

**МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
СУМСЬКИЙ ДЕРЖАВНИЙ УНІВЕРСИТЕТ**



На правах рукопису

Воробійов Сергій Ігорович

УДК 538.975: [537.621.2+537.622+681.586.7]

**ВПЛИВ ПРОЦЕСІВ ФАЗОУТВОРЕННЯ НА МАГНІТНІ І
МАГНІТОРЕЗИСТИВНІ ВЛАСТИВОСТІ ПРИЛАДОВИХ
СТРУКТУР НА ОСНОВІ Fe (Co) ТА Gd**

01.04.01 – фізика приладів, елементів і систем

ДИСЕРТАЦІЯ

на здобуття наукового ступеня

кандидата фізико-математичних наук

Науковий керівник

Чорноус Анатолій Миколайович,

доктор фізико-математичних наук,

професор

Суми – 2015

ЗМІСТ

ВСТУП	5
РОЗДІЛ 1 ФІЗИЧНІ ПРОЦЕСИ У ФУНКЦІОНАЛЬНИХ ЕЛЕМЕНТАХ НА ОСНОВІ ПЛІВКОВИХ СИСТЕМ ІЗ РІДКОЗЕМЕЛЬНИХ ТА ФЕРОМАГНІТНИХ МЕТАЛІВ (ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД)	11
1.1 Фазовий склад плівок рідкоземельних металів та плівкових систем на основі R/T металів	11
1.1.1 Фазовий склад плівок Gd	12
1.1.2 Фазовий склад плівкових систем на основі R/T металів	18
1.2 Магнітні і магніторезистивні властивості плівкових систем на основі R / T металів	23
1.2.1 Магнітні властивості плівкових систем на основі R / T металів	23
1.2.2 Магніторезистивні властивості.....	35
1.3 Застосування плівкових систем на основі рідкоземельних та феромагнітних металів	40
Висновки до Розділу 1.....	43
РОЗДІЛ 2 МЕТОДИКА І ТЕХНІКА ЕКСПЕРИМЕНТУ	45
2.1 Прилади і методи отримання та термообробки плівкових зразків на основі Co і Fe та Gd	46
2.2 Методика дослідження фазового складу і кристалічної структури	52
2.3 Методика дослідження магнітних і магніторезистивних властивостей	55
2.3.1 Методика досліджень магнітних властивостей	55
2.3.2 Методика дослідження магніторезистивних властивостей	62
Висновки до Розділу 2.....	65
РОЗДІЛ 3 ПРОЦЕСИ ФАЗОУТВОРЕННЯ В ОДНОШАРОВИХ ПЛІВКАХ ТА СИСТЕМАХ НА ОСНОВІ Fe (Co) ТА Gd	66
3.1 Одношарові плівки Fe, Co та Gd	66
3.1.1 Фазовий склад плівок феромагнітних металів	66

	3
3.1.2 Фазовий склад одношарових плівок Gd	76
3.2 Фазовий склад тришарових плівок на основі Fe (Co) та Gd	80
3.3 Особливості процесів фазоутворення в плівкових системах на основі Co та Gd	91
Висновки до Розділу 3.....	97
РОЗДІЛ 4 МАГНІТНІ ВЛАСТИВОСТІ ПРИЛАДОВИХ СТРУКТУР НА ОСНОВІ Fe (Co) ТА Gd.....	98
4.1 Магнітні властивості одношарових плівок Fe і Co	98
4.2 Магнітні властивості тришарових плівок на основі Fe, Co та Gd	103
4.3 Магнітні властивості мультишарів на основі Co та Gd.....	108
4.4 Анізотропія магнітних властивостей тришарових плівок на основі Fe, Co і Gd та мультишарів Co/ Gd	116
Висновки до Розділу 4.....	135
РОЗДІЛ 5 МАГНІТОРЕЗИСТИВНІ ВЛАСТИВОСТІ ФУНКЦІОНАЛЬНИХ МАТЕРІАЛІВ НА ОСНОВІ Fe (Co) ТА Gd.....	137
5.1 Магніторезистивні властивості одношарових плівок Fe і Co	137
5.2 Магніторезистивні властивості тришарових плівок у свіжосконденсованому стані	141
5.3 Вплив термообробки на магніторезистивні властивості тришарових плівок	149
5.4 Магніторезистивні властивості мультишарів на основі Co та Gd	160
5.5 Обговорення результатів.....	167
Висновки до Розділу 5.....	178
ВИСНОВКИ.....	180
ПРИМІТКИ.....	183
СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ.....	184

ПЕРЕЛІК УМОВНИХ СКОРОЧЕНЬ

- R – рідкоземельний метал;
T – перехідний метал;
АМО – анізотропний магнітоопір;
ПЕМ – просвічуюча електронна мікроскопія;
ГЦК – гранецентрована кубічна решітка;
ГЦП – гексагональна щільно-пакована решітка;
ОЦК – кубічна об'ємноцентрована решітка;
МО – магнітоопір;
ГМО – гігантський магнітоопір;
ТТП – теоретична модель Тельє, Тоссе і Пішар;
СДВП – середня довжина вільного пробігу;
КП – коефіцієнт прямокутності петлі гістерезису;
 a, c – параметри кристалічної решітки;
 L – середній розмір зерен;
 p – коефіцієнт дзеркальності поверхні плівки;
МЗ – межа зерна;
 B_c – коерцитивна сила;
 B_s – поле насичення;
 T_C – температура Кюрі;
 $T_{комп}$ – температура компенсації;
 M_r – залишкова намагніченість;
 M_s – намагніченість насичення;
 T_e – температура відпалювання;
 T_o – температура окислення;
 T_n – температура підкладки;
 S_B – чутливість плівкової системи до магнітного поля.

ВСТУП

Актуальність теми. У теперішній час розвиток електроніки і сенсорного приладобудування характеризується розробкою нових багатофункціональних матеріалів у вигляді багат шарових плівок, мультишарів і сплавів із високими показниками їх магнітних властивостей та стабільністю робочих параметрів.

Плівкові системи на основі феромагнітних (Т) і рідкоземельних (R) металів із різною товщиною шарів становлять інтерес із точки зору їх можливого практичного використання при створенні носіїв інформації із високою щільністю магнітного запису, елементів спінової електроніки та магнітооптичних систем. Аморфні плівкові сплави і багат шарові плівки на основі R- і T-металів, що характеризуються 3d-4f електронною обмінною взаємодією, мають ряд унікальних властивостей і вважаються новим класом магнітовпорядкованих речовин. Це пов'язано з особливостями взаємного антиферомагнітного впорядкування у R / T-системах. Воно може реалізуватися при стабілізації аморфного (квазіаморфного) стану у шарах із R-металів, а при дотриманні певних умов формування і параметрів плівкових зразків можна синтезувати матеріали із необхідними наперед заданими електрофізичними і магнітними властивостями.

Створення функціональних елементів у вигляді мультишарів і багат шарових плівок, зокрема на основі R / T-металів, супроводжується рядом невирішених проблем, пов'язаних із відсутністю однозначної інформації щодо особливостей дифузійних процесів, фазоутворення і структурних перетворень в умовах дії різних фізичних полів, що призводять до зміни властивостей усієї системи в цілому. Вирішення цих проблем важливе із точки зору подальшого практичного використання таких систем, як функціональних елементів для сучасних мікроелектронних приладів і сенсорів.

Таким чином, встановлення взаємозв'язку між структурно-фазовим станом, магнітними і магніторезистивними властивостями плівкових систем на основі R / T-металів є актуальним завданням, що й визначило мету цієї роботи.

Зв'язок роботи із науковими програмами, планами, темами.

Дисертаційна робота виконана на кафедрі прикладної фізики Сумського державного університету у рамках держбюджетних тематик: «Фазовий склад, електро- і магніторезистивні властивості плівкових матеріалів із спін-залежним розсіюванням електронів», № 0109U001387 (2009 – 2011 рр.); «Вплив структурно-фазового стану на магнітні, магніторезистивні та електорофізичні властивості плівкових систем на основі Fe (Co)/Gd та Fe (Ni,Co)/Ag (Cu)», № 0112U004688 (2012 – 2014 рр.); «Фізичні засади плазмових технологій для комплексної обробки багатокомпонентних матеріалів та покриттів», № 0113U000137с (2013 – 2015 рр.); державної програми МОН України «Навчання студентів і аспірантів та стажування наукових і науково-педагогічних працівників у провідних вищих навчальних закладах та наукових установах за кордоном» згідно з договором між Сумським державним університетом і Університетом Лотарингії (м. Нансі, Франція) у рамках індивідуального плану у 2011 – 2012 і 2013 роках. Дисертант брав участь у дослідженнях із зазначених НДР як виконавець та під час підготовки звітів.

Мета і задачі досліджень. Мета дисертаційної роботи полягала у встановленні загальних закономірностей у магнітних і магніторезистивних властивостях приладових структур на основі плівкових нанорозмірних систем із перехідних феромагнітних (Fe, Co) і рідкоземельного (Gd) металів та з'ясування впливу на них процесів фазоутворення й орієнтації зразків у зовнішньому магнітному полі.

Відповідно до поставленої мети роботи необхідно було вирішити такі задачі:

- установити вплив умов осадження, термообробки і товщини шарів на структурно-фазовий стан одношарових плівок Fe, Co і Gd та плівкових систем на основі Fe (Co) і Gd;
- дослідити магнітні й магніторезистивні властивості одношарових плівок і систем до і після термообробки;
- вивчити вплив кількості повторювань, товщини фрагментів мультишарів і окремих шарів плівкових систем та умов термообробки на магнітні й магніторезистивні властивості;

- установити взаємозв'язок між особливостями структурно-фазового стану приладових структур у вигляді тришарових плівок і мультишарів та їх магнітними і магніторезистивними властивостями;
- вивчити електрофізичні властивості одношарових плівок Т-металів із покриттям із Gd для встановлення їх впливу на параметри поверхневого і зерномежового розсіювання електронів;
- дослідити вплив орієнтації зразків у зовнішньому магнітному полі на величину магнітоопору, коерцитивної сили та намагніченості плівкових систем;
- провести розрахунок величини чутливості до магнітного поля і прямокутності петель гістерезису плівкових систем;
- обговорити результати під кутом зору можливого практичного використання плівкових систем для створення функціональних елементів спінтроніки та сенсорики.

Об'єкт дослідження – процеси фазоутворення та магнітні й магніторезистивні властивості функціональних матеріалів приладових структур у вигляді плівкових систем.

Предмет дослідження – вплив фазового складу на магніторезистивні властивості (магнітоопір (МО), чутливість до магнітного поля (S_B)) та магнітні характеристики (коерцитивну силу (B_c), залишкову намагніченість (M_r), намагніченість насичення (M_s) і коефіцієнт прямокутності петлі гістерезису (КП)) тришарових плівок та мультишарів на основі Fe (Co) і Gd.

Методи дослідження – вакуумна пошарова конденсація металів електронно-променевим та магнетронним методами, просвічуюча електронна мікроскопія та електроннографія, рентгенівська дифракція та рефлектометрія, атомно- і магнітосилова мікроскопія, методи резистометрії під час відпалювання зразків у вакуумі та вимірювання магніторезистивних властивостей при паралельній, перпендикулярній і поперечній геометріях, вібраційна і надпровідна квантова (SQUID) магнітометрія.

Наукова новизна одержаних результатів. Проведені у роботі комплексні експериментальні дослідження фізичних процесів у приладових структурах на

основі Fe (Co) і Gd дозволили отримати такі нові результати:

1. Знайшло подальшого розвитку вивчення процесів фазоутворення у плівкових приладових структурах на основі Fe (Co) і Gd. Показано, що у шарах із Gd залежно від товщини та умов термообробки ($T_g = 700 - 900$ K) утворюються такі фази: квазіаморфний-Gd, ГЦП-Gd, ГЦП-Gd + ГЦК-GdH₂, ГЦП-Gd + ГЦК-GdH₂ + ОЦК-Gd₂O₃.

2. Уперше встановлено вплив ефективної товщини (до 10 нм) прошарку із квазіаморфного Gd на залежність магнітоопору і коерцитивної сили тришарових плівок Fe/Gd/Fe і Co/Gd/Co та показано, що ці розмірні залежності мають осцилюючий характер.

3. Уперше встановлено взаємозв'язок магнітних та магніторезистивних властивостей матеріалів функціональних елементів на основі Fe (Co) і Gd із їх структурно-фазовим складом залежно від товщини окремих шарів і фрагментів та кількості повторювань. При цьому показано:

- при переході прошарку Gd із квазіаморфного стану у кристалічний зникає осциляційний характер розмірних залежностей МО і коерцитивної сили;
- наявність прошарку із кристалічного Gd приводить до пошарового перемагнічування та збільшення коерцитивності тришарових плівок;
- при збільшенні кількості фрагментів мультишарів [Co/Gd] від 2 до 8 величини коерцитивної сили та залишкової намагніченості й намагніченості насичення зростають за рахунок розмиття інтерфейсів та збільшення концентрації феромагнітної компоненти відповідно;
- у процесі відпалювання ($T_g = 700 - 800$ K) на інтерфейсах утворюється аморфний твердий розчин (Co, Gd) із ферімагнітним упорядкуванням, що приводить до зникнення антиферомагнітної взаємодії між шарами та зростання коерцитивності систем.

4. Уперше показано, що мультишари на основі Co і Gd характеризуються високими показниками коефіцієнтів прямокутності петель гістерезису і чутливості до магнітного поля та є стабільними в широкому діапазоні

температур (300 – 800 K), що дозволяє розглядати їх як перспективні матеріали при виготовленні функціональних елементів для сучасного приладобудування.

5. Уперше досліджено вплив орієнтації мультишарів на основі Co та Gd у зовнішньому магнітному полі у площині плівки після термообробки ($T_e = 700$ K). Установлено, що у плівках зберігається одновісна магнітна анізотропія, що свідчить про високу термічну стабільність властивостей і дозволяє розглядати такі системи як матеріал для чутливих елементів датчиків положення.

Практичне значення одержаних результатів. Результати комплексних експериментальних досліджень, отриманих у роботі, поглиблюють розуміння фундаментальних питань щодо взаємозв'язку структурно-фазового стану, магнітних і магніторезистивних властивостей плівкових систем після термообробки на стабільність робочих характеристик матеріалів для чутливих елементів датчиків магнітного поля та середовища для термомагнітного запису інформації. Вони можуть бути використані під час формування функціональних елементів із наперед заданими робочими характеристиками, які будуть відрізнятися високими показниками коефіцієнтів прямокутності петель гістерезису і чутливості до магнітного поля та є стабільними в широкому діапазоні робочих температур.

Дослідження впливу орієнтації зразків у зовнішньому магнітному полі на магнітні та магніторезистивні характеристики плівкових систем дозволило визначити області детектування кутів положення і повороту відносно магнітного поля чутливими елементами на їх основі. Залежності чутливості до магнітного поля тришарових плівок і мультишарів як функціональних елементів датчиків у різних геометріях вимірювання дають можливість установити швидкість реагування датчика на зміну сигналу, що надходить і точність вимірювання при детектуванні слабких магнітних полів.

Особистий внесок здобувача полягає у самостійному пошуку й аналізі літературних джерел, проведенні експериментальних досліджень. Автор особисто отримував плівкові зразки, проводив дослідження їх структурно-фазового стану, магнітних і магніторезистивних властивостей, обробку та

інтерпретацію цих результатів.

Постановку задач досліджень та узагальнення експериментальних результатів проведено спільно з науковим керівником д.ф.-м.н., проф. Черноусом А. М.. В обговоренні результатів роботи брали участь д.ф.-м.н., проф. Проценко І. Ю. (щодо структурно-фазового стану) і співробітники Університету Лотарингії (м. Нансі, Франція) д.-ф. Т. Хауєт і проф. М. Хехн (щодо магнітних властивостей).

Особисто автором підготовлені тексти статей [142, 159], тези доповідей [124 – 125, 137, 139, 143, 157, 160] та окремі розділи статей [110 – 111, 127 – 128, 156]. Основні наукові результати доповідалися особисто автором на наукових семінарах та конференціях.

Апробація результатів дисертації. Основні наукові й практичні результати роботи оприлюднені та обговорені на таких конференціях: Conference of Electronic Engineering and Technology in the 12 th International Youth Forum «Electronics and Youth in the XXI century» (м. Харків, 2011 р.); International conference of students and young researchers in theoretical and experimental physics «HEUREKA» (м. Львів, 2012 – 2014 pp.); 3 th International Conference «Nanomaterials: Applications and Properties – 2013» (м. Алушта, 2013р.); «International Conference of the Physics and Technology of Thin Films and Nanosystems, ICPTTFN-XIV» (м. Івано-Франківськ, 2013 р.); Міжнародній практичній конференції «Nanotechnology and Nanomaterials» (Львів – Буковель, 2013 р.); науково-технічних конференціях «Фізика, електроніка, електротехніка» (м. Суми, 2010 – 2014 pp.).

Публікації. Результати дисертації відображені у 15 публікаціях: 6 статтях у періодичних наукових журналах, зокрема 5 у журналах, які входять до переліку фахових видань і 4 у виданнях, що індексуються БД Scopus, та 1 статті і 8 тезах у матеріалах міжнародних і всеукраїнських конференцій.

Структура і зміст роботи. Дисертація складається зі вступу, п'яти розділів, висновків та списку використаних джерел. Вона викладена на 200 сторінках, із них 117 сторінок основного тексту, 103 рисунки і 17 таблиць, у тому числі 88 рисунків і 16 таблиць на 61 окремому аркуші. Список використаних джерел складається із 190 найменувань на 17 сторінках.

РОЗДІЛ 1

ФІЗИЧНІ ПРОЦЕСИ У ФУНКЦІОНАЛЬНИХ ЕЛЕМЕНТАХ НА ОСНОВІ ПЛІВКОВИХ СИСТЕМ ІЗ РІДКОЗЕМЕЛЬНИХ ТА ФЕРОМАГНІТНИХ МЕТАЛІВ

1.1 Фазовий склад плівок рідкоземельних металів та плівкових систем на основі рідкоземельних і феромагнітних металів

На фізичні властивості плівкових зразків впливають як товщини окремих шарів, так і умови отримання, які у свою чергу визначають фазовий склад. Змінюючи умови осадження плівок можливо отримати зразки із наперед заданими властивостями, але в той же час виникає проблема, яка полягає у складності їх відтворення. У зв'язку з цим до технології отримання багатошарових структур приділяється особлива увага [7, 8].

Основну роль при формуванні фізичних властивостей багатошарових плівок відіграє їх структурно-фазовий стан, якість інтерфейсів досконалість яких істотним чином впливає на магнітні і магніторезистивні властивості [7].

Структурний стан характеризується наявністю певного порядку (або його відсутністю) у розташуванні атомів на відстанях, порівняних з атомним розміром, атомна структура, а також розмірами, формою і розташуванням утворень більшого масштабу (мікроструктура). При відносно великій товщині плівкових шарів ($d > 10$ нм) їх структурний стан, перш за все, залежить від способу і умов отримання [7]. Однак у відносно тонких плівках суттєвим структуроутворюючим фактором виступає товщина, що призводить до прояву дії фазових розмірних ефектів. У цілому ряді робіт, присвячених дослідженню R/T плівок [9 – 15] при зменшенні товщини шарів зафіксована аморфізація рідкоземельних і 3d-металів. Хоча слід відмітити, що структурно-фазовий стан плівок рідкоземельних металів більш чутливий до зміни товщини, режиму отримання (метод отримання, температура підкладки тощо) та подальшої

термообробки. Більш детально розглянемо вплив цих факторів на фазовий склад плівок та малих частинок Gd.

1.1.1 Фазовий склад плівок Gd

Розглянемо вплив ефективної товщини плівки Gd на структурно-фазовий стан. У роботі [16] представлено результати структурного аналізу багатошарових плівок Gd різної товщини, які були нанесені на кремнієві підкладки методом високочастотного іонного розпилення. На рисунку 1.1 представлені електроннограми від зразків Gd(n) / Si(1 нм) та відповідні їм мікроструктури. Відсутність чітко виражених ліній на електроннограмі (рис. 1.1 а) свідчить про аморфоподібність тонких шарів Gd. На електроннограмах фіксується два гало, що говорить про існування двох систематичних міжатомних відстаней. Їх оцінка [16] з використанням середнього діаметра гало дає значення 0,28 і 0,18 нм. Некратність цих величин на думку авторів роботи вказує на те, що наявність другого гало не пов'язано з другим порядком дифракції. Імовірно це може вказувати на початок кристалізації Gd.

Структурний стан зразків більшої товщини (рис. 1.1 б) характеризується [16] як аморфно-кристалічний (на електроннограмі видно нечіткі лінії і гало). Для мікроструктури ситуація аналогічна, спостерігаються аморфні «брижі» і кристаліти, середній розмір яких не перевищує 5 нм. Аналіз дифракційних ліній вказує на їх належність до кристалічного α -Gd. Плівки Gd товщиною 40 нм (рис. 1.1 в) також знаходяться в аморфно-кристалічному стані, але концентрація кристалічної фази вища. Середній розмір кристалітів складає 10 нм.

Таким чином, можна відмітити, що плівки Gd досліджені в [16] характеризуються сильною фазовою неоднорідністю, оскільки місцями зустрічається переважання або кристалічної, або аморфної фази. Слід відмітити, що подібний результат щодо наявності аморфної фази у плівках Gd, отриманих електронно-променевим методом осадження, спостерігався і у роботах [17, 18].

Тонкі плівки Gd проявляють високу хімічну активність [19] у вільному стані в них можуть утворюватись гідриди (GdH_2 , GdH_3) (див., наприклад, [18, 20]) та оксиди Gd_2O_3 трьох модифікацій: кубічної, моноклінної та гексагональної, причому останні дві високотемпературні [21]. Оксиди і гідриди можуть утворитися у процесі осадження при подальших дослідженнях або можуть бути штучно сформовані при внесенні у робочий об'єм вакуумної камери кисню [22 – 23] або водню [20] під час конденсації. Як і у випадку плівок Gd, на їх структурно-фазовий стан будуть впливати умови їх отримання та товщина (див., наприклад, [22 – 24]). Відмітимо, що у більшості цитованих у цьому розділі робіт, для отримання плівок на основі перехідних і рідкоземельних металів, використовувались методи іонного та магнетронного осадження на підкладки з моно- і полікристалічного кремнію та скла, які знаходились при кімнатній температурі.

У роботі [25] проаналізовано структурно-фазовий стан наночастинок Gd, які отримані іонно-плазмовим методом. Для інтерпретації результатів авторами [25] було проведено вивчення фазового стану методом рентгенівської дифракції масивного Gd чистотою 99,99 % (рис. 1.2), такі дослідження показали, що крупнозернистий полікристалічний Gd має ГЦП решітку.

На рисунку 1.3 наведено електроннограму від наночастинок гадолінію та відповідні їм мікроструктури. Наночастинки Gd мають майже шестикутну форму і їх розмір коливається від 10 до 60 нм. На відміну від масивних зразків фазовий склад наночастинок відповідає Γ ЦК- GdH_2 + Γ ЦП- GdH_3 [25]. На електроннограмі фіксується 5 дифракційних кілець, які відповідають відбиттям від кристалографічних площин, які належать фазі Γ ЦК- GdH_2 : (111), (002), (113), (024) та (300) – Γ ЦП- GdH_3 .

На думку авторів утворенню гідриду сприяє відносно мала товщина зразків при великій площі поверхні та висока хімічна активність при реакції атомів гадолінію з атомами водню у діапазоні температур 400 – 800 К. Було встановлено, що більш термодинамічно вигідно формування фази GdH_2 , у той час як формування фази GdH_3 у даному експерименті пояснюється особливістю

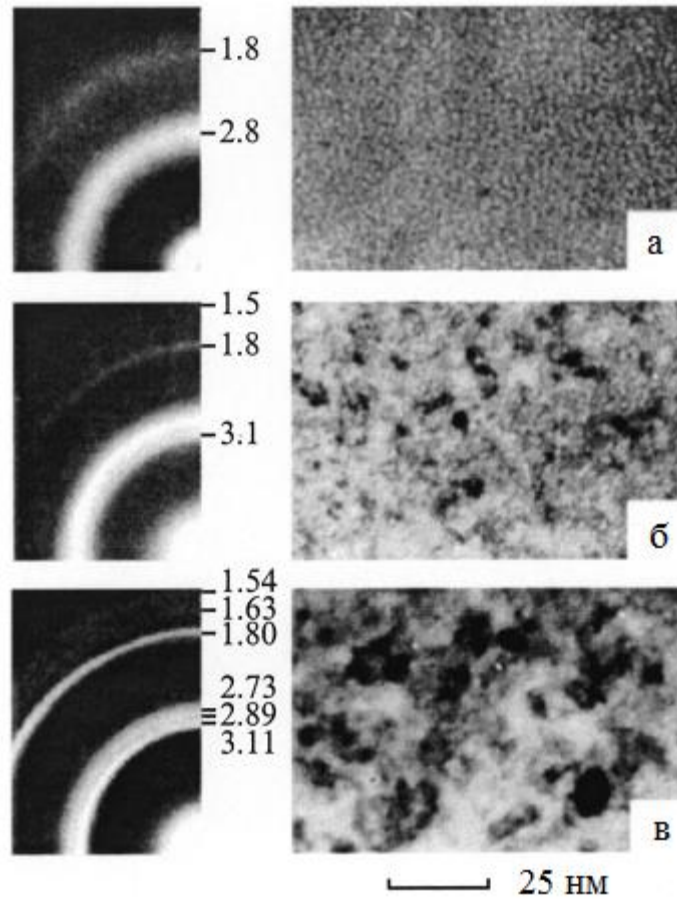


Рис. 1.1. Електронограми від плівок $Gd(n)/Si(1\text{ nm})$ та відповідні їм мікроструктури з різною товщиною рідкоземельних шарів: а – 7,5 нм, б – 15 нм, в – 40 нм Цифрами вказані значення міжплощинних відстаней d (у Å), які відповідають виділеним дифракційним лініям [16]

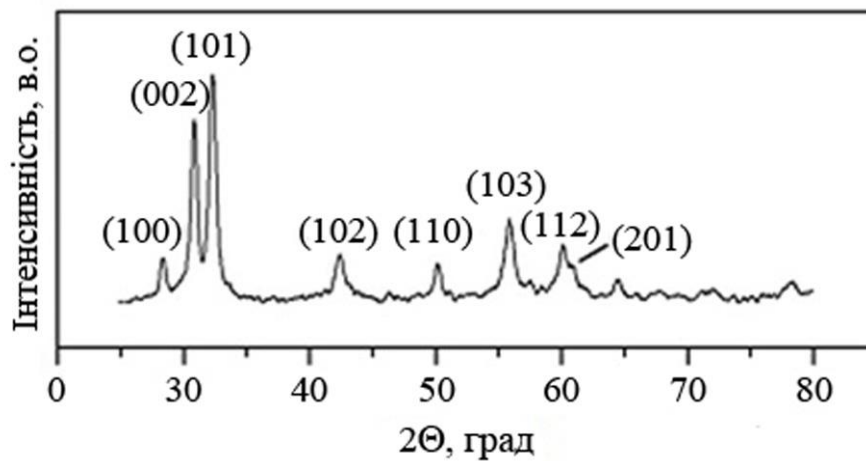
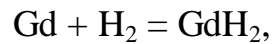
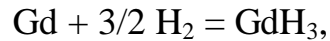


Рис. 1.2. Рентгенівська дифракція від полікристалічного Gd [25]

методу отримання даних зразків і вона є термодинамічно нестійкою. Реакції утворення описуються формулами:



а реакція розпаду GdH_3 :



Для перевірки даних результатів авторами [25] було проведено рентгенодифракційні дослідження, які повністю підтвердили попередні результати (рис. 1.4).

Після проведення термообробки наночастинок Gd до температури 1100 K відбувається частковий розпад фази GdH_2 і на дифрактограмі спостерігаються піки, які належать відбиттям від кристалографічних площин ГЦП-Gd (рис. 1.5 а). Подальше відпалювання до температури 1200 K призводить до десорбції атомів водню, і як наслідок, до повного розпаду фази GdH_2 :



На дифрактограмах фіксуються піки, які належать ГЦП-Gd фазі (рис. 1.5 б).

У роботі [26] було досліджено вплив температури підкладки на структурно-фазовий стан плівок Gd товщиною 750 нм, які були отримані магнетронним методом осадження на підігріті підкладки в діапазоні температур 400 – 1100 K з кроком у 100 K. На рисунку 1.6 приведено дифрактограми від одношарових плівок Gd. Автори [26] роблять висновок, що плівки Gd мають гексагональну структуру. Зі збільшенням температури підкладки під час конденсації, лінії на дифрактограмах стають вужчими, що свідчить про укрупнення кристалітів у плівках. З ліній на дифрактограмах, які відповідають відбиттям від кристалографічних площин (302) і (006) автори [26] роблять висновок про зростання параметру a , що на їх думку пов'язано з проникненням невеликої кількості атомів водню у кристалічну решітку Gd.

У роботі автори [24] досліджували вплив температури підкладки на структурно-фазовий стан плівок Gd_2O_3 товщиною 20 нм, які отримані лазерно-імпульсним методом осадження на монокристалічні підкладки Si (100). Вони

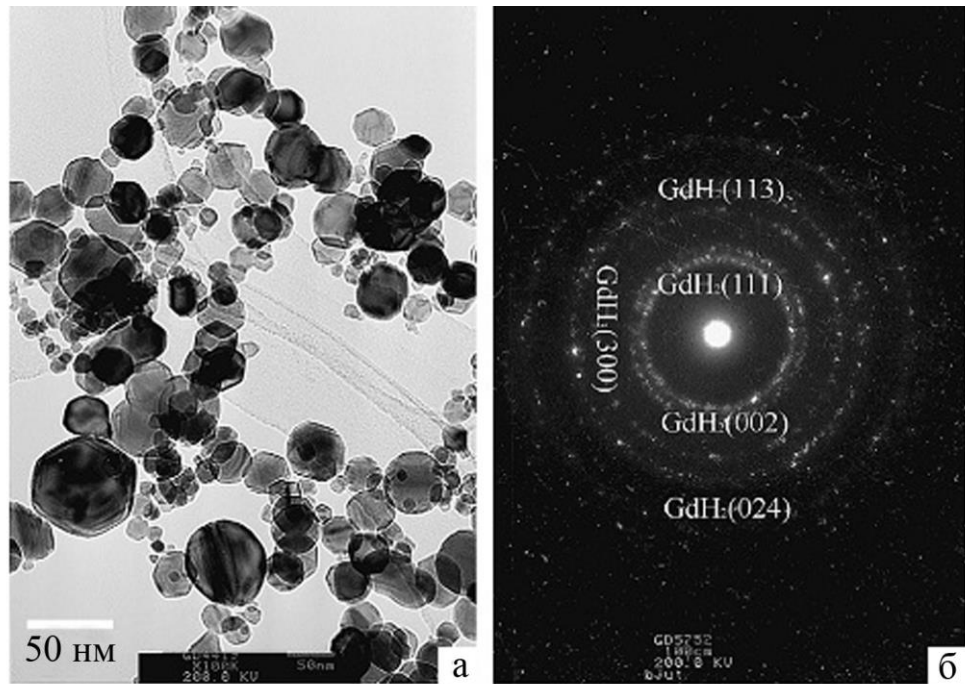


Рис. 1.3. Мікроструктура (а) та відповідна їй електронограма отримана від наночастинок Gd (б) [25]

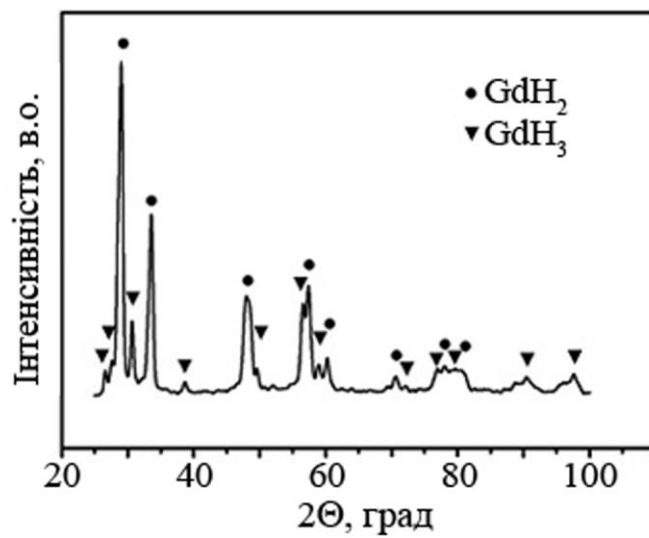


Рис. 1.4. Рентгенівська дифракція від наночастинок гадолінію у вихідному стані [25]

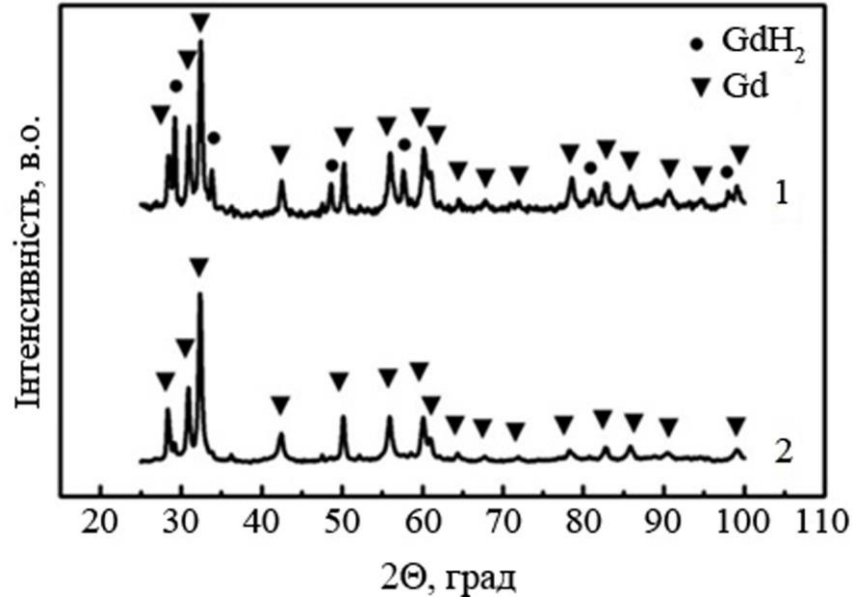


Рис. 1.5. Рентгенівська дифракція від наночастинок гадолінію після термообробки до 1100 (1) та 1200 К (2) [25]

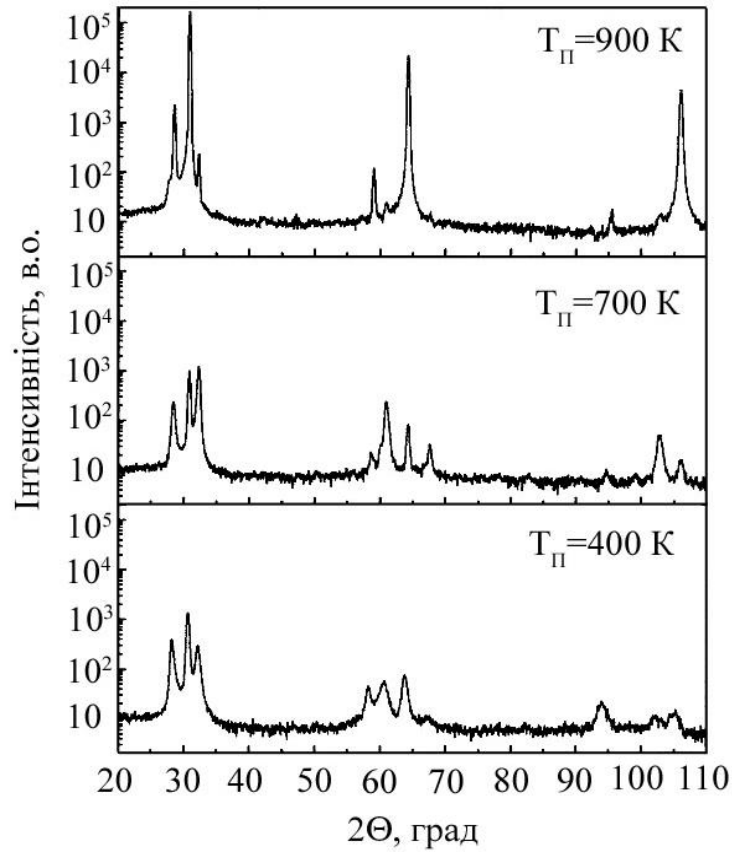


Рис. 1.6. Дифрактограми від одношарових плівок Gd при різних температурах підкладки [26]

роблять висновок, що зі збільшенням температури підкладки при конденсації, розмір кристалів Gd_2O_3 збільшується.

