

УДК [669.15:539.213:546.3]:[537.621.4 + 537.311.3]  
PACS 75.50.Kj, 75.30.Cr, 72.15.Cz

## ВПЛИВ ЛЕГУЮЧИХ ЕЛЕМЕНТІВ НА МАГНІТНІ ТА ЕЛЕКТРОФІЗИЧНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ ШВИДКОЗАГАРТОВАНИХ СТРІЧОК НА ОСНОВІ $\text{Fe}_{82}\text{Si}_6\text{B}_{12}$

О. Сендецький, Ю. Мазур

*Київський Національний Університет  
імені Тараса Шевченка  
вул. Володимирська 64, 01601 Київ, Україна  
e-mail: dejzyk\_os@ukr.net*

Подано результати дослідження магнітних і електрофізичних властивостей аморфних металічних сплавів типу *FINEMET* на основі  $\text{Fe}_{82}\text{Si}_6\text{B}_{12}$  з різними концентраціями легуючих елементів Mn, Nb, Mo, Co, Ni. Магнітну сприйнятливість  $\chi$  вимірювали за методом Фарадея в температурному інтервалі 300–900 К, а температурну залежність електроопору визначали за допомогою стандартної чотириточкової схеми для температур 77–900 К. Для зразків, легованих Mn, величина  $\mu_{\text{тм}}$  виявилася дещо меншою, ніж для зразків без Mn, хоча все ще більшою, аніж для чистого Fe. Це свідчить про антиферромагнітний характер взаємодії атомів цієї домішки з оточенням. Один атом Mn впливає на 10 атомів Fe і блокує їхні локалізовані магнітні моменти, ймовірно, завдяки утворенню атомних угруповань, у яких домінують антиферромагнітні обмінні кореляції.

**Ключові слова:** аморфні металеві сплави, магнітний момент, магніто-м'які матеріали, температура Кюрі, кристалізація.

Значний науковий та практичний інтерес викликають дослідження магнітних та електрофізичних параметрів багатокомпонентних аморфних металевих сплавів (АМС) та подальше їх вдосконалення. Це зумовлено, насамперед, їхніми унікальними фізичними властивостями [1–3]. Так, відомо, що АМС на основі Fe проявляють хороші магніто-м'які властивості: низьке значення коерцитивної сили, малі гістерезисні втрати та високі значення початкової магнітної проникності. Такі якості роблять їх перспективними для використання в магнітопроводах.

Основною метою роботи було дослідження магнітних та електрофізичних характеристик складнолегованих АМС та вплив легуючих елементів на ці характеристики. Попередньо було встановлено, що незначні домішки Mo, Ni, Nb,

Со значно впливають на магнітні властивості та характер кристалізації АМС. В даній роботі представлені експериментальні дані стосовно термомагнітної та терморезистивної поведінки складнолегованих АМС типу *FINEMET* на основі заліза.

Зразки  $\text{Fe}_{(82-a-b-c-d-e)}\text{B}_{12}\text{Si}_6\text{Mn}_a\text{Nb}_b\text{Mo}_c\text{Co}_d\text{Ni}_e$ , де  $a, b, c, d, e = 0, 1, 2$  — вміст легуючого елемента в сплаві, були виготовлені методом загартування з розплаву [4] при швидкості охолодження приблизно  $5 \cdot 10^5$  К/с з використанням вихідних матеріалів високої чистоти. Товщина зразків становила 28–40 мкм, ширина — 2–8 мм. Аморфний стан було підтверджено методом дифракції рентгенівських променів. Магнітну сприйнятливості  $\chi$  вимірювали методом Фарадея в температурному інтервалі 300–900 К. Швидкість нагрівання становила 8–10 К/хв. З кривих  $\chi(T)$  стандартним методом [5] були визначені такі важливі експлуатаційні характеристики АМС як температура Кюрі  $T_c$  та температура кристалізації  $T_x$ . Чутливість методу 10–11 см<sup>3</sup>/г. Відносна похибка вимірювання магнітної сприйнятливості  $\Delta\chi/\chi$  не перевищувала 1,5%. Абсолютна похибка вимірювання температури  $\Delta T \leq 0,5$  К. Температурну залежність електроопору визначали за стандартною чотирьохточковою схемою для температур 77–900 К.

