

УДК 54-161+544.653.22

Марія-Олена ДАНИЛЯК, Мирослава КОВБУЗ, Лідія БОЙЧИШИН

МАГНІТНІ ВЛАСТИВОСТІ АМОРФНИХ МЕТАЛЕВИХ СПЛАВІВ Fe–Nb–V–PЗМ

¹Львівський національний університет імені Івана Франка,
вул. Кирила і Мефодія, 6, 79005 Львів, Україна
e-mail: lboichyshyn@yahoo.com

Магнітна сприйнятливість та коерцитивна сила аморфних металевих сплавів на основі Fe безпосередньо залежить від взаємодії сформованих у аморфній матриці нанокластерів. Легуючі елементи PЗМ (Y, Gd, Tb, Dy) у аморфних сплавах Fe–Nb–V–PЗМ підвищують їх магнітну сприйнятливість і знижують коерцитивну силу. За здатністю підвищувати температуру Кюрі додатки PЗМ розташовуються в ряд: Y < Dy < Tb < Gd, що пов'язано із величиною температури Кюрі індивідуальних PЗМ. Аналіз залежностей намагніченості від температури охолодження (від 2 до 300 K) в нульовому полі (ОНП) та в полі 10 T (НП) показав, що ступінь магнітної необоротності сплавів Fe–Nb–V (Y або Gd) нижчий на 10 % при низьких температурах. Сплавам Fe–Nb–V (Tb або Dy) характерна вища необоротність, що зростає до ~50 % при T → 2 K. ОНП – НП ефект проявляється також і при високих температурах, що пов'язано, очевидно, із специфічною магнітною доменною структурою аморфних сплавів.

Ключові слова: аморфний сплав, нанокластери, магнітна сприйнятливість, коерцитивна сила.

Вступ

Властивості аморфних сплавів залежать як від їх елементного складу та технологічних умов виготовлення, так і від впливу різних зовнішніх факторів. Отже, отримання аморфних металевих сплавів (АМС) є складним процесом, для оптимізації якого необхідно володіти інформацією про теоретичні основи фізико-хімії сумісності компонентів, їх здатності до структуризації в різних температурних режимах [1].

Аморфні металеві сплави, виготовленні різними способами (НШОР, механічне диспергування, йонізація) [2, 3], є термодинамічно нестабільними структурами, і з часом, у різних зовнішніх умовах релаксують до стабільнішого стану з меншим запасом внутрішньої енергії. Унаслідок процесів структурної релаксації деякі властивості АМС можуть суттєво змінюватися навіть у межах стабільності аморфного стану.

У багатокомпонентних сплавах, що містять, окрім базового металу, різні за функціями – металоїди, ПМ-метали, безсумнівно може, проявитися явище синергізму у фізико-хімічних процесах. У деяких випадках це сприяє формуванню оптимальної структури для цільового використання сплаву. Серед мікроскопічних

об'єктів, які властиві аморфним сплавам, існують кластери – проміжні між твердим тілом і окремими атомами і, які визначають властивості метастабільних сплавів. Фізичні властивості кластерів залежать від природи атомів, від їх числа (10–100000 атомів), що їх формують. Із збільшенням кількості атомів у кластері весь об'єм твердого тіла поступово набуває властивостей кластера, або «квазідвомірних» формувань із «проміжним порядком» [4, 5]. Моделювання методом молекулярної динаміки уможливило вихід на рівень окремих атомів у дослідженні нанокластерів і процесів їх росту.

У деяких випадках виникають локальні формування, внаслідок певного впорядкування, на віддальх помітно перевищуючих міжатомні відстані, тобто існує «середній» порядок. У таких випадках, особливо це стосується багатокomпонентних металевих сплавів, ближній порядок непов'язаний з винятковою стабільністю «квазімолекулярних» одиниць, а є наслідком атомного впорядкування, що включає кілька десятків «локальних структурних одиниць» переважно з розмірами порядку 1–2 нм [6].

У 1973 році [7, 8] з'явилися перші повідомлення про одержання аморфних сплавів 3d-металів з рідкісноземельними металами (РЗМ). З того часу істотно зросло зацікавлення цією групою аморфних сплавів як особливих магнітних матеріалів. В них відсутній хімічний, кристалографічний та топологічний порядок, що приводить виникнення флуктуації основних енергетичних взаємодій, які визначають характер магнітного впорядкування в аморфних магнетиках [9].

