

## Вплив матеріалу підкладки на магніторезистивні та магніто-оптичні властивості плівкової системи Co/Fe

О.В. Федченко<sup>1,\*</sup>, А.І. Салтикова<sup>2</sup>, С.І. Проценко<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Сумський державний університет, вул. Римського-Корсакова, 2, 40007 Суми, Україна

<sup>2</sup> Сумський державний педагогічний університет ім. А.С.Макаренка  
вул. Роменська, 87, 40002 Суми, Україна

(Одержано 25.09.2012; у відредагованій формі – 14.10.2012; опубліковано online 29.10.2012)

Досліджено вплив матеріалу підкладки на магніторезистивні, магніто-оптичні властивості та дифузійні процеси в системі Co(30 нм)/Fe(30 нм)/П. Плівки отримувалися на аморфній підкладці SiO<sub>2</sub>/Si та кристалі MgO(100), після чого відпалювалися до температур 300, 500 та 800 °С. Контроль кристалічної структури та елементного складу зразків проводився за допомогою дифракції повільних електронів (LEED) та енерго-дисперсійного рентгенівського аналізу (EDX). Після цього досліджувалися магніторезистивні властивості (МО), магніто-оптичний ефект Керра (МОКЕ), та будувалися дифузійні профілі за допомогою методу вторинно-іонної мас-спектрометрії (ВІМС).

Встановлено, що при орієнтованому вирощуванні плівкової системи на кристалі MgO(100) спостерігається суттєва магнітна анізотропія, що проявляється у збільшенні коерцитивної сили ( $B_c$ ) у 2 рази та значній зміні магнітоопору при різних кутах повороту зразка. АСМ – дослідження показали, що шорсткість поверхні для системи Au(2 нм)/Co(30 нм)/Fe(30 нм)/MgO у чотири рази нижча порівняно зі зразком на аморфній підкладці (у невідпаленому стані). Крім того, у системах на підкладці з монокристалу оксиду магнію дифузійні процеси протікають менш інтенсивно ніж у випадку підкладки SiO<sub>2</sub>/Si.

**Ключові слова:** Магніторезистивні властивості, Керра ефект, Магнітна анізотропія, Дифузійний профіль, Коерцитивна сила.

PACS numbers: 75.70.Cn, 81.15.Np

### 1. ВСТУП

Структури на основі нанорозмірних плівкових систем широко використовуються як елементна база мікроелектроніки. Вони знайшли застосування в датчиках (тиску, положення, струму, магнітного поля), біосенсорах, головках зчитування жорстких дисків, спінових транзисторах тощо. Сучасні записуючі пристрої широко використовують магнітотвирядні матеріали з визначеною анізотропією та великим полем насичення [1]. З цієї точки зору широке розповсюдження отримали багаточастотні структури на основі Fe/Co, оскільки їх магнітні характеристики можна змінювати шляхом відпалювання чи обробки іонним пучком [2]. Крім того, на властивості зразків має вплив матеріал і структурний стан підкладки, що визначає механізми росту плівок. Тому, метою даної роботи було встановлення кореляції між магніто-оптичними, магніторезистивними властивостями та дифузійними процесами у системі Fe/Co/П та температурою відпалювання і матеріалом підкладки.

### 2. МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Плівкова система на основі Fe та Co осаджувалася у вакуумі  $7 \times 10^{-8}$  Па. Як підкладки використовувалися кристал MgO(100) та SiO<sub>2</sub>/Si, щоб реалізувати направлений ріст плівок та ріст на аморфному субстраті відповідно. Кристал оксиду магнію був вибраний тому, що він дозволяє реалізувати епітаксціальний ріст Fe, оскільки для орієнтації Fe(100) | MgO(100) різниця між параметрами решіток становить не більше 3,8%:  $a = 2,87 \text{ \AA}$  для ОЦК-Fe та  $a = 2,98 \text{ \AA}$  для ГЦК-MgO (між атомами Mg або O, оскільки решітка типу NaCl) [3] У

цьому випадку реалізується бездефектна епітаксія з пружною компенсацією невідповідності [4]. Крім того, система Fe/Co на MgO при певних умовах осадження може мати унікальні магнітні властивості та використовуватися для магнітного запису [5, 6]; бути основою для створення спин-фільтру електронів [7], тощо.