При осадженні плівок при температурі підкладки 300 К шорсткість поверхні, становить 0,3 нм. Це свідчить про аморфоподібний стан, що підтверджується даними рентгенографічних досліджень проведених у [24]. Для плівок сконденсованих при температурі підкладки $T_n \geq 473$ К шорсткість зростає до 2,1 нм, що пов'язується переходом з аморфного у кристалічний стан. Відмітимо, що подібний результат спостерігався і іншими авторами [27 – 29].

1.1.2 Фазовий склад плівкових систем на основі R/T металів

Основні особливості структурно-фазового стану плівкових систем на основі R/T металів пов'язані з переходом від кристалічного стану в аморфний при зменшенні товщини шарів (див., наприклад, [7]). Такий перехід у першу чергу залежить від способу та температурних режимів отримання зразків. Також можна відмітити, що на даний час залишається відкритим питанням про міжшарове перемішування та досконалість інтерфейсів у мультишарах на основі R/T металів.

Одним з найбільш доступних способів вивчення якості міжшарових інтерфейсів є малокутова рентгенівська дифракція. Використання малих кутів ковзання рентгенівського випромінювання робить можливим виконання умови Вульфа-Брегга для площин, віддалених на порівняно великі відстані, якими у багатошарових плівках виступають поверхні шарів. Таким чином, наявність і положення дифракційних максимумів малокутового рентгенівського розсіювання, перш за все, буде свідчити про період багатошарової структури [7].

Приклад малокутової дифрактограми, яка отримана у випроміненні $Cu-K_\alpha$ від плівки $[Gd(7,5)/Co(3)]_{20}$, наведений на рисунку 1.7 [30]. На ній фіксується до 5 дифракційних порядків, що свідчить про високу локалізацію шарів. Подібний результат спостерігається авторами інших робіт [31 – 33]. З цих даних витікає, що багатошаровий характер R / Fe(Co) структур (R = Gd, Tb, Dy) проявляється аж до

товщин шарів порядку атомних діаметрів. На основі цього можна зробити висновок про фактичну відсутність міжшарового перемішування у R/T системах.

Так, наприклад, у [33] при дослідженні плівкової системи з конфігурацією $\text{Co}(3,5)/[\text{Gd}_{0.47}\text{Co}_{0.53}(10)]_{20}/\text{Co}(3,5)$, було показано, що навіть при пошаровій (шар за шаром) конденсації аморфного сплаву $\text{Gd}_{0.47}\text{Co}_{0.53}$ зберігається індивідуальність шарів, а інтерфейси характеризуються високою ступінню дзеркальності.

Проте у ряді інших публікацій [9 – 11, 34 – 36] навпаки вказується на наявність істотної дифузії між R і T шарами. Такий висновок робиться, перш за все, за даними електронної оже-спектроскопії. На рисунку 1.8 показаний подібний профіль для двошарової плівки $\text{Gd}(50)/\text{Co}(21)$, яка отримана методом іонного розпилення. З даних слідує, що область переходу між шарами Gd і Co не є різкою, а розтягнута на інтервал більше 10 нм. Це розцінюється як наслідок міжшарової дифузії, що може імітувати ефект перемішування. Хоча, при іонному травленні на характер концентраційних профілів впливає іонно-стимульована дифузія.

При зміні концентрацій Co і Gd з товщиною (рис. 1.8) спостерігається певна асиметрія. У деякій мірі це пов'язано з підвищеним вмістом кисню, який знайдено в шарі Gd. Проте головною причиною зазначеної асиметрії висувається різна рухливість атомів Gd і Co. Внаслідок цього атоми Co проникають у сусідній шар на більшу глибину (до 3 нм), ніж атоми Gd.

У роботі [12] розглядалось питання про взаємну дифузію компонент у мультишарах $[\text{Gd}_{1-x}\text{Co}_x(5)/\text{Co}(5)]_n$ у яких $\text{Gd}_{1-x}\text{Co}_x$ аморфний сплав. При заміні кристалічних плівок Gd і Co аморфним сплавом $\text{Gd}_{1-x}\text{Co}_x$ досягається висока якість інтерфейсів, про що можна судити з спектрів малокутової рентгенівської дифракції (рис. 1.9). При концентрації Co 0 ат.%, коли фактично мультишар має конфігурацію $[\text{Gd}/\text{Co}]_n$ на інтерфейсах за рахунок дифузії відбувається перемішування з утворенням аморфного твердого розчину (Gd, Co). Збільшення загальної концентрації Co до 37 ат.% у аморфному сплаві $\text{Gd}_{1-x}\text{Co}_x$ призводить до покращення стабільності інтерфейсів та майже відсутності взаємодифузії між шарами, яка зовсім зникає при $x = 60$ ат.%.

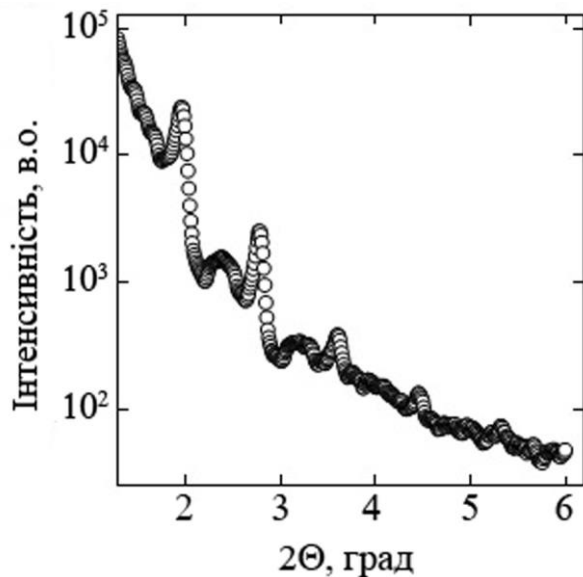


Рис. 1.7. Малокутова дифрактограма від плівкового зразка $\text{Cu} / [\text{Gd} (7,5) / \text{Co} (3)]_{20} / \text{Cu} [30]$. Тут і далі в дужках вказана товщина в нм

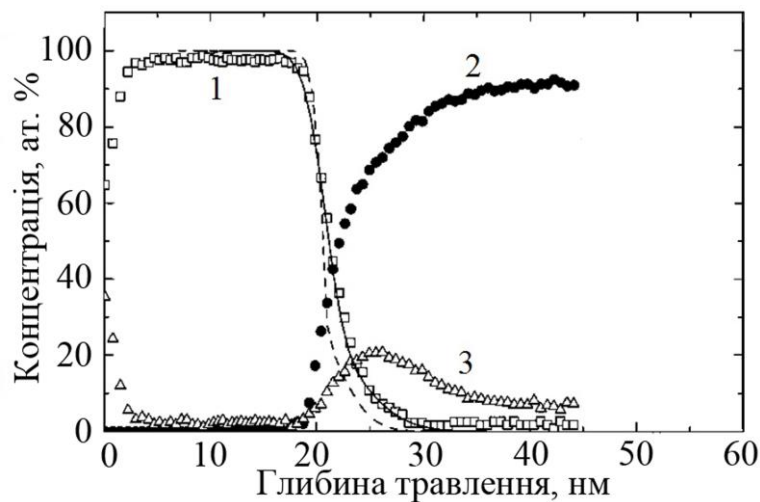


Рис. 1.8. Залежності концентрацій різних елементів від товщини двошарової плівки $\text{Gd} (50) / \text{Co}(21)$: 1 – Co; 2 – Gd; 3 – O_2 [34]

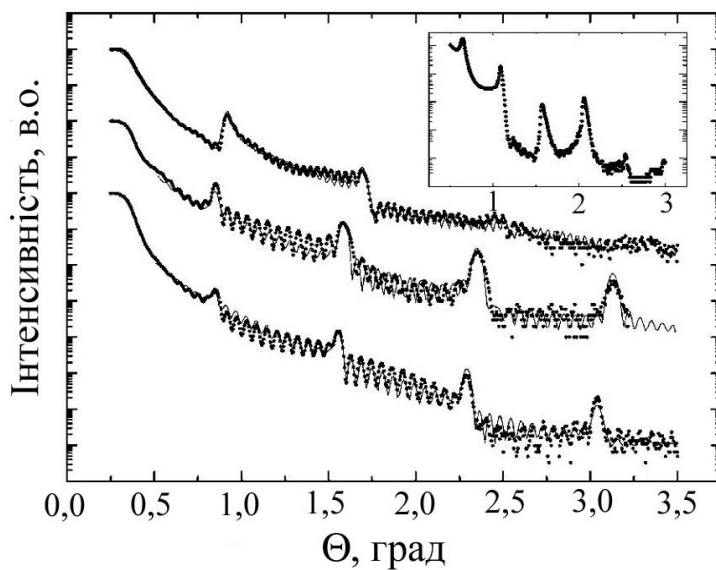


Рис. 1.9. Малокутова дифрактограма отримана від плівкового зразка $[\text{Gd}_{1-x}\text{Co}_x(5)/\text{Co}(5)]_{20}$ при різній концентрації (x) Co: 1 – 0 ат.%; 2 – 37 ат.%; 3 – 60 ат.%. та на вставці 50 ат.% [12]

У роботі [13] досліджено структурні властивості мультишарів на основі Fe / Gd. Якщо $d_{\text{Fe}} = 5,0$ нм (рис. 1.10, а) на електронограмах фіксуються чіткі кільця, що відповідають фазам ОЦК-Fe і ГЦП-Gd. При зменшенні товщини шарів заліза інтенсивність ліній дифракції фази Fe поступово зменшується. З цих результатів витікає, що шари Fe є аморфними нижче критичної товщини близько 2,0 нм. При товщинах шарів Gd 1,0 і 2,0 нм (рис. 1.10 г, д) фіксуються чіткі лінії, що відповідають відбиттям від кристалографічних площин, які належать ОЦК-Fe, а у випадку $d_{\text{Gd}} = 4,5$ нм широке гало вказує на квазікристалічний стан шарів Fe. Поступовий перехід від полікристалічного стану у шарах Fe до аморфного, відбувається при збільшенні ефективної товщини Gd.

На рисунку. 1.11 проілюстровано поступовий перехід зі зменшенням товщини шару заліза у аморфний стан. Малокутова рентгенівська дифракція фіксує піки Брега першого і другого порядку (рис. 1.11, а і б), що свідчить про чіткість шаруватої структури і відносно різкі межі між шарами.

Автори [14] розглянули закономірності впливу товщини та кількості повторювань на міжшарові інтерфейси в мультишарах на основі Fe і Gd (рис. 1.12), які були отримані методом молекулярно-променевої епітаксії.

Усі плівкові зразки незалежно від товщини шарів і кількості повторювань, мають фазовий склад ОЦК-Fe + ГЦП-Gd. Аналіз отриманих зразків показав [14], що поблизу підкладки інтерфейси є відносно досконалими і плоскими. Зі збільшенням періоду повторювань, між інтерфейсами збільшується кількість дефектів і інтерфейси між шарами практично зникають. Причому чим менші товщини шарів Fe і Gd, то руйнування інтерфейсів відбувається при меншій періодичності повторювань.

У плівковому зразку $[\text{Gd}(2) / \text{Fe}(2)]_{15}$ шари Gd структурно-несуцільні, що пов'язано з наявністю невеликих пор або їх острівцевою структурою. За рахунок цього шари Fe з'єднуються між собою і плівка втрачає шарувату структуру. Також авторами [14] показано, що шари Gd при ефективній товщині до 5 нм є частково аморфними, так само як і шари Fe з товщиною менше 2 нм для даної багатшарової структури. Цей факт узгоджується з даними робіт [15, 34].

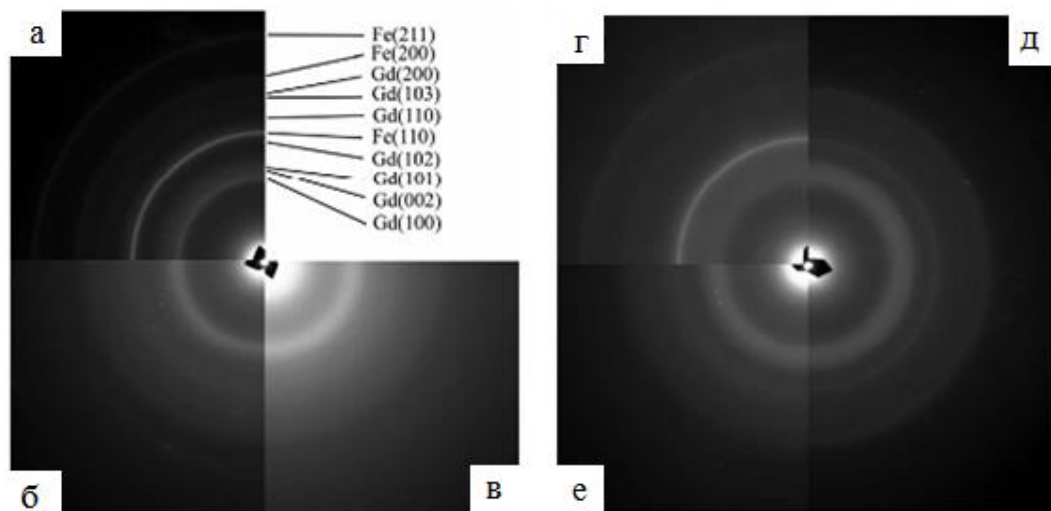


Рис. 1.10. Електронограми отримані від мультишарів на основі Fe і Gd [13]:
 а – $[\text{Fe}(5,0) / \text{Gd}(4,0)]_8$; б – $[\text{Fe}(2,0) / \text{Gd}(4,0)]_{10}$;
 в – $[\text{Fe}(1,2) / \text{Gd}(4,0)]_{14}$; г – $[\text{Fe}(2,4) / \text{Gd}(1,0)]_{15}$;
 д – $[\text{Fe}(2,4) / \text{Gd}(2,0)]_{11}$; е – $[\text{Fe}(2,4) / \text{Gd}(4,5)]_9$.

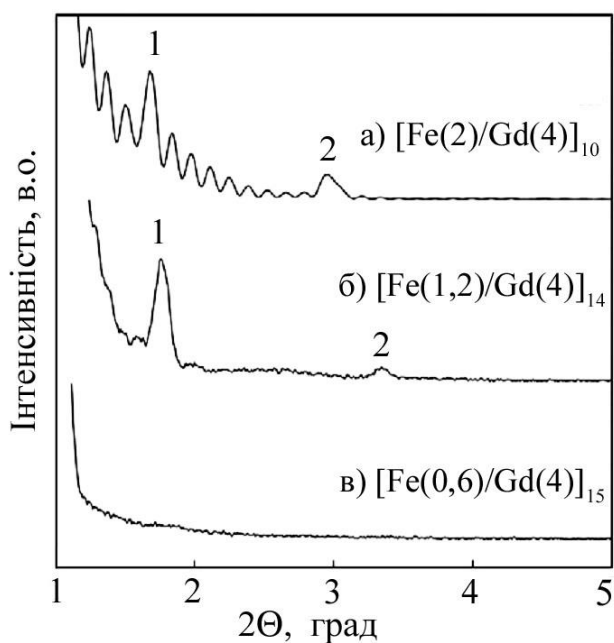


Рис. 1.11. Малокутова рентгенівська дифракція від мультишарів на основі Fe і Gd (1 і 2 позначають положення першого і другого порядку піків Брегга, відповідно) [13]

У роботі [30] розглянуто структурний стан плівкових зразків на основі Gd / Co. На рис. 1.13 представлено мікроструктура та дифрактограма від плівкових систем. Головними елементами наведеної електронограми є два сильно розмитих дифракційних кільця. Автори відносять ці гало до двох різних фаз, які пов'язані із Gd і Co, хоча не вказують тип кристалічної решітки. Дифузний характер дифракційних рефлексів свідчить про аморфноподібний стан обох металів [30].

Представлені в літературі дані представляють різну структурну картину шарів і особливо міжшарових інтерфейсів в багатошарових плівках R / T. Вона відображає хімічний склад, технологічну конкретику і в деякій мірі залежить від використовуваних методик досліджень. Це призводить до необхідності в кожному конкретному випадку спеціально розглядати питання про ступінь локалізації та структурно-фазовий стан шарів R і T металів.

1.2 Магнітні і магніторезистивні властивості плівкових систем на основі R / T металів

1.2.1 Магнітні властивості плівкових систем на основі R / T металів

Багатошарові плівки та сплави на основі рідкоземельних та перехідних металів несуть у собі унікальне поєднання магнетизму декількох груп магнітних речовин, які самі по собі дуже різноманітні. Перехідні 3d-метали є зонними магнетиками у яких основними носіями магнетизму виступають 3d-електрони, які в значній мірі не пов'язані з конкретними вузлами кристалічної решітки, а магнітне упорядкування здійснюється за рахунок прямої обмінної взаємодії і є короткодійними [7]. У свою чергу в рідкоземельних металах магнетизм пов'язаний з 4 f-елекtrонами, що належать глибинним електронним оболонкам. Це призводить до локалізації магнітних моментів на атомах та відсутності прямої обмінної взаємодії в системі 4f-електронів. Магнітне упорядкування здійснюється завдяки непрямому обміну через електрони провідності. Така взаємодія є осцилюючою і довготривалою [6 – 7].

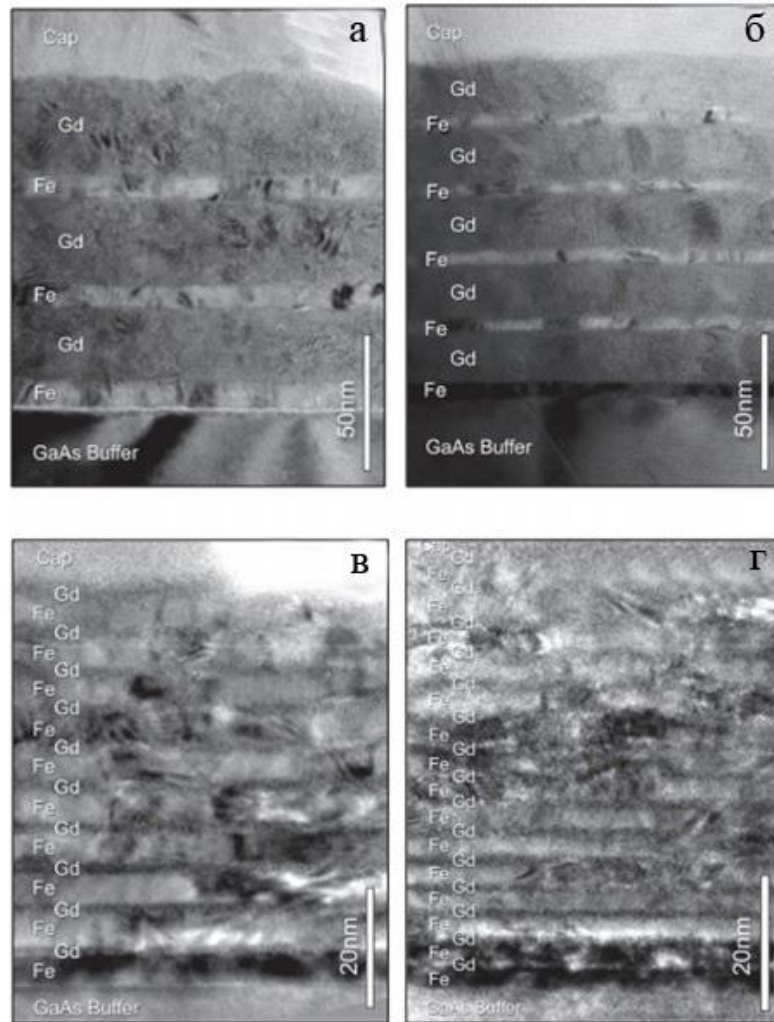


Рис. 1.12. Зображення поперечного зрізу з високою роздільною здатністю для зразків [14]: а – $[\text{Gd}(10) / \text{Fe}(10)]_3$; б – $[\text{Gd}(6) / \text{Fe}(6)]_5$; в – $[\text{Gd}(3) / \text{Fe}(3)]_{10}$; г – $[\text{Gd}(2) / \text{Fe}(2)]_{15}$

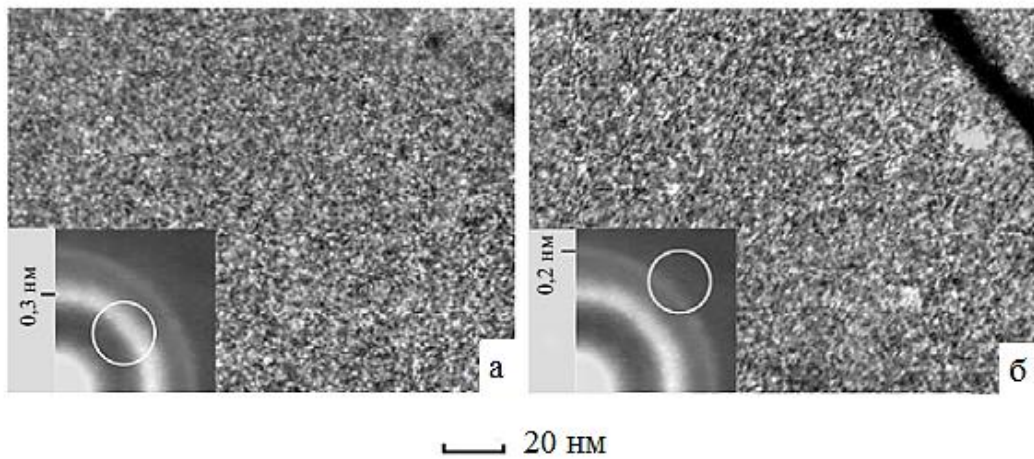


Рис. 1.13. Кристалічна структура мультишару $\text{Si} / [\text{Gd}(7,5) / \text{Co}(3)]_4 / \text{Si}$ у темнопольному режимі при різних дифракційних максимумах (указано на вставках) [30]

При поєднанні R і T метали характеризуються 3d-4f електронною обмінною взаємодією між двома магнітними системами формуючи феро- або феррімагнітну структуру. Ці структури характеризуються обмінною енергією, яку можна оцінити за величиною температури Кюрі (T_C), при якій магнітне упорядкування руйнується тепловим рухом. Матеріали на основі R/T металів мають ряд унікальних властивостей і вважаються новим класом магнітовпорядкованих речовин [6 – 7].

При формуванні плівкових систем або сплавів на основі рідкоземельних і перехідних металів з наперед заданими магнітними характеристиками важливим питанням є вплив розмірних ефектів на магнітні властивості одношарових плівок (малих частинок) R і T металів. Перехідні метали майже не проявляють схильність до аморфізації та мають високу температуру Кюрі. У свою чергу, магнітні властивості тонких плівок рідкоземельних металів є досить чутливими до зміни товщини, зменшення якої може призвести до аморфізації (підрозділ 1.1), а їх T_C лежать у широкому діапазоні і навіть для одного і того самого елемента може зміщатись як у бік більших так і менших температур у залежності від багатьох факторів. Тому для розуміння магнетизму плівкових систем на основі R і T металів, спочатку розглянемо вплив температури, товщини, величини прикладеного зовнішнього магнітного поля на магнітні властивості плівок Gd.

У роботі [37] вивчали вплив товщини на величину T_C . Плівки були отримані термічним випаровуванням у високовакуумній камері в атмосфері He, а магнітні властивості досліджувались методом вібраційної магнітометрії. Плівки при $d_{Gd} < 12$ нм перебувають у квазіаморфному стані, у діапазоні товщин $d_{Gd} = 12 - 28$ нм вони мали двофазний стан ГЦП + ГЦК, вище якого плівки мали тільки гексагональну структуру. На нашу думку ГЦК фаза може належати гідриду (GdH_2), хоча автори не акцентують на цьому увагу. Було встановлено [37], що при переході з квазіаморфного стану ($d_{Gd} \geq 12$ нм) у кристалічний, значення T_C здвигається у бік вищих температур і при $d_{Gd} = 140$ нм досягає величини, яка відповідає масивному зразку (рис.1.14) [37].

Подібний результат спостерігався авторами [38], які показали залежність

величини T_C не тільки від товщини, а й від температури відпалювання. Згідно [38] для одношарової плівки ГЦП-Gd товщиною 110 нм у свіжосконденсованому стані значення T_C вище ніж для плівки при $d_{Gd} = 80$ нм. Після відпалювання до різних температур величина T_C може змінюватись на ± 1 К (рис. 1.15). Такий результат на думку авторів цитованої роботи пов'язаний з рекристалізаційними процесами і заліковуванням дефектів.

У роботі [39] показано, що з ростом температури значення намагніченості (M) плівок ГЦП-Gd зменшується і в точці Кюрі, втрачає магнітні властивості та переходить у парамагнітний стан (рис. 1.16). Подібний результат спостерігався іншими авторами (див., наприклад, [40 – 42]).

Наприклад, у роботі [42] досліджувався вплив термообробки в діапазоні 500 – 800 К та величини прикладеного зовнішнього магнітного поля на температуру Кюрі та намагніченість одношарових плівок ГЦП-Gd товщиною 100 нм (рис. 1.17). Було встановлено, що температура відпалювання суттєвим чином не впливає на магнітні властивості. Значення намагніченості з ростом температури вимірювання зменшується. Також авторами [42] було показано, що при збільшенні величини прикладеного зовнішнього магнітного поля від 3 до 180 мТл намагніченість зростає, а точка Кюрі зміщується у бік вищих температур.

У роботі [43] було вивчено вплив температури вимірювання і товщини на магнітні властивості плівок ГЦП-Gd, які отримані термічним випаруванням в атмосфері гелію. Дослідження методом вібраційної магнітометрії показали, що зі збільшенням ефективної товщини плівки Gd, величина коерцитивної сили зменшується. Незалежно від d_{Gd} з ростом температури B_c зменшується та при досягненні T_C зразок переходить у парамагнітний стан. При зменшенні товщини точка Кюрі зміщується у бік менших температур, що не суперечить даним робіт розглянутих вище [37 – 38].

Таким чином на магнітні властивості плівок Gd впливає велика кількість факторів. Розуміння цього питання дозволить пояснити особливості магнетизму R/T металів. Перейдемо до розгляду магнітних властивостей плівкових систем та сплавів на основі феромагнітних і рідкоземельних металів.

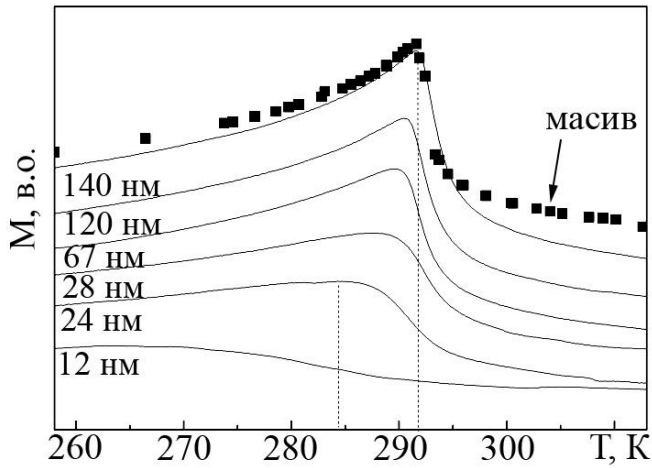


Рис. 1.14. Величина температури Кюрі для одношарових плівок Gd різної товщини [37]

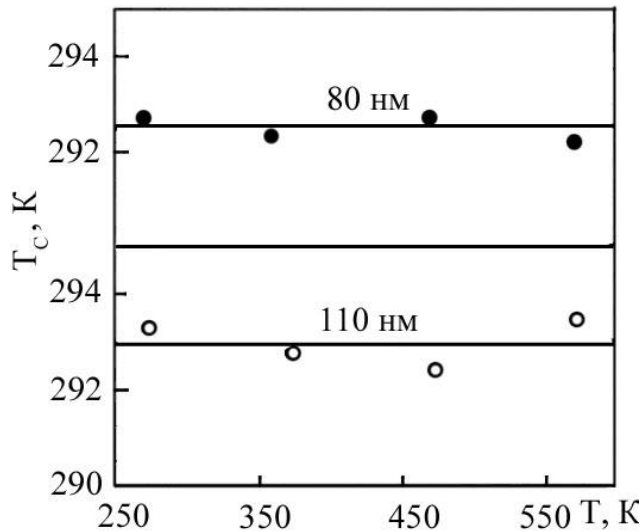


Рис. 1.15. Залежність величини T_C від температури термообробки для одношарових плівок Gd різної товщини [38]

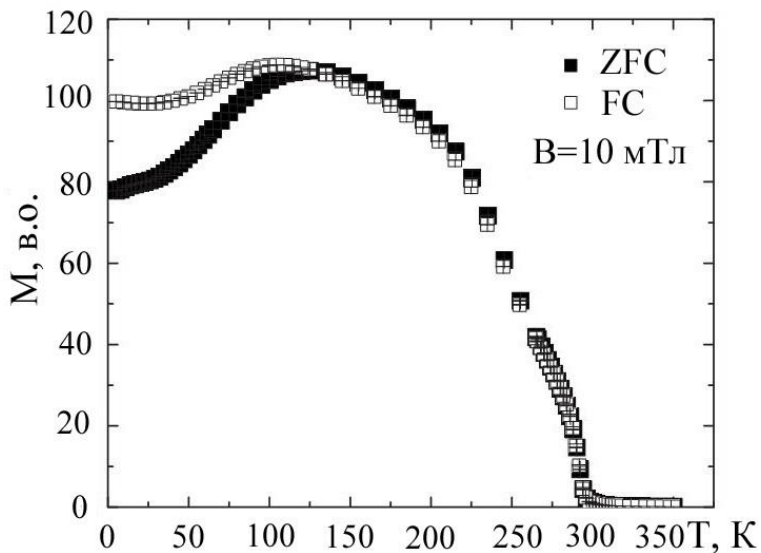


Рис. 1.16. Залежність намагніченості від температури для одношарової плівки ГЦП-Gd у двох режимах вимірювання ZFC – охолодження у відсутності магнітного поля та FC – за наявності магнітного поля [39]

У плівках на основі R/T металів проявляється немонотонна залежність намагніченості від температури [44 – 46]. Це пов'язано з різними температурними залежностями намагніченостей R і T підсистем. При певних температурах компенсації ($T_{комп}$) відбувається зрівнювання магнітних моментів ($M_R = M_T$), а на залежностях $M(T)$ спостерігається мінімум. У плівках на основі R/T металів $T_{комп}$ залежить від структурно-фазового стану та конфігурації плівкової системи [44 – 46].

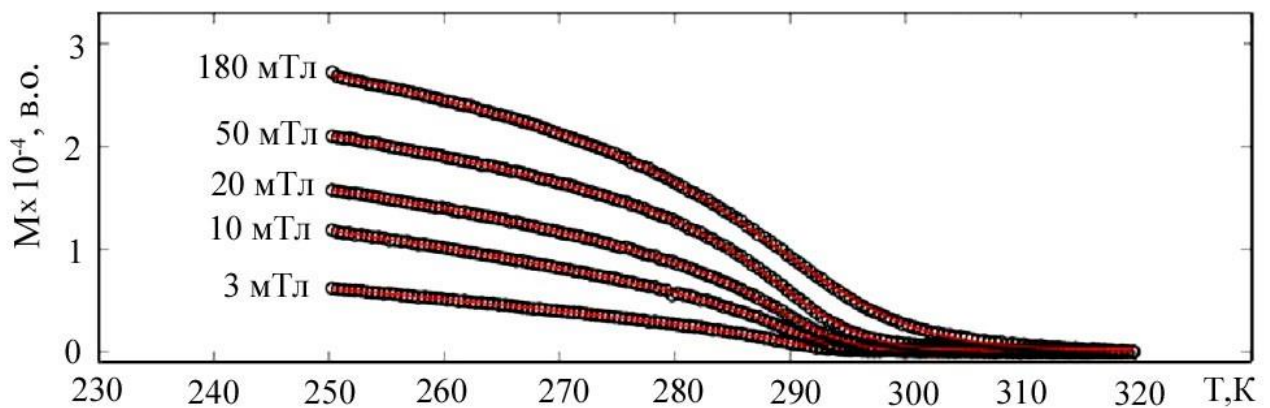


Рис. 1.17. Залежність намагніченості від температури для одношарової плівки ГЦП-Gd товщиною 100 нм після термообробки до $T_e = 700$ К при різних величинах прикладеного зовнішнього магнітного поля [42]

Наприклад, у роботі [45] досліджувались залежності намагніченості від температури в мультишарах на основі Fe і Gd. Для різної конфігурації мультишарів залежності $M(T)$ мали різний вигляд, зокрема для плівкової системи $[Gd(3,5)/Fe(4,6)]_{50}$ з ростом температури значення M зростало у той час, як для $[Gd(1,1)/Fe(0,9)]_{150}$ спостерігалась зворотна тенденція, а для $[Gd(4,9)/Fe(3,3)]_{50}$ мала немонотонний характер. Автори [45] приходять до висновку, що це пов'язано з неоднорідністю фазового складу шарів по площі.

У роботі [46] було досліджено методом парамагнітного резонансу вплив температури на намагніченість для двошарової плівки Co(4)/Gd(10) (рис. 1.18). Автори [46] встановили, що температура Кюрі плівки Gd зменшилася до 240 К у порівнянні з об'ємним зразком. Залежність намагніченості від температури вимірювання носить немонотонний характер. Перший максимум спостерігається

при $T_{вим} = 50\text{K}$, при якій $T_{вим} < T_{комп}$. У цьому випадку основний вклад у загальну намагніченість вносить Gd. При температурі компенсації $T_{комп} = 170\text{K}$ ($M_{Gd} = M_{Co}$) на залежності спостерігається мінімум. Після $T_{вим} > T_{комп}$ відбувається зростання $M(B)$ і основний вклад у намагніченість вносить Co підсистема.

