

## АМОРФНОЕ И ЖИДКОЕ СОСТОЯНИЯ

PACS numbers: 61.43.Dg, 65.40.De, 72.15.Cz, 72.15.Rn, 72.80.Ng, 75.50.Bb, 75.50.Kj

### Дослідження електричних властивостей та структури аморфних стопів системи Fe–B–P–Nb–Cr

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

*Київський національний університет імені Тараса Шевченка,  
фізичний факультет,  
вул. Володимирська, 60,  
01033 Київ, Україна*

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

Досліджено температурні залежності електроопору аморфних стопів системи Fe–B–P–Nb–Cr у температурному інтервалі 77–846 К. Значення питомого електроопору виявилися дещо більшими, ніж для більшості магнетом'яких матеріалів на основі заліза; проте вони укладаються в загальні закономірності змін електроопору аморфних стопів. Високі значення питомого електроопору та малі значення температурного коефіцієнта електроопору разом з високими магнетними характеристиками зумовлюють можливості ефективною експлуатації таких матеріалів у магнетопроводах різного призначення.

**Ключові слова:** аморфні стопи на основі заліза, домішки Nb та Cr, електроопір, температурний коефіцієнт електроопору.

The temperature dependences of electrical resistance of Fe–B–P–Nb–Cr-

---

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

*Taras Shevchenko National University of Kyiv, Faculty of Physics,  
60 Volodymyrska Str., UA-01033 Kyiv, Ukraine*

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

Citation: Ye. I. Yarmoshchuk, T. M. Mika, G. M. Zelinska, V. K. Nosenko, and M. P. Semen'ko, Investigation of Electrical Properties and Structure of Amorphous Alloys of Fe–B–P–Nb–Cr System, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **40**, No. 12: 1589–1602 (2018) (in Ukrainian), DOI: 10.15407/mfint.40.12.1589.

system amorphous alloys are studied in the temperature range of 77–846 K. The values of their specific electrical resistance are somewhat higher than such values for the most of soft magnetic iron-based materials, but they are in accordance with general regularities of the electrical-resistance changes for amorphous alloys. The high values of specific electrical resistance and the small values of temperature coefficient of electrical resistance simultaneously with high magnetic characteristics determine the possibility of efficient use of such materials as magnetic conductors for various applications.

**Key words:** amorphous iron-based alloys, Nb and Cr impurities, electrical resistance, temperature coefficient of electrical resistance.

Исследованы температурные зависимости электросопротивления аморфных сплавов системы Fe–B–P–Nb–Cr в температурном интервале 77–846 К. Значения удельного электросопротивления оказались несколько больше, чем для большинства магнитомягких материалов на основе железа, однако они укладываются в общие закономерности изменений электросопротивления аморфных сплавов. Высокие значения удельного электросопротивления и малые значения температурного коэффициента электросопротивления вместе с высокими магнитными характеристиками обуславливают возможности эффективной эксплуатации таких материалов в магнитопроводах различного назначения.

**Ключевые слова:** аморфные сплавы на основе железа, примеси Nb и Cr, электросопротивление, температурный коэффициент электросопротивления.

*(Отримано 11 травня 2018 р.)*

## 1. ВСТУП

Аморфні металеві стопи (АМС) на основі заліза та кобальту знаходять ефективне застосування в електротехніці через їхні унікальні магнетом'які властивості. На сьогодні відома ціла низка таких матеріалів, що систематизовані за різними типами: Fe–Si–B–Nb–Cu (FINEMET) [1], Fe–M–B (NANOPERM) [2–4], Fe–Co–M–B (HITPERM; M = Nb, Zr, Hf) [5] тощо. Проблемою для таких матеріалів, окрім їх відносно низької термічної стабільності, зумовленої метастабільністю аморфного стану, є ще й порівняно низька корозійна стійкість особливо в тому випадку, коли такі матеріали мають піддаватися різного роду термічним обробкам.

Об'єднання магнетом'яких аморфних та нанокристалічних стопів FeSiB (далі FeSiBCuNb) з високоміцними та корозійностійкими аморфними стопами FeCrB (далі FeCrPC та FeCrPB), проведене групою японських вчених [6–8], уможливило одержати новий тип стопів — SENNTIX, що значною мірою успадкували переваги обох груп вихідних стопів.

Дослідження електротранспортних властивостей, зокрема елек-

тричного опору, є ефективним методом визначення процесів, що відбуваються в аморфних стопах. Проте, є ціла низка проблем у цьому питанні. Фактично, загальна проблематика електротранспорту, розглянута, наприклад в [9], є невирішеною і на сьогодні.

Так, легування деяких стопів метал–металоїд на основі 3d-перехідних металів може призвести до різкої зміни поведінки опору [10]. В цілій низці стопів при їх легуванні виявляється мінімум електроопору [10, 11], природа якого на сьогодні ще не знайшла адекватного пояснення.