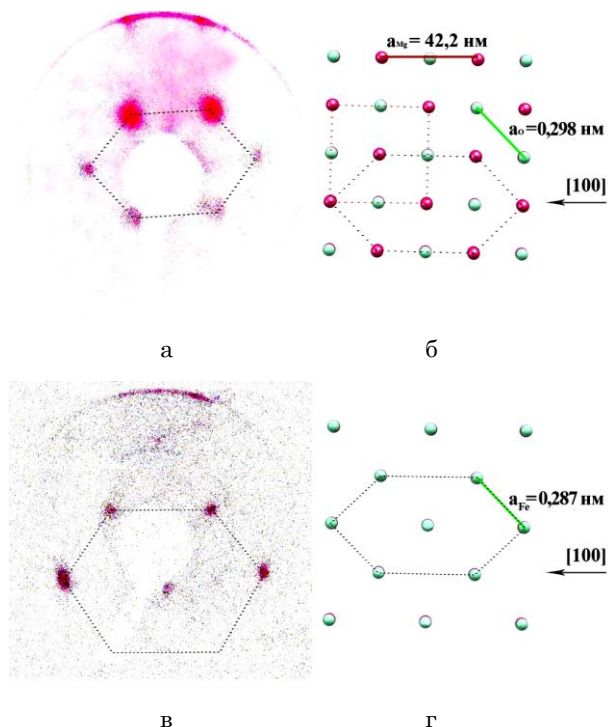
До завантаження у вакуумну камеру, підкладки очищувалися ультразвуком в ацетоні та ізопропанолі, а потім відпалювалися у вакуумі  $10^{-8}$  Па при 570 °С протягом 60 хв. Швидкості осадження атомів Co і Fe мали величину  $\omega = 0,15$  і  $0,12$  нм/хв відповідно, що забезпечувало епітаксціальний ріст. Плівки Fe осаджувалися на підігріту до 180°C підкладку, при цій температурі острівці мають найменшу шорсткість [8]. Після напилення шару Fe, зразки відпалювалися при 450 °С протягом 20 хвилин. У цьому випадку навіть у найтонших шарах (товщина до 1 нм) утворюється не тетрагональна [3], а ОЦК гратка Fe.

Контроль якості очищення підкладки MgO та епітаксціального росту Fe проводився за допомогою дифракції повільних електронів (LEED) (рис. 1).

Наявність рефлексів на рис. 1 вказує на атомарно чисту поверхню [9]. Крім того, рис. 1 а підтверджує те, що MgO має решітку типу NaCl, а рис. 1 б – відповідає ОЦК-Fe. Якщо порівняти відношення параметрів ґраток Mg/Fe для одного значення енергії (наприклад, 131 eV), то відхилення наших експериментальних даних LEED-досліджень від розрахункових становить  $\approx 7\%$  (1,47 од – розрахункові [3] та 1,57 од – експериментальні дані). Цю різницю можна пояснити різними режимами роботи циліндру Венельта та лінз LEED – системи при отриманні зніmkів від поверхні MgO та Fe [9]. Крім того, треба враховувати, що зображення кар-

\* fedchenko.lena@gmail.com

тини дифракції повільних електронів для плівок заліза отримувалися при товщині  $d \cong 30$  нм, а в цьому випадку виникають дислокації невідповідності і шар Fe вже не псевдоморфний [4].



**Рис. 1** – LEED-картина від підкладки MgO(100) при енергії 165 eV (а) та схематичне зображення структури кристалу MgO (решітка типу NaCl) (б) у площині, що містить напрям [100]; LEED-картина від плівки Fe(30 нм)/MgO(100) при енергії 106 eV (в) та зображення структури кристалу ОЦК-Fe в площині, що містить напрямок [100] (г)

Товщина зразків контролювалась за допомогою кварцового резонатора. Після отримання плівкових систем, вони покривалися шаром Au з  $d \cong 2$  нм для попередження окислення на атмосфері. Далі проводилося відпалювання зразків у вакуумі  $10^{-8}$  Па при 300, 500 та 800 °С. При кожній температурі зразки витримувалися протягом 30 хв.

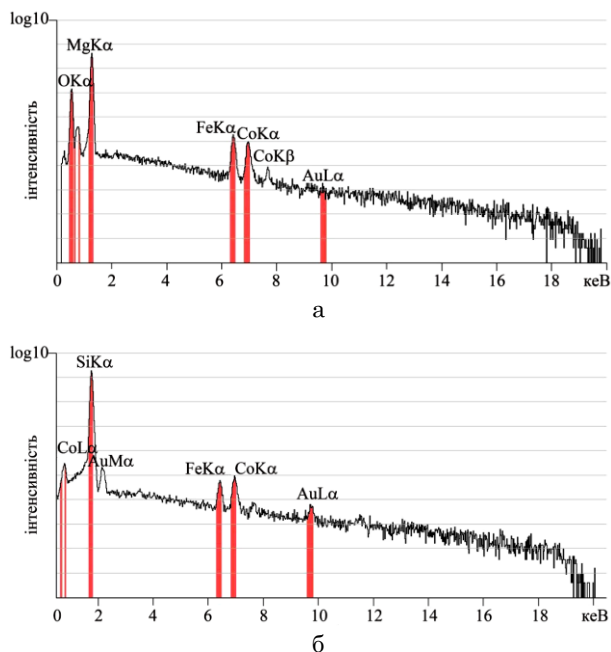
Наявність домішок в отриманих зразках перевірялась за допомогою енерго-дисперсійної рентгенівської спектроскопії (EDX) із використанням приставки WINEDS High Performance X-ray Microanalysis на PEM JSM-6400. На рис. 2 наведені отримані спектри для систем Au(2)/Co(30)/Fe(30)/MgO та Au(2)/Co(30)/Fe(30)/SiO<sub>2</sub>/Si.

Як видно з рис. 2 спектри не мають додаткових піків, окрім Fe, Co, Au, Si, Mg та O, що говорить про чистоту отриманих зразків.

