

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ  
СУМСЬКИЙ ДЕРЖАВНИЙ УНІВЕРСИТЕТ  
Факультет електроніки та інформаційних технологій

Кафедра електроніки,  
загальної та прикладної фізики

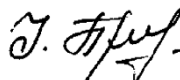
Кваліфікаційна робота магістра  
**ФОРМУВАННЯ ЕНЕРГОЕФЕКТИВНИХ ЕЛЕКТРОННИХ  
ІНФОРМАЦІЙНИХ СИСТЕМ НА ОСНОВІ ФЕРОМАГНІТНИХ  
КОМПОЗИЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ**

Магістрант гр. ЕПм. - 81н.



М.С. Овруцький

Науковий керівник,  
канд. фіз.-мат. наук, доцент



І.М. Пазуха

Завідувач кафедри ЕЗПФ  
д-р фіз.-мат. наук, професор

І. Ю. Проценко

Суми – 2020

## РЕФЕРАТ

Мета даної роботи полягає у формуванні термостабільних функціональних систем на основі феромагнітних композиційних матеріалів для створення на їх основі електронних енергонезалежних систем зберігання інформації.

Для формування систем була обрана методика одночасної конденсації компонент з двох незалежних джерел у вакуумної установці ВУП-5М. Для дослідження магніторезистивних властивостей був використаний метод високоточної резистометрії. Основна частина експериментальних досліджень була проведена під час виконання науково-дослідної роботи.

Аналіз отриманих результатів показав, що польові залежності магнітоопору мають ізотропний характер при переході до перпендикулярної орієнтації магнітного поля так і у площині зразка. При цьому відбувається зростання величини МО з 0,6 до 1,9% при збільшенні товщини з 20 до 100 нм. Характер залежностей МО(В) та величина ефекту після термообробки залежать на як від температури відпалювання, так і від загальної товщини зразка.

Робота викладена на 31 сторінці, в тому числі включає 13 рисунків, 2 таблиці, використано 28 літературних джерел.

**КЛЮЧОВІ СЛОВА:** ТЕРМОМАГНІТНИЙ ЗАПИС, МАГНІТООПР, ТОНКОПЛІВКОВІ СТРУКТУРИ, ПОЛЬОВІ ЗАЛЕЖНОСТІ, РОЗМІРНА ЗАЛЕЖНІСТЬ, ТЕРМООБРОБКА

## ЗМІСТ

<b>ВСТУП</b> .....	5
<b>РОЗДІЛ 1 ПРИНЦИПИ МАГНІТНОГО ЗАПИСУ/ЗЧИТУВАННЯ У СИСТЕМАХ ЗБЕРІГАННЯ ІНФОРМАЦІЇ (ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД)</b> .....	6
1.1 Магнітний запис: основи та перспективи.....	6
1.2 Термомагнітна технологія магнітного запису.....	8
1.3 Термомагнітний запис на структурованих носіях даних.....	11
<b>РОЗДІЛ 2 МЕТОДИКА І ТЕХНІКА ЕКСПЕРИМЕНТУ</b> .....	14
2.1 Методика одержання плівкових систем на основі пермалою та срібла.....	14
2.2. Методика вимірювання магнітоопору.....	17
<b>РОЗДІЛ 3 ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ РЕЗУЛЬТАТИ</b> .....	21
3.1 Розмірний ефект у магніторезистивних властивостях феромагнітних композитних матеріалах.....	21
3.2 Вплив температури на магніторезистивні властивості.....	23
<b>ВИСНОВКИ</b> .....	28
<b>СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ</b> .....	29

## ВСТУП

Сучасний етап розвитку електроніки, коли традиційні технології практично вичерпали свій потенціал, характеризується активним пошуком принципово нових підходів до створення енергонезалежних систем зберігання інформації. З іншого боку, вивчення даного питання дозволить отримати нові наукові результати фундаментального характеру для вирішення прикладних проблем у напрямі «енергоефективність та енергетика».

Поруч із цим вирішується задача реалізація принципу багат шаровості при виготовленні напівпровідникових мікросхем. Це може бути одним із шляхів вирішення глобальної кризи напівпровідникової електроніки, що спостерігається на даний час у провідних виробників електроніки. На даний момент на ринку електронних компонент присутні лише мікропроцесорні елементи, які створені по технології багатоядерності кремнієвих мікросхем. Це дозволили максимально можливо збільшити об'єм та тактову частоту роботи електронного елементу, однак стало лише тимчасовим вирішенням проблеми. Максимальний ефект підвищення швидкодії в системах зберігання інформації можливий лише при створенні ефективних каналів зв'язку між окремими шарами в межах одного напівпровідникового ядра. Запропонована методика допоможе реалізувати таку технологію та дозволить значно зменшити енерго- та ресурсозатрати в процесі виготовлення електронних систем. Поряд з цим її впровадження не потребуватиме додаткових розробок технологій виробництва, оскільки вона буде повністю сумісна з існуючими сучасними технологіями виробництва систем збереження інформації та гібридних інтегральних мікросхем, а термостабільність запропонованих функціональних наноструктур дозволить виготовляти та експлуатувати дані вироби без додаткових обмежень, пов'язаних з впливом факторів зовнішнього середовища.

Мета даної роботи полягає у формуванні термостабільних функціональних систем на основі феромагнітних композиційних матеріалів для створення на їх основі електронних енергонезалежних систем зберігання інформації.

# РОЗДІЛ 1

## ПРИНЦИПИ МАГНІТНОГО ЗАПИСУ/ЗЧИТУВАННЯ У СИСТЕМАХ ЗБЕРІГАННЯ ІНФОРМАЦІЇ (ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД)

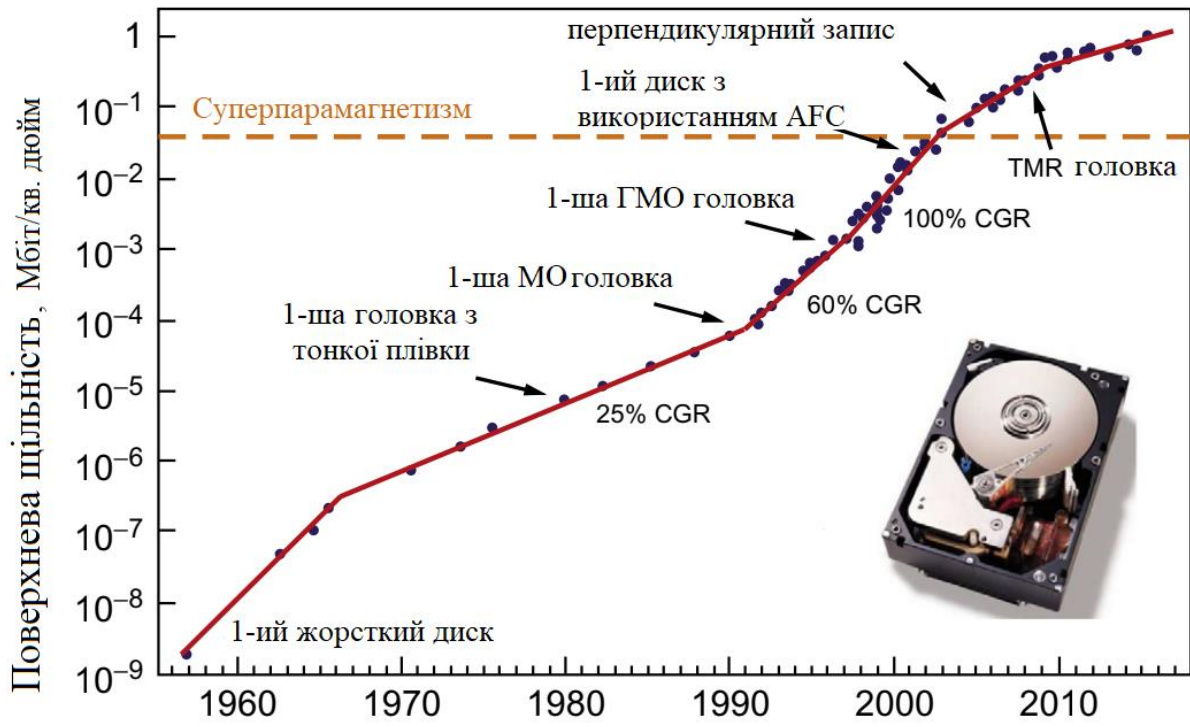
### 1.1 Магнітний запис: основи та перспективи

Починаючи з понад півстоліття, велика науково-дослідна діяльність була присвячена розумінню унікальних властивостей магнітних матеріалів. Відкриття міжшарового обмінного зв'язку [3] та гігантської магніторезистентності (ГМО) [4, 5] призвело до безпрецедентного технологічного прогресу в носіях зберігання даних, датчиках зчитування та енергонезалежній магнітній пам'яті випадкового доступу. Отже, магнітний запис займає 90% усієї технології створення носіїв інформації, яка доступна сьогодні.