Питання про вплив кількості повторювань на величину температури компенсації було розглянуто у роботі [47]. Автори [47] показали, що при зменшенні кількості повторювань значення $T_{комп}$ збільшується (рис. 1.19). Такий хід залежності пов'язується зі збільшенням магнітного порядку в Gd і оскільки спонтанна намагніченість Co майже не чутлива до аморфізації, то відбувається збільшення впливу обмінної взаємодії між R і T шарами.

У роботі [48] розглядаються температурні і концентраційні залежності магнітних характеристик у трикомпонентних сплавах GdFeCo. Автори [48] показують, що при постійній концентрації Co у плівці, збільшення концентрації Gd призводить до зміщення точки компенсації у бік вищих температур, а загальна намагніченість системи зростає. Хоча, при зміні концентрації Gd від 52 до 59 ат.%, відповідна залежність залишкової намагніченості і коерцитивної сили носить немонотонний характер (рис. 1.20).

Магнітні властивості електроосаджених сплавів Gd-Co з різним співвідношенням концентрацій компонент у свіжосконденсованому стані та після термообробки у вакуумній камері до 823 K в атмосфері аргону були досліджені в роботі [49]. Осадження і відпалювання відбувалося у зовнішньому магнітному полі, яке було прикладене відносно площини плівки у паралельному і перпендикулярному напрямках. Було встановлено наявність наведеної магнітної анізотропії у напрямку легкої осі намагнічування у процесі осадження (рис. 1.21). Показано, що у плівках, які отримані при орієнтації зовнішнього магнітного поля перпендикулярно до площини плівки величина коерцитивної сили має більше значення ніж при паралельній. Після відпалювання така тенденція зберігається, хоча величина B_c збільшується, що автори [49] пов'язують зі зміною кристалічної структури від аморфної до кристалічної. Також у [49] відмічається той факт, що зі збільшенням

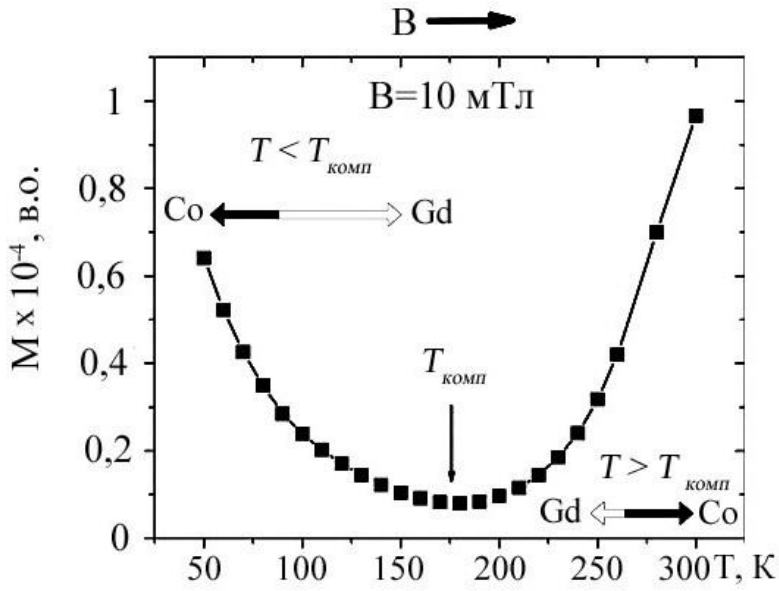


Рис. 1.18. Залежність величини намагніченості від температури для двошарової плівки Co (4)/ Gd(10) [46]

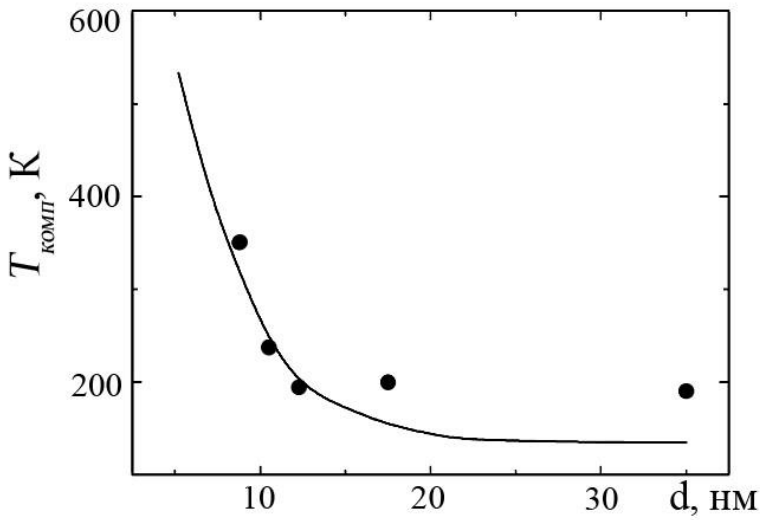


Рис. 1.19. Залежність температури компенсації від періоду структури (n) для мультишарів $[\text{Co}(3)/\text{Gd}(7,5)]_n$ [47]

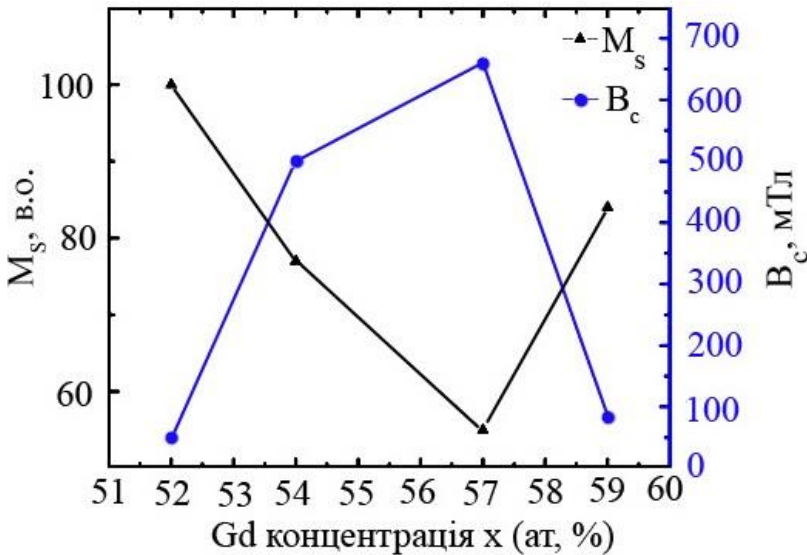


Рис. 1.20. Залежність залишкової намагніченості і коерцитивної сили від концентрації Gd у трикомпонентному сплаві GdFeCo [48]

концентрації Co у системі після термообробки величина коерцитивної сили зменшується [49].

Проведені у роботі [50] дослідження методом вібраційної магнітометрії аморфних плівкових сплавів $\text{Fe}_{100-x}\text{Gd}_x$ дали змогу встановити концентраційну і температурну залежність намагніченості. Зокрема було показано, що у діапазоні температур від 4 до 600 К та зовнішньому магнітному полі індукцією 0,6 Тл, при збільшенні концентрації Gd загальна намагніченість системи зростає. Збільшення температури призводить до зменшення загального магнітного моменту системи і при досягненні T_C він стає рівним нулю. Автори у своїй роботі відмічають, що збільшення концентрації Gd призводить до зміщення T_C у сторону нижчих температур. Наприклад, якщо концентрація Gd становить 22 ат.% $T_C \cong 580$ К, а при 52 ат.% $T_C \cong 480$ К.

У деяких роботах, де досліджувались магнітні властивості мультишарів на основі Co і Gd [46] та Fe і Gd [51] вказується на обернену тенденцію ходу залежності $M(T)$. Зокрема, для мультишарів $[\text{Fe}(3,5) / \text{Gd}(5)]_{15} / \text{Fe}(3,5)$ та $[\text{Gd}(5) / \text{Fe}(3,5)]_{15} / \text{Gd}(5)$ з ростом температури намагніченість системи падає до температури компенсації (рис. 1.22). До $T_{\text{комп}}$ основний вклад у загальну намагніченість вносить підсистема Gd. Після проходження точки компенсації відбувається зростання намагніченості, а основний вклад у її величину вносить підсистема Fe.

Автори роботи [52] вивчали концентраційні залежності намагніченості насичення від концентрації рідкоземельного елемента у аморфних плівкових сплавах на основі Fe і Gd (Tb) та показали, що у обох випадках зі збільшенням концентрації R металу величина намагніченості насичення зменшується.

З точки зору практичного застосування багатошарових плівкових систем та сплавів на основі рідкоземельних та перехідних металів для створення чутливих елементів сенсорів важливу роль відіграє залежність магнітних властивостей від орієнтації зразка відносно прикладеного зовнішнього магнітного поля. Зокрема, у роботах [53 – 55] були проведені дослідження магнітних характеристик плівок при переході від паралельної до

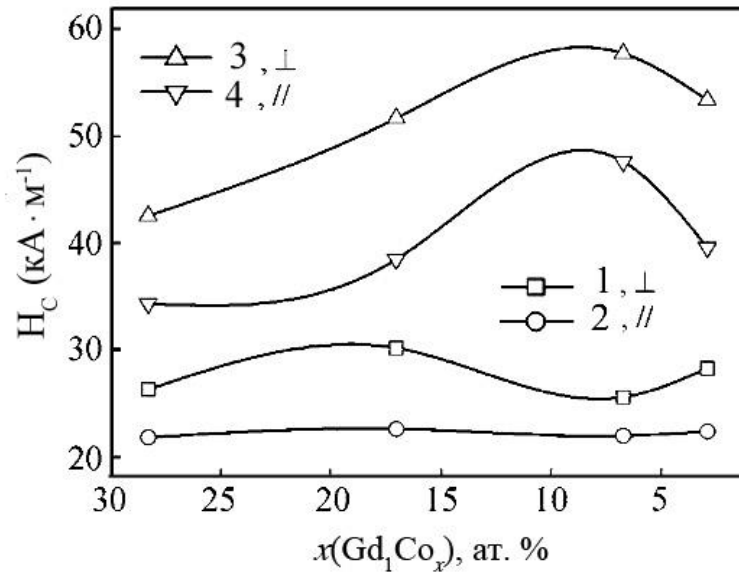


Рис. 1.21. Залежність величини коерцитивної сили для плівок $Gd_{100-x}Co_x$ (де $x = 28,32; 17,03; 6,73$ і $2,91$) у свіжосконденсованому стані та після термообробки [49]

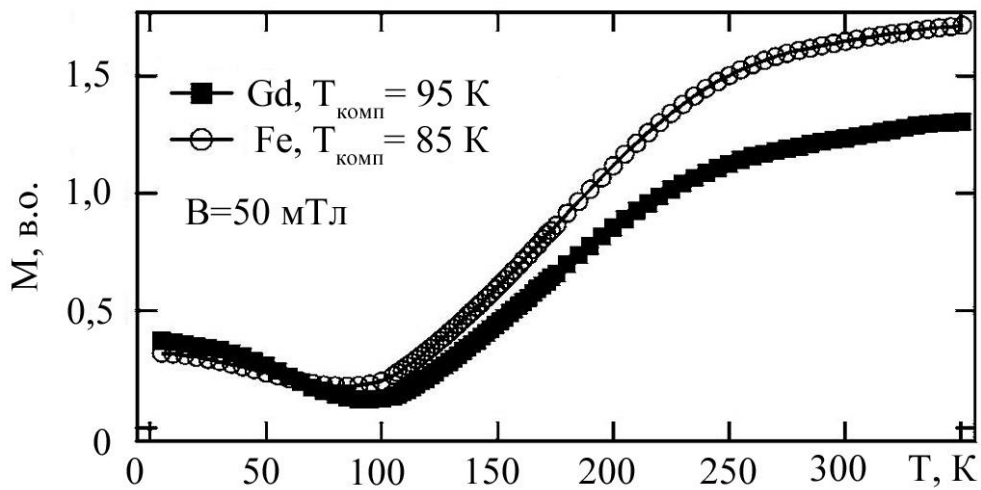


Рис. 1.22. Залежність величини намагніченості від температури для мультишарів $[Fe(3,5)/Gd(5)]_{15}/Fe(3,5)$ та $[Gd(5)/Fe(3,5)]_{15}/Gd(5)$ [51]

перпендикулярної геометрії вимірювання. Наведені роботи були вибрані таким чином, щоб показати два різних випадки орієнтації спонтанної намагніченості, паралельно (in-plane) та перпендикулярно площині плівки (out-of-plane).

Для плівкових сплавів $(\text{Ni}_{83}\text{Fe}_{17})_{100-x}\text{Gd}_x$ [53] незалежно від концентрації Gd при переході від паралельної до перпендикулярної геометрії вимірювання величина коерцитивної сили, залишкової намагніченості і намагніченості насичення зменшується (рис.1.23).

Авторами [54] на прикладі плівкових сплавів $\text{Co}_{88}\text{Tb}_{12}$ було показано, що спонтанна намагніченість орієнтована перпендикулярно площині плівки. Характер намагніченості при переході від паралельної до перпендикулярної геометрії вимірювання носить обернений характер (тобто максимальне значення величин B_c , M_r та M_s спостерігається у перпендикулярній геометрії вимірювання). А у роботі [55] на прикладі плівкових сплавів GdFeCo та GdFeCoSi описані дві вищезазначені тенденції. Додавання у трикомпонентний сплав GdFeCo кремнію, призводить до зміни орієнтації спонтанної намагніченості в площині плівки.

Вивченню залежності магнітних властивостей плівок у свіжосконденсованому стані у їх площині, при зміні кута орієнтації зразка відносно прикладеного зовнішнього магнітного поля у паралельній геометрії вимірювання присвячені роботи [6, 51, 56 – 59]. На рисунку 1.24 приведений приклад [56], впливу на магнітні властивості плівок $(\text{Fe}_{0.67}\text{Co}_{0.33})_{1-x}\text{Sm}_x$ кута орієнтації зразка відносно прикладеного магнітного поля. Отримані залежності КП петлі гістерезису, поля перемикання та коерцитивної сили корелюють між собою і характеризуються 180° -симетрією. Максимум на залежностях збігаються з напрямком легкої осі намагнічування, а мінімуми з важкою.

Аналогічні результати були отримані у роботах [57 – 58] для аморфних плівок на основі Co (Fe) і Gd. Також у цих роботах показано, що при $T_{\text{вим}} = T_{\text{сotr}}$ відбувається збільшення періодичності максимумів і мінімумів до двох разів.

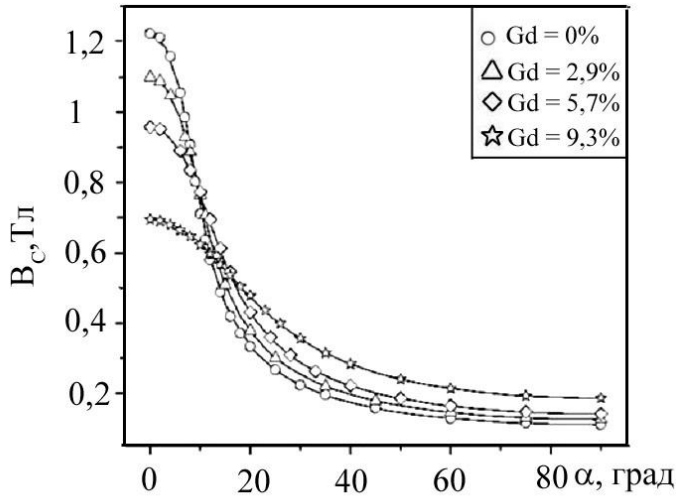


Рис. 1.23. Залежність величини коерцитивної сили при переході від паралельної до перпендикулярної геометрії вимірювання для плівок $(\text{Ni}_{83}\text{Fe}_{17})_{100-x}\text{Gd}_x$ [53]

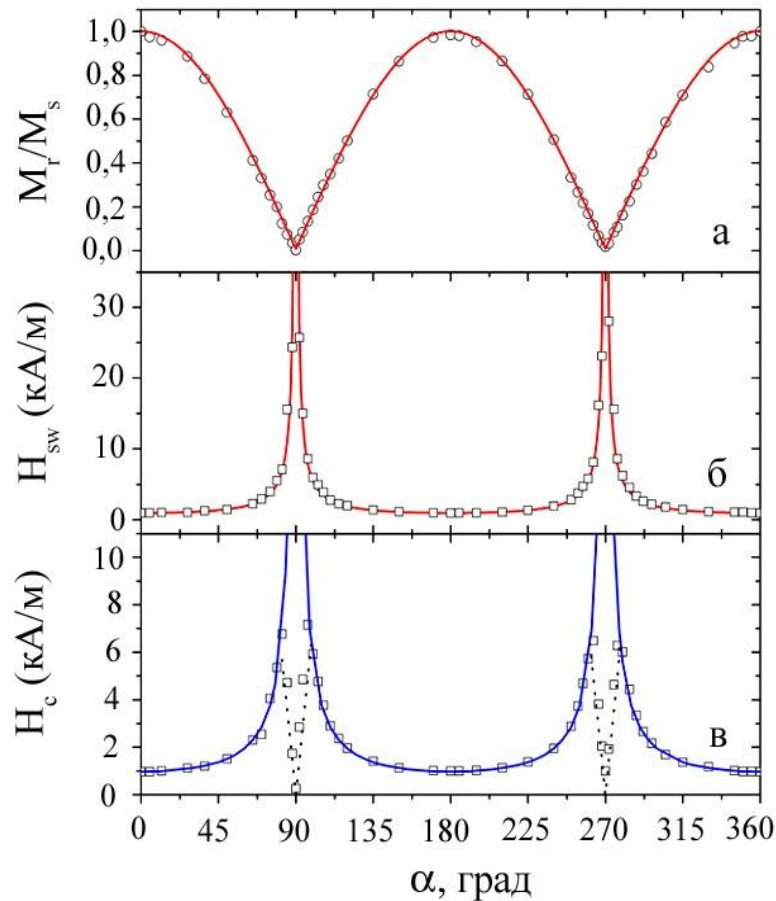


Рис. 1.24. Залежність величини коефіцієнта прямокутності петлі гістерезису (а), поля перемикання (б) та коерцитивної сили (в) при зміні кута орієнтації зразка відносно прикладеного зовнішнього магнітного поля прикладеного в паралельній геометрії вимірювання для плівки $(\text{Fe}_{0.67}\text{Co}_{0.33})_{0.87}\text{Sm}_{0.13}$ [56]

Слід відмітити той факт, що у переважній більшості цитованих вище робіт, кутові залежності магнітних властивостей вивчались для свіжосконденсованих плівок та не розглядався вплив термообробки. Хоча з точки зору практичного використання плівкових зразків для створення чутливих елементів датчиків це питання дуже важливе.

1.2.2 Магніторезистивні властивості

У тонких плівках на основі R/T металів проявляється анізотропний магнітоопір. Фізичною основою виникнення анізотропного магнітоопору (МО) є спін-орбітальна взаємодія електронів. Вона приводить до спін-залежного розсіювання, яке носить анізотропний характер і залежить від орієнтації струму і намагніченості. Також велику роль відіграє і розташування осей легкого і важкого намагнічування відносно до напрямку протікання струму, вектору зовнішнього магнітного поля і до зміни вектора намагніченості зразка. Електричний струм через зразок легше буде протікати по деякому напрямку кристалічної решітки (у різних сингоній різна кристалографічна площина). Такий напрямок називається легкою віссю намагнічування в площині якої будуть орієнтовані магнітні домени.

З точки зору магнітоопору R і T шари нерівноправні. По-перше, 3d-метали мають дещо більшу анізотропію МО, ніж рідкоземельні. По-друге, через високий питомий електроопір R шарів електричний струм, який протікає у багат шаровому зразку, витісняється в T шари. Тому МО плівок на основі рідкоземельних та перехідних металів в основному відображає МО T шарів [7].

Величина анізотропного магнітоопору плівок перехідних металів у залежності від товщини, згідно [60 – 61] не перевищує 0,5 %. Для плівок (наночастинок Gd) величина МО складає 10^{-4} % при кімнатних температурах і приблизно 1 % при $T_{вим} = 100$ K [62].

Розглянемо магніторезистивні властивості тонких плівок на основі R/T металів. На рисунку 1.25 приведена залежність МО від прикладеного

зовнішнього магнітного поля у двох геометріях вимірювання (коли струм паралельний (CIP) (рис. 1.25 а) та перпендикулярний (CPP) площині зразка (рис. 1.25 б) для плівкової системи [Co (10 нм) / Gd (10 нм)]₅₀. Автори [63] роблять висновок, що у випадку CIP-геометрії проявляється анізотропний магнітоопір, а у CPP-геометрії залежність $MO(B)$ має ізотропний характер, що може бути ознакою гігантського магнітоопору (ГМО). У роботі [63] також показано, що збільшення ефективної товщини шарів Co і Gd від 6 до 10 нм призводить до зростання магнітоопору. Подібний результат спостерігався у роботі [64] для двошарових плівок Gd / Fe.

У роботі [65] вивчалась залежність величини магнітоопору від прикладеного зовнішнього магнітного поля для мультишарів [Fe (4,5) / Er (8,8)]₆ та [Fe (4,5) / Er (3,5)]₉. Автори [65] показали, що величина магнітоопору становить від 0,01 до 0,03%. Зменшення товщини шару Er з 8,8 нм до 3,5 нм призводить до зростання величини магнітоопору, хоча характер залежності $MO(B)$ залишається незмінним.

Проведені авторами [66] дослідження MO у мультишарах на основі Fe і Gd у поздовжній і поперечній геометрії вимірювання, показали, що ця система характеризується анізотропним магнітоопором, а його величина не перевищує 0,6 % при температурі вимірювання 4,2 К. Змінюючи кількість повторювань мультишарів [Fe (4) / Gd (8,9)]_n від 5 до 20 було встановлено, що залежність MO (n) має осцилюючий характер.

У роботі [67] було проведено дослідження MO (рис. 1.26) у двошарових Gd₄₀Fe₆₀/Gd₁₀Fe₉₀ та тришарових плівках Gd₄₀Fe₆₀ / Si / Gd₁₀Fe₉₀ (товщина шарів плівкових аморфних сплавів становить 30 нм), концентрація атомів Gd і Fe була підібрана таким чином, що у першому випадку у магнітних властивостях домінує складова Gd, а у другому – Fe. У випадку тришарової плівки, шар Si запобігає утворенню міжфазної магнітної доменної стінки.

Авторами спочатку було досліджено вплив магнітної доменної стінки на магніторезистивні властивості, яка виникає між двома шарами зв'язаними обмінною взаємодією (рис. 1.26). У цьому випадку у плівках спостерігається

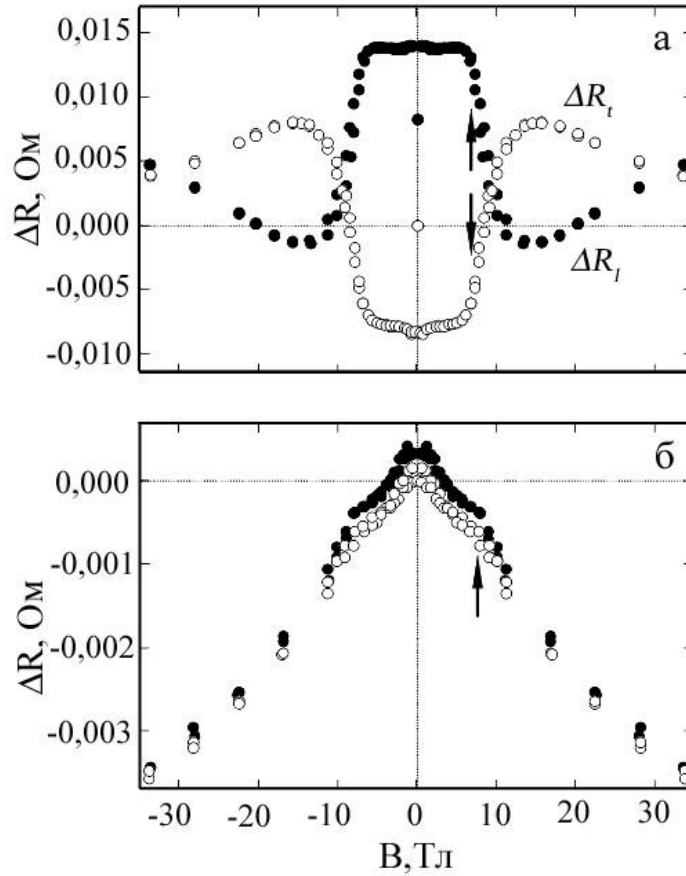


Рис. 1.25. Зміна електроопору ΔR багат шарової плівкової структури $[\text{Co}(10)/\text{Gd}(10)]_{50}$ від напруженості магнітного поля у СІР (а) та ССР-геометрії (б) при $T = 4,2 \text{ К}$ [63]

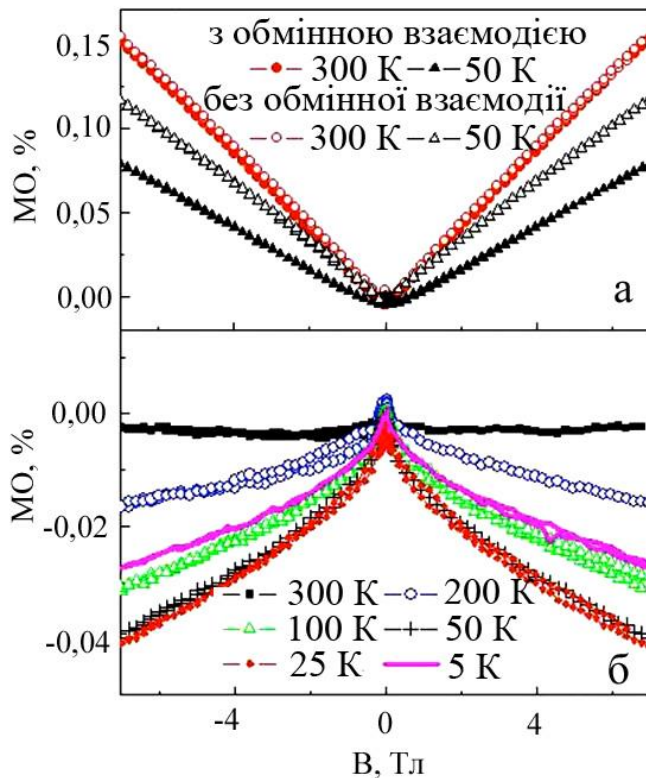


Рис. 1.26. Залежність величини магнітоопору від прикладеного зовнішнього магнітного поля для плівкової системи $\text{Gd}_{40}\text{Fe}_{60}/\text{Gd}_{10}\text{Fe}_{90}$ (а) та $\text{Gd}_{40}\text{Fe}_{60}/\text{Si}/\text{Gd}_{10}\text{Fe}_{90}$ (б) при різних температурах вимірювання [67]

лінійний позитивний внесок магнітоопору тільки при достатньо високих полях, що може бути пояснено [67] аморфною структурою сплавів GdFe та виникнення на межі поділу магнітної доменної стінки, товщина якої зменшується з ростом прикладеного магнітного поля.

Порівняння магніторезистивних властивостей двошарових та тришарових плівок дає можливість виключити вплив міжфазної магнітної доменної стінки.

У роботі [54] було вивчено вплив на магніторезистивні властивості зміни кута орієнтації зразка при переході від паралельної до перпендикулярної геометрії вимірювання. На рисунку 1.27 приведені залежності величини $MO(\alpha)$ для аморфного плівкового сплаву $Co_{88}Tb_{12}$ товщиною 20 нм. Авторами було встановлено, що при переході від паралельної геометрії вимірювання до перпендикулярної значення магнітоопору збільшується.

Мала величина магнітоопору не дозволяє розглядати R/T мультишари як конкурентоспроможні самостійні магніторезистивні матеріали. Однак можливе використання R/T і (R-T)/T мультишарів у складі більш складних багатошарових плівкових структур з гігантським або тунельним магнітоопором [68 – 74].

Наприклад, у роботі [69] досліджували залежність величини гігантського магнітоопору від прикладеного зовнішнього магнітного поля для спін-клапанів Si/NiO (20) /Fe₅₀Co₅₀ (2) /Cu (4) / (Fe₅₀Co₅₀)_xGd_{1-x}(d) /NiO(2)/Ta(5) від товщини прошарку трикомпонентного аморфного сплаву FeCoGd та концентрації у ньому Gd (рис. 1.28). Автори встановили, що при $T_{вим} = 300$ К величина ГМО становить 2,5%, збільшення концентрації Gd з 0,238 ат.% до 0,451 ат.% при умові, що товщина аморфного сплаву FeCoGd залишається меншою 9 нм (рис. 1.28 а, в), призводить до зниження ефекту ГМО на 0,5 %. Збільшення товщини прошарку FeCoGd з концентрацією Gd 0,451 ат.% з 8 до 18 нм призводить до зникнення ефекту ГМО. У системі проявляється звичайний анізотропний магнітоопір, максимальна величина якого становить 0,7 % (рис. 1.28 г).

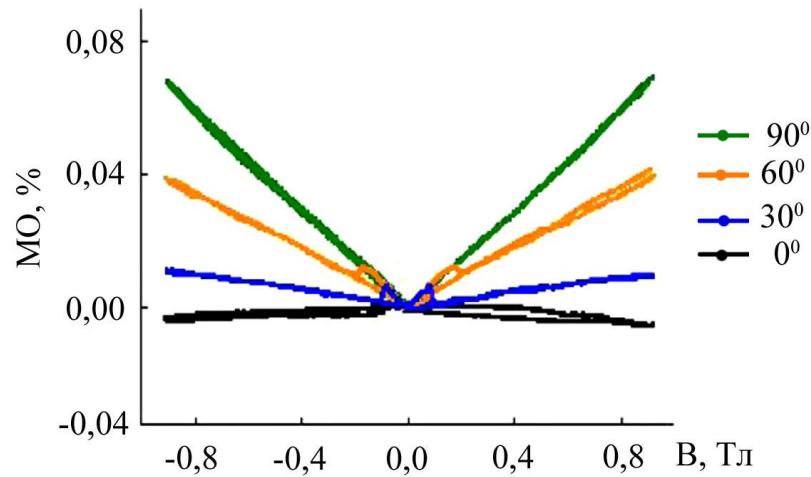


Рис.1.27. Залежність величини МО при переході від паралельної до перпендикулярної геометрії вимірювання [54]

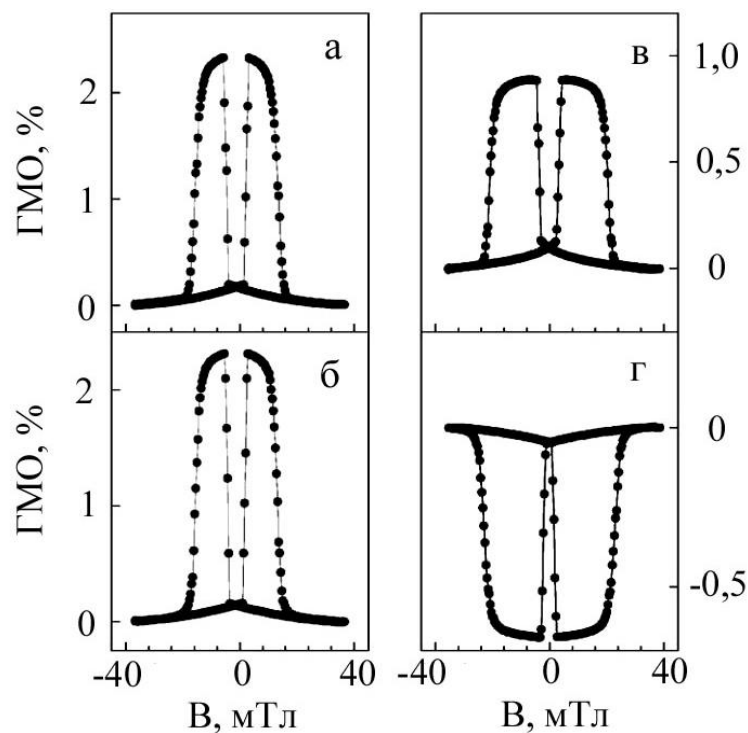


Рис. 1.28. Залежність величини гігантського магнітоопору від прикладеного зовнішнього магнітного поля для спін-клапанів Si/NiO (20) /Fe₅₀Co₅₀ (2) /Cu (4) / (Fe₅₀Co₅₀)_xGd_{1-x}(d) /NiO(2)/Ta(5) де $d = 6,3$ нм (а) і $17,5$ нм (б) для $x = 0,238$ та $d = 8,1$ нм (в) і 18 нм (г) для $x = 0,451$ $x=0.451$ [69]

1.3 Застосування плівкових систем на основі рідкоземельних та феромагнітних металів

Не зважаючи на малу величину анізотропного магнітоопору (АМО) у порівнянні з гігантським або тунельним магніторезистивними ефектами, прикладні дослідження магніторезистивних властивостей тонких плівок, плівкових систем та сплавів у яких проявляється АМО не втратили свою актуальність [75 – 79]. На даний час такі плівки широко використовуються при побудові різноманітних датчиків та сенсорів магнітних полів [75 – 78].

Одним із можливих напрямків використання ефекту АМО є побудова на його основі анізотропних магніторезистивних датчиків. На рисунку 1.29 приведене схематичне зображення такого датчика [75]. Запропонована конструкція включає в себе чотири тонкі плівки $Fe_{1-x}Ni_x$, які увімкнені у мостову схему, опір таких резисторів у залежності від напрямку намагніченості буде змінюватися лінійно. Така зміна досягається завдяки розміщенню на шляху електричного струму, шунтуючих низькоомних плівок Cu (шунтуючі смужки). Початкова орієнтація вектора намагніченості сформована паралельно довжині мостового резистора. Завдяки такому розміщенню плівок Cu під кутом 45° відносно $Fe_{1-x}Ni_x$, струм буде протікати найкоротшим шляхом. У результаті використання даного методу виконується поворот струму і досягається зміна в опорі під дією зовнішнього магнітного поля [75].

У мостовій схемі одна пара діагональних елементів мосту вмикає шунтуючі смужки, які розміщені під кутом $+45^\circ$ відносно до осі смужки, інша пара – під кутом -45° . Збільшення опору однієї пари резисторів під дією зовнішнього поля, відповідає такому самому зменшенню опору другої пари. Результуючий диференціальний сигнал є лінійною функцією амплітуди зовнішнього магнітного поля [75].

Для побудови анізотропних магніторезистивних та індуктивних датчиків положення, переміщення, кута повороту та ін. на основі тонких плівок у роботах досліджуються кутові залежності магнітоопору, коерцитивної сили,

залишкової намагніченості, та намагніченості насичення, які можуть виступати робочими характеристиками [75 – 78]. В інших роботах [79 – 80] проводиться моделювання зазначених робочих характеристик.

Також при використанні у приладобудуванні тонких магнітних плівок або малих частинок важливу роль відіграє їх швидкість перемагнічування. Це питання потребує значної уваги, при виготовленні носіїв збереження інформації. З розвитком сучасної комп'ютерної техніки та накопичення великого масиву інформації гостро стало питання потреби нових магнітних матеріалів на основі яких можна буде створювати нові високощільні носії інформації з високою швидкістю запису/зчитування.

