

МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ ПОВЕРХНОСТИ И ПЛЁНКИ

PACSnumbers: 68.55.Nq, 75.30.Gw, 75.47.Np, 75.60.Ej, 75.70.Ak, 81.15.-z, 81.40.Rs

Структурно-фазовий стан, магнеторезистивні та магнетні властивості плівок пермалюю

Я. М. Литвиненко, І. М. Пазуха*, О. В. Пилипенко*, В. В. Бібик

*Конотопський інститут Сумського державного університету,
просп. Миру, 24,
41615 Конотоп, Україна*
**Сумський державний університет,
вул. Римського-Корсакова, 2,
40007 Суми, Україна*

Представлено експериментальні результати та літературні дані стосовно структурно-фазового стану, магнетотранспортних і магнетних властивостей плівок пермалюю, одержаних різними методами. Проаналізовано вплив умов одержання на структурно-фазовий стан плівкових зразків. Показано, що в тонких плівках пермалюю виявляється анізотропний магнетопір, величина якого в середньому становить 3–4% за кімнатної температури. Одержано розмірні, концентраційні та температурні залежності анізотропного магнетопору і коерцитивності.

Ключові слова: плівковий стоп, магнетопір, магнетна анізотропія, коерцитивність, поле насити.

Представлены экспериментальные результаты и литературные данные, относящиеся к структурно-фазовому состоянию, магнеторезистивным и магнитным свойствам плёнок пермаллоя, полученных различными методами. Проанализировано влияние условий получения на структурно-фазовое состояние плёночных образцов. Показано, что в тонких плёнках пермаллоя проявляется анизотропное магнитосопротивление, величина которого в среднем составляет 3–4% при комнатной температуре. Полу-

Corresponding author: Iryna Mykhaylivna Pazukha
E-mail: irina_sumy@mail.ru

Konotop Institute of Sumy State University, 24 Myru Ave., 41615 Konotop, Ukraine
**Sumy State University, 2 Rimsky-Korsakov Str., 40007 Sumy, Ukraine*

Ia. M. Lytvynenko, I. M. Pazukha, O. V. Pylypenko, and V. V. Bibyk,
Structural–Phase State, Magnetoresistive and Magnetic Properties of Permalloy
Films, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 37, No. 10: 1377–1393 (2015) (in Ukrainian).

чены размерные, концентрационные и температурные зависимости анизотропного магнитосопротивления и коэрцитивности.

Ключевые слова: плёночный сплав, магнитосопротивление, магнитная анизотропия, коэрцитивность, поле насыщения.

The experimental results and literature data on structure and phase state, magnetoresistive and magnetic properties of thin permalloy films prepared by different methods are presented. The analysis of fabrication-conditions' influence on the structure and phase state of thin-film samples is performed. The anisotropic magnetoresistance with values of 3–4% at room temperature appears in thin permalloy films. The size, concentration and temperature dependences of anisotropic magnetoresistance and coercivity are obtained.

Key words: film alloy, magnetoresistance, magnetic anisotropy, coercivity, saturation field.

(Отримано 23 червня 2015 р.; остаточний варіант — 7 липня 2015 р.)

1. ВСТУП

Пермалой — це магнетом'який феромагнетний матеріал на основі Ni та Fe при концентрації атомів Fe (c_{Fe}) до 50 ат.%. Не зважаючи на те, що різні аспекти та особливості структурних, магнетних, магнеторезистивних, електрофізичних, механічних та ін. властивостей широко вивчаються протягом останніх десятиліть, дослідження плівкових стопів пермалою залишається актуальним і на цей час. Це пов'язано, насамперед, з сучасним і потенційним використанням магнетом'яких матеріалів при виготовленні різних типів магнетних пристроїв (наприклад, давачів, електродвигунів, трансформаторів [1–3]) або в електронному обладнанні [4, 5]. Комплексний аналіз впливу температури відпалювання і температури підкладки на електрофізичні (питомий опір) та магнетні (залишкова намагнетованість, коерцитивність) властивості, магнетну мікроструктуру, спінову поляризацію, центри пінінгу стопу $Ni_{80}Fe_{20}$ було виконано в роботі [6]. Мета роботи [6] полягала в поліпшенні зазначених вище властивостей для подальшого використання пермалою при розробленні нового типу енергонезалежної «race track» пам'яті, запатентованої в 2008 році Паркіном та ін. [7], або як спін-інжектора в спін-клапанних структурах [8, 9].

У плівках пермалою виявляється магнетна анизотропія — фундаментальна властивість магнетних матеріалів, яка широко використовується на практиці (наприклад, при розробленні магнеторезистивної оперативної пам'яті [10]). Відомі різні типи магнетної анизотропії: кристалічна, обмінна, індукована, анизотропія форми. Однак фізику цих явищ вивчено не повністю. Тому одним з напрямків досліджень останніх робіт стало вивчення природи магнетної

анізотропії різних типів як з експериментальної [11–13], так і теоретичної [14, 15] точок зору. Так у роботі [11] з метою вивчення природи перпендикулярної магнетної анізотропії було виконано дослідження мікроструктури та магнетних властивостей плівкового стопу $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$. Авторами [12] було показано, що, змінюючи орієнтацію зовнішнього магнетного поля відносно напрямку протікання струму, в плівці у ході конденсації можна зменшити або збільшити її структурну анізотропію. Спробу пояснити природу індукованої магнетної анізотропії в плівках пермалою товщиною 100 нм було здійснено в роботі [13]. Аналіз результатів, наданих у роботі [13], свідчить про сильний взаємозв'язок між індукованою магнетною анізотропією та анізотропією мікронапружень, однак, фізика цього зв'язку залишається незрозумілою і потребує подальших досліджень. Необхідно зазначити, що подібні дослідження дозволяють виконувати моделювання процесів, що відбуваються в плівках під дією зовнішнього магнетного поля (див., наприклад, [16]), та формувати структури на основі плівок пермалою з наперед заданими властивостями.

Мета даної роботи полягає в узагальненні даних стосовно структурно-фазового стану, магнетних і магнеторезистивних властивостей плівок пермалою, одержаних різними методами, залежно від товщини зразків, концентрації атомів Ni і процесу термообробки.