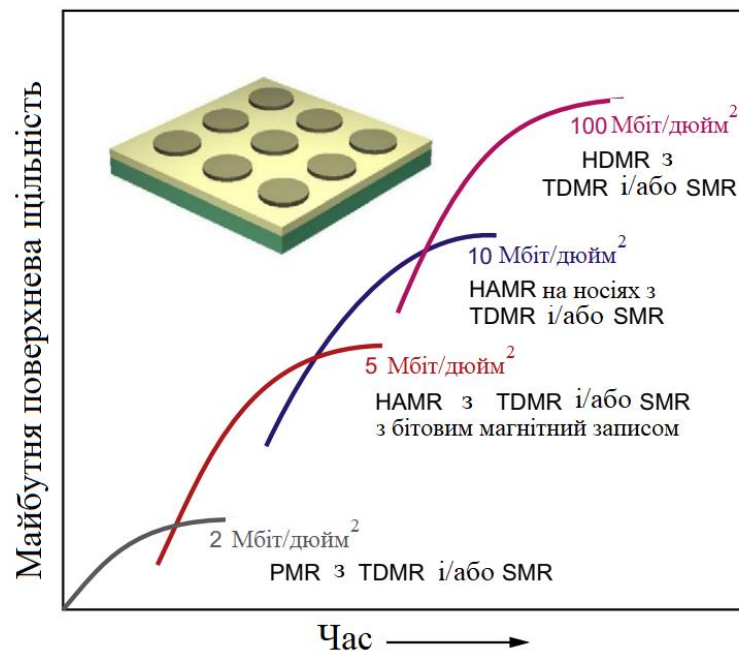
Дослідження та відкриття міжшарової обмінної взаємодії та явища ГМО викликало фундаментальне розуміння спін-залежних транспортних властивостей у магнітних тонких та багатошарових плівках. Для систем спін-клапанів, які, як правило, складаються з двох феромагнітних шарів, розділених немагнітним спейсером, вирішальна роль міжшарової обмінної взаємодії проявляється як у знаку, так і в силі з'єднання, пов'язаної з затухаючою коливальною поведінкою як функції товщини спейсера.

Не менш важливий ефект ГМО, який вперше спостерігається в багатошарових шарах Fe/Cr [4] і Fe/Cr/Fe [5], проявляється великою зміною опору при переключенні намагніченості феромагнітних шарів з антипаралельної конфігурації при нульовому магнітному полі до паралельної конфігурації у прикладеному магнітному полі.

Ефекти міжшарової обмінної взаємодії, і ГМО широко використовуються в даний час в технологіях магнітного запису, і є визначними прикладами залежності довгострокової користі промислових застосувань від фундаментальних досліджень.



а



б

Рис. 1.1. Тенденції розвитку голівок зчитування (а) та щільність запису, що досягнута з застосуванням відповідних технологій (б). Із роботи [6]

Лише через десять років після відкриття ГМО, головка зчитування з жорсткого диска, по суті, заснована на цьому ефекті, стала першим поколінням пристроїв «спінтроніки», які зробили революцію в галузі магнітного зберігання.

Вплив пристроїв на основі ГМО на технологію створення, де інформація зберігається у вигляді послідовності магнітних бітів або доменів, можна побачити на рис. 1.1. Площа бітової комірки описує, скільки біт може бути збережено на кожну площу поверхні. На графіку зображено різні етапи, які змінили річний темп зростання щільності зберігання інформації. Після введення першої магніторезистивної зчитувальної головки у 1992 році, спочатку на основі ефекту анізотропної магніторезистентності (АМО) у тонких плівках [7], щільність запису інформації зростає до ~60%.

На цьому етапі товщина плівок в магнітній головці, а також у носії запису треку всередині диску становить ~100 нм.

Згодом, після впровадження перших головок для зчитування з жорсткого диска на основі ефекту ГМО в 1998 році, відома технологія досягла стадії зі значенням щільність запису у 100%, що означає приблизно в 50 мільйонів разів зростає поверхневої щільності біта відносно стартової технології в 1950-х роках.

У цей момент жорсткі диски експлуатувались виключно за допомогою так званої технології поздовжнього магнітного запису (LMR) [8], що означає, що площинна орієнтація розрядної намагніченості в середовищі запису паралельна поверхні диска.

## **1.2 Термомагнітна технологія магнітного запису**

Термомагнітний запис (Heat-assisted magnetic recording – HAMR) це гібридна технологія запису інформації, яка поєднує у собі магнітне зчитування та магнітооптичний запис. Принцип роботи пристроїв, що використовують дану технологію, полягає у локальному нагріві лазером та перемагнічуванні у процесі запису поверхні пластин жорсткого диска. Нагрів поверхні знижує коерцитивну силу матеріалу поверхні, що дозволяє значного зменшити розміри

магнітної області, що зберігає один біт інформації, та збільшити стабільність збереження даних, уникаючи шкідливого впливу суперпарамагнітного ефекту. [9]. Технологія дозволяє досягти густину запису у  $2,32\text{--}7,75\text{ Тбіт/см}^2$ . Відмінність технології термомагнітного запису у порівняння з технологіями поздовжнього і перпендикулярного магнітного запису представлена на рисунку 1.2.

Отже, використання технології термомагнітного запису дозволяє використовувати матеріали з ще меншими розмірами зерна та значно більшою коерцитивною силою при кімнатній температурі, що не тільки покращує довгострокову стабільність магнітної інформації, але й дозволяє записувати біти на значно меншій площі, ніж раніше.

Більше того, оскільки процес запису відбувається при підвищеній температурі, потенційною перевагою технології термомагнітного запису є те, що існує набагато менший компроміс між величиною намагніченості біт насиченням кімнатної температури та максимально можливим магнітним полем, яке можна застосувати за допомогою звичайних записуючих головок.

У той же час, під час процесу технології термомагнітного запису магнітний носій запису повинен бути нагрітий до температури вище його температури Кюрі, що для високоанізотропних матеріалів ТМЗ, таких як FePt, CoPt або SmCo<sub>5</sub>, лежить у високотемпературному діапазоні між 750 до 1000 К [10].

Ідея полягає в тому, щоб істотно знизити магнітну коерктивність носія запису під час процесу запису, щоб можна було використовувати якомога менше магнітних полів запису для індукції нового магнітного стану під час процесу охолодження. Таким чином, інженерні завдання полягають у включенні малих лазерних діодів у головки запису, досягнення достатньо високих температур із щільно сфокусованими лазерними променями, а також ефективний контроль тепла розсіювання.

Також були спроби зменшити температуру Кюрі магнітозаписуючих шарів шляхом введення домішок. Так, наприклад для зниження температури Кюрі; шару феромагнітного сплаву FePt, до його складу вводилися домішки Ni, хоча