З рисунку 1.30 можна судити про динаміку перемагнічування (у залежності від механізму) магнітних матеріалів [81]. Найменшу швидкість (від декількох нс до сотень мс) мають плівки у яких процес перемагнічування пов'язаний з механізмом зміщення доменних стінок. На такій швидкості працювали стрічкові носії інформації. Швидкість розповсюдження спінових хвиль у магнітних матеріалах становить від декількох сотень пс до десятків нс.

Перемагнічування за допомогою механізму обертання векторів намагнічування (обертання спінів) відбувається за час від одиниць пс до десятків нс і поділяється на два етапи – прецесії (декілька пс) та затухання. Всі сучасні носії інформації побудовані саме за таким механізмом. Останнім часом [84 – 85], для збільшення щільності і швидкості запису/зчитування інформації, розглядається можливість використання локального підігріву магнітного матеріалу ультракороткими лазерними імпульсами (50 – 100 фс). Процес лазеро-індукованого способу перемагнічування займає декілька сотень фс, що відповідає швидкості спін-орбітальної взаємодії. Авторами ряду робіт (див., наприклад, [82 – 85]) ведеться дискусія про природу фізичних процесів, які обумовлюють таку швидкість перемикавання, хоча на даний час остаточної відповіді на це питання не отримано.

У перших роботах, які присвячені лазеро-індукованому способу перемагнічування використовувались одношарові плівки Co, Ni і Fe [86 – 87].

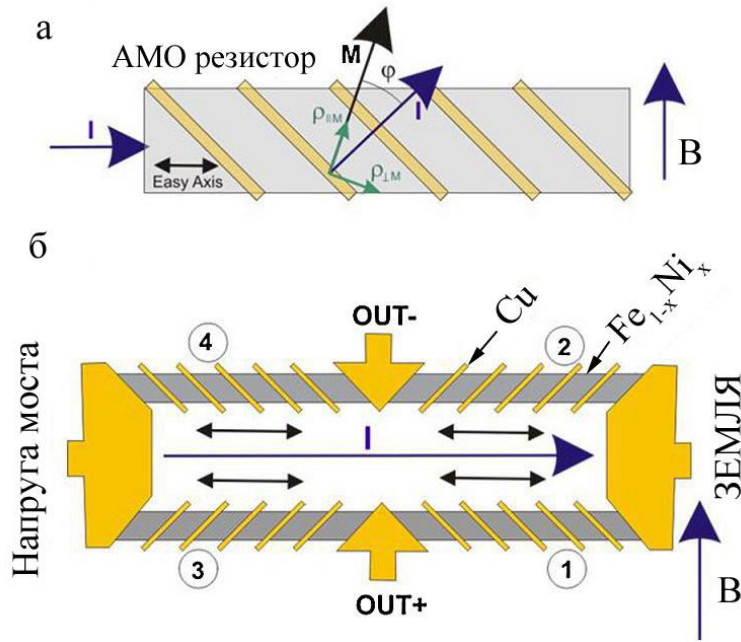


Рис. 1.29. Схематичне зображення анізотропного магніторезистивного датчика на основі $Fe_{1-x}Ni_x$ [75]: а – чутливий елемент, б – конструкція датчика

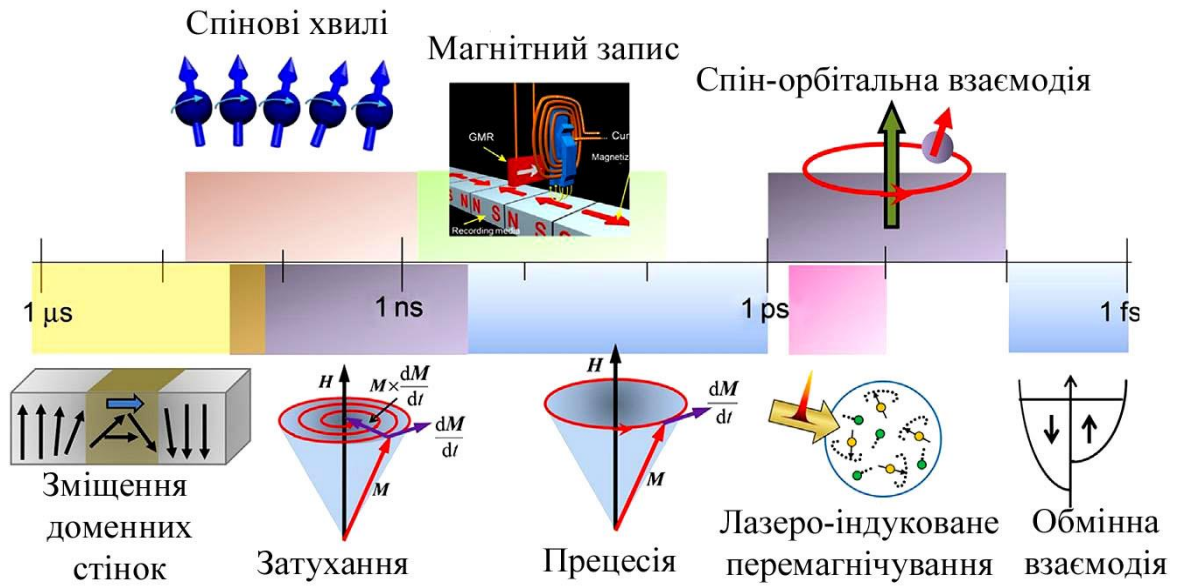


Рис. 1.30. Динаміка перемагнічування магнітних матеріалів [81]

На даний час існує велика кількість робіт (див., наприклад, [88 – 91]) де вивчаються питання про можливість використання гранульованих сплавів, спін-вентелів та мультишарів з різною конфігурацією і складом для побудови на їх основі засобів запису/зчитування і зберігання інформації. Наприклад, як було показано у серії робіт [4 – 5, 92 – 94] одними із таких перспективних матеріалів є тонкі плівки на основі R/T металів. Можливість використання трикомпонентних сплавів на основі Co, Fe і Gd розглядалося авторами [4, 92]. Дослідження дії ультракороткого лазерного імпульсу на перемагнічування феррімагнітного сплаву $Gd_{1-x}Co_x$ обговорювалось у роботі [5]. Окрім перерахованих матеріалів також було розглянуто мультишари на основі Co і Tb [93] та спін-вентелі на основі інтерметалідів $DyCo_5$ і сплавів $Fe_{76}Gd_{24}$ розділених ультратонким прошарком Ta [94]. Спільним для більшості даних робіт є те, що товщина зразків складає 20 – 30 нм, а їх намагнічування/розмагнічування відбувається за час 10 – 30 пс. При такому локальному підігріві відбувається нагрівання поверхні плівки до температур 600 – 800 K [4, 92], тому постає питання про термічну стабільність таких плівок і їх структурно-фазовий стан.

Висновки до розділу 1

Аналіз літературних даних з дослідження структурно-фазового стану, магнітних та магніторезистивних властивостей у плівкових системах, зокрема на основі Fe і Co та Gd, показав наступне.

1. Структурно-фазовий стан плівкових шарів на основі рідкоземельних металів визначається умовами їх отримання та подальшої термообробки. У більшості випадків у свіжосконденсованому стані для плівок Gd з відносно малою ефективною товщиною проявляється аморфізація, при збільшенні товщини шарів Gd вони стабілізуються в кристалічний ГЦП-Gd та можуть додатково містити оксидну та/або гідридну фази.

2. Плівкові сплави на основі R/T металів перебувають у аморфному стані у

досить широкому діапазоні товщини і співвідношення концентрацій компонент. У той час як у мультишарах на основі рідкоземельних і перехідних металів можуть стабілізуватись, як аморфні так і кристалічні фази. Питання про процеси взаємної дифузії між шарами R і T металів залишаються маловивченими.

3. Магнітні і магніторезистивні властивості плівок на основі R/T металів залежать від ряду факторів, серед яких: співвідношення товщини окремих шарів, періодичність структури, структурно-фазовий стан, наявність немагнітних прошарків із інших металів тощо.

4. Плівкові зразки на основі R/T металів характеризуються 3d-4f електронною обмінною взаємодією між двома магнітними системами формуючи феро- або феррімагнітну структуру. Енергією обмінної взаємодії можна оцінити за величиною температури Кюрі.

5. Матеріали на основі R/T металів мають ряд унікальних властивостей та вважаються новим класом магнітовпорядкованих речовин, які можуть бути використані для виготовлення чутливих елементів датчиків магнітного поля та середовища для термомагнітного запису інформації.

РОЗДІЛ 2

МЕТОДИКА І ТЕХНІКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Аналіз і узагальнення даних літературного огляду дозволило встановити і вивчити мету наших експериментальних досліджень. Вона полягає у встановленні загальних закономірностей магнітних і магніторезистивних властивостей та впливу на них процесів фазоутворення у приладових структурах на основі Fe (Co) та Gd. Тришарові плівки на основі Co і Fe та Gd та мультишари $[\text{Co} / \text{Gd}]_n$ можуть бути використані у якості закріплюючих шарів спін-вентельних структур та датчиків магнітного поля. У таблиці 2.1 наведена загальна характеристика плівкових систем, властивості яких досліджені у рамках даної роботи та умови їх отримання і термообробки.

Таблиця 2.1

Загальна характеристика плівкових систем та умови їх формування

Плівкова система	Товщина, нм	Спосіб отримання	Технологічні умови отримання	Умови термообробки
Fe/Gd/Fe	$d_{\text{Fe}} = 1 - 30,$ $d_{\text{Gd}} = 1 - 25$	Електронно-променеве осадження	$P \cong 10^{-4}$ Па $\omega = 0,03 - 0,05$ нм/с $T_{\text{п}} = 460$ К	$P \cong 10^{-4}$ Па $T_{\text{в}} = 700, 900$ К
Co/Gd/Co	$d_{\text{Co}} = 1 - 30,$ $d_{\text{Gd}} = 1 - 25$	Електронно-променеве осадження	$P \cong 10^{-4}$ Па $\omega = 0,03 - 0,05$ нм/с $T_{\text{п}} = 460$ К	$P \cong 10^{-4}$ Па $T_{\text{в}} = 800,$ 1000 К
$[\text{Co} / \text{Gd}]_n$	$d_{\text{Co}} = 2 - 5,$ $d_{\text{Gd}} = 2$	Магнетронне осадження в атмосфері Ar	$P \cong 2 \times 10^{-7}$ Па $\rightarrow \downarrow \text{Ar}$ $\rightarrow 5 \times 10^{-1}$ Па $\omega = 0,01 - 0,02$ нм/хв $T_{\text{п}} = 300$ К	$P \cong 10^{-4}$ Па $T_{\text{в}} = 700$ К

Для зазначених у таблиці 2.1 систем, нами були досліджені електрофізичні властивості у процесі відпалювання, що було необхідно у першу чергу для встановлення факту термостабілізації електроопору. Магнітні властивості вивчались для з'ясування впливу орієнтації зразка в магнітному полі і геометрії вимірювання на величину намагніченості насичення (M_s), залишкової

намагніченості (M_r), коерцитивної сили (B_c). Ці дослідження проводились з метою вивчення питань про можливість застосування плівкових систем як чутливих елементів сенсорів магнітного поля та датчиків положення.

Вивчення магніторезистивних властивостей проводилось для встановлення впливу геометрії вимірювання та орієнтації зразка у зовнішньому магнітному полі з точки зору використання таких систем як конструктивних елементів спін-вентельних структур.

Фазовий склад і кристалічна структура досліджувались з метою вивчення впливу процесів термообробки на магнітні і магніторезистивні властивості, оскільки фазові перетворення можуть привести до появи певних особливостей, які можуть бути корисними для покращення експлуатаційних характеристик приладів. Поряд з цим у процесі експлуатації приладів можливе їх нагрівання під дією зовнішніх факторів, що впливатиме на параметри приладів і їх роботоздатність. Як наслідок це може привести до відхилення параметрів від номіналів або до катастрофічних відмов. А дослідження впливу фазового стану на магнітні і магніторезистивні властивості дозволить з'ясувати робочий діапазон температур експлуатації приладів.

2.1 Прилади і методи отримання та термообробки плівкових зразків на основі Co і Fe та Gd

Процес отримання одношарових та тришарових плівок систем на основі Co і Fe та Gd проводився в робочому об'ємі вакуумної установки ВУП-5М (рис. 2.1) в якій вакуум створювався пароструменевим насосом НВДМ-160 з попередньою відкачкою механічним форвакуумним насосом 2НВД-5ДМ. Вимірювання ступеня вакууму забезпечували перетворювачі ПМТ-2 та ПМІ-2 [95]. Основні елементи установки виконані із нержавіючої сталі X18H10T з незначним газовиділенням. Блоки живлення забезпечували як функціонування установки, так і режими відпалювання, наплення, вимірювання параметрів процесів в робочому об'ємі при залишковому тиску газів $\sim 10^{-4}$ Па [95].

У робочому об'ємі вакуумної установки на відстані 70 – 80 мм від випаровувачів знаходився підкладкотримач, конструкція якого забезпечувала можливість одночасного розміщення до десяти підкладок. Це дозволяло отримати серію плівкових зразків з різною товщиною шарів без розгерметизації робочого об'єму.



Рис. 2.1. Зовнішній вигляд вакуумної установки ВУП-5М

Одношарові і тришарові плівки Со і Fe та Gd були отримані шляхом пошарової конденсації у робочому об'ємі вакуумної камери електронно-променевим методом з середньою швидкістю конденсації та температурах підкладки, значення яких наведено у таблиці 2.1.

Достатня адгезія плівок до підкладки забезпечувалась її підігрівом, що важливо з точки зору послідуєчих вимірювань опору. Крім цього збільшення температури підкладки при конденсації, дозволило отримати більш структурно-досконалі з меншою кількістю дефектів кристалічної будови зразки. Також прилади у процесі експлуатації нагріваються, тому підігрів підкладки у процесі конденсації дозволив отримати плівки зі стабільними робочими характеристиками у діапазоні температур від кімнатних до температур підкладки.

При виготовленні тонкоплівкових датчиків важливу роль відіграє підкладка, яка повинна задовольняти певним встановленим вимогам [96], зокрема бути діелектричною, мати термічну стійкість, низький температурний

коефіцієнт лінійного розширення, шорсткість повинна бути не менше 14 класу і мати високу механічну міцність. Комплексу таких вимог відповідають ситалові підкладки [96], які використовуються при виготовленні гібридних інтегральних мікросхем та ряду датчиків. У зв'язку з цим при дослідженні магніторезистивних властивостей використовувались ситалові підкладки розміром 10×10 мм.

На відміну від одно- та тришарових плівок, мультишари на основі Co і Gd отримувались у робочому об'ємі високовакуумної установки Alliance Concept DP (рис. 2.2. а) методом магнетронного осадження в атмосфері інертного газу Ar. Ці дослідження проводились у лабораторії Наномагнетизму і спінтроніки, Інституту Жана Ламура, Університету Лотарингії, м. Нансі, Франція.

Вакуумна установка Alliance Concept DP складається з двох основних вузлів: основної вакуумної камери і шлюзу для введення зразків [97]. Виведення робочого об'єму високовакуумної камери на робочі параметри досягався в два етапи: за допомогою механічного форвакуумного насосу в камері створювався попередній вакуум, а за допомогою кріогенного насосу в камері досягався тиск не нижче ніж $P = 2 \cdot 10^{-7}$ Па.

Підкладкотримач із підкладками вводився у робочий об'єм вакуумної камери через шлюз. Це дозволяло вирішити одночасно дві технологічні проблеми: зменшити час відкачування камери та уникнути її забруднення. Конструкція підкладкотримача дозволяла розмістити на ньому 5 масок або 5 підкладок. У нашому випадку було використано 5 підкладок із полікристалічного Si, що дозволило отримати п'ять зразків у одному технологічному циклі без розгерметизації установки. Автоматична система керування установкою дозволяла вводити підкладкотримач до робочого об'єму вакуумної камери та контролювати процес осадження шарів через 5 масок, або в одному технологічному циклі послідовно отримати 5 різних зразків з заданими товщинами або концентраціями компонент. Перед кожним осадженням попередньо проводилось очищення поверхні підкладки методом іонного бомбардування. Щоб забезпечити рівномірність товщини плівкових

зразків підкладкотримач обертався під час розпилення. Температуру підкладок і підкладкотримача витримували при кімнатній температурі за допомогою охолоджуючого пристрою. Керування установкою здійснювалось через інтерфейс високого рівня, який дозволяв задати і реалізувати всі кроки створення зразка (рис. 2.2. б).

Пари металів конденсувалися пошарово на полікристалічну кремнієву підкладку при температурі $T_n = 300$ К, з кількістю повторювань $n = 2 - 8$. На підкладку попередньо було нанесено шар оксиду кремнію товщиною 100 нм та двошарова плівка Ta(2)/Pt(5) (тут і далі у дужках вказана товщина у нм).

Ефективна товщина шарів Gd зберігалася постійною ($d_{Gd} = 2$ нм), у той час для шарів Co вона змінювалась і складала $d_{Co} = 2$ і 5 нм. Для запобігання окислення, плівкові зразки покривались двошаровою плівкою Ta(5)/Pt(5). Таким чином після конденсації мультишари мали таку структуру Ta(5)/Pt(5)/[Co(x)/Gd(2)]_n/Ta(2)/Pt(5)/SiO(100)/Si (x – товщина шару Co).

Для контролю товщини плівок у процесі напилення застосовувався метод кварцового резонатора [98]. Для вимірювання у високовакуумній установці монтувався пристрій – коливальний електричний контур, що складається з генератора (робоча частота 10МГц), самого кварцу і вимірника частоти (застосовувався електронно-лічильний частотометр Ф5035). Для забезпечення потрібної термостабілізації робочих характеристик у процесі вимірювання товщини, використовували кристал зі спеціальною кристалографічною орієнтацією, що має низький температурний коефіцієнт розширення при температурах близьких до кімнатних. Крім того сам кристал вмонтовано в металевий корпус, що забезпечувало достатній тепловідвід.

Товщина сконденсованої плівки визначалась за допомогою співвідношення:

$$d = \frac{N_a \cdot D_q}{D_f \cdot f_q^2} \cdot (f_q - f) \quad (2.1)$$

де D_q та D_f – густина кварцу та напиленої речовини;

f_q – резонансна частота кварцу до початку напилення;

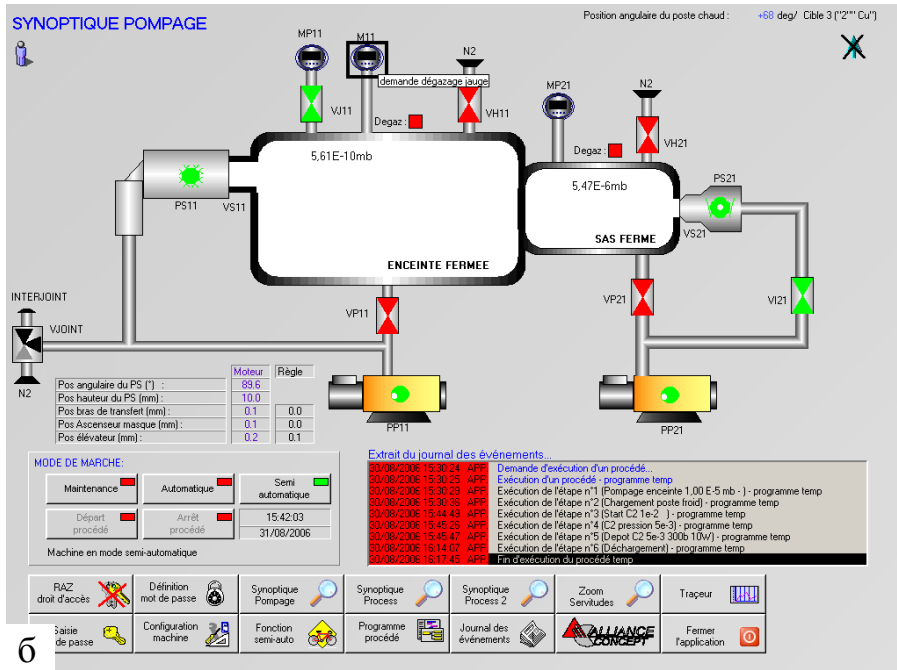


Рис. 2.2. Зовнішній вигляд високовакуумної установки Alliance Concept DP 850 (а) та інтерфейсу програмного забезпечення (б) для керування технологічним процесом

f – резонансна частота кварцу після наплення;

$$N_a = d_q \cdot f_q = \text{const} = 1,668 \cdot 10^3 \text{ Гц} \cdot \text{м}.$$

Вибраний діапазон частот – 10 МГц і чутливість використаного обладнання для вимірювання частоти забезпечує невизначеність лише в діапазоні ± 1 Гц і в цілому відчуває зміни товщини $\sim 0,1 - 0,2$ нм.

Термообробка плівкових зразків проводилась у вакуумі ($P \sim 10^{-4}$ Па) до $T_s \cong 800$ та 1000 К (система Co/Gd/Co/П), $T_s \cong 600$ і 900 К (система Fe / Gd / Fe / П) та $T_s \cong 600$ і 800 К (мультишари на основі Co та Gd) за схемою «нагрівання \rightarrow витримка протягом 20 хв \rightarrow охолодження до кімнатної температури» (П – підкладка). Регулювання швидкості нагріву і охолодження зразків, часу витримки, контроль температури підкладок здійснювалось в автоматичному режимі за допомогою програмно-апаратного комплексу на основі 16-бітного сигма-дельта АЦП ADAM-4118 (рис. 2.3) з використанням методики запропонованої у роботі [99]. Оскільки для отримання достовірних результатів експериментальних досліджень необхідна постійна швидкість зміни температури (3 – 5 К/хв.), тому під час досліджень терморезистивних властивостей було використано спеціальну конструкцію нагрівача з малою інерційністю для термовідпалювання зразків, яка дозволила підвищити точність вимірювань. Конструкція такого нагрівача запропонована у роботі [100].

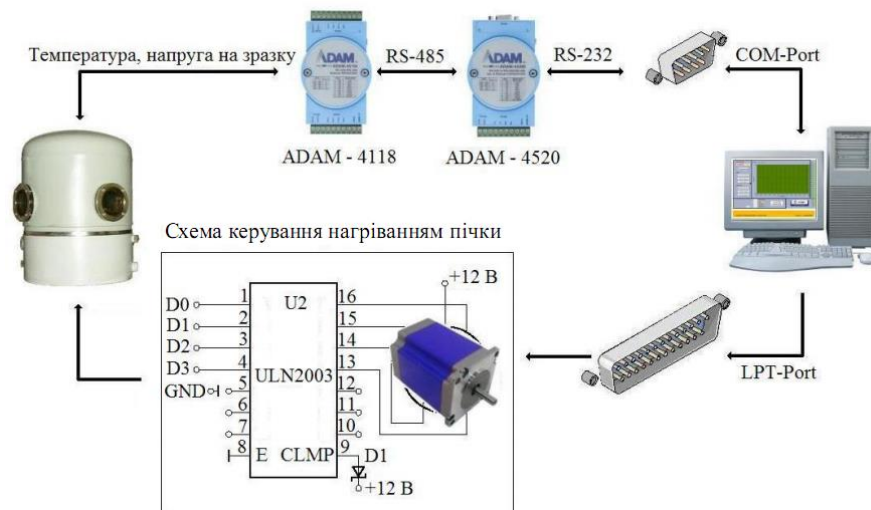


Рис. 2.3. Схема апаратної частини автоматизованого комплексу для дослідження терморезистивних властивостей [99]

2.2 Методика дослідження фазового складу і кристалічної структури

Дослідження кристалічної структури зразків малої товщини проводили методами електронної просвічуючої мікроскопії і електроннографії швидких електронів з використанням мікроскопа ПЕМ-125К. Кристалічна структура зразків у світлопольному режимі вивчалась при збільшеннях від $(20 - 200) \cdot 10^3$ крат. Метод просвічуючої електронної мікроскопії дозволяє одержати інформацію про розміри і концентрацію кристалітів, характер меж зерен та про дефекти кристалічної будови. Ця інформація доповнюється даними електроннографічного методу про міжплощинні відстані тип та параметри кристалічної решітки.

Для проведення досліджень електронно-зондовими методами плівки конденсувались на сколи (001) NaCl (KCl) або на плівки-підкладки з аморфного вуглецю ($d \leq 20$ нм), які розташовувались на опорній мікроскопічній сітці. Аморфна структура вуглецю прозора для пучка електронів і не впливає на фазовий стан плівок. Для дослідження впливу термообробки на структурно-фазовий стан, досліджувані плівки після препарування на мікроскопічну сітку відпалювались у вакуумі протягом 15 – 20 хв при фіксованих температурах T_0 , значення яких зазначені у таблиці 2.1.

Обробка результатів електроннографічних досліджень проводилась за допомогою відповідного програмного забезпечення [101], що дозволило збільшити точність вимірювань.

Алгоритм роботи програми працює за загальноприйнятою методикою аналізу дифракційних картин, яку можна розділити на два етапи. Спочатку визначається стала приладу з використанням еталону (наприклад плівки Al товщиною 30 – 40 нм). Для цього у програму завантажується зображення дифракційної картини еталонного зразка, проводиться автоматичне знаходження центру електроннограми, вибираються необхідні лінії для розрахунку та проводиться розрахунок за допомогою співвідношення [102]:

$$C = D_{hkl}^0 \cdot d_{hkl}^0, \quad (2.2)$$

де d_{hkl}^0 – міжплощинна відстань еталону,

D_{hkl}^0 – діаметри дифракційних кілець еталонного зразка.

Як еталон були використані плівки Al товщиною 30 – 40 нм, міжплощинні відстані якого відомі.

На другому етапі, використовувались електронोगрами від експериментальних зразків. Для розшифровки електронोगрами проводяться аналогічні дії (як і у випадку еталонного зразка), до програми завантажується зображення, визначається центр електронोगрами та обираються лінії для розрахунку. Відмінність двох етапів полягає у розрахунку міжплощинних відстаней та параметрів кристалічної решітки безпосередньо для експериментального зразка з використанням діаметру його дифракційних кілець та сталої приладу. Розрахунок параметрів решітки (a і c) проводився за допомогою відомих співвідношень для кристалів кубічної та гексагональної сингоній [102]:

$$d_{hkl} = \frac{C}{D_{hkl}}, \quad (2.3)$$

$$a_{hkl} = d_{hkl} \sqrt{h^2 + k^2 + l^2}, \quad (2.4)$$

$$\frac{1}{d^2} = \frac{4}{3} \frac{h^2 + hk + k^2}{a^2} + \frac{l^2}{c^2}, \quad (2.5)$$

$$a_{hko} = \frac{2}{\sqrt{3}} d_{hko} \sqrt{h^2 + kh + k^2}, \quad c_{00l} = l d_{00l} \quad (2.6)$$

де D_{hkl} – діаметри дифракційних кілець невідомого зразка;

d_{hkl} – міжплощинна відстань невідомого зразка;

h, k, l – індекси Міллера.

При інтерпретації результатів розшифровки електронोगрам використовувалися відомі табличні дані про величину міжплощинних відстаней та відносну інтенсивність ліній на дифрактограмах для масивних зразків Co, Fe і Gd та їх оксидів і гідридів [103].

Також в деяких випадках нами використовувався метод рентгенівської дифракції. Проведення рентгенографічних досліджень здійснювалося на установці PANalytical's Materials Research Diffractometers (MRD), зовнішній вигляд якої

представлений на рисунку 2.4 [104]. Цей дифрактометр являє собою стаціонарний прилад і виконаний у вигляді приладового каркаса, в якому розташовуються основні блоки: рентгенівська трубка в захисному кожусі, високовольне джерело живлення рентгенівської трубки, дифрактометрична стійка з гоніометром, блоки детектування, керування, збору даних і керування приводом, захисна система від невикористаного рентгенівського випромінювання.

Принцип дії дифрактометра заснований на дифракції рентгенівських променів від атомних площин кристалічної решітки досліджуваної речовини. Реєстрація дифракційної картини максимумів інтенсивності від систем різних кристалографічних площин здійснюється при обертанні детектора і / або зразка навколо осі гоніометра. Пучок рентгенівських променів відбивається від кристалографічних площин з індексами (hkl) , паралельних площині зразка, і фокусується на приймальній щілині детектора. Приймальний детектор, принципова схема якого наведена на рисунку 2.4 б, реєструє інтенсивність відбитих променів у залежності від величини кута падіння Θ . Падаюче монохроматичне рентгенівське випромінювання з довжиною хвилі $\lambda = 0,154$ нм ($\text{CuK}_{\alpha 1}$), при виконанні умови Брегів $2d_{hkl}\sin\Theta = k\lambda$, формує дифракційну картину.

Керування дифрактометром, збір даних та їх обробка здійснювалося за допомогою персонального комп'ютера. Аналіз і розрахунок отриманих рентгенограм проводився за допомогою комп'ютерної програми X'Pert HighScore і X'Pert HighScore Plus.

Для оцінки похибки товщини під час напилення, міжфазної шорсткості та ступеню взаємодифузії, зразки були досліджені методом малокутової рентгенівської дифракції. Обробка отриманих результатів у режимі малокутової дифракції здійснювалися за допомогою програмного забезпечення X-Pert Reflectivity, яке для пошуку фізичних рішень для величини шорсткостей інтерфейсів, щільності і товщини шарів використовує генетичний алгоритм. Оптимальними значеннями зазначених параметрів вважалися ті, при яких спостерігався максимальний збіг експериментальних і розрахункових рефлектометричних залежностей. За зовнішнім виглядом отриманих графіків

можна якісно оцінити структурні характеристики зразка. Висота піків (h) на рефлектометричних залежностях відповідає за величину шорсткості σ (чим більше значення h , тим менше величина σ). Відстань між максимумами або мінімумами відповідає товщині зразка або шарів, з яких він складається.

Для вивчення доменної структури та топології поверхні зразків використовувався скануючий зондовий мікроскоп моделі Solver MFM (рис. 2.5). Цей прилад дозволяє проводити вимірювання з використанням методів атомно-силової мікроскопії та магнітно-силової мікроскопії. В останньому режимі дослідження проводились у зовнішньому магнітному полі величиною до 3,5 кГс, яке було направлене уздовж площини зразка [105].

Особливістю моделі Solver MFM є те, що всі металеві частини вимірювальної голівки й блоку підведення й сканування виконані з немагнітних матеріалів. Це дозволяє уникнути зміни положення зонда при вмиканні/вимиканні, а також зміни напрямку магнітного поля. Для створення магнітного поля в Solver MFM передбачений генератор магнітного поля (рис. 2.5). Охолодження електромагніту відбувається за допомогою системи водяного охолодження.

2.3 Методика дослідження магнітних і магніторезистивних властивостей

Дослідження магнітних і магніторезистивних властивостей плівкових систем у більшості випадків проводились комплексно для одних і тих же зразків після напилення та їх подальшої термообробки.

2.3.1 Методика досліджень магнітних властивостей

Магнітні властивості досліджувались методом вібраційної магнітометрії (прилад VSM Lake Shore) при кімнатних температурах (рис. 2.6.) та

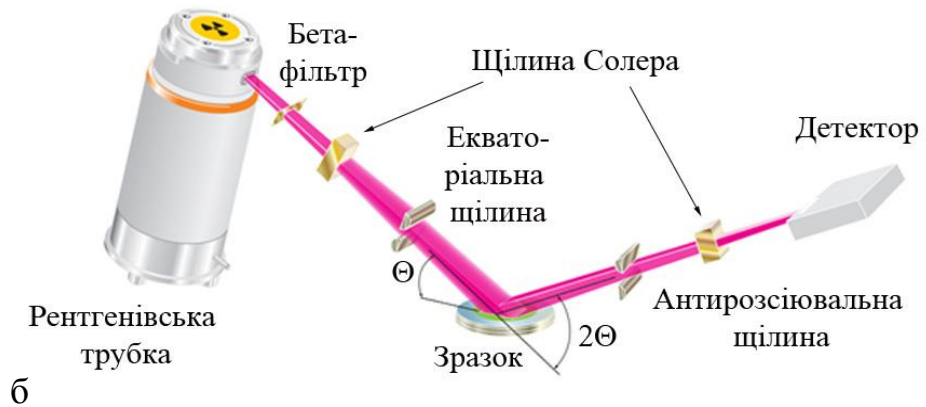
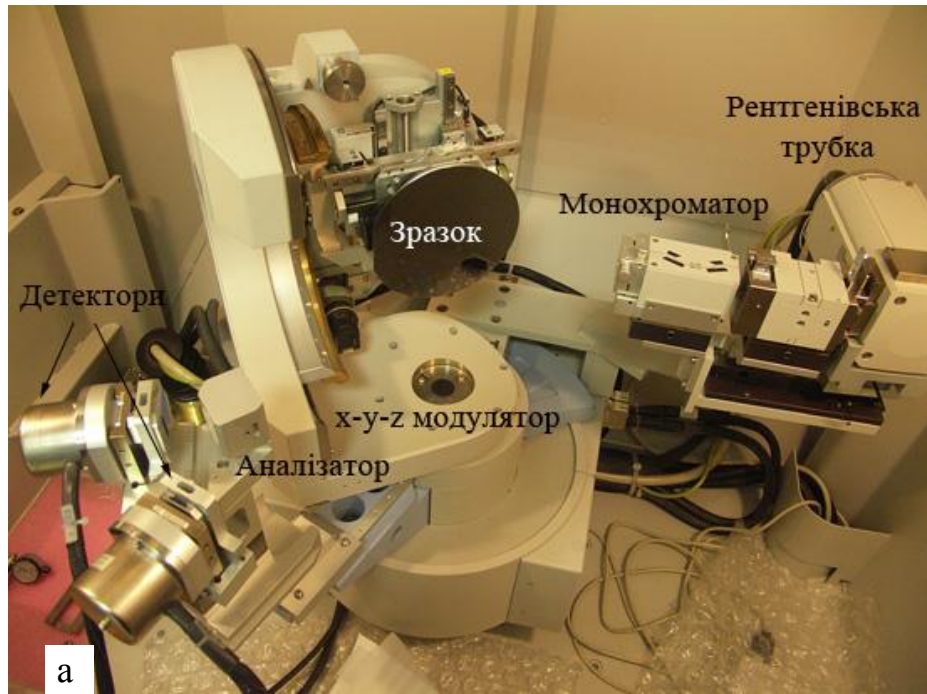


Рис. 2.4. Зовнішній вигляд (а) та хід променів (б) у рентгенівському дифрактометрі PANalytical X'Pert PRO MRD



Рис. 2.5. Загальний вигляд Solver MFM:
1 – блок живлення електромагніту; 2 – термостат; 3 – система відеоспостереження; 4 – віброзахисна платформа; 5 – СЗМ контролер; 6 – вимірювальна голівка; 7 – генератор магнітного поля; 8 – блок підведення і сканування

зовнішньому магнітному полі ± 2 Тл при двох орієнтаціях зразка відносно прикладеного зовнішнього магнітного поля:

- лінії індукції магнітного поля були направлені паралельно поверхні зразка (паралельна геометрія);
- лінії індукції магнітного поля були направлені перпендикулярно до поверхні зразка (перпендикулярна геометрія).