Дослідження та систематизація відомих результатів по електричному опору низки аморфних стопів, проведені в [12], уможливили розробити якісний модель електричного опору, який враховує загальні особливості атомної та електронної структури аморфних стопів на основі заліза та встановити тенденції еволюції електротранспортних властивостей при легуванні, що певною мірою доповнює якісну картину електротранспорту в аморфному стані.

Зваживши на те, що електротранспортні властивості аморфних стопів типу SENNTIX не досліджувались, хоча вони є важливими, зокрема, для мінімізації втрат на перемагнетування, можна стверджувати, що актуальність даної роботи є очевидною. Метою даної роботи є дослідження електроопору, його температурної поведінки та порівняння одержаних результатів із загальними особливостями електротранспорту аморфних стопів на основі заліза.

Об'єктами досліджень в даній роботі були аморфні стрічки стопів системи Fe–B–P–Nb–Cr з відносно високим вмістом Феруму. Предметом дослідження були електротранспортні властивості цих аморфних стопів.

## 2. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ МЕТОДИКИ

Стопи системи Fe–B–P–Nb–Cr були виготовлені у вигляді стрічок шириною 5 та 10 мм, товщиною 20–26 мкм методом спінінгування розплаву попередньо виплавлених з використанням хемічно чистих компонентів зливків. Склад за шихтою та розмір одержаних стрічок наведено в табл. 1. Методами хемічної аналізи (рентгенівського флуоресцентного та оптичного атомно-емісійного) показано, що після гартування розтопу зміни складу стрічок відбуваються у допустимих межах — зберігається задана шихтою стехіометрія (див. табл. 1).

Структуру стрічок контролювали методом рентгенівської дифракції на дифрактометрі ДРОН-3 з використанням монохроматизованого  $MoK_{\alpha}$ -випромінення.

Температурні залежності електроопору  $R(T)$  одержували за стандартною чотироточковою схемою в інтервалі температур 70–900 К з контрольованою швидкістю нагрівання (при необхідності від 10 до

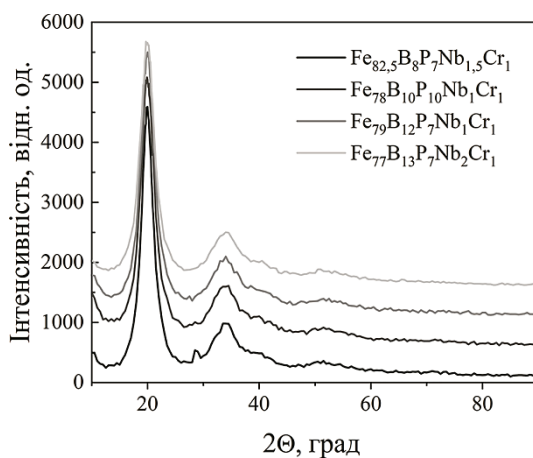
**ТАБЛИЦЯ 1.** Склад та розміри досліджуваних аморфних стопів.**TABLE 1.** Compositions and dimensions of the studied amorphous alloys.

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	10,2
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

30 К/хв). Ця ж чотироточкова схема була використана для визначення величини питомого опору  $\rho$ . В цьому випадку вимірювання здійснювалися на трьох-чотирьох фрагментах стрічок, а результат було усереднено.

### 3. ОБГОВОРЕННЯ РЕЗУЛЬТАТІВ

За результатами рентгенівської дифракції досліджені стопи є рентгеноаморфними, про що свідчить наявність декількох гало на дифрактограмах (рис. 1). Перше з цих гало, що визначається характером розташування атомів в першій координаційній сфері, виявляється в області кутів ( $2\theta$ )  $\approx 20^\circ$ . Для аналізу структурних особливостей аморфних стрічок було проведено апроксимаційну обробку саме цього гало. Виявилося, що його форма достатньо добре апроксиму-

**Рис. 1.** Дифрактограми аморфних стрічок стопів, легованих Nb та Cr.**Fig. 1.** X-ray diffraction curves of ribbons from amorphous alloys doped with Nb and Cr.