2. МЕТОДИКА І ТЕХНІКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Для одержання тонких плівок пермалою використовуються різноманітні методи [17–20]: випаровування масивних стопів, одночасна вакуумна конденсація компонентів, електрохімічне осадження. Також добре відомо, що, незалежно від методу одержання, структурні характеристики плівкових зразків (параметр ґратниці, розмір і орієнтація зерен, концентрація і тип домішок) істотно залежать від режиму одержання і, як наслідок, впливають на їх електрофізичні властивості. У зв'язку з цим, щоб уникнути впливу останнього фактора на подальші дослідження, всі плівкові зразки в роботі одержувалися методом конденсації масивних стопів у вакуумній установці ВУП-5М за ідентичних умов: при тиску залишкових газів 10^{-4} Па і кімнатній температурі на ситалові підложжя розміром 10×10 мм (температура підложжя $T_{\text{п}} = 300$ К) зі швидкістю 0,5–1 нм/с. Масивні стопи формувалися шляхом стоплення компонентів у закритому тиглі. Концентрація компонентів розраховувалася, виходячи з маси речовин, завантажених у випарник. Додатково хімічний склад і співвідношення концентрацій елементів контролювалися методом енергодисперсійної аналізи (прилад РЕМ-103). Точність визначення концентрації компонентів становила $\pm 5\%$. Внаслідок були одержані плівки пермалою $\text{Ni}_x\text{Fe}_{1-x}$ з концен-

трацією атомів Ni $c_{\text{Ni}} = 50, 58, 67$ і 80 ат. % в інтервалі товщин (d) від 15 до 50 нм. Товщина визначалася методом оптичної інтерферометрії з точністю $\pm 0,5$ нм. З метою вивчення впливу температури на структурно-фазовий стан, магнетні і магнеторезистивні властивості плівок пермалою, зразки відпалювалися у вакуумі протягом 20 хв. при температурах $T_{\text{в}} = 500, 700$ і 900 К. Дослідження фазового складу і кристалічної структури виконувалося методами електронографії та електронної мікроскопії (прилад ПЕМ-125К).

Дослідження магнеторезистивних властивостей виконувалося з використанням програмно-апаратного комплексу [21] за чотиротоковою схемою в зовнішньому магнетному полі від 0 до 500 мТл. Струм пропускався паралельно площині зразка, мірювання магнетопору (МО) виконувалося при кімнатній температурі при трьох орієнтаціях магнетного поля відносно напрямку протікання струму: перпендикулярній (\perp), поперечній ($+$) і поздовжній (\parallel). Зміна геометрії реалізовувалася за рахунок повороту зразка в просторі між осередками магнету за допомогою розробленого модуля, який дозволяє не тільки вимірювати зміну магнетопору, а також здійснювати поворот зразка під час мірювання в діапазоні кутів $\pm 180^\circ$ з мінімальним кроком 1° . Величина МО розраховувалася за співвідношенням: $MO = [(R(B) - R(B_s))/R(B_s)] \cdot 100\%$, де $R(B_s)$ — електричний опір у магнетному полі насату або в максимально можливому магнетному полі, $R(B)$ — поточне значення опору плівки в магнетному полі. Оцінка анізотропного магнетопору (АМО) виконувалася за наступним співвідношенням: $AMO = 3(R_{\parallel} - R_{+})/(R_{\parallel} + 2R_{+})$, де R_{\parallel} і R_{+} — величини опору плівки відповідно при паралельній і поперечній орієнтаціях магнетного поля відносно напрямку протікання струму.

Дослідження магнетних характеристик виконувалися при орієнтації ліній магнетної індукції паралельно і перпендикулярно площині зразка за допомогою вібраційного магнетометра VSM Lake Shore Model 7400 (Інститут Жана Ламура Університету Лотарингії, м. Нансі, Франція).

3. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ РЕЗУЛЬТАТИ

3.1. Структурно-фазовий стан

Результати електронографічної аналізи свіжосконденсованих та відпалених до 900 К плівок пермалою представлені на рис. 1. Фазовий склад плівок $\text{Ni}_x\text{Fe}_{1-x}$ у діапазоні концентрацій $c_{\text{Ni}} = 50-80$ ат. % після конденсації (рис. 1, а) незалежно від товщини зразка відповідає ГЦК-фазі Ni_3Fe [22, 23], а параметр ґратниці $a(\text{Ni}_3\text{Fe})$ змінюється в межах від $0,354$ до $0,358$ нм при збільшенні c_{Ni} . Зазначимо, що підібрані вакуумні умови конденсації уможливили одержати зразки достатньо високої чистоти, оскільки на електронограмах не були

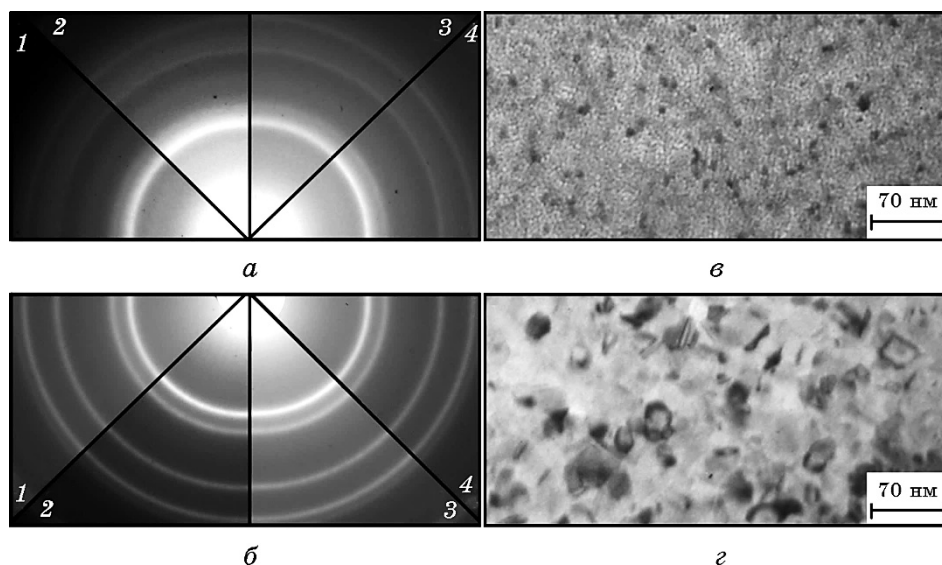


Рис. 1. Дифракційні картини плівок пермалою в свіжосконденсованому стані (а) і після відпалювання до 900 К (б) при різних концентраціях c_{Ni} , ат. %: 1 — 50, 2 — 58, 3 — 67 і 4 — 80; кристалічна структура плівки $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}(40)/\text{П}$ (П — підложжя, у дужках вказано товщину плівки в нм) до (в) та після (г) термовідпалювання до 900 К.

Fig. 1. Diffraction pattern of thin permalloy films after condensation (a) and annealing to 900 K (b) at different concentration c_{Ni} , at. %: 1—50, 2—58, 3—67, 4—80; crystal structure of thin $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}(40)/\text{S}$ film (S—substrate; in the brackets, it is indicated a value of film thickness in nm) after condensation (c) and heat treatment to 900 K (d).

зафіксовані лінії від оксидних фаз. Згідно з літературними даними для плівок пермалою, одержаних методом магнетронного розпоршення [6], одночасної вакуумної конденсації резистивною методом [18, 24], методами електролітичного осадження [20, 25], механічного стоплення [26, 27] та епітаксії [28, 29], їх фазовий склад також відповідає ГЦК- Ni_3Fe із параметром ґратниці $a = 0,354\text{--}0,359$ нм у діапазоні концентрацій $c_{\text{Ni}} = 50\text{--}80$ ат. %.