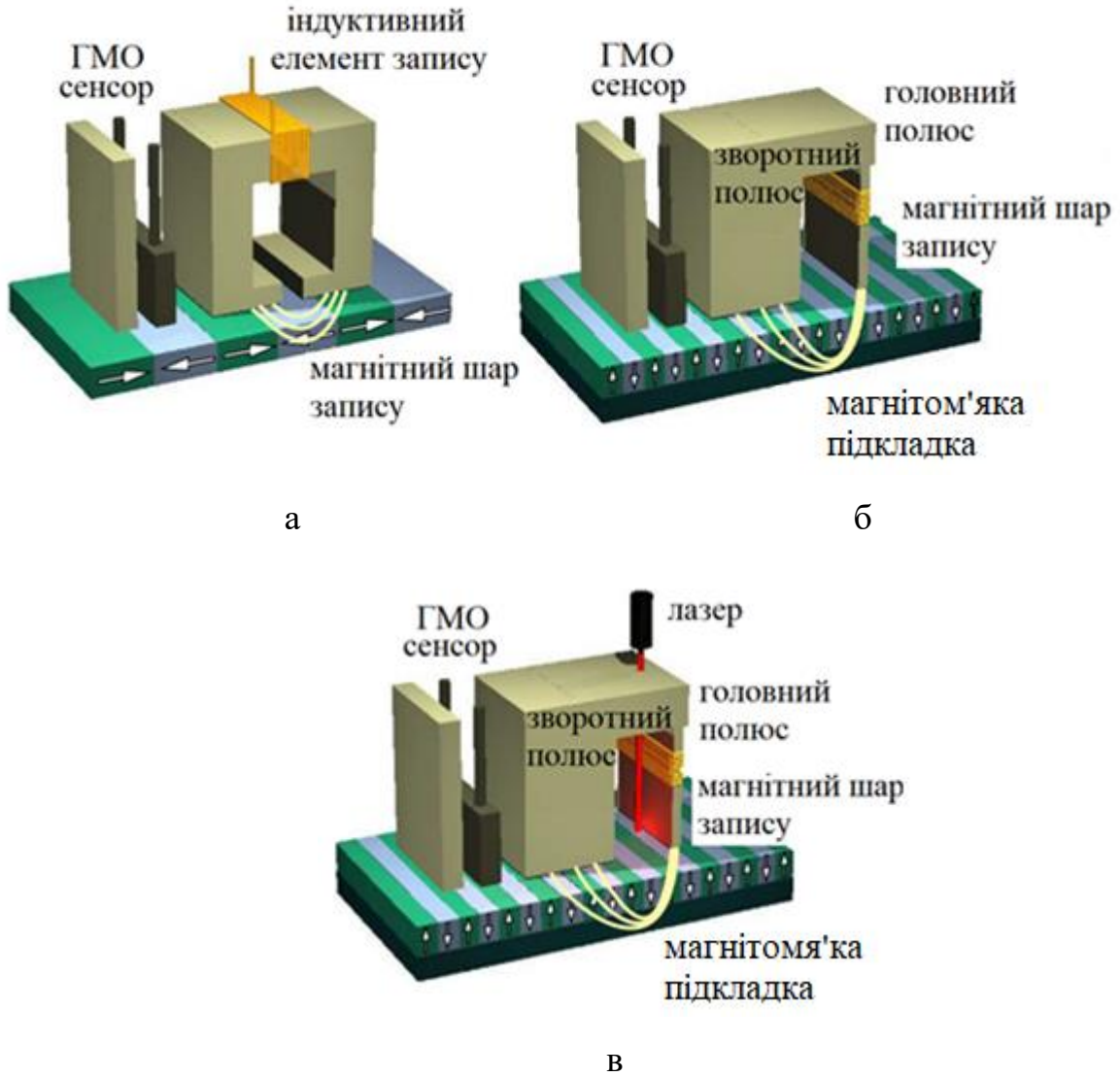


Рис. 1.2. Пристрої для зчитування і записування інформації, в основі яких лежать технології поздовжнього (а) перпендикулярного та термомагнітного запису (в). Із роботи [6]

при цьому відбувається зменшення анізотропії шару [11]. Хоча процес термомагнітного запису можна розглядати як аналог магнітооптичного запису [12, 13], очікується, що саме перше покоління комерційно доступних жорстких дисків термомагнітного запису скористається магніторезистивним елементом для зчитування магнітної інформації (рис. 1.2в).

Технічна доцільність термомагнітного запису з використанням цього підходу вперше була продемонстрована в 2006 році [14]. Далі було продемонстровано щільність зберігання 1 Мбіт/кв. дюйм та діючий прототип некомерційного жорсткого диска з термомагнітним записом інформації у 2013 році [15]. Нещодавно запис термомагнітного запису при реальній щільності близько 1,4 Мбіт/кв. дюйм був досягнутий за допомогою плазмонних перетворювачів поблизу поля та високоанізотропних гранульованих FePt середовищ [16].

Слід зазначити, що в даний час на фундаментальному рівні досліджуються інші підходи енергетичного магнітного запису, крім термомагнітного запису, такі як мікрохвильовий магнітний запис [17, 18]. Основна ідея даної технології полягає в заміні лазерного нагріву магнітним полем змінного струму високої частоти, застосованим на записувальному шарі, і таким чином підвищити ефективність процесу запису шляхом сприяння реверсуванню намагніченості бітів [19, 20].

### **1.3 Термомагнітний запис на структурованих носіях даних**

З іншого боку, останніми досягненнями плазмоніки та оптики ближнього поля відкривають шлях для фокусування та передачі оптичної енергії до лазерних точкових розмірів за межі дифракції поточної оптики [10, 21, 22], термомагнітний запис на структурованих носіях даних стає однією з найбільш перспективних технологій магнітного запису найближчого майбутнього (див. рис. 1.3).

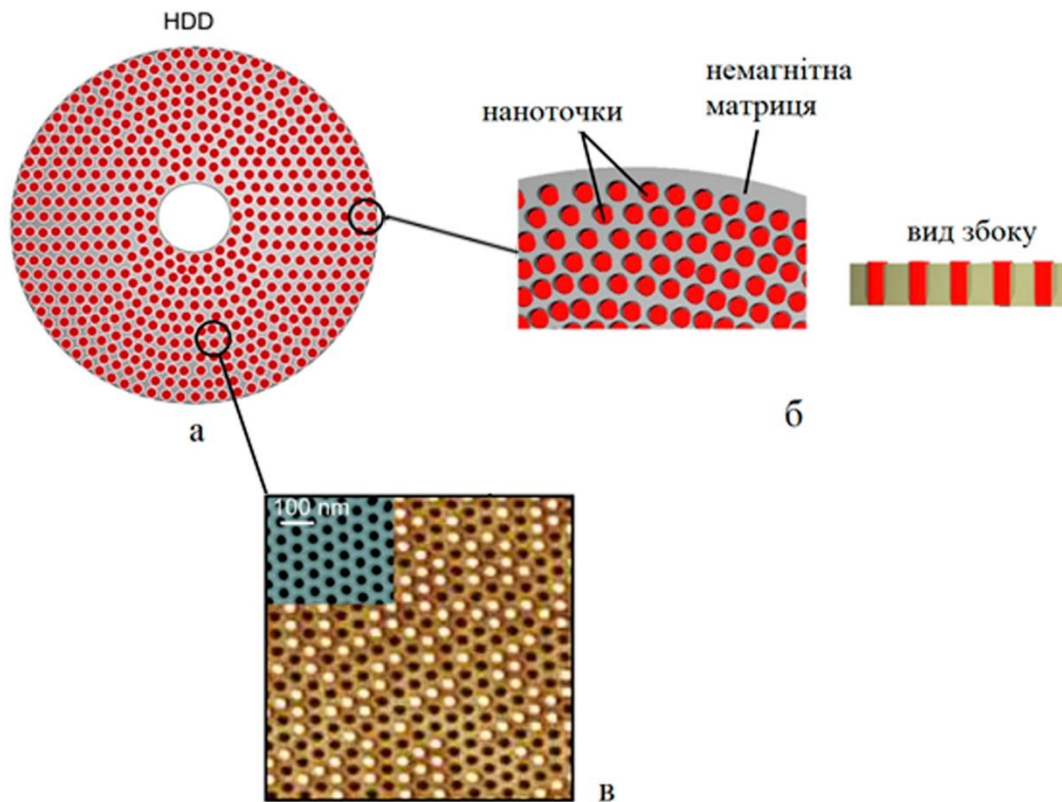


Рис. 1.3. Схеми жорсткого диска (HDD) з круговими доріжками магнітних нанодотів, вбудованих у немагнітний шаблон (а), збільшення його окремої частинки та вид збоку (б). Мікрознімки структури жорсткого диска, отримані методом магнітно-силової мікроскопії та скануючої електронної мікроскопії (на вставці) (в). Адаптовано із роботи [6]

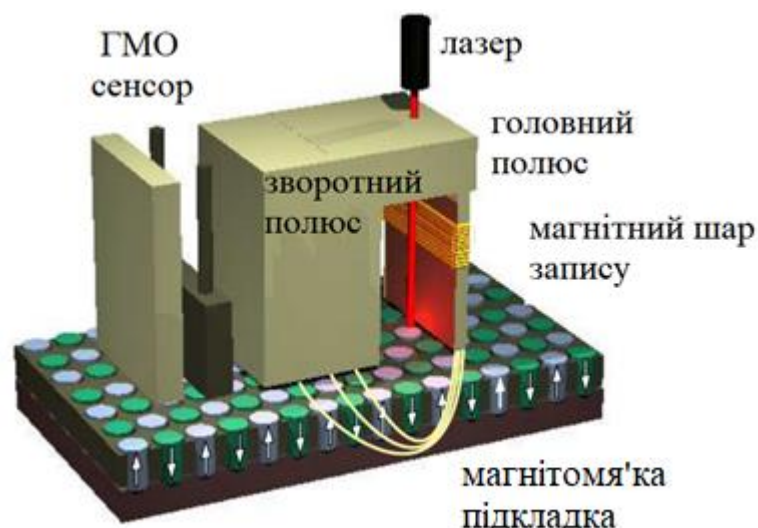


Рис. 1.4. Пристрій для зчитування і записування інформації, в основі якого лежить технологія термомагнітного запису на структурованих носіях даних. Адаптовано із роботи [6]

Магнітний запис на структурованих носіях даних використовує рівномірний масив магнітних острівців розміром порядку 1 нм [22], які представляють собою вирощені методом лазерної літографії магнітних наноточок [23], кожна з яких зберігає 1 біт інформації. Це на відміну від сучасних нанокристалічних середовищ, де кожен шар складається з сотень магнітних зерен, і таким чином 1 біт інформації зберігається на значно більшій площі.

У той час як у нанокристалічних енергетичний бар'єр для подолання ефекту суперпарамагнетизму пропорційний об'єму зерна, то у структурованих носіях даних енергетичний бар'єр в кінцевому рахунку залежить від сильного бічного зв'язку між магнітними зернами в межах кожного наноострівця [23].

Іншими словами, завдяки сильній обмінній зв'язці енергетичний бар'єр для подолання надпарамагнітних ефектів у бітових візерункових середовищах стає пропорційним об'єму острова, а не об'єму окремих зерен у кожному острові. Як результат, за допомогою цієї альтернативної технології можна додатково збільшити поверхневу щільність за рахунок істотного зменшення діаметра островів і одночасно підтримати їх термостабільність [23].