Експериментальні залежності відносної магнітної сприйнятливості зразків від температури  $\chi/\chi_{300}(T)$  виявилися якісно подібними для всіх зразків. Різниця між ними полягала лише у кількісних відмінностях значень температури Кюрі  $T_c$  та температури кристалізації АМС  $T_x$ . На рис. 1 подано типову експериментальна крива відносної магнітної сприйнятливості  $\chi/\chi_{300}(T)$  для АМС складу  $\text{Fe}_{76}\text{B}_{12}\text{Si}_6\text{Mn}_2\text{Nb}_1\text{Mo}_2\text{Ni}_1$ .

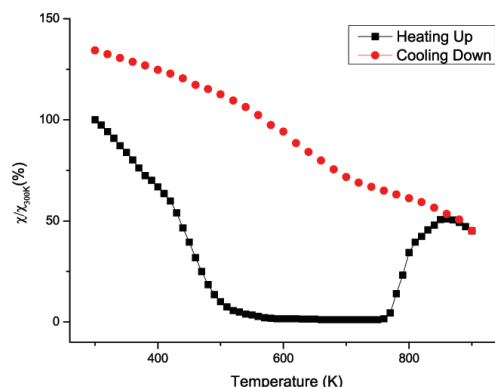


Рис. 1. Температурна залежність  $\chi/\chi_{300}(T)$  для АМС  $\text{Fe}_{76}\text{B}_{12}\text{Si}_6\text{Mn}_2\text{Nb}_1\text{Mo}_2\text{Ni}_1$

При нагріванні зразка в досліджуваному температурному інтервалі спостерігається фазовий перехід “феромагнетик–парамагнетик”, який характеризується температурою Кюрі  $T_c$  аморфного стану. На кривих  $\chi/\chi_{300}(T)$  він відображається різким зменшенням магнітної сприйнятливості до значення  $\chi_{\text{ПМ}}$  в парамагнітному стані. При досягненні температури початку кристалізації  $T_{\text{ХН}}$  відбувається утворення кристалічних фаз, температура Кюрі яких виявилася суттєво

вищою від температури Кюрі аморфного стану. Тому таке перетворення супроводжується різким підвищенням  $\chi$ . Значення  $T_c, T_{xp}$  і  $T_x$  для досліджених зразків наведені в табл. 1.

Досліджені зразки характеризуються наявністю широкої області парамагнетизму в межах існування аморфного стану ( $T_c < T < T_{xp}$ ). Аналіз експериментальних даних показав, що  $\chi$  у цьому інтервалі може бути задовільно описане законом Кюрі–Вейса:

$$\chi = \chi_0 + \frac{N\mu_{\text{пм}}^2}{3k(T - \Theta)}, \quad (1)$$

де  $\chi_0$  — температурно незалежна складова сприйнятливості,  $\mu_{\text{пм}}^2$  — ефективний парамагнітний момент на атом сплаву,  $\Theta$  — парамагнітна температура Кюрі,  $k$  та  $N$  — стала Больцмана та число Авогадро, відповідно. Розраховані з експериментальних даних за допомогою апроксимації значення  $\Theta$  та  $\mu_{\text{пм}}$  виявились в значній мірі залежними від природи та кількості легуючих елементів. Значення  $\Theta$  та  $\mu_{\text{пм}}$  також наведені в табл. 1. Встановлено, що ефективний парамагнітний момент  $\mu_{\text{пм}}$  на атом магнітоактивного елемента значно більший, ніж атомний момент парамагнітного Fe і становить, залежно від складу, 4,0–6,7  $\mu_B$ . Такі аномально високі значення  $\mu_{\text{пм}}$  зумовлені гетерогенною структурою сплавів, а саме — утворенням вже під час гартування магнітних неоднорідностей-кластерів з найближчим атомним оточенням, близьким до  $\alpha$ -Fe [6], в яких домінують феромагнітні обмінні кореляції.

