe-N, полученные реактивным магнетронным распылением, являются многофазными и содержат как ферромагнитные, так и немагнитные фазы. Нанокристаллические пленки Fe-N, осажденные при  $C_N = 10\%$  в рабочем газе, имеют минимальное значение  $H_c$ . Повышение  $T_s$  в процессе конденсации позволяет получать пленки Fe-N с более высокой  $B_s$ , чем для пленок чистого Fe.

## Список литературы

- [1] K. Terunuma, M. Miyazaki, H. Kowashima, K. Terazono. J. Magn. Soc. Jpn. **14**, 257 (1990).
- [2] E. Ma, B.X. Liu, X. Chen, H.D. Li. Thin Solid Films **147**, 49 (1987).
- [3] Y. Hoshi, M. Naoe, J. Appl. Phys. **69**, 8, 5622 (1991).
- [4] M. Kume, T. Tsujioka, K. Matsuura et al. IEEE Trans. Magn. MAG-23. 3633 (1990).
- [5] С.Х. Карпенко. Зарубеж. электрон. **6**, 3 (1993).
- [6] В.Э. Осуховский, Ю.Д. Воробьев, Л.А. Чеботквич и др. ФММ, **3**, 543 (1986).