Узагальнену залежність параметра ґратниці свіжосконденсованих плівок пермалою, одержаних різними методами, від концентрації атомів Ні представлено на рис. 2, а.

Аналіза електроннограм для плівок $\text{Ni}_x\text{Fe}_{1-x}$ з концентрацією $c_{\text{Ni}} = 50\text{--}80$ ат. %, відпалених до 900 К (рис. 1, б), свідчить про те, що дифракційні картини відповідають фазі ГЦК- Ni_3Fe з параметром $a(\text{Ni}_3\text{Fe}) = 0,355\text{--}0,358$ нм. Тобто в ході термовідпалювання, незалежно від концентрації атомів нікелю, зміни у фазовому складі плівок пермалою не відбуваються. Хоча необхідно відмітити, що при

термовідпалюванні до температур $T_b > 900$ К на електронограмах спостерігалися лінії слабкої інтенсивності, що відповідають фазам Fe_2O_3 і Fe_3O_4 . У роботах [30, 31] також було показано, що при відпалюванні в температурному інтервалі 300–1500 К можливе утворення оксидів Fe_3O_4 , Fe_2O_3 і FeO . Детальний аналіз впливу температури підкладки, яка змінювалася в межах від 300 до 673 К, на фазовий стан плівок $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$, одержаних методом магнетронного розпорошення, було виконано в роботі [6]. Було показано, що, незалежно від температури підложжя, зразки мають ГЦК-ґратницю з параметром, який залишається незмінним і становить 0,356 нм. Згідно з [6], процес відпалювання в інтервалі температур 300–973 К також не приводить до змін у фазовому складі. Відпалені плівки $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ мають ГЦК-структуру, а величина параметра ґратниці не змінюється.

На рисунках 1, в, г представлено мікроснімки кристалічної структури для плівок пермалою до та після термовідпалювання до 900 К відповідно на прикладі зразка $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}(37)/\text{П}$. Отже, свіжосконденсовані плівки пермалою мають типову для магнетних матеріалів дрібнодисперсну лабіринтову структуру з середнім розміром зерна, який не перевищує 20 нм і зростає при збільшенні c_{Ni} (рис. 2,

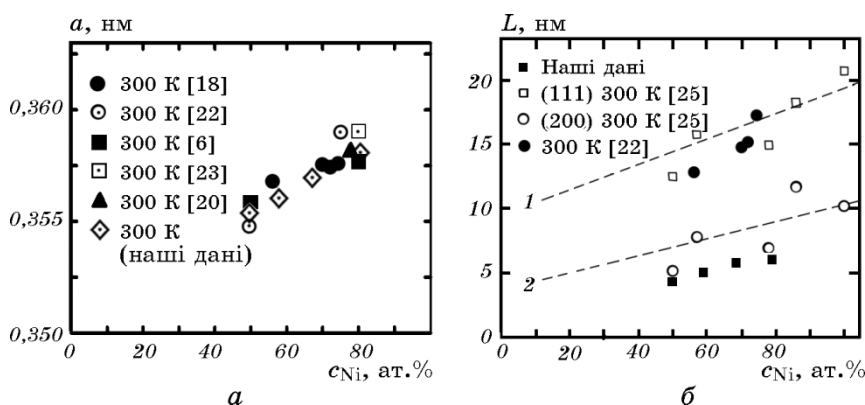


Рис. 2. Залежність параметра ґратниці (a) і середнього розміру зерна (b) для свіжосконденсованих плівок пермалою від концентрації атомів Ni. Позиції 1 і 2 відповідають усередненим лініям розподілу розмірів зерен, розрахованих на основі ширини піків рентґенограм для кристалітів з орієнтацією (111) і (200) відповідно для електролітично осаджених плівок пермалою з роботи [25].

Fig. 2. Dependence of lattice parameter (a) and average grain size (b) vs. atom Ni concentration for as-deposited permalloy thin films. Positions 1 and 2 correspond to average distributions of grain size calculated on the basis of XRD peak broadening for electrodeposited permalloy films [25] with orientation (111) and (200), respectively.

б). У ході відпалювання відбувається зростання середнього розміру кристалітів до 40–50 нм (рис. 1, з), що узгоджується з даними робіт [6, 24]. Згідно з [6], збільшення середнього розміру зерен відбувається як в процесі підвищення температури підложжя (при збільшенні $T_{\text{п}}$ до 673 К $L = 30\text{--}40$ нм), так і при термовідпалюванні (для зразків, осаджених на підігріте до 673 К підложжя та відпалених до 973 К, величина L досягає 100 нм).

Підсумовуючи все вищесказане, можна зробити висновок, що структурно-фазовий стан не залежить від методи одержання; тому останній фактор має не впливати на магнеторезистивні і магнетні властивості плівок пермалою.

3.2. Магнеторезистивні властивості

Результати дослідження магнетоопору плівок пермалою в діапазоні товщин 15–600 нм, одержаних різними методами, залежно від c_{Ni} , температури мірвання і матеріялу підложжя при поздовжній орієнтації магнетного поля узагальнено в табл. 1. Як видно з таблиці, величина MO плівок $\text{Ni}_x\text{Fe}_{1-x}$ при температурі мірвання $T = 300$ К змінюється в межах від 0,1 (у деяких випадках для зразків товщиною 20 нм навіть менше 0,1% [32]) до 5% [19, 33]. У середньому величина MO при кімнатній температурі становить 3%. При зменшенні температури мірвання до 77 К відбувається зростання MO майже в 2,5 рази [33], а при 4,2 К — в 3–3,5 рази [33].

Аналізуючи дані, одержані в цій роботі, необхідно відмітити, що найбільшу величину магнетоопору 0,35% було одержано при $c_{\text{Ni}} = 80$ ат.% і $d = 37$ нм при перпендикулярній орієнтації магнетного поля ($T = 300$ К). При переході до поперечної орієнтації магнетного поля відбувається зменшення величини MO в 4 рази. На рисунку 3 наведено польові залежності магнетоопору для даного зразка $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}(37)/\text{П}$. Процес термовідпалювання до $T_{\text{в}} = 700$ і 900 К призводить до зростання величини MO при всіх трьох орієнтаціях магнетного поля, до того ж при 700 К відбувається зміна характеру польових залежностей магнетоопору та зростання коерцитивності, що пов'язано з інтенсивними рекристалізаційними процесами, які викликають зміни в доменній структурі зразка. Зазначимо, що подібна динаміка зміни MO спостерігалася практично для всіх концентрацій та товщин, досліджених у роботі. Згідно з [24], у ході термовідпалювання плівок пермалою $\text{Ni}_{50}\text{Fe}_{50}$ також спостерігалася збільшення величини MO в 1,5–2 рази.