Табл. 1. Параметри складнолегованих АМС на основі  $\text{Fe}_{82}\text{Si}_6\text{B}_{12}$  отриманих із залежностей  $\chi/\chi_{300}(\text{T})$

Склад	$\mu_{\text{пм}}, \mu_B$	$\Theta, \text{K}$	$T_c, \text{K}$	$T_{xp}, \text{K}$	$T_x, \text{K}$	$T_{xm}, \text{K}$
$\text{Fe}_{75}\text{B}_{12}\text{Si}_6\text{Mn}_2\text{Nb}_2\text{Mo}_2\text{Ni}_1$	5,00	495	520	780	810	890
$\text{Fe}_{76}\text{B}_{12}\text{Si}_6\text{Mn}_2\text{Nb}_1\text{Mo}_2\text{Ni}_1$	4,91	476	500	750	790	860
$\text{Fe}_{78}\text{B}_{12}\text{Si}_6\text{Mn}_2\text{Nb}_1\text{Ni}_1$	5,20	546	572	720	750	—
$\text{Fe}_{77}\text{B}_{12}\text{Si}_6\text{Nb}_2\text{Mo}_2\text{Ni}_1$	6,80	502	554	710	740	850

Проведені раніше дослідження засвідчили, що домішки Mo та Ni збільшують термічну стабільність сплавів на основі  $\text{Fe}_{82}\text{B}_{16}\text{Si}_2$  та  $\text{Fe}_{80}\text{B}_{14}\text{Si}_6$  [7]. Вплив цих домішок полягає в формуванні збагаченого легуючими домішками шару на фазових межах. Цей шар пригнічує проходження певних атомів до зародків кристалічної фази. Це зменшує швидкість росту та ускладнює процес кристалізації. Як було показано [8, 9], швидкість формування такого шару та величина градієнта концентрації на границях фаз визначаються розчинністю легуючого елемента.

Для зразків, які були леговані Mn,  $\mu_{\text{пм}}$  виявився дещо меншим ніж у зразків без Mn, хоча все ще більшим ніж у чистого Fe. Це вказує на антиферомагнітний

характер взаємодії атомів цієї домішки з оточенням. Відомо, що ефективний парамагнітний момент для багатокомпонентних сполук [10] може бути описаний загальною формулою:

$$\mu^2 = \sum_i c_i \mu_i^2, \quad (2)$$

де  $c_i$ ,  $\mu_i$  — концентрація та парціальний магнітний момент  $i$ -го компонента. Металоїди не мають локалізованого магнітного моменту, тому весь вклад в ефективний магнітний момент можна приписати залізу та перехідним металам. Розглянемо вплив Mn на  $\mu_{\text{пм}}$ . Аналіз експериментальних даних засвідчив, що залежність  $\mu(a)$ , де  $a$  — концентрація Mn, може бути задовільно описана рівнянням:

$$\mu^2 = (c_{Fe} - na)\mu_{\text{пм}}^2, \quad (3)$$

де  $n = 10$ . Отже один атом Mn впливає на 10 атомів Fe та блокує їхні локалізовані магнітні моменти, імовірно, завдяки утворенню атомних угруповань, у яких домінуючими є антиферомагнітні обмінні кореляції. Оскільки рівняння (1) є справедливим для усього інтервалу  $T_c < T < T_{\text{хп}}$ , то такі угруповання (кластери) є стійкими аж до температури кристалізації.

Nb покращує як магнітні характеристики, так і термічну стабільність досліджуваних АМС. Це свідчить про участь Nb в утворенні феромагнітних кластерів, які збільшують  $\mu_{\text{пм}}$ , що також відображається на зміні  $T_c$ . Водночас легування Nb підвищує температуру кристалізації сплаву, що може бути пов'язане зі слабкою розчинністю Nb в Fe [11] (механізм такий, як і при легуванні Mo і Ni).

Гетерогенний характер атомної структури досліджених АМС відображається також і на температурних залежностях електроопору, аналіз яких дав змогу встановити кореляції між особливостями кластерної структури АМС та їх магнітними і електрофізичними властивостями. На рис. 2 подано експериментальні криві відносного опору  $r(T)$ , де  $r = R/R_{300}$ .

