

Получение текстурированных пленок FeCo(110) и FeCo(200) магнетронным распылением на постоянном токе

© А.С. Джумалиев^{1,2}, В.К. Сахаров¹

¹ Саратовский филиал Института радиотехники и электроники им. В.А. Котельникова РАН, Саратов, Россия

² Саратовский государственный университет им. Н.Г. Чернышевского, Саратов, Россия

E-mail: dzhas@yandex.ru

Поступила в Редакцию 20 октября 2021 г.

В окончательной редакции 20 октября 2021 г.

Принята к публикации 25 октября 2021 г.

Представлены результаты исследования влияния напряжения смещения U_b и температуры подложки T_s на текстуру пленок FeCo толщиной 180 nm, осажденных магнетронным распылением на постоянном токе на подложки Si/SiO₂. Показано, что изменение U_b от -250 до ~ -80 V приводит к росту пленок с текстурой (110). Дальнейшее изменение U_b от -80 до 250 V приводит к росту пленок с текстурой (200). Пленки, выращенные при $U_b = 0$ и $T_s = 60-300^\circ\text{C}$, имеют текстуру (200). Дальнейшее увеличение T_s приводит к изменению текстуры пленок на текстуру (110).

Ключевые слова: пленки FeCo, магнетронное распыление, текстура, коэрцитивность.

DOI: 10.21883/FTT.2022.02.51940.222

1. Введение

Повышение плотности записи на жестких дисках требует использования записывающих головок с применением магнитомягких материалов с высокой намагниченностью насыщения. Такими свойствами обладают пленки сплава FeCo, обладающие, кроме того, самыми большими значениями магнестрикции, магнитной проницаемости и температуры Кюри, что способствует их применению в различных устройствах микроэлектроники. Высокое значение коэрцитивности этих пленок препятствует их широкому применению, в связи с чем применяются различные методы улучшения магнитомягких свойств (низкое значение коэрцитивности и магнитной анизотропии) пленок применением дополнительных затравочных слоев, приводящих к изменению текстуры пленок или уменьшению размера зерна [1–5]. Однако использование дополнительных слоев усложняет технологию и затрудняет массовое производство, что стимулирует поиск альтернативных методов получения магнитомягких пленок FeCo. Так, в работе Vopsaroiu и др. [6] показана возможность уменьшения коэрцитивности пленок FeCo толщиной 20 nm со 120 до 12 Oe изменением скорости осаждения, приводящим к уменьшению размера зерна с 17 до 7.5 nm. Улучшение магнитомягких свойств пленок в результате термического отжига показано в работе [7] и объясняется рядом факторов, таких как уменьшение напряжений в результате рекристаллизации, уменьшение размера зерна и изменением текстуры. Влияние внутренних напряжений и текстуры пленок на магнитомягкие свойства пленок описано в работах [8–10].

В статье показана возможность получения текстурированных пленок FeCo(110) и FeCo(200) подбором напряжения смещения или температуры подложки во время осаждения пленки, без дополнительных слоев.

2. Эксперимент

Пленки FeCo осаждались магнетронным распылением на постоянном токе в вакуумной установке ВУП-5М с базовым давлением $6 \cdot 10^{-4}$ Pa при давлении рабочего газа Ar ~ 0.4 Pa. Для распыления использовалась мишень Co₅₀Fe₅₀ чистотой 99.95% (Kurt J. Lesker). В качестве подложки использовались пластины монокристаллического кремния Si(111) с термически окисленным слоем SiO₂ толщиной 300 nm. Перед помещением в рабочий объем вакуумной установки ВУП-5 подложки очищались в ультразвуковой ванне в ацетоне при температуре $\sim 50^\circ\text{C}$. Непосредственно перед напылением производилась дегазация подложек нагревом до $350-400^\circ\text{C}$ в течение 30 min. Расстояние между мишенью и подложкой составляло 75 mm. При рабочем токе 150 mA и подводимой мощности ~ 60 W скорость осаждения пленки составляла ~ 15 nm/min.