Принцип дії приладу ґрунтується на вимірюванні поля зразка, який коливається в однорідному магнітному полі зі сталою частотою та амплітудою [106]. Зразок закріплювався на тримачі з кварцового скла і приводився у коливальний рух у системі чотирьох вимірювальних котушок (рис. 2.6, б). При цьому вісь коливань була паралельна площині котушок, а магнітний момент зразка, індукований зовнішнім магнітним полем, орієнтувався перпендикулярно площині котушок. Котушки розташовувались на полюсах електромагніту, який є джерелом магнітного поля. На кожному полюсі пари котушок з'єднані «зустрічно», а пари між собою – «послідовно». При русі зразка вгору збільшувався магнітний потік у верхніх котушках і зменшувався у нижніх котушках. Електрорушійні сили, що виникають у них, мають різні знаки, але завдяки зустрічному включенню котушок, додаються. Подібним чином розвивається ситуація при русі зразка вниз. У той же час зміна однорідного поля електромагніту створює взаємокомпенсуючі сигнали в котушках. Така система з'єднання котушок дозволяла виділити корисний сигнал від зразка і мінімізувати паразитні сигнали від зовнішніх однорідних полів.

Електрорушійні сили у котушках визначаються потокозчепленням зі зразком, тому залежать не тільки від магнітного моменту зразка, але й від геометрії котушок, розмірів і форми зразка.

Програмне забезпечення (рис. 2.6, б) дозволяло встановлювати такі основні параметри вимірювання, як максимальне і мінімальне поле, крок вимірювання (кількість точок), геометрію вимірювання, кут орієнтації зразка в зовнішньому магнітному полі та ін.

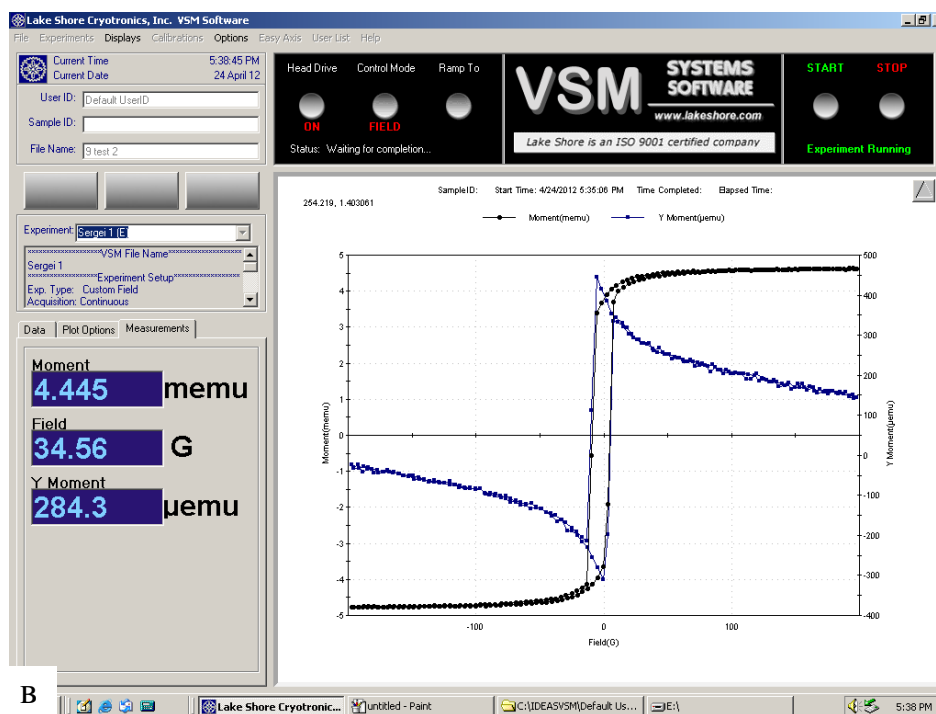


Рис. 2.6. Зовнішній вигляд вібраційного магнітометра Lake Shore (а), вимірювальних котушок (б) та робоча панель програмного забезпечення (в) керування вібраційним магнітометром

З отриманих під час вимірювань петель гістерезису ми визначали такі магнітні характеристики плівкових зразків (рис. 2.7), як коерцитивна сила (B_c), намагніченість насичення (M_s) та залишкова намагніченість (M_r). Слід також зазначити, що після вимірювань ми отримували намагніченість від прикладеного магнітного поля у відносних одиницях (emu).

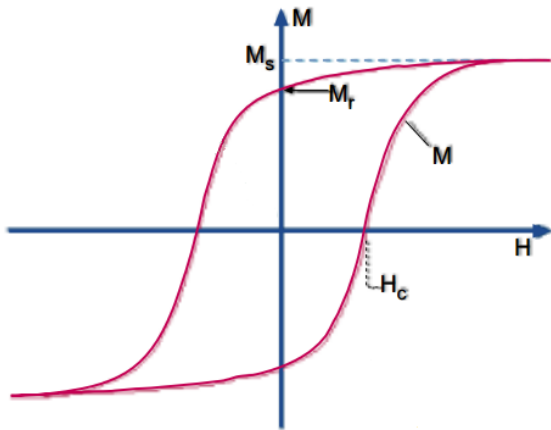


Рис. 2.7. До пояснення визначення магнітних характеристик

Для інтерпретації отриманих результатів і їх порівняння нами було зроблено перерахунок намагніченості в об'ємну намагніченість з урахуванням геометричних розмірів та товщини плівки, а потім був здійснений перехід з системи СГС у СІ за співвідношенням:

$$1 \text{ emu/cm}^3 = 10^3 \text{ A/m.} \quad (2.8)$$

Не менш важливим питанням при дослідженні магнітних характеристик плівкових зразків є вплив часу, протягом якого відбувається один цикл перемагнічування. Для з'ясування цього фактору, нами було отримано серію петель гістерезису для одношарової плівки Со товщиною 25 нм у залежності від часу вимірювання. На рисунку 2.8 наведена залежність коерцитивної сили, намагніченості насичення та залишкової намагніченості від часу вимірювання. Аналіз цих даних дозволив зробити висновок, що незалежно від затраченого часу на один цикл перемагнічування плівкового зразка у межах похибки визначення величини B_c , M_s та M_r мають однакові значення. Це дуже важливий фактор при порівнянні результатів вимірювань магнітних властивостей, які отримані від різних зразків чи/або від одного і того ж зразка але виміряного з різною швидкістю.

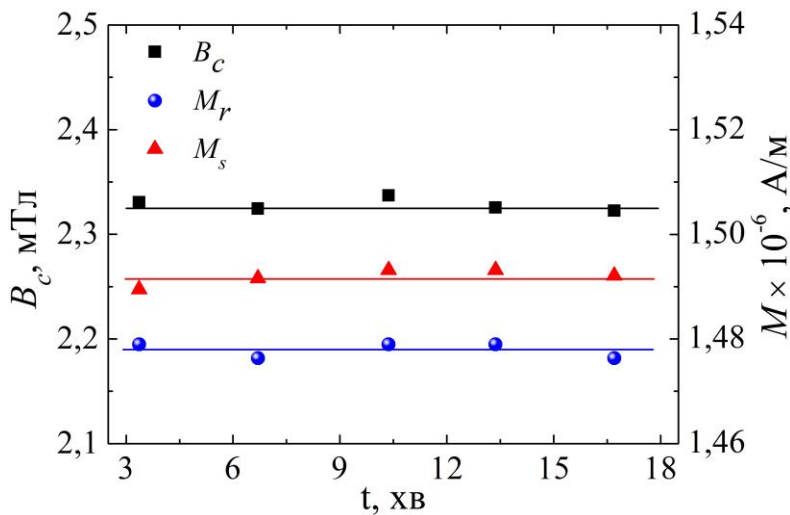


Рис. 2.8. Залежність коерцитивної сили, намагніченості насичення та залишкової намагніченості від часу вимірювання для одношарової плівки Co товщиною 25 нм

Частина вимірювань магнітних властивостей було проведено за допомогою SQUID-магнітометрії. SQUID-магнітометр є вимірювальним приладом нового покоління, що містить в реєструючій частині надпровідні квантові інтерференційні датчики (SQUID, Superconducting Quantum Interference Device) [106]. Завдяки високому ступеню інтеграції та автоматизації, SQUID-магнітометр є провідним пристроєм для повноцінного комплексного вивчення магнітних характеристик речовини. Принцип дії SQUID-магнітометра заснований на зміні магнітного потоку, що проходить через кільце надпровідного детектора при переміщенні зразка [106]. Прилад дозволяє вимірювати магнітні характеристики в дуже широкому діапазоні величин з однаковою ефективністю для діаманетиків, парамагнетиків, феромагнетиків і надпровідників.

Під час наших досліджень використовувався SQUID-магнітометр MPMS 3 (Magnetic Property Measurement System) фірми Quantum Design (рис. 2.9) [107]. Конструктивно SQUID-магнітометр складається з таких основних вузлів: система контролю температури, електромагніт, надпровідний SQUID-датчик, спеціальний тримач зразка, система керування. Магнітометр даного типу здатний працювати у широкому інтервалі температур 2 – 1000 К. Точність вимірювань вимагає контролю потоку тепла від нагрівача і захисту охолоджуючої системи установки, для цього використовують систему контролю температури. Магнітометр укомплектований електромагнітом,

здатним створити поле $B = \pm 7$ Тл. Чутливість SQUID приймачів надзвичайно висока, тому вимірювані магнітні поля повинні мати абсолютну стабільність по відношенню до мінімальних шумів в SQUID-сигнальній котушці. Для створення подібного стабільного поля використовується надпровідний соленоїд. Він являє собою повністю замкнуту надпровідну петлю, яка несе певний струм. Тому магніт здатний працювати у стабільному режимі без залучення зовнішніх джерел струму. Для зниження величини струму в соленоїді використовують нагрів невеликого сегмента петлі, який переходить в нормальний стан і створює опір. Для збільшення струму використовують зовнішні джерела, що призводить до посилення електромагнітних шумів в установці, тому під час вимірювань зовнішні джерела повинні бути відключені. Також навколо зразка встановлюється захисний надпровідний екран, який непроникний для будь-яких частот, аж до створюваних геомагнітними шумами (менше 1 Гц).

Магнітометр укомплектований надпровідним SQUID-датчиком. Це високочутливий прилад для перетворення магнітного потоку в електричний сигнал постійного або змінного струму, дія якого заснована на явищі квантування магнітного потоку в надпровідному кільці з включеними у нього контактами Джозефсона (тонкими ізолюючими або ненадпровідними прошарками між двома надпровідниками, через які можливе протікання надпровідного струму). У результаті інтерференції надпровідних струмів, при зміні магнітного потоку Φ через кільце, вихідний сигнал осцилює з періодом Φ_0 , рівним кванту магнітного потоку:

$$\Phi_0 = h/2e \quad (2.9)$$

де h – стала Планка;

e – заряд електрона.

Дуже важливою функцією магнітометра є можливість плавного переміщення і обертання зразка у реєструючих котушках. Під час наших досліджень було використано тримач з кварцового скла.

Усі процеси, що відбуваються під час вимірювань, контролюються за

допомогою персонального комп'ютера і є максимально автоматизованими. У SQUID-магнітометрі MPMS 3 реалізоване дистанційне керування усіма процесами під час вимірювань (окрім заміни зразка), що дозволяє керувати установкою з любого комп'ютера з доступом у мережу Інтернет. Такий підхід дає можливість максимально економно використати ресурс установки, а оскільки один цикл вимірювань зразка у полі $B = \pm 7$ Тл займає 3 – 4 години, то і суттєво економиться час.

Технічні характеристики SQUID-магнітометра MPMS 3 наступні:

- магнітне поле: ± 7 Тл при похибці $\pm 5 \cdot 10^{-6}$ Тл;
- температурний інтервал: 2 – 1000 К;
- чутливість: 5×10^{-8} етл при 0 Тл;
- чутливість вимірювання змінного струму від 0,1 Гц до 1 кГц;
- максимальний розмір зразків 7×7 мм².



Рис. 2.9. Зовнішній вигляд SQUID-магнітометра MPMS 3

2.3.2 Методика дослідження магніторезистивних властивостей

Зазвичай, для вимірювань ефекту магнітоопору (МО), геометрія при якій струм перпендикулярний площині зразка (CPP – current-perpendicular-to-plane), використовується нарівні з геометрією, коли струм паралельний площині зразка (CIP – current-in-plane). Ми використовували CIP геометрію, в якій розглянули

три взаємних орієнтації магнітного поля B з площиною зразка і струмом, що в ній протікає: поздовжня геометрія – B паралельне площині плівки і струму; перпендикулярна геометрія – B перпендикулярне площині плівки і струму; поперечна геометрія – B паралельне площині і перпендикулярне струму.

Дослідження магніторезистивних властивостей відбувалось з використанням програмно-апаратного комплексу за чотирьохточковою схемою у трьох геометріях вимірювання (перпендикулярна, поперечна, поздовжня) при кімнатній температурі за методикою описаною у роботах [108 – 109].

Комплекс складається з електромагніту, уніполярного блоку живлення електромагніту Philips PM 2811, 12-ти бітного АЦП-ЦАП NI USB 6008, мультиметра для вимірювання електричного опору Keithley 2000 Digital, системи реле для зміни полярності магнітного поля та модуля повороту зразка (рис.2.10). Цей комплекс дозволяє автоматично вимірювати зміну магнітоопору в тонкоплівкових системах у різних геометріях вимірювання в тому числі при переході від перпендикулярної до поперечної та реалізувати можливість повороту зразка під час вимірювання в діапазоні кутів $\pm 180^\circ$ з мінімальним кроком 1° [109].

Розрахунок магнітоопору проводився нами за формулою:

$$MO = \Delta R/R_S = (R_B - R_S)/R_S, \quad (2.7)$$

де R_B і R_S – опір плівки при заданому полі та полі насичення відповідно.

Поряд з розглянутим вище програмно-апаратним комплексом при вивченні магніторезистивних властивостей, використовувалась установка, зовнішній вигляд якої наведено на рисунку 2.15. Вона дозволяє при вимірюванні залежності МО (B) змінювати силу струму, який пропускається через зразок від 1 до 100 мА, що покращує роздільну здатність на залежностях МО (B). Але неможливість змінювати геометрію вимірювання, обумовило більш широке використання під час досліджень, попередньо розглянутої установки.

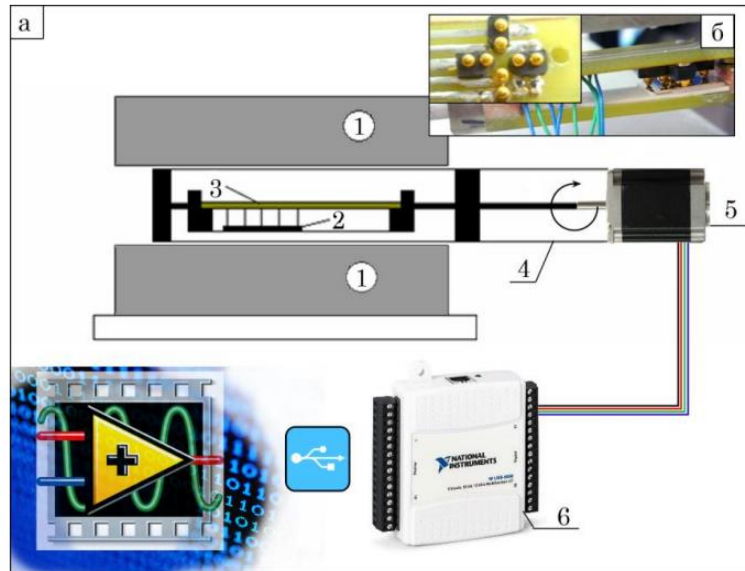


Рис. 2.14. Схематичне зображення комплексу для вимірювання магнітоопору з механізмом повороту зразка (а) та зовнішній вигляд контактів (б): 1 – осердя електромагніту; 2 – зразок; 3 – тримач контактів; 4 – консолі механізму повороту зразка; 5 – кроковий двигун; 6 – модулі збору даних NI USB 6008 [16]



Рис. 2.15. Зовнішній вигляд комплексу для вимірювання магнітоопору (а) та контактів (б)

Висновки до розділу 2

1. У відповідності із поставленими задачами комплексних досліджень були застосовані наступні методи отримання тришарових плівок і мультишарів на основі Fe (Co) та Gd, контролю товщини, вивчення процесів фазоутворення, кристалічної структури та вимірювання опору: пошарова конденсація у вакуумі методами електронно-променевого і магнетронного осадження; метод кварцового резонатора для вимірювання товщини; просвічуюча електронна мікроскопія і електронографія; рентгенівська дифракція та рефлектометрія; атомно- і магнітосилова мікроскопія; резистометрія при відпалюванні зразків у вакуумі.

2. Термообробка тришарових плівок та мультишарів на основі Fe (Co) та Gd в інтервалі температур від 300 до 1000 К дозволила дослідити протікання процесів фазоутворення та встановити їх вплив на магнітні і магніторезистивні властивості.

3. Визначення магнітних та магніторезистивних властивостей плівкових систем здійснювалось за допомогою методів високоточної резистометрії магніторезистивних властивостей та вібраційної і SQUID-магнітометрії при різних кутах орієнтації зразка відносно прикладеного зовнішнього магнітного поля.

4. Використання автоматизованих комплексів та комп'ютерних програм при отриманні плівок, дослідженні їх фізичних властивостей та обробці результатів дали змогу провести експерименти з більшою точністю та меншими затратами ресурсів.

РОЗДІЛ 3

ПРОЦЕСИ ФАЗОУТВОРЕННЯ В ОДНОШАРОВИХ ПЛІВКАХ ТА СИСТЕМАХ НА ОСНОВІ Fe (Co) ТА Gd

3.1 Одношарові плівки Fe, Co та Gd [110 – 112]

3.1.1 Фазовий склад плівок феромагнітних металів

На початку цього підрозділу розглянемо результати досліджень фазового складу плівок заліза різної товщини у вихідному стані. На рисунку 3.1 а, б приведено типову електроннограму від плівок заліза відносно малої товщини $d_{\text{Fe}} \leq 10$ нм та відповідну їй кристалічну структуру у вихідному стані. Як видно з цих даних, наші зразки перебувають у дрібнодисперсному стані. На електроннограмах спостерігаються декілька розмитих кілець. Їх середній діаметр відповідає міжплощинним відстаням, які фіксуються від кристалографічних площин ОЦК-Fe (110), (200), (211), (310). Кількість цих ліній залежить від ефективної товщини плівок. Причому спостерігається прямопропорційна залежність – чим більша ефективна товщина тим більше ліній фіксується.

Із даних електронно-мікроскопічних досліджень (рис. 3.1 в) слідує, що у плівках присутня деяка кількість оксидної фази, яка більш за все утворилась у процесі дослідження плівкових зразків, оскільки шари не покривались захисним покриттям. Відмітимо, що на електроннограмах також присутні лінії слабкої інтенсивності, які відповідають відбиттям від кристалографічних площин, які належать оксидній фазі Fe_3O_4 . У більшості випадків фіксувалась лише лінія (311). На знімках мікроструктури (рис. 3.1 в) спостерігались кристали з темними контурами, розміром до 10 нм, які відповідали оксидній фазі. Із зростанням товщини досліджуваних плівок понад $d_{\text{Fe}} \geq 10$ нм на електроннограмах кільця стають чіткішими (рис. 3.1 б).

Розшифровка електроннограм (табл. 3.1) вказує на те, що у свіжосконденсованому стані такі плівки стабілізуються в ОЦК фазу Fe з параметром кристалічної решітки $a = 0,286$ нм, що відповідає даним для масивного ОЦК-Fe ($a_0 = 0,286$ нм [103]).

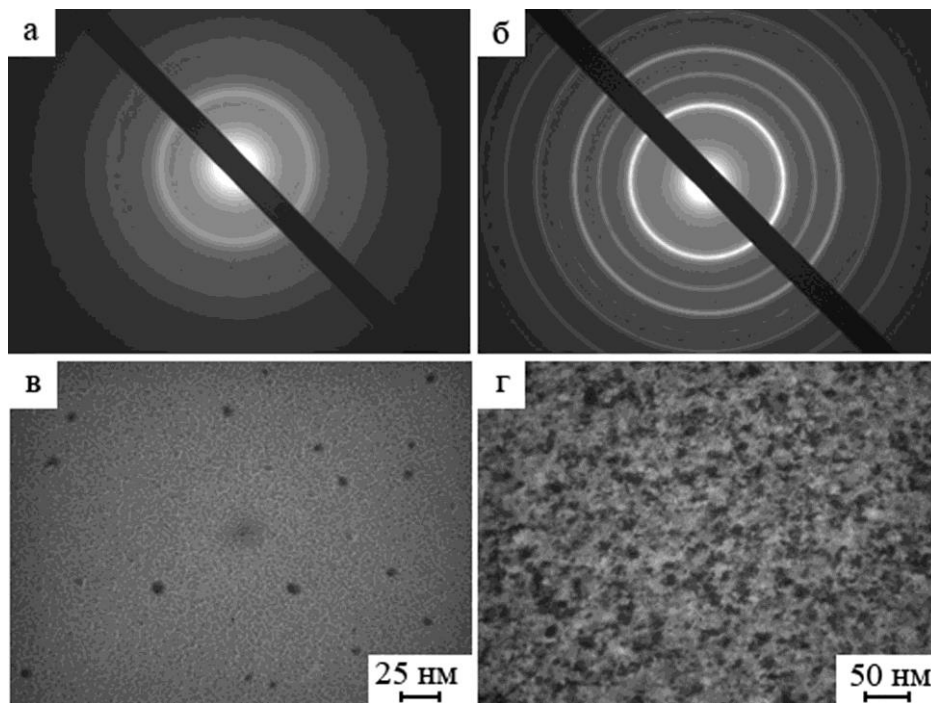


Рис. 3.1. Електронограми від плівкового зразка Fe(8) (а) та Fe(25) (б) у свіжосконденсованому стані та їх мікроструктура (в) і (г) відповідно

Таблиця 3.1

Розшифровка електронограми від плівки Fe(25) безпосередньо після конденсації

№	I , від.од	d_{hkl} , нм	hkl	d_0 , нм [103]	a (α -Fe), нм
1	Д.С.	0,202	110	0,201	0,285
2	сер.	0,143	200	0,143	0,286
3	С.	0,117	211	0,117	0,286
4	сл.	0,101	220	0,101	0,286
5	сер.	0,091	310	0,090	0,287
6	сл.	0,083	222	0,083	0,287
7	сер.	0,076	321	0,076	0,285

Д.С. – дуже сильна; С. – сильна; сер. – середня; сл. – слабка

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, нами проводилася термообробка до різних граничних температур. На рисунку 3.2 наведено типову температурну залежність опору плівки Fe протягом першого циклу термообробки до 750 К. Аналіз цієї залежності показує, що починаючи з температури $T_o = 620$ 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 у свіжосконденсованому стані.

Порівняння даних досліджень фазового складу тонких плівкових зразків у свіжосконденсованому стані до і після відпалювання показує, що в останньому випадку на електронограмах (рис.3.2, вставка б) з'являються додаткові лінії, які відповідають оксиду Fe_3O_4 , який утворюється за рахунок взаємодії з газами залишкової атмосфери.

На основі експериментальних результатів про температурну залежність опору плівкових зразків різної товщини нами було встановлено, що температура початку окислення плівки T_o є розмірно-залежною величиною. На рисунку 3.3 а наведено експериментальну залежність температури початку фазового переходу $OЦК-Fe \rightarrow OЦК-Fe_3O_4$ від товщини, яку можна перебудувати у вигляді (рис. 3.3 б):

$$T_o = T_{\infty} - \frac{a}{d}, \quad (3.1)$$

де $T_{\infty} = \lim_{d \rightarrow \infty} T_o$;

a – стала, яка відповідає тангенсу кута нахилу залежності T_o від d^{-1} .

За відрізком, який відсікає залежність T_o від d^{-1} на осі ординат (рис.3.3 б), було отримано, що значення T_{∞} складає 735 К.

Таким чином, при термостабілізації, як одношарових плівок Fe, так і

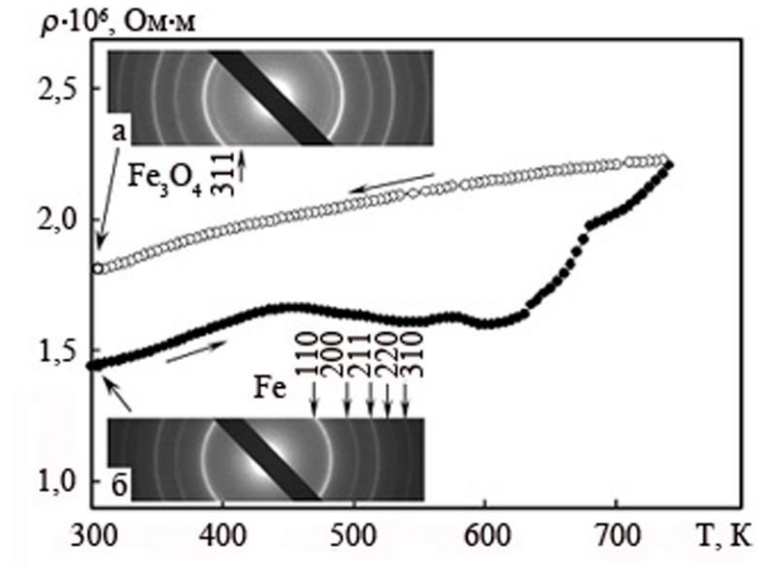


Рис. 3.2. Температурна залежність питомого опору плівки заліза товщиною 20 нм протягом першого циклу термообробки. На вставках електронограми від плівкових зразків до термообробки (а) та після термообробки до 750 К (б). ●,○ – нагрівання та охолодження відповідно

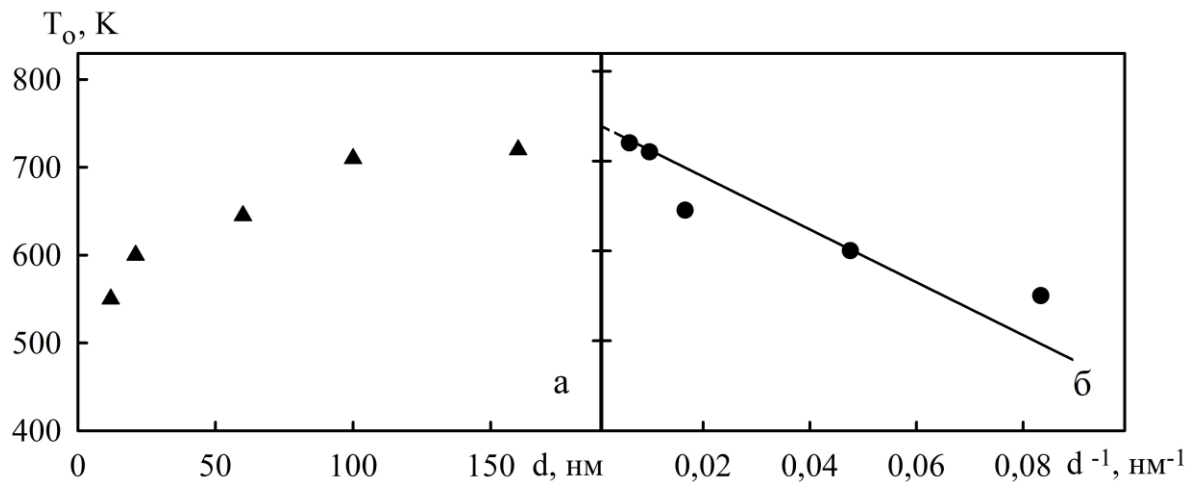


Рис. 3.3. Залежність початку фазового переходу $\text{Fe} \rightarrow \text{Fe} + \text{Fe}_3\text{O}_4$ від d (а) та d^{-1} (б)

плівкових систем на їх основі, зокрема Fe/Gd/Fe/П, необхідно визначити максимальну температуру термостабілізації виходячи з того, що у них не повинно утворюватись оксидної фази. Очевидно, що ця максимальна температура для плівкових зразків конкретної товщини повинна бути меншою температури початку окислення (рис. 3.3 а).

На рисунку 3.4 наведено типову температурну залежність питомого опору плівок Fe, які пройшли термообробку нижче T_o . При нагріванні під час першого циклу на залежностях умовно можна виділити дві ділянки з різною тенденцією до зміни опору. На першій ділянці, у залежності 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 у свіжосконденсованих плівках в процесі відпалювання та рекристалізаційними процесами [113]. Крива охолодження при першому 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, крива охолодження першого і другого циклів або співпадають, або друга йде нижче першої.

Аналіз 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 температурах Дебая, що є характерним для більшості плівок металів [114]. Відмітимо, що для масивного Fe $\Theta_{0D} = 460$ К [115], а для плівок величина температури Дебая має менше значення, ніж у масивних зразках [114].

Дослідження фазового складу і кристалічної структури плівок Fe, які пройшли термообробку до $T < T_o$ (рис. 3.5, табл. 3.2) показує, що вони мають ОЦК структуру з параметром кристалічної решітки $a = 0,286$ нм, що відповідає даним для масивного α -Fe ($a_0 = 0,286$ нм [103]).

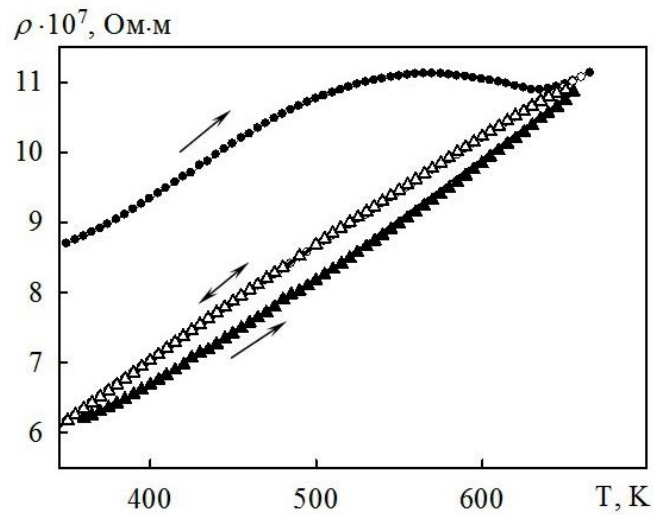


Рис. 3.4. Температурна залежність питомого опору плівки Fe товщиною 150 нм протягом двох термостабілізаційних циклів: ●, ○ – I цикл; ▲, △ – II цикл. Темні та світлі точки нагрівання та охолодження відповідно

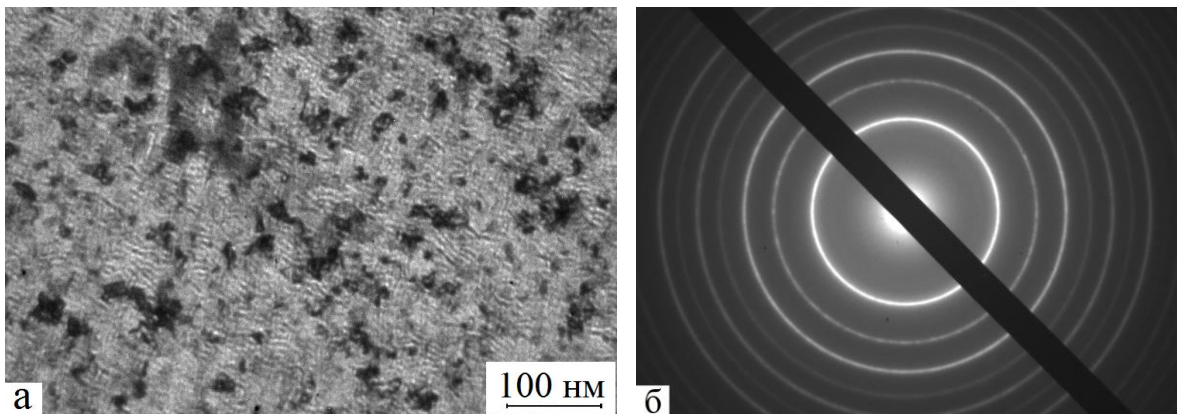


Рис. 3.5. Мікроструктура (а) плівкового зразка Fe товщиною 60 нм та відповідна їй електронограма (б) після відпалювання до $T_e = 630\text{K}$

Таблиця 3.2

Розшифровка електронограми від плівки Fe(60) після відпалювання до $T_e = 630\text{K}$

№	I , від.од	d_{hkl} , нм	hkl	Фаза	d_o , нм [103]
1	Д.С.	0,202	110	ОЦК-Fe	0,201
2	сер.	0,143	200	ОЦК-Fe	0,143
3	С.	0,117	211	ОЦК-Fe	0,117
4	сл.	0,101	220	ОЦК-Fe	0,101
5	сер.	0,091	310	ОЦК-Fe	0,090
6	сл.	0,083	222	ОЦК-Fe	0,083
7	сер.	0,076	321	ОЦК-Fe	0,076

Обробка даних електронно-мікроскопічних досліджень плівок Fe товщиною 20 – 70 нм після відпалювання до T_o (рис. 3.5 б) показує, що середній розмір зерна становить 30 ± 5 нм.

Фазовий склад плівок Co досить детально описано у літературі (див., наприклад, [115 – 118]). Тут зупинимось лише на даних, які отримані нами з метою інтерпретації результатів дослідження фазового стану багат шарових плівкових систем. Також відмітимо той факт, що на відміну від плівок Fe, де окислювальні процеси протікають більш інтенсивно, плівки Co є менш хімічно активними, тому у випадку плівкових систем очікувати зміну фазового стану, внаслідок окислення мало ймовірно.

Типова електроннограма від плівки Co та відповідна їй мікроструктура у свіжосконденсованому стані наведена на рисунку 3.6, а у таблиці 3.3 наведена її розшифровка. На електроннограмах від свіжосконденсованих зразків фіксуються лінії, які відповідають відбиттям від кристалографічних площин ГЦП-Co і ГЦК-Co. Наявність відбиттів від кристалографічних площин (111) і (200), які належать ГЦК-Co пояснюються дефектами пакування (ДП) у ГЦП-Co, оскільки згідно [116] між двома фазами кобальту існує кристалографічна відповідність (111) ГЦК || (100) ГЦП.

Як уже відмічалось у методиці експерименту плівки Co проходили термообробку за схемою «нагрівання → витримка протягом 20 хв → охолодження до кімнатної температури». Типова залежність має вигляд представлений на рисунку 3.7. Такі залежності будемо використовувати для інтерпретації даних про електрофізичні властивості плівкових систем на основі Co і Gd.