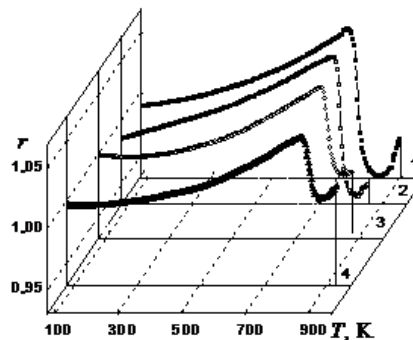


Рис. 2. Експериментальні криві відносного опору  $r(T)$ : 1 —  $\text{Fe}_{77}\text{B}_{12}\text{Si}_6\text{Nb}_2\text{Mo}_2\text{Ni}_1$ , 2 —  $\text{Fe}_{78}\text{B}_{12}\text{Si}_6\text{Mn}_2\text{Nb}_1\text{Ni}_1$ , 3 —  $\text{Fe}_{76}\text{B}_{12}\text{Si}_6\text{Mn}_2\text{Nb}_1\text{Mo}_2\text{Ni}_1$ , 4 —  $\text{Fe}_{75}\text{B}_{12}\text{Si}_6\text{Mn}_2\text{Nb}_2\text{Mo}_2\text{Ni}_1$

Табл. 2. Параметри складно легованих АМС на основі  $\text{Fe}_{82}\text{Si}_6\text{B}_{12}$  отримані із залежностей  $r(T)$ 

Склад	$T_{\text{хп}}$ , К	$T_{\text{х}}$ , К	$T_{\text{хм}}$ , К
$\text{Fe}_{75}\text{B}_{12}\text{Si}_6\text{Mn}_2\text{Nb}_2\text{Mo}_2\text{Ni}_1$	822	831	859
$\text{Fe}_{76}\text{B}_{12}\text{Si}_6\text{Mn}_2\text{Nb}_1\text{Mo}_2\text{Ni}_1$	785	795	833
$\text{Fe}_{78}\text{B}_{12}\text{Si}_6\text{Mn}_2\text{Nb}_1\text{Ni}_1$	756	763	798
$\text{Fe}_{77}\text{B}_{12}\text{Si}_6\text{Nb}_2\text{Mo}_2\text{Ni}_1$	744	758	804

Дані терморезистивних досліджень підтверджують описану вище поведінку параметрів термічної стабільності зразків залежно від їх складу (табл. 2). Тому можна говорити, що дані магнітометричних досліджень добре узгоджуються з результатами дослідження електроопору. Певна відмінність у значеннях критичних температур за даними магнітних і резистивних досліджень зумовлена різною швидкістю нагрівання зразків у цих двох експериментах (швидкість нагріву при вимірюванні  $R(T)$  складала 20 К/хв).

Вперше були проведені комплексні дослідження складнолегованих сплавів  $\text{Fe}_{(82-a-b-c-d-e)}\text{B}_{12}\text{Si}_6\text{Mn}_a\text{Nb}_b\text{Mo}_c\text{Co}_d\text{Ni}_e$ , де  $a, b, c, d, e = 0, 1, 2$ . Встановлено, що легування АМС базового складу суттєво впливає на температурний інтервал стабільності аморфної фази в досліджених сплавах. При легуванні Mn, утворюються атомні угруповання, у яких домінуючими є антиферромагнітні обмінні кореляції, які зумовлюють утворення кластерів з майже скомпенсованим магнітним моментом, стійких аж до  $T_{\text{х}}$  АМС.

Автори висловлюють щире подяку доктору фізико-математичних наук М. І. Захаренку та доктору фізико-математичних наук М. П. Семеньку за допомогу та корисні зауваження при обговоренні результатів експериментів.

- 
1. *Hasegawa R.* Present status of amorphous soft magnetic alloys / R. Hasegawa // J. Magn. Magn. Mater. – 2000 – Vol. 215–216, № 1 – P. 240–246.
  2. *Hasegawa R.* Amorphous magnetic materials — a history / R. Hasegawa // J. Magn. Magn. Mater. – Vol. 100, № 1 – P. 1–12 (1991).
  3. *Marin P.* Applications of amorphous and nanocrystalline magnetic materials / P. Marin, A. Hernando // J. Magn. Magn. Mater. – 2000 – Vol. 215–216, № 1 – P. 729–734.
  4. *Маслов В. В.* Получение аморфных металлических сплавов / В. В. Маслов, Д. Ю. Падерно // Аморфные металлические сплавы. – К. : Наукова думка, 1987. – С. 52–86.

5. *Тикадзуми С.* Физика ферромагнетизма / С. Тикадзуми. – М. : Мир, 1983. – 302 с.
6. *Kisdi-Koszo E.* Relaxation, cluster formation or precrystallization in amorphous alloys / E. Kisdi-Koszo, E. Zsoldos, G. Radnoczi et al. // *J. Magn. Magn. Mater.* – 1994. – Vol. 133. – P. 276–279.
7. *Maslov V.* Thermomagnetic investigations of the  $\text{Fe}_{82}\text{Si}_2\text{B}_{16}$  based metallic glasses / V. Maslov, V. Nosenko, T. Tsvetkova et al. // *Functional Materials.* – 2000 – Vol. 7, № 4(2). – P. 822–826.
8. *Maslov V. V., Nosenko V. K., Brovko A. P. et al.* // *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.* – 2002 – Vol. 24. – P. 1001.
9. *Maslov V. V., Nosenko V. K., Mashira V. A. et al.* // *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.* – 2005 – Vol. 27. – P. 817.
10. *Судзуки К.* Аморфные металлы / К. Судзуки, Х. Фудзимори, К. Хасимото – М. : Металлургия, 1987. – С. 126.
11. *Диаграммы состояния двойных металлических систем.* Справочник : за ред. Н.П.Лякишева. – В 3 т. – Т. 2 – М. : Машиностроение, 1997. – С. 517.

**DOPANTS' INFLUENCE ON THE MAGNETIC  
AND ELECTROPHYSICAL PROPERTIES OF RAPIDLY  
QUENCHED RIBBONS BASED ON  $\text{Fe}_{82}\text{Si}_6\text{B}_{12}$**

**O. Sendetskyi, Yu. Mazur**

*Taras Shevchenko National University of Kyiv  
Volodymyrska str., 64, 01601 Kyiv, Ukraine  
e-mail: dejzyk\_os@ukr.net*

We report on the magnetic and electro-physical properties of *FINEMET*-type amorphous metallic alloys based on  $\text{Fe}_{82}\text{Si}_6\text{B}_{12}$  with different concentrations of Mn, Nb, Mo, Co and Ni dopants. The magnetic susceptibility  $\chi$  is measured with a Faraday magnetometer in the temperature region of 300–900 K, while the temperature dependence of the electric resistance is determined using a standard four-probe method in the temperature region of 77–900 K. For the Mn-containing samples, the  $\mu_{pm}$  value is found to be lower than that for the samples without Mn, though it is still higher than that obtained for the pure Fe. Such a behaviour testifies antiferromagnetic interaction of the Mn dopants with the surrounding atoms. One Mn atom influences 10 atoms of Fe by blocking their localized magnetic moments, probably, due to creation of clusters with the dominating antiferromagnetic exchange correlations.

**Key words:** amorphous metallic alloys, magnetic moment, soft magnetic materials, Curie temperature, crystallization.

**ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ  
НА МАГНИТНЫЕ И ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ  
ХАРАКТЕРИСТИКИ БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ  
ЛЕНТ НА БАЗЕ  $Fe_{82}Si_6B_{12}$**

**О. Сендецкий, Ю. Мазур**

*Киевский национальный университет  
имени Тараса Шевченко  
ул. Владимирская 64, 01601 Киев, Украина  
e-mail: dejzyk\_os@ukr.net*

Представлены результаты исследования магнитных и электрофизических свойств аморфных металлических сплавов типа *FINEMET* на базе  $Fe_{82}Si_6B_{12}$  с разными концентрациями легирующих элементов Mn, Nb, Mo, Co, Ni. Магнитную восприимчивость  $\chi$  измеряли методом Фарадея в температурном интервале 300–900 К, а температурную зависимость электросопротивления определяли с помощью стандартной четырехточечной схемы для температур 77–900 К. Для образцов, легированных Mn, величина  $\mu_{\text{пм}}$  оказалась меньше, чем для образцов без Mn, но все-таки большей, чем для чистого Fe. Это указывает на антиферромагнитный характер взаимодействия атомов Mn с окружением. Один атом Mn влияет на 10 атомов Fe и блокирует их локализованные магнитные моменты, вероятно, благодаря образованию атомных группировок, в которых доминируют антиферромагнитные обменные корреляции.

**Ключевые слова:** аморфные металлические сплавы, магнитный момент, магнитно-мягкие материалы, температура Кюри, кристаллизация.

Статтю отримано: 6.06.2011  
Прийнято до друку: 14.07.2011