

PACS numbers: 68.55.Nq, 68.60.Dv, 72.10.Fk, 72.25.-b, 73.40.Jn, 73.50.Lw, 73.61.At

Фазовий склад та електрофізичні властивості плівок заліза

С. І. Воробйов, Л. В. Однодворець, О. В. Пилипенко, А. М. Чорноус

*Сумський державний університет,
вул. Римського-Корсакова, 2,
40007 Суми, Україна*

У роботі представлено результати комплексного дослідження фазового складу та електрофізичних властивостей плівок заліза. Показано, що вони мають ОЦК-структуру з параметром ґратниці, який збігається з даними для масивних зразків, за умови, що їх термообробка відбувається до деякої оптимальної, розмірною залежної температури ($T_0 = 735$ К), перегрів вище якої викликає зародження оксидної фази. На основі експериментальних залежностей температурного коефіцієнта опору плівок ОЦК-Fe до і після нанесення на них покриття Gd встановлено, що наявність покриття на поверхні базисних плівок підвищує розсіювальну здатність зовнішніх поверхонь і меж зерен для носіїв електричного струму.

The results of comprehensive analysis of the phase composition and electro-physical properties of Fe films are presented. As shown, they have f.c.c. structure with a lattice parameter, which is matched with data for massive samples, if their thermal treatment is performed at some optimal size-dependent temperature ($T_0 = 735$ K). Overheating causes oxide-phase nucleation. As determined on the basis of experimental dependences of temperature coefficient of the b.c.c.-Fe films' resistance before and after deposition of Gd coating onto their surfaces, the presence of coating on the surface of base films improves scattering power of their external surface and grain boundaries for current carriers.

В работе представлены результаты комплексного исследования фазового состава и электрофизических свойств плёнок Fe. Показано, что они имеют ОЦК-структуру с параметром решётки, который совпадает с данными для массивных образцов, при условии, что их термообработка происходит до некоторой оптимальной, размернозависимой температуры ($T_0 = 735$ К), перегрев выше которой вызывает зарождение оксидной фазы. На основе экспериментальных зависимостей температурного коэффициента сопротивления плёнок ОЦК-Fe до и после нанесения на них покрытия Gd установлено, что наличие покрытия на поверхности базисных плёнок повы-

шает рассеивающую способность их наружных поверхностей и границ зёрен для носителей электрического тока.

Ключові слова: тонкі металеві плівки, фазовий склад, електрофізичні властивості, параметри електроперенесення.

(Отримано 17 жовтня 2011 р.)

1. ВСТУП

Нанокристалічні плівки Fe часто виступають як феромагнетні шари багат шарових плівок та спін-вентильних структур [1–4], в яких реалізується ефект гігантського магнетоопору (ГМО). Зацікавленість до таких об'єктів пов'язана як з наявною, так і подальшою перспективою їх використання при створенні сенсорів, носіїв інформації, елементної бази спінтроніки тощо [5–6]. Як немагнетний інтерфейс у спін-вентильних структурах може бути використаний тонкий шар Gd [4, 7–9].

Явище ГМО обумовлене спін-залежним розсіянням електронів на інтерфейсах багат шарової плівки [10]. Таким чином, для структур, в яких може виявлятися ефект ГМО, велику роль відіграють умови розсіяння на роздільних межах окремих шарів, що залежать від ступеня досконалості інтерфейсів [3]. Поверхнєве розсіяння електронів на зовнішніх поверхнях плівок металів описується за допомогою параметра дзеркальності (p), який визначає ймовірність збереження енергії і тангенційної, відносно до поверхні, складової квазіімпульсу електрона. У роботі [11] аналізуються механізми розсіяння носіїв заряду на поверхні плівок металів. Згідно [11], для деяких граней монокристалів величина параметра дзеркальності сягає 0,7–0,8, але це стає можливим тільки тоді, коли поверхня є ідеальною і не містить адсорбованих атомів. У полікристалічних плівках, поверхня яких складається з набору випадковим чином орієнтованих кристалітів, важко очікувати дзеркального відбивання носіїв електричного заряду [11], тому, типове значення коефіцієнта дзеркальності для таких зразків становить 0–0,2 [12]. Зміна умов дзеркальності поверхні плівок може відбутись унаслідок нанесення на них контрольованої кількості сторонніх атомів. Зокрема, в роботах [11, 13, 14] показано, що нанесення тонкого покриття на базисні плівки викликає зменшення дзеркальності їх поверхонь для електронів провідності.

