

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

© А.С. Джумалиев<sup>1,2</sup>, В.К. Сахаров<sup>1</sup>

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

<sup>2</sup> 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/SiO<sub>2</sub>. Показано, что изменение  $U_b$  от  $-250$  до  $\sim -80$  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

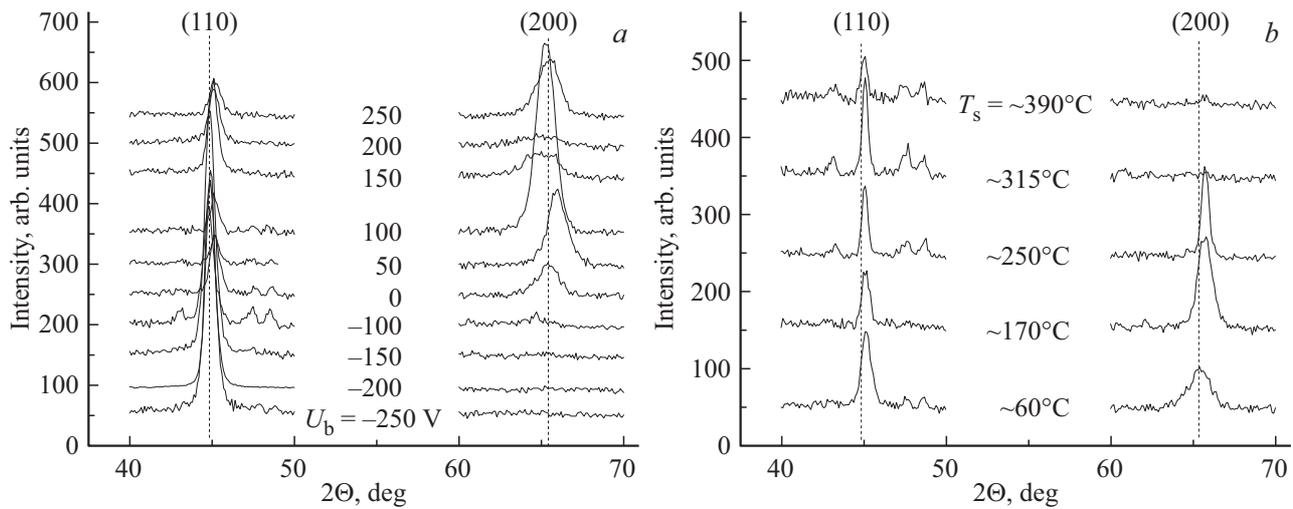
Повышение плотности записи на жестких дисках требует использования записывающих головок с применением магнитомягких материалов с высокой намагниченностью насыщения. Такими свойствами обладают пленки сплава FeCo, обладающие, кроме того, самыми большими значениями магнитострикции, магнитной проницаемости 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.

