

## МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ ПОВЕРХНОСТИ И ПЛЁНКИ

PACS numbers: 64.70.Nd, 68.35.Ct, 68.37.Rt, 68.55.J-, 68.60.Bs, 75.70.Ak, 81.15.Cd

### Влияние Au на формирование фазы $L1_0$ в наноразмерных плёнках $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}/\text{Au}/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}]_n$

М. Ю. Вербицкая, М. Н. Шамис, К. А. Грайворонская\*,  
Т. И. Вербицкая, Ю. Н. Макогон, Ю. В. Кудрявцев\*\*

Национальный технический университет Украины  
«Киевский политехнический институт имени Игоря Сикорского»,  
просп. Победы, 37,  
03056 Киев, Украина

\*Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины,  
ул. Академика Кржижановского, 3,  
03142 Киев, Украина

\*\*Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины,  
бульв. Акад. Вернадского, 36,  
03142 Киев, Украина

Методами физического материаловедения изучено влияние дополнительных слоёв Au с низкой поверхностной энергией ( $\cong 1,5 \text{ Дж/м}^2$ ) в плёночных композициях  $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})]_n$  (где  $n = 1, 2$ ), полученных методом магнетронного осаждения на подложках  $\text{SiO}_2(100 \text{ нм})/\text{Si}(001)$ , на процессы термически активируемого формирования упорядоченной фазы  $L1_0\text{-FePt}$  при отжигах в вакууме. Установлено, что в плёночных композициях при осаждении на подложки комнатной температуры в слое  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  формируется неупорядоченная фаза  $A1\text{-FePt}$ . Процесс упорядочения и формирование упорядоченной фазы  $L1_0\text{-FePt}$ .

Corresponding author: Tetyana Ivanivna Verbytska  
E-mail: y.makogon@kpi.ua

National Technical University of Ukraine 'Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute',  
37 Peremohy Ave., 03056 Kyiv, Ukraine

\*I. M. Frantsevich Institute for Problems in Materials Science, N.A.S. of Ukraine,  
3 Academician Krzhizhanovsky, 03142 Kyiv, Ukraine

\*\*G. V. Kurdyumov Institute for Metal Physics, N.A.S. of Ukraine,  
36 Academician Vernadsky Blvd., UA-03142 Kyiv, Ukraine

Citation: M. Yu. Verbytska, M. N. Shamis, K. A. Grayvoronska, T. I. Verbytska,  
Yu. M. Makogon, and Yu. V. Kudryavtsev, Influence of Au on Formation of  $L1_0$ -Type  
Phase in Nanoscale  $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}/\text{Au}/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}]_n$  Films, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **40**,  
No. 3: 381–395 (2018) (in Russian), DOI: 10.15407/mfint.40.03.0381.

FePt в плёнках зависят от уровня сжимающих механических напряжений в слое  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм). Увеличение количества промежуточных слоёв золота и общей толщины плёночной композиции в три раза снижает уровень сжимающих напряжений, что приводит к замедлению процессов упорядочения, повышению температуры начала упорядочения от  $650^\circ\text{C}$  до  $800^\circ\text{C}$ , уменьшению коэрцитивной силы, а также подавлению текстуры (001) с расположением оси лёгкого намагничивания перпендикулярно к поверхности плёнки.

**Ключевые слова:** плёнка, упорядоченная фаза  $L1_0$ -FePt, отжиг, коэрцитивная сила.

Методами фізичного матеріалознавства вивчено вплив додаткових шарів Au з низькою поверхневою енергією ( $\cong 1,5 \text{ Дж/м}^2$ ) у плівкових композиціях  $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})]_n$  (де  $n = 1, 2$ ), одержаних методом магнетронного осадження на підкладках  $\text{SiO}_2(100 \text{ нм})/\text{Si}(001)$ , на процеси термічно активованого формування впорядкованої фази  $L1_0$ -FePt при відпалах у вакуумі. Встановлено, що в плівкових композиціях при осадженні на підкладки за кімнатної температури у шарі  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  формується неупорядкована фаза A1-FePt. Процес впорядкування та формування впорядкованої фази  $L1_0$ -FePt у плівках залежать від рівня стискувальних механічних напружень у шарі  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$ . Збільшення кількості проміжних шарів золота та загальної товщини плівкової композиції в три рази понижують рівень стискувальних напружень, що приводить до уповільнення процесів впорядкування, підвищення температури початку впорядкування від  $650^\circ\text{C}$  до  $800^\circ\text{C}$ , зменшення коэрцитивної сили, а також пригнічення текстури (001) з розташуванням вісі легкого намагнетування перпендикулярно до поверхні плівки.

**Ключові слова:** плівка, впорядкована фаза  $L1_0$ -FePt, відпал, коэрцитивна сила.

By means of the materials science methods, the effect of additional Au layers with a low surface energy (of  $\cong 1.5 \text{ J/m}^2$ ) in  $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ nm})/\text{Au}(7.5 \text{ nm})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ nm})]_n$  film compositions (where  $n = 1, 2$ ) obtained by the magnetron sputtering on  $\text{SiO}_2(100 \text{ nm})/\text{Si}(001)$  substrates on processes of thermally activated ordered  $L1_0$ -phase formation at annealing in vacuum is studied. As established, the disordered A1-FePt phase is formed in  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ nm})$  layer in film compositions at deposition on substrates at room temperature. Both the ordering process and the ordered  $L1_0$ -FePt phase formation in films depend on level of compressive mechanical stresses in  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ nm})$  layer. Increasing in intermediate Au layer number and total thickness of film composition in three times decreases of compressive-stresses' level that leads to slowing-down of ordering processes, increasing in start ordering temperature from  $650^\circ\text{C}$  to  $800^\circ\text{C}$ , reducing in coercive force, and inhibiting of (001) texture with easy-magnetization axis location perpendicularly to film surface.

**Key words:** film, ordered  $L1_0$ -FePt phase, annealing, coercive force.

(Получено 28 декабря 2017 г.)

## 1. ВВЕДЕНИЕ

Увеличение плотности магнитной записи и хранения информации до  $\cong 1$  Тбит/дюйм<sup>2</sup> возможно при использовании наноразмерных плёнок FePt с упорядоченной магнитно-твёрдой фазой  $L1_0$ -FePt. Большая энергия магнитно-кристаллической анизотропии ( $K_u = 7 \cdot 10^6$  Дж/м<sup>3</sup>) фазы  $L1_0$ -FePt препятствует переходу в суперпарамагнитное состояние с уменьшением объёма зерна. При осаждении на ненагретую подложку для формирования магнитно-твёрдой фазы  $L1_0$ -FePt из неупорядоченной магнитно-мягкой фазы A1-FePt обычно необходим последующий отжиг при температурах выше 400°C [1–10].

Одним из путей ускорения процесса упорядочения может быть использование энергетики границ раздела и напряжённого состояния, создаваемых в плёночной композиции в результате введения дополнительных слоёв третьего элемента с низкой поверхностной энергией (Ag, Cu, Au) [8–15]. Предполагается, что низкую поверхностную энергию в слоистых плёночных композициях можно использовать как экстрадвижущий фактор, способствующий диффузионной перестройке атомов Fe и Pt и формированию упорядоченной фазы  $L1_0$ -FePt с необходимыми магнитно-твёрдыми свойствами.

Многочисленные исследования также свидетельствуют, что на кинетику процесса упорядочения в плёнках FePt также влияют механические напряжения [16–35].

В работах [27, 28] говорится о связи начального напряжённого состояния с процессом упорядочения тонких плёнок FePt и ориентацией [001] оси лёгкого намагничивания. О существенном влиянии давления на фазовое превращение беспорядок–порядок в массивных материалах впервые сообщили Hazen и др. [30]. Внешнее давление может либо помочь, или препятствовать фазовому переходу сплава из неупорядоченного в упорядоченное состояние.

Эволюцию внутренних механических напряжений в тонких плёнках FePt в процессе отжига *in situ* впервые наблюдали Wierman и др. [19]. Результаты исследования показали, что упорядочение FePt нейтрализует начальное сжимающее напряжение. Дальнейшее исследование показало, что введение динамических растягивающих напряжений усиливает процесс упорядочения [29].

Целью данной работы было исследование влияния количества границ раздела и слоёв Au на напряжённое состояние, термически активируемые процессы диффузионного фазообразования и переход фазы A1-FePt в  $L1_0$ -FePt, её структурные и магнитные свойства в наноразмерных плёночных композициях  $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})]_n$  (где  $n = 1, 2$ ) на подложках  $\text{SiO}_2(100 \text{ нм})/\text{Si}(001)$  при отжигах в вакууме.

## 2. МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

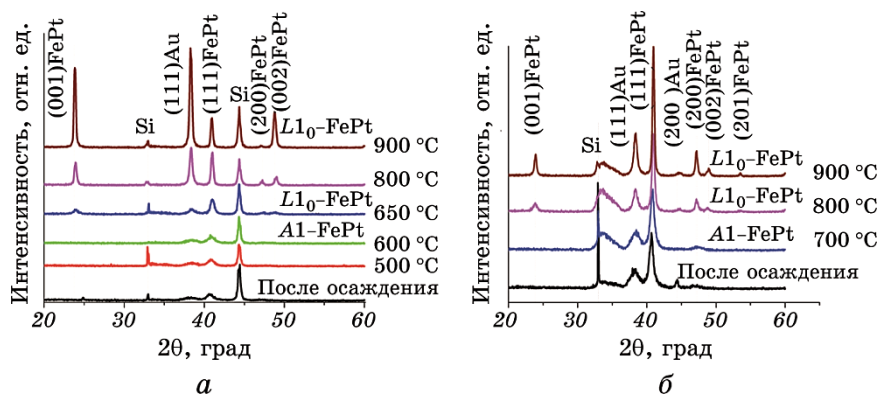
Наноразмерные плёночные композиции (НПК)  $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})]_n$  (где  $n = 1, 2$ ) получали методом послойного магнетронного осаждения слоёв сплава  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  толщиной 15 нм и слоёв Au толщиной 7,5 нм на подложку термически окислённого (слой  $\text{SiO}_2$  толщиной 100 нм) монокристаллического Si ориентации (001), которая находилась при комнатной температуре. Отжиг проводился в высоком вакууме  $\cong 1,3 \cdot 10^{-3}$  Па в интервале температур 300–900°C с выдержкой 30 с при каждой температуре со скоростью нагрева 5°C/с. Скорость охлаждения составляла 0,25°C/с. Толщина осаждённого слоя контролировалась кварцевым резонатором, а также методом рентгеновской рефлектометрии. Ошибка определения толщины плёнки составляла  $\pm 1$  нм.

Исследование кристаллической структуры НПК после осаждения и отжигов, а также определение степени их упорядочения проведено методом рентгеноструктурного фазового анализа на дифрактометре ULTIMA IV Rigaku с использованием монохроматизированного излучения  $\text{CuK}_\alpha$ . Степень упорядочения фазы  $L1_0\text{-FePt}$  оценивалась по отношению интенсивностей дифракционных рефлексов  $I(001)/I(002)$  [2–9, 15]. Степень ориентации оси лёгкого намагничивания в направлении [001] по отношению к нормали к поверхности определялась по отношению  $I(001)/I(111)$ . Остаточные механические напряжения в слое  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  после осаждения и отжигов оценены методом рентгеновской тензометрии  $\sin^2\psi$ . Оценку размера областей когерентного рассеяния (ОКР) после отжигов проведено по формуле Дебая–Шеррера:  $d = k\lambda/(\beta\cos\theta)$ , где  $\lambda$  — длина волны излучения,  $\beta$  — ширина пика на половине высоты,  $\theta$  — угол дифракционного максимума,  $k = 0,9$ . Морфология поверхности плёнок исследована методом атомно-силовой микроскопии (АСМ). Магнитные свойства плёнок оценены с помощью методов магнито-оптического эффекта Керра (МОКЕ) и магнитно-силовой микроскопии (МСМ). Резистометрические измерения выполнены четырёхзондовым методом при комнатной температуре.

## 3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Рентгеноструктурный анализ показал, что на дифрактограммах осаждённых плёночных композиций фиксируются структурные рефлексы (111) от неупорядоченной фазы  $A1\text{-FePt}$ , от золота и от подложки (рис. 1). Значение коэрцитивной силы при этом составляет порядка 7 Э, что подтверждает их магнитно-мягкие свойства (рис. 2, а).

Отжиги исследуемых плёнок в интервале температур 300–600°C не приводят к заметному изменению их фазового состава, структу-

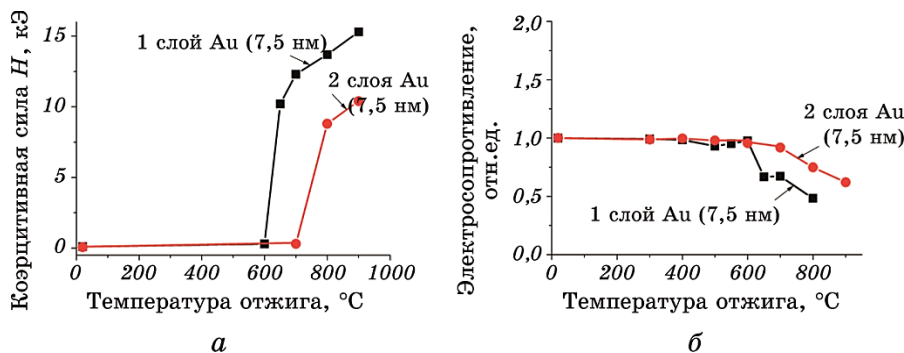


**Рис. 1.** Дифрактограммы НПК  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  (а) и  $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})]_2$  (б) после осаждения и отжига при температурах 500–900°C, излучение  $\text{CuK}_\alpha$ .

**Fig. 1.** XRD patterns of  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ nm})/\text{Au}(7.5 \text{ nm})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ nm})$  (а) and  $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ nm})/\text{Au}(7.5 \text{ nm})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ nm})]_2$  NFC (б) after deposition and annealing at 500–900°C;  $\text{CuK}_\alpha$  radiation.

ры и магнитных свойств.

После отжига при 650°C на дифрактограмме плёнок с одним промежуточным слоем золота  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  появляется сверхструктурный рефлекс (001), а структурный рефлекс (200) расщепляется на рефлексы (200) и (002). Это свидетельствует о начале процесса упорядочения и переходе фазы  $A1$ -



**Рис. 2.** Изменение коэрцитивной силы и электросопротивления плёнок НПК  $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})]_n$ , где  $n = 1, 2$ , с температурой отжига.

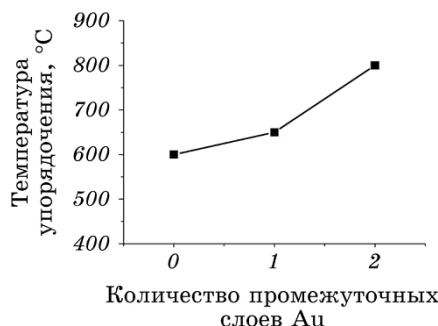
**Fig. 2.** Change of coercivity and electrical resistance of  $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ nm})/\text{Au}(7.5 \text{ nm})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ nm})]_n$  NFC, where  $n = 1, 2$ , with annealing temperature.

FePt с гранцентрированной кубической кристаллической решёткой в магнитно-твёрдую фазу  $L1_0$ -FePt с гранцентрированной тетрагональной решёткой (рис. 1, а). Повышение температуры отжига до 800°C и 900°C сопровождается увеличением интенсивностей рефлексов (001) и (002) (рис. 1, а). При этом резко увеличивается значение коэрцитивной силы, соответственно, до 13,7 кЭ и 15,3 кЭ (рис. 2, а).

В плёнках с двумя слоями золота  $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})]_2$  образование некоторого количества упорядоченной фазы  $L1_0$ -FePt наблюдается только после отжига при 800°C, что на 150°C выше, чем для плёночной композиции с одним слоем золота (рис. 1, б). Процессы упорядочения начинаются при более высоких температурах отжига. Однако, по смещению базового структурного рефлекса (111) в сторону больших углов после отжига при 700°C можно судить о протекании процесса упорядочения, но менее интенсивном, чем в композиции с одним промежуточным слоем Au (рис. 1, б). Это подтверждается меньшими значениями коэрцитивной силы плёнки после отжигов (рис. 2, а), а также менее интенсивным уменьшением электросопротивления в температурном интервале упорядочения (рис. 2, б).

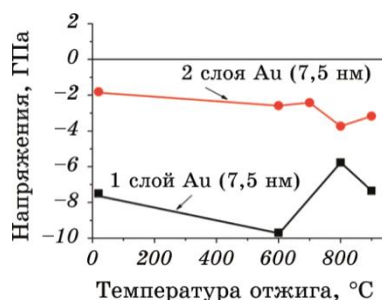
Таким образом, увеличение границ раздела между слоями золота и сплава  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ , а также общей толщины плёночной композиции приводит к замедлению процессов перестройки атомов железа и платины и смещает образование упорядоченной фазы в сторону более высоких температур отжига (рис. 3).

Так как остаточные механические напряжения в плёнках могут оказывать большое влияние на фазовое превращение беспорядок–



**Рис. 3.** Зависимость температуры начала формирования фазы  $L1_0$ -FePt от количества промежуточных слоёв Au в НПК  $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})]_n$ , где  $n = 1, 2$ .

**Fig. 3.** Dependence of  $L1_0$ -FePt phase formation temperature beginning on number of intermediate Au layers in  $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ nm})/\text{Au}(7.5 \text{ nm})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ nm})]_n$  NFC, where  $n = 1, 2$ .



**Рис. 4.** Изменение остаточных напряжений с температурой отжига в НПК  $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})]_n$ , где  $n = 1, 2$ .

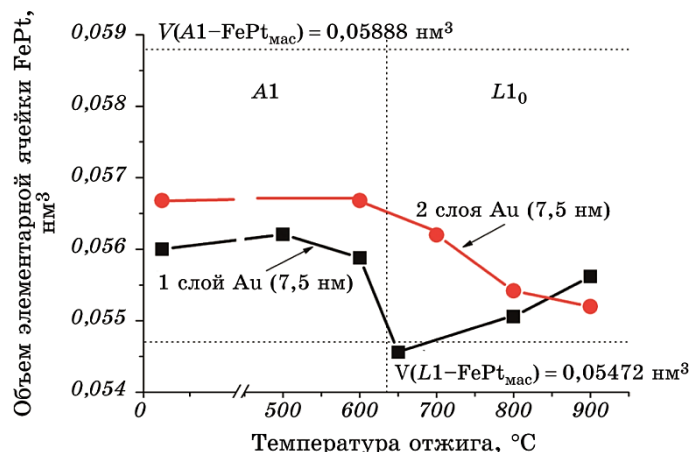
**Fig. 4.** Change of residual stresses *via* annealing temperature in  $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ nm})/\text{Au}(7.5 \text{ nm})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ nm})]_n$  NFC, where  $n = 1, 2$ .

порядок [19–22], был оценён их уровень в слое  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  в осаждённых плёнках, а также их изменения после отжигов. Как видно из рис. 4, в плёнках с одним слоем Au после осаждения величина остаточных сжимающих напряжений в несколько раз превышает их уровень в плёнках с двумя слоями золота (соответственно,  $\cong -9 \text{ ГПа}$  и  $\cong -2 \text{ ГПа}$ ). Наличием сжимающих напряжений можно объяснить меньший объём фазы  $A1\text{-FePt}$  в осаждённых плёнках по сравнению с её объёмом в массивном состоянии (рис. 4, 5). После отжига выше  $600^\circ\text{C}$  в температурном интервале формирования упорядоченной фазы  $L1_0\text{-FePt}$  происходит значительная их релаксация.

В плёнках с большим числом границ разделов и большей толщиной плёнки в температурном интервале развития процессов упорядочения уровень сжимающих напряжений изменяется незначительно. Так как фазовое превращение  $A1\text{-FePt} \rightarrow L1_0\text{-FePt}$  протекает с уменьшением объёма элементарной ячейки (рис. 5), согласно принципу Ле Шателье–Брауна, больший уровень сжимающих механических напряжений в слое  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  способствует активизации процесса упорядочения, что отражается в снижении температуры начала образования упорядоченной фазы  $L1_0\text{-FePt}$  в плёнке с одним слоем золота  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  на  $150^\circ\text{C}$  (рис. 3, 4).

Большие значения объёма элементарной ячейки фазы  $L1_0\text{-FePt}$  в плёнках со слоями золота можно объяснить частичным растворением золота в  $\text{FePt}$  при диффузии по объёмному механизму.

Следует отметить, что отношение интенсивностей структурных рефлексов (001) и (002), как показатель степени упорядочения, во всем температурном интервале формирования фазы  $L1_0\text{-FePt}$  для композиции с одним промежуточным слоем золота изменяется незначительно. Это свидетельствует о том, что процесс упорядочения

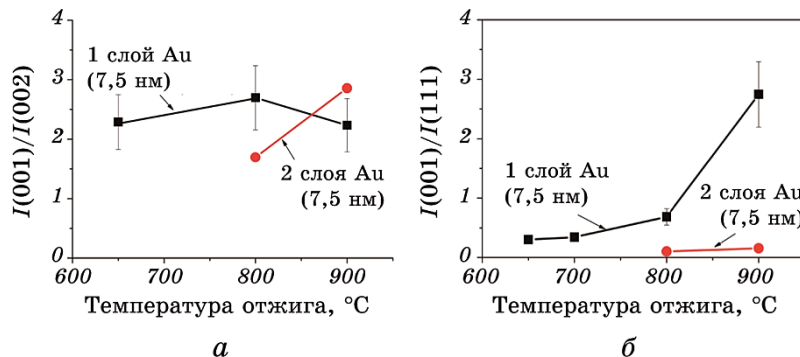


**Рис. 5.** Изменение объёма элементарной ячейки при фазовом превращении  $A1\text{-FePt} \rightarrow L1_0\text{-FePt}$  в композициях  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15\text{ нм})/\text{Au}(7,5\text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15\text{ нм})$  и  $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15\text{ нм})/\text{Au}(7,5\text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15\text{ нм})]_2$ .

**Fig. 5.** Change of unit cell volume at  $A1\text{-FePt} \rightarrow L1_0\text{-FePt}$  phase transformation in  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15\text{ нм})/\text{Au}(7.5\text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15\text{ нм})$  and  $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15\text{ нм})/\text{Au}(7.5\text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15\text{ нм})]_2$  compositions.

наиболее интенсивно развивался при отжигах в интервале 600–700°C в отличие от композиции с двумя слоями Au (рис. 6, а).

В плёнках с двумя промежуточными слоями золота значение отношения интенсивностей структурных рефлексов  $I(001)/I(111)$



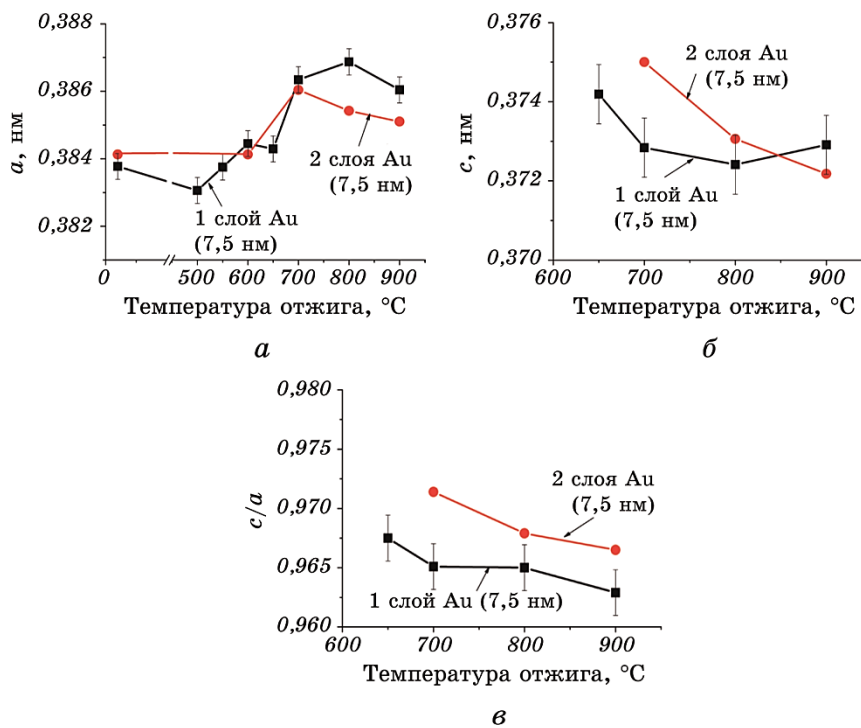
**Рис. 6.** Зависимость отношений  $I(001)/I(002)$  (а) и  $I(001)/I(111)$  (б) фазы  $L1_0\text{-FePt}$  в НПК  $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15\text{ нм})/\text{Au}(7,5\text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15\text{ нм})]_n$ , где  $n = 1, 2$ , от температуры отжига.

**Fig. 6.** Dependences of  $I(001)/I(002)$  (a) and  $I(001)/I(111)$  (б) ratios for the  $L1_0\text{-FePt}$  phase in  $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15\text{ нм})/\text{Au}(7.5\text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15\text{ нм})]_n$  NFC, where  $n = 1, 2$ , on annealing temperature.



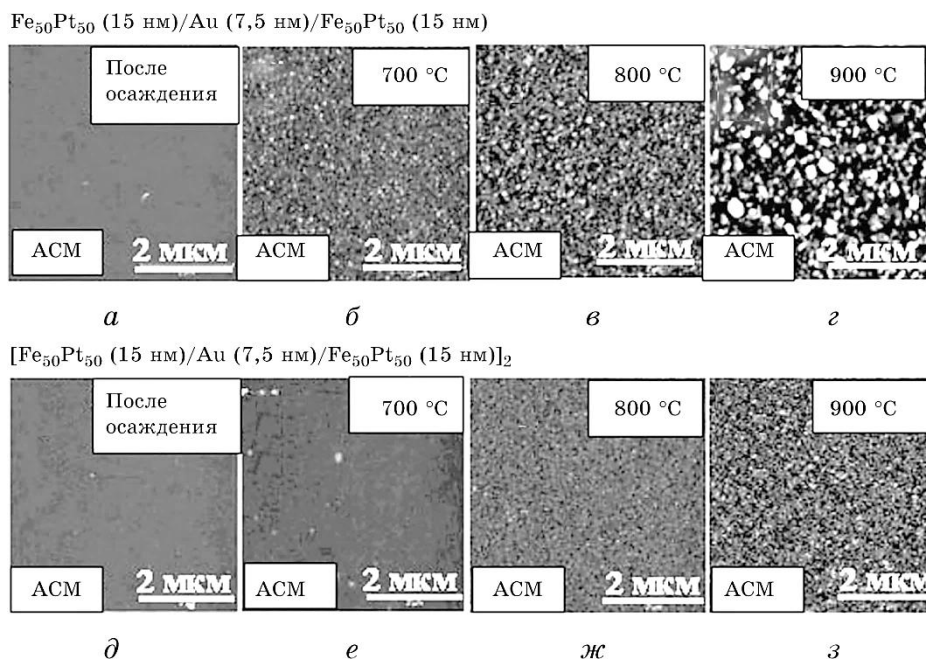
упорядоченной фазы при повышении температуры отжига от  $800^\circ\text{C}$  до  $900^\circ\text{C}$  не изменяется и имеет малые значения, что свидетельствует о преимущественной текстуре (111). В плёнке с одним промежуточным слоем золота это отношение возрастает с увеличением температуры отжига, что связано с появлением зёрен с осью лёгкого намагничивания  $c$ , ориентированной в направлении перпендикулярном плоскости подложки (рис. 6, б).

На рисунке 7, а, б представлена зависимость параметров кристаллической решётки  $a$  и  $c$  фазы  $L1_0\text{-FePt}$  от температуры отжига для плёнок с одним и двумя промежуточными слоями Au. Можно видеть, что изменения этих параметров с температурой характерны для протекания процессов упорядочения. При образовании упорядоченной фазы параметр  $a$  фазы  $L1_0\text{-FePt}$  увеличивается, а параметр решётки  $c$  фазы  $L1_0\text{-FePt}$  уменьшается. При этом большие значения степени тетрагональности  $c/a$  в композиции с большим



**Рис. 7.** Зависимость параметров решётки  $a$ ,  $c$  фазы FePt (а, б) и отношения  $c/a$  (в) в НПК  $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15\text{ нм})/\text{Au}(7,5\text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15\text{ нм})]_n$ , где  $n = 1, 2$ , от температуры отжига.

**Fig. 7.** Dependences of the lattice parameters,  $a$  and  $c$  (а, б), and  $c/a$  ratio (в) in  $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15\text{ nm})/\text{Au}(7.5\text{ nm})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15\text{ nm})]_n$  NFC, where  $n = 1, 2$ , on annealing temperature.



**Рис. 8.** Морфология поверхности  $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})]_n$ -плёнок ( $n = 1, 2$ ) после осаждения и отжига при температурах 700–900°C.

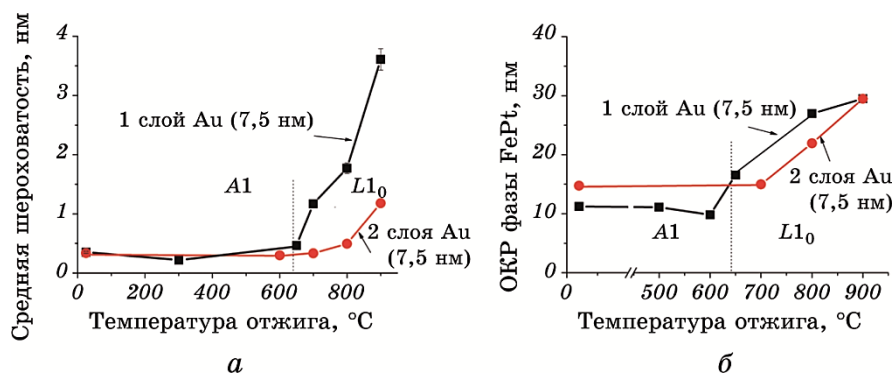
**Fig. 8.** Surface morphology of as deposited  $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ nm})/\text{Au}(7.5 \text{ nm})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ nm})]_n$  films ( $n = 1, 2$ ) and annealed ones at temperatures of 700–900°C.

числом границ разделов указывает на менее интенсивные процессы упорядочения (рис. 7, в).

Морфология поверхности  $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})]_n$ -плёнок ( $n = 1, 2$ ) после осаждения изменяется при повышении температуры отжига до 900°C (рис. 8).

Минимальную шероховатость поверхности имеют плёнки после осаждения (рис. 8, а, д, рис. 9, а). Повышение температуры отжига сопровождается ростом шероховатости поверхности плёнок в интервале формирования упорядоченной фазы  $L1_0\text{-FePt}$  (рис. 8, б–г, е–з). Выше 700°C наблюдается также заметный рост ОКР, что коррелирует с ростом шероховатости поверхности плёнок (рис. 9, б). При отжигах в интервале температур 300–600°C размер зёрен фазы  $A1\text{-FePt}$  изменяется незначительно.

МСМ-изображения  $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})]_n$ -плёнок ( $n = 1, 2$ ) демонстрируют лабиринтообразную доменную структуру после отжига при температурах 700–900°C (рис. 10). Это является подтверждением магнитно-твёрдых свойств исследу-



**Рис. 9.** Зависимость шероховатости поверхности плёнок  $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})]_n$  ( $n = 1, 2$ ) (а) и ОКР фазы FePt от температуры отжига (б).

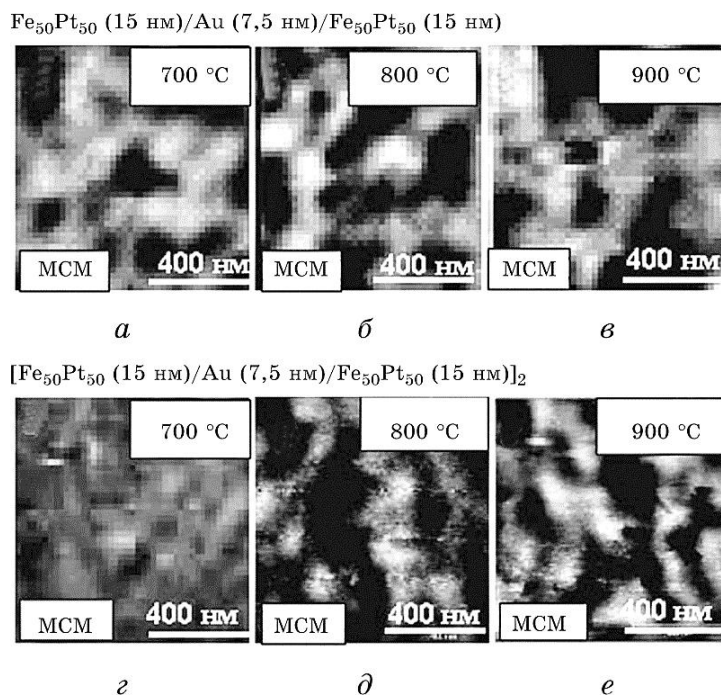
**Fig. 9.** Dependences of surface roughness of  $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})]_n$  films ( $n = 1, 2$ ) (a) and coherent-scattering region of FePt phase (б) on annealing temperature.

емых плёнок. Как можно видеть, повышение температуры отжига до  $900^\circ\text{C}$  сопровождается ростом доменов и повышением коэрцитивной силы до максимальных значений (рис. 2, а).

#### 4. ВЫВОДЫ

Установлено, что увеличение границ разделов в плёночных композициях  $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})]_n$  (где  $n = 1, 2$ ), влияет на уровень механических напряжений в осаждённых плёнках и на развитие процесса упорядочения при отжигах. Меньший уровень сжимающих напряжений в слое  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  плёнки с двумя промежуточными слоями Au(7,5 нм) приводит к замедлению процессов упорядочения, повышению температуры начала формирования фазы  $L1_0$ -FePt от  $650^\circ\text{C}$  до  $800^\circ\text{C}$ , уменьшению коэрцитивной силы, а также подавлению роста зёрен с расположением оси  $c$  лёгкого намагничивания перпендикулярно поверхности плёнки.

Работа выполнена при финансовой поддержке немецкой организации по научному обмену (DAAD), гранты № 55576194 (2012/2013), № 57042790 (2013/2014) в рамках программы им. Леонарда Эйлера. Авторы выражают благодарность сотрудникам кафедр поверхности и границ раздела Технического университета г. Хемниц (Германия) и экспериментальной физики-4 Университета г. Аугсбург (Германия), заведующему кафедрой профессору М. Альбрехту и доктору Г. Беддису за изготовление образцов, помощь в проведении исследований и обсуждение результатов.



**Рис. 10.** MCM-изображения доменной структуры плёнок  $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})]_n$  ( $n = 1, 2$ ).

**Fig. 10.** MFM-images of domain structure of  $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ nm})/\text{Au}(7.5 \text{ nm})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ nm})]_n$  films ( $n = 1, 2$ ).

## ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. *Development in Data Storage: Materials Perspective* (Eds. S. N. Piramanayagam and T. C. Chong) (New York: John Wiley and Sons: 2012).
2. A. T. McCallum, P. Krone, F. Springer, C. Brombacher, M. Albrecht, E. Dobisz, M. Grobis, D. Weller, and O. Hellwig, *Appl. Phys. Lett.*, **98**: 242503 (2011).
3. D. Weller, O. Mosendz, G. Parker, S. Pisana, and T. S. Santos, *phys. status solidi (a)*, **210**: 1245 (2013).
4. D. Weller, G. Parker, O. Mosendz, A. Lyberatos, D. Mitin, N. Y. Safonova, and M. Albrecht, *J. Vac. Sci. Technol. B*, **34**: 060801 (2016).
5. I. A. Vladymyrskiy, O. P. Pavlova, T. I. Verbitska, S. I. Sidorenko, G. L. Katona, D. L. Beke, and Iu. M. Makogon, *Vacuum*, **101**: 33 (2014).
6. O. P. Pavlova, T. I. Verbitska, I. A. Vladymyrskiy, S. I. Sidorenko, G. L. Katona, D. L. Beke, G. Beddies, M. Albrecht, and I. M. Makogon, *Appl. Surf. Sci.*, **266**: 100 (2013).
7. Ю. Н. Макогон, Е. П. Павлова, С. И. Сидоренко, Т. И. Вербицкая, И. А. Владимирский, Р. А. Шкарбань, *Металлофиз. новейшие технол.*, **35**, № 4: 553 (2013).
8. Ю. М. Макогон, О. П. Павлова, С. И. Сидоренко, Т. И. Вербицкая,

- I. A. Владимирський, О. В. Фігурна, *Металлофиз. новейшие технол.*, **35**, № 10: 1425 (2013).
9. Ю. М. Макогон, О. П. Павлова, С. І. Сидоренко, Т. І. Вербицька, М. Ю. Вербицька, О. В. Фігурна, *Металлофиз. новейшие технол.*, **36**, № 11: 1513 (2014).
  10. C. Feng, Q. Zhan, B. Li, J. Teng, M. Li, Y. Jiang, and G. Yu, *Appl. Phys. Lett.*, **93**: 152513 (2008).
  11. C. Feng, B.-H. Li, Y. Liu, J. Teng, M.-H. Li, Y. Jiang, and G.-H. Ya, *J. Appl. Phys.*, **103**: 023916 (2008).
  12. Y. S. Yu, H.-B. Li, W. L. Li, M. Liu, and W. D. Fei, *J. Magn. Magn. Mater.*, **322**: 1770 (2010).
  13. W. Y. Zhang, H. Shima, F. Takano, H. Akinaga, X. Z. Yu, T. Hara, W. Z. Zhang, K. Kimoto, Y. Matsui, and S. Nimori, *J. Appl. Phys.*, **106**: 033907 (2009).
  14. T. Maeda, T. Kai, A. Kikitsu, T. Nagase, and J. Akiyama, *Appl. Phys. Lett.*, **80**, No. 12: 2147 (2002).
  15. C. L. Platt, K. W. Wierman, E. B. Svedberg, R. van de Veerdonk, J. K. Howard, A. G. Roy, and D. E. Laughlin, *J. Appl. Phys.*, **92**, No. 10: 6104 (2002).
  16. Y. F. Ding, J. S. Chen, and E. Liu, *J. Cryst. Growth*, **276**: 111 (2005).
  17. M. Albrecht and C. Brombacher, *phys. status solidi (a)*, **210**: 1272 (2013).
  18. C. L. Zha, S. H. He, B. Ma, Z. Z. Zhang, F. X. Gan, and Q. Y. Jin, *IEEE Trans. Magn.*, **44**, No. 11: 3539 (2008).
  19. K. W. Wierman, C. L. Platt, J. K. Howard, and F. E. Spada, *J. Appl. Phys.*, **93**, No. 10: 7160 (2003).
  20. S. N. Hsiao, S. K. Chen, T. S. Chin, Y. W. Hsu, H. W. Huang, F. T. Yuan, H. Y. Lee, and W. M. Liao, *J. Magn. Magn. Mater.*, **321**: 2459 (2009).
  21. S. N. Hsiao, F. T. Yuan, H. W. Chang, H. W. Huang, S. K. Chen, and H. Y. Lee, *Appl. Phys. Lett.*, **94**: 232505 (2009).
  22. F. T. Yuan, S. H. Liu, W. M. Liao, S. N. Hsiao, S. K. Chen, and H. Y. Lee, *IEEE Trans. Magn.*, **48**, No. 3: 1139 (2012).
  23. S. N. Hsiao, S. H. Liu, S. K. Chen, F. T. Yuan, and H. Y. Lee, *J. Appl. Phys.*, **111**: 07A702 (2012).
  24. C. H. Lai, C. H. Yang, C. C. Chiang, T. Balaji, and T. K. Tseng, *Appl. Phys. Lett.*, **85**: 4430 (2004).
  25. S. N. Hsiao, S. K. Chen, S. H. Liu, C. J. Liao, F. T. Yuan, and H. Y. Lee, *IEEE Trans. Magn.*, **47**, No. 10: 3637 (2011).
  26. S. N. Hsiao, S. H. Liu, S. K. Chen, T. S. Chin, and H. Y. Lee, *Appl. Phys. Lett.*, **100**: 261909 (2012).
  27. J.-S. Kim, Y.-M. Koo, and N. Shin, *J. Appl. Phys.*, **100**: 093909 (2006).
  28. J.-S. Kim, Y.-M. Koo, B.-J. Lee, and S.-R. Lee, *J. Appl. Phys.*, **99**: 053906 (2006).
  29. W. Hsu, S. K. Chen, W. M. Liao, F. T. Yuan, W. C. Chang, and J. L. Tsai, *J. Alloys Compd.*, **449**: 52 (2008).
  30. R. M. Hazen and A. Navrotsky, *Amer. Mineral.*, **81**: 1021 (1996).
  31. X. Li, F. Wang, Y. Liu, L. Xu, J. Zhao, B. Liu, and X. Zhang, *Appl. Phys. Lett.*, **94**: 172512 (2009).
  32. Y.-N. Hsu, S. Jeong, D. E. Laughlin, and D. N. Lambeth, *J. Magn. Magn. Mater.*, **260**: 282 (2003).
  33. Y.-N. Hsu, S. Jeong, D. E. Laughlin, and D. N. Lambeth, *J. Appl. Phys.*, **89**:

7068 (2001).

34. A. C. Sun, F. T. Yuan, and J.-H. Hsu, *J. Phys.: Conf. Ser.*, **200**: 102009 (2010).  
 35. E. Chason and P. R. Guduru, *J. Appl. Phys.*, **119**: 191101 (2016).

## REFERENCES

1. *Development in Data Storage: Materials Perspective* (Eds. S. N. Piramanayagam and T. C. Chong) (New York: John Wiley and Sons: 2012).
2. A. T. McCallum, P. Krone, F. Springer, C. Brombacher, M. Albrecht, E. Dobisz, M. Grobis, D. Weller, and O. Hellwig, *Appl. Phys. Lett.*, **98**: 242503 (2011).
3. D. Weller, O. Mosendz, G. Parker, S. Pisana, and T. S. Santos, *phys. status solidi (a)*, **210**: 1245 (2013).
4. D. Weller, G. Parker, O. Mosendz, A. Lyberatos, D. Mitin, N. Y. Safonova, and M. Albrecht, *J. Vac. Sci. Technol. B*, **34**: 060801 (2016).
5. I. A. Vladymyrskiy, O. P. Pavlova, T. I. Verbitska, S. I. Sidorenko, G. L. Katona, D. L. Beke, and Iu. M. Makogon, *Vacuum*, **101**: 33 (2014).
6. O. P. Pavlova, T. I. Verbitska, I. A. Vladymyrskiy, S. I. Sidorenko, G. L. Katona, D. L. Beke, G. Beddies, M. Albrecht, and I. M. Makogon, *Appl. Surf. Sci.*, **266**: 100 (2013).
7. Yu. N. Makogon, E. P. Pavlova, S. I. Sidorenko, T. I. Verbitskaya, I. A. Vladymyrskiy, and R. A. Shkarban, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **35**, No. 4: 553 (2013) (in Russian).
8. Yu. M. Makogon, E. P. Pavlova, S. I. Sidorenko, T. I. Verbitskaya, I. A. Vladymyrskiy, and O. V. Fihurna, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **35**, No. 10: 1425 (2013) (in Ukrainian).
9. Yu. M. Makogon, E. P. Pavlova, S. I. Sidorenko, T. I. Verbitskaya, M. Yu. Verbitska, and O. V. Fihurna, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **36**, No. 11: 1513 (2014) (in Ukrainian).
10. C. Feng, Q. Zhan, B. Li, J. Teng, M. Li, Y. Jiang, and G. Yu, *Appl. Phys. Lett.*, **93**: 152513 (2008).
11. C. Feng, B.-H. Li, Y. Liu, J. Teng, M.-H. Li, Y. Jiang, and G.-H. Ya, *J. Appl. Phys.*, **103**: 023916 (2008).
12. Y. S. Yu, H.-B. Li, W. L. Li, M. Liu, and W. D. Fei, *J. Magn. Magn. Mater.*, **322**: 1770 (2010).
13. W. Y. Zhang, H. Shima, F. Takano, H. Akinaga, X. Z. Yu, T. Hara, W. Z. Zhang, K. Kimoto, Y. Matsui, and S. Nimori, *J. Appl. Phys.*, **106**: 033907 (2009).
14. T. Maeda, T. Kai, A. Kikitsu, T. Nagase, and J. Akiyama, *Appl. Phys. Lett.*, **80**, No. 12: 2147 (2002).
15. C. L. Platt, K. W. Wierman, E. B. Svedberg, R. van de Veerdonk, J. K. Howard, A. G. Roy, and D. E. Laughlin, *J. Appl. Phys.*, **92**, No. 10: 6104 (2002).
16. Y. F. Ding, J. S. Chen, and E. Liu, *J. Cryst. Growth*, **276**: 111 (2005).
17. M. Albrecht and C. Brombacher, *phys. status solidi (a)*, **210**: 1272 (2013).
18. C. L. Zha, S. H. He, B. Ma, Z. Z. Zhang, F. X. Gan, and Q. Y. Jin, *IEEE Trans. Magn.*, **44**, No. 11: 3539 (2008).
19. K. W. Wierman, C. L. Platt, J. K. Howard, and F. E. Spada, *J. Appl. Phys.*, **93**, No. 10: 7160 (2003).

20. S. N. Hsiao, S. K. Chen, T. S. Chin, Y. W. Hsu, H. W. Huang, F. T. Yuan, H. Y. Lee, and W. M. Liao, *J. Magn. Magn. Mater.*, **321**: 2459 (2009).
21. S. N. Hsiao, F. T. Yuan, H. W. Chang, H. W. Huang, S. K. Chen, and H. Y. Lee, *Appl. Phys. Lett.*, **94**: 232505 (2009).
22. F. T. Yuan, S. H. Liu, W. M. Liao, S. N. Hsiao, S. K. Chen, and H. Y. Lee, *IEEE Trans. Magn.*, **48**, No. 3: 1139 (2012).
23. S. N. Hsiao, S. H. Liu, S. K. Chen, F. T. Yuan, and H. Y. Lee, *J. Appl. Phys.*, **111**: 07A702 (2012).
24. C. H. Lai, C. H. Yang, C. C. Chiang, T. Balaji, and T. K. Tseng, *Appl. Phys. Lett.*, **85**: 4430 (2004).
25. S. N. Hsiao, S. K. Chen, S. H. Liu, C. J. Liao, F. T. Yuan, and H. Y. Lee, *IEEE Trans. Magn.*, **47**, No. 10: 3637 (2011).
26. S. N. Hsiao, S. H. Liu, S. K. Chen, T. S. Chin, and H. Y. Lee, *Appl. Phys. Lett.*, **100**: 261909 (2012).
27. J.-S. Kim, Y.-M. Koo, and N. Shin, *J. Appl. Phys.*, **100**: 093909 (2006).
28. J.-S. Kim, Y.-M. Koo, B.-J. Lee, and S.-R. Lee, *J. Appl. Phys.*, **99**: 053906 (2006).
29. W. Hsu, S. K. Chen, W. M. Liao, F. T. Yuan, W. C. Chang, and J. L. Tsai, *J. Alloys Compd.*, **449**: 52 (2008).
30. R. M. Hazen and A. Navrotsky, *Amer. Mineral.*, **81**: 1021 (1996).
31. X. Li, F. Wang, Y. Liu, L. Xu, J. Zhao, B. Liu, and X. Zhang, *Appl. Phys. Lett.*, **94**: 172512 (2009).
32. Y.-N. Hsu, S. Jeong, D. E. Laughlin, and D. N. Lambeth, *J. Magn. Magn. Mater.*, **260**: 282 (2003).
33. Y.-N. Hsu, S. Jeong, D. E. Laughlin, and D. N. Lambeth, *J. Appl. Phys.*, **89**: 7068 (2001).
34. A. C. Sun, F. T. Yuan, and J.-H. Hsu, *J. Phys.: Conf. Ser.*, **200**: 102009 (2010).
35. E. Chason and P. R. Guduru, *J. Appl. Phys.*, **119**: 191101 (2016).