Розуміння питання про умови зміни розсіяння електронів на зовнішніх поверхнях і межах зерен у плівках Fe після нанесення на них шару Gd є важливим при експериментальному дослідженні ефекту ГМО в плівках на основі Fe і Gd та апробації моделей ГМО (див., наприклад, роботу [15]).

Таким чином, мета роботи полягає у встановленні умов одержання плівок ОЦК-Fe та з'ясуванні впливу на їх параметри електроперенесення покриття з Gd.

2. МЕТОДИКА ОДЕРЖАННЯ ТА ДОСЛІДЖЕННЯ ПЛІВОК

Плівки Fe в інтервалі товщин 20–250 нм були одержані методом електронно-променевого осадження із середньою швидкістю 0,5–1 нм/с у вакуумі 10^{-3} – 10^{-4} Па на підкладках з ситалу (для вивчення електрофізичних властивостей) та плівках-підкладках з аморфного вуглецю (структурні дослідження) при їх температурі $T_n \cong 460$ К. Кінцева товщина плівкових зразків визначалась інтерферометричною методою (прилад МП-4) на свідках зі скла з підшаром Si, що дозволяє збільшити точність вимірювання. Термообробка плівкових зразків виконувалася у вакуумі в інтервалі температур від 300 К до 550–750 К. Регулювання швидкості нагріву і охолодження, контроль температури підкладок та опору плівок здійснювався в автоматичному режимі за допомогою програмно-апаратного комплексу на основі 16-бітного сигма-дельта АЦП ADAM-4118 з використанням методики, описаної в роботі [16]. Вказана система дозволяє підтримувати необхідну швидкість нагріву та охолодження (у нашому випадку 4–5 К/хв.), фіксувати термоерс термопари і знімати значення опору плівок одночасно з трьох підкладок через заданий температурний проміжок ($\Delta T = 5$ К).

Дослідження кристалічної структури і фазового складу плівкових зразків виконувалось з використанням просвітнього електронного мікроскопа ПЕМ-125 К при роботі в світлопольному та мікродифракційному режимі без введеної селекторної діафрагми.

3. ТЕРМООБРОБКА ПЛІВКОВИХ ЗРАЗКІВ

Для визначення оптимальної граничної температури відпалювання плівкових зразків різної товщини, в яких відбувається повна термостабілізація електрофізичних властивостей, а фазовий склад відповідає фазовому складу масивних зразків Fe, термообробка виконувалася до різних граничних температур. На рисунку 1 наведено типову температурну залежність опору плівки Fe протягом першого циклу термообробки до 750 К. Аналіза цієї залежності показує, що, починаючи з температури $T_0 = 620$ К, опір плівки починає різко зростати. Після досягнення граничної температури відпалювання крива охолодження іде вище кривої нагріву. Як наслідок, електричний опір плівки після відпалювання має більше значення порівняно з опором для зразка в щойносконденсованому стані.

Дослідження фазового складу тонких плівкових зразків у щойно-

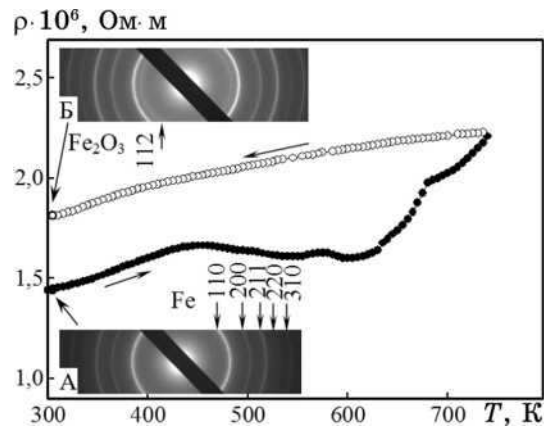


Рис. 1. Температурна залежність питомого опору плівки заліза товщиною 20 нм протягом першого циклу термообробки. На вставках електронोगрама від плівкових зразків до термообробки (А) та після термообробки до 750 К (Б). ●, ○ — нагрівання та охолодження відповідно.