Для изучения кристаллической структуры пленок использовался метод рентгеновской дифракции (дифрактометр ДРОН-4, излучение CuK α) и база данных PCPDFWIN Международного центра по дифракционным данным. Величина межплоскостного расстояния $a_{[hkl]}$ вдоль кристаллографической оси [hkl] определялась по формуле Брэгга–Вульфа $2a_{[hkl]} \sin \Theta = n\lambda$, где Θ — угол падения рентгеновского излучения, отсчитываемый от плоскости пленки, $\lambda = 0.15418$ nm и $n = 1$. Изучение

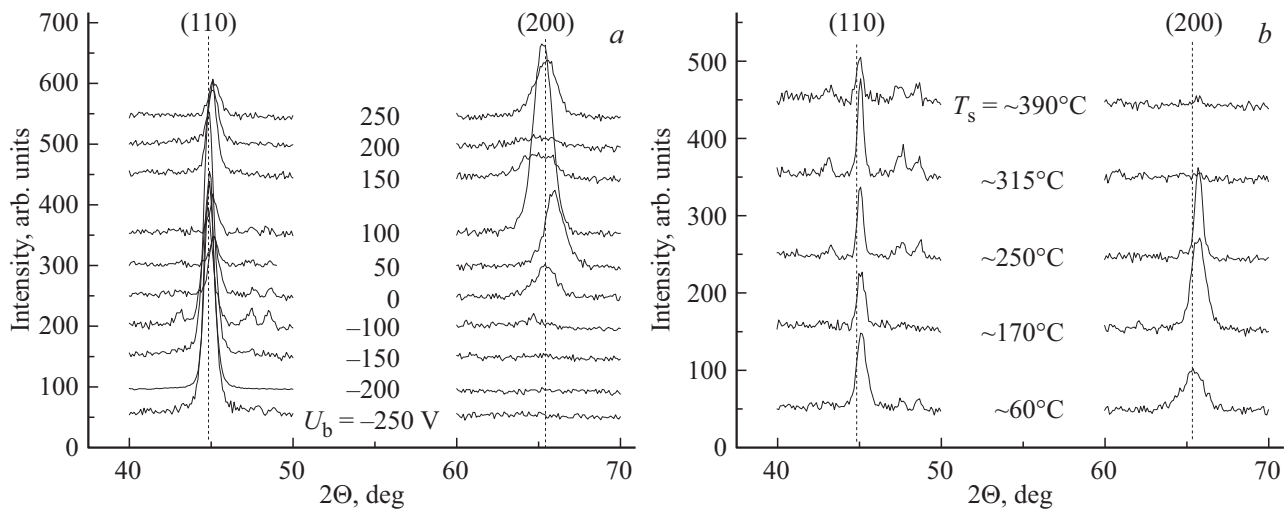


Рис. 1. Дифрактограммы пленок толщиной ~ 180 nm, осажденных а) при различных напряжениях смещения U_b и б) на подложку, нагретую до T_s .

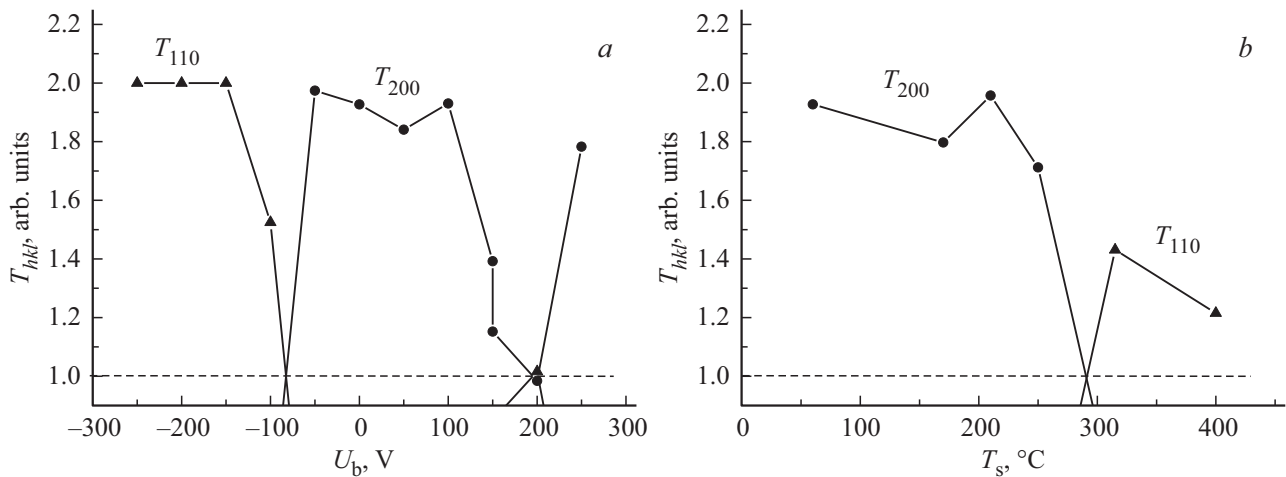


Рис. 2. Зависимость коэффициента текстуры T_{hkl} от а) напряжения смещения U_b и б) температуры подложки T_s .