Серед характерних особливостей польових залежностей також необхідно відзначити, що магнетоопір має анізотропний характер. Причина виникнення анізотропного магнетоопору у феромагнетних металах пов'язана з процесами s - d -розсіювання шляхом спінорбітальної взаємодії електронів провідності [33, 34]. Опір плівки

залежить від взаємної орієнтації векторів намагнетованості і густини електричного струму. Узагальнені концентраційні і розмірні залежності для плівок пермалою, побудовані на основі результатів досліджень, виконаних у цій роботі, і літературних даних, представлені на рис. 4, *a* і *б* відповідно.

Як видно з рис. 4, *a*, концентраційні залежності АМО мають ква-

ТАБЛИЦЯ 1. Магнетоопір плівок пермалою за даними різних джерел.

TABLE 1. Magnetoresistance of permalloy films according to various sources.

c_{Ni} , ат. %	d , нм	T , К	МО, %	Методика одержання	Матеріал підложжя	Література
76	250	293	3,8	Механічне стоплення	–	[33]
		77	10,8			
		14	12,7			
83	250	RT	5,4	Одночасна вакуумна конденсація	Скло	[33]
		77	13,1			
		4,2	14,9			
99	250	RT	3,0	Одночасна вакуумна конденсація	–	[33]
		77	7,9			
		4,2	10,6			
92	250	RT	5,4	Одночасна вакуумна конденсація	–	[33]
		77	13,1			
		4,2	14,9			
50	250	300	2–3	Електролітичне осадження	AlTiC	[38]
82	100–120	300	2,5–3	Електролітичне осадження	Скло	[37]
82	600	300	3,2	ВЧ розпорошення	Скло	[36]
80	20	300	2,7	Магнетронне розпорошення	Оксид кремнію	[35]
81	20	300	5	Магнетронне розпорошення	Оксид кремнію	[19]
82	20	300	<0,1	Одночасне випаровування	–	[32]
50	20–100	300	0,3–0,5	Випаровування з масивного стопу	Скло	[24]
		170	0,5–1,0			
50 58 67 80	37	300	<0,1	Випаровування з масивного стопу	Ситал	Наші дані
<0,1						
0,10						
0,35						

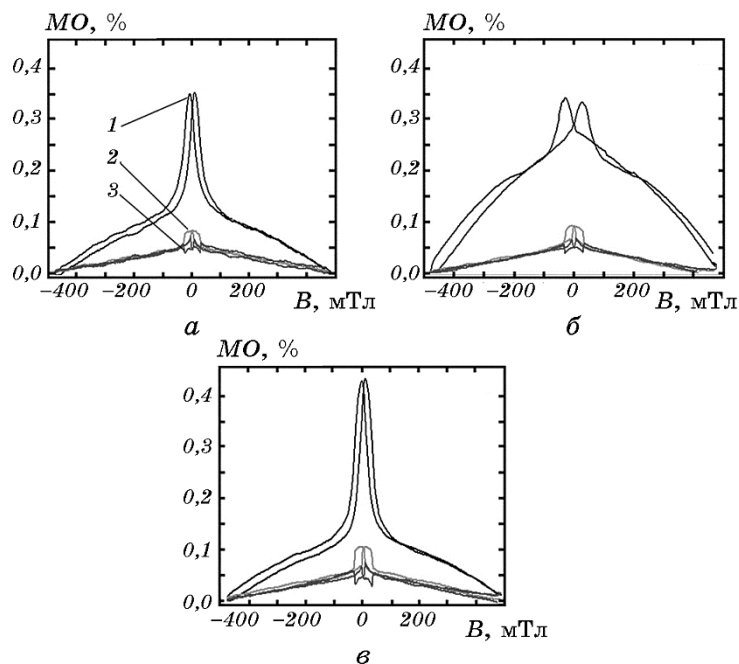


Рис. 3. Залежність MO від індукції магнетного поля для плівки $Ni_{80}Fe_{20}(37)/\Pi$ після конденсації (а) та термовідпалювання до $T_a = 700$ (б) і 900 К (в). Орієнтація магнетного поля відносно напрямку протікання струму: перпендикулярна (1), поперечна (2) і поздовжня (3).

Fig. 3. Magnetoresistance (MO) dependence *vs.* applied magnetic field for thin $Ni_{80}Fe_{20}(37)/S$ film after condensation (a) and heat treatment to $T_a = 700$ (b) and 900 K (c). The orientation of magnetic field according to current direction: perpendicular (1), transverse (2), and longitudinal (3).

зілінійний характер до максимуму 5% при $c_{Ni} = 90$ ат.%, в той час як розмірні залежності AMO (рис. 4, б) — експоненційний характер; до того ж його величина збільшується при збільшенні товщини зразка. Середнє значення анізотропного магнетоопору для тонкоплівкових зразків становить 3–4% при кімнатній температурі.

3.3. Магнетні властивості

На рисунку 5 зображено петлі магнетної гістерези при орієнтації ліній магнетної індукції паралельно площині зразка для свіжосконденсованих та відпалених до різних температур плівок пермалою товщиною 17 нм при $c_{Ni} = 50$ (а), 58 (б) і 80 ат.% (в). Аналізуючи дані, представлені на рис. 5, можна відзначити наступне: по-перше, незалежно від c_{Ni} та температури відпалювання, петлі магнетної гі-

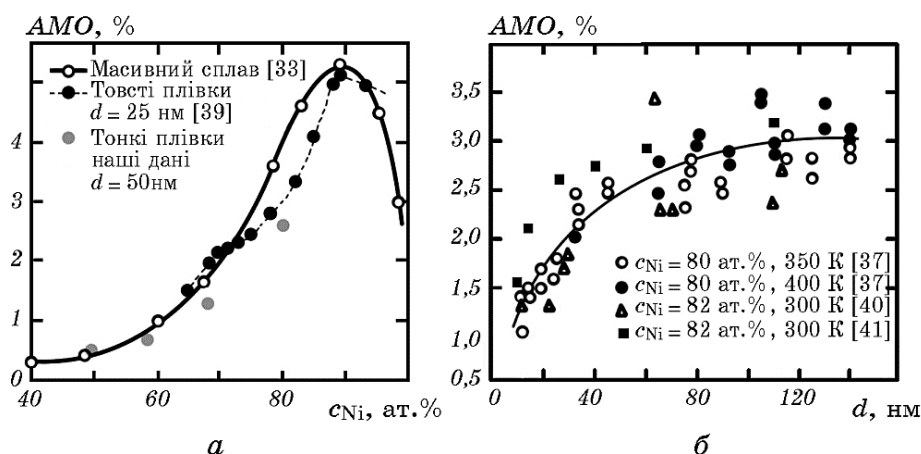


Рис. 4. Концентраційні (а) та розмірні (б) залежності АМО.

Fig. 4. Concentration (a) and size (b) dependences of anisotropic magnetoresistance (AMO).