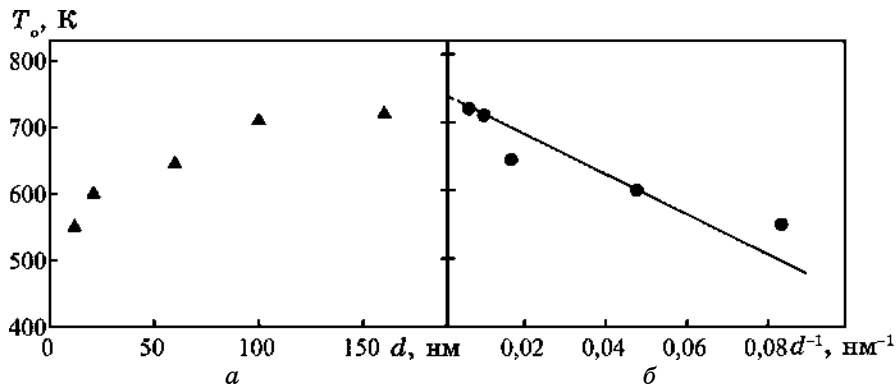


Рис. 2. Залежність початку фазового переходу $\text{Fe} \rightarrow \text{Fe} + \text{Fe}_2\text{O}_3$ від d (а) та d^{-1} (б).

сконденсованому стані до і після відпалювання показує, що в останньому випадку на електронोगрамах (рис. 1, вставка Б) з'являються додаткові лінії, які відповідають оксиду ОЦК- Fe_2O_3 , який утворюється за рахунок взаємодії з газами залишкової атмосфери.

На основі експериментальних результатів температурної залежності опору плівкових зразків різної товщини, нами було встановлено, що температура початку окиснення плівки T_0 є розмірнозалежною величиною. На рисунку 2, а наведено експериментальну залежність температури початку фазового переходу ОЦК- $\text{Fe} \rightarrow$ ОЦК- Fe_2O_3 від товщини (d), яку можна перебудувати у вигляді

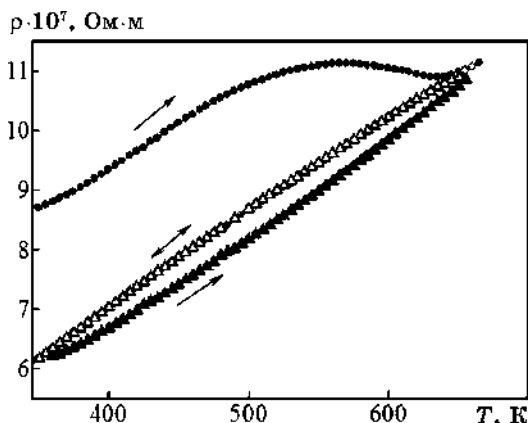


Рис. 3. Температурна залежність питомого опору плівки Fe товщиною 150 нм протягом двох термостабілізаційних циклів: ●, ○ — I цикл; ▲, △ — II цикл. Темні та світлі точки нагрівання та охолодження відповідно.

(рис. 2, б):

$$T_0 = T_{\infty} - a/d, \tag{1}$$

де $T_{\infty} = \lim_{d \rightarrow \infty} T_0$; a — стала, яка відповідає тангенсу кута нахилу залежності T_0 від d^{-1} . За відрізком, який відсікає залежність T_0 від d^{-1} на осі ординат (рис. 2, б), було одержано, що значення T_{∞} складає 735 К.

Таким чином, при термостабілізації як одношарових плівок Fe, так і плівкових систем на їх основі, зокрема, Fe/Gd/Fe/Π, в яких може спостерігатись спін-залежне розсіяння електронів, необхідно визначити максимальну температуру термостабілізації, виходячи з того, що в них не повинна утворюватись оксидна фаза. Очевидно, що ця максимальна температура для плівкових зразків конкретної товщини повинна бути меншою температури початку окиснення (рис. 2, а).