Контроль структури поверхні проводився за допомогою атомно-силового мікроскопу (АСМ) компанії SPScope, який дозволив визначити шорсткість поверхні, отримати розподіли нерівностей за розміром та 3D-зображення частини інтерфейсу зразків.

Далі досліджувалися магнітні характеристики невідпалених систем та відпалених до температур 300, 500 та 800 °С. МОКЕ вимірювання проводилися при різних кутах повороту зразка в його площині. МО фіксувався при повороті відносно вісі, що прохо-

дить паралельно до поверхні зразка (в інтервалі 0 – 90°). В обох випадках використовувалися дві геометрії вимірювань: для МОКЕ – поздовжня та перпендикулярна, а для МО – поздовжня та поперечна. Необхідність таких досліджень обумовлена задачами виявлення магнітної анізотропії. Крім того, була зроблена візуалізація перемагнічування доменів систем за допомогою МОКЕ – мікроскопії.

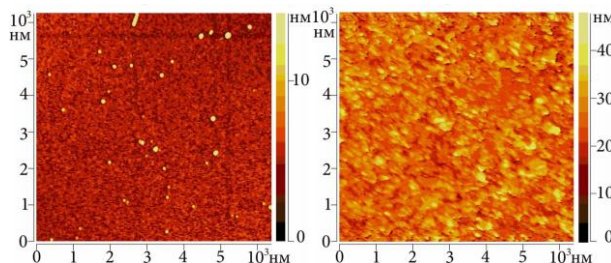


**Рис. 2** – EDX-спектри для систем Au(2)/Co(30)/Fe(30)/MgO (а) та Au(2)/Co(30)/Fe(30)/SiO<sub>2</sub>/Si (б)

Для того, щоб визначити вплив підкладки на дифузійні процеси, проводилися дослідження методом ВІМС, що дозволив отримати дифузійні профілі. Швидкість травлення була достатньо низькою (0,5 нм/хв.), що максимально знизило вплив іонно-стимульованої дифузії (ІСД).

### 3. АНАЛІЗ ОТРИМАНИХ РЕЗУЛЬТАТІВ

На рис. 3 представлені АСМ - знімки в режимі топографії поверхні зразків, що вирощені на монокристалі MgO(100) та аморфній підкладці SiO<sub>2</sub>/Si.



**Рис. 3** – АСМ - зображення в режимі топографії для систем: Au(2)/Co(30)/Fe(30)/MgO (а) та Au(2)/Co(30)/Fe(30)/SiO<sub>2</sub>/Si (б) без відпалювання

Як видно з рис. 3, шорсткість для системи, що вирощена орієнтовано, менша приблизно у чотири рази. Це підтверджують розрахунки rms (середньоквадратичного відхилення) нерівностей  $\sigma$ . Для Au(2)/Co(30)/

Fe(30)/MgO rms  $\sigma \approx 1,4$  нм, а для Au(2)/Co(30)/Fe(30)/SiO<sub>2</sub>/Si – 4,6 нм. Середній розмір островців складає 140 нм для підкладки-монокристалу (рис. 1а), та  $\approx 210$  нм для аморфної підкладки (рис. 1б).

При відпалюванні системи Au(2)/Co(30)/Fe(30)/SiO<sub>2</sub>/Si до 300 °С шорсткість поверхні значно знизилась ( $\sigma \approx 1,2$  нм), що можна пояснити поверхневою дифузією атомів. При подальшому підвищенні температури до 500 °С та 800 °С середній розмір островців збільшився (рис. 4). За розрахунками на основі наведених профілів при 300 °С він складає 70 нм, при 800 °С – 200 нм.

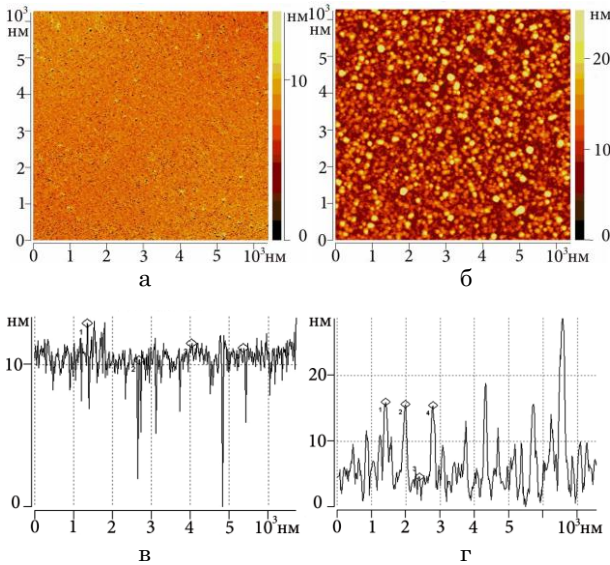


Рис. 4 – АСМ – зображення та профілі поверхні системи Au(2)/Co(30)/Fe(30)/SiO<sub>2</sub>/Si при відпалюванні до 300°С (а, в) та 800°С (б, г)