стерези мають майже прямокутну форму, що характерно для магнетних плівок, в яких вісь легкого намагнетування знаходиться в площині зразка; по-друге, при збільшенні концентрації атомів Ni з 50 до 80 ат.% відбувається зменшення коерцитивності (B_c) з 6,3 до 0,5 мТл для свіжосконденсованих зразків, що узгоджується з даними робіт [24, 26, 39] і пов'язано зі збільшенням середнього розміру кристалітів та зміною концентрації дефектів кристалічної будови в плівці.

Структурні дефекти ускладнюють рух доменних стінок, що й приводить до зміни коерцитивності [40]. При подальшому збільшенні c_{Ni} з 83 до 85 ат.% [11] відбувається зростання B_c в 4,6 рази при $d = 20$ нм. Отже на концентраційній залежності коерцитивності спостерігається мінімум при $c_{Ni} = 83$ ат.% (рис. 6, а). Термовідпалювання приводить до поступового зростання величини коерцитивності (в 1,2–1,8 рази при $T_v = 900$ К), хоча, згідно з [41], процес відпалювання може привести і до зменшення B_c .

Розмірна залежність B_c (рис. 7, б) має більш складний характер, який залежить як від концентрації компонентів [11, 39], так і від температури підкладки [31, 37]. Отже, при осадженні на підложжя кімнатної температури при $c_{Ni} = 83$ ат.% залежність $B_c(d)$ має лінійний характер, а величина B_c практично не змінюється при збільшенні товщини. При збільшенні температури підложжя змінюється не тільки коерцитивність зразків (на температурній залежності B_c має місце мінімум при $T_n = 573$ – 623 К, а при $T_n = 673$ К значне зростання B_c (рис. 6, б, графік на вставці)), а й характер розмірних залежностей.

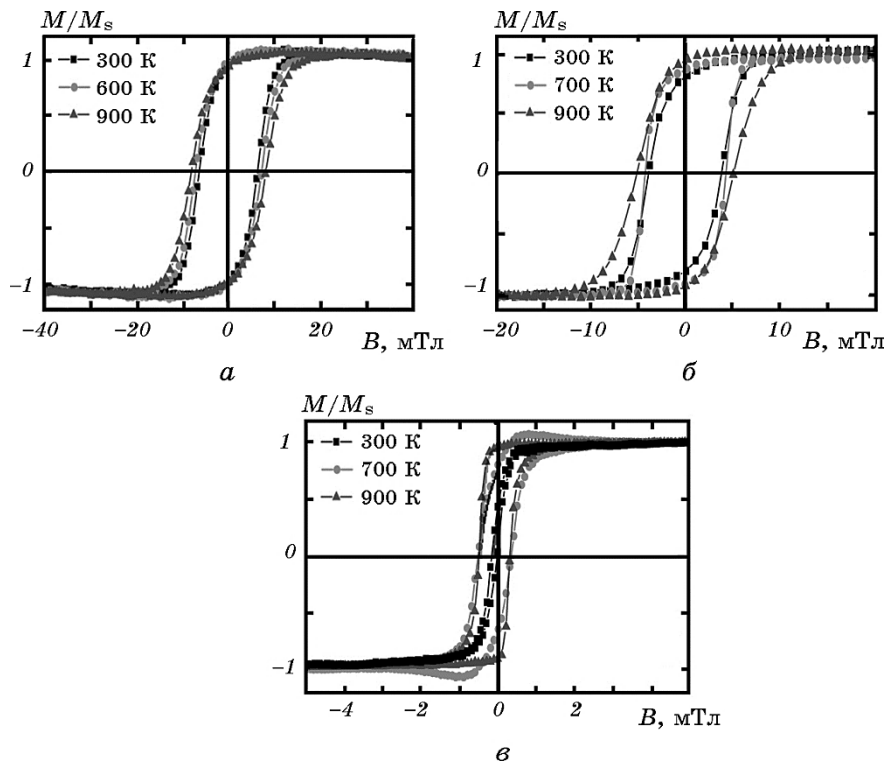


Рис. 5. Нормована гістереза M/M_s для свіжосконденсованих та відпалених до 700 і 900 К плівок пермалою $\text{Ni}_{50}\text{Fe}_{50}(17)/\Pi$ (а), $\text{Ni}_{58}\text{Fe}_{42}(17)/\Pi$ (б) і $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}(17)/\Pi$ (в) при орієнтації ліній магнетної індукції паралельно площині зразка.

Fig. 5. Normalized magnetization M/M_s vs. applied field for the thin $\text{Ni}_{50}\text{Fe}_{50}(17)/\text{S}$ (a), $\text{Ni}_{58}\text{Fe}_{42}(17)/\text{S}$ (б) and $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}(17)/\text{S}$ (в) films as-deposited and annealed to 700 and 900 K at orientation of magnetic flux line parallel to sample plane.

На рисунку 7 представлені петлі магнетної гістерези для плівок пермалою $\text{Ni}_{67}\text{Fe}_{33}/\Pi$ різної товщини, відпалених до 900 К. Як видно з рис. 7, при збільшенні товщини зразка з 15 до 40 нм форма петель майже не змінюється, залишаючись прямокутною, а величина B_c зростає несуттєво з 2,2 до 6,9 мТл, що узгоджується з даними роботи [11, 39].

Дослідження магнетних властивостей стрічок пермалою $\text{Ni}_{81}\text{Fe}_{19}$ товщиною 30 нм, одержаних методом магнетронного розпорощення, виконані нами в роботі [42], показали, що форма петель магнетного гістерезису та величина коерцитивності істотно залежать від ширини і довжини зразка при сталій його товщині. Згідно з [42], стрічка розміром 350×7 мкм (зразок 1) має прямокутну петлю маг-

нетного гістерезису, в той час як для стрічки розміром 7×70 мкм (зразок 4) кут нахилу залежності $M(B)$ змінюється. До того ж відбувається зменшення величини B_c в 2 рази (з 1,6 (зразок 1) до 0,8 мТл (зразок 4)).

Стосовно характеру розмірних і концентраційних залежностей

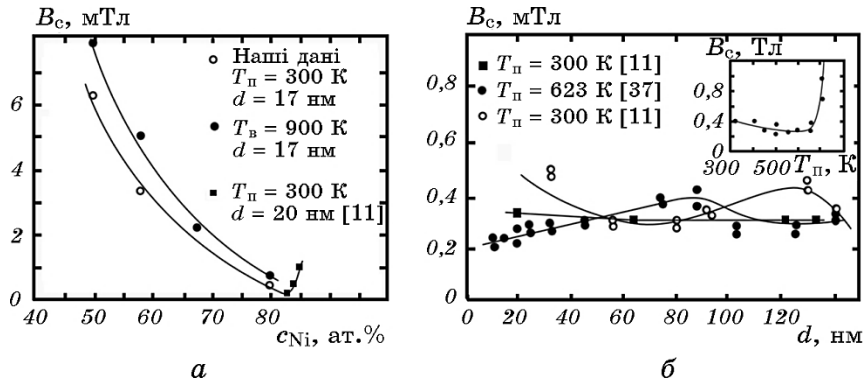


Рис. 6. Концентраційні (а), розмірні (для плівок пермалою $\text{Ni}_{83}\text{Fe}_{17}/\text{П}$ [11] і $\text{Ni}_{82}\text{Fe}_{18}/\text{П}$ [37]) (б) і температурна (на вставці B_c від T_p із роботи [37]) залежності коерцитивності.