На рисунку 3 наведено типову температурну залежність питомого опору плівок Fe, які пройшли термообробку нижче T_0 . При нагріванні під час першого циклу на залежностях умовно можна виділити дві ділянки з різною тенденцією до зміни опору. На першій ділянці, залежно від товщини плівки, відбувається або плавне зростання опору (відносно товсті плівки), або його несуттєва залежність від температури (відносно тонкі плівки). Друга ділянка характеризується зменшенням електричного опору з ростом температури, що обумовлено заліковуванням дефектів кристалічної будови в щойносконденсованих плівках у процесі відпалювання та рекристалізаційними процесами [12]. Крива охолодження при першому

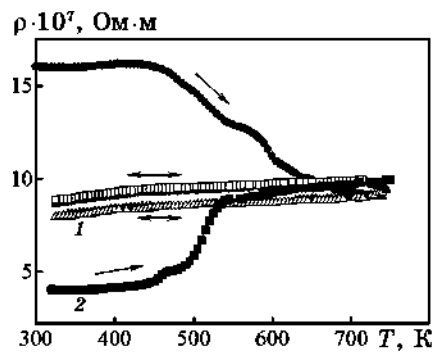


Рис. 4. Температурна залежність питомого опору плівки Gd(10)/Fe(30)/Π (в дужках вказано товщину в нм, Π — підкладка) протягом трьох термостабілізаційних циклів: ■, □ — III цикл.

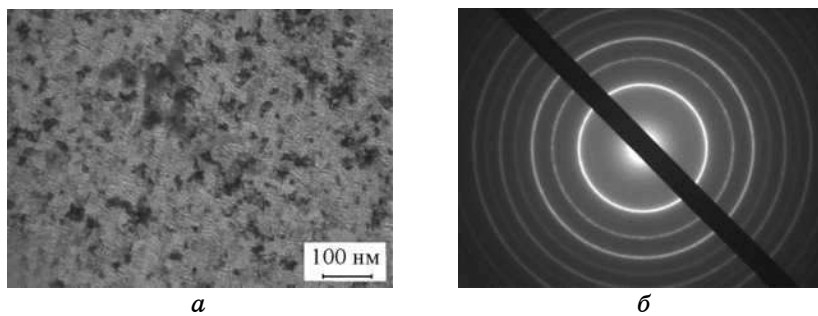


Рис. 5. Мікроструктура (а) плівкового зразка Fe товщиною 60 нм та відповідна її електроннограма (б) після відпалювання до $T_b = 630$ К.

циклі має характер, типовий для металевих матеріалів, як і в цілому температурні залежності при нагріві та охолодженні протягом другого циклу. Необхідно відмітити той факт, що крива нагрівання другого циклу завжди йде нижче від кривої охолодження першого циклу, в той час як, криві охолодження першого і другого циклів або збігаються, або друга йде нижче першої.

Аналіза температурних залежностей термостабілізованих плівок Fe показує, що при температурах 420–460 К спостерігається зміна кутового коефіцієнта $\Delta\rho/\Delta T$. Це пов'язано з проявом особливостей при Дебайових температурах, що є характерним для більшості плівок металів [17]. Відмітимо, що для масивного Fe $\Theta_{0D} = 460$ К [18], а для плівок величина Дебайової температури має менше значення, ніж у масивних зразках [17].

При нанесенні шару Gd ефективною товщиною від 5 до 10 нм на плівку Fe, відбувається зменшення опору на величину, яка залежить від товщини базисної плівки. Наприклад, при значенні товщини

ТАБЛИЦЯ 1. Розшифрування дифракційної картини від зразка Fe(60) після відпалювання до $T_b = 630$ К.

№	I , від. од.	d_0 , нм [20]	d , нм	hkl	$a(\alpha\text{-Fe})$, нм
1	Д.С.	0,2010	0,202	110	0,285
2	сер.	0,1428	0,143	200	0,286
3	С.	0,1166	0,117	211	0,286
4	сл.	0,1010	0,101	220	0,286
5	сер.	0,0904	0,091	310	0,287
6	сл.	0,0825	0,083	222	0,287
7	сер.	0,0764	0,076	321	0,285

Примітка: Д.С. — дуже сильна; С. — сильна; сер. — середня; сл. — слабка.