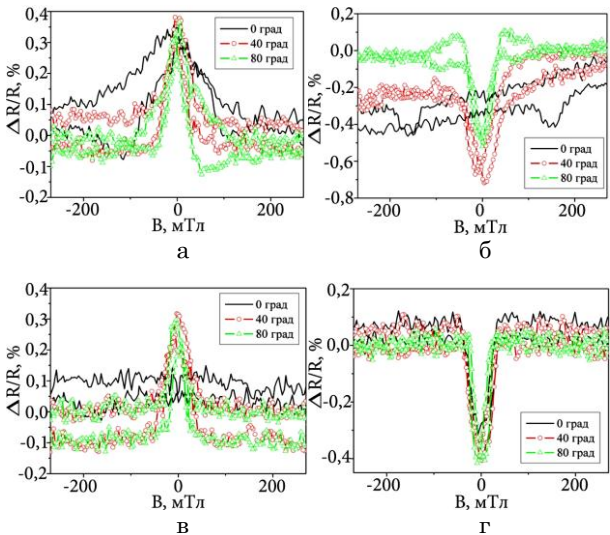


Рис. 5 – Залежності МО від кута повороту зразка для систем Au(2)/Co(30)/Fe(30)/MgO (а, б) та Au(2)/Co(30)/Fe(30)/SiO<sub>2</sub>/Si (в, г) при переході від перпендикулярної до поперечної (а, в) та від перпендикулярної до поздовжньої геометрії (б, г)

Дослідження магнітоопору показало, що система, яка вирощена епітаксialно на підкладці MgO(100) проявляє анізотропію при різних кутах повороту зразка відносно магнітного поля. Це відбувається як під

час переходу від перпендикулярної до поздовжньої, так і до поперечної геометрії (рис. 5а, б). Зразки, що були отримані на аморфній підкладці мають незмінні залежності (рис. 5в, г).

Після відпалювання зразків до 300 °С, магнітоопір системи Au(2)/Co(30)/Fe(30)/MgO різко знижується, особливо це помітно при переході від перпендикулярної до поздовжньої геометрії (рис. 6а, б). У системі Au(2)/Co(30)/Fe(30)/SiO<sub>2</sub>/Si, навпаки, зберігаються магніторезистивні властивості і МО змінюється не суттєво (рис. 6в, г).

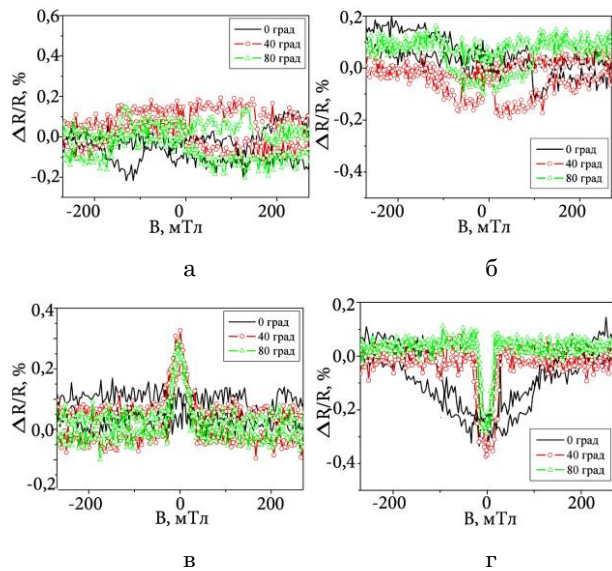


Рис. 6 – Залежності МО від кута повороту зразка для відпалених до 300°С систем Au(2)/Co(30)/Fe(30)/MgO (а, б) та Au(2)/Co(30)/Fe(30)/SiO<sub>2</sub>/Si (в, г) при переході від перпендикулярної до поперечної (а, в) та від перпендикулярної до поздовжньої геометрії (б, г)

Але при відпалюванні до 500 °С, магнітоопір повністю зникає і в системі Au(2)/Co(30)/Fe(30)/SiO<sub>2</sub>/Si при двох геометріях вимірювання.

На рис. 7 наведені магніто-оптичні залежності при поздовжній геометрії вимірювання для систем Au(2)/Co(30)/Fe(30)/MgO та Au(2)/Co(30)/Fe(30)/SiO<sub>2</sub>/Si (рис. 7а, б). На них чітко видно прояв магнітної анізотропії у випадку направленного вирощування зразка на монокристалі MgO(100). На рис. 7в, г в полярних координатах представлені залежності коерцитивної сили ( $B_c$ ) від кута повороту зразка відносно вісі, що перпендикулярна до його поверхні. Видно, що для системи на підкладці з MgO зовнішній вигляд цієї залежності суттєво змінюється після відпалювання до 300 °С, що може говорити про наявність дифузійних процесів. Окрім того, саме після відпалювання до цієї температури у структури Au(2)/Co(30)/Fe(30)/MgO суттєво знижується магнітоопір (рис. 6а, б), що також може вказувати на утворення проміжного шару внаслідок дифузії. Як відомо, зразок з орієнтацією Fe(100) | MgO(100) має анізотропію, яка проявляється при повороті зразка на 45°, що підтверджує рис. 7в (в цих напрямках коерцитивна сила збільшується у 2 рази).