Fig. 6. Concentration (a), size (for thin $\text{Ni}_{83}\text{Fe}_{17}/\text{S}$ [11] and $\text{Ni}_{82}\text{Fe}_{18}/\text{S}$ [37] films) (б) and temperature (insert with B_c vs. T_s [37]) dependences of coercivity.

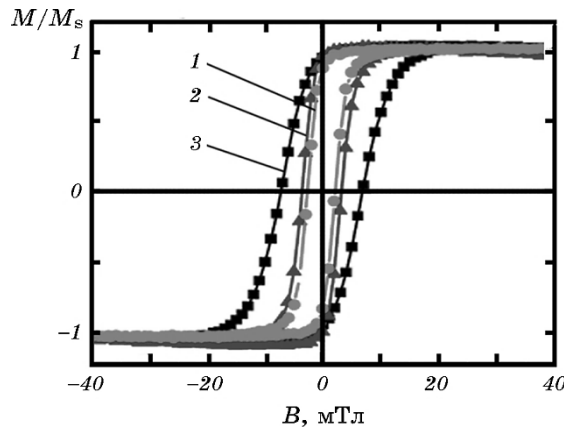


Рис. 7. Нормована гістереза M/M_s для відпалених до 900 К плівок пермалою $\text{Ni}_{67}\text{Fe}_{33}/\text{П}$ товщиною 15 (1), 25 (2) і 40 нм (3) при орієнтації ліній магнетної індукції паралельно площині зразка.

Fig. 7. Normalized magnetization M/M_s vs. applied field for thin $\text{Ni}_{67}\text{Fe}_{33}/\text{S}$ films annealed to 900 K with thickness of 15 (1), 25 (2), and 40 nm (3) for orientation of magnetic flux line parallel to sample plane.

величини поля насичення можна зазначити наступне: при збільшенні c_{Ni} з 50 до 80 ат. % в діапазоні товщин від 15 до 50 нм відбувається зменшення величини B_s , що підтверджують і дані робіт [20, 26], в той час як термовідпалювання до 900 К призводить до незначного зростання B_s в 1,4–2 рази; при збільшенні товщини плівкового зразка ($c_{Ni} = 67$ ат. %) відбувається збільшення величини поля насичення.

Зростання поля насичення у випадку феромагнетних стопів переважно свідчить про закінчення процесів перемагнетування, таких як ріст доменів з магнетним моментом, орієнтованим у напрямку вісі легкого намагнетування, зміщення доменних меж і поворот вектора намагнетованості зразка в напрямі магнетувального поля [43, 44]. Як підсумок зазначимо, що величина B_s , залежно від концентрації компонентів, товщини зразків і режиму термообробки, змінюється в межах від 1,60 до 40 мТл, що в деяких випадках на один або, навіть, на два порядки нижче в порівнянні з літературними даними [38, 45–49].

4. ВИСНОВКИ

На основі виконаної комплексної аналізи структурно-фазового стану, магнетних і магнетотранспортних властивостей плівок пермалою в діапазоні концентрацій атомів Ni 50–80 ат. % можна зробити наступні висновки.

1. Незалежно від методики одержання фазовий склад зразків відповідає ГЦК- Ni_3Fe з параметром ґратниці $a = 0,354–0,358$ нм. Свіжосконденсовані зразки мають дрібнодисперсну лабіринтову структуру з середнім розміром зерна у 5–10 нм, який збільшується до 50 нм при відпалюванні до 900 К.
2. У досліджуваних плівкових стопах спостерігається анізотропний магнетоопір, середня величина якого для зразків товщиною 15–50 нм становить 3–4% при кімнатній температурі.
3. Концентраційна залежність AMO має максимум при $c_{Ni} = 90$ ат. %, а розмірна залежність — експоненційний характер (при збільшенні товщини величина AMO зростає).
4. Незалежно від c_{Ni} та температури відпалювання в заданому діапазоні товщин, петлі магнетної гістерези мають форму характерну для магнетних плівок, в яких вісь легкого намагнетування знаходиться в площині зразка. На концентраційній залежності коерцитивності спостерігається мінімум при $c_{Ni} = 83$ ат. %, а характер розмірної залежності залежить від температури підложжя і доменної структури зразків.

Роботу виконано в межах держбюджетної теми 0115U000689.

Автори висловлюють подяку проф. І. Ю. Проценку за участь в обговоренні результатів роботи.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. J. A. Bas, J. A. Calero, and M. J. Dougan, *J. Magn. Magn. Mater.*, **254–255**: 391 (2003).
2. P. Ripka, *J. Magn. Magn. Mater.*, **320**: 2466 (2008).
3. A. Hamler, V. Gorican, B. Sustarsic, and A. Sirc, *J. Magn. Magn. Mater.*, **304**: e816 (2006).
4. R. C. O’Handley, *Modern Magnetic Materials* (New York: Wiley-Interscience: 2002).
5. B. D. Cullity and C. D. Graham, *Introduction to Magnetic Materials* (Hoboken: John Wiley and Sons, Inc.: 2009).
6. G. Nahrwold, J. M. Scholtyssek, S. Motl-Ziegler, O. Albrecht, U. Merkt, and G. Meier, *J. Appl. Phys.*, **108**: 013907 (2010).
7. S. S. P. Parkin, M. Hayashi, and L. Thomas, *Science*, **320**: 190 (2008).
8. L. Kong, Q. Pan, B. Cui, M. Li, and Y. Chou, *J. Appl. Phys.*, **85**, No. 8: 5492 (1999).
9. Y. Jiang, S. Yao, and W. Zhang, *Thin Solid Films*, **516**: 3210 (2008).
10. D. G. Rancourt, *Phys. Canada*, **45**: 3 (1995).
11. A. V. Svalov, I. R. Aseguinolaza, A. Garcia-Arribas, I. Orue, J. M. Barandiaran, J. Alonso, M. L. Fernández-Gubieda, and G. V. Kurlyandskaya, *IEEE Trans. Magn.*, **46**, No. 2: 333 (2010).
12. S. U. Jen, T. C. Wu, C. M. Wong, Y. T. Chen, and H. P. Chiang, *Thin Solid Films*, **515**: 7382 (2007).
13. E. B. Park, S.-U. Jang, J.-H. Kim, and S.-J. Kwon, *Thin Solid Films*, **520**: 5981 (2012).
14. S. Ostanina, J. B. Stauntona, S. S. A. Razee, B. Ginatempoc, and E. Bruno, *J. Magn. Magn. Mater.*, **295**: 110 (2005).
15. T. Waeckerle and H. Fraisse, *J. Magn. Magn. Mater.*, **215–216**: 184 (2000).
16. M. Volmer and J. Neamtu, *J. Optoelectr. Advanc. Mater.*, **9**, No. 4: 1147 (2007).
17. Y. Sato, T. F. Johnson, S. Chiang, J. A. Giacomo, X. D. Zhu, D. P. Land, F. Nolting, and A. Scholl, *J. Vac. Sci. Technol. A*, **22**, Iss. 1: 135 (2004).
18. К. В. Тищенко, І. Ю. Проценко, *Металлофиз. новейшие технол.*, **34**, № 7: 907 (2012).
19. T. Lorenz, A. Käufler, Y. Luo, M. Moske, and K. Samwer, *arXiv:cond-mat/9902222 [cond-mat.mtrl-sci]* (1999).
20. Y. Marita and I. I. Yaacob, *Materials Science Forum*, **654–656**: 2430 (2010).
21. М. Н. Демиденко, С. І. Протсенко, D. M. Kostyuk, and I. V. Cheshko, *J. Nano-Electron. Phys.*, **3**, No. 4: 106 (2011).
22. *Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник* (Ред. Н. П. Лякишев) (Москва: Машиностроение: 1997), т. 2.
23. О. А. Банных, П. Б. Будберг, С. П. Алисова, *Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа* (Москва: Металлургия: 1986).
24. В. Б. Лобода, В. О. Кравченко, Ю. О. Шкурдода, С. М. Пирогова, *Вісник СумДУ. Серія Фізика, математика, механіка*, **8**: 115 (2004).
25. J. H. Seo, J. K. Kim, T. H. Yim, and Y. B. Park, *Materials Science Forum*, **475–479**: 3483 (2005).
26. A. H. Bahrami, S. Sharafi, and H. Ahmadian Baghbaderani, *Advanced Powder Technology*, **24**: 235 (2013).