процессов перемагничивания и построение петель гистерезиса проводились с помощью вибрационного магнитометра в касательной к поверхности пленки геометрии намагничивания. Микроструктура пленок изучалась с помощью сканирующего электронного микроскопа (SEM) (Auriga, Carl Zeiss). Все измерения проводились при комнатной температуре.

3. Результаты и обсуждение

На рис. 1 представлены дифрактограммы пленок, осажденных при различных напряжениях смещения U_b (рис. 1, а) и при осаждении на подложку, нагретую до T_s , (рис. 1, б).

Представленные результаты были использованы для вычисления коэффициента текстуры T_{hkl} (рис. 2), опре-

деляемого по формуле [11]:

$$T_{hkl} = \frac{I_{hkl}/I_{hkl}^0}{1/N \sum I_{hkl}/I_{hkl}^0},$$

где I_{hkl} — измеренная интенсивность дифракционной линии hkl , I_{hkl}^0 — интенсивность порошкового CoFe из картотеки JCPDS, и N — число использованных рефлексов. При этом значения T_{hkl} выше 1 соответствуют текстуре (hkl).

Видно (рис. 2, а), что увеличение U_b от ~ -80 до -250 V усиливает текстуру (110). При изменении U_b от ~ -80 до 250 V наблюдается рост пленок с текстурой (200). Максимальные значения T_{200} наблюдаются для пленок, осажденных при U_b , изменяющемся от -50 до 100 V.

При $U_b = 0$ осаждение на подложку при температуре окружающей среды приводит к росту пленок с текстурой (200). Увеличение T_s до 250°C приводит к снижению

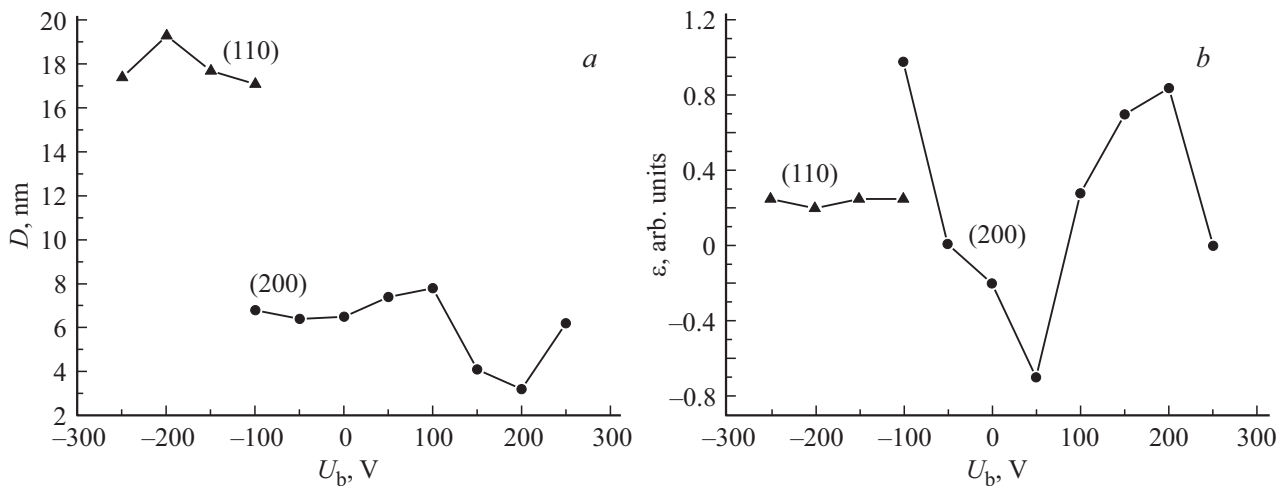


Рис. 3. Зависимости от напряжения смещения U_b а) размера зерна D и б) величины деформации ε пленок FeCo с текстурой (110) и (200).