Магнітний запис на структурованих носіях даних, таким чином, замінює диск, який раніше не був узагальненим, на гранульованому носії жорсткого диска, на диск, який містить масив точок розміром з нанометр, можливо розташованих по кругових доріжках, і з кожною крапкою, що містить чітко визначений магнітний стан, як показано на рисунку 1.3 а – в.

Кінцевою проблемою технології запису найближчого майбутнього є досягнення так званого магнітоопису з нагріванням у точці (HDMR), яка спрямована на фокусування лазерної плями до розміру порядку розмірів крапки, що на кожному кроці написання нагрівається лише одна крапка (рис. 1.4). Це не є неможливим викликом, якщо припустити, що включення оптики та плазмоніки поблизу з технологію магнітного запису в майбутньому дозволить сфокусувати лазерну пляму до розмірів значно нижче 25–50 нм в умовах експлуатації [10, 21, 22].

## РОЗДІЛ 2

### МЕТОДИКА І ТЕХНІКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

#### 2.1 Методика одержання плівкових систем на основі пермалою та срібла

Теоретичні й експериментальні дослідження явища гігантського магнітоопору (ГМО) у металевих композитах показали, що наявність багатодоменних феромагнітних наночастинок відіграє негативну роль у його реалізації, тоді як суперпарамагнітні наночастинок – ключову. При цьому немає певної монотонної залежності між розмірами наночастинок та величиною ефекту. Для кожної конкретної системи, в якій реалізується ГМО, максимальне значення ефекту фіксується при певному середньому розмірі магнітних наночастинок за даної температури обробки.

Метою даної роботи було формування термостабільних функціональних систем на основі сплаву феромагнітного сплаву пермалою  $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$  (Py) та Ag для створення на їх основі електронних енергонезалежних систем зберігання інформації. Була обрана система (Py + Ag)/П з концентрацією атомів срібла  $c(\text{Ag}) = 60$  ат. %. Вибір даної композиції був обумовлений тим, що саме при даній концентрації атомів благородного металу у системі (Py + Ag)/П спостерігається максимальне значення ізотропного магніторезистивного ефекту. Оскільки тенденції сучасних технологій спрямовані на зменшення розмірів функціональних систем при збереженні ефективності їх роботи, то була поставлена задача дослідити вплив розмірного ефекту на величину і характер магніторезистивного ефекту досліджуваних систем. Для цього була отримана серія тонкоплівкових структур (Py+Ag)/П, загальна товщина яких змінювалася у межах від 20 до 100 нм.

У процесі отримання функціональних елементів підкладка має велике значення, оскільки до неї пред'являються такі вимоги як: стійкість до температури, діелектрична, низький температурний коефіцієнт лінійного

розширення, а шорсткість поверхні не менше 14 класу, при цьому висока механічна міцність матеріалу[36]. Ось чому, для цього були використані підкладки з ситалу для проведення експерименту, тому були взяті вони за основу при дослідженні магніторезистивних властивостей плівок. Розмір підкладок становив  $1 \times 1$  см.

Тонкоплівкові структури в основі яких лежить Ru та Ag отримувалися методом одночасного електронно-променевого випарування відповідно пермалою 79 НМ (4-5 мас.% Мо, 79-80 мас.% Ni, 15-16 мас.% Fe) та срібла (чистота 999,9) зі швидкістю  $\omega = 0,1$  нм/с та при кімнатній температурі у вакуумній установці ВУП-5М при тиску ( $p \sim 10^{-4}$  Па) згідно схеми, представленої на рисунку 2.1. Одночасне випарування було реалізоване з двох незалежних джерел (гармат), розташування яких представлено на рисунку 2.2.

Для кожного зразка товщина розраховувалася окремо. Виходячи із геометрії рисунок 2.1 товщину кожної зразка в точці а можна розрахувати за співвідношеннями [37]:

$$d_1 = d_{01} \cdot \left[ 1 + \left( \frac{l_1}{h} \right)^2 \right]^{-\frac{3}{2}}, \quad d_2 = d_{02} \cdot \left[ 1 + \left( \frac{l_2}{h} \right)^2 \right]^{-\frac{3}{2}} \quad (2.1)$$

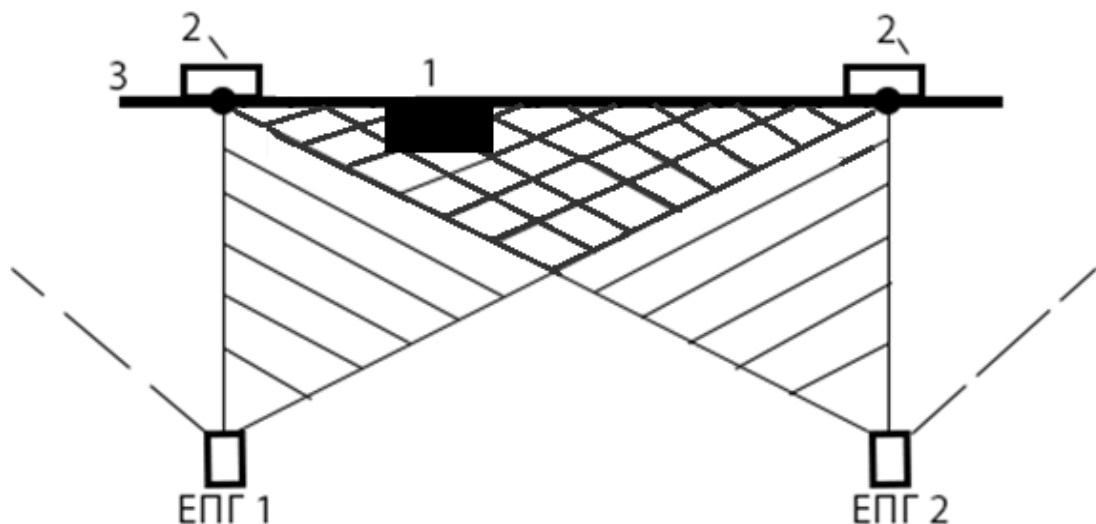


Рис. 2.1. Схематичне зображення системи випарувачів: Електронно-променевої гармати 1 та 2 (ЕПГ1, ЕПГ2) для випарування Ru та Ag відповідно; 1 – зразок; 2 – кварцовий резонатор; 3 – підкладкотримач

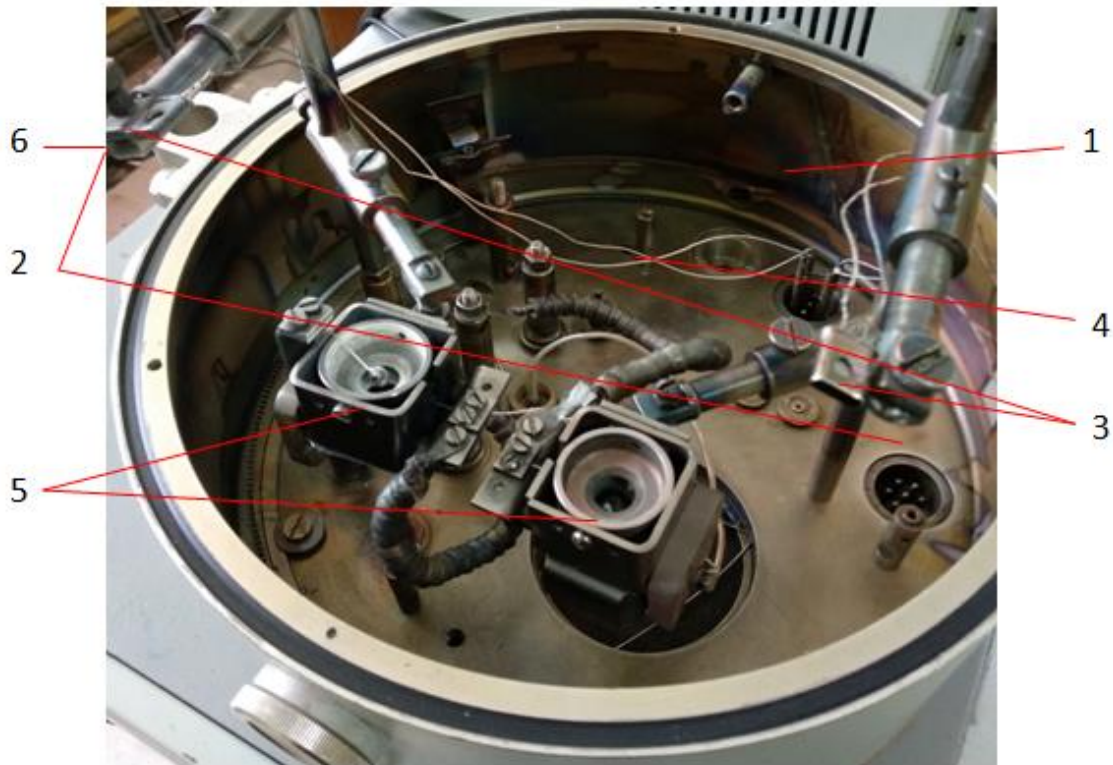


Рис. 2.2. Фотознімок робочої камери приладу ВУП-5М: 1 – робоча камера; 2 – підкладкотримач; 3 – кварцовий резонатор для контролю товщини; 4 – термопара для контролю температури підкладки; 5 – електронно-променеві гармати для пошарової конденсації в одному технологічному циклі; 6 – підкладка з ситалу

де  $d_0$  – товщина плівки в точці, що розміщена над випарником.