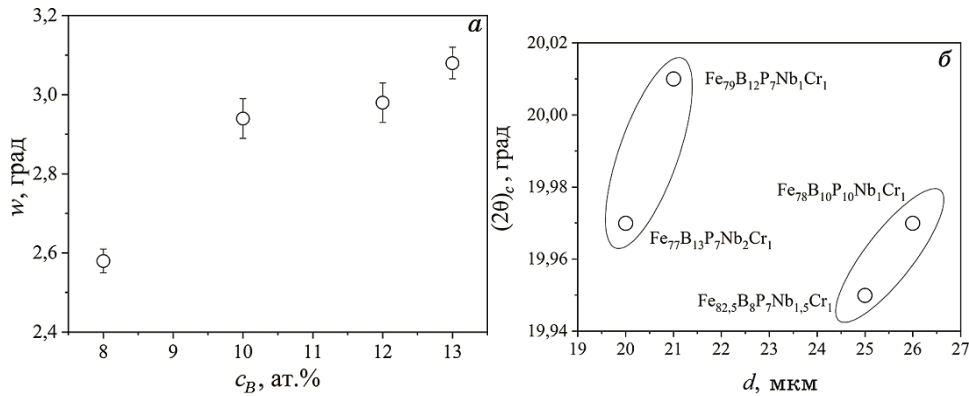
**ТАБЛИЦЯ 2.** Значення питомого електроопору  $\rho$ , температурні коефіцієнти електроопору  $\alpha$  та кількість  $Z_d$   $d$ -електронів на атом для стопів системи Fe–B–P–Nb–Cr.

**TABLE 2.** The values of specific electrical resistance  $\rho$ , temperature coefficients of electrical resistance  $\alpha$ , and amount of  $d$ -electrons per atom  $Z_d$  for Fe–B–P–Nb–Cr system alloys.

Стоп	( $2\theta$ ), град	$w$ , град	$T_{xm}$ , К	$\rho$ , мкОм·см	$\alpha_{300}$ , $10^{-4} \cdot \text{K}^{-1}$	$\alpha_{700}$ , $10^{-4} \cdot \text{K}^{-1}$	$Z_d$ , ел./ат.	$\Delta Z_d$ , ел./ат.	$T_c$ , К
S-3	19,95	2,58(3)	721	189	0,27	1,72	5,06	-0,04	500
S-2	19,97	2,94(5)	764	172	0,77	1,77	4,77	-0,03	578
S-7/12	20,01	2,98(5)	774	179	0,72	1,92	4,84	-0,03	577
S-7/13	19,97	3,08(4)	794	188	0,44	1,33	4,75	-0,05	558

ється функцією Лоренца. Результати апроксимації цієї функцією, а саме кутове положення ( $2\theta$ )<sub>c</sub>, та півширина (ширина на половині висоти) максимуму ( $w$ ), занесені в табл. 2. Як видно з цих даних, зміна положення гало є не значною, а ширина  $w$  для стопу S-3 є дещо меншою, порівняно з іншими.

Проведена аналіза кореляцій між складами АМС уможливила встановити, що між півшириною гало та вмістом Бору є достатньо чітка кореляція, що зображена на рис. 2, а. Як видно, з ростом вмісту Бору спостерігається зростання ширини дифракційного гало. Вміст Фосфору, як іншого представника металоїдів, таких кореляційних особливостей не виявляє. Вплив вмісту Фосфору на атомну



**Рис. 2.** Кореляції між структурними характеристиками та параметрами досліджених АМС.

**Fig. 2.** Correlation between structural characteristics and parameters of investigated amorphous alloys.

структуру (кластерно-концентраційне упорядкування) є значно меншим ніж вплив Бору. Очевидно, Бор, як найменший за розміром, розміщується в просторі між атомами металу, що приводить до додаткових варіацій міжатомової відстані та, відповідно, до зміни ширини гало.

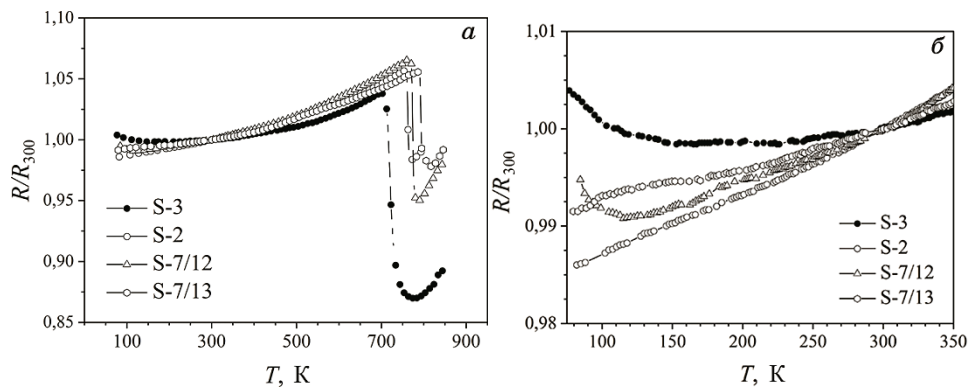
Ніякої кореляції між хемічним складом стопу та положенням першого гало не було встановлено. І можна віднести відповідні незначні різниці між положеннями максимумів до похибок. Однак, залежності  $(2\theta)_c$  від товщини плівок ( $d$ ) достатньо чітко виявляють дві групи стопів S-2, S-3 та S-7/12, S7/13. Ці групи виділяються на рис. 2, б, що знаходить достатньо логічне пояснення. Дійсно, є достатньо добре відомим факт [9, 13], що параметри атомної структури АМС залежать не тільки від складу, а й від технологічних умов їх отримання. Останні визначають, зокрема швидкість гартування розплаву та сформованої стрічки й, відповідно, товщину останньої. Кожна з виділених груп стопів включає стрічки з близькими товщинами. В цьому випадку, чим більша товщина, тим менша швидкість гартування і тим менша атомової щільності структури. Наслідком цього буде зміщення положення максимуму гало в сторону менших кутів. Слід було б очікувати і зміну ширини гало по цій причині, але, очевидним є те, що варіації розширення внаслідок різного вмісту Бору є значно більшими і маскують вплив зміни швидкості охолодження розтопу в процесі його гартування. Про це свідчить попередня кореляція.