Плівки Co та системи Fe/Co мають одновісну анізотропію, навіть, якщо вони вирощені на аморфних підкладках [10, 1, 2]. Тому і зразок на SiO<sub>2</sub>/Si також проявляє магнітну анізотропію.



Залежності коерцитивної сили від кута повороту для системи Au(2)/Co(30)/Fe(30)/SiO<sub>2</sub>/Si при відпалюванні до 300°C по формі суттєво не змінюються. Це може свідчити про невелику інтенсивність фазових перетворень [11]. Крім того, незмінні магніторезистивні властивості при температурі відпалювання 300 °C порівняно з початковими, доводять вищенаведене твердження. Можливо в системі Au(2)/Co(30)/Fe(30)/SiO<sub>2</sub>/Si вже під час конденсації дифузійні процеси протікають інтенсивніше. Тому, значення магнітоопору для цього зразка значно менше ніж для системи на підкладці з монокристалу (рис. 5): у випадку підкладки SiO<sub>2</sub>/Si MO ≈ 0,3 % та 0,4 %, для підкладки MgO – 0,4 % та 0,7 % відповідно при переході від перпендикулярної до поперечної та до поздовжньої геометрії. Подальше відпалювання до 300 °C вже не призводить до інтенсивних дифузійних процесів, а сприяє заліковуванню дефектів та зниженню шорсткості шарів, що в свою чергу полегшує розповсюдження руху доменних стінок та призводить до зниження коерцитивної сили [12]. В цьому випадку розмір кристалів суттєво не змінюється [11], що підтверджується АСМ – знімком (рис. 4а).

Подальше відпалювання до 500 °C спричиняє зміну характерного виду залежності коерцитивної сили від кута повороту (зникає анізотропія) (рис. 7 г) та зменшення значення B<sub>c</sub>. Скоріше за все, ці явища спричинені утворенням твердого розчину з включенням наногранул Co в усьому об'ємі зразка. Дослідження методом ВМС це підтверджують, оскільки на всій глибині фіксуються піки Co та Fe. Крім того, саме в цей момент повністю зникає MO в обох геометріях (рис. 7).

При відпалюванні до 800 °C, коерцитивна сила стрімко зростає. Це можна пояснити збільшенням середнього розміру гранул Co. АСМ – знімок (рис. 4б) підтверджує це припущення. Таким чином, при відпалюванні системи Au(2)/Co(30)/Fe(30)/SiO<sub>2</sub>/Si коерцитивна сила спочатку знижується, а після досягнення 500 °C стрімко зростає. Автори роботи [11] вказують на те, що по зовнішньому вигляду залежностей MO та МОКЕ можна судити про наявність того чи іншого структурного стану системи. Характерний вигляд залежностей повороту Керра від індукції магнітного поля для системи Au(2)/Co(30)/Fe(30)/SiO<sub>2</sub>/Si без та після відпалювання (до 800 °C) свідчать про наявність мультишарової структури та гранульованого твердого розчину відповідно.

Залежності коерцитивної сили від кутів повороту зразків були підтвержені за допомогою МОКЕ – мікроскопії, яка дозволяє візуалізувати процеси перемагнічування доменів [13] (рис. 8). Для системи Au(2)/Co(30)/Fe(30)/SiO<sub>2</sub>/Si повне перемагнічування при повороті зразка на 45° відбувається при 7 мТл (рис. 8а), а при повороті на 90° – при 3,4 мТл (рис. 8б). Отримані результати вказують на різницю B<sub>c</sub> при цих кутах повороту майже у 2 рази (рис. 7в).

Стосовно системи Au(2)/Co(30)/Fe(30)/MgO після відпалювання до 800 °C, то результати мікроскопії Керра показали повне перемагнічування при 7,5 мТл, що повністю відповідає залежності, представленій на рис. 7г.

На основі досліджень методом ВМС були отримані дифузійні профілі (рис. 9), які дозволили здійснити оцінку ефективних коефіцієнтів дифузії атомів у плівкових системах. Залежності, що представлені

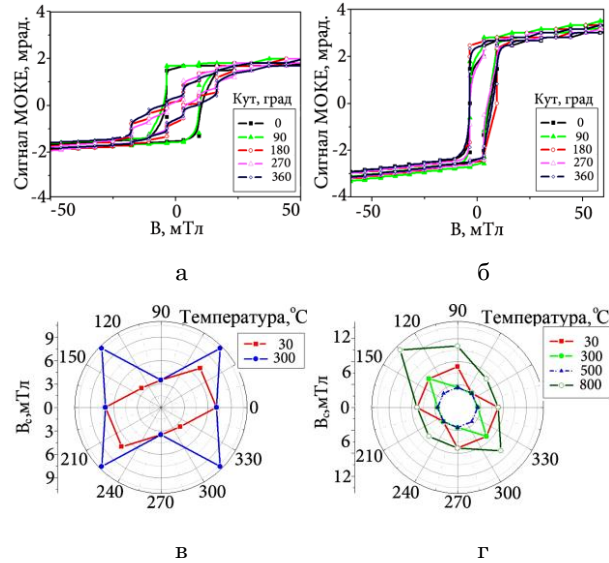


Рис. 7 – Магніто-оптичні залежності при поздовжній геометрії вимірювання для систем: Au(2)/Co(30)/Fe(30)/MgO (а) та Au(2)/Co(30)/Fe(30)/SiO<sub>2</sub>/Si після відпалювання до 500 °C (б) при різних кутах повороту зразка; залежності коерцитивної сили від кута повороту в полярних координатах при різних температурах відпалювання систем для Au(2)/Co(30)/Fe(30)/MgO (в) та Au(2)/Co(30)/Fe(30)/SiO<sub>2</sub>/Si (г)