коэффициента текстуры (200). Дальнейшее увеличение T_s до 400°C приводит к изменению текстуры пленки с FeCo(200) на FeCo(110).

Таким образом, пленки FeCo(200) могут быть получены либо осаждением на подложку, нагретую до температуры $\sim 60\text{--}250^\circ\text{C}$, либо осаждением при напряжении смещения от ~ -80 до 250 V. В обоих случаях изменение текстуры связано с увеличением поверхностной диффузии атомов осаждаемого материала за счет нагрева подложки. В остальных случаях выращенные пленки имеют текстуру (110).

На рис. 3 приведены результаты рентгеноструктурного анализа пленок, осажденных при различных U_b . Размер зерна (рис. 3, а) определялся по формуле Шеррера $L = \lambda/\beta \cos \theta$, где β — уширение дифракционной линии. Величина межплоскостного расстояния $a_{[hkl]}$ вдоль кристаллографической оси $[hkl]$ определялась по формуле Брэгга–Вульфа $2a_{[hkl]} \sin \theta = n\lambda$, где θ — дифракционный угол, $\lambda = 0.15418$ nm и $n = 1$. Зависимость от U_b внутренних деформаций $\varepsilon = (a_{\text{exp}} - a_{\text{ref}})/a_{\text{ref}}$ в исследуемых образцах приведена на рис. 3, б. Величина a_{ref} взята из базы данных PCPDFWIN Международного центра по дифракционным данным.

Видно, что размер зерна пленок с текстурой (110) больше, чем для пленок с текстурой (200). Изменение U_b приводит к немонотонному изменению размера зерна для обоих типов текстур. Пленки FeCo(200) испытывают деформации сжатия при U_b в диапазоне от -50 до ~ 80 V и растяжения вне этого диапазона. Пленки FeCo(110) испытывают деформации растяжения, слабо изменяющиеся при изменении U_b .

Размер зерна для пленок, осажденных на нагретую подложку, превышает 50 nm, что не позволяет проводить вычисление по формуле Шеррера. По результатам структурного анализа, пленки, осажденные на нагретую подложку, не испытывают деформации.

На рис. 4 представлены зависимости величины коэрцитивности H_c от напряжения смещения U_b (рис. 4, а) и от температуры подложки T_s (рис. 4, б).

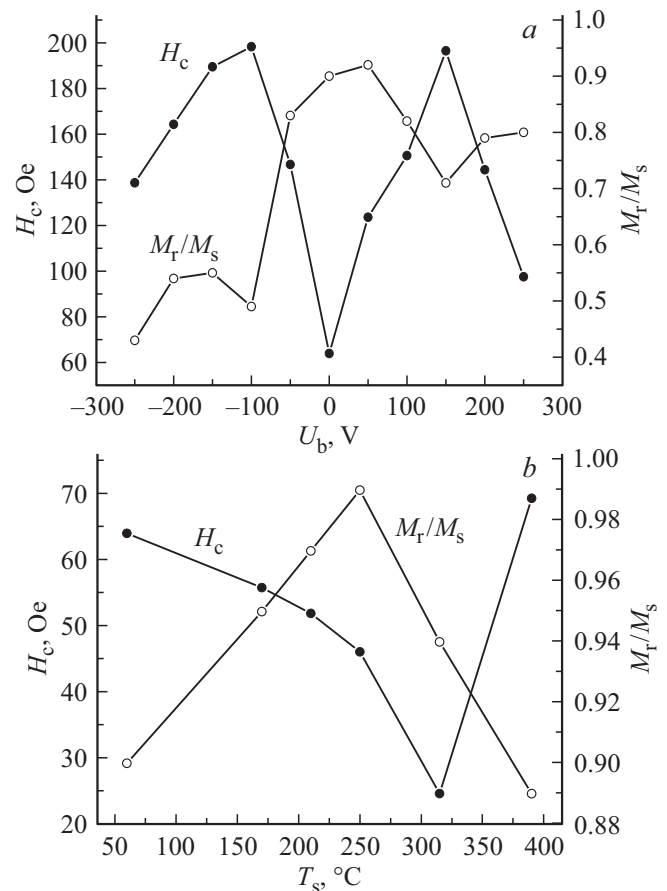


Рис. 4. Зависимости величины коэрцитивности H_c и отношения остаточной намагниченности к намагниченности насыщения M_r/M_s а) от напряжения смещения U_b и б) от температуры подложки T_s .

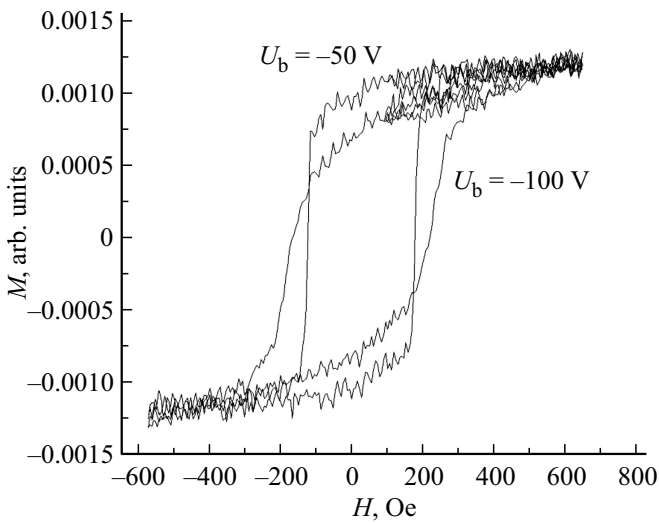


Рис. 5. Петли гистерезиса пленок, осажденных при $U_b = -100$ и -50 V.

Видно, что минимальное значение коэрцитивности в пленках FeCo(200) составляет ~ 60 Oe при $U_b = 0$ (рис. 4, *a*). Увеличение U_b до -250 и до 200 V приводит к немоному росту коэрцитивности пленок FeCo(200), что может быть вызвано изменением деформации (рис. 3, *b*). Отсутствие деформаций в пленках, осажденных при $U_b = 250$ V, приводит к снижению H_c до ~ 90 Oe. Изменение U_b от -250 до $+250$ V ведет к росту остаточной намагниченности M_r и изменению вида пет-

ли гистерезиса с „веретенообразной“ на прямоугольную (рис. 5).

Резкое увеличение величины коэрцитивности при $U_b = -100$ и 150 V связано с формированием полосовой доменной структуры и столбчатой микроструктуры, о чем свидетельствует переход от прямоугольной петли гистерезиса к закритической (рис. 5) и сканы поперечного сечения пленок (рис. 6). Yu и др. [12] объяснили увеличение коэрцитивности с ростом отрицательного U_b загрязнением растущей пленки окислами FeO и CoO, приводящим, кроме того, к уменьшению размера зерна за счет разделения зерен. Аналогичным образом можно объяснить рост коэрцитивности при снижении размера зерна для пленок, выращенных при положительном U_b .

Увеличение температуры подложки до $\sim 310^\circ\text{C}$ при $U_b = 0$ приводит к плавному уменьшению H_c до ~ 20 Oe (рис. 4, *b*). Дальнейшее увеличение T_s до 400°C увеличивает H_c до ~ 70 Oe.

Из рис. 6. видно, что пленки с текстурой (110) характеризуются столбчатой структурой, тогда как пленки с текстурой (200) имеют квазиодномерную структуру.

4. Заключение

Приведенные результаты демонстрируют метод получения текстурированных пленок FeCo(110) и FeCo(200) на подложках Si/SiO₂ без дополнительных затравочных слоев магнетронным распылением на постоянном токе. Минимальным значением коэрцитивности ~ 20 Oe обладают пленки с текстурой (110), выращенные на нагретой

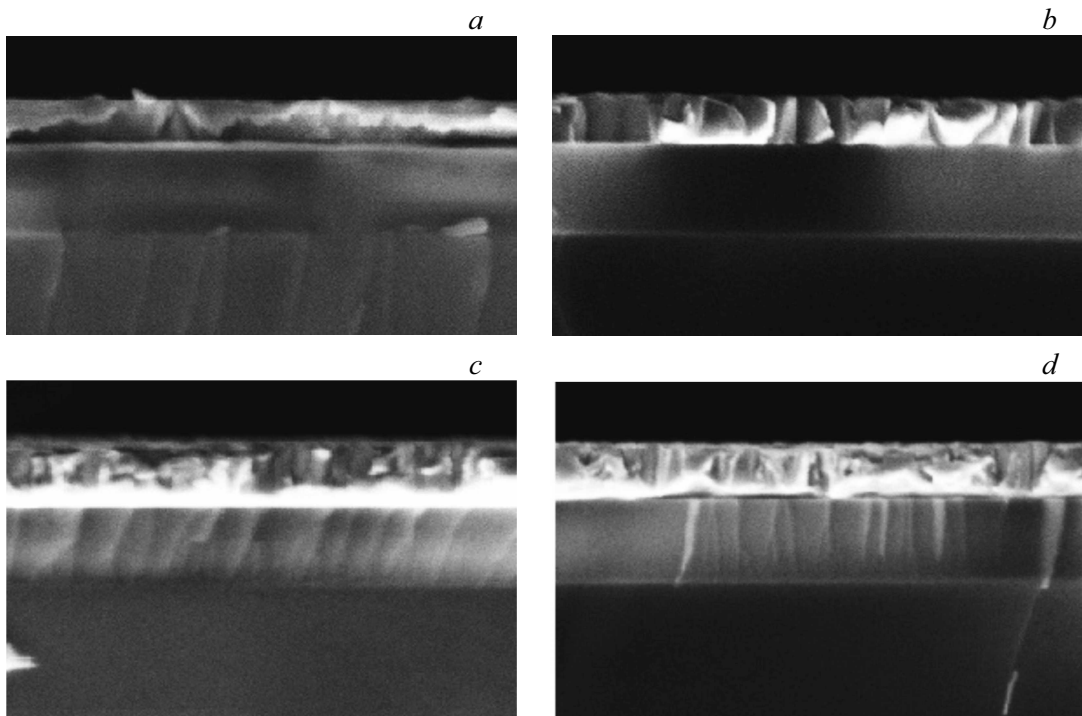


Рис. 6. Сканы поперечного сечения пленок, выращенных при $U_b = 0$: *a*) $T_s = 480$ K, FeCo(200), *b*) $T_s = 590$ K, FeCo(110), и пленок, выращенных при температуре окружающей среды: *c*) $U_b = 250$ V, FeCo(200) и *d*) $U_b = -200$ V, FeCo(110).

до $T_s \sim 300\text{--}350^\circ\text{C}$ подложке при $U_b = 0$. Для пленок FeCo(200) минимальное значение $H_c \sim 60$ Ое получено при $U_b = 0$. Увеличение U_b до ± 250 В ведет к немонотонному росту H_c до ~ 200 Ое, что можно объяснить загрязнением растущей пленки окислами FeO и CoO, а также формированием столбчатой микроструктуры.

Финансирование работы

Работа выполнена в рамках государственного задания.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] H.S. Jung, W.D. Doyle, S. Matsunuma. *J. Appl. Phys.* **93**, 10, 6462 (2003).
- [2] L. Platt, A.E. Berkowitz, D.J. Smith, M.R. McCartney. *J. Appl. Phys.* **88**, 4, 2058 (2000).
- [3] J.-W. Cai, O. Kitakami, Y. Shimada. *J. Phys. D* **28**, 9, 1778 (1995).
- [4] G. Pan, H. Du. *J. Appl. Phys.* **93**, 9, 5498 (2003).
- [5] S. Sakmaktepe, M.I. Coskun, A. Yildiz. *Lithuanian J. Phys.* **53**, 2, 112 (2013).
- [6] M. Vopsaroiu, M. Georgieva, P.J. Grundy, G. Vallejo Fernandez, S. Manzoor, M.J. Thwaites, K. O'Grady. *J. Appl. Phys.* **97**, 10, 10N303 (2005).
- [7] M.D. Cooke, L.-C. Wang, R. Watts, R. Zuberek, G. Heydon, W.M. Rainforth, G.A. Gehring. *J. Phys. D* **33**, 12, 1450 (2000).
- [8] P. Zou, W. Yu, J.A. Bain. *IEEE Trans. Magn.* **38**, 5, 3501 (2002).
- [9] H. Ono, M. Ishida, M. Fujinaga, H. Shishido, H. Lnaba. *J. Appl. Phys.* **74**, 8, 5124 (1993).
- [10] А.С. Джумалиев, С.Л. Высоцкий, В.К. Сахаров. *ФТТ* **62**, 12, 2174 (2020).
- [11] H.-E. Cheng, M.-Y. Hon. *J. Appl. Phys.* **79**, 10, 8047 (1996).
- [12] W. Yu, J.A. Bain, Y. Peng, D.E. Laughlin. *IEEE Trans. Magn.* **38**, 5, 3030 (2002).

Редактор Е.В. Толстякова