Для визначення того, що зумовлює різницю положень гало в групі, на рис. 2, б біля кожного експериментального значення нанесено складу АМС. З їх аналізу випливає, що чітка кореляція позиції в групі є лише для вмісту Nb. Дійсно, оскільки цей елемент характеризується більшим атомовим радіусом, то збільшення його вмісту має приводити до збільшення радіусу першої координаційної сфери та, відповідно, до зміщення положення гало в бік менших кутів, що і має місце в кожній з груп.

Щодо впливу інших елементів, то вміст Cr є постійним у всіх стопах. Для Фосфору ніяких концентраційних кореляцій нами не встановлено, але безперечно і його вміст також впливає на параметри структури.

Отже, як слідує зі сказаного вище, встановлені відмінності в положеннях максимуму першого гало на дифрактограмах визначаються параметрами одержання аморфних стрічок та складом досліджених стопів.

На рисунку 3, а зображено температурні залежності електричного опору, нормованого на його значення при  $T = 300 \text{ K}$ , одержані в температурному інтервалі 77–850 K, а на рис. 3, б ці ж залежності зображені в більш вузькому температурному інтервалі вимірювань: 77–350 K. Загальні особливості, які можна виділити на цих залеж-



**Рис. 3.** Температурні залежності відносного електроопору для аморфних стопів системи Fe-B-P-Nb-Cr при постійній швидкості нагрівання  $V_H = 13$  К/хв.

**Fig. 3.** Temperature dependences of relative electrical resistance for amorphous Fe-B-P-Nb-Cr alloys at a constant heating rate  $V_H = 13$  K/min.

ностях, є типовими для більшості АМС, а саме: I) зміни електроопору в аморфному стані незначні, близько 3% у всьому інтервалі стабільності цього стану; II) при деякій температурі  $T_x$ , величина якої залежить від швидкості нагрівання, має місце різке зменшення електроопору на 5–10% в достатньо вузькому температурному інтервалі. Таке зменшення  $R(T)$  є наслідком розвитку кристалізаційних процесів, про що свідчить сильніша температурна залежність  $R(T)$  при повній трансформації аморфної фази в кристалічну. Це підтверджується і результатами рентгенівських досліджень (в цій роботі не наводяться). Температуру кристалізації стопів  $T_{xm}$  визначено за максимальною швидкістю зміни  $R(T)$  при швидкості нагрівання  $V_H \approx 14$  К/хв, наведена в табл. 2. З цих даних видно, що стоп S-7/13 має найвищу температуру кристалізації, а отже характеризується найвищою термічною стабільністю порівняно з іншими дослідженими АМС. Загалом, термічна стабільність АМС має визначатися згідно таким усталеним критеріям, як відносна температура кристалізації:  $T_{xm}/T_L$ , де  $T_L$  — температура ліквідусу стопу.

На рисунку 3, б залежності  $R(T)$  побудовано в температурному інтервалі 77–350 К (в більшому масштабі по осі електроопору). Як видно з рис. 3, б, на залежностях  $r = R/R_{300}$  від  $T$  для менш легованих АМС S-3 та S-7/12 виявляються не глибокі (для даного температурного інтервалу) мінімуми електроопору при  $\sim 200$  К та при 118 К відповідно. Для двох інших стопів, S-2 та S-7/13, подібні мінімуми не виявляються.

В таблиці 2 наведено значення питомого електроопору та ТКО ( $\rho_{300}$  та  $\alpha_{300}$ ), визначені при  $T = 300$  К. З цих даних слідує, що  $\alpha_{300}$  для