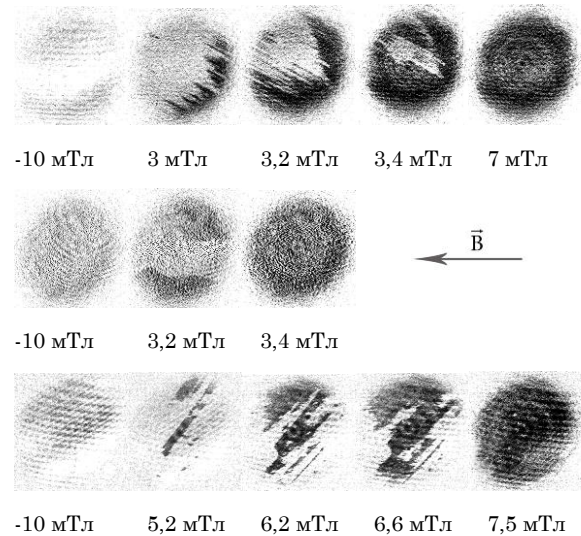


Рис. 8 – Знімки МОКЕ – мікроскопії в поздовжній геометрії для системи Au(2)/Co(30)/Fe(30)/MgO при повороті зразка на 45° (а), 90°(б) та для системи Au(2)/Co(30)/Fe(30)/SiO<sub>2</sub>/Si після відпалювання до 800°C при повороті на 45° (в)

на рис. 9а – д, свідчать про різну інтенсивність протікання дифузійних процесів для систем на підкладках MgO(100) та SiO<sub>2</sub>/Si та про вплив ефекту Кіркендалла на зміщення межі поділу [14] в обох випадках. Оцінка впливу конденсаційно-стимульованої (КСД) та іонно-стимульованої дифузії (ІСД) на дифузійні профілі проводилася за допомогою співвідношення:

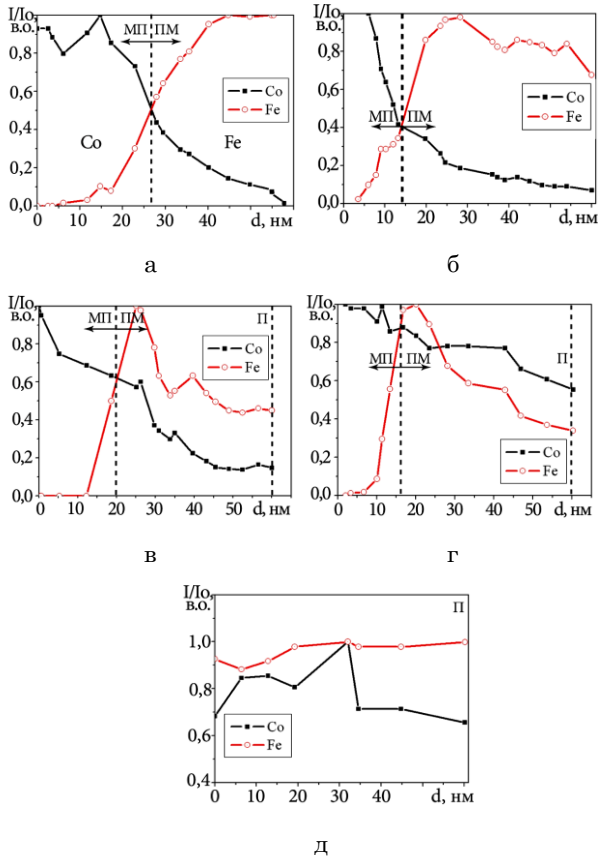
$$D_k = l_k^2 / \tau_k, \tag{1}$$

де  $l_k$  – довжина дифузійного пробігу атомів,  $\tau_k$  – час конденсації [15, 16].

Розрахунок ефективних коефіцієнтів термічної дифузії (ТД) виконувався наступним чином:

$$D_{m\bar{d}} = \Delta l / \tau_m = (l_m - l_k)^2 / \tau_m, \quad (2)$$

де  $l_m$  – довжина дифузійного пробігу атомів у випадку ТД,  $\tau_m$  – час відпалювання системи.