$l$  – відстані від точки над випарником до зразка;

$h$  – відстань від випарника до тримача зразків;

За допомогою методу кварцового резонатора «*in situ*» було визначено ефективна товщина компонентів плівкової системи та загальні товщини зразків.

При визначенні товщини використовувалися пластини з кварцу РГ-08 з резонансною частотою 6 МГц, що був включений в схему генератора. Джерело живлення Б5-50.

Частота вихідного сигналу вимірювалася приладами Ф5035 або ЧЗ-34А. Товщина плівок визначалася за співвідношенням:



$$d = \frac{N_q \cdot \rho_q}{\rho_f \cdot f_q^2} \cdot (f_q - f) \quad (2.3)$$

де,  $\rho_q, \rho_f$  – питома густина (кг/м<sup>3</sup>) кварцу та плівки відповідно;

$f_q, f$  – резонансні частоти кварцової пластини (Гц) перед та після наплення відповідно;

$N_q = 1,668 \cdot 10^3$  Гц·м – частотна константа, яка залежить від кристалографічної орієнтації площини зрізу кварцової пластини.

Одним з суттєвих джерел похибки вимірювання методом кварцового резонатора є температурна нестабільність його резонансної частоти. Вказана похибка зводиться до мінімуму шляхом термостабілізації датчика товщини.

Загальна товщина плівок додатково перевірялася методом оптичної інтерферометрії (прилад МП-4) з точністю  $\pm 10\%$ .

## 2.2. Методика вимірювання магнітоопору

Для дослідження магніторезистивних властивостей сформованих структур був використаний, розроблений на кафедрі електроніки, загальної та прикладної фізики програмно-апаратний комплекс, який дозволяє в автоматичному режимі знімати залежність опору від прикладеного магнітного поля  $R(B)$  по чотирьох точковій схемі (з двох точок знімається показники струму, а з двох – напруги і за законом Ома визначається опір. Схематично столик для вимірювання польових залежностей опору наведений на рисунку 2.3. Діапазон вимірюваних полів становив  $B = 0 - \pm 600$  мТ. Пропускання струму здійснювалося у площині зразка. Вимірювання проводилися у трьох геометріях: поздовжній (як вектор струму, так і вектор намагніченості магнітного поля, лежать у площині зразка паралельно один одному), поперечній (як вектор струму, так і вектор намагніченості магнітного поля, лежать у площині зразка, але перпендикулярно один одному) та перпендикулярній (вектор струму лежать у площині зразка, а вектор



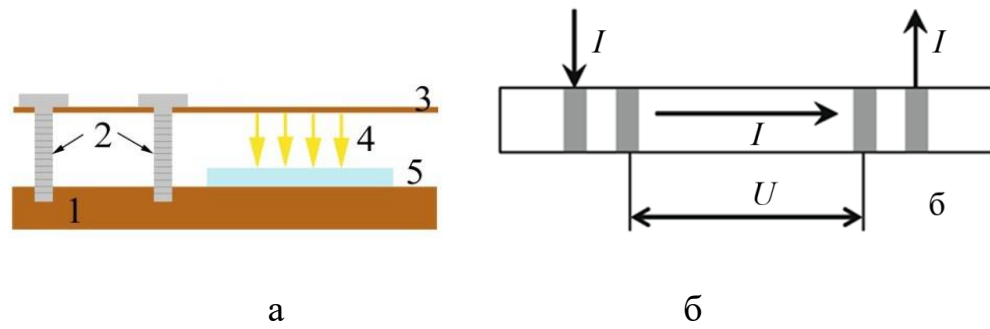


Рисунок 2.3 – Схематичне зображення столика для вимірювання польових залежностей магнітоопору (а) та чотирьох точкова схема ввімкнення (б): 1 – мідна пластина для забезпечення тепловідведення; 2 – притискні гвинти; 3 – гнучка текстолітова пластина; 4 – контакти; 5 – досліджуваний зразок

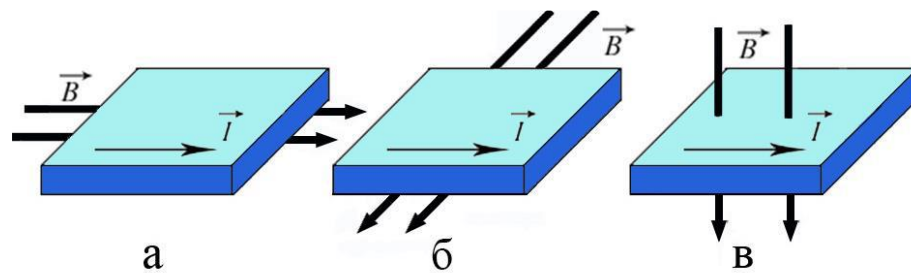


Рисунок 2.4 – Схематичне зображення геометрій вимірювання магнітоопору: поздовжньої (а), поперечної (б) та перпендикулярної

намагніченості магнітного поля -перпендикулярно і площині зразка і напрямку протікання струму). Схематично всі ці геометрії зображені на рисунку 2.4.

Величина магнітоопору розраховувалася за співвідношенням:

$$MO = \left[ \left( \frac{R(B) - R(B_0)}{R(B_0)} \right) \cdot 100\% \right] \quad (2.2)$$

де  $R(B_0)$  – електричний опір у магнітному полі при нулі;  $R(B)$  – поточне значення опору півки в магнітному полі.

Керування процесом вимірювання здійснювалося шляхом використовувалося програмне забезпечення, розробленого в середовищі LabVIEW. На рисунку 2.5 наведено вікно, розробленої програми.

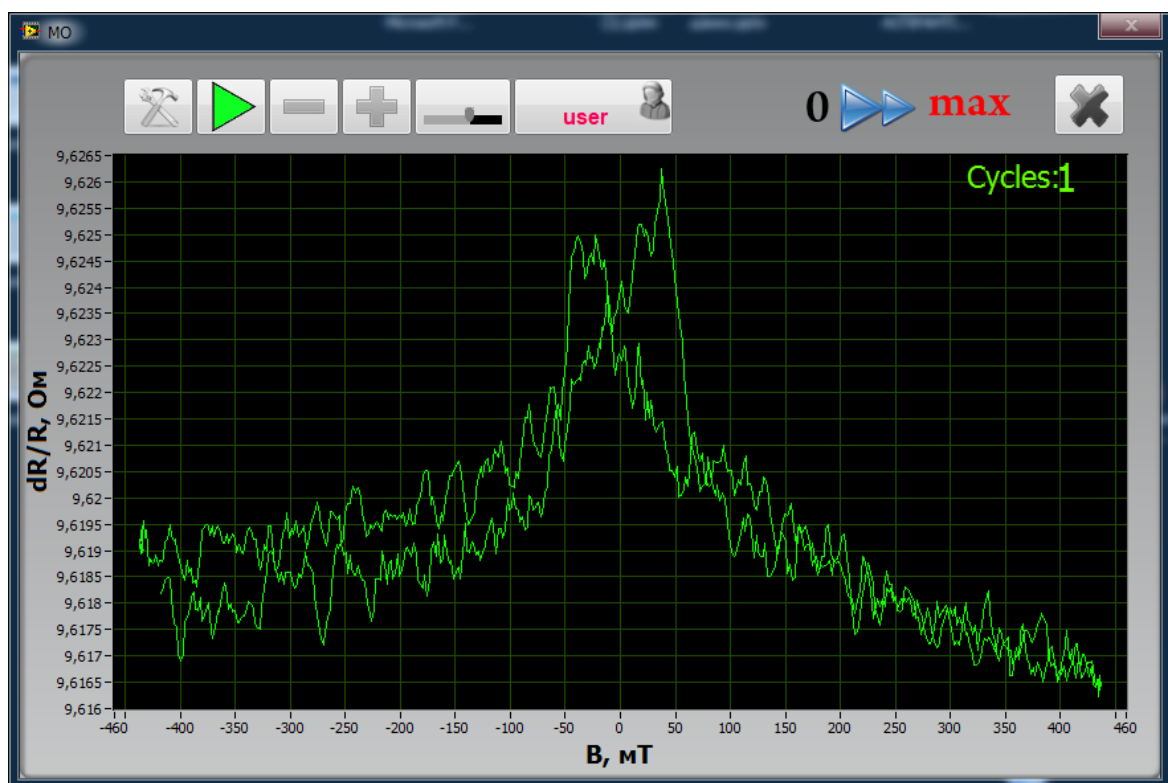


Рис. 2.5. Скриншот головного вікна програми Labview, яка використовувалася для обробки даних вимірювання опору від величини прикладеного магнітного поля

Оскільки при використанні композиційних матеріалів на основі

ферромагнітних матеріалів у зв'язку з використанням їх при формуванні електронних інформаційних систем важливим є їх температурна стабільність, то сформовані зразки проходила термообробку за схемою «нагрівання → витримка при температурі  $T = 500$  або  $700$  К протягом 20 хв → охолодження до кімнатної температури. Температура контролювалася за використання термopари. Після кожного з циклів термообробки проводилося вимірювання польових залежностей опору та розрахунок величин МО.