В аморфних сплавах на основі РЗМ відкрито магнітні циліндричні домени та мікродомени, велику коерцитивну силу в області низьких температур, а також аномальну залежність температур магнітного впорядкування від величини спіна йона РЗМ [10].

Аморфним металевим сплавам Me-РЗМ характерна незвичайно висока локальна анізотропія РЗМ-йонів, яка не приводить до макроскопічної анізотропії, але визначає напрям локальних осей легкого намагнічування і впливає на процеси намагнічування.

В аморфних сплавах простежуються різновиди магнітних структур і фазових переходів, які відсутні у кристалічних аналогах. Очевидно, це зумовлює сильні флуктуації об'ємних інтегралів і появу конкуруючих від'ємних і додатних обмінних взаємодій, що впливає на різницю температур Кюрі зразків сплавів однакового складу в аморфному та нанокристалічному станах.

Структурно неупорядковані матеріали не повинні володіти макроскопічною анізотропією. Однак, внаслідок електростатичної взаємодії електронних оболонок [11] кластерів простежується часткове локальне впорядкування. Експериментально підтверджено електронну структуру оболонок нанокластерів у випадку аморфних сплавів з лужними або рідкісноземельними металами (рис. 1).

Так для кластерів лужних металів (Na) були виявлені найстійкіші часточки з «магічним» числом атомів $N = 8, 18, 20, 34, 40$. Таким кластерам характерна висока енергія зв'язку (рис. 2). Грунтуючись на дослідженні залежності електронної структури металічних кластерів від числа атомів N прийшли до висновку [12], що існує подібність внутрішньої структури металічних кластерів, атомів і атомних ядер у періодичності зміни фізико-хімічних властивостей із кількістю часточок N . Експериментальний висновок підтверджено теоретично на основі аналізу здатності валентних електронів металу делокалізуватися і утворювати зону провідності.

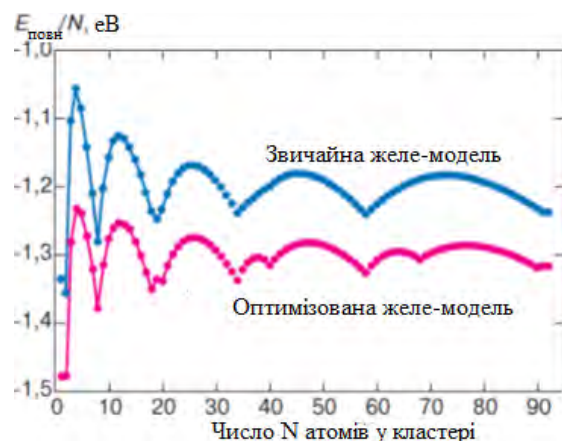


Рис. 1. Повна енергія ($E_{\text{п}}$) кластера приведена до одного атома розрахована за желе-моделлю [13] як функція кількості атомів у кластері (N) [12].

Fig. 1. Total energy (E_t) of cluster is brought to one atom calculated by the jellium model [13] as a function of the number of atoms in the cluster (N) [12].

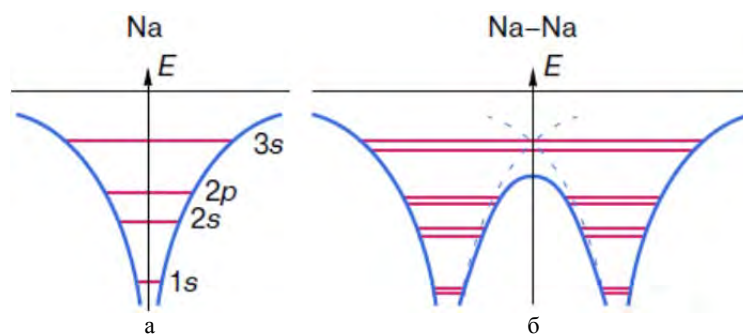


Рис. 2. Схема енергетичних рівнів ізолюваного атома Na (а) і двоатомного кластера Na-Na (б) [12].

Fig. 2. The scheme of the energy levels of the isolated Na atom (a) and the Na-Na diatomic cluster [12] (b).

Ці узагальнені електрони формують енергетичну структуру кластера. Кластерні моделі будови дво- і багатокомпонентних металічних сплавів зумовлюють наявність металічних нанокристалів з металічним або ковалентним характером міжатомних зв'язків та нанорозмірами. Тобто розміри тих частинок сягають до 10 нм, тому що їх структура містить 2–3 координаційні сфери [13].