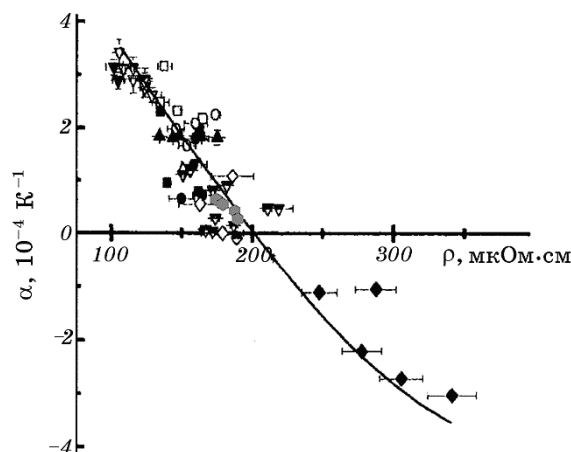
всіх досліджених стопів є меншим, ніж  $10^{-4} \text{ K}^{-1}$ , а  $\rho_{300}$  має величину 170–190 мкОм·см. Дані значення  $\alpha_{300}$  є меншими, а  $\rho_{300}$  — достатньо високими, порівняно з типовими значеннями ТКО та питомого опору більшості АМС на основі заліза (більше ніж  $10^{-4} \text{ K}^{-1}$  та 100–150 мкОм·см відповідно).

Добре відомо, що між  $\rho$  та  $\alpha$  аморфних стопів існує певна кореляційна залежність, що має назву кореляції Муїджи. Тому для порівняння одержаних величин зі значеннями електроопору інших систем нами було використано таку кореляційну залежність з [14], що встановлена для цілої низки АМС.

Цю кореляційну залежність зображено на рис. 4, а (значення  $\rho_{300}$  та  $\alpha_{300}$  для досліджених стопів Fe–B–P–Nb–Cr на ній зображено сірим кольором).

Для побудови кореляційної залежності в [14] використано дані не тільки для аморфних стопів на основі заліза, але й АМС на основі Co, TiNiCuPSi, NiPdP,  $\text{Cu}_{53,44}\text{Zr}_{44,31}\text{Nb}_{2,25}$ . Отже, результати досліджень АМС типу SENNTIX достатньо добре вкладаються в загальну кореляційну залежність і знаходяться в області, поблизу зміни значення ТКО, а отже всі механізми, що зумовлюють явища електроперенесення в досліджених стопах є типовими для АМС і переважно визначаються особливостями електронної структури.

В [14] також встановлено, що для аморфних стопів на основі заліза з металоїдними групами В або В–Si та для деяких АМС з металої-



**Рис. 4.** Кореляція Муїджи з [14] (відповідні позначення наведені в [14]) та положення на цій кореляції значень  $\alpha_{300}$  та  $\rho_{300}$  для досліджених АМС Fe–B–P–Nb–Cr (сірі маркери).

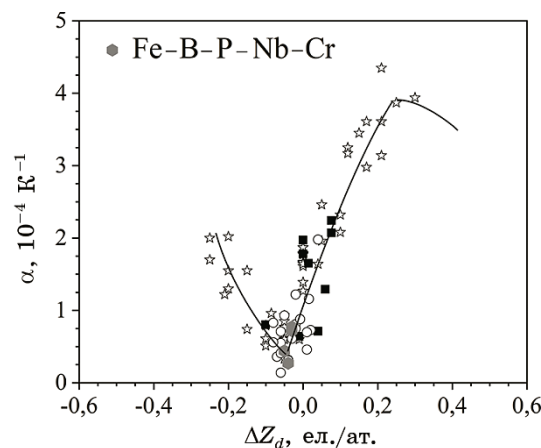
**Fig. 4.** The Muiji correlation from [14] (the corresponding designations are given in [14]) and the position on this correlation curve of the values  $\alpha_{300}$  and  $\rho_{300}$  for the investigated Fe–B–P–Nb–Cr alloy (grey markers).



дними групами В-Si-C та P-Si-C виявляється ще одна кореляційна особливість, пов'язана з типом легуючої металічної домішки. Така кореляційна залежність полягає в тому, що для цілої низки АМС на основі заліза є певна універсальна залежність між ТКО та зміною кількості  $d$ -електронів на атом при легуванні АМС на основі Fe:  $\Delta Z_d = \sum y_i (Z_{di} - Z_{dFe})$  (тут  $Z_{di}$  — кількість  $d$ -електронів в зовнішній оболонці, а  $y_i$  — вміст  $i$ -го легувального компонента). Значення  $\Delta Z_d$  для сплавів Fe-B-P-Nb-Cr наведено в табл. 2. При їх розрахунку приймалося, що  $Z_{dCr} = 5$ , а  $Z_{dNb} = 4$ . Кореляційну залежність між  $\Delta Z_d$  та  $\alpha$  [14] зображено на рис. 5, а місце на ній результатів для АМС Fe-B-P-Nb-Cr зображено сірими маркерами. Як видно, одержані ТКО достатньо добре вкладаються на загальну кореляційну криву і знаходяться поблизу мінімуму ТКО.

Для багатьох АМС поблизу цього мінімуму на фоні малих загальних температурних змін виявляється мінімум електроопору при порівняно високих  $T$  [12, 14]. Тому власне наявність мінімуму на залежностях  $R(T)$  АМС S-3 та S-7/12 вказує на спільні механізми виникнення такого мінімуму з іншими аморфними стопами на основі Fe.