**Рис. 9** – Дифузійні профілі для плівкових систем Au(2)/Co(30)/Fe(30)/MgO (а, в) та Au(2)/Co(30)/Fe(30)/SiO<sub>2</sub>/Si (б, г, д) у невідпаленому (а, б) та відпаленому до 300°C (в, г), 800°C (д) станях; МП – межа поділу, ПМ – площина Матано, П – підкладка

З рис. 9 а,б видно, що в обох системах, під час конденсації, дифузія атомів верхнього шару (Co) в нижній протікає більш інтенсивно ніж у зворотному напрямку. Крім того, інтенсивність дифузійних процесів (в обох напрямках) для системи, що вирощена

орієнтовано на підкладці MgO(100) дещо нижча порівняно із системою Au(2)/Co(30)/Fe(30)/SiO<sub>2</sub>/Si (таблиця 1). Це пояснює більше значення МО в системі Au(2)/Co(30)/Fe(30)/MgO порівняно із зразком на аморфній підкладці (рис. 5). Після відпалювання до 300°C ефективний коефіцієнт дифузії падає майже на два порядки, що свідчить про початок дифузії в об'ємі зерен. При  $T_v = 500^\circ\text{C}$ , в системі Au(2)/Co(30)/Fe(30)/SiO<sub>2</sub>/Si спостерігається повне змішування атомів, що призводить до зникнення МО в обох геометріях.

Таким чином, матеріал підкладки суттєво впливає на дифузійні процеси, що протікають в системі й відповідно на її магнітні властивості. Однак, отримані значення ефективних коефіцієнтів дифузії можуть бути дещо завищені через наявність впливу ІСД.

#### 4. ВИСНОВКИ

У процесі виконання роботи встановлено, що матеріал підкладки, її структурний стан суттєво впливають на магніторезистивні, магніто-оптичні властивості та дифузійні процеси у плівкових системах. А саме, при орієнтованому вирощуванні на монокристалі MgO(100), система Au(2)/Co(30)/Fe(30)/MgO проявляє суттєву анізотропію магнітоопору та коерцитивної сили ( $B_c$  збільшується у 2 рази при повороті зразка на 45°). В обох геометріях вимірювання МО дещо вищий ніж для системи Au(2)/Co(30)/Fe(30)/SiO<sub>2</sub>/Si, що пояснюється меншою інтенсивністю дифузійних процесів під час конденсації. При відпалюванні до 300°C МО зразка, який вирощений орієнтовано майже зникає. Для системи на аморфній підкладці подібне явище спостерігалось при відпалюванні до 500°C.

При різних температурах відпалювання системи Au(2)/Co(30)/Fe(30)/SiO<sub>2</sub>/Si, коерцитивна сила спочатку знижується, а після досягнення 500°C починає стрімко зростати. Це можна пояснити утворенням твердого розчину з наногранулами Co, розмір яких збільшується, при відпалюванні до 800°C, що призводить до росту  $B_c$ .

Крім того, у невідпаленому стані система, що конденсувалась на аморфній підкладці, має у чотири рази більшу шорсткість, ніж при конденсації на монокристалі.

**Таблиця 1** – Ефективні коефіцієнти дифузії атомів у плівкових системах Au(2)/Co(30)/Fe(30)/MgO та Au(2)/Co(30)/Fe(30)/SiO<sub>2</sub>/Si

Підкладка	Дифузійна пара	КСД, КСД+ІСД		ТД					
				$T_v = 300^\circ\text{C}$		$T_v = 500^\circ\text{C}$		$T_v = 800^\circ\text{C}$	
		$l, \text{нм}$	$D_k \cdot 10^{19}, \text{м}^2/\text{с}$	$l, \text{нм}$	$D_{m\bar{d}} \cdot 10^{19}, (\overline{D_m} \cdot 10^{19}) \text{м}^2/\text{с}$	$l, \text{нм}$	$D_m \cdot 10^{19}, \text{м}^2/\text{с}$	$l, \text{нм}$	$D_m \cdot 10^{19}, \text{м}^2/\text{с}$
MgO(100)	Fe→Co	24	21,3	17	0,27	–	–	–	–
	Co→Fe	27	33,8	30	0,05	–	–	–	–
SiO <sub>2</sub> /Si	Fe→Co	27	27,0	24	0,05	30	5	30	5
	Co→Fe	30	41,7	30	5,00	30	5	30	5

## Influence of Substrate on Magnetoresistive and Magneto-Optical Properties of Co/Fe Film System

O.V. Fedchenko<sup>1</sup>, A.I. Saltykova<sup>2</sup>, S.I. Protsenko<sup>1</sup>

<sup>1</sup> *Sumy State University, 2, Rimsky Korsakov Str., 40007 Sumy, Ukraine*

<sup>2</sup> *Sumy State Pedagogical University of A.S. Makarenko, 87, Romens'ka str., 40002 Sumy, Ukraine*

The influence of substrate material on magnetoresistive, magneto-optical properties and diffusion processes in Co(30 nm)/Fe(30 nm)/S was investigated. The samples were built on amorphous substrate SiO<sub>2</sub>/Si and MgO(100) crystal and then were annealed up to 300, 500 and 800°C. Crystal structure control and sample's element composition was held by diffraction of low energy electrons (LEED) and energy dispersive X-ray analysis (EDX). After that magneto resistive properties (MR) and magneto-optical Kerr effect (MOKE) were investigated and diffusion profiles were built with help of secondary ion mass spectroscopy (SIMS).