## РОЗДІЛ 3

### ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ РЕЗУЛЬТАТИ

#### 3.1 Розмірний ефект у магніторезистивних властивостях ферромагнітних композитних матеріалах

У тонко плівкових композитних матеріалах, сформованих на основі ферромагнітного сплаву  $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$  та благородного металу Ag, що виконують функцію провідникової немагнітної матриці, можуть бути реалізовані як явище анізотропного, так і ізотропного магнітоопору. Якщо під впливом зовнішнього магнітного поля електричний опір плівкового зразка зменшується і при цьому виконується нерівність  $(R_B - R_0)/R_0 < 0$ , а польова залежність має ізотропний характер, то в даному випадку проявляються ознаки ГМО. Якщо ж вищевказані умови не виконуються і величина опору зразка зростає, а  $(R_B - R_0)/R_0 > 0$ , то в такому випадку проявляється класичний магніторезистивний ефект.

Величина і характер ефекту, як було показано у роботі [25] відмічалось залежать від концентрації компонент. Максимальне ж значення ізотропного магніторезистивного ефекту було отримано для плівкових систем на основі пермалою та срібла при концентрації немагнітної компоненти  $c(\text{Ag}) = 60$  ат.%, однак при цьому не було показано як впливає товщина зразка на його властивості.

У зв'язку з цим на першому етапі роботи були проведені дослідження впливу розмірного ефекту на величину магніторезистивного ефекту композитних матеріалів сформованих на основі ферромагнітного сплаву  $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$  та благородного металу Ag при  $c(\text{Ag}) = 60$  ат.%. Товщина зразків, як зазначалося у другому розділі змінювалася у межах від 20 до 100 нм.

На рисунку 3.1 представлені польові залежності магнітоопору для плівкових систем на основі пермалою та срібла у свіжосконденсованому стані для трьох геометрій вимірювання (поздовжньої, поперечної та перпендикулярної) при  $c(\text{Ag}) = 60$  ат.% та загальною товщиною 60 та 80 нм.

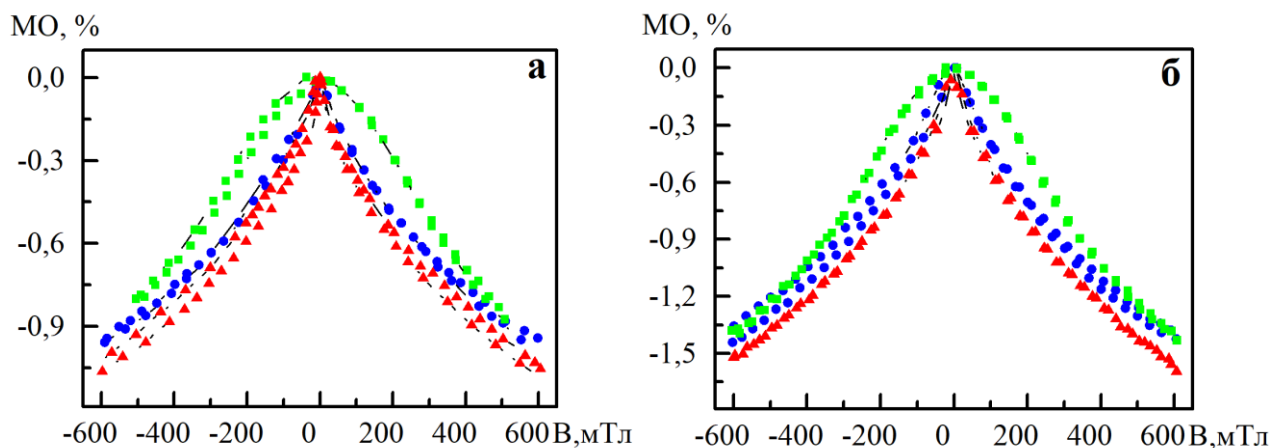


Рис. 3.1. Польові залежності МО для плівкових систем (Ru+Ag)/П, загальною товщиною 60 (а) та 80 нм (б) при концентрації атомів срібла,  $c(\text{Ag}) = 60$  ат.% у свіжесконденсованому стані, у трьох геометріях вимірювання: ●-поздовжня, ▲ - поперечна, ■ – перпендикулярна

Таблиця 3.1 – Величина магнітоопору для свіжесконденсованих композитних матеріалів на основі Ru та Ag при  $c(\text{Ag}) = 60$  ат.% у залежності від загальної товщини системи

Товщина $d$ , нм	300 К		
	Перпендикулярна геометрія	Поперечна геометрія	Поздовжня геометрія
20	0,60	0,60	0,30
40	0,72	0,75	0,60
55	1,30	1,45	1,40
60	0,90	1,10	1,00
80	1,50	1,60	1,50
100	1,80	1,90	1,80

Слід зазначити, що вимірювання всіх досліджуваних зразків проводилося за кімнатної температури. У таблиці 3.1 приведені результати розрахунків величини магнітоопору за співвідношенням (3.2) для трьох геометрій вимірювання. Проаналізуємо отримані результати.

По-перше, слід зазначити, що польові залежності магнітоопору практично співпадають у всіх трьох геометрія вимірювання (поперечній, поздовжній та перпендикулярній) як по формі, так і по величині. Це говорить про той факт, що магніторезистивний ефект має ізотропний характер, що є ознакою прояву ефекту гігантського магнітоопору.

По-друге, на залежностях  $MO(B)$  спостерігається практично лінійне падіння амплітуди магніторезистивного ефекту при зростанні величини прикладеного зовнішнього магнітного поля у всьому діапазоні полів до 600 мТл. Дана поведінка польових залежностей магнітоопору для заданого діапазону полів пов'язана з проявом спін-залежного розсіювання електронів на межах поділу магнітна частика/немагнітна матриця (інтерфейсне розсіювання), а також в об'ємі магнітних зерен (об'ємне розсіювання).

Також необхідно відмітити, що залежності  $MO(B)$  після конденсації характеризуються відсутністю поля насичення.

Аналізуючи результати, зведені у таблиці 3.1, слід зазначити, що при зростанні загальної товщини плівкових зразків, відбувається збільшення величини магнітоопору для всіх геометрій. Це пов'язано зі збільшенням загального об'єму системи, що призводить до збільшення загальної кількості магнітних зерен та меж поділу магнітна частика/немагнітна матриця і, як наслідок, що збільшення ефективності спін-залежного розсіювання електронів.

### **3.2 Вплив температури на магніторезистивні властивості**

На рисунку 3.2 представлені польові залежності магнітоопору для плівкових композитних матеріалів на основі пермалою та срібла у свіжосконденсованому стані для трьох геометрій вимірювання (поздовжньої,