При нагріванні під час першого циклу (рис. 3.7) на залежностях умовно можна виділити дві ділянки з різним характером до зміни питомого опору. На першій ділянці, у залежності від товщини плівки, відбувається або поступове зростання питомого опору (відносно товсті плівки), або його несуттєва залежність від температури (відносно тонкі плівки). Друга ділянка характеризується зменшенням питомого опору з ростом температури, що обумовлено

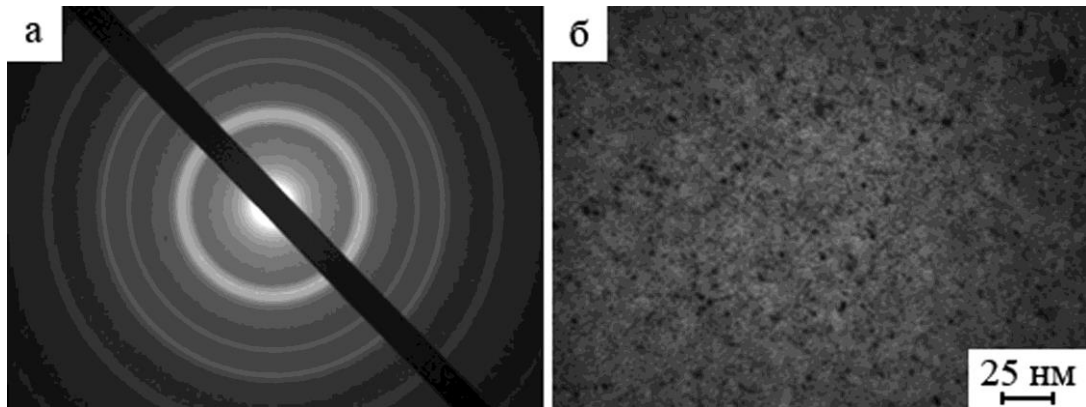


Рис. 3.6. Електронограма (а) від плівкового зразка Co(25)/П та відповідна їй мікроструктура (б) від плівкового зразка у свіжосконденсованому стані

Таблиця 3.3

Розшифровка електронограми від плівки Co у свіжосконденсованому стані

№	I , від.од	d_{hkl} , нм	hkl	Фазовий склад	d_0 , нм [103]
1	сер.	0,216	100	ГЦП-Co	0,2158
2	Д.С.	0,205	111	ГЦК-Co (ДП)	0,2040
3	С.	0,192	101	ГЦП-Co	0,1915
4	сл.	0,178	200	ГЦК-Co (ДП)	0,177
5	сл.	0,125	110	ГЦП-Co	0,125
6	сл.	0,115	103	ГЦП-Co	0,1148
7	сер.	0,107	201	ГЦП-Co	0,1066

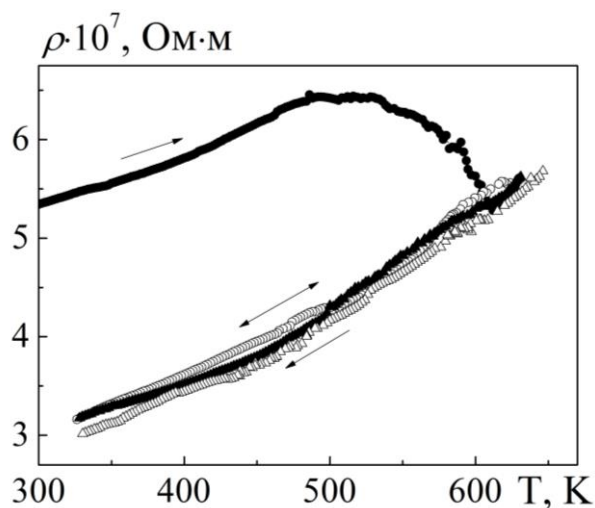


Рис. 3.7. Температурна залежність питомого опору плівки Co товщиною 25 нм протягом двох термостабілізаційних циклів: ●, ○ – I цикл; ▲, Δ – II цикл. Темні та світлі точки нагрівання та охолодження відповідно

заліковуванням дефектів кристалічної будови у свіжосконденсованих плівках у процесі відпалювання та рекристалізаційними процесами [103]. Крива охолодження при першому циклі має типовий характер, який відповідає залежності для металевих матеріалів, як і в цілому температурні залежності при нагріві та охолодженні протягом другого циклу. Відмітимо той факт, що крива нагрівання другого циклу завжди йде нижче від кривої охолодження першого циклу, в той час як, крива охолодження першого і другого циклів або співпадають, або друга йде нижче першої.

Аналіз температурних залежностей термостабілізованих плівок Co показує, що при температурах 350 – 450 К спостерігається зміна кутового коефіцієнта $\Delta\rho/\Delta T$. Це пов'язано з проявом особливостей при температурах Дебая, що є характерним для більшості плівок металів [114]. Відмітимо, що для масивного Co $\Theta_{0D} = 385$ К [115], а для плівок величина температури Дебая має менше значення, ніж у масивних зразках [114].

Зупинимося на фазовому складі плівок, які пройшли термообробку. На рисунку 3.8 приведено типову електроннограму від плівки Co та відповідну їй мікроструктуру, а таблиця 3.4 ілюструє дані розшифровки електроннограми.

Від плівок, які пройшли термообробку до температур 800 К і 1000 К на електроннограмах (рис. 3.8. а, в) спостерігається зростання інтенсивності від ліній, які належать ГЦК фазі, а на знімках кристалічної структури (рис. 3.8. б, г) спостерігаються відповідні кристали. Поряд з цим на електроннограмах фіксуються відбиття від кристалографічних площин ГЦП-Co, але дещо з меншою інтенсивністю. Таким чином для плівкових зразків, які пройшли термообробку до 800 К і 1000 К, фіксується двофазний склад ГЦП-Co + ГЦК-Co з параметром решітки ГЦК-Co $a = 0,356$ нм ($a_0 = 0,3545$ нм [103]), ГЦП-Co $a = 0,253$ нм, $c = 0,412$ нм ($a_0 = 0,2514$ нм, $c_0 = 0,4105$ [103]). Такий результат можна пояснити проведенням електронно-мікроскопічних досліджень плівок після їх охолодження до кімнатної температури, а при цьому відбувається стабілізація ГЦК-фази при оберненому ГЦК \leftrightarrow ГЦП переході.

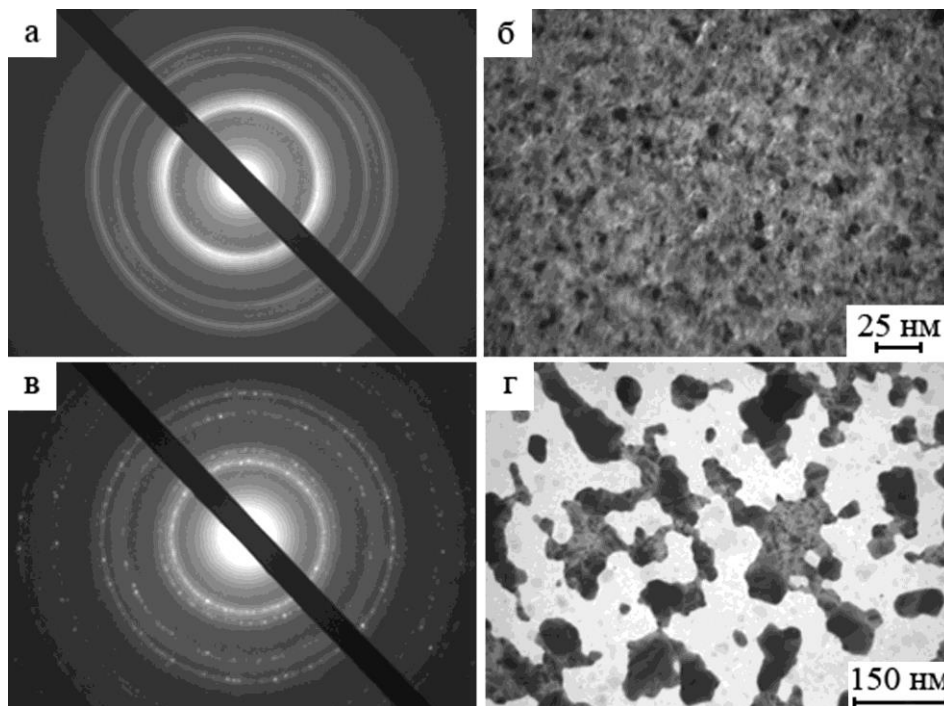


Рис. 3.8. Електронограми (а, в) від одношарової плівки Со товщиною 25 нм та відповідні їм мікроструктури (б, г) після відпалювання до $T_g = 800$ (а, б) і 1000 К (в, г)

Таблиця 3.4

**Розшифровка дифракційної картини від плівкового зразка Со(25)
після термообробки до $T_g = 1000$ К**

№	I , від.од	d_{hkl} , нм	hkl	Фазовий склад	d_o , нм [103]
1	сер.	0,216	100	ГЦП-Со	0,216
2	Д.С.	0,205	111	ГЦК-Со	0,204
3	С.	0,192	101	ГЦП-Со	0,192
4	сл.	0,178	200	ГЦК-Со	0,177
5	сл.	0,125	110	ГЦП-Со	0,125
6	сл.	0,115	103	ГЦП-Со	0,115
7	сер.	0,107	201	ГЦП-Со	0,107

3.1.2 Фазовий склад одношарових плівок Gd

Згідно літературних даних (див., наприклад, [7, 16 – 18]) свіжосконденсовані одношарові плівки рідкоземельних металів, зокрема і Gd, схильні до аморфізації. Причому, як було показано в роботі [26], ступінь розупорядкування їх структури сильно залежить від товщини плівок та температури підкладки під час конденсації. При ефективних товщинах шарів Gd менше 10 нм електроннографічно спостерігається квазіаморфна фаза, а при збільшені товщини – проявляються процеси кристалізації.

Аналіз результатів електроннографічних досліджень (рис. 3.9), вказує на те, що плівки гадолінію товщиною від 10 до 40 нм у свіжосконденсованому стані мають фазовий склад ГЦП-Gd + ГЦК-GdH₂ зі слідами ОЦК-Gd₂O₃, які присутні у зразках товщиною $d < 20$ нм (рис. 3.9 а).

Згідно діаграми стану [119] в системі Gd-H можливе утворення гідридів GdH₂ з кубічною структурою і параметром решітки $a_0 = 0,530$ нм та GdH₃ з гексагональною структурою ($a_0 = 0,373$ нм і $c_0 = 0,671$ нм). Більшість міжплощинних відстаней ГЦК-GdH₂ та ГЦП-Gd дуже близькі за значеннями, що призводить до накладання на електроннограмах одних ліній на інші та ускладнення їх однозначної інтерпретації (рис. 3.10). Однак деякі відбиття від кристалографічних площин таких як (311) і (331), інтерпретуються однозначно як такі, що належать до фази гідриду GdH₂. Отримані нами дані говорять про те, що середній параметр решітки ГЦК фази складає $a_{сер} = 0,528$ нм, що дещо менше за табличне значення a_0 для GdH₂. Такий результат можливо пов'язаний із збідненням решітки гідриду гадолінію атомами водню, а ГЦК фазу потрібно інтерпретувати, як GdH_x де $x \approx 2$, але для простоти далі ми будемо використовувати форму запису GdH₂.

У масивному стані гадоліній і кисень утворюють оксид Gd₂O₃ трьох різних модифікацій А, В та С [21, 119]. Остання представляє собою ОЦК-Gd₂O₃ з параметром решітки $a_0 = 1,081$ нм. Дві інші фази переходять одна в одну при

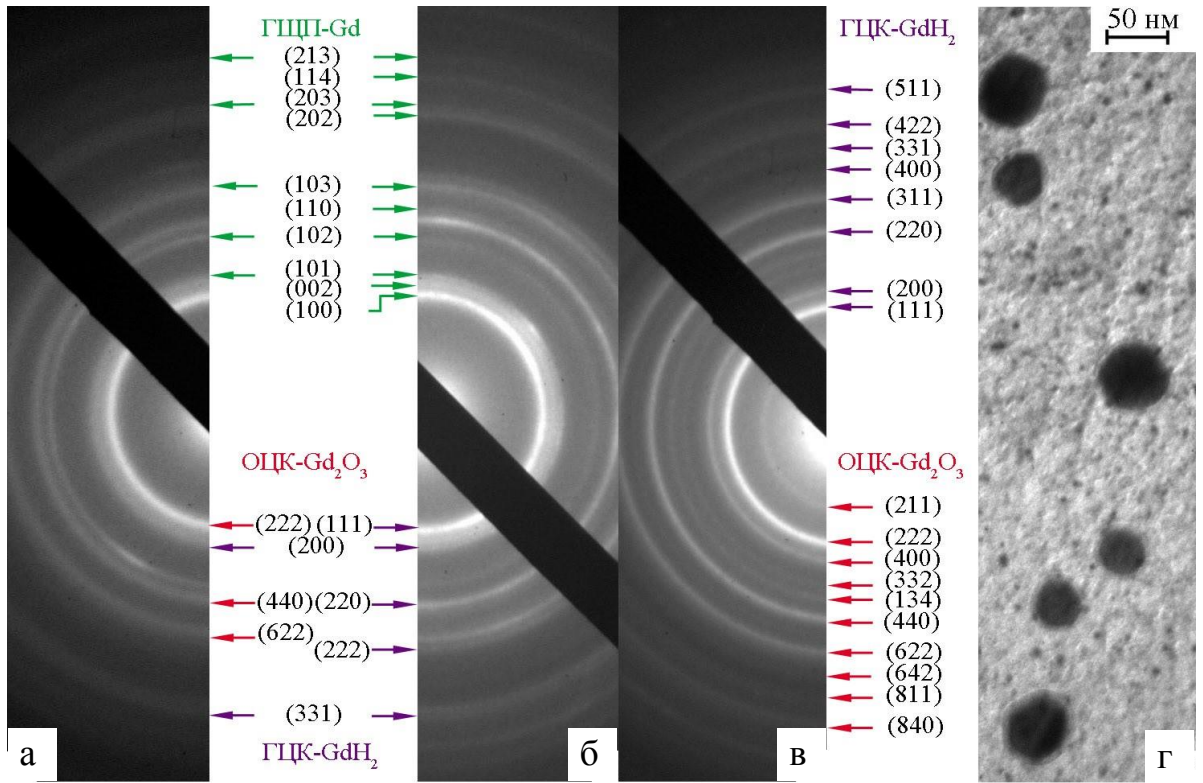


Рис. 3.9. Електронограми та відповідна їм мікроструктура від одношарових плівок Gd товщиною 15 нм (а, в, г) та 35 нм (б) у свіжосконденсованому стані (а, б) та після термообробки до $T_e = 1000$ К (в, г)

температурах вище 1400 К та вважаються високотемпературними [21, 119]. На електроннограмах (рис. 3.9 а) від одношарових плівок Gd спостерігаються лінії, що відповідають відбиттям від кристалографічних площин ОЦК-Gd₂O₃. Характерними лініями оксиду, які не співпадають з лініями від інших фаз, є (211), (332) та (134). Інтенсивність цих ліній на електроннограмах для невідпалених зразків відносно низька, тому можна говорити лише про сліди Gd₂O₃, що стали результатом оксидування в процесі дослідження. Якщо судити за зростанням інтенсивності ліній на електроннограмах від відповідних плівкових зразків Gd (рис. 3.9 г), відносно тих, які не пройшли термообробку (рис. 3.9 а), то можна зробити наступний висновок про те, що вміст оксидної фази в термовідпалених зразках збільшується за рахунок взаємодії з атомами кисню залишкової атмосфери.

Стабілізацію оксидної фази можна спостерігати і на відповідних мікрознімках кристалічної структури одношарових плівок Gd (рис. 3.9 д) у вигляді темних включень з характерною округлою формою із середнім розміром до 50 нм.

Слід відмітити, що вивчення фазового складу плівок Gd без захисного покриття значно ускладнюється його високою хімічною активністю. І, навіть, отримані зразки у достатньо чистих вакуумних умовах при подальших дослідженнях, наприклад, методом просвічуючої електронної або атомно-силової мікроскопії неможливі без часткового окислення плівкових зразків. Це необхідно враховувати при аналізі отриманих результатів про фазовий склад тришарових плівкових систем.

На рисунку 3.11 приведені дані про міжплощинні відстані від товщини для одношарових плівок Gd у свіжосконденсованому стані для фази ГЦК-GdH₂. Як видно з рисунку, для різних товщин Gd, спостерігається певне відхилення значень d_{hkl} від масивних d_{hkl}^0 . У відносно тонких плівках в основному спостерігається збільшення d_{hkl} , тоді як для плівок товщиною більше 40 нм значення d_{hkl} (у межах похибки визначення) відповідають даним для масивних зразків. Це пов'язано із різним ступенем проникнення домішкових атомів у кристалічну решітку.

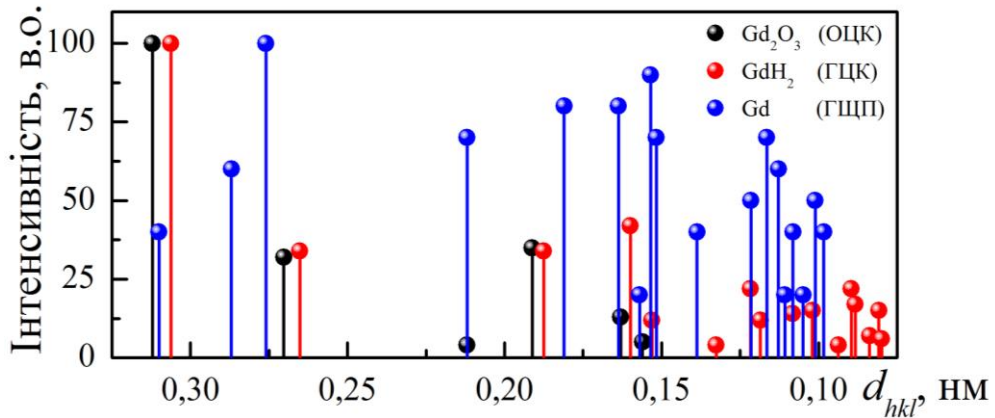


Рис. 3.10. Табличні дані міжплощинних відстаней для Gd, Gd_2O_3 і GdH_2 у масивному стані [120 – 122]

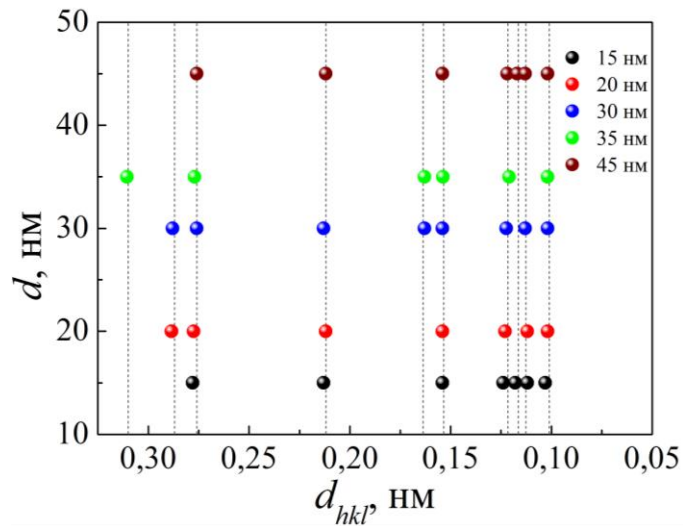


Рис. 3.11. Залежності міжплощинних відстаней від товщини для одношарових плівок на основі Gd у свіжосконденсованому стані для фази ГЦК- GdH_2 . Штриховими лініями вказано відповідні значення d_{hkl}^0 для масивних зразків [122]

Зупинимося на результатах досліджень фазового складу плівок $d_{\text{Gd}} < 8$ нм. Яскраво виражених ліній, які б відповідали відбиттям від кристалографічних площин Gd на електроннограмах від свіжосконденсованих плівок не спостерігається (рис. 3.12). На дифрактограмах спостерігається два гало із середнім діаметром, який дає середнє значення міжплощинних відстаней 0,29 нм і 0,18 нм. Подібний результат описаний авторами [16], де досліджувалась структура багат шарових плівок на основі Gd / Cu і Gd / Si з товщинами шарів Gd 7,5 – 40 нм. На думку авторів [16] наявність 2-го гало свідчить про початок кристалізації у шарах Gd, а плівки рідкоземельних металів таких як Gd, Tb, Dy проявляють схильність до аморфізації.

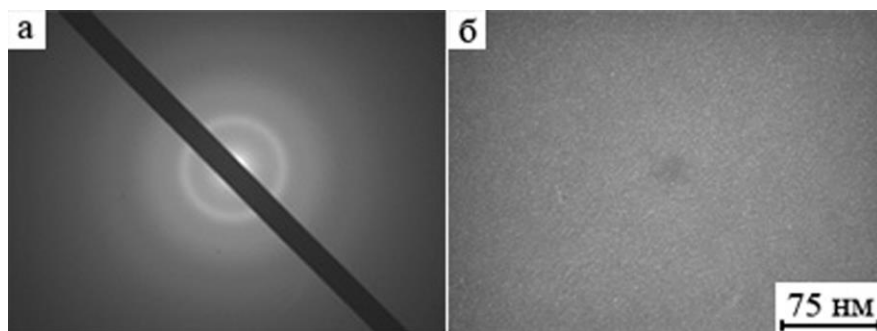


Рис. 3.12. Електроннограма (а) від плівкового зразка Gd (б)/П у свіжосконденсованому стані та відповідна мікроструктура (б)

3.2 Фазовий склад тришарових плівок на основі Fe, Co та Gd [111, 123 – 128]

Розглянемо фазовий склад свіжосконденсованих плівкових зразків Co/Gd/Co. Типові електроннограми від плівок на основі Co і Gd та відповідні їм знімки кристалічної структури проілюстровано на рисунку 3.13. Їх розшифровка приведена у таблиці 3.5. На електроннограмах від свіжосконденсованих зразків фіксуються лінії, які відповідають відбиттям від кристалографічних площин ГЦП-Co і ГЦК-Co. Наявність відбиттів від кристалографічних площин (111) і (200), які належать ГЦК-Co пояснюються дефектами пакування (ДП) у ГЦП-Co [116]. Яскраво виражених ліній, які б відповідали відбиттям від

кристалографічних площин Gd на електронограмах від свіжосконденсованих плівок не спостерігається. На дифрактограмах, як і у випадку одношарових плівок Gd ефективною товщиною $d_{\text{Gd}} < 8$ нм спостерігається два гало із середнім діаметром, який дає середнє значення міжплощинних відстаней 0,29 нм і 0,18 нм. Таким чином, плівкові системи на основі Co і Gd після конденсації при температурі підкладки $T_n \cong 460$ К і охолодження до кімнатної мають фазовий склад ГЦП-Co + ГЦК-Co + квазіаморфний Gd.

Від плівок, які пройшли термообробку до температур 800 К і 1000 К на електронограмах спостерігається зростання інтенсивності від ліній, які належать ГЦК фазі, а на знімках кристалічної структури (рис. 3.13 д) спостерігаються відповідні кристали. Поряд з цим на електронограмах фіксуються відбиття від кристалографічних площин ГЦП-Co, але дещо з меншою інтенсивністю. Таким чином для плівкових зразків, які пройшли термообробку до 800 К і 1000 К, фіксується двофазний склад ГЦП-Co + ГЦК-Co з параметром решітки ГЦК-Co $a = 0,356$ нм ($a_0 = 0,3545$ нм [103]), ГЦП-Co $a = 0,253$ нм, $c = 0,412$ нм ($a_0 = 0,2514$ нм, $c_0 = 0,4105$ [103]). Такий результат можна пояснити проведенням електронно-мікроскопічних досліджень плівок після їх охолодження до кімнатної температури, а при цьому відбувається стабілізація ГЦК-фази при оберненому ГЦК \leftrightarrow ГЦП переході.

Для свіжосконденсованих плівок на основі Fe і Gd з товщиною прошарку останнього не більше 10 нм також спостерігається квазіаморфна фаза Gd. Відпалювання зразків до температур 600 К і 900 К не призводить до зміни фазового складу в шарах Gd (рис. 3.14, табл. 3.6).

На електронограмах від зразків в свіжосконденсованому стані спостерігаються лінії, які відповідають відбиттям від кристалографічних площин ОЦК-Fe. Порівнюючи значення міжплощинних відстаней (табл. 3.6) та параметра решітки $a = 0,287$ нм ($a_0 = 0,286$ нм [103]) у плівкових і масивних зразках, можна відмітити їх співпадання в межах похибки визначення. Після відпалювання до температури більше 550 К на електронограмах у залежності від товщини шару Fe можуть з'являтися додаткові лінії, які належать відбиттям від кристалографічних

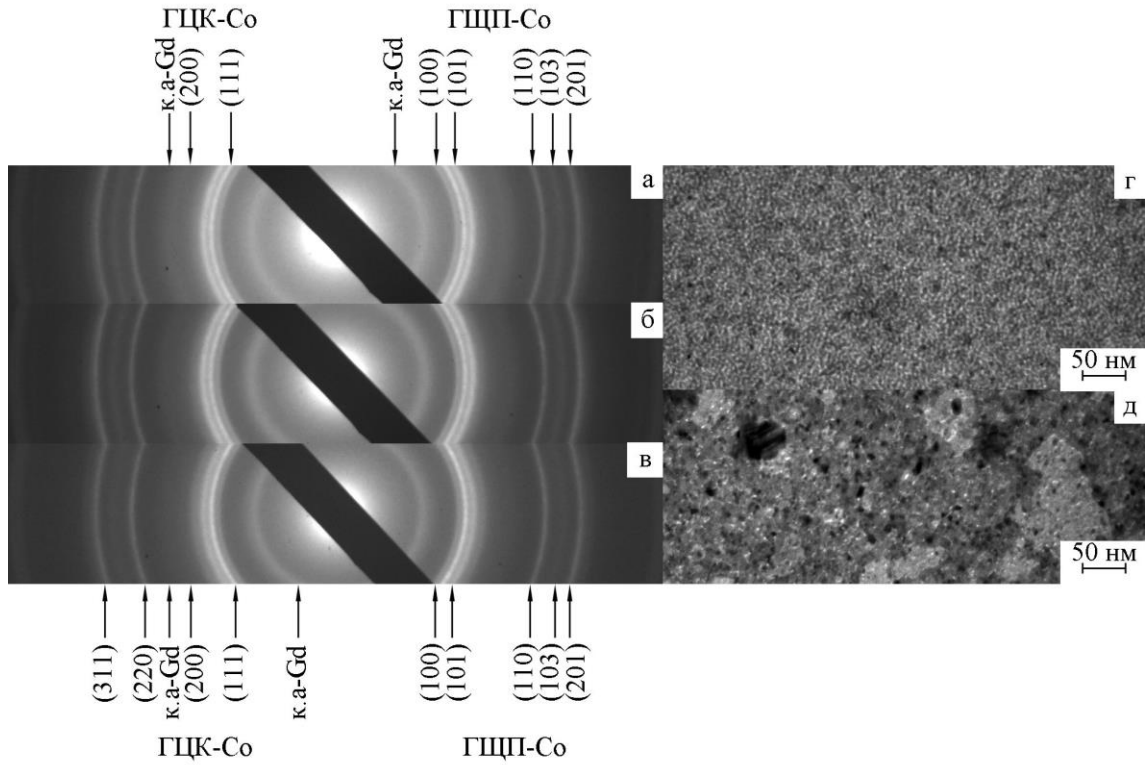


Рис. 3.13. Електронограми (а, б, в) та мікроструктури (г, д) від тришарових плівок до та після термовідпалювання: Co(10)/Gd(5)/Co(10)/Π (а, г – 460 К; б – 800 К, в, д – 1000 К)

Таблиця 3.5

Розшифровка дифракційної картини від зразка Co(10)/Gd(5)/Co(10)

№	$T_n = 460 \text{ K}$				$T_g = 800 \text{ K}$				$T_g = 1000 \text{ K}$				$d_0, \text{ нм}$ [103]
	I від.од	d_{hkl} нм	hkl	Фазовий склад	I від.од	d_{hkl} нм	hkl	Фазовий склад	I від.од	d_{hkl} нм	hkl	Фазовий склад	
1	сл.	-		ка-Gd	сер.	-		ка-Gd	сер.	-		ка-Gd	
2	сер.	0,216	100	ГЦП-Co	сер.	0,215	100	ГЦП-Co	сл.	0,215	100	ГЦП-Co	0,2158
3	Д.С.	0,205	111	ГЦК-Co (ДП)	Д.С.	0,205	111	ГЦК-Co	Д.С.	0,205	111	ГЦК-Co	0,2037
4	С.	0,192	101	ГЦП-Co	С.	0,191	101	ГЦП-Co	сер.	0,191	101	ГЦП-Co	0,1915
5	д.сл.	-		ка-Gd	д.сл.	-		ка-Gd	д.сл.	-		ка-Gd	
6	сл.	0,178	200	ГЦК-Co (ДП)	сл.	0,177	200	ГЦК-Co	сл.	0,177	200	ГЦК-Co	0,1773
7	сл.	0,125	110	ГЦП-Co	сл.	0,124	110 220	ГЦП-Co ГЦК-Co	сер.	0,124	110 220	ГЦП-Co ГЦК-Co	0,125 0,1253
8	сл.	0,115	103	ГЦП-Co	сл.	0,115	103	ГЦП-Co	д.сл.	0,115	103	ГЦП-Co	0,1148
9	сер.	0,107	201	ГЦП-Co	сер.	0,106	201 311	ГЦП-Co ГЦК-Co	сер.	0,106	201 311	ГЦП-Co ГЦК-Co	0,1066 0,1066

Д.С. – дуже сильна; С. – сильна; сер. – середня; сл. – слабка; д.сл. – дуже слабка

площин ГЦК-Fe₃O₄. Причиною утворення оксидної фази може бути взаємодія заліза з атомами кисню залишкової атмосфери у процесі відпалювання. Раніше (див. рис. 3.3) було показано, що температура початку окислення плівок заліза є розмірно-залежною величиною, яка змінюється від 550 до 720 К в інтервалі товщин 15 – 150 нм. У зв'язку з цим для тришарових систем наявність або відсутність у плівках домішкової фази оксиду пов'язано з товщинами шарів Fe. Очевидно, що окислювальні процеси більш активно протікають у верхньому шарі Fe, оскільки його поверхня відкрита у процесі відпалювання. У той час як нижній шар Fe захищений від впливу газів із залишкової атмосфери підкладкою (при дослідженні електрофізичних і магніторезистивних властивостей – ситал, при вивченні фазового складу – вуглець). Збільшення температури відпалювання до 900 К викликає більш активні окислювальні процеси у шарах заліза (рис. 3.14, табл. 3.6). Ці дані узгоджуються з результатами досліджень електрофізичних властивостей, згідно яких опір плівок після відпалювання має більше значення, ніж у свіжосконденсованих зразках, за рахунок наявності у відпалених плівках оксидної фази, про що мова піде пізніше.

Таким чином, у плівковій системі на основі Fe і Gd з товщинами шарів $d_{\text{Fe}} = 5 - 10$ нм, $d_{\text{Gd}} = 1 - 10$ нм відбуваються наступні фазові перетворення

$$\text{ка-Gd} + \text{ОЦК-Fe} \xrightarrow{600\text{K}} \text{ка-Gd} + \text{ОЦК-Fe} \text{ або } \text{ка-Gd} + \text{ОЦК-Fe} \xrightarrow{900\text{K}} \text{ка-Gd} + \text{ОЦК-Fe} + \text{ГЦК-Fe}_3\text{O}_4.$$

На рисунку 3.15 проілюстровано типові температурні залежності опору для плівкових систем різної товщини. Слід відмітити, що нами приведені значення електричного опору, оскільки його вимірювання проводилось для зразків на підкладці розміром 10 × 10 мм, які були покриті суцільною плівкою. Такий розмір підкладок було обрано для того, щоб можна було провести дослідження електрофізичних, магнітних і магніторезистивних властивостей на одних і тих же зразках. Вимірювання опору проводилося з розміщенням контактів в одну лінію, а у цьому випадку досить складно розрахувати площу ділянки суцільної плівки по якій протікає електричний струм. Але у нашому

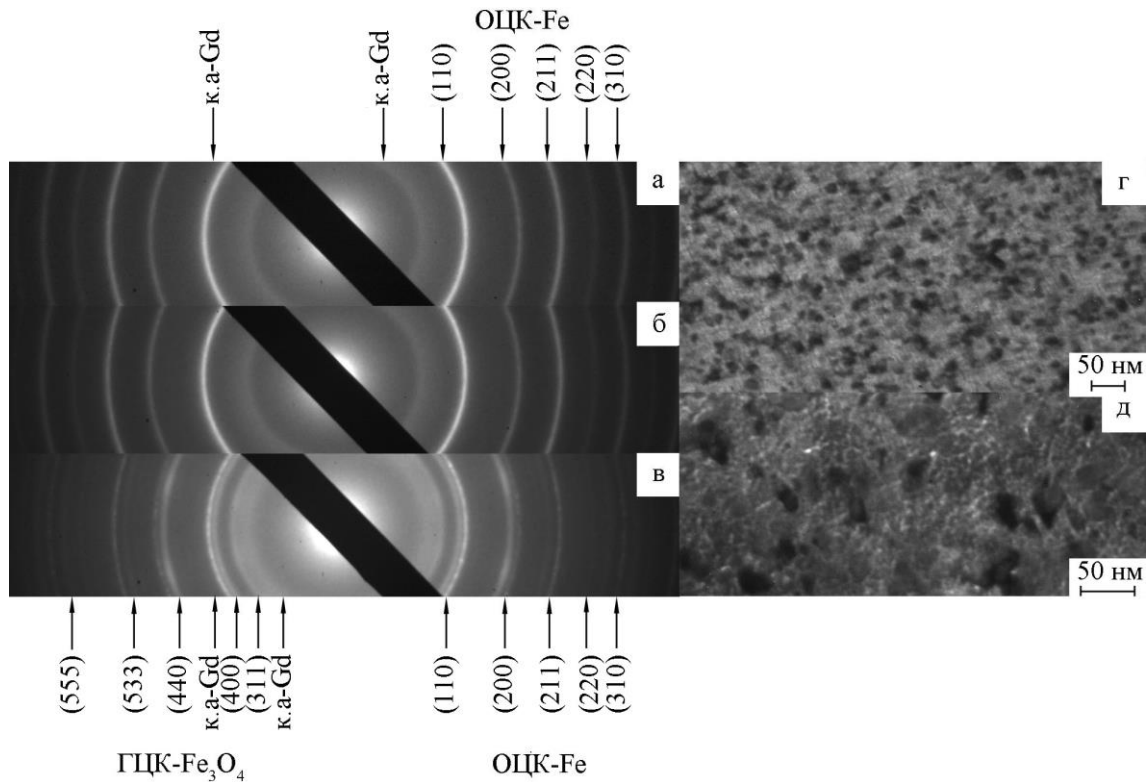


Рис. 3.14. Електронограми (а, б, в) та мікроструктури (г, д) від тришарових плівок до та після термовідпалювання: Fe(10)/Gd(3)/Fe(10)/Pi (а, г – 460 К; б – 600 К, в, д – 900 К)

Таблиця 3.6

Розшифровка дифракційної картини від зразка Fe(10)/Gd(3)/Fe(10)

№	$T_n = 460 \text{ K}$				$T_g = 600 \text{ K}$				$T_g = 900 \text{ K}$				$d_0, \text{ нм}$ [103]
	I від. од	d_{hkl} нм	hkl	Фазовий склад	I від. од	d_{hkl} нм	hkl	Фазовий склад	I від. од	d_{hkl} нм	hkl	Фазовий склад	
1	сл.	-	-	ка-Gd	сл.	-	-	ка-Gd	сер.	-	-	ка-Gd	
2	-	-	-	-	-	-	-	-	С.	0,254	311	ГЦК-Fe ₃ O ₄	0,253
3	-	-	-	-	-	-	-	-	Сер.	0,211	400	ГЦК-Fe ₃ O ₄	0,210
4	Д.С.	0,203	110	ОЦК-Fe	Д.С.	0,203	110	ОЦК-Fe	Д.С.	0,204	110	ОЦК-Fe	0,201
5	д.сл.	-	-	ка-Gd	д.сл.	-	-	ка-Gd	сл.	-	-	ка-Gd	
6	-	-	-	-	-	-	-	-	С.	0,149	440	ГЦК-Fe ₃ O ₄	0,1483
7	С.	0,143	200	ОЦК-Fe	С.	0,144	200	ОЦК-Fe	сер.	0,143	200	ОЦК-Fe	0,1428
8	-	-	-	-	-	-	-	-	сл.	0,128	533	ГЦК-Fe ₃ O ₄	0,1092
9	С.	0,117	211	ОЦК-Fe	С.	0,117	211	ОЦК-Fe	С.	0,117	211	ОЦК-Fe	0,1166
10	сл.	0,101	220	ОЦК-Fe	сл.	0,102	220	ОЦК-Fe	д.сл.	0,102	220	ОЦК-Fe	0,101
11	-	-	-	-	-	-	-	-	сл.	0,097	555	ГЦК-Fe ₃ O ₄	0,0966
12	сер.	0,092	310	ОЦК-Fe	сер.	0,091	310	ОЦК-Fe	сл.	0,091	310	ОЦК-Fe	0,0904

випадку, важливо знати не абсолютну величину питомого опору, а характер залежності електрофізичних властивостей від температури. Оскільки $R \sim \rho$, то характер температурної залежності опору і питомого опору буде однаковий.