It was stated that during oriented film system growth on MgO(100) crystal the significant magnetic anisotropy is observed. It appears in increase of coercive force ( $B_c$ ) in two times and significant variation of magneto resistance at different turn angles. AFM investigations showed that surface roughness of Au(2 nm)/Co(30 nm)/Fe(30 nm)/MgO film system in four times lower than of sample on amorphous substrate (non-annealed). Besides the diffusion processes in systems that were built on MgO monocrystal proceed less intensive than in case of SiO<sub>2</sub>/Si.

**Keywords:** Magnetoresistive properties, Kerr effect, Magnetic anisotropy, Diffusion profile, Coercive force.

## Влияние материала подложки на магниторезистивные и магнито-оптические свойства пленочной системы Co/Fe/Π

Е.В. Федченко<sup>1</sup>, А.И. Салтыкова<sup>2</sup>, С.И. Проценко<sup>1</sup>

<sup>1</sup> *Сумский государственный университет, ул. Римского-Корсакова, 2, 40007 Сумы, Украина*

<sup>2</sup> *Сумский государственный педагогический университет им. А.С.Макаренко  
ул. Роменская, 87, 40002, Сумы, Украина*

Исследовано влияние материала подложки на магниторезистивные, магнито-оптические свойства и диффузионные процессы в системе Co(30)/Fe(30)/Π. Пленки получались на аморфной подложке SiO<sub>2</sub>/Si и кристалле MgO(100), после чего отжигались до температур 300, 500 и 800°C. Контроль кристаллической структуры и элементного состава образцов проводился с помощью дифракции медленных электронов (LEED) и энерго-дисперсионного рентгеновского анализа (EDX). После этого, исследовались магниторезистивные свойства (MR), магнито-оптический эффект Керра (МОКЕ) и строились диффузионные профили при помощи вторично-ионной масс-спектрометрии (ВИМС).

Установлено, что при ориентированном выпаривании пленочной системы на кристалле MgO(100) наблюдается существенная магнитная анизотропия, которая проявляется в увеличении коэрцитивной силы ( $B_c$ ) в 2 раза и значительном изменении магнитосопротивления при различных углах поворота образца. АСМ – исследования показали, что шероховатость поверхности для системы Au(2 нм)/Co(30 нм)/Fe(30 нм)/MgO в четыре раза ниже в сравнении с образцом на аморфной подложке (в неотожженном состоянии). Кроме того, в системах на подложке из монокристалла оксида магния диффузионные процессы протекают менее интенсивно, чем в случае подложки SiO<sub>2</sub>/Si.

**Ключевые слова:** Магниторезистивные свойства, Эффект Керра, Магнитная анизотропия, Диффузионный профиль, Коэрцитивная сила.

### СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

- R. Gupta, A. Khandelwal, R. Ansari, K.G.M. Nair, *Surf. Coat. Tech.* **203**, 2717 (2009).
- M. Rateo, M. Carbucicchio, M. Ghidini, M. Solzi, *J. Magn. Magn. Mater.* **272**, 1240 (2004).
- A. di Bona, C. Giovanardi, S. Valeri, *Surf. Sci.* **498** 193 (2002).
- І.Ю. Проценко, Н.І. Шумакова *Технологія одержання і застосування пліткових матеріалів* (Суми: вид-во СумДУ: 2007).
- Y. Park, S. Adenwalla, G.P. Felcher, S.D. Bader, *Phys. Rev. B* **52**, 12779 (1995).
- Y.Y. Huang, C. Liu, G.P. Felcher, *Phys. Rev. B* **47**, 183 (1993).
- R. Bertacco, F. Ciccacci, *J. Magn. Magn. Mater.* **196-197**, 134 (1999).
- J.F. Lawler, R. Schad, S. Jordan, H. van Kempen, *J. Magn. Magn. Mater.* **165**, 224 (1997).
- G. Ertl, J. Kueppers, *Low Energy Electrons and Surface Chemistry*, 374 (Weinheim: Betz-druck gmbh: 1985).
- F.J.B. Wedding, M. Li, G.-C. Wang, *J. Magn. Magn. Mater.* **204**, 79 (1999).
- F. Spizzo, E. Angeli, D. Bisero, *J. Magn. Magn. Mater.* **242**, 473 (2002).
- X. Lin, G. Ji, T. Gao, X. Chang, Y. Liu, H. Zhang, Y. Du, *Solid State Commun.* **151**, 1708 (2011).
- J.M. Teixeira, R.F.A. Silva, J. Ventura, A.M. Pereira, *Mater. Sci. Eng. B* **126**, 180 (2006).
- A. Paul, M.J.H. van Dal, A.A. Kodentsov, F.J.J. van Loo, *Acta Mater.* **52**, 623 (2004).
- O. Fedchenko, S. Protsenko, P. Zukowski, M. Marszalek, *Vacuum* **86**, 1934 (2012).
- М.Г. Демиденко, С.И. Проценко, К.В. Тищенко, Е.В. Федченко, *Ж. Нано- Электрон. Физ.* **4** No2, 38 (2012). (M.G. Demydenko, S.I. Protsenko, K.V. Tyschenko, O.V. Fedchenko, *J. Nano- Electron. Phys.* **4** No 2, 38 (2012)).