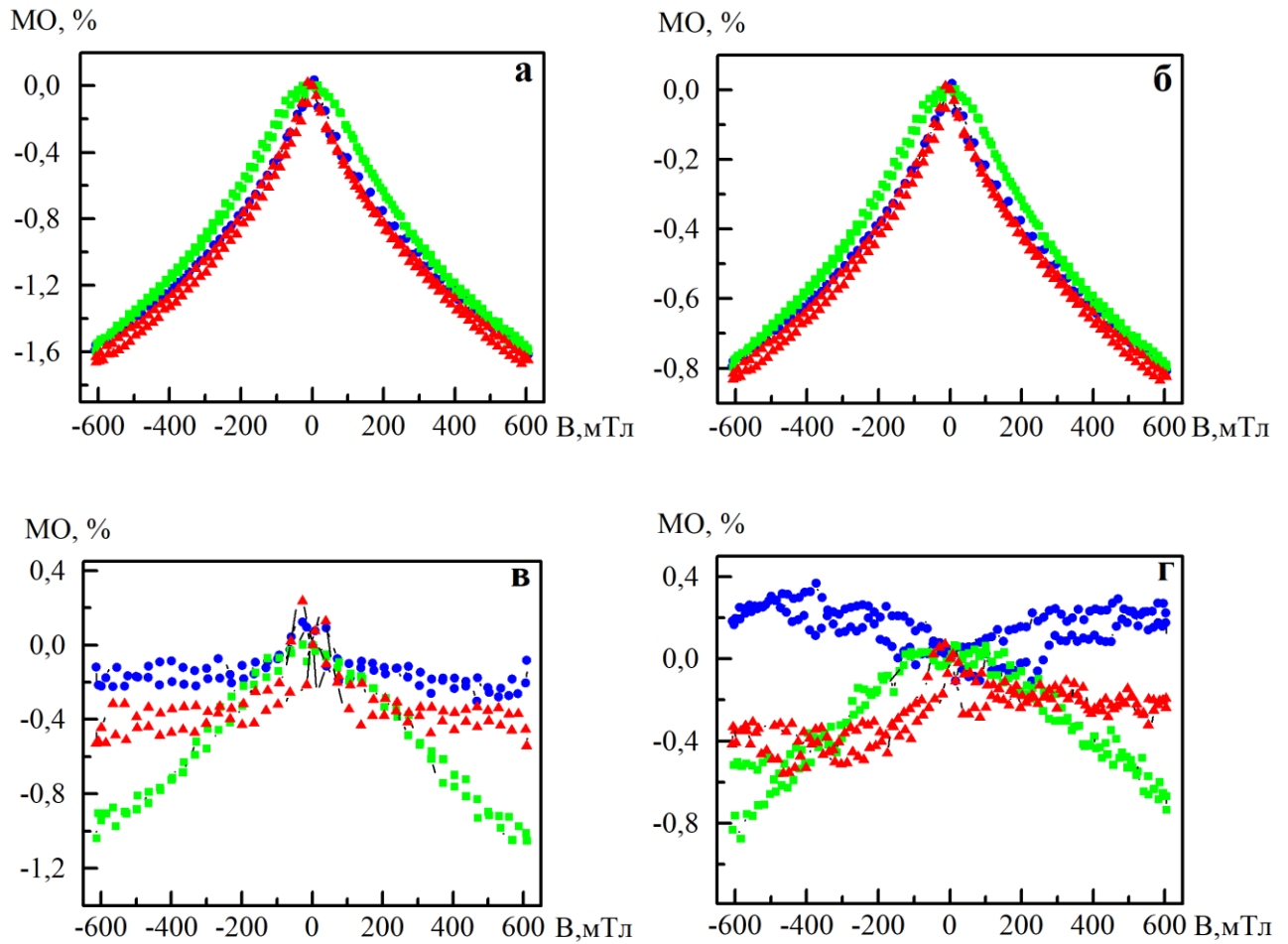


Рис. 3.2. Польові залежності МО для плівкових систем (Ru+Ag)/Pt, загальною товщиною 40 (а, б) та 80 нм (в, г) при концентрації атомів срібла  $c(\text{Ag}) = 60$  ат.% після відпалювання до 500 (а, в) та 700 К (б, г) станах, у трьох геометріях вимірювання: ●-поздовжня, ▲ - поперечна, ■ – перпендикулярна

Таблиця 3.2 – Величина магнітоопору для композитних матеріалів на основі Ру та Аg при  $c(\text{Ag}) = 60$  ат.% після термовідпалювання до 500 і 700 К у залежності від загальної товщини системи

Товщина $d$ , нм	500 К			700 К		
	Перпенд.	Попер.	Позд.	Перпенд.	Попер.	Позд.
20	0,45	0,45	0,40	0,25	0,25	0,10
40	1,60	1,65	1,60	0,80	0,85	0,80
55	1,60	1,80	1,62	1,25	0,85	0,80
60	1,50	1,35	1,20	1,20	0,90	0,90
80	1,05	0,75	0,40	1,00	0,65	0,50
100	1,05	0,85	0,45	1,10	0,70	0,20

поперечної та перпендикулярної) при  $c(\text{Ag}) = 60$  ат.% та загальною товщиною 40 та 80 нм після відпалювання до 500 і 700 К відповідно.

Як видно з рисунка 3.2 термообробка зразків в інтервалі температур 300-500 К по-різному впливає на характер польових залежностей магнітоопору, та на його величину для зразків різної товщини. Для зразка загальною товщиною 40 нм (рис. 3.2, а) процес термовідпалювання призводить до покращення форми польових залежностей та збільшення величини МО більше ніж у два рази (з 0,7 до 1,6). При цьому залежності МО( $B$ ) залишаються ізотропними, величина магніторезистивного ефекту не залежить від геометрії вимірювання. Також залежності не виходять на насичення.

У той же час для зразка загальною товщиною 80 нм після відпалювання до 500 К характерним для відпалених до 700 К зразків (Ру+Аg)/П при  $c_{\text{Ag}} = 60$  ат.% у поздовжній і поперечній геометріях проявляється гістерезисна поведінка польових залежностей МО ( $B_c = 20$  мТл) з виходом на насичення при  $B_s = 200$  мТл, що супроводжується падінням амплітуди магнітоопору у поздовжній (з 1,50 до 0,75%), поперечній (з 1,60 до 0,40%) та перпендикулярній геометріях (з 1,50 до 1,05%) (рис. 3.2, в).



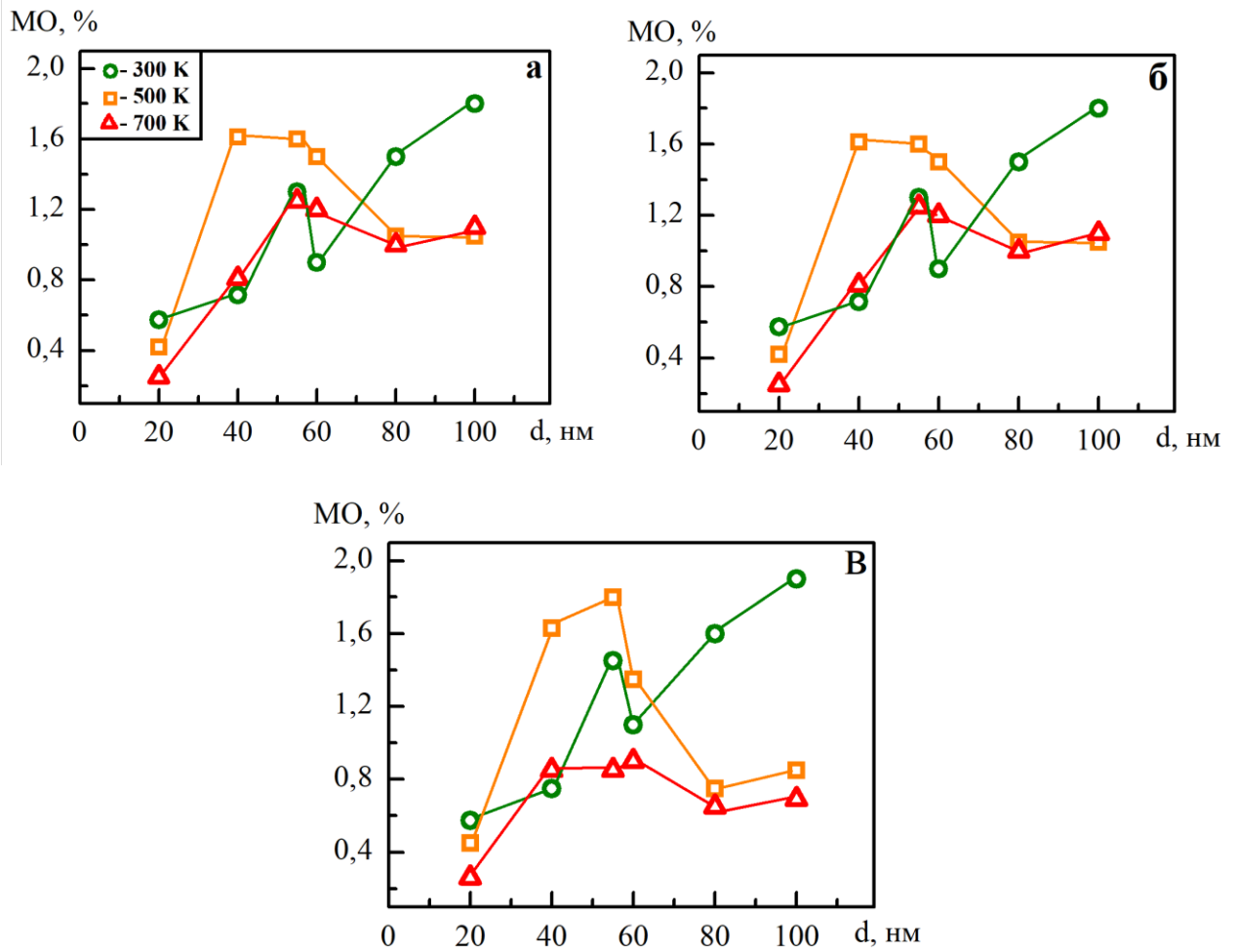


Рис. 3.3. Розмірна залежність величини магнітоопору у залежності від температури термообробки та геометрії вимірювання: перпендикулярна (а), поздовжня (б) та поперечна (в)

Процес температурної обробки призводить до зростання магнітних зерен та їх коалесценції, що веде до змін у їх доменній структурі. Відбувається перехід від однодоменого магнітних частинок до багатодомених та зміна магнітної конфігурації системи в цілому. Як результат, це викликає падіння амплітуди МО [26]. Також зменшення величини магнітоопору після термообробки може бути пов'язано з процесами електронно-фононного розсіювання. Прояв даного механізму розсіювання спричиняє зниження ефективності процесу спін-залежного розсіювання електронів та перешкоджає проходженню електронів від однієї феромагнітної частинки до іншої.

Подібний ефект був описаний у роботі [27] для тонко плівкових зразків, сформованих на основі сплаву  $\text{Ni}_{81}\text{Fe}_{19}$  та Ag шляхом температурної обробки вихідного мультишару  $\text{Ni}_{81}\text{Fe}_{19}(2)/\text{Ag}(4)$ .

Процес температурної обробки до 700 K не змінює форму польових залежностей МО для всіх трьох геометрій (зберігається ізотропний характер магнітоопору) для зразка при  $d = 40$  нм, але знижує його величину у два рази (рис. 3.2 б). У той же час для зразка з товщиною  $d = 80$  нм відбувається ще більший прояв анізотропного магніторезистивного ефекту (рис. 3.2 в). Це проявляється у тому, що у поздовжній геометрії спостерігається зміна знаку магніторезистивного ефекту. Така поведінка залежностей  $\text{MO}(B)$  типова для плівок феромагнітних металів та вказує на наявність великих кластерів феромагнітного металу.

На рисунку 3.3 наведено узагальнюючі розмірну залежність амплітуди магніторезистивного ефекту для досліджуваної системи  $(\text{Py}+\text{Ag})/\text{P}$  при  $c(\text{Ag}) = 60$  ат. % у залежності від температури відпалювання та геометрії вимірювання.

Результати досліджень були опубліковані в матеріалах конференцій науково-технічної конференції «Фізика, електроніка, електротехніка ФЕЕ :: 2020» [28].

## ВИСНОВКИ

1. Пристрої для зчитування і записування інформації, в основі яких лежать технології поздовжнього та перпендикулярного запису, замінюються на технології термомагнітного запису та термомагнітного запису на структурованих носіях даних, що дозволяє збільшити щільність запису інформації 1,4 Мбіт/кв. дюйм.
2. Були сформувані функціональні системи на основі феромагнітного сплаву  $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$  та Ag з метою встановлення особливостей їх польових залежностей магнітоопору у залежності від загальної товщини, вивчення впливу режиму термообробки на величину магнітоопору, та створення у подальшому на їх основі електронних енергонезалежних систем зберігання інформації. Для формування систем була обрана методика одночасної конденсації компонент з двох незалежних джерел у камері вакуумної установки ВУП-5М.
3. Аналіз отриманих експериментальних результатів досліджень магніторезистивних властивостей зразків після конденсації показав, що польові залежності магнітоопору мають ізотропний характер як у площині зразка, так і при переході до перпендикулярної орієнтації магнітного поля. При цьому відбувається зростання величини МО з 0,6 до 1,9% при збільшенні товщини з 20 до 100 нм.
4. Для зразків з товщиною до 60 нм зберігається ізотропний МО для зразків при відпалюванні до 500 і 700 К, при цьому його величина знижується лише після термообробки до 700 К. Для зразків з товщиною більшою за 60 нм вже після термовідпалювання до 500 К на залежностях  $\text{MO}(B)$  починає проявлятися анізотропний магніторезистивний ефект як у площині, так і при переході до перпендикулярної геометрії та падіння амплітуди МО.

**СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ**

1. S.A. Wolf, D.D. Awschalom, R.A. Buhrman. Spintronics: a spin-based electronics vision for the future // *Science*. – 2001. – V. 294, № 5546. – P. 1488–1495.
2. I. Zutic, J. Fabian, S. Das Sarma. Spintronics: fundamentals and applications // *Reviews of modern physics*. – 2004. – V. 76, № 2. – P. 323–410.
3. P. Grunberg. Layered magnetic structures in research and application // *Acta Materialia*. – 2000. – V. 48, № 1. – P. 239 – 551.
4. A.M. Blixt, G.Andersson, V. Stanciu. Magnetic phase diagram of Fe<sub>0.82</sub>Ni<sub>0.18</sub>/V(001) superlattices // *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. – 2004. – V. 280, № 2-3. – P. 346–357.
5. Yaobiao Xia, Timothy Yoo, Yu Xiang. Uniaxial magnetic anisotropy in three-bilayer Co/Cu and Co/Al superlattices // *Thin Solid Films*. – 2019. B. – V. 681, № 1. – P. 32 – 40.
6. F. Radu, J. Sánchez-Barriga. Ferrimagnetic Heterostructures for Applications in Magnetic Recording // *Novel Magnetic Nanostructures*. – 2018. – V. 9, № 6. – P. 267–331.
7. L. Berger. Gilbert damping and anisotropic magnetoresistance in iron-based alloys // *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. – 2016. – V. 410, № 15. – P. 150–155.
8. D. Weller, M.F. Doerner, Extremely high-density longitudinal magnetic recording media // *Annu. Rev. Mater.* – 2000. – V. 30. – P. 611 – 644.
9. H. Wang, T. Katayama, K.S. Chan. Optimal write head design for perpendicular magnetic recording // *IEEE Trans. Magn.* – 2015. – V. 51, № 11. – P. 1 – 4.
10. M.H. Kryder, E.C. Gage, T.W. McDaniel. Heat assisted magnetic recording // *Proc. IEEE Xplore*. – 2008. – V. 96, № 11. – P. 1810–1835.
11. J.U. Thiele, K.R. Coffey, M.F. Toney. Temperature dependent magnetic properties of highly chemically ordered Fe<sub>55</sub>xNi<sub>x</sub>Pt<sub>45</sub>L<sub>10</sub> films // *J. Appl. Phys.* – 2002. – V. 91, № 10. – P. 6595 – 6600.

12. H. Awano, N. Ohta. Magneto-optical recording technology toward 100 Gd/In<sub>2</sub> // IEEE J. Sel. Top. Quantum Electron. – 1998. – V. 4, № 5. – P. 815–820.
13. S. Tsunashima. Magneto-optical recording // J. Phys. D. Appl. Phys. – 2001. – V. 34, № 17. – P. 87.
14. J.G. Zhu, X. Zhu, Y. Tang. Thermally assisted magnetic recording, Fujitsu // Sci. Tech. J. – 2006. – V. 42, № 1. – P. 158 – 167.
15. A.Q. Wu, Y. Kubota, T. Klemmer. HAMR areal density demonstration of 1+ Tbps on spinstand // IEEE Trans. Magn. – 2006. – V. 49, № 2. – P. 779 – 782.
16. G. Ju, Y. Peng, Y. Ding. High density heat-assisted magnetic recording media and advanced characterization—progress and challenges // IEEE Xplore. – 2015. – V. 51, № 11. – P. 1 – 9.
17. J.G. Zhu, X. Zhu, Y. Tang. Microwave assisted magnetic recording // IEEE Trans. Magn. – 2008. – V. 44, № 1. – P. 125 – 131.
18. Y. Wang, Y. Tang, J.G. Zhu. Media damping constant and performance characteristics in microwave assisted magnetic recording with circular AC field // J. Appl. Phys. – 2009. – V. 105, № 7.
19. Y. Nozaki, K. Tateishi, S. Taharazako. Microwave-assisted magnetization reversal in 0.36- $\mu$ m-wide Permalloy wires // Appl. Phys. Lett. – 2007. – V. 91, № 12. – P. 122505.
20. Y. Nozaki, N. Narita, T. Tanaka. Microwave-assisted magnetization reversal in a Co/Pd multilayer with perpendicular magnetic anisotropy // Appl. Phys. Lett. – 2009. – V. 95, № 8. – P. 082505.
21. T.W. McDaniel. Areal density limitation in bit-patterned, heat-assisted magnetic recording using FePtX media // J. Appl. Phys. – 2012. – V. 112, № 9. – P. 093920.
22. B.C. Stipe, T.C. Strand, C.C. Poon. Magnetic recording at 1.5 Pb m<sup>2</sup> using an integrated plasmonic antenna // Nat. Photonics. – 2010 – V. 4, № 1. – P. 484 – 488.
23. V. Sundar, X. Yang, Y. Liu. Fabrication of bit patterned media using templated two-phase growth // APL Mater. – 2017. – V. 5, № 2. – P. 026106.

24. В.Б. Лобода, С.М. Пирогова, С.І. Проценко та ін. Структура та електрофізичні властивості тонких плівок сплаву Ni-Cu в температурному інтервалі 300-700К. – 2001. – Т. 3, №24. – С. 74 – 75.
25. I.M. Pazukha, D.O. Shuliarenko, O.V. Pylypenko, L.V. Odnodvoretz, Concentration and heat treatment effects on magnetoresistive properties of Ag-added Ni<sub>80</sub>Fe<sub>20</sub> film systems // J. Magn. Magn. Mater. – 2019. – V. 485. – P. 89-94.
26. Hütten A. Lorentz microscopy of giant magnetoresistive Au-Co alloys / A. Hütten, J. Bernardi, C. Nelson, G. Thomas // Phys. stat. sol. A. – 1995. – V. 150. – P.171-184.
27. Stavroyiannis. S. Annealing time dependence of structural and magnetotransport properties of Ni<sub>81</sub>Fe<sub>19</sub>(2 nm)/Ag(4 nm) multilayers // Materials Science and Engineering. – 2002. – V. 90, № 2. – P. 180 – 184.
28. Д.О. Шуляренко, О.В. Пилипенко, М.С. Овруцький, Розмірні та температурні ефекти в магніторезистивних властивостях плівкових елементів електроніки на основі пермалою та срібла // Матеріали науково-технічної конференції «Фізика, електроніка, електротехніка ФЕМ :: 2020». – Суми: Сумський державний університет, Суми, 2020. – С. 108.