Для більшості аморфних систем метал-металоїд характерна нанокластерна модель структури. У двокомпонентних системах переважно проявляється щільна область чистого металу і області, що відповідає щільній структурі базового металічного нанокластера. Для опису багатокомпонентних систем застосовуються полікластерні моделі. У цьому випадку аморфна матриця складається з декількох

типів кластерів, кожен з яких локально впорядкований і відмежований міжкластерними оболонками. Врахування кореляційної динамічної взаємодії між делокалізованими електронами виявило нове збудження, що вбирає основну інтенсивність спектра поглинання, в результаті чого виникає величезний дипольний резонанс, вклад якого до повної суми сил осциляторів досягає 60–90 %. Причиною такого явища є колективне збудження електронів в кластерах із інтенсивнішим і складнішим в порівнянні з макроскопічними частинками. У кластерах часто може відбуватися розщеплення плазмового резонансу у зв'язку з несиметричністю їх форми: не сферичністю, незамкнутою оболонкою, що зумовлює різні частоти коливань в залежності від орієнтації кластера. Іншою причиною розщеплення плазмового резонансу є квантово-механічна, що полягає у взаємодії колективного рівня збудження з одночастинковими дискретними рівнями енергії. Це може відбуватися також із сферичними кластерами [14].

Отже, поява у спектрі фотопоглинання металічних кластерів, які можуть об'єднувати навіть всього 3–6 атомів, вказує на сильну кореляційну взаємодію між делокалізованими електронами.

Кластери перехідних металів проявляють каталітичну активність у різних хімічних реакціях (гідрування, карбонілізація, ізомеризація тощо). На основі кластерів створено нове покоління каталітичних систем. Для цього наносять і закріплюють кластери на поверхнях носіїв [15, 16]. Однак, сформовані безпосередньо на поверхні АМС кластери не вимагають додаткового закріплення і надають металевій поверхні перевагу як електродний матеріал з високою каталітичною активністю.

Дослідження АМС на основі заліза володіють магнітом'якими властивостями, зокрема магнітною сприйнятливістю 10^5 і коерцитивною силою ~ 1 А/м. Цей тип матеріалів є дуже важливим з тієї причини, що АМС володіють ефектом магнітострикції [17]. Цей ефект пов'язаний із структурними змінами, які відбуваються під час термічної обробки при температурах, близьких до температури кристалізації і, звичайно, пояснюється магнітною взаємодією між нанокристаллами заліза. Насправді, мікроструктури з інтеркальованими в аморфній матриці наночастинками заліза усереднюють магнітну анізотропію і приводять до збільшення магнітної сприйнятливості. Також відомо, що у випадку АМС Fe-Nb-B (NANOPERM) ефект магнітострикції зустрічається в релаксованій аморфній матриці без утворення наноструктур. Цей ефект пов'язують з нанокластерами заліза, які взаємодіють як особливий тип суб-наночастинок та описуються моделлю Херзера [18]. Ці наноструктури приводять до підвищення магнітної сприйнятливості, пониження коерцитивної сили, тобто зменшення магнітних втрат.

Беручи до уваги сказане вище, АМС та нанокристалічні сплави типу Fe-Nb-B, можуть застосовуватися як магнітні дискретні елементи, сенсорах та силових пристроях. Низькі магнітні втрати цих аморфних сплавів є важливими в енергозберігаючих технологіях. Таким чином, легуючі елементи у АМС типу Fe-Nb-B покращують їх властивості для практичного застосування.

Метою даної науково-дослідної роботи є вивчення впливу рідкісноземельних елементів на основні магнітні властивості АМС $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{P3M}_2$ (P3M = Y, Gd, Tb, Dy).

Експериментальна частина та аналіз результатів

Методом гартування з рідкого стану (надшвидкого охолодження розплавів НШОР з швидкістю 10^6 К/с) (*melt spinning*) в гелевій атмосфері синтезовано АМС

$\text{Fe}_{84}\text{Nb}_2\text{B}_{14}$, $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Y}_2$, $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Gd}_2$, $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Tb}_2$, $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Dy}_2$ (Київ, ТОВ МЕЛТА). Усі зразки АМС є рентгеноаморфні (рис. 3), що встановлено методом рентгеноструктурного аналізу за допомогою дифрактометра X' – Pert Philips PW 3040, $\text{Cu} - \text{K}_\alpha$ випромінювання.

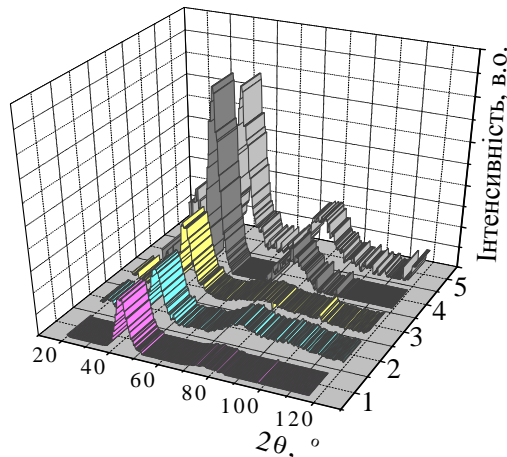


Рис. 3. Дифрактограми вихідних сплавів на основі Fe в аморфному стані: 1 – $\text{Fe}_{84}\text{Nb}_2\text{B}_{14}$; 2 – $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Y}_2$; 3 – $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Gd}_2$; 4 – $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Tb}_2$; 5 – $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Dy}_2$.

Fig. 3. XRD patterns of the initial Fe-based alloys in the amorphous state: 1 - $\text{Fe}_{84}\text{Nb}_2\text{B}_{14}$, 2 - $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Y}_2$, 3 - $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Gd}_2$, 4 - $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Tb}_2$, 5 - $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Dy}_2$.

Магнітні властивості зразків виміряні за допомогою магнетометра SQUID (Superconducting Quantum Interference Device) (XL – 7, Quantum Desing, температурний інтервал вимірювань 2 K – 300 K, магнітне поле – до 7 T) та магнітних терезах (типу Фарадея) у високих температурах (до 1000 K). Початкову магнітну сприйнятливість μ виміряно при кімнатній температурі із застосуванням моста Максвелла-Вейна (частота ~ 1 кГц, магнітне поле 0,5 A/м). Магнітострикція при кімнатній температурі λ , визначена як відносне видовження зразка $\Delta l/l$ у паралельному магнітному полі 0,1 T (виміряно магнето-дилатометричним методом з роздільною здатністю 10 нм) [19].

Перша стадія кристалізації відбувається при температурі 810 K, що пов'язано з частковою нанокристалізацією внаслідок чого утворюються наночастинки заліза або боридів заліза в основному величиною 16 нм. Величина нанокристалів залежить від атомного радіуса легуючого рідкоземельного металу. Друга стадія відбувається при температурі 1040 K і приводить до повної кристалізації аморфного сплаву [20].

На рис. 4 зображено магнітні ізотерми досліджуваних зразків при температурі 2 K у магнітному полі до 7 T. Криві описують феро/феримагнітну поведінку з насиченням нижче 1T. У сильніших магнітних полях всі ізотерми є лінійними з незначним нахилом близько 10^{-1} е.м.о./Г*Т. Слід зауважити, що намагніченість насичення M_S змінюється із вмістом різним РЗМ: найвище значення спостерігається для сплаву $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Y}_2$ (180 е.м.о./Г), а найнижче – сплаву $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Tb}_2$ 135 е.м.о./Г.

На рис. 5 наведено серію термомагнітних кривих $M(T)$ досліджуваних аморфних сплавів. Як показано, характеристична точка при 450 K відповідає температурі Кюрі T_C аморфної фази. Найвище значення T_C (визначеної з точки перегину) простежується у випадку $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Gd}_2$ (450 K), а найменше – у легованого сплаву

$\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Y}_2$ (416 K), а у випадку $\text{Fe}_{84}\text{Nb}_2\text{B}_{14}$ $T_c \approx 553$ K. Слід зазначити, що при температурах, вищих ніж 800 K після першого та другого етапів кристалізації спостерігається як різке зростання намагніченості пов'язане з утворенням нанокристалів заліза або інтерметалічних сполук [20]. Якщо T_c кристалічного заліза приблизно 1040 K, то парамагнітна область при 500 – 800 K є підтвердженням аморфності досліджуваних зразків.

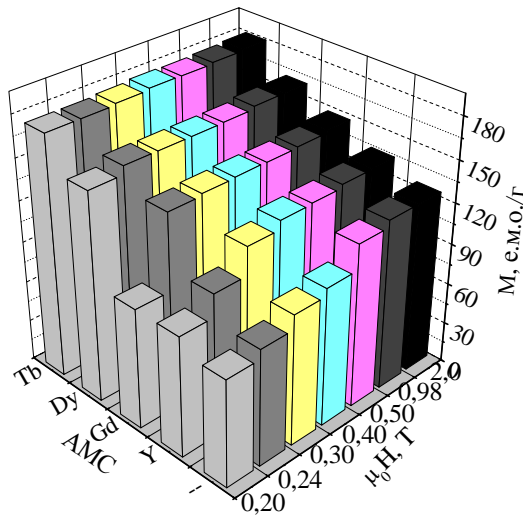


Рис. 4. Магнітні ізоТЕРМИ ($T=2$ K) досліджуваних аморфних сплавів на основі Fe:

- 2 – $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Y}_2$;
- 3 – $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Gd}_2$;
- 4 – $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Tb}_2$;
- 5 – $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Dy}_2$.

Fig. 4. Magnetic isotherms ($T=2$ K) for the investigated Fe-based amorphous alloys:

- 2 – $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Y}_2$;
- 3 – $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Gd}_2$;
- 4 – $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Tb}_2$;
- 5 – $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Dy}_2$.

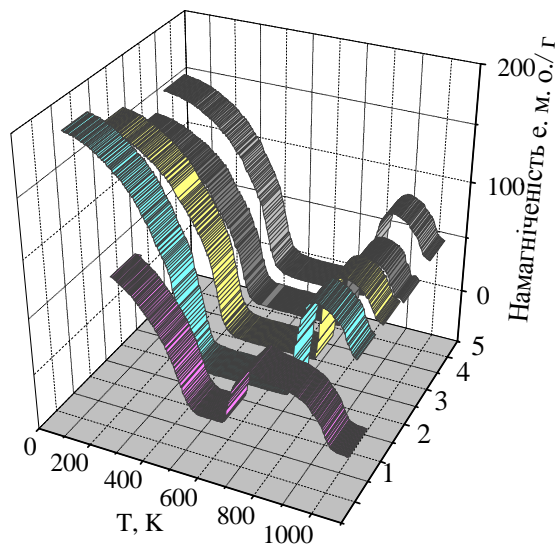


Рис. 5. Залежність намагніченості від температури AMC $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{PЗМ}_2$:
 1 – $\text{Fe}_{84}\text{Nb}_2\text{B}_{14}$;
 2 – $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Y}_2$;
 3 – $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Gd}_2$;
 4 – $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Tb}_2$;
 5 – $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Dy}_2$.

Fig. 5. Magnetization versus temperature for the $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{RE}_2$ amorphous alloys: 1 – $\text{Fe}_{84}\text{Nb}_2\text{B}_{14}$;
 2 – $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Y}_2$;
 3 – $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Gd}_2$;
 4 – $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Tb}_2$;
 5 – $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Dy}_2$.

На рис. 6 наведено результати вимірювань намагніченості в температурному діапазоні від 2 до 300 К в нульовому полі. Зразки охолоджувались до температури 2 К у відсутності поля ($H=0$), після чого вимірювалась намагніченість при $H=10$ Т ($M_{\text{ОНП}}$) в залежності від температури (при нагріванні до 300 К) (криві охолодження в нульовому полі – ОНП). Після цього зразки охолоджувалися знову, вже у полі $H=10$ Т ($M_{\text{ОП}}$) (криві охолодження в полі – ОП).

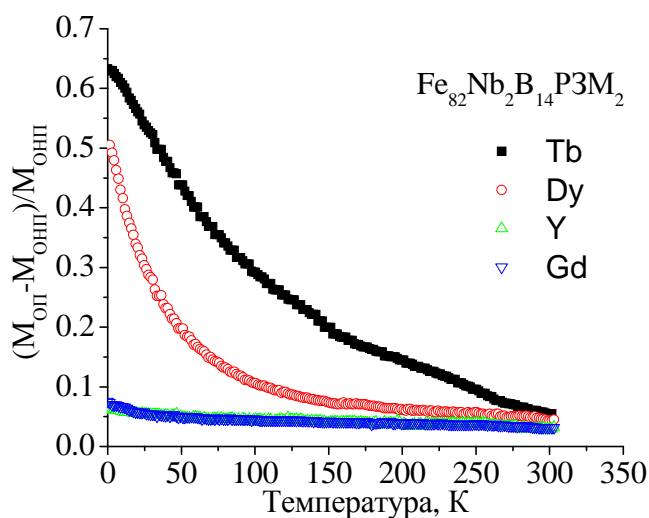


Рис. 6. Відносні зміни намагнічування при ОНП та ОП досліджуваних сплавів від температури.

Fig. 6. Relative changes of the magnetization at ZFC and FC curves of the examined alloys vs. temperature.

Особлива увага приділялася монтажу зразків для уникнення зовнішніх впливів та розмагнічуванню надпровідного магніту для точного контролю низьких величин прикладених магнітних полів.

Вставка на рис. 6 ілюструє оригінальні криві ОНП-ОП сплавів $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Gd}_2$ та $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Tb}_2$. Величина $(M_{\text{ОП}} - M_{\text{ОНП}}) / M_{\text{ОНП}}$ характеризує ступінь магнітної необоротності (МН). Для зразків із Y та Gd простежується зростання величини МН в температурному інтервалі від 300 до 50 К. При температурах нижче 50 К величина МН зростає значно сильніше, а при досягненні 30 К блокування проявляється найчіткіше. У випадку додатків Dy та Tb, магнітна необоротність сильно зростає у всьому температурному інтервалі, досягаючи при 2 К значення 52% та 63%, відповідно.

В таблиці подано сумарну інформацію про отримані магнітні властивості, температуру Кюрі T_C , намагніченість насичення M_S , магнітний момент атомів μ_m (Fe+P3M), магнітний момент атомів Fe (приймаючи, що добавки P3M зберігають їхній іонний магнітний момент), магнітна сприйнятливості μ , магнітострикція λ та відносну зміну кривих ОНП-ОП $(M_{\text{ОП}} - M_{\text{ОНП}}) / M_{\text{ОНП}}$ при 2 К.

Зазначимо, що обчислений магнітний момент, атомів Fe, за винятком сплаву $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Tb}_2$, майже не змінюється і дорівнює $2 \mu_B$. Початкова магнітна сприйнятливості є відносно низькою АМС $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Tb}_2$ та $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Dy}_2$ у порівнянні із сплавами $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Y}_2$ та $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Gd}_2$. Вимірювання магнітострикції виявили, що коефіцієнт λ не залежить від вмісту РЗМ.

Таблиця

Магнітні властивості досліджуваних сплавів: температура Кюрі T_C , намагніченість насичення M_S , магнітний момент усередненого магнітного атома μ_m (Fe+РЗМ), обчислений магнітний момент для атома Fe, магнітна сприйнятливості, магнітострикція λ та відносні зміни кривих ОНП-ОП $(M_{\text{ОП}} - M_{\text{ОНП}})/M_{\text{ОНП}}$ при 2 К.

Table

The magnetic properties of the examined alloys: the Curie temperature T_C , saturation magnetization M_S , magnetic moment calculated per magnetic atom μ_m (Fe+RE), magnetic moment calculated per Fe atom μ_{Fe} , magnetic permeability μ , magnetostriction λ and the relative change of the ZFC-FC curves $(M_{\text{FC}} - M_{\text{ZFC}})/M_{\text{ZFC}}$ at 2 K.

Сплав	T_C , К	M_S , е.м.о./Г	μ_m , μ_B	μ_{Fe} , μ_B	μ	λ , ppm	$(M_{\text{ОП}} - M_{\text{ОНП}})/M_{\text{ОНП}}$, %
$\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Y}_2$	416	180	2,00	2,00	530	6,0	5,5
$\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Gd}_2$	450	161	1,79	2,04	750	5,1	4,9
$\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Dy}_2$	423	149	1,66	1,96	110	7,2	52,3
$\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Tb}_2$	430	135	1,51	1,77	160	7,0	62,7

Отже, магнітні добавки РЗМ сприяють підвищенню температури Кюрі ($\text{Y} < \text{Dy} < \text{Tb} < \text{Gd}$), що, очевидно, в основному пов'язано із зростанням температури Кюрі чистих рідкісноземельних елементів. Найвищою температурою Кюрі володіє Gd (296 К), а найнижчою – Dy (88 К). Точка Кюрі РЗМ свідчить про величину обмінного інтегралу, який відповідає за магнітну взаємодію атомів і, таким чином, може змінити T_C сплаву. Добавки РЗМ також знижують намагніченість насичення, що є наслідком зміни магнітного моменту атомів (див. табл.). У випадку сплаву $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Y}_2$ величина $\mu_m = 2.00 \mu_B$ є близька до величини чистого $\alpha\text{-Fe}$ ($2.2 \mu_B$). Різниця у $0,2 \mu_B$ є типовою для аморфних структур і відповідає за неупорядкованість. Більш того, простежується помітне зниження M_S від 180 е.м.о./г сплаву $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Y}_2$ до 135 е.м.о./г аморфного сплаву $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Tb}_2$.

Додатки Y, Gd та Dy до 2 ат.% практично не впливають на магнітний момент Fe в аморфній матриці. У випадку сплаву $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Tb}_2$ μ_{Fe} знижується до $1,77 \mu_B$. Цей зразок має найвище значення МН ефекту, зниження μ_{Fe} може бути пов'язано із флуктуаціями локальної магнітокристалічної анізотропії, подібно.

З аналізу кривих ОНП-ОП (рис. 6), видно, що різниця між ними збільшується із зменшенням температури, що пов'язано з магнітними кластерами та магнітною доменною структурою.

Висновки

Нанокластери заліза, які взаємодіють, як особливий тип субчастинок, приводять до підвищення магнітної сприйнятливості, пониження коерцитивної сили.

Легуючі елементи РЗМ у аморфних сплавах Fe-Nb-B покращують їх властивості для практичного застосування.

Намагнічуваність насичення залежить від природи РЗМ-додатків: у випадку $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Y}_2$ $M_S = 180$ е.м.о./г, а $\text{Fe}_{82}\text{Nb}_2\text{B}_{14}\text{Tb}_2$ $M_S = 135$ е.м.о./г. При $T \approx 800$ К,

яка є вищою від I та II ступеню кристалізації сплавів простежується різке підвищення намагніченості, пов'язане з утворенням нанокристалів Fe.

За підвищення температури Кюрі добавки РЗМ у сплав Fe–Nb–В розташовуються в ряд $Y < Dy < Tb < Gd$, що пов'язано із зміною T_c індивідуальних РЗМ.

Дослідженні сплави можна розділити на дві групи. Перша група складається із сплавів, що містять Y та Gd із відносно низьким ОНП-ОП ефектом (близько 5% при низьких температурах). Друга група складається із сплавів з Dy та Tb, які проявляють високі значення магнітної необоротності (більш ніж 50% при 2 К). Очевидно ОНП-ОП ефект пов'язаний із специфічною магнітною доменною структурою, що викликає ефект блокування на атомному рівні.

ЛІТЕРАТУРА

1. *Ковнеристый Ю.К., Осипов Э.К., Трофимова Е.К.* Физико-химические основы создания аморфных металлических сплавов. М.: Наука, 1987. 145 с.
2. *Ковбуз М., Переверзева Т., Герцик О., Бойчишин Л., Котур Б., Носенко В.* Способи одержання нерівноважних металевих сплавів // Праці НТШ, Хім. науки 2016, Т. XLIV. С. 49–56.
3. *Napłoszek-Bilnik I., Budniok A.* Otrzymywanie i termiczna modyfikacja warstw kompozytowych Ni+Al // Composites. 2002. V. 2, Is. 3. P. 52–58.
4. *Савін В.В., Костенко Е.Ю., Коновалов О.Б.* Формування аморфного стану впорядкування конгруентно сполучених кластерів у сплавах системи Ni–Nb–(Ta, V) // Фізика і хімія твердого тіла. 2006. Т. 7. № 4 С. 670–672.
5. *Шпак А.П., Куницький Ю.А., Самойленко З.А.* Самоорганизация структуры в материалах различной природы. К.: Академперіодика, 2002. 167 с.
6. *Гаскелл П.Г.* Быстрозакаленные металлические сплавы, Металлургия, 1989. С. 113–123.
7. *Charudbari P., Suoto J.J., Combino R.J.* Amorphous metallic films for bubble domain applications // IBM J. Res. Dev. 1973. Vol. 17. P. 66–68.
8. *Rhyne J.J., Pickarts S.J., Alperin H.A.* Direct observation of an amorphous spin-polarization distribution // Phys. Rev. Lett. 1972. Vol. 29. P. 1562–1564.
9. *Андреевко А.С., Никитин С.А.* Магнитные свойства аморфных сплавов редкоземельных металлов с переходными 3d-металлами // Усп. Физ. Наук. 1997. Т. 167. № 6. С. 605–621.
10. *Хандрих К., Кобе С.* Аморфные ферро- и ферромагнетики, М.: Мир, 1982. С. 184.
11. *Глезер А.М.* Аморфные и нанокристаллические структуры: сходства, различия, взаимные переходы. Рос. хим. ж. 2002. Т. XLVI. № 5. С. 57–63.
12. *Иванов В.К.* Электронные свойства металлических кластеров, Сорковский образовательный журнал. Физика. 1999. № 8. С. 97–102.
13. *Ivanov V.K., Ipatov A.N.* Many-body calculations for metallic clusters using the jellium model // Correlations in Clusters and Related Systems / Ed. J. – P. Connerade. Sigapore: Word Sci., 1996. P. 141.
14. *Singh D., Basu S., Mandal R.K., Srivastava O.N., Tiwari R.S.* Formation of nano-amorphous domains in $Ce_{75}Al_{25-x}Ga_x$ alloys with delocalization of Cerium 4f electrons // Intermetallics. 2015. Vol. 67. P. 87–93.
15. *Юффа А.Я., Лисичкин Г.В.* Кластерные и полядерные гетерогенные металлокомплексные катализаторы // Успехи химии. 1986. Т. 5. № 9. С. 1452–1479.
16. *Хартли Ф.* Закрепленные металлокомплексы: новое поколение катализаторов. М.: Мир. 1989. 360 с.

17. Chrobak A., Haneczok G., Chrobak D., Madej L., Chelkowska G., Kulpa M. Studies of the relaxed amorphous phase in the Fe₈₀Nb₆B₁₄ alloy // J. Magn. Magn. Mater. 2008. Vol. 320. P. e770–e773.
18. Bednars'ka L. M., Horelenko Yu. K., Kovbuz M. O., Hertsyk O. M., Kotur B. Ya., Nosenko V. K. Temperature dependence of the magnetic properties of amorphous Fe–Me–Si–B alloys // Materials Science. 2003. Vol. 39, No. 2. P. 291–294.
19. Кориев В.К. Эффект Джозефсона и его применение в сверхпроводниковой электронике. Соровский образовательный журнал. 2001, № 8, С. 83.
20. Бойчишин Л.М., Даниляк М.-О.М., Котур Б.Я., Міка Т.М. Кінетичні особливості нанокристалізації аморфних сплавів Fe₈₄Nb₂B₁₄ легованих рідкісноземельними металами // Фізика і хімія твердого тіла . 2017. Т. 18 № 1. С. 122–128.

SUMMARY

Mariia-Olena DANYLIAK, Myroslava KOVBUZ, Lidiia BOICHYSHYN

MAGNETIC PROPERTIES OF THE Fe–Nb–B–RE AMORPHOUS ALLOYS

¹*Ivan Franko National University of Lviv,
Kyryla and Mefodia Str., 6, 79005 Lviv, Ukraine
e-mail: lboichyshyn@yahoo.com*

Magnetic susceptibility and coercive force of the amorphous Fe-based alloys depends on interaction in the amorphous matrix formed nanoclusters. The RE (Y, Gd, Tb, Dy) alloying of the Fe–Nb–B–RE amorphous alloys increase their magnetic susceptibility and decrease coercive force.

Over the ability to increase the Curie temperature RE alloying arranged in series: Y < Dy < Tb < Gd, which is associated with the value of the Curie temperature of the individual rare-earth metals.

The analysis of ZFC – FC showed that the degree of magnetic irreversibility of the Fe–Nb–B (Y or Gd) alloys below 10% at lower temperatures. The Fe–Nb–B (Tb or Dy) alloys characterized by irreversible higher, increasing to ~50% at T → 2 K. ZFC (zero-field cooled) – FC (field cooled) at 10 T effect is also at high temperatures, which is associated apparently with specific magnetic domain structure of the amorphous alloys.

Keywords: amorphous alloy, nanoclusters, magnetic susceptibility, coercive force.

Стаття надійшла 25.06.2017.
Після доопрацювання 10.08.2017.
Прийнята до друку 20.08.2017.