плівки Fe $d < 30$ нм спостерігається зменшення опору до двох разів (рис. 4, криві 1 і 2). На наступному циклі нагріву залежності $\rho(T)$ можна поділити на три ділянки. На першій ділянці опір зростає з температурою з кутовим коефіцієнтом $\Delta\rho/\Delta T$, який близький для кривих попередніх циклів. В інтервалі температур 500–530 К опір різко зростає, а далі температурна залежність стає подібною до $\rho(T)$ протягом другого циклю. Крива охолодження для плівок з покриттям іде вище кривої охолодження при другому циклі приблизно на 3%.

Дослідження фазового складу і кристалічної структури плівок Fe (рис. 5, табл. 1) показує, що вони мають ОЦК-структуру з параметром кристалічної ґратниці $a = 0,286$ нм, що відповідає даним для масивного $\alpha\text{-Fe}$ ($a_0 = 0,286$ нм [18]). Згідно даних електронографічних досліджень плівок Fe з покриттям Gd до відпалювання, можна зробити висновок, що їх фазовий склад відповідає ОЦК-Fe + ОЦК-GdH₂. У процесі відпалювання в інтервалі температур 450–550 К відбувається розпад гідридної фази [19], що обумовлює зростання опору плівкової системи (рис. 4) та часткове окиснення Gd до оксиду ОЦК-Gd₂O₃.

Оброблення даних електронно-мікроскопічних досліджень плівок Fe товщиною 20–70 нм після відпалювання до T_b (рис. 5, б) показує, що середній розмір зерна становить 30 ± 5 нм.

4. РОЗРАХУНОК ПАРАМЕТРІВ ЕЛЕКТРОПЕРЕНОСЕННЯ

Використовуючи дані про температурну залежність термостабілізованих плівок Fe, у яких електронографічно не фіксується оксидна фаза, виконано розрахунок температурного коефіцієнта опору (ТКО). Розмірну залежність ТКО (β) при температурі 330 К наведено на рис. 6, а. Як видно з рисунка, її величина монотонно збільшується з ростом товщини, поступово виходячи на асимптотику β_∞ ,