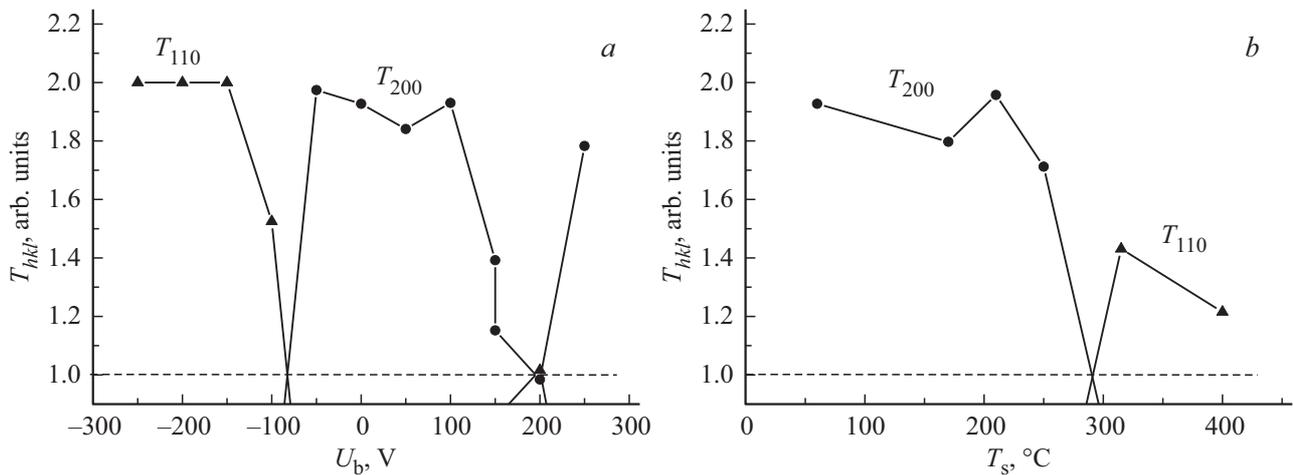
### 2. Эксперимент

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  $\sim 0.4$  Pa. Для распыления использовалась мишень Co<sub>50</sub>Fe<sub>50</sub> чистотой 99.95% (Kurt J. Lesker). В качестве подложки использовались пластины монокристаллического кремния Si(111) с термически окисленным слоем SiO<sub>2</sub> 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  $\sim 60$  W скорость осаждения пленки составляла  $\sim 15$  nm/min.

Для изучения кристаллической структуры пленок использовался метод рентгеновской дифракции (дифрактометр ДРОН-4, излучение CuK $\alpha$ ) 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  $\Theta$  — угол падения рентгеновского излучения, отсчитываемый от плоскости пленки,  $\lambda = 0.15418$  nm и  $n = 1$ . Изучение



**Рис. 1.** Дифрактограммы пленок толщиной  $\sim 180$  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-

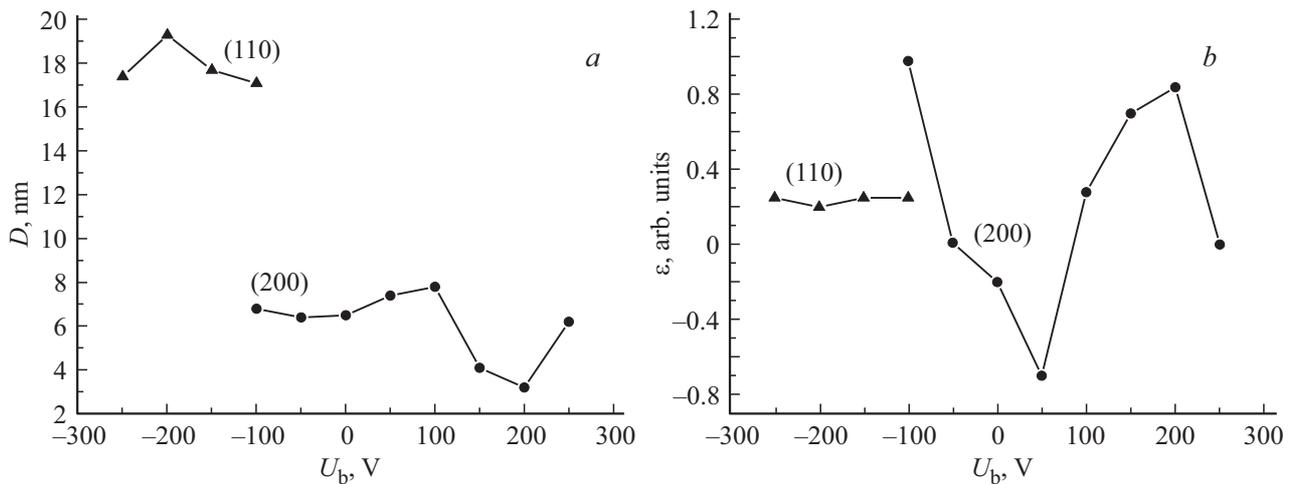
деляемого по формуле [11]:

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

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  $\sim -80$  до  $-250$  V усиливает текстуру (110). При изменении  $U_b$  от  $\sim -80$  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  $\varepsilon$  пленок FeCo с текстурой (110) и (200).