Одна з причин виникнення такого мінімуму електроопору в [12] та в цілій низці більш ранніх робіт [15–17] пов'язана з суттєвим



**Рис. 5.** Кореляція між ТКО,  $\alpha$ , та  $\Delta Z_d$  з [14] (відповідні позначення наведені в [14]) та положення на цій кореляційній кривій значень для досліджених АМС Fe-B-P-Nb-Cr (сірі маркери).

**Fig. 5.** Correlation between temperature coefficient of electrical resistance  $\alpha$  and  $\Delta Z_d$  from [14] (the corresponding designations are given in [14]) and the position on this correlation curve of the value for the investigated Fe-B-P-Nb-Cr r alloys (grey markers).

внеском ефектів слабкої локалізації [12, 18] на фоні внесків, обумовлених неупорядкованістю структури. В цьому випадку температурна залежність електроопору може бути подана у вигляді:

$$R(T) = a + bT - cT^{1/2}, \quad (1)$$

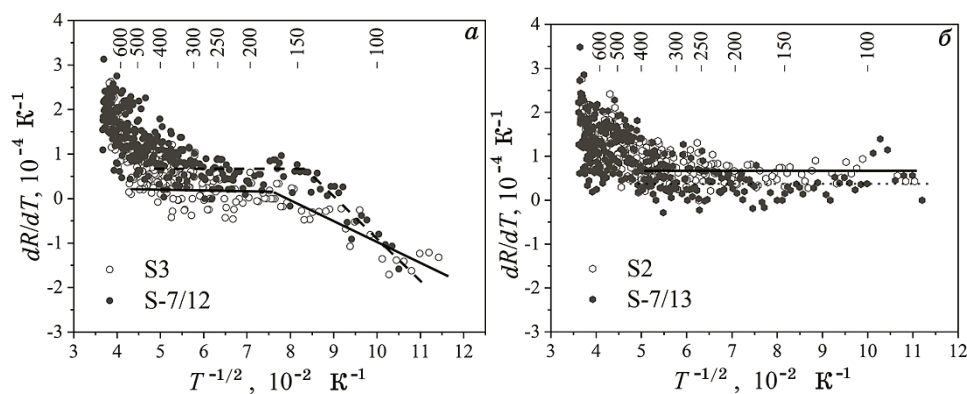
де лінійна по  $T$  складова може бути пояснена з точки зору, наприклад, моделю Фабера–Займана у випадку  $T > \Theta_D/2$  (де  $\Theta_D$  — температура Дебая) [19–21], в той час як від’ємна  $T^{1/2}$  складова виникає внаслідок ефектів слабкої локалізації. За умови малості значення  $b$ , що є справедливим у нашому випадку, наявність від’ємної складової ( $-cT^{1/2}$ ) може призвести до виникнення мінімуму електроопору на залежностях  $R(T)$ . На відміну від ефектів електрон-електронної взаємодії, які хоча й дають подібний до  $T^{1/2}$  внесок, але є суттєвими при порівняно більш низьких температурах, ефекти слабкої локалізації можуть існувати в матеріалі до достатньо значних  $T$  (умови виникнення таких ефектів розглянуті в [12,18]).

В такому випадку, зваживши на рівняння (1), похідна електроопору  $dR/dT$  матиме вигляд:

$$dR/dT = b - (c/2) T^{-1/2}. \quad (2)$$

З (2) випливає, що  $dR/dT$  має бути лінійною функцією від  $T^{-1/2}$ .

На рисунку 6 зображено залежності  $dR/dT$  з аргументом  $T^{-1/2}$ , обчислені за експериментальними залежностями  $R(T)$ , в яких опущено температурний інтервал, що відповідає процесу кристалізації. Хоча і такі залежності характеризуються великою дисперсією,



**Рис. 6.** Залежність  $dR/dT$  від  $T^{-1/2}$  для ступів S3 та S7-12 (а) і S2 та S7-13 (б).

**Fig. 6.**  $dR/dT$  from  $T^{-1/2}$  dependences for S3 and S7-12 alloys (a), for S2 and S7-13 alloys (b).

що є цілком логічним через слабку температурну зміну електроопору, але достатньо чітко видно відмінності та спільні риси для різних складів.