27. A. Guittoum, A. Layadi, A. Bourzami, H. Tafat, N. Souami, S. Boutarfaia, and D. Lacour, *J. Magn. Magn. Mater.*, **320**: 1385 (2008).
28. Y. Nukaga, M. Ohtake, and O. Yabuhara, *J. Magn. Soc. Jpn.*, **34**: 508 (2010).
29. M. Ohtake, T. Tanaka, K. Matsubara, F. Kirino, and M. Futamoto, *J. Physics: Conference Series*, **303**: 0120151 (2011).
30. В. В. Бібик, Т. М. Гричановська, И. Ю. Проценко, *Металлофиз. новейшие технол.*, **27**: № 6: 775 (2005).
31. З. М. Макуха, О. В. Сынашенко, Я. Н. Литвиненко, Ю. М. Шабельник, И. Е. Проценко, *Материалы международной научно-практической конференции «Перспективные инновации в науке, образовании, производстве и транспорте 2012» (19–30 июня 2012, Москва, Россия)*, т. 3, с. 64.
32. K. G. Patrin, V. Yu. Yakovchuk, G. S. Patrin, and S. A. Yarikov, *Solid State Phenomena*, **190**: 439 (2012).
33. T. R. McGuire and R. I. Potter, *IEEE Transact. Magn. Mag-11*, No. 4: 1018 (1975).
34. R. O'Handley, *Modern Magnetic Materials* (New York: Wiley and Sons: 2000).
35. D. H. Kim, T.-J. Hwang, K.-S. Ryu, and S.-Ch. Shin, *phys. status solidi (c)*, **5**, No. 1: 405 (2008).
36. H. Nagura, K. Saito, K. Takanashi, and H. Fujimori, *J. Magn. Magn. Mater.*, **212**: 53 (2000).
37. T. Miyazaki, T. Ajima, and F. Sato, *J. Magn. Magn. Mater.*, **81**: 86 (1989).
38. I. Tabakovic, S. Riemer, V. Vas'ko, V. Sapozhnikov, and M. Kief, *J. Electrochem. Soc.*, **150**, Iss. 9: C635 (2003).
39. J.-G. Choi, D.-G. Hwang, J.-R. Rhee, and S.-S. Lee, *J. Magn. Magn. Mater.*, **322**: 2191 (2010).
40. С. Т. Роценко, А. Г. Равлик, И. Г. Шипкова, А. Ю. Золотарев, *Физ. мет. металловед.*, **90**, № 3: 58 (2000).
41. D. Oleksakova, S. Roth, P. Kollar, and J. Fuzer, *J. Magn. Magn. Mater.*, **304**: e730 (2006).
42. S. A. Nepijko, O. V. Pylypenko, L. V. Odnodvoretz, E. Kisker, H. J. Elmers, and G. Schönhense, *Appl. Phys. A*, **111**: 557 (2013).
43. Л. В. Киренский, *Магнетизм* (Москва: Изд. АН СССР: 1967).
44. С. В. Вонсовский, *Магнетизм* (Москва: Наука: 1971).
45. C. Luo, L. Sun, Y. Zhang, H. B. Huang, M. Yang, Y. Zhai, J. Du, and H. R. Zhai, *phys. status solidi (c)*, **9**, No. 1: 81 (2012).
46. O. Schneeweissa, B. Davida, and T. Zaka, *J. Magn. Magn. Mater.*, **310**: e858 (2007).
47. *Electrical Engineering Handbook* (Ed. R. C. Dorf) (Boca Raton, FL: CRC Press: 1993).
48. C. W. Chen, *Magnetism and Metallurgy of Soft Magnetic Materials* (Amsterdam: North-Holland Publishing Company: 1977).

REFERENCES

1. J. A. Bas, J. A. Calero, and M. J. Dougan, *J. Magn. Magn. Mater.*, **254–255**: 391 (2003).
2. P. Ripka, *J. Magn. Magn. Mater.*, **320**: 2466 (2008).
3. A. Hamler, V. Gorican, B. Sustarsic, and A. Sirc, *J. Magn. Magn. Mater.*, **304**: e816 (2006).