Аналізуючи дані, що приведені на рисунку 3.15 можна відмітити наступне. Характер залежностей питомого опору від температури для плівкових систем аналогічний температурним залежностям опору одношарових плівок Co і Fe [129]. Такий результат представляється закономірним, оскільки ефективна товщина шарів Gd складає до 10 нм, а сумарна ефективна товщина шарів Co і Fe становить до 20 нм, тому можна говорити, що електричний струм переважно поширюється у шарах феромагнетиків.

Залежність R (Т) для плівкових зразків при нагріві протягом першого циклу до температур 500 – 580 К (рис. 3.15 а, б) має вендівський характер [130], оскільки на ній спостерігається явно виражені три ділянки. На першій з яких в інтервалі температур 300 – 430 К (Co/Gd/Co) та 300 – 470 К (Fe/Gd/Fe) опір зростає із збільшенням температури. На другій ділянці, внаслідок процесів заліковування дефектів кристалічної будови і рекристалізації, спостерігається неметалевий характер залежності R (Т). Після закінчення процесу заліковування дефектів опір починає рости із збільшенням температури. Криві охолодження 1-го циклу та криві нагріву і охолодження 2-го циклу фактично накладаються. Це свідчить про повну термостабілізацію електрофізичних властивостей.

Збільшення граничної температури відпалювання впливає на характер залежності R (Т) для систем на основі Fe і Gd (рис. 3.15 г). Зокрема в них спостерігається відносно різке зростання опору, який після відпалювання плівки має більше значення ніж у свіжосконденсованих зразках (причину чого ми обговоримо пізніше). Для плівкових систем на основі Co і Gd при збільшенні температури відпалювання, після охолодження значення опору менше ніж у свіжосконденсованих зразках (рис. 3.15 в).

Таким чином результати дослідження електрофізичних властивостей тришарових плівок на основі Co або Fe та Gd підтверджують наші висновки про фазовий склад таких зразків.

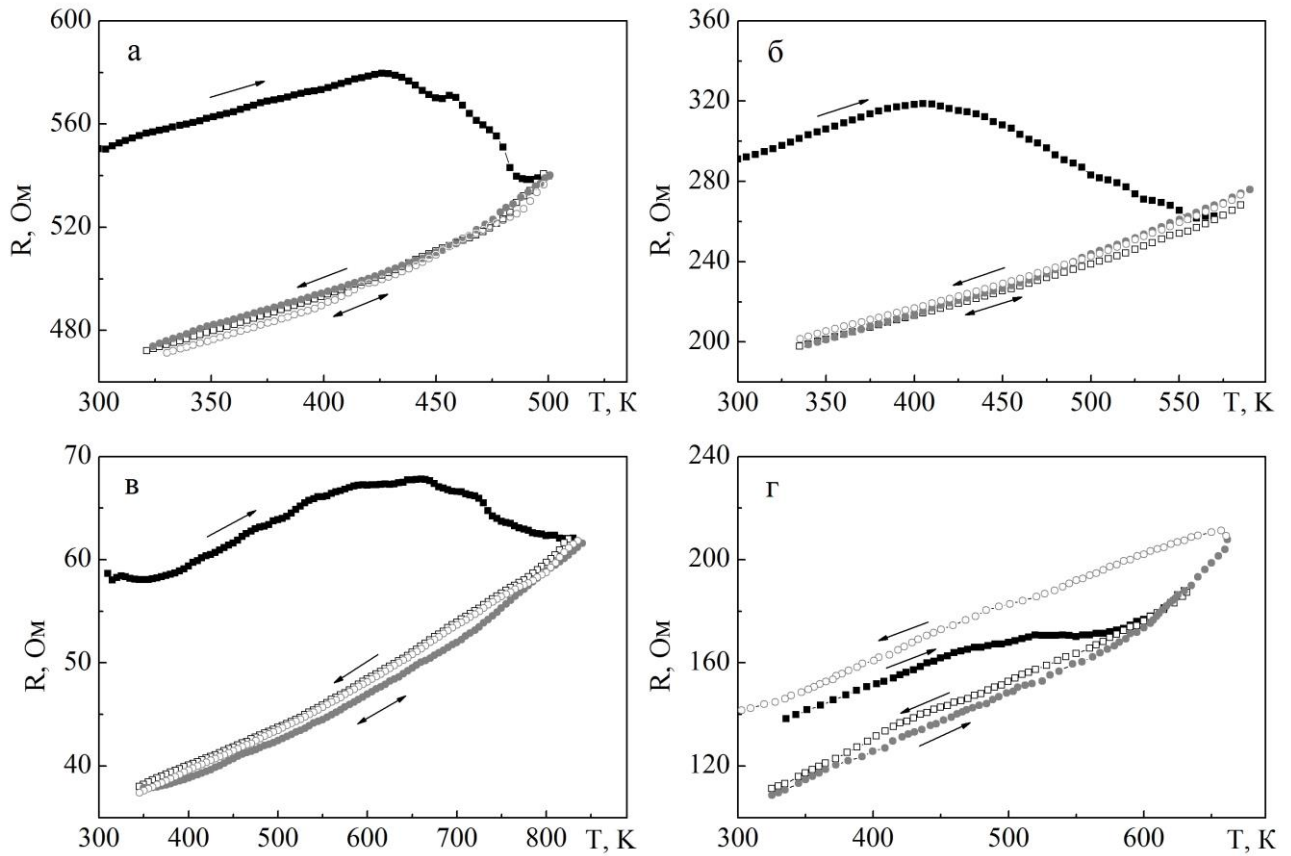


Рис. 3.15. Температурна залежність опору для тришарових плівок: а – Co(3)/Gd(10)/Co(5)/П; б – Fe(5)/Gd(5)/Fe(5)/П; в – Co (5)/Gd(5)/Co(10)/П; г – Fe(5)/Gd(7)/Fe(10)/П: ■, □ – перший цикл; ●, ○ – другий цикл (темні і світлі точки – нагрівання і охолодження відповідно)

Нами також було досліджено фазовий склад тришарових плівок Co або Fe та Gd в яких товщина прошарку з Gd становила $d_{Gd} > 10$ нм. Типові електронограми плівкових зразків ілюструє рисунок 3.16.

Порівнюючи результати з наведеними вище, де ефективна товщина прошарку складала не більше 10 нм, можна відмітити наступне. Фазовий склад у шарів на основі Co і Fe є аналогічним до розглянутих вище. Відмінність результатів полягає у фазовому складі шару на основі Gd.

У вихідному стані спостерігається фазовий склад прошарків на основі Gd, що відповідає GdH_2 + сліди Gd_2O_3 . Цей результат є подібним до одношарових плівок, який приведений вище. Поряд з лініями, які належать ГЦП-Gd, фіксуються і мають відносно низьку інтенсивність відбиття від кристалографічних площин (111), (220), (311) ГЦК- GdH_2 та (211), (222), (440), (622) ОЦК- Gd_2O_3 . Причому відбиття від кристалографічних площин (002) та (101) ГЦП-Gd, ГЦК- GdH_2 (111) та (222) ОЦК- Gd_2O_3 дуже близькі за діаметрами. Також у плівках на основі Co і Gd інтенсивність відбиттів від кристалографічних площин Co досить висока, що ускладнює фазовий аналіз. У плівках на основі Fe і Gd це виражено не так явно. Але обробка показує, що шари Gd є трифазними.

Після термообробки, на відміну від одношарових плівок, у шарі Gd фіксується фаза ГЦП-Gd. На дифрактограмах з'являється відбиття від кристалографічних площин (002) та (101) ГЦП-Gd, поряд не має ліній від оксидних і гідридних фаз, які не знижують відносну її інтенсивність із-за свого фону. Наявність цієї фази говорить на користь того, що процеси окислення можуть відбуватися за рахунок взаємодії з газами залишкової атмосфери у тому числі в процесі дослідження. На відміну від одношарових плівок Gd, які були не захищені шарами Co і Fe. Як наслідок плівка після конденсації поглинає меншу кількість кисню. Подібний результат, щодо зменшення концентрації домішкових фаз спостерігався іншими авторами, див. наприклад [131].

У залежності від товщини прошарку на основі Gd і температури відпалювання, може зберігатися як оксидна фаза і гідридна та окремо гідридна

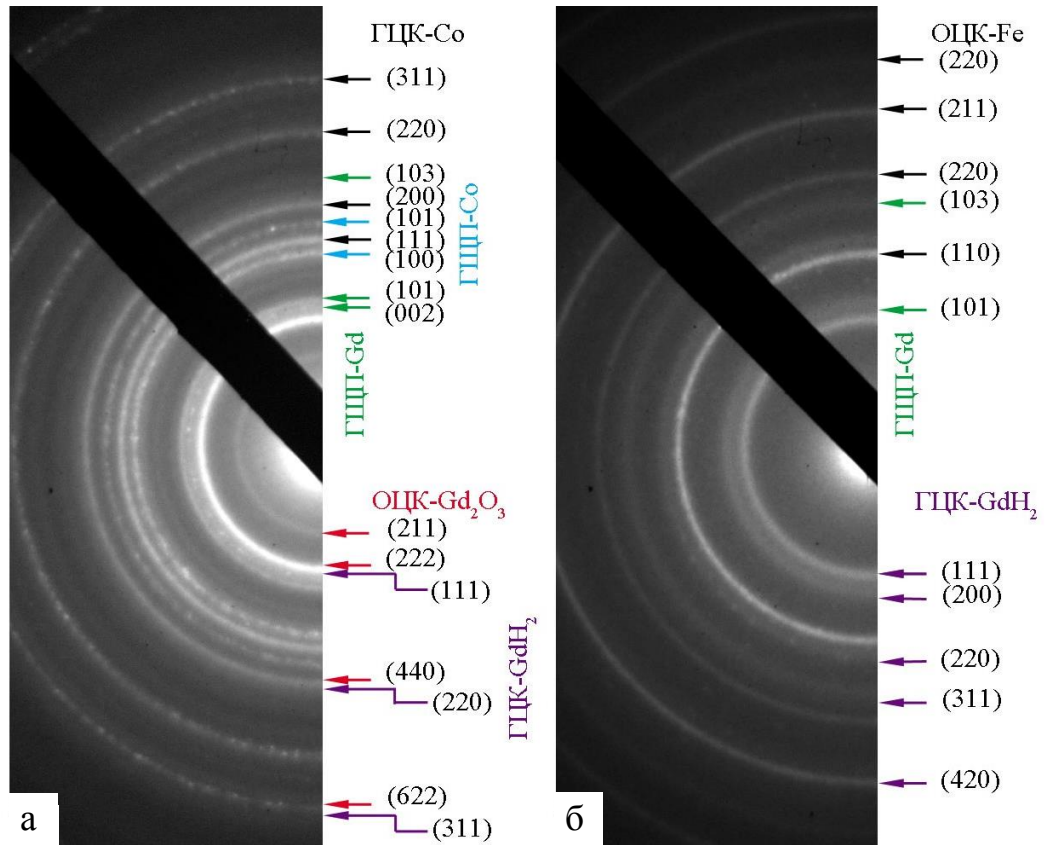


Рис. 3.16. Електронограми від тришарових плівок Co(5) / Gd(25) / Co(20) (а), Fe(5) / Gd(20) / Fe(20) (б) після термообробки до $T_s = 1000$ та 700 К відповідно

фаза. Причому, чим вища товщина прошарку на основі Gd тим менший вміст оксидної фази фіксується у зразках.

Підтвердженням того, що плівки мають доменну структуру свідчать дані, які отримані методом скануючої магніто-зондової мікроскопії. Було встановлено, що розмір доменів складає приблизно 100 нм. Якщо порівняти розміри доменів із даними про середній розмір зерна, то можна зробити висновок, що домен об'єднує декілька зерен.

Нами також було проведено дослідження поверхні тришарових плівок методом атомно-силової мікроскопії. З цих даних приведених на рисунку 3.17 витікає, що у плівках на основі Co/Gd по всій поверхні рівномірно фіксується стовпчасті кристали. Для зразків на основі Fe/Gd також спостерігається ріст стовпчастих кристалів, але їх концентрація значно нижча ніж у попередньому випадку.

Для дослідження якості інтерфейсів тришарові зразки на основі Co і Gd у свіжосконденсованому стані на ситаловій підкладці були оброблені за методикою, суть якої полягає в наступному. Спочатку відколювалась частина підкладки з плівкою. Потім зразок закріплювався у об'єктотримач атомно-силового мікроскопу на свіжу грань сколу поміщався кантилевер. Сканування проходило від краю підкладки по поперечному перерізу. На рисунку 3.18 приведене типове АСМ зображення тришарової плівки Co(3,5)/Gd(7)/Co(3,5)/П у поперечному перерізі. Аналіз отриманих даних показав наступне. На межі поділу між шарами існує дифузійна зона. Вона очевидно утворилася за рахунок взаємної конденсаційно-стимульованої дифузії, а її фазовий склад з великою ймовірністю, представляє твердий розчин на основі Co і Gd, наявність якого електроннографічно не фіксується. Відмітимо, що істотне відхилення аліквоту між виміряним і оголошеним розміром шарів можна пояснити особливостями вимірювань і техніки підготовки зразків (від взаємної орієнтації між гранню зразка і кантилевера і неперпендикулярності поперечного перерізу).

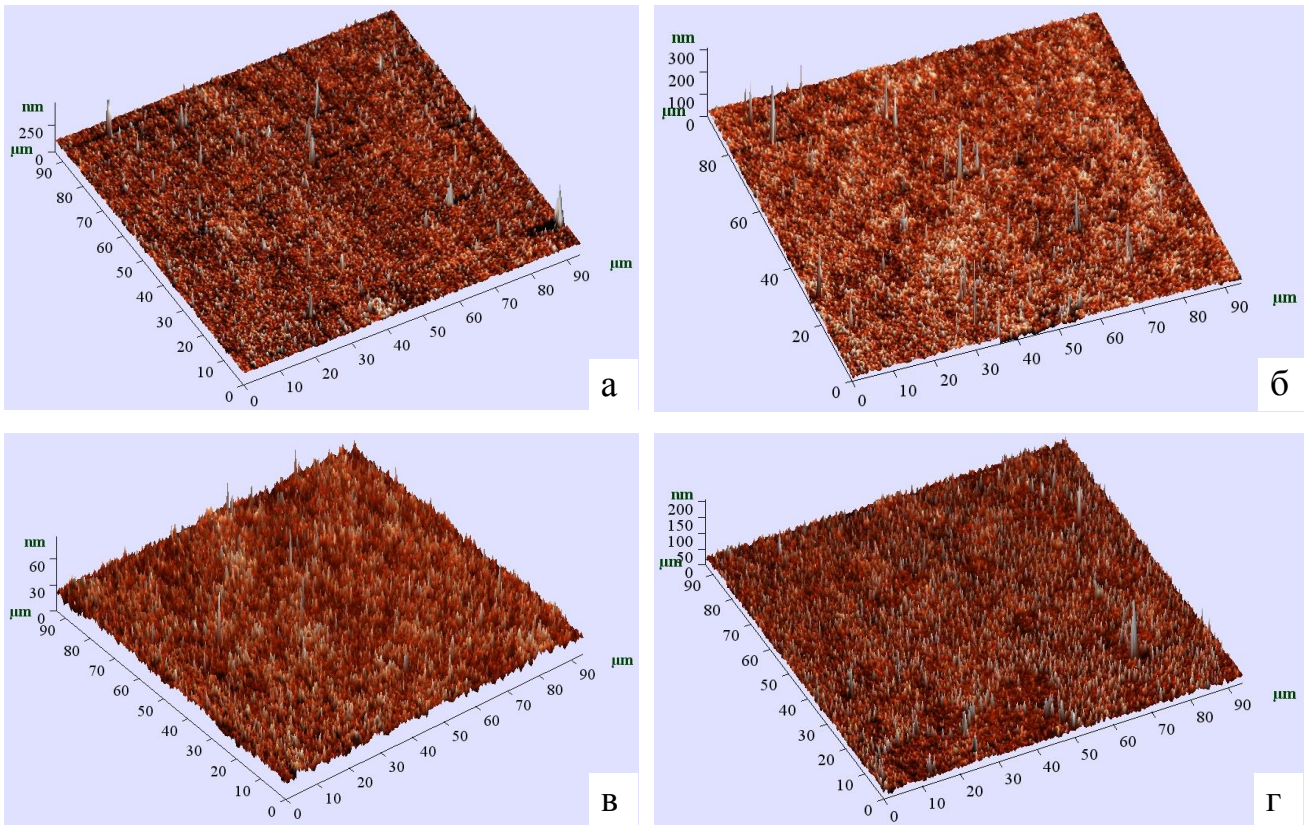


Рис. 3.17. АСМ зображення тришарових плівок у свіжосконденсованому стані а – Fe(5) / Gd(5) / Fe(20) / П, б – Fe(5) / Gd(15) / Fe(20) / П в – Co(5)/Gd(5)/Co(20)/П, г – Co(5)/Gd(15)/Co(20)/П

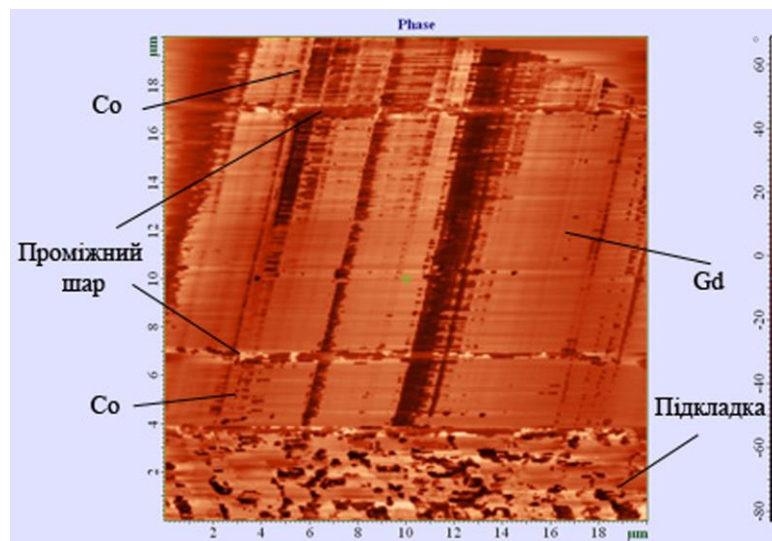


Рис. 3.18. АСМ зображення тришарової плівки Co(3,5)/Gd(7)/Co(3,5)/П у поперечному перерізі

3.3 Особливості процесів фазоутворення у плівкових системах на основі Co та Gd

Дослідження мультишарів на основі Co і Gd методом електроннографії ускладнюється із-за того, що зразки з відносно малою товщиною шарів, покривались плівками Pt і Ta товщиною 5 нм. Тому на електроннограмах (рис. 3.19) фактично спостерігаються лінії, які відповідають відбиттям від кристалографічних площин (111), (200), (220), (311), що належать ГЦК-Pt [103]. У той час як плівки Ta перебувають в аморфному стані. Відбиття від кристалографічних площин Pt дають відносно великий фон. Через це для кожної електроннограми здійснювалась профілометрія (рис. 3.19 б). Розшифровка електроннограм після профілометрії показала, що свіжосконденсовані плівки мають фазовий склад ГЦП-Co+ГЦК-Co + аморфний Gd.

Як бачимо у невідпалених плівкових системах шари Co мають двофазний стан, як і одношарові плівки, що отримані отриманих методом електронно-променевого осадження. Як було показано нами раніше, на електроннограмах поряд з лініями, які відповідають ГЦП-Co, фіксуються дві лінії (111) та (200) від фази ГЦК-Co. Відбиття, які відповідають ГЦК-Co, належать дефектам пакування ГЦП-Co. Між двома фазами кобальту існує кристалографічна відповідність (111) ГЦК || (100) ГЦП [116]. Із-за великої інтенсивності фону не можна зробити однозначний висновок про аморфний чи квазіаморфний стан шарів Gd.

Після термообробки плівкових систем [Co/Gd] до 700 К структурно-фазовий стан не зазнає змін, а відбувається лише укрупнення кристалітів.

Поряд з цим мультишари на основі Co і Gd досліджувались методом малокутової рентгенівської дифракції. На рисунку 3.20 приведено спектр ковзаючого падіння рентгенівського відбиття (GIXR), яке отримане від мультишарів Co/Gd. Для дослідження були вибрані зразки з двома різними ефективними товщинами шарів Co 2 і 5 нм. За допомогою програмного

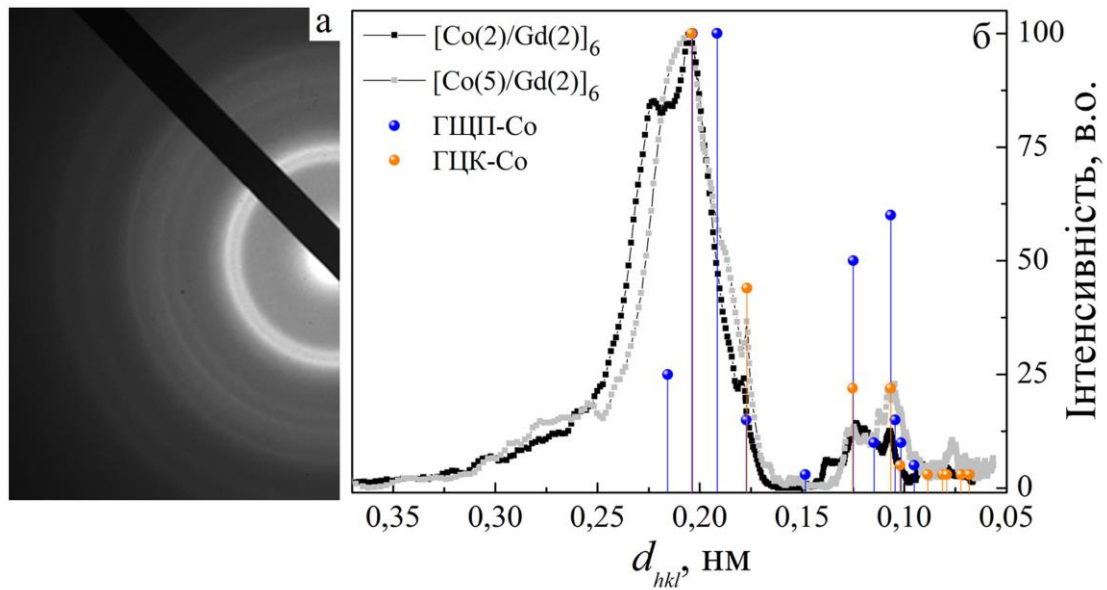


Рис. 3.19. Електронограма (а) від плівкового зразка Pt(5)/Ta(5)/[Co(5)/Gd(2)]₆/Ta(2)/Pt(5)/П безпосередньо після конденсації та електронограми після профілометрії (б) для плівкових зразків Ta(5)/Pt(5)/[Co(2)/Gd(2)]₆/Ta(2)/Pt(5)/П і Ta(5)/Pt(5)/[Co(5)/Gd(2)]₆/Ta(2)/Pt(5)/П з нанесеними на них табличними даними для масивних зразків ГЦП-Co і ГЦК-Co

забезпечення X'Pert Reflectivity від компанії PANalytical було проведене фітування вказаних спектрів, яке дозволило отримати параметри структури мультишарів. У другому розділі було показано, що з урахуванням системної похибки при перерахунку швидкості осадження, значення ефективних товщин шарів Gd були завищені приблизно на 25%. Фітування підтвердило дані висновки. Таким чином реальна ефективна товщина шару Gd складає 1,5 нм, а не 2 нм, як це визначено за допомогою кварцового резонатора.

Апроксимація даних малокутової рентгенівської дифракції дозволила експериментально оцінити товщину періоду двошарового фрагменту Co/Gd, яка склала 3,3 нм і 6,4 нм для [Co(2)/Gd(2)] і [Co(5)/Gd(2)] відповідно. Цей результат добре узгоджується з номінальними значеннями з урахуванням системної похибки при перерахунку швидкості осадження. Коливання коефіцієнта відбиття для шарів Co з товщиною 2 нм демонструють набагато вищу амплітуду і найменше затухання у залежності від кута падіння у порівнянні з шарами Co товщиною 5 нм. Це вказує на дзеркальність інтерфейсів мультишарів з тоншими шарами Co. Проте, для обох товщин шарів Co, амплітуди піків, які отримані від мультишарів, зберігаються на великих кутах. Це дозволяє зробити припущення про відносно слабку взаємну дифузію атомів Co і Gd між шарами у процесі конденсації. Хоча слід відмітити, що наявність піків у нашому випадку, може бути пов'язана не з високою локалізацією шарів Co і Gd, а з наявністю захисного покриття Ta/Pt на зовнішніх поверхнях мультишарів. У зв'язку з низькою взаємною розчинністю Ta і Pt шари на їх основі не перемішуються між собою створюючи додаткові межі поділу. Через це дослідження методом малокутової рентгенівської дифракції можуть показати відсутність міжшарового перемішування в даних об'єктах досліджень.

Автори [7] аналізуючи, як власні результати досліджень методом малокутової дифракції, так і дані інших робіт, приходять до висновку про фактичну відсутність міжшарового перемішування у плівках на основі феромагнітних і рідкоземельних металів. Хоча зауважують, що у великій

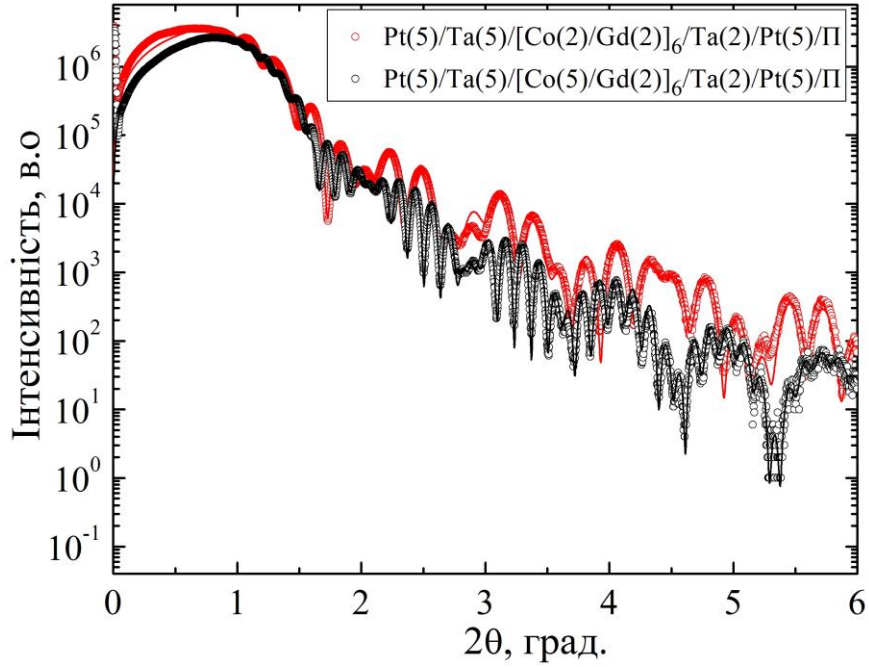


Рис. 3.20. Малокутова дифрактограма від мультишарів Co/Gd з двома різними товщинами Co. Лініями наведено результати фітування

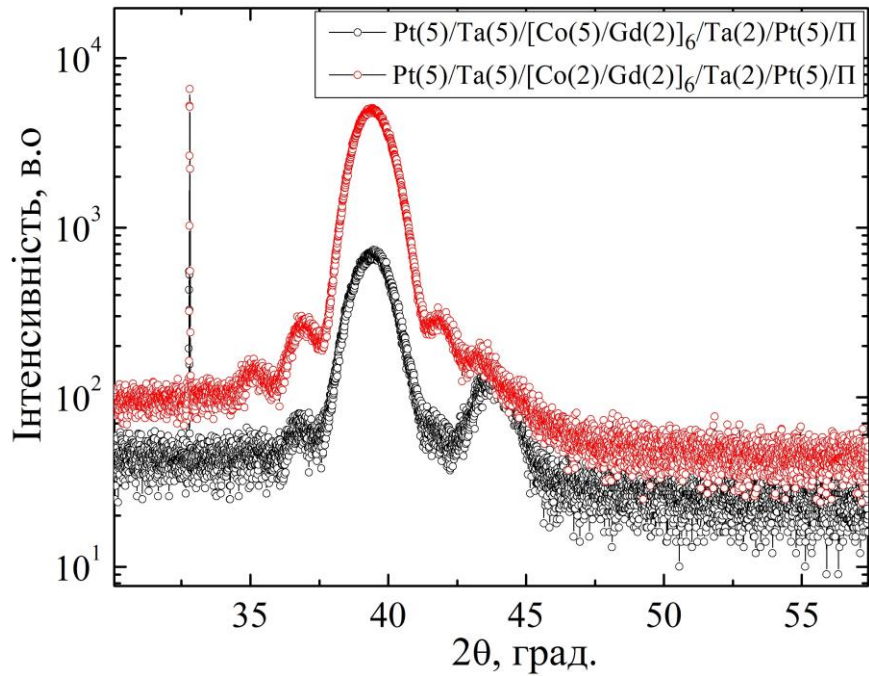


Рис. 3.21 Дифрактограми від мультишарів Co/Gd з товщиною Co 2 нм і 5 нм

кількості робіт де досліджувались процеси взаємної дифузії методом електронної оже-спектроскопії, вказується про взаємну дифузію між шарами плівок на основі R і T металів. Зазначений метод за допомогою послідовного іонного травлення дозволяє отримати концентраційні профілі плівкових зразків. Аналізуючи такі профілі (див. [7] і цитовану в ній літературу) робиться висновок, що в системі Gd(50)/Co(21) область переходу між Gd і Co не є різкою, а розтягнута на інтервал у 10 нм, що пов'язано із міжшаровою дифузією.

Якщо виходити з того, що наведені вище дані для плівок, які не пройшли термообробку, то взаємна дифузія відбувається у процесі конденсації (конденсаційно-стимульована).

З даних обробки малокутової рентгенівської дифракції також можна оцінити ступінь міжфазної шорсткості. У результаті наших досліджень було показано, що шорсткість шару Co збільшується з ростом його ефективної товщини з 0,68 нм при $d_{Co} = 2$ нм, до 1,63 нм при $d_{Co} = 5$ нм. У той час як шорсткість шарів Gd нижча.

Також на основі обробки спектрів малокутової рентгенівської дифракції було встановлено, що інтерфейси Gd/Co мають значно меншу шорсткість, ніж інтерфейси Co/Gd. Такий результат може бути пов'язаний з різним ступенем протікання процесів конденсаційно-стимульованої дифузії при осадженні Co на шар Gd і навпаки. Встановлений факт означає, що процеси взаємної дифузії більш інтенсивно протікають при конденсації шарів Co на Gd, ніж Gd на Co, тобто атоми Co сильніше проникають між атомами Gd чим у зворотному напрямку. Такий висновок не суперечить даним робіт [34, 36], де вивчались процеси взаємної дифузії у системах на основі Co і Gd.

На рисунку 3.21 приведені дифрактограми, які отримані від двох типів мультишарів з товщиною шару Co 2 і 5 нм. Загальна форма дифрактограм вказує на те, що від обох типів зразків існує, крім відбиття гармоніки на $\lambda/2$ від кремнієвої підкладки, тільки один явно виражений пік, який спостерігається на $2\theta = 39,4^\circ$, який може бути інтерпретований, як відбиття від кристалографічної

площини (111) ГЦК-Pt. Проте в безпосередній близькості від вказаного піку фіксувались невеликі піки для яких кутові положення залежать від періоду багат шарової структури. Очевидно, що піки розташовані симетрично по обидві сторони від піку Pt, не можуть бути віднесені до одного шару Pt. Якщо припустити, що вони є неявними сателітами (слабка спектральна лінія, суміжна з яскравою) піку першого і другого порядку, близькому до відбиття від кристалографічної площини (111) ГЦК-Pt, то можна оцінити приблизне положення гіпотетичного нульового піку приблизно $39,43^\circ$. Можна припустити що даний сателіт структури пов'язаний з кристалізацією фази аморфного твердого розчину (Co,Gd). Це припущення може бути частково підтверджено тим, що період багат шарової структури оцінюється від позицій сателітів і становить близько 3,7 нм для шару Co товщиною 2 нм (значення яких дуже близьке до 3,3 нм, яке отримане за допомогою рефлектометрії). Для зразків із ефективною товщиною шару Co 5 нм, ми не можемо зробити чіткий висновок через погану роздільну здатність піків сателітів. Якщо ми припустимо, що піки сателітів другого і першого порядку входять у повну ширину на піввисоті сильного піку, розташування мультишару біля 6,9 нм, це значення дуже близьке до 6,4 нм, яке отримане за допомогою рефлектометрії. Для плівкової системи з товщиною шару Co 5 нм, на дифрактограмі з'являється пік на кутах $44,10^\circ$, що свідчить про наявність текстури (111) ГЦК-Co \parallel підкладці (захисному покриттю) або (0001) ГЦП-Co. Такий результат є характерним для тонких плівок Co. Авторами [117] було проведено дослідження тонких плівок Co у якому було показано, що при конденсації Co на аморфну вуглецеву підкладку в діапазоні температур 300 – 700 К, зразки мали високодисперсну структуру зі зламкою текстурою (111) ГЦК-Co \parallel підкладці і стають структурно-суцільними при ефективній товщині ~ 5 нм. При конденсації Co на підкладку NaCl (001) в діапазоні температур 300 – 700 К, плівка представляла собою острівцеву структуру двофазного складу ГЦК-Co+ГЦП-Co з переважною орієнтацією (110) ГЦК і побічною (100) ГЦК-Co \parallel (001) NaCl.

Висновки до розділу 3

1. Фазовий склад плівок Fe, після термообробки до деякої граничної температури T_o відповідає ОЦК-Fe з параметром решітки, який співпадає з даними для масивних зразків. Збільшення температури відпалювання викликає зародження у плівках Fe оксидної фази Fe_3O_4 . Значення T_o є розмірно-залежною величиною та змінюється від 550 до 720 К в інтервалі товщин 15 – 150 нм.