коэффициента текстуры (200). Дальнейшее увеличение  $T_s$  до  $400^\circ\text{C}$  приводит к изменению текстуры пленки с FeCo(200) на FeCo(110).

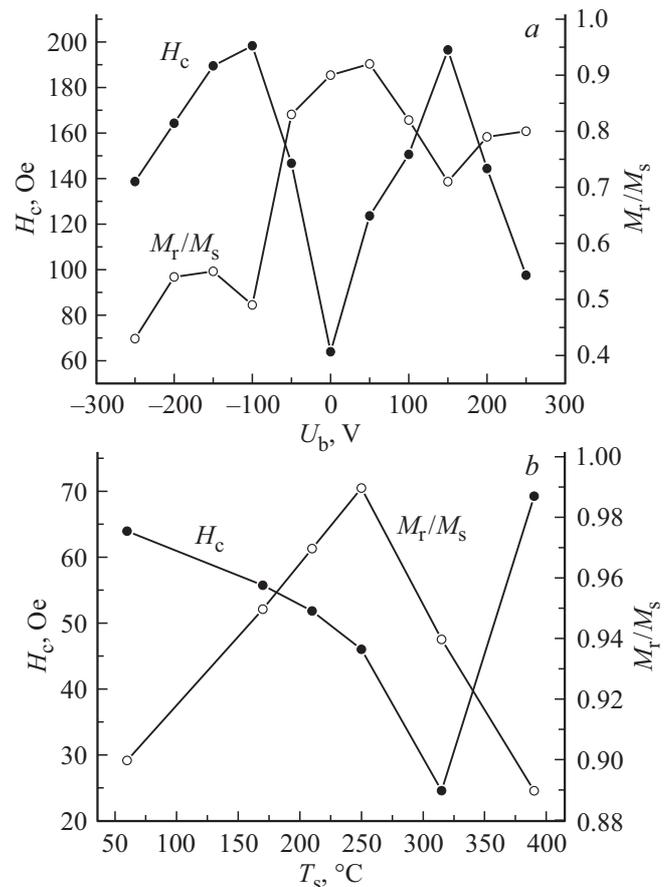
Таким образом, пленки FeCo(200) могут быть получены либо осаждением на подложку, нагретую до температуры  $\sim 60\text{--}250^\circ\text{C}$ , либо осаждением при напряжении смещения от  $\sim -80$  до  $250$  V. В обоих случаях изменение текстуры связано с увеличением поверхностной диффузии атомов 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  $\beta$  — уширение дифракционной линии. Величина межплоскостного расстояния  $a_{[hkl]}$  вдоль кристаллографической оси  $[hkl]$  определялась по формуле Брэгга–Вульфа  $2a_{[hkl]} \sin \theta = n\lambda$ , где  $\theta$  — 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  $a_{\text{ref}}$  взята из базы данных PCPDFWIN Международного центра по дифракционным данным.

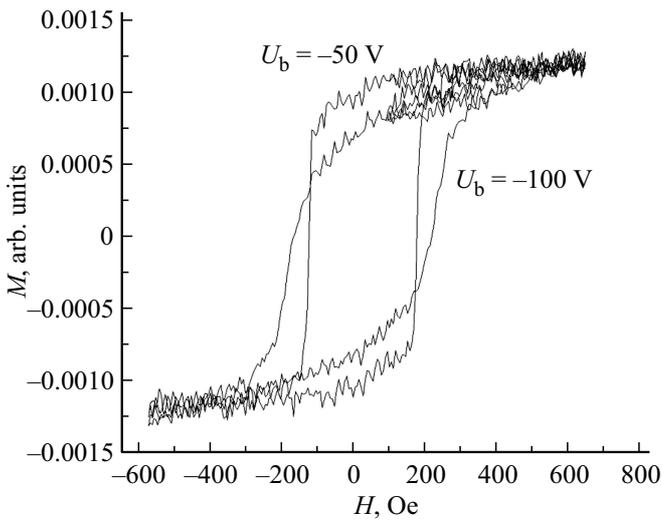
Видно, что размер зерна пленок с текстурой (110) больше, чем для пленок с текстурой (200). Изменение  $U_b$  приводит к немонотонному изменению размера зерна для обоих типов текстур. Пленки FeCo(200) испытывают деформации сжатия при  $U_b$  в диапазоне от  $-50$  до  $\sim 80$  V и растяжения вне этого 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  $\sim 60$  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  $\sim 90$  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).

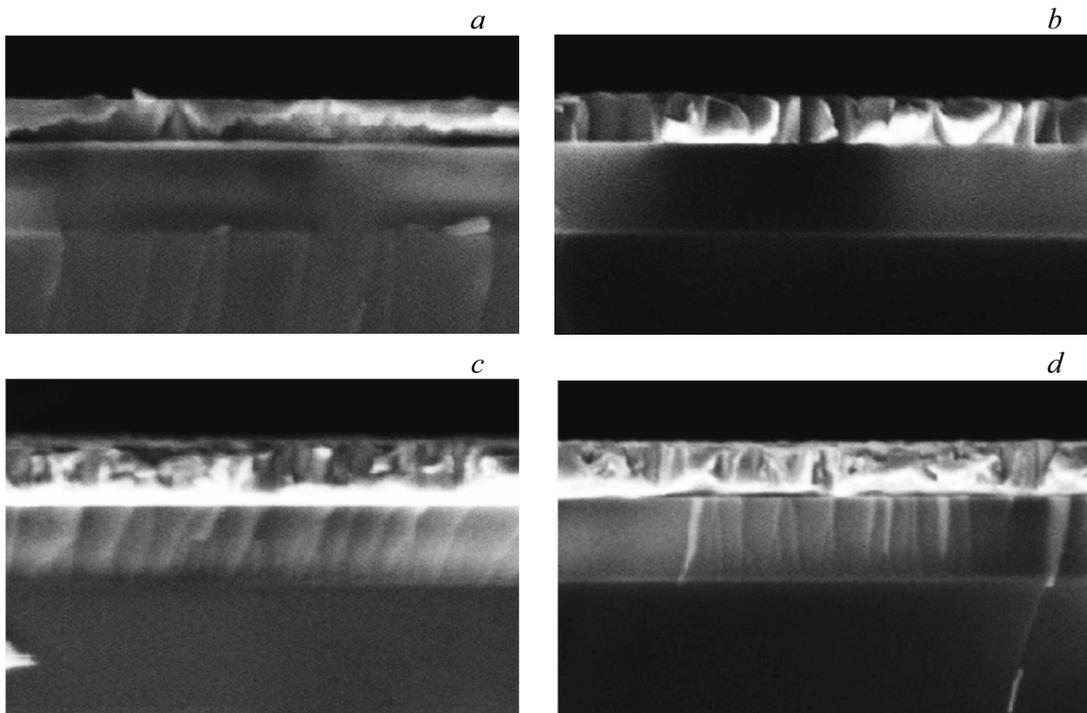
Резкое увеличение величины коэрцитивности при  $U_b = -100$  и  $150$  V связано с формированием полосовой доменной структуры и столбчатой микроструктуры, о чем свидетельствует переход от прямоугольной петли гистерезиса к закритической (рис. 5) и сканы поперечного сечения пленок (рис. 6). Yu и др. [12] объяснили увеличение коэрцитивности с ростом отрицательного  $U_b$  загрязнением растущей пленки оксидами 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  $\sim 20$  Oe (рис. 4, *b*). Дальнейшее увеличение  $T_s$  до  $400^\circ\text{C}$  увеличивает  $H_c$  до  $\sim 70$  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/SiO<sub>2</sub> без дополнительных затравочных слоев магнетронным распылением на постоянном токе. Минимальным значением коэрцитивности  $\sim 20$  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  $\pm 250$  В ведет к немонотонному росту  $H_c$  до  $\sim 200$  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