Перш за все, на залежностях  $dR/dT$  від  $T^{-1/2}$  у стопах S-3 та S-7/12, в яких виявляється мінімум електроопору, при великих  $T^{-1/2}$  (при низьких  $T$ ) видно область, яку можна вважати лінійною (рис. 6, а). У стопах S-2 та S-7/13 (рис. 6, б) ця залежність залишається практично постійною до температур  $\cong 500$  К. Така ж температурно-незалежна область після лінійного зростання  $dR/dT$  від  $T^{-1/2}$  наявна і у стопах S3 та S-7/12. При вищих  $T$  для всіх стопів характерним є зростання похідної  $dR/dT$  з температурою. Хоча ця температурна область і достатньо близька до температури Кюрі цих стопів (зробити коректне порівняння достатньо складно через малі температурні зміни електроопору), але зваживши на те, що магнетний внесок в електроопір при  $T > T_c$  є постійним [19, 20, 22], крім того, в більшості випадків перехід феромагнетик-парамагнетик на електроопорі аморфних стопів виявляється достатньо слабко, то таке зростання електроопору аж ніяк не може мати магнетну природу і може бути віднесено до розвитку процесів структурної релаксації. Подібне зростання електроопору достатньо часто спостерігається в аморфних стопах типу FINEMET, і в більшості випадків відноситься до процесів нанокристалізації, хоча і може бути наслідком деяких релаксаційних процесів. Найбільш ймовірно, релаксаційні та кристалізаційні процеси і обумовлюють зростання електроопору у високотемпературній області досліджених стопів, в якій, як і в стопах типу SENNTIX, утворюються нанорозмірні кристали твердого розчину на основі заліза.

На жаль, наявні результати досліджень не дають чіткої відповіді про те, чому в стопах S-3 та S-7/12 наявний мінімум електроопору, а в стопах S-2 та S-7/13 такий мінімум відсутній. Причиною цього може бути цілий ряд факторів, що визначають співвідношення довжин, які обумовлюють виникнення слабкої локалізації (умовою є  $l_e \ll l_i$  [12]).

Оскільки стопи S-3 та S-7/12 мають більшу кількість  $d$ -електронів на атом, ніж стопи S-2 та S-7/13 (див. табл. 2), то, можливо, саме в цьому випадку важливу роль може відігравати електронна структура, зокрема положення рівня Фермі [12]. Крім цього, як припущено в [12], слабка локалізація в складно-легованих аморфних стопах може відбуватися не у всьому об'ємі, а лише в певних кластерних структурах пов'язаних з деякими леґуючими атомами (в нашому випадку це, скоріш за все, Cr). Отже, розмір таких кластерів та їх кількість визначатимуть їхній об'ємний вміст, а отже, і їх внесок в електроопір. Цілком зрозуміло, при малому вмісті кластерів, в яких створені умови для слабкої локалізації, внесок їх настільки малий, що просто не буде відображатися на залежностях  $R(T)$ .

Причиною цього може бути не тільки різний склад, але й різний структурний стан при різних умовах гартування, що використано нами для пояснення структурних параметрів досліджених АМС.

Малий вміст таких кластерів при їх малому розмірі достатньо слабо впливає на результати дифракції рентгенівських променів. В цьому випадку дифракційна картина буде відображати стан матричної, «розупорядкованої» структури, що цілком і пояснює відсутність кореляції між електричними та структурними параметрами. Деяку ясність в цьому могло б забезпечити дослідження електроопору при різних типах термообробки. Так, в аморфних стопах  $\text{Co-Si-B}$ , легованих  $\text{Cr}$ , положення мінімуму електроопору визначається не тільки вмістом  $\text{Cr}$ , але й істотно змінюється при термообробленні [23]. Тому можливою причиною прояву такого мінімуму в одних стопах, та його відсутності в інших, може бути різний структурний стан стрічок після гартування, а додаткова термообробка може призвести до виникнення мінімуму в тих стопах, в яких його не було, або скоріш навпаки, до зникнення мінімуму на температурних залежностях електроопору в стопах (стрічках), де він спостерігався у вихідному стані. На жаль, стрічки деяких досліджених стопів вже у вихідному стані є крихкими, а додаткова термічна обробка позбавляє можливості нанести контакти на зразки, а отже більш детально провести дослідження електроопору.

#### 4. ВИСНОВКИ

Проведені дослідження структури АМС  $\text{Fe-B-P-Nb-Cr}$ , що відносяться до стопів типу SENNTIX, показали, що загальні структурні особливості атомної будови у них такі ж, як і у інших аморфних стопів на основі заліза. Встановлені особливості атомної будови пояснюються як різницею хемічного складу АМС, так і різною швидкістю їх гартування. Ці стопи мають дещо більший електроопір, порівняно з типовими АМС на основі заліза (115 мкОм·см) та порівняно малі величини температурного коефіцієнта опору. Незважаючи на цю обставину, вони вкладаються в загальні закономірності змін електроопору аморфних стопів, зокрема аморфних стопів на основі  $\text{Fe}$ . Ці закономірності та склад стопів вказують на те, що в них створюються необхідні умови для реалізації механізму слабкої локалізації, що забезпечує додатковий внесок в електроопір поряд з основним — за рахунок механізму дифракції електронів провідності на неупорядкованій аморфній структурі (механізм Фабера-Займана) у стопах на основі  $\text{Fe}$ . Слабка локалізація чітко виявляється лише у стопах складу  $\text{Fe}_{82,5}\text{B}_8\text{P}_7\text{Nb}_{1,5}\text{Cr}_1$  та  $\text{Fe}_{79}\text{B}_{12}\text{P}_7\text{Nb}_1\text{Cr}_1$ , але відсутня в двох інших стопах,  $\text{Fe}_{78}\text{B}_{10}\text{P}_{10}\text{Nb}_1\text{Cr}_1$  та  $\text{Fe}_{77}\text{B}_{13}\text{P}_7\text{Nb}_2\text{Cr}_1$ , що вказує на існування певних «достатніх» умов для прояву такого явища. Такі умови можуть бути пов'язані як зі структурними, так і

з електронними параметрами досліджених стопів, і для їх встановлення необхідні додаткові експериментальні та теоретичні дослідження.

Параметри електроопору, а саме, високе  $\rho$  та мале  $\alpha$  поряд з високими магнетними параметрами, є додатковими чинниками, що обумовлюють високі експлуатаційні параметри таких матеріалів в якості магнетом'яких елементів різного призначення.

## ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА—REFERENCES

1. Y. Yoshizawa, S. Oguma, and K. Yamauchi, *J. Appl. Phys.*, **64**: 6044 (1988).
2. A. Makino, T. Hatanai, A. Inoue, and T. Masumoto, *Mater. Sci. Eng. A*, **226–228**: 594 (1997).
3. K. Suzuki, A. Makino, A. Inoue, and T. Masumoto, *J. Appl. Phys.*, **74**: 3316 (1993).
4. A. Hsiao, M. E. McHenry, D. E. Laughlin, M. J. Kramer, C. Ashe, and T. Ohkubo, *IEEE Trans. Magn.*, **38**: 3039 (2002).
5. M. A. Willard, M. Q. Haung, D. E. Laughlin, M. E. McHenry, J. O. Cross, V. G. Harris, and C. Franchetti, *J. Appl. Phys.*, **85**: 4421 (1999).
6. H. Matsumoto, A. Urata, Y. Yamada, and A. Inoue, *J. Alloys Compd.*, **509**, Iss. Suppl. 1: S193 (2011).
7. H. Matsumoto, A. Urata, Y. Yamada, and A. Inoue, *J. Alloys Compd.*, **504**, Iss. Suppl. 1: S139 (2010).
8. H. Matsumoto, A. Urata, Y. Yamada, and A. Inoue, *Mater. Sci. Forum*, **654–656**: 1098 (2010).
9. *Amorfnye Metallicheskie Splavy* (Ed. F. E. Lyuborskiy) (Moscow: Metallurgiya: 1987) (Russian translation).
10. O. Touraghe, M. Khatami, A. Menny, H. Lassri, and K. Nouneh, *Physica B*, **403**: 2093 (2008).
11. Ye. Yarmoshchuk, O. Nakonechna, M. Semenko, and M. Zakharenko, *J. Magn. Mater.*, **367**: 15 (2014).
12. M. I. Zakharenko, T. V. Kalnysh, and M. P. Semen'ko, *Phys. Met. Metallogr.*, **113**, No. 8: 762 (2012).
13. *Amorfnye Metallicheskie Splavy* (Ed. V. V. Nemoshkalenko) (Kiev: Naukova Dumka: 1987) (in Russian).
14. M. P. Semen'ko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **30**, No. 7: 933 (2008) (in Ukrainian).
15. R. Hasegawa and C. C. Tsuei, *Phys. Rev. B*, **2**, No. 6: 1631 (1970).
16. S. Sayouria, R. Berrahoa, A. Moustaideia, K. Benbachira, A. Kaala, M. Tlemcani, and A. Berradab, *Physica B*, **327**: 65 (2003).
17. A. K. Panda, S. Kumari, I. Chatteraj, M. Ghosh, and A. Mitra, *J. Magn. Mater.*, **308**, Iss. 1: 65 (2007).
18. M. I. Zakharenko, T. V. Kalnysh, M. V. Orlenko, and M. P. Semen'ko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **34**, No. 11: 1477 (2012) (in Ukrainian).
19. N. Banerjee, R. Roy, and A. K. Majumdar, *Phys. Rev. B*, **24**, No. 12: 6801 (1981).
20. S. N. Kaul, W. Kettler, and M. Rosenberg, *Phys. Rev. B*, **33**, No. 7: 4987 (1986).

21. K. Pekala, J. Latuch, M. Pekala, I. Skorvanek, and P. Jaskiewicz, *Nanotechnology*, **14**: 196 (2003).
22. S. N. Kaul, W. Kettler, and M. Rosenberg, *Phys. Rev. B*, **35**, No. 13: 7153 (1987).
23. M. I. Zakharenko, M. P. Semen'ko, and G. V. Yeremenko, *Funct. Mater.*, **14**, No. 1: 104 (2007).