2. Одношарові плівки Co після термообробки до температур 800 і 1000 К мають фазовий склад ГЦП-Co + ГЦК-Co.

3. При ефективних товщинах одношарових плівок Gd менше 10 нм у них електроннографічно фіксується квазіаморфна фаза, а при збільшенні товщини від 10 до 40 нм – проявляються процеси кристалізації. Зокрема, у свіжосконденсованому стані плівки Gd мають фазовий склад ГЦП-Gd + ГЦК-GdH₂ зі слідами ОЦК-Gd₂O₃. Термообробка до $T_g = 800$ і 1000 К суттєво не впливає на фазовий склад, хоча у зразках збільшується вміст оксидної фази.

4. У плівковій системі на основі Fe і ка-Gd відбуваються наступні фазові перетворення: $ка-Gd + ОЦК-Fe \xrightarrow{600K} ка-Gd + ОЦК-Fe \xrightarrow{900K} ка-Gd + ОЦК-Fe + ГЦК-Fe_3O_4$. Утворення оксидної фази переважно відбувається за рахунок взаємодії з газами залишкової атмосфери та викликає збільшення електричного опору системи.

5. Плівкові зразки на основі Co і ка-Gd у свіжосконденсованому стані та після термообробки до $T_g = 800$ і 1000 К мають наступний фазовий склад: ГЦП-Co + ГЦК-Co (ДП) + ка-Gd $\xrightarrow{800,1000K}$ ГЦП-Co + ГЦК-Co + ка-Gd.

6. Фазовий склад тришарових плівок Fe(Co)/Gd/Fe(Co)/П суттєво не відрізняється від фазового складу одношарових плівок, компонент систем, за виключенням складу прошарку на основі кристалічного Gd. У якому у свіжосконденсованому стані електроннографічно не фіксується оксидна фаза ОЦК-Gd₂O₃, яка починає з'являтися лише після відпалювання вище $T_g = 800$ К.

7. Мультишари на основі Co і Gd у свіжосконденсованому стані мають фазовий склад ГЦП-Co+ГЦК-Co + аморфний Gd. Після термообробки структурно-фазовий стан не зазнає значних змін, хоча на інтерфейсі починається зародження фази аморфного твердого розчину (Co, Gd).

РОЗДІЛ 4

МАГНІТНІ ВЛАСТИВОСТІ ПРИЛАДОВИХ СТРУКТУР НА ОСНОВІ Fe (Co) ТА Gd

4.1 Магнітні властивості одношарових плівок Fe і Co [111]

Особливість наших досліджень магнітних властивостей одношарових плівок Co і Fe відносно приведених у літературі (див., наприклад, [118, 132]), полягає у комплексному вивченні розмірної залежності таких важливих магнітних характеристик, як залишкова намагніченість M_r , намагніченість насичення M_s і коерцитивність B_c та встановлення впливу на них структурно-фазового стану плівок до та після термовідпалювання. Проте головною задачею цих досліджень було одержання даних про магнітні властивості одношарових плівок, які були компонентами тришарових плівок на основі R / T металів. Відмітимо, що одно- та тришарові плівки були отримані та пройшли термообробку в однакових технологічних умовах. Це дозволило встановити вплив на магнітні властивості прошарків із Gd у тришарових плівках. Використовувати літературні дані про магнітні властивості, такі як M_r , M_s і B_c масивних зразків при інтерпретації результатів досліджень, не завжди буде коректно для одношарових плівок. Це обумовлено впливом на їх значення умов отримання і послідувочої обробки [133]. Далі нами буде обговорено питання про узгодження даних про залишкову намагніченість, намагніченість насичення і коерцитивну силу плівок Co і Fe з відповідними літературними даними.

З результатів, які представлені на рисунку 4.1 можна судити про вплив товщини плівок Co і Fe та їх термообробки на форму петель гістерезису. Відмітимо деякі закономірності цих результатів. У випадку плівок обох металів до і після термообробки при зменшенні ефективної товщини, петлі гістерезису стають більш ширшими (збільшується коерцитивне поле), насичення відбувається при більших значеннях прикладеного зовнішнього магнітного

поля. Загальна намагніченість тонких плівок падає із зменшенням товщини, що характерно для одношарових плівок феромагнітних металів [133]. При цьому для плівок Fe залежність загальної намагніченості від товщини, більш виражена ніж у плівках Co.

Термообробка плівок Fe призводить до того, що петлі гістерезису стають більш ширшими, при одночасному зменшенні залишкової намагніченості. У плівках Co менш виражений вплив термовідпалювання на коерцитивність зразків у той час як висота петель гістерезису стає вищою.

Проаналізуємо більш детально вплив на магнітні властивості товщини і відпалювання. На рисунку 4.2 приведено залежності M_r , M_s , B_c і КП одношарових плівок Co і Fe від товщини і температури термообробки. На даному рисунку 4.2 а приведено відповідні асимптотичні дані для масивних зразків Co і Fe [133]. З приведених на рисунках даних можна зробити наступні висновки.

У свіжосконденсованому стані величина коерцитивної сили плівок Co і Fe не проявляє яскраво вираженої розмірної залежності у інтервалах товщин 5 – 25 нм. Після термообробки для плівок Co величина коерцитивної сили і характер її залежності майже не змінюється, у той час як у плівок Fe значення B_c збільшується від 5 для $d_{Fe} = 5$ нм до 3 ($d_{Fe} = 25$ нм) разів. Останній результат може бути пов'язаний з окислювальними процесами у плівках Fe, які протікають інтенсивніше при зменшенні товщини, про це мова йшла у попередньому розділі. Як відомо оксиди заліза мають меншу спонтанну намагніченість та як наслідок вищу коерцитивність. Наприклад, для Fe_2O_3 намагніченість насичення становить $0,76 \cdot 10^6$ А / м [134], а для Fe_3O_4 – $0,92 \cdot 10^6$ А / м [135].

Значення залишкової намагніченості (рис. 4.2 б) з ростом товщини для плівок Fe у свіжосконденсованому стані зростає, а для плівок Co у інтервалі досліджуваних товщин не проявляється розмірної залежності. Після відпалювання для плівок Co величина M_r зросла, а її розмірна залежність стала явно виражена. Для плівок Fe також спостерігається явно виражена розмірна залежність, але значення M_r після відпалювання зменшується. Аналогічним

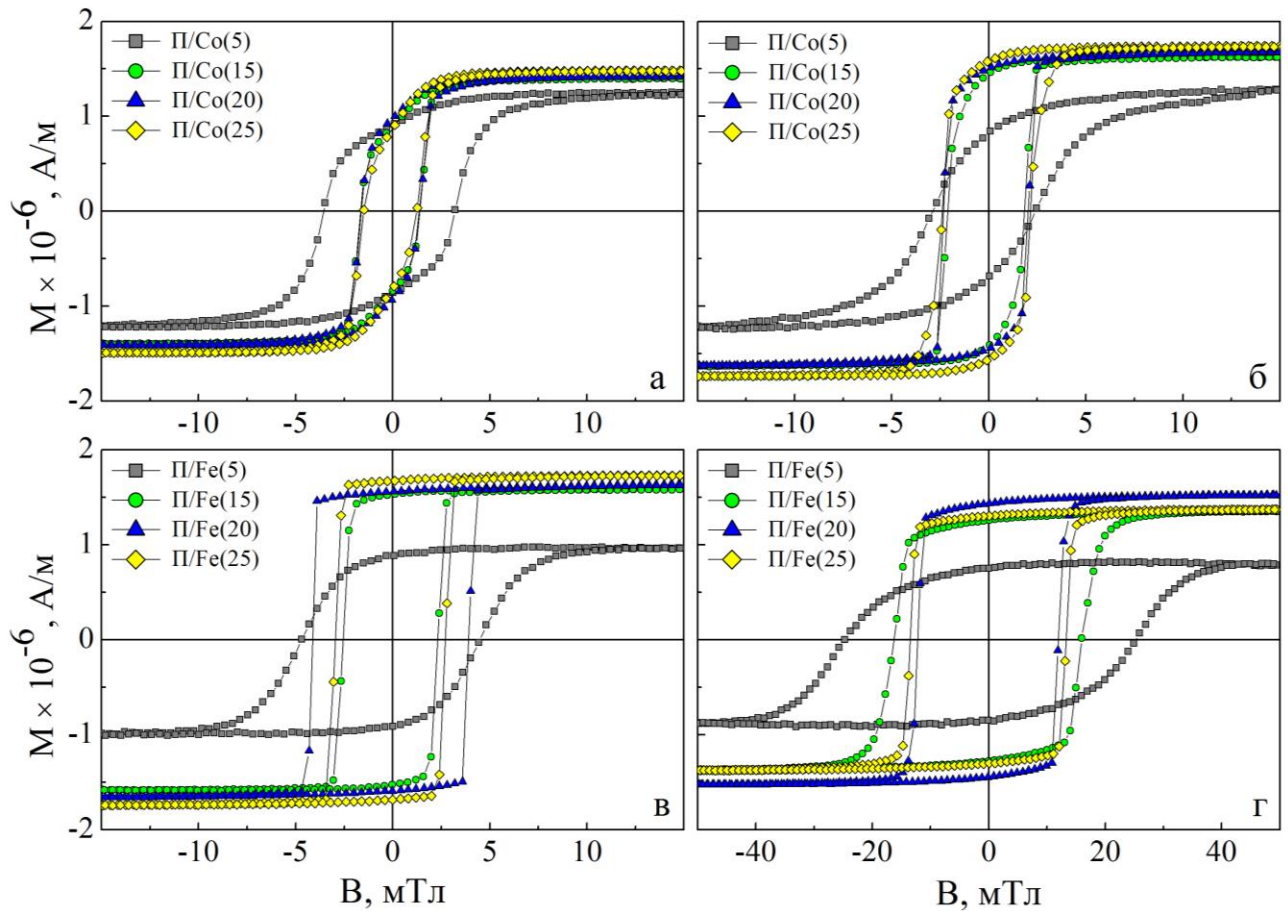


Рис. 4.1. Залежність намагніченості від прикладеного зовнішнього магнітного поля для одношарових плівок Co (а, б) та Fe (в, г) до (а, в) і після термообробки до $T_g = 800$ К (б) та $T_g = 700$ К (г) відповідно

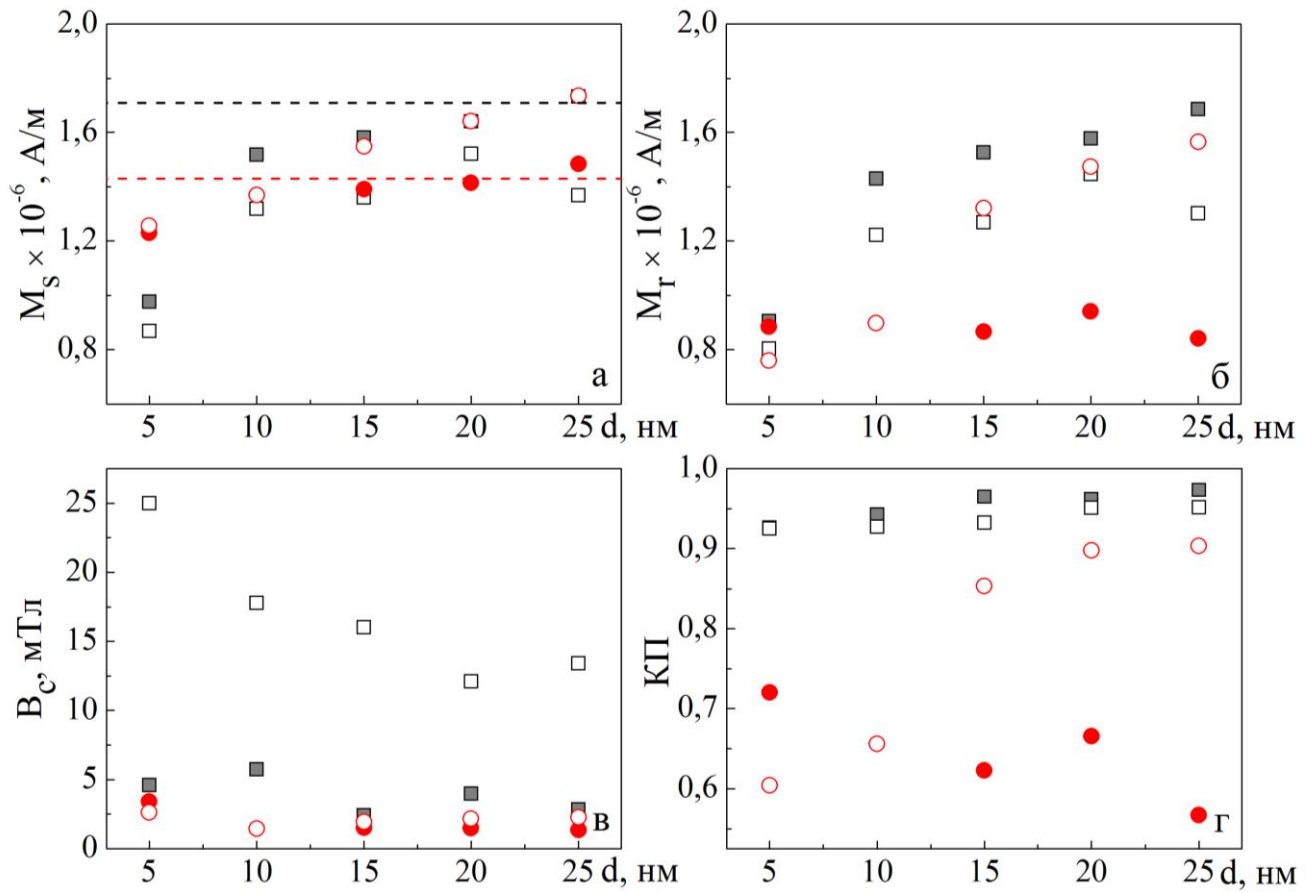


Рис. 4.2. Залежності M_r , M_s , V_c і КП одношарових плівок Co (● – 460 К, ○ – 800 К) та Fe (■ – 460 К □ – 700 К) від товщини і температури термообробки. Асимптотичні дані для масивних зразків Co (---) і Fe (- - -)

чином себе поводить залежність намагніченість насичення від товщини (рис. 4.2 а). На рисунку 4.2 а вказано (пунктирними лініями) значення намагніченості насичення для масивних феромагнетиків. Як бачимо величина M_s з ростом товщини зростає прямуючи до асимптотичного значення M_{s0} .

Порівняння даних по намагніченості насичення для плівкових зразків Fe та його оксидів Fe_3O_4 і Fe_2O_3 що наведені у роботах [134 – 135] показує, що відповідно для вказаних оксидів значення спонтанної намагніченості становить $0,76 \cdot 10^{-6}$ і $0,92 \cdot 10^{-6}$ А / м у той час як для плівок Fe його величина становить $1,71 \cdot 10^{-6}$ А / м. Хоча не в усіх випадках оксидна фаза електронографічно фіксується, але це не означає її відсутність, оскільки, коли вміст оксидної менше 10 % вона електронографічно не фіксується. За рахунок оксидної фази знижується значення величини M_r та M_s у термовідпалених плівках, відносно тих, які не пройшли термообробки. У роботі [7], показано, що магнітні властивості плівок Fe на відміну від плівок Co залежать від структурно-фазового стану. Зокрема, плівки відносно малої ефективною товщини $d_{Fe} < 10$ нм, як було показано нами у попередньому розділі, мають дрібнодисперсний стан. У таких плівках значно знижується атомний магнітний момент Fe. В основі цього явища лежить той факт, що в аморфній речовині середнє число найближчих сусідів для будь-якого виділеного атома близьке до 12 [7]. Це відповідає числу найближчих сусідів у гранецентрованої кубічній кристалічній решітці. Таким чином, аморфна структура за атомною будовою нагадує кристалічну фазу, для якої характерний низькоспіновий стан Fe (γ -залізо) [7]. Внаслідок чого у зразку збільшується вміст слабوماгнітної фази Fe.

Одним із параметрів за яким характеризуються магнітні матеріали з точки зору їх практичного застосування при створенні чутливих елементів датчиків або сенсорів є коефіцієнт прямокутності (КП) петлі гістерезису. Це безрозмірна величина, яка визначається як відношення залишкової намагніченості при нульовій напруженості магнітного поля до намагніченості насичення на симетричній петлі гістерезису та є мірою того, наскільки близькою до квадратної буде петля гістерезису [56, 136].

Розглянемо вплив товщини та температури відпалювання на коефіцієнт прямокутності петлі гістерезису. Як видно з рисунка 4.2 г найбільшим значенням КП характеризуються плівки Fe, його максимальна величина складає 0,97 %. Характерним для таких зразків є лінійний характер залежності КП в усьому діапазоні досліджуваних товщин. Після відпалювання характер залежності не змінюється, а лише зменшується його середня величина, яка складає 0,93 %.

Плівки Co у свіжосконденсованому стані і після термообробки характеризуються значно нижчою величиною КП, значення якої після термообробки зростає.

4.2 Магнітні властивості тришарових плівок на основі Fe, Co та Gd [111, 125 – 127, 137 – 140]

Магнітні властивості тришарових плівок Fe / Gd / Fe / П у цілому визначаються феромагнітними властивостями шарів Fe та магнітовпорядкуванням на інтерфейсі Fe / Gd, а також залежать від товщини Fe і проміжного шару із Gd.

Аналіз даних приведених на рисунку 4.3 а, показує наступне. Для плівкових зразків з товщиною шару на основі Gd $d > 10$ нм, який перебуває в кристалічному стані, на петлях гістерезису проявляється характерний перегин. Такий результат можна пов'язати з окремим перемагнічуванням у шарах Fe, які розділені відносно товстим кристалічним шаром Gd. Якщо ефективна товщина шару з Gd $d < 10$ нм, то петля гістерезису має таку форму, як і у одношарової плівки Fe.

Величина B_c також залежить від товщини і структурно-фазового стану прошарку з Gd. Для плівок з прошарком з квазіаморфного Gd характер залежності коерцитивної сили від його ефективної товщини має осцилюючий характер (таблиця 4.1), аналогічна тенденція спостерігається і для B_c , яка визначена з даних магніторезистивних вимірювань (див. розділ 5). Осцилюючий характер значення величини коерцитивної сили

Таблиця 4.1

Магнітні властивості одно- і тришарових плівок на основі Fe, Co та Gd

№ п/п	d , нм	T_c , К	B_c , мТл	$M_r \times 10^{-6}$, А / м	$M_s \times 10^{-6}$, А / м	КП
1	Fe (5)/П	460	4,59	0,91	0,97	0,94
		700	24,99	0,81	0,87	0,93
2	Fe (10)/П	460	5,74	1,43	1,52	0,94
		700	17,77	1,22	1,32	0,92
3	Fe (15)/П	460	2,43	1,53	1,58	0,97
		700	16,04	1,27	1,36	0,93
4	Fe (20)/П	460	4,01	1,58	1,64	0,96
		700	12,09	1,45	1,52	0,95
5	Fe (25)/П	460	2,83	1,69	1,73	0,98
		700	13,39	1,31	1,37	0,96
6	Co (5)/П	460	3,39	0,89	1,23	0,72
		800	2,64	0,76	1,26	0,61
7	Co (10)/П	800	1,44	0,89	1,37	0,65
8	Co (15)/П	460	1,52	0,87	1,39	0,63
		800	1,97	1,32	1,55	0,85
9	Co (20)/П	460	1,49	0,94	1,41	0,67
		800	2,18	1,47	1,64	0,89
10	Co (25)/П	460	1,36	0,84	1,48	0,57
		800	2,28	1,57	1,73	0,91
11	Fe(5)/Gd(1)/Fe(20)/П	460	1,98	1,32	1,39	0,95
		700	12,98	1,88	2,09	0,89
12	Fe(5)/Gd(5)/Fe(20)/П	460	1,49	1,25	1,33	0,94
		700	9,32	1,44	1,58	0,92
13	Fe(5)/Gd(10)/Fe(20)/П	460	2,12	1,19	1,31	0,91
		700	11,62	1,23	1,29	0,95
14	Fe(5)/Gd(20)/Fe(20)/П	460	5,26	0,93	1,03	0,91
15	Co(5)/Gd(1)/Co(20)/П	460	2,26	1,12	1,22	0,92
		800	1,76	1,16	1,51	0,77
16	Co(5)/Gd(5)/Co(20)/П	460	1,39	0,58	1,02	0,57
17	Co(5)/Gd(10)/Co(20)/П	460	1,62	0,68	0,91	0,75
		800	1,96	0,73	0,86	0,85
18	Co(5)/Gd(15)/Co(20)/П	460	3,22	0,71	0,82	0,87

характерний для плівкових систем [141]. У випадку, якщо шар на основі Gd має кристалічну структуру зі збільшенням товщини ($d_{Gd} > 10$ нм), величина коерцитивної сили зростає. На відміну від B_c значення залишкової намагніченості зменшується при збільшенні товщини шару на основі Gd, наприклад для плівок Fe(5) / Gd(1) / Fe(20) / П, Fe(5) / Gd(20) / Fe(20) / П вона складає $M_r = 1,31 \cdot 10^{-6}$ А / м та $0,93 \cdot 10^{-6}$ А / м відповідно.

Якщо порівняти коерцитивність систем із сумарною товщиною шарів Fe такою ж, як товщина одношарової плівки, то можна відмітити наступне. Величина коерцитивної сили у плівках Fe вища у порівнянні із системами де, як прошарок виступає квазіаморфний Gd. Для систем із кристалічним прошарком на основі Gd коерцитивна сила має більше значення. Вище описані тенденції зберігаються у плівках, які пройшли термообробку. Відпалювання призводить до збільшення коерцитивності та зменшення залишкової намагніченості. Причому, відпалювання до температур $T_e = 900$ К викликає зростання B_c у середньому до 5 разів у порівнянні з свіжосконденсованими зразками. Такий результат пов'язаний з окислювальними процесами у шарах Fe. Також необхідно звернути увагу на форму петель гістерезису в плівкових зразках, які пройшли термообробку (рис. 4.3 б). Як слідує з цих даних пряма і зворотна гілка кривих намагніченості не накладається одна на одну. Причому, чим вище температура відпалювання, тим пізніше пряма і зворотна гілки починають співпадати. Такий результат можна пов'язати з розмиттям інтерфейсів Fe / Gd за рахунок дифузії атомів Gd у шар Fe. Очевидно, що біля межі поділу між шарами, кристали заліза будуть більш насиченими атомами Gd, ніж із протилежного боку. У таких кристалах зростає коерцитивність, відносно до кристалів Fe. Такий висновок узгоджується з даними роботи [54], де вивчаються сплави на основі R / T металів і було показано, що вони мають вищу коерцитивність у порівнянні зі зразками у яких зберігається індивідуальність шарів. Таким чином, на магнітні властивості тришарових плівкових систем Fe / Gd / Fe впливають дифузійні процеси біля інтерфейсу.

Відмінності впливу квазіаморфної чи кристалічної фаз Gd на магнітні

властивості всієї системи теж частково простежуються на прикладі зразків з різними товщинами шарів на основі Co та Gd. Характерні перегини (рис. 4.3 в, г) на петлях гістерезису, які пов'язані із перемагнічуванням шарів Co різної товщини, хоча і менш виражені ніж у плівках Fe / Gd / Fe / П, також проявляються при відносно великих товщинах проміжних шарів на основі кристалічного Gd.

Величина коерцитивної сили плівкових систем із сумарною товщиною шарів Co, такою як товщина одношарової плівки Co має менше значення. Для систем Co / Gd / Co / П у свіжосконденсованому стані і після термообробки, проявляється осциляційний характер залежності B_c від ефективної товщини Gd, а значення залишкової намагніченості падає із збільшенням товщини із Gd.

Магнітні властивості тришарових плівкових систем Co / Gd / Co / П мають свої особливості, які пов'язані із змінами магнітних властивостей шарів Co при поліморфному переході ГЦП→ГЦК, який супроводжується збільшенням коерцитивності (рис. 4.3 в, г). Також для цих систем після відпалювання є характерними процеси, які мають місце і в плівках Fe / Gd / Fe, тобто зворотна і пряма вітки кривих намагнічування не накладаються одна на одну, що можна пов'язати з протіканням дифузійних процесів.

Не менш важливим питанням є впливу товщини шару феромагнетика у тришарових плівках на основі Co, Fe і Gd. Проаналізуємо цей вплив на прикладі тришарових плівок Co(5)/Gd(10)/Co(x)/П та Fe (5)/Gd(10)/Fe(x)/П (де x – товщина шару феромагнетика, яка змінювалася від 5 до 25 нм). На рисунку 4.4 приведено залежності M_r і M_s від товщини шару феромагнетика і температури термообробки для тришарових плівок на основі Co, Fe і Gd. З аналізу приведених на рисунках даних витікає наступне. Значення залишкової намагніченості (рис.4.4 б) з ростом товщини для нижнього шару тришарових плівок Co(5)/Gd(10)/Co(x)/П та Fe(5)/Gd(10)/Fe(x)/П у свіжосконденсованому стані зростає. Після відпалювання тришарових плівок не проявляється яскраво вираженої зміни тенденції розмірних залежностей. Аналогічним чином себе поводить залежність намагніченості насичення від товщини (рис. 4.4 а). Що

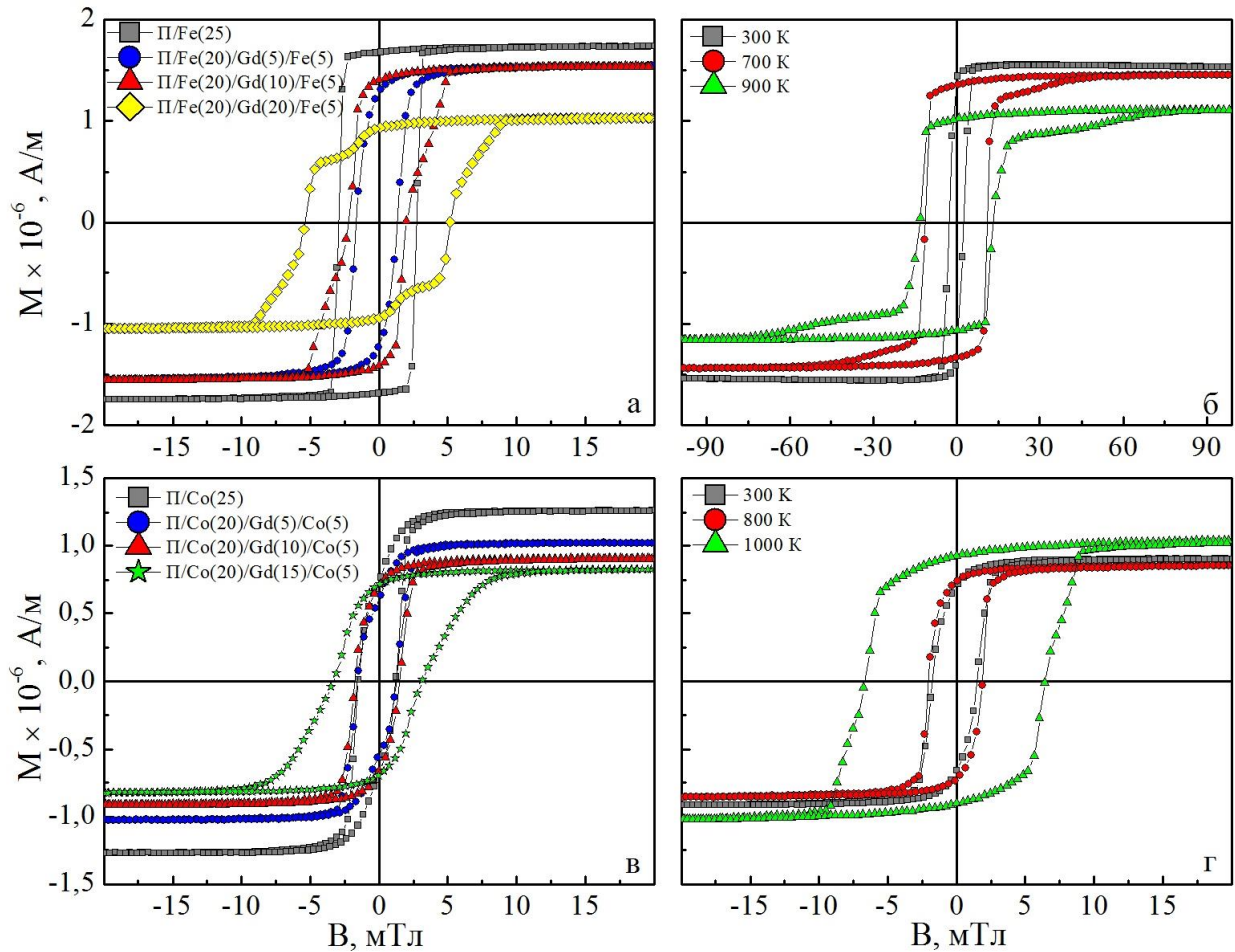


Рис. 4.3. Залежність намагніченості від прикладеного зовнішнього магнітного поля для одношарової плівки Fe і Co та тришарових плівкових систем Fe / Gd / Fe / Π (а) та Co / Gd / Co / Π (в) у свіжосконденсованому стані та для системи Fe(5) / Gd(10) / Fe(20) / Π та Co(5) / Gd(10) / Co(20) / Π до і після термообробки до $T_e = 600$ та 900 К (б) та 800 і 1000 К відповідно

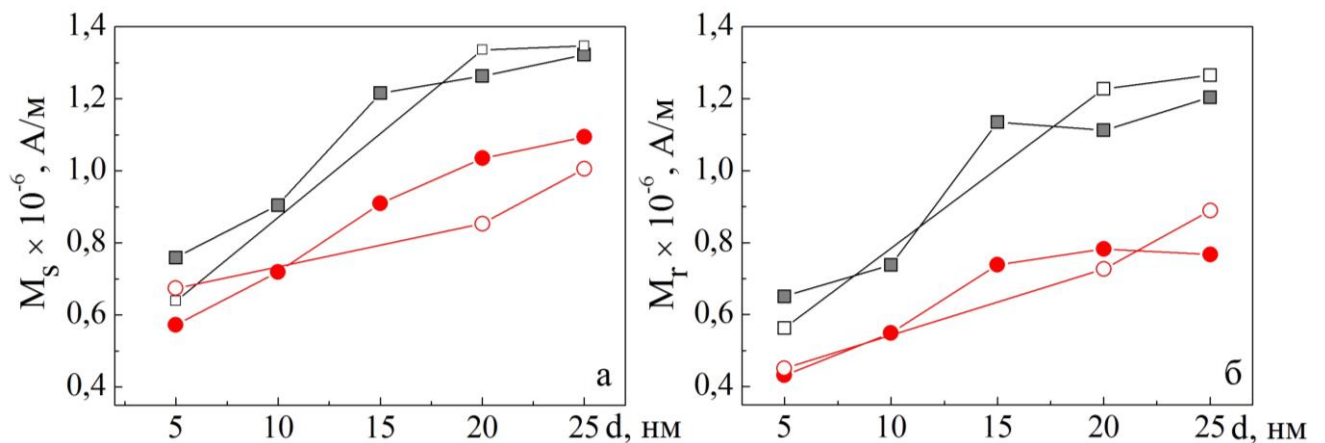


Рис. 4.4. Залежності M_r і M_s для тришарових плівок Co(5)/Gd(10)/Co(x)/Π (● – 460 К, ○ – 800 К) та Fe(5)/Gd(10)/Fe(x)/Π (■ – 460 К, □ – 700 К) від товщини шару ферромагнетика і температури термообробки

стосується величини коерцитивної сили і коефіцієнта прямокутності, то вони для плівок у свіжосконденсованому стані і після термообробки не проявляють яскраво вираженої розмірної залежності в інтервалах товщин Co і Fe 5 – 25 нм.

4.3 Магнітні властивості мультишарів на основі Co та Gd [142 – 143]

Дослідження магнітних властивостей мультишарів, показали що товщина окремих шарів Co (x), кількості повторювань (n) та термообробка впливають на коерцитивну силу, намагніченість насичення і залишкову намагніченість.

На рисунку 4.5 приведено типові залежності намагніченості від прикладеного зовнішнього магнітного поля в напрямку легкої осі намагнічування для систем у свіжосконденсованому стані та після термообробки.

Спочатку проаналізуємо та відмітимо деякі закономірності впливу товщини прошарку з Co, кількості повторювань та температури термообробки на величину коерцитивної сили плівкових систем.

По-перше, при збільшенні кількості повторювань не залежно від ефективної товщини прошарків з Co, величина коерцитивної сили збільшується (рис. 4.6). Такий результат може бути пов'язаний з тим, що при збільшенні кількості повторювань, інтерфейси стають більш дефектними. Подібний результат спостерігався авторами [140] на прикладі системи Gd / Fe. Ними було зроблено висновок про те що, чим менші значення мають товщини шарів системи, тим руйнування інтерфейсів настає при меншій періодичності.

По-друге величина коерцитивної сили суттєво зростає після термообробки, що може свідчити про часткове або повне руйнування інтерфейсів між шарами, а також збільшення концентрації фази ГЦК-Co (рис. 4.6). Можливо, що при термовідпалюванні на межі поділу Co / Gd за рахунок термодифузії, відбувається утворення аморфного твердого розчину (Co, Gd), який нами електроннографічно не фіксується. Хоча за даними АСМ, які проведені на рисунку 3.18 уже на стадії конденсації на межі поділу утворюється буферний

шар. Згідно [93] такі розчини мають ферімагнітне упорядкування, для яких величина коерцитивної сили має більше значення порівняно з феромагнетиками.

Оціночний розрахунок загальної концентрації атомів Co та Gd у системі за умови, що при термовідпалюванні відбулося повне перемішування шарів Co та Gd, було проведено за наступною формулою [144]:

$$c_{Co} = \frac{D_{Co}d_{Co}\mu_{Co}^{-1}}{D_{Co}d_{Co}\mu_{Co}^{-1} + D_{Gd}d_{Gd}\mu_{Gd}^{-1}}, \quad (4.1)$$

де D – густина;

μ – молярна маса елементів;

d – ефективна товщина плівки для кожного шару відповідно.

Авторами [144] було показано, що ця формула справедлива, як для сплавів, які отримані одночасним напиленням так і для тих, які утворились в результаті термообробки. Розрахунки на основі (4.1) показали, що при товщинах прошарків $d_{Co} = 2$ нм і $d_{Gd} = 2$ нм загальна концентрації атомів Co та Gd складає 75 % і 25 %, а при $d_{Co} = 5$ нм і $d_{Gd} = 2$ нм 88 % та 12 % відповідно. З цього можна зробити висновок, що при таких концентраціях залишається відносно велика кількість атомів Co, які не задіяний у формуванні твердого розчину при протіканні процесів взаємної дифузії. Таким чином, після термообробки плівкова система може представляти собою шарувату структуру із чергуванням феро- і ферімагнітних шарів, останній знаходиться у квазіаморфному стані.

По-третє, величина коерцитивної сили, як у свіжосконденсованому стані так і після термообробки зменшується при збільшенні ефективної товщини прошарків із Co (рис. 4.6). Такий результат може бути пов'язