

## ЭЛЕКТРОННЫЕ СТРУКТУРА И СВОЙСТВА

PACS numbers: 07.55.-w, 61.43.Dq, 75.50.Bb, 75.50.Kj, 75.50.Tt, 81.40.Ef

### Властивості магнетом'яких нанокристалічних стопів типу Fe–B–P–Nb–Cr з високою індукцією насичення

Є. І. Ярмошук, Т. М. Міка\*, А. В. Носенко\*, Г. М. Зелінська\*,  
М. П. Семенько

*Київський національний університет імені Тараса Шевченка,  
фізичний факультет,  
вул. Володимирська, 64,  
01601 Київ, Україна*

*\*Інститут металлофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України,  
бульв. Акад. Вернадського, 36,  
03142 Київ, Україна*

Досліджено магнетні характеристики аморфних стопів системи Fe–B–P–Nb–Cr після їх нанокристалізації. Шляхом оптимізації хемічного складу та підбором умов термооброблення в таких стопах досягнуто високих значень індукції насичення  $B_s = 1,37$  Тл, початкової магнетної проникності  $\mu_{10} = 7800$  од., низьких значень динамічної коерцитивної сили  $H_C = 3$  А/м за низьких питомих втрат на перемагнетування:  $P_{10/1000} \cong 5$  Вт/кг і  $P_{10/400} \cong 1,5$  Вт/кг.

**Ключові слова:** магнетом'які нанокристалічні стопи, домішки Nb та Cr, втрати на перемагнетування, індукція насичення, магнетна проникність.

The magnetic properties of amorphous Fe–B–P–Nb–Cr alloys after their nanocrystallization are investigated. Due to optimizing the chemical composition and selecting heat-treatment conditions, in such alloys, the high values

---

Corresponding author: Yevhenii Ihorovych Yarmoshchuk  
E-mail: yevhenii\_yarmoshchuk@outlook.com

*Taras Shevchenko National University of Kyiv, Department of Physics,  
64 Volodymyrska Str., 01601 Kyiv, Ukraine*

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

Please cite this article as: Ye. I. Yarmoshchuk, T. M. Mika, A. V. Nosenko, G. M. Zelinska, and M. P. Semen'ko, Properties of the Soft-Magnetic Nanocrystalline Fe–B–P–Nb–Cr Alloys with a High Saturation Induction, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **39**, No. 5: 645–655 (2017) (in Ukrainian), DOI: 10.15407/mfint.39.05.0645.

of saturation induction  $B_s = 1.37$  T and initial magnetic permeability  $\mu_{10} = 7800$  units as well as the low values of dynamical coercivity  $H_c = 3$  A/m are achieved at low core losses for magnetization reversal:  $P_{10/1000} \cong 5$  W/kg and  $P_{10/400} \cong 1.5$  W/kg.

**Key words:** soft-magnetic nanocrystalline alloys, Nb and Cr impurities, core loss, saturation magnetization, magnetic permeability.

Исследованы магнитные свойства аморфных сплавов системы Fe–B–P–Nb–Cr после их нанокристаллизации. Путём оптимизации химического состава и подбором условий термообработки в таких сплавах достигнуты высокие значения индукции насыщения  $B_s = 1,37$  Тл, начальной магнитной проницаемости  $\mu_{10} = 7800$  ед., низкие значения динамической коэрцитивной силы  $H_c = 3$  А/м при низких удельных потерях на перемагничивание:  $P_{10/1000} \cong 5$  Вт/кг и  $P_{10/400} \cong 1,5$  Вт/кг.

**Ключевые слова:** магнетномягкие нанокристаллические сплавы, примеси Nb и Cr, потери на перемагничивание, индукция насыщения, магнитная проницаемость.

*(Отримано 6 квітня 2017 р.)*

## 1. ВСТУП

Магнетні компоненти відіграють досить важливу роль в електронних пристроях. Відповідно до сучасних тенденцій різко зростає попит на портативні, компактні та водночас високопродуктивні пристрої. Мініатюризація розмірів індуктивних компонентів і досягання високого рівня енергоефективності в ланцюгах живлення мають велике значення для сучасного електронного обладнання. Для того, щоб поліпшити характеристики джерел живлення, магнетном'які матеріали для осердь котушок індуктивності (дроселів і трансформаторів) мають характеризуватися високою індукцією насичення  $B_s$  та малими втратами на перемагнетування в осерді. Традиційні, такі як Ni–Zn та Mn–Zn, феритові осердя не можуть бути використані при виготовленні індукторів для джерел живлення з великими значеннями струму живлення, оскільки їх індукція насичення  $B_s = 0,4\text{--}0,5$  Тл є недостатньою, і вона значно нижча в порівнянні з іншими доступними магнетном'якими матеріалами, що виготовляються з прецизійних металевих стопів. Отже, існує великий попит на розвиток магнетних матеріалів з високою щільністю магнетного потоку  $B_s$  і високими іншими магнетними властивостями, такими як початкова проникність  $\mu$ , низькі значення коерцитивної сили  $H_c$  і втрат в осерді. Аморфні й аморфно-нанокристалічні стопи розглядаються як найбільш перспективні з магнетном'яких матеріалів [1]. Тому вдосконалення аморфних стопів на основі Fe та Co вже протягом декількох десятиріч років за-

лишається однією з найбільш актуальних тематик в галузі матеріалознавства [2]. В роботах [3, 4] було показано, що додавання невеликої кількості Nb та Cr приводило до підвищення термічної стабільності стопів системи Fe–Si–B–P–(C). Водночас, додавання Cr і/або Nb викликає зменшення намагнетованості насичення. Тому важливим завданням є пошук оптимальних складів стопів на основі Fe, що поєднували б в собі високу намагнетованість насичення з термічною та корозійною стійкістю.

В даній роботі проведені дослідження стопів системи Fe–B–P–Nb–Cr з вмістом Феруму близько 80 ат. % та загальним вмістом домішок Nb і Cr від 2 до 3 ат. %.

## 2. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ МЕТОДИКИ

Стопи системи Fe–B–P–Nb–Cr були виготовлені у вигляді стрічок шириною 5 мм та 10 мм і товщиною 20–26 мкм методом спінінгування розтопу з використанням хемічно чистих компонентів [5, 6]. Склад згідно з результатами рентгенівської флуоресцентної хемічної аналізи та геометричні параметри досліджуваних стрічкових стопів наведено в табл. 1.

З вихідної аморфної стрічки з використанням електромеханічного змотування виготовляли кільцеві осердя із співвідношенням внутрішнього та зовнішнього діаметрів — 20/25 мм. Термічне оброблення осердь проводилося в атмосфері He.

Структуру аморфних стрічок контролювали методом рентгенівської дифракції на дифрактометрі ДРОН-3М з використанням монохроматизованого  $\text{MoK}_\alpha$ -випромінення.

Для встановлення інтервалів фазових перетворень аморфних стрічок використовували диференційний сканівний калориметер Netzsch DSC 404 F1 Pegasus. Дослідження проводили в інтервалі температур від кімнатної до 1000 К в умовах неперервного нагріву з швидкостями 5, 10, 20, 50 К/хв. в потоці гелію.

**ТАБЛИЦЯ 1.** Хемічний склад стопів і геометричні параметри досліджуваних аморфних стрічок.

**TABLE 1.** Chemical composition of alloys and geometric parameters of investigated amorphous ribbons.

Стоп	Склад за хемічною аналізою, ат. %	Товщина, мкм	Ширина, мм
S-3	$\text{Fe}_{82,5}\text{B}_8\text{P}_7\text{Nb}_{1,5}\text{Cr}_1$	25	10,3
S-2	$\text{Fe}_{78}\text{B}_{10}\text{P}_{10}\text{Nb}_1\text{Cr}_1$	26	5,5
S-7/12	$\text{Fe}_{79}\text{B}_{12}\text{P}_7\text{Nb}_1\text{Cr}_1$	21	10,2
S-7/13	$\text{Fe}_{77}\text{B}_{13}\text{P}_7\text{Nb}_2\text{Cr}_1$	20	10,5

Для вимірювання параметрів динамічної петлі перемагнетування використовували комплекс для тестування тороїдальних магнетопроводів MS-02 В-Н Analyzer Measuring Complex [7]. Значення початкової магнетної проникності осердь розраховували за значеннями індуктивності котушки з кількома витками, вимірними за допомогою LCR моста НМ8118 в полі змінного струму 0,2 А/м на різних частотах.

### 3. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Характер одержаних рентгенодифракційних кривих, а саме, наявність досить широкого гало в області кутів  $2\Theta \cong 20^\circ$ , свідчить про аморфність стрічок досліджуваних стопів (рис. 1). Лише для стрічки стопу S-3 на дифрактограмі присутній невеликий рефлекс від  $\alpha$ -Fe. У цьому стопі найменший сумарний вміст металоїдів (15 ат.%), а відповідно, й нижча, у порівнянні з іншими стопами, здатність до аморфізації, що, можливо, привело до часткової поверхневої кристалізації стрічки.

З рисунку 2 видно, що після відпалу за температури, трохи вищої за температуру кристалізації, утворюються дві фази —  $\alpha$ -Fe і  $\text{Fe}_3(\text{B,P})$ .

Термограми диференційної сканівної калориметрії (ДСК) вихідних стрічок мали вигляд (рис. 3), типовий для аморфних стопів схожого складу [8, 9, 10]. На кривих ДСК стрічок стопів  $\text{Fe}_{78}\text{V}_{10}\text{P}_{10}\text{Nb}_1\text{Cr}_1$ ,  $\text{Fe}_{79}\text{V}_{12}\text{P}_7\text{Nb}_1\text{Cr}_1$  і  $\text{Fe}_{77}\text{V}_{13}\text{P}_7\text{Nb}_2\text{Cr}_1$  спостерігається один максимум, що відповідає кристалізації евтектики (рис. 2).

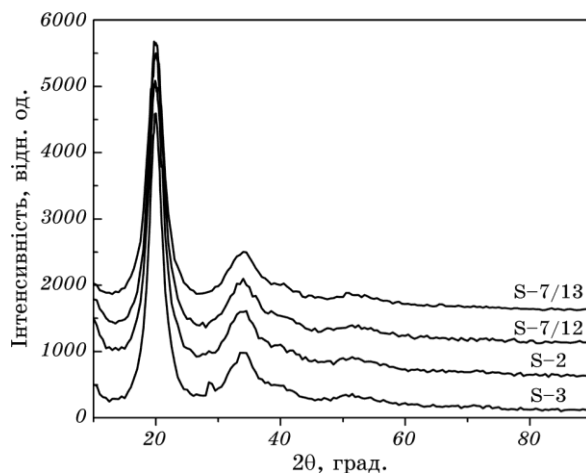
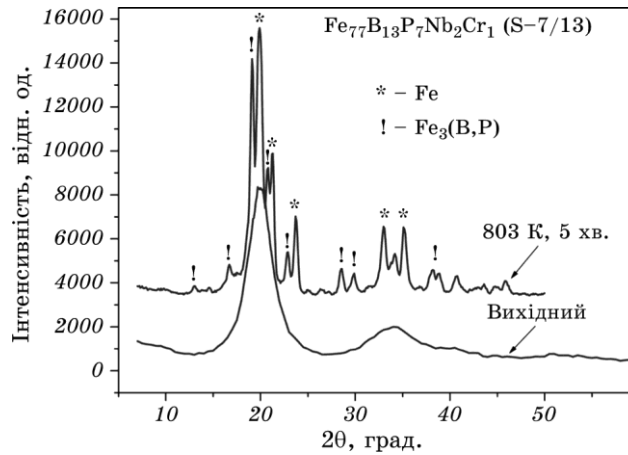


Рис. 1. Дифрактограми аморфних стрічок стопів, легованих Nb та Cr.

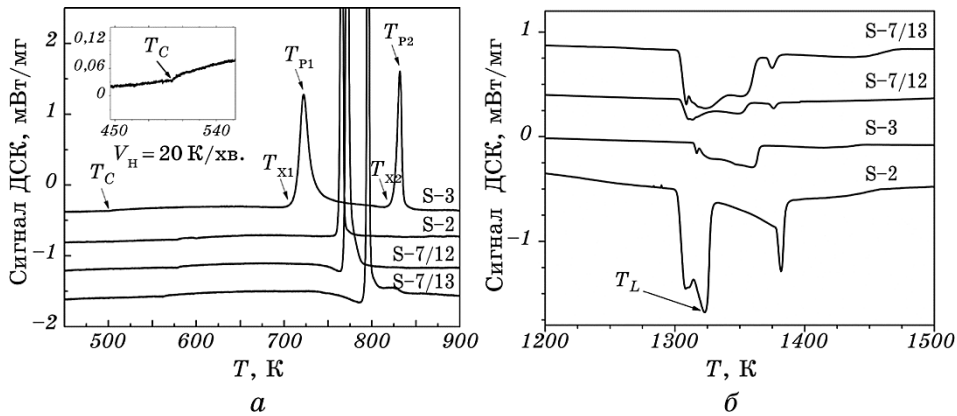
Fig. 1. X-ray diffraction curves of amorphous-alloy ribbons doped with Nb and Cr.

На термограмі для стопу  $\text{Fe}_{82,5}\text{B}_8\text{P}_7\text{Nb}_{1,5}\text{Cr}_1$  спостерігаються два максимуми, які відповідають двом етапам кристалізації, що свід-



**Рис. 2.** Дифрактограми вихідного та відпаленого за температури 803 К протягом 5 хв. аморфних стопів  $\text{Fe}_{77}\text{B}_{13}\text{P}_7\text{Nb}_2\text{Cr}_1$  (S-7/13).

**Fig. 2.** X-ray diffraction curves of as-quenched amorphous  $\text{Fe}_{77}\text{B}_{13}\text{P}_7\text{Nb}_2\text{Cr}_1$  (S-7/13) alloys heat-treated at 803 K for 5 min.



**Рис. 3.** Калориметричні криві для аморфних стопів Fe–B–P–Nb–Cr при постійній швидкості нагрівання  $V_H = 20$  К/хв. (на вставці показано особливість в області температури Кюрі) (а) та область переходу стопів у розтопленний стан (б).

**Fig. 3.** Calorimetric curves for the amorphous Fe–B–P–Nb–Cr alloys at a constant heating rate  $V_H = 20$  K/min (the inset shows a feature in the region of Curie temperature) (a) and in the region of alloys' transition to the molten state (b).

чить про відхилення складу від евтектичного. Залежно від складу, в температурному інтервалі від 500 до 580 К спостерігається слабкий перегин на ДСК кривих, який, ймовірно, відповідає температурі Кюрі  $T_C$  аморфної фази.

Відношення  $T_{X1}/T_L$  (табл. 2) уможливило кількісно оцінити вплив тих чи інших легуючих домішок на термічну стабільність стопів. Спостерігається тенденція до зростання термічної стабільності зі збільшенням вмісту металоїдів у стопі.

Відмітимо, що на ДСК-профілях для стопів S-7/12 і S-7/13 присутня область переохолодженої рідини, що є властивою для металевого скла й аморфних матеріалів з відмінною стабільністю [11, 12].

На рисунку 4 разом з калориметричними кривими зображено залежність питомих втрат на перемагнетування від температури ізохронного відпаду. Одержане поліпшення магнетних властивостей, а саме, зменшення питомих втрат на перемагнетування, до початку кристалізації можна пояснити релаксацією внутрішніх гартувальних напружень та перебудовою атомової структури стрічок [13].

На рисунку 5 зображено динаміку зміни петлі перемагнетування на прикладі стопу S-3. Всі інші досліджені стопи характеризуються подібною поведінкою при термообробленні. Оптимальна температура відпаду  $T_A$  оцінювалася за мінімальними питомими втратами в осерді. Результати досліджень показують, що збільшення температури відпаду до цього оптимального значення веде до зменшення динамічної коерцитивної сили та питомих втрат більш, ніж удвічі (табл. 4). Подальше збільшення температури термооброблення та її наближення до температури кристалізації призводить як до збільшення коерцитивної сили, так і до збільшення питомих втрат на перемагнетування.

Порівняння петель перемагнетування досліджуваних у даній роботі стопів з петлями перемагнетування промислового стопу 11-N ( $\text{Fe}_{73}\text{B}_{7,2}\text{Si}_{15,8}\text{Nb}_3\text{Cu}_1$ ) показує (рис. 6), що стопи системи Fe-B-P-Nb-Cr демонструють помітно вищі значення індукції насичення.

**ТАБЛИЦЯ 2.** Температури Кюрі  $T_C$  та характеристики термічної стабільності ( $V_H = 20$  К/хв.) аморфних стопів Fe-B-P-Nb-Cr.

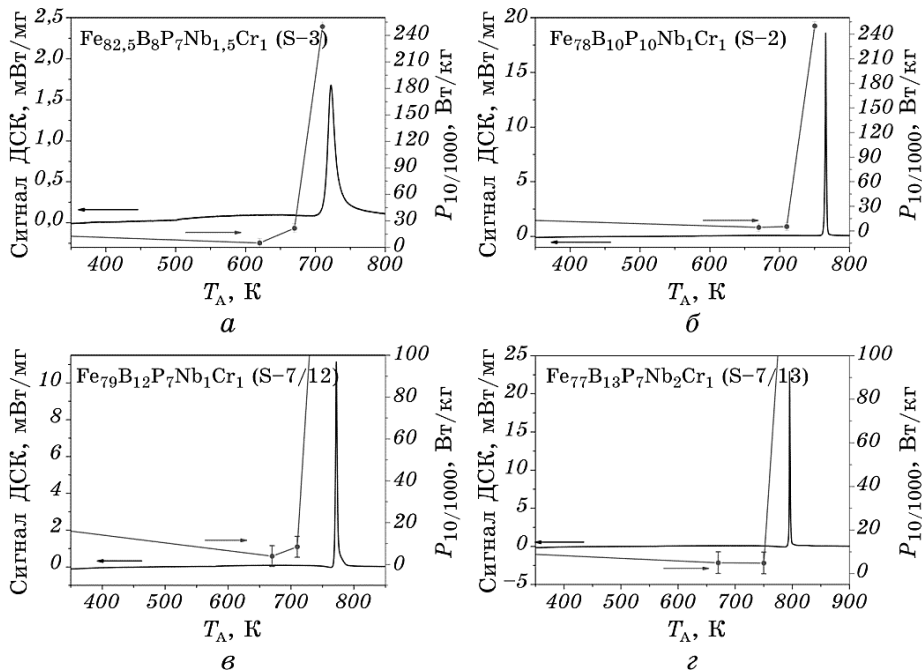
**TABLE 2.** The Curie temperature  $T_C$  and the thermal-stability characteristics ( $V_H = 20$  К/min) of amorphous Fe-B-P-Nb-Cr alloys.

Стоп	Склад	$T_C$ , К	$T_{X1}$ , К	$T_{P1}$ , К	$T_{X2}$ , К	$T_{P2}$ , К	$T_L$ , К	$T_{X1}/T_L$
S-3	$\text{Fe}_{82,5}\text{B}_8\text{P}_7\text{Nb}_{1,5}\text{Cr}_1$	500	713	722	826	832	1314	0,543
S-2	$\text{Fe}_{78}\text{B}_{10}\text{P}_{10}\text{Nb}_1\text{Cr}_1$	578	764	766	–	–	1301	0,587
S-7/12	$\text{Fe}_{79}\text{B}_{12}\text{P}_7\text{Nb}_1\text{Cr}_1$	577	770	772	–	–	1304	0,584
S-7/13	$\text{Fe}_{77}\text{B}_{13}\text{P}_7\text{Nb}_2\text{Cr}_1$	558	794	795	–	–	1303	0,610

У таблицях 3, 4 наведено електромагнетні характеристики стопів в об'ємному стані. Ці параметри свідчать, що досліджувані стопи являють собою магнетном'які матеріяли, які забезпечують як високу індукцію насичення, так і високу початкову магнетну проникність.

Зокрема, високі значення індукції насичення (до 1,37 Тл) та початкової проникності (до 7000 од.) свідчать про те, що дані стопи можуть використовуватись при виготовленні пристроїв електричного живлення, що працюють з великими значеннями струму, наприклад, для виготовлення індукторів, що здатні оперувати при великих потужностях [14].

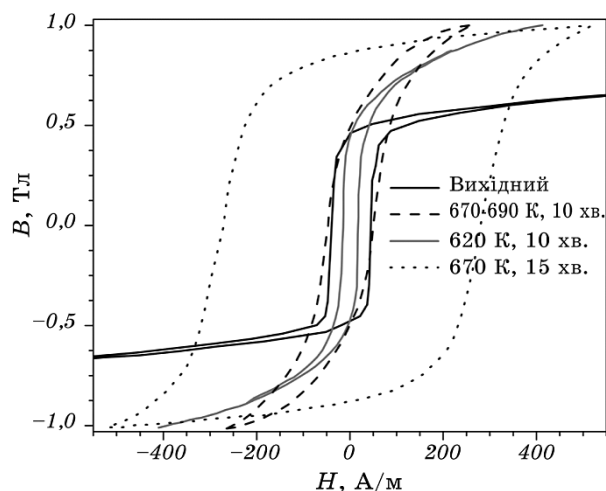
Значення питомого електроопору (табл. 3) виявилися дещо більшими, ніж для більшості магнетном'яких аморфних матеріялів на основі заліза ( $\cong 115$  мкОм·см) та значно більшими, ніж для чистого заліза ( $\cong 10$  мкОм·см), що також є однією з причин малих втрат на вихрові струми. Мірювання питомого електроопору проводилися за температури у 15°C.



**Рис. 4.** Калориметричні криві ( $V_H = 20$  К/хв.) та залежності питомих втрат в осердях  $P_{cm}$  від температури ізохронного відпалу  $T_A$  для досліджених стопів системи Fe-B-P-Nb-Cr. Час відпалу становив 15 хв.

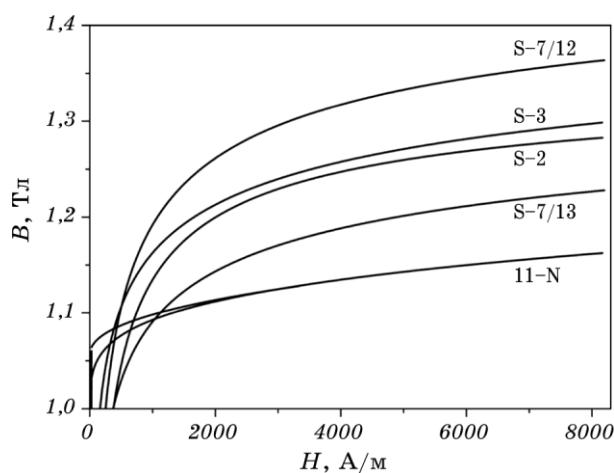
**Fig. 4.** Calorimetric curves ( $V_H = 20$  K/min) and core losses  $P_{cm}$  dependence on annealing temperature  $T_A$  for the investigated Fe-B-P-Nb-Cr alloys. The annealing time was 15 min.

В роботі [15] низькі значення  $H_C$  пов'язують з пригніченням маг-



**Рис. 5.** Петлі перемагнетування сплаву  $\text{Fe}_{82.5}\text{B}_8\text{P}_7\text{Nb}_{1.5}\text{Cr}_1$  для вихідного зразка та зразків, відпалених за різних температур.

**Fig. 5.** Magnetization reversal loops of  $\text{Fe}_{82.5}\text{B}_8\text{P}_7\text{Nb}_{1.5}\text{Cr}_1$  alloy for the initial and annealed samples at the different temperatures.



**Рис. 6.** Криві перемагнетування сплавів  $\text{Fe-B-P-Nb-Cr}$ , відпалених при оптимальній температурі в полі 8 кА/м на частоті перемагнетування 400 Гц.

**Fig. 6.** Magnetization reversal curves for the  $\text{Fe-B-P-Nb-Cr}$  alloys annealed at the optimal temperature in a field of 8 kA/m at a magnetization reversal frequency of 400 Hz.



нетнокристалічної анізотропії зерен  $\alpha$ -Fe завдяки магнетним обмінним взаємодіям.

Необхідна умова цього полягає в тому, щоб розмір зерна був ме-

**ТАБЛИЦЯ 3.** Питомі втрати в осерді  $P_{10/400}$ ,  $P_{10/1000}$  та початкова магнетна проникність  $\mu_i$  для стопів Fe–B–P–Nb–Cr, відпалених за оптимальної температури  $T_A$  та значення питомого електроопору  $\rho$  ( $P_{10/400}$  та  $P_{10/1000}$  — питомі втрати в осерді з максимальною індукцією при 1 Тл та частотах перемагнетування 400 та 1000 Гц відповідно).

**TABLE 3.** Core losses  $P_{10/400}$ ,  $P_{10/1000}$  and the initial permeability  $\mu_i$  for Fe–B–P–Nb–Cr alloys annealed at optimal temperature  $T_A$  and the values of resistivity  $\rho$  ( $P_{10/400}$  and  $P_{10/1000}$ —specific losses in core with maximum induction at 1 T and reversal frequencies 400 and 1000 Hz, respectively).

Стоп	$T_A$ , К ( $t_A = 15$ хв.)	$P_{10/400}$ , Вт/кг	$P_{10/1000}$ , Вт/кг	$\mu_i$ ( $f = 10$ кГц)	$\mu_i$ ( $f = 50$ кГц)	$\mu_i$ ( $f = 100$ кГц)	$\rho$ , мкОм·см
S-3	620	1,78	5,14	4900	4800	4600	189
S-2	670	1,38	4,42	7300	7300	6100	172
S-7/12	670	1,22	4	7200	6700	6200	179
S-7/13	750	1,39	4,91	7800	7600	7000	188

**ТАБЛИЦЯ 4.** Коефіцієнт прямокутності  $B_r/B_m$ , динамічна коерцитивна сила  $H_C$ , питомі втрати в осерді  $P_{10/400}$ ,  $P_{10/1000}$  для стопів Fe–B–P–Nb–Cr, відпалених за температури  $T_A$ .

**TABLE 4.** The rectangularity coefficient  $B_r/B_m$ , the dynamical coercivity  $H_C$ , the core losses  $P_{10/400}$ ,  $P_{10/1000}$  for Fe–B–P–Nb–Cr alloys annealed at temperature  $T_A$ .

Стоп	$T_A$ , К	$t_A$ , хв.	$f = 400$ Гц, $B_m = 1$ Тл			$f = 1000$ Гц, $B_m = 1$ Тл			$f = 400$ Гц	
			$B_r/B_m$	$H_C$ , А/м	$P_{10/400}$ , Вт/кг	$B_r/B_m$	$H_C$ , А/м	$P_{10/1000}$ , Вт/кг	$H_{max}$ , кА/м	$B_m$ , Тл
S-3	—	—	0,46	23,2	7,28	0,48	27,7	14,1		
	620	10	0,39	9,1	1,78	0,41	11,5	5,14	8,2	1,29
	670	10	0,48	45,6	8,25	0,5	48,3	21,8	5,6	1,28
S-2	—	—	0,65	27,2	5,68	0,66	19,7	14,23	4,3	1,33
	670	15	0,61	6,4	1,38	0,63	8,3	4,42	3	1,26
	710	20	0,62	9,1	1,7	0,64	10,7	5,39	10	1,33
S-7/12	—	—	0,51	19,6	4,45	0,51	26,5	17,86	3,1	1
	670	15	0,65	5,5	1,22	0,67	7,1	4	3,1	1,26
	710	20	0,62	13,9	2,64	0,63	17,5	8,47	8,2	1,37
S-7/13	—	—	0,45	19,3	4,11	0,46	22,6	9,53	4	1
	670	15	0,57	7,2	1,62	0,61	9,1	5,02	3	1,22
	750	15	0,56	6,3	1,39	0,6	9,5	4,91	8,2	1,23

нше довжини феромагнетного обміну, яка для стопів на основі Fe становить 20–40 нм.

Ця умова реалізується для нанокристалічної структури з розміром у 15 нм. Після вказаного відносно високотемпературного відпалу, за результатами аналізу досліджень рентгенівського малокутового розсіювання, різко зростає доля включень з розмірами 4–6 нм, що значно менше за вищевказаний розмір. Крім цього, значний вплив на коерцитивну силу можуть мати зерна  $\text{Fe}_3(\text{B}, \text{P})$  з великою магнетнокристалічною анізотропією, що приблизно в 10 разів більше ніж для  $\alpha\text{-Fe}$  [16]. Наявність таких зерен з високою анізотропією в нанокристалічному стопі впливає на рух доменних стінок, які гальмуються зернами  $\text{Fe}_3(\text{B}, \text{P})$  і збільшують  $H_c$ . Саме цей механізм, на нашу думку, і призводить до спостережуваного різкого збільшення питомих втрат в осерді для всіх стопів при перевищенні певної температури термооброблення.

#### 4. ВИСНОВКИ

Досліджено термічну стабільність та магнетні характеристики аморфних стопів системи Fe–B–P–Nb–Cr з високим вмістом Fe. Після термооброблення магнетном'які стопи демонструють гарні властивості, високу намагнетованість насичення  $B_s$  (до 1,37 Тл), високі значення початкової магнетної проникності  $\mu_i$  (до 7800 од.), низькі значення динамічної коерцитивної сили та малі питомі втрати на перемагнетування:  $P_{10/1000} \cong 5$  Вт/кг та  $P_{10/400} \cong 1,5$  Вт/кг. Виявлені особливості аморфних стопів системи Fe–B–P–Nb–Cr вказують на те, що вони є перспективними кандидатами на роль магнетних матеріалів при виготовленні енергоефективних компонентів електричних схем.

#### ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. M. E. McHenry, M. A. Willard, and D. E. Laughlin, *Prog. Mater. Sci.*, **44**: 291 (1999).
2. R. Hasegawa, *Mater. Sci. Eng. A: Struct. Mater. Prop. Microstruct. Process.*, **375–377**: 90 (2004).
3. A. Inoue, F. L. Kong, Q. K. Man, B. L. Shen, R. W. Li, and F. Al-Marzouki, *J. Alloys Compd.*, **615**, Supplement 1: S2 (2014).
4. Y. Han, F. L. Kong, F. F. Han, A. Inoue, S. L. Zhu, E. Shalaan, and F. Al-Marzouki, *Intermetallics*, **76**: 18 (2016).
5. *Обладнання для надшвидкого охолодження розплаву*, [http://melta.com.ua/?page\\_id=34](http://melta.com.ua/?page_id=34)
6. A. Nosenko, O. Rudenko, T. Mika, I. Yevlash, O. Semyrga, and V. Nosenko, *Nanoscale Res. Lett.*, **11**: 70 (2016).
7. A. Nosenko, T. Mika, O. Rudenko, Ye. Yarmoshchuk, and V. Nosenko, *Nanoscale Res. Lett.*, **10**: 136, (2015).

8. *Handbook of Thermal Analysis and Calorimetry: Applications to Inorganic and Miscellaneous Materials* (Eds. M. E. Brown and P. K. Gallagher), vol. 2, p. 1 (2003).
9. Y. Takahara and H. Matsuda, *Mater. Trans.*, **36**, No. 7: 903 (1995).
10. M. D. V. Srila Litha and B. Bhanu Prasad, *Proc. Mater. Sci.*, **10**: 609 (2015).
11. H. Matsumoto, A. Urata, Y. Yamada, and A. Inoue, *J. Alloys Compd.*, **504**: 1098 (2010).
12. F. L. Kong, Y. Han, X. H. Wang, F. F. Han, S. L. Zhu, and A. Inoue, *J. Alloys Compd.*, **707**: 195 (2017).
13. S. L. Ratushnyak and N. O. Gonchukova, *Glass Phys. Chem.*, **40**, Iss. 5: 496 (2014).
14. H. Matsumoto, A. Urata, Y. Yamada, and S. Yoshida, *Nec. Tech. J.*, **2**, No. 4: 66 (2007).
15. G. Herzer, *J. Magn. Magn. Mater.*, **294**: 99 (2005).
16. *NATO Sci. Ser. II: Math. Phys. Chem. Vol. 184* (Eds. B. Idzikowski, P. Svec, and M. Miglierini) (Dordrecht: Kluwer Academic: 2005).

## REFERENCES

1. M. E. McHenry, M. A. Willard, and D. E. Laughlin, *Prog. Mater. Sci.*, **44**: 291 (1999).
2. R. Hasegawa, *Mater. Sci. Eng. A: Struct. Mater. Prop. Microstruct. Process.*, **375–377**: 90 (2004).
3. A. Inoue, F. L. Kong, Q. K. Man, B. L. Shen, R. W. Li, and F. Al-Marzouki, *J. Alloys Compd.*, **615**, Supplement 1: S2 (2014).
4. Y. Han, F. L. Kong, F. F. Han, A. Inoue, S. L. Zhu, E. Shalaan, and F. Al-Marzouki, *Intermetallics*, **76**: 18 (2016).
5. *Obladnannya dlya Nadshvydkoho Okholodzhennya Rozplavu* [Equipment for the Rapid Cooling of the Melt], [http://melta.com.ua/?page\\_id=34](http://melta.com.ua/?page_id=34) (in Ukrainian).
6. A. Nosenko, O. Rudenko, T. Mika, I. Yevlash, O. Semyrga, and V. Nosenko, *Nanoscale Res. Lett.*, **11**: 70 (2016).
7. A. Nosenko, T. Mika, O. Rudenko, Ye. Yarmoshchuk, and V. Nosenko, *Nanoscale Res. Lett.*, **10**: 136, (2015).
8. *Handbook of Thermal Analysis and Calorimetry: Applications to Inorganic and Miscellaneous Materials* (Eds. M. E. Brown and P. K. Gallagher), vol. 2, p. 1 (2003).
9. Y. Takahara and H. Matsuda, *Mater. Trans.*, **36**, No. 7: 903 (1995).
10. M. D. V. Srila Litha and B. Bhanu Prasad, *Proc. Mater. Sci.*, **10**: 609 (2015).
11. H. Matsumoto, A. Urata, Y. Yamada, and A. Inoue, *J. Alloys Compd.*, **504**: 1098 (2010).
12. F. L. Kong, Y. Han, X. H. Wang, F. F. Han, S. L. Zhu, and A. Inoue, *J. Alloys Compd.*, **707**: 195 (2017).
13. S. L. Ratushnyak and N. O. Gonchukova, *Glass Phys. Chem.*, **40**, Iss. 5: 496 (2014).
14. H. Matsumoto, A. Urata, Y. Yamada, and S. Yoshida, *Nec. Tech. J.*, **2**, No. 4: 66 (2007).
15. G. Herzer, *J. Magn. Magn. Mater.*, **294**: 99 (2005).
16. *NATO Sci. Ser. II: Math. Phys. Chem. Vol. 184* (Eds. B. Idzikowski, P. Svec, and M. Miglierini) (Dordrecht: Kluwer Academic: 2005).