4. R. C. O'Handley, *Modern Magnetic Materials* (New York: Wiley-Interscience: 2002).
5. B. D. Cullity and C. D. Graham, *Introduction to Magnetic Materials* (Hoboken: John Wiley and Sons, Inc.: 2009).
6. G. Nahrwold, J. M. Scholtyssek, S. Motl-Ziegler, O. Albrecht, U. Merkt, and G. Meier, *J. Appl. Phys.*, **108**: 013907 (2010).
7. S. S. P. Parkin, M. Hayashi, and L. Thomas, *Science*, **320**: 190 (2008).
8. L. Kong, Q. Pan, B. Cui, M. Li, and Y. Chou, *J. Appl. Phys.*, **85**, No. 8: 5492 (1999).
9. Y. Jiang, S. Yao, and W. Zhang, *Thin Solid Films*, **516**: 3210 (2008).
10. D. G. Rancourt, *Phys. Canada*, **45**: 3 (1995).
11. A. V. Svalov, I. R. Aseguinolaza, A. Garcia-Arribas, I. Orue, J. M. Barandiaran, J. Alonso, M. L. Fernández-Gubieda, and G. V. Kurlyandskaya, *IEEE Trans. Magn.*, **46**, No. 2: 333 (2010).
12. S. U. Jen, T. C. Wu, C. M. Wong, Y. T. Chen, and H. P. Chiang, *Thin Solid Films*, **515**: 7382 (2007).
13. E. B. Park, S.-U. Jang, J.-H. Kim, and S.-J. Kwon, *Thin Solid Films*, **520**: 5981 (2012).
14. S. Ostanina, J. B. Stauntona, S. S. A. Razee, B. Ginatempoc, and E. Bruno, *J. Magn. Magn. Mater.*, **295**: 110 (2005).
15. T. Waeckerle and H. Fraisse, *J. Magn. Magn. Mater.*, **215–216**: 184 (2000).
16. M. Volmer and J. Neamtu, *J. Optoelectr. Advanc. Mater.*, **9**, No. 4: 1147 (2007).
17. Y. Sato, T. F. Johnson, S. Chiang, J. A. Giacomo, X. D. Zhu, D. P. Land, F. Nolting, and A. Scholl, *J. Vac. Sci. Technol. A*, **22**, Iss. 1: 135 (2004).
18. K. V. Tyschenko and I. Yu. Protsenko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **34**, No. 7: 907 (2012) (in Ukrainian).
19. T. Lorenz, A. Käufler, Y. Luo, M. Moske, and K. Samwer, *arXiv:cond-mat/9902222 [cond-mat.mtrl-sci]* (1999).
20. Y. Marita and I. I. Yaacob, *Materials Science Forum*, **654–656**: 2430 (2010).
21. M. H. Demydenko, S. I. Protsenko, D. M. Kostyuk, and I. V. Cheshko, *J. Nano- Electron. Phys.*, **3**, No. 4: 106 (2011).
22. *Diagrammy Sostoyaniya Dvoynykh Metallicheskih Sistem: Spravochnik* (Ed. N. P. Lyakishev) (Moscow: Mashinostroenie: 1997), vol. 2 (in Russian).
23. O. A. Bannykh, P. B. Budberg, and S. P. Alisova, *Diagrammy Sostoyaniya Dvoynykh i Mnogokomponentnykh Sistem na Osnove Zheleza* (Moscow: Metallurgiya: 1986) (in Russian).
24. V. B. Loboda, V. O. Kravchenko, Yu. O. Shkurdoda, and S. M. Pirogova, *Visnyk SumDU. Seriya Fizyka, Matematyka, Mekhanika*, **8**: 115 (2004) (in Ukrainian).
25. J. H. Seo, J. K. Kim, T. H. Yim, and Y. B. Park, *Materials Science Forum*, **475–479**: 3483 (2005).
26. A. H. Bahrami, S. Sharafi, and H. Ahmadian Baghbaderani, *Advanced Powder Technology*, **24**: 235 (2013).
27. A. Guittoum, A. Layadi, A. Bourzami, H. Tafat, N. Souami, S. Boutarfaia, and D. Lacour, *J. Magn. Magn. Mater.*, **320**: 1385 (2008).
28. Y. Nukaga, M. Ohtake, and O. Yabuhara, *J. Magn. Soc. Jpn.*, **34**: 508 (2010).
29. M. Ohtake, T. Tanaka, K. Matsubara, F. Kirino, and M. Futamoto, *J. Physics: Conference Series*, **303**: 0120151 (2011).
30. V. V. Bibyk, T. M. Hrychanovs'ka, and I. Yu. Protsenko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **27**: No. 6: 775 (2005) (in Ukrainian).

31. Z. M. Makukha, O. V. Synashenko, Ya. N. Litvinenko, Yu. M. Shabel'nik, and I. E. Protsenko, *Materialy Mezhdunarodnoy Nauchno-Prakticheskoy Konferentsii 'Perspektivnye Innovatsii v Nauke, Obrazovanii, Proizvodstve i Transporte 2012'* (June 19–30, 2012, Moscow, Russia), vol. 3, p. 64 (in Russian).
32. K. G. Patrin, V. Yu. Yakovchuk, G. S. Patrin, and S. A. Yarikov, *Solid State Phenomena*, **190**: 439 (2012).
33. T. R. McGuire and R. I. Potter, *IEEE Transact. Magn. Mag-11*, No. 4: 1018 (1975).
34. R. O'Handley, *Modern Magnetic Materials* (New York: Wiley and Sons: 2000).
35. D. H. Kim, T.-J. Hwang, K.-S. Ryu, and S.-Ch. Shin, *phys. status solidi (c)*, **5**, No. 1: 405 (2008).
36. H. Nagura, K. Saito, K. Takanashi, and H. Fujimori, *J. Magn. Magn. Mater.*, **212**: 53 (2000).
37. T. Miyazaki, T. Ajima, and F. Sato, *J. Magn. Magn. Mater.*, **81**: 86 (1989).
38. I. Tabakovic, S. Riemer, V. Vas'ko, V. Sapozhnikov, and M. Kief, *J. Electrochem. Soc.*, **150**, Iss. 9: C635 (2003).
39. J.-G. Choi, D.-G. Hwang, J.-R. Rhee, and S.-S. Lee, *J. Magn. Magn. Mater.*, **322**: 2191 (2010).
40. S. T. Roshchenko, A. G. Ravlik, I. G. Shipkova, and A. Yu. Zolotarev, *Fiz. Met. Metalloved.*, **90**, No. 3: 58 (2000) (in Russian).
41. D. Oleksakova, S. Roth, P. Kollar, and J. Fuzer, *J. Magn. Magn. Mater.*, **304**: e730 (2006).
42. S. A. Nepijko, O. V. Pylypenko, L. V. Odnodvoretz, E. Kisker, H. J. Elmers, and G. Schönhense, *Appl. Phys. A*, **111**: 557 (2013).
43. L. V. Kirenskiy, *Magnetizm* [Magnetism] (Moscow: Izd. AN SSSR: 1967) (in Russian).
44. S. V. Vonsovsky, *Magnetizm* [Magnetism] (Moscow: Nauka: 1971) (in Russian).
45. C. Luo, L. Sun, Y. Zhang, H. B. Huang, M. Yang, Y. Zhai, J. Du, and H. R. Zhai, *phys. status solidi (c)*, **9**, No. 1: 81 (2012).
46. O. Schneeweissa, B. Davida, and T. Zaka, *J. Magn. Magn. Mater.*, **310**: e858 (2007).
47. *Electrical Engineering Handbook* (Ed. R. C. Dorf) (Boca Raton, FL: CRC Press: 1993).
48. C. W. Chen, *Magnetism and Metallurgy of Soft Magnetic Materials* (Amsterdam: North-Holland Publishing Company: 1977).