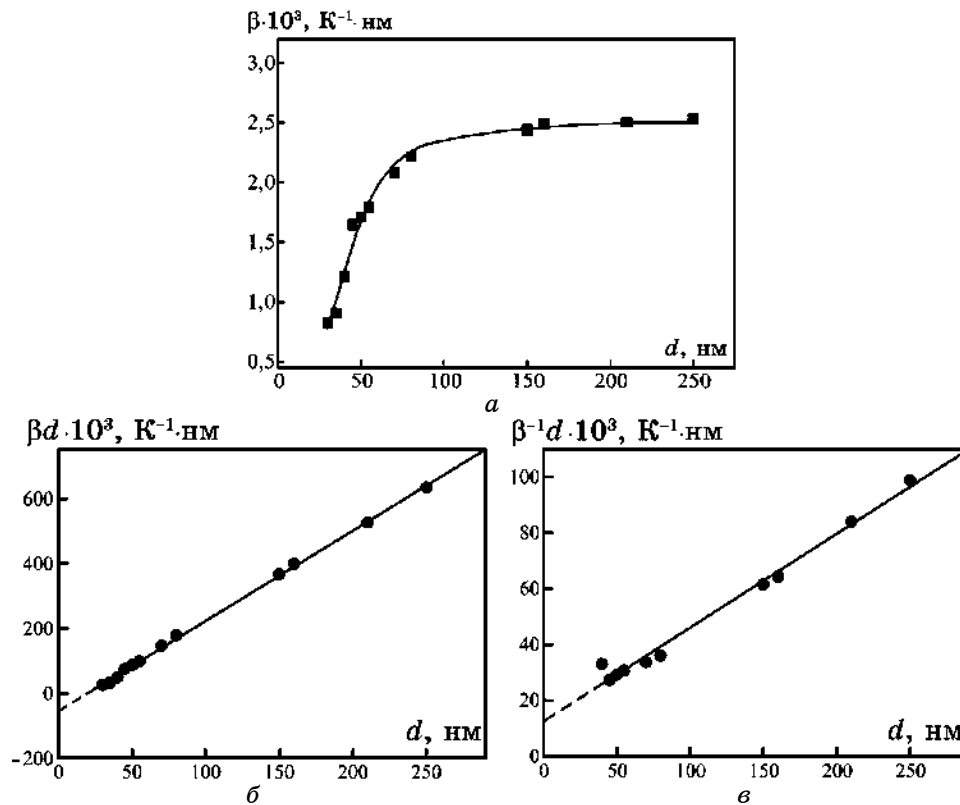


Рис. 6. Розмірна залежність ТКО плівок заліза в координатах: a — $\beta(d)$; b — $\beta d(d)$; c — $\beta^{-1}d(d)$.

(ТКО плівки при $d \rightarrow \infty$, або масивного зразка з таким же типом дефектів та їх концентрацією, які і в плівці), що характерно для плівок металів [12].

Розрахунок параметрів електроперенесення виконувався з використанням лінеаризованого моделю та моделю ізотропного розсіяння Тельє, Тоссе і Пішар (ТТП) [21].

Співвідношення для ТКО в межах лінеаризованого моделю ТТП є таким [21]:

$$\beta d \cong \beta_{\infty} d - \beta_{\infty} \lambda_0 (1 - p) H(\alpha), \quad (2)$$

λ_0 — середня довжина вільного пробігу носіїв заряду (СДВП); $H(a)$ — табульована функція [21], яка в інтервалі значень $\alpha = 0-10$ змінюється від $H(0) = 0,370$ до $H(10) = 0,022$.

Основні співвідношення моделю ізотропного розсіяння, мають вигляд [21]:

$$\beta^{-1}d \cong \beta_{\infty}^{-1}d + \frac{3}{8}\beta_0^{-1}\lambda_0 \ln(p^{-1}), \quad (3)$$

$$\beta_{\infty}\beta_{\infty}^{-1} \cong [1 + 1,45L^{-1}\lambda_0 \ln(r^{-1})]^{-1}, \quad (4)$$

$$\frac{R}{1-R} \cong 0,97 \ln(r^{-1}), \quad (5)$$

де R , r — коефіцієнти розсіяння і проходження носіями заряду межі зерна (МЗ).

Для розрахунку параметрів електроперенесення за співвідношеннями розглянутих моделей ТТП експериментальні залежності ТКО від товщини (рис. 6, а) перебудовуються в координатах βd від d (лінеаризований модель рис. 6, б), або в координатах $\beta^{-1}d$ від d (модель ізотропного розсіяння рис. 6, в). З тангенса кута нахилу одержаних залежностей знаходилися β_{∞} . За величиною відрізка, що відсікається на осі ординат, у випадку лінеаризованого моделю, можна визначити усереднене за всіма товщинам значення $\lambda_0(1-p)$, а у випадку моделю ізотропного розсіяння — $\lambda_0 \ln(p^{-1})$. Скориставшись цими даними, можна розрахувати три з чотирьох невідомих параметрів електроперенесення (λ_0 , r , R і p). Відмітимо, що при розрахунках використовувались дані про середній розмір зерна в плівках заліза.

Застосування лінеаризованого моделю дозволило визначити величину $\lambda_0(1-p)$, яка склала 57,2 нм. Значення СДВП, одержане на основі лінеаризованого моделю в дифузному наближенні розсіяння зовнішніх поверхонь, далі було використано при визначенні коефіцієнтів p , R та r на основі моделю ізотропного розсіяння. Відмітимо, що такий підхід використовується (див. наприклад [12–14, 22, 23]) при визначенні параметрів електроперенесення з використанням моделі ТТП для оброблення експериментальних результатів. У результаті розрахунків було одержано, що $\beta_{\infty} = 2,6 \cdot 10^{-3} \text{ К}^{-1}$, $p = 0,21$, $R = 0,35$, $r = 0,57$ при значенні середнього розміру зерна $L = 30$ нм.

Очевидно, що при нанесенні на поверхню плівок Fe тонкого покриття Gd, повинні відбуватися зміни умов розсіяння на зовнішній поверхні плівки і межах зерен і, як наслідок, відповідні величини параметрів електроперенесення будуть зростати або зменшуватися. Як уже відмічалось, порівняння значення питомого опору термостабілізованих плівок Fe та плівок Gd/Fe/П показує, що в останньому випадку воно більше до 3%, у той час, як величина ТКО зменшується залежно від товщини базисного шару плівок від 3 до 10%. Оскільки, величина кутового коефіцієнта температурної залежності $\Delta\rho/\Delta T$ не змінюється при переході від плівок Fe до плівок Gd/Fe/П, то на зменшення величини ТКО впливає збільшення опору. Такий результат свідчить про те, що в плівках Fe з покриттям погіршуються умови поверхневого та/або зерномежового розсіяння для

ТАБЛИЦЯ 2. Параметри електроперенесення плівок Fe/Π та Gd/Fe/Π (розрахунок виконується при значенні $L = 30$ нм).

Зменшення величини ТКО, %	p	R	r
0	0,21	0,35	0,57
3	0,16	0,36	0,55
7	0,11	0,38	0,53
10	0,09	0,39	0,51

електронів провідності.

Для підтвердження цього висновку нами було виконано моделювання зміни параметрів електроперенесення (p , R та r) з використанням моделю ізотропного розсіяння ТТП за умови, якщо величина ТКО зменшується на 3–10%. При цьому ми виходили з того, що значення СДВП у плівках з покриттям не змінюється після його нанесення, а змінюються лише умови розсіяння на зовнішніх і внутрішніх межах, як це було зроблено у випадку робіт [13, 14, 22].

Аналіза одержаних результатів (табл. 2) показує, що при зменшенні ТКО до 10% величина параметра дзеркальності може зменшуватися до 57%. Подібний результат спостерігався авторами [13, 14] і узгоджується з висновками роботи [11] про те, що нанесення тонкого острівцевого покриття на поверхню плівок призводить до погіршення умов розсіяння на зовнішніх поверхнях, оскільки на поверхні утворюються додаткові центри розсіяння для електронів. Відмітимо, що наявність тонкого покриття на поверхні може викликати і збільшення коефіцієнта дзеркальності (див., наприклад, [22, 24]).

Стосовно коефіцієнтів розсіяння і проходження меж зерен, то їх значення відповідно зростають або зменшуються в середньому до 10%, відповідно. Такий результат може бути пов'язаний з появою додаткових розсіювальних центрів для електронів на МЗ [13, 14]. Це можливе завдяки появі на межах зерен базисної плівки атомів іншого сорту. Очевидно, що в процесі термовідпалювання плівкової системи Gd/Fe відбувається зерномежова дифузія атомів Gd по МЗ плівок Fe. Якщо домішкові атоми, що потрапили в МЗ з покриття, збільшують значення ефективного заряду МЗ (Q^*), то слід очікувати збільшення їх розсіювальних властивостей, оскільки, згідно [13], величина Q^{*2} прямо пропорційна коефіцієнту розсіяння на межі зерен R .

5. ВИСНОВКИ

Таким чином, внаслідок виконання даної роботи можна зробити наступні висновки. Фазовий склад плівок Fe, після термообробки до деякої граничної температури T_0 , відповідає ОЦК-Fe з параметром

ґратниці, який збігається з даними для масивних зразків. Збільшення температури відпалювання викликає зародження в плівках Fe оксидної фази Fe₂O₃. Значення T₀ є розмірно-залежною величиною та змінюється від 550 до 720 K в інтервалі товщин 15–150 нм.

На основі оброблення експериментальних розмірних залежностей ТКО для плівок ОЦК-Fe та плівок Fe з покриттям Gd з використанням лінеаризованого моделю і моделю ізотропного розсіяння ТТП встановлено, що наявність покриття на поверхні призводить до збільшення її розсіювальної здатності, а за рахунок дифузії атомів покриття в базисну плівку, межі зерен стають менш прозорими для електронів провідності.

Роботу виконано в межах держбюджетної НДР (номер держреєстрації 0109U001387) при фінансовій підтримці Міністерства освіти і науки, молоді та спорту України.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. B. Sanyal, C. Antoniak, T. Burkert, B. Krumme, A. Warland, F. Stromberg, C. Praetorius, K. Fauth, H. Wende, and O. Eriksson, *Phys. Rev. Lett.*, **104**, No. 15: 156402 (2010).
2. M. Romera, M. Mucoz, P. Sánchez, C. Aroca, and J. L. Prieto, *J. Appl. Phys.*, **106**, No. 2: 023922 (2009).
3. Л. В. Однорець, С. І. Проценко, А. М. Черноус, *Електрофізичні та магнеторезистивні властивості плівкових матеріалів в умовах фазоутворення* (Суми: СумДУ: 2011).
4. M. Vaezadeh, B. George, and G. Marchal, *Phys. Rev. B*, **50**, No. 9: 6113 (1994).
5. А. В. Огнев, А. С. Самардак, *Вестник Дальневосточного отделения РАН* 2006, вып. 4: 70 (2006).
6. В. Юдинцев, *Електроніка: наука, технологія, бізнес*, № 1: 52 (2008).
7. X. Su, W. Zhang, and Z. Du, *Journal of Alloys and Compounds*, **269**, No. 1: 144 (1998).
8. E. Amaladass, B. Ludescher, G. Schütz, T. Tylliszczak, M. S. Lee, and T. Eimüller, *J. Appl. Phys.*, **107**: 053911 (2010).
9. S. Demirtas, M. R. Hossu, R. E. Camley, H. C. Mireles, and A. R. Koymen, *Phys. Rev. B*, **72**: 184433 (2005).
10. M. N. Baibich, J. M. Broto, A. Fert et al., *Phys. Rev. Lett.*, **61**, No. 21: 2472 (1988).
11. О. А. Панченко, С. В. Сологуб, *Фіз. хім. тверд. тіла*, **1**, № 4: 7 (2003).
12. І. Ю. Проценко, В. А. Саєнко, *Тонкі металеві плівки (технологія та властивості)* (Суми: СумДУ: 2002).
13. Т. Новорун and А. Chornous, *Cryst. Res. Technol.*, **41**, No. 5: 458 (2006).
14. Т. П. Говорун, Л. В. Дехтярук, А. М. Черноус, *Металлофіз. новейшие техн.*, **29**, № 11: 1479 (2007).
15. Л. В. Дехтярук, І. Ю. Проценко, А. М. Черноус, *Наносистеми, наноматеріали, нанотехнології*, **6**, вип. 1: 1 (2008).
16. В. О. Зленко, С. І. Проценко, Р. Сафаріч, *Журн. нано- та електронної фізики*, **1**, № 2: 34 (2009).

17. В. Б. Лобода, И. Е. Проценко, М. Д. Смолин и др., *Укр. физ. журн.*, **30**, № 3: 435 (1985).
18. В. Г. Самсонов, *Физико-химические свойства элементов: Справочник* (Киев: Наукова думка: 1965).
19. І. Ю. Проценко, І. В. Чешко, *Вісник СумДУ*, № 24: 137 (2005).
20. С. С. Горелик, Л. И. Расторгуев, Ю. А. Скаков, *Рентгенографический и электронно-оптический анализ. Приложение* (Москва: Металлургия: 1970), с. 107.
21. С. R. Tellier and A. J. Tosser, *Thin Films Phenomena* (Amsterdam–Oxford–New York: Elsevier: 1982).
22. Ю. М. Овчаренко, Н. М. Опанасюк, І. Ю. Проценко та ін., *Укр. фіз. журн.*, **14**, № 7: 826 (1997).
23. С. І. Проценко, О. В. Синашенко, А. М. Черноус, *Металлофиз. новейшие технол.*, **27**, № 12: 1621 (2005).
24. J. K. David, K. S. Pur, and F. Sharles, *J. Appl. Phys.*, **91**, No. 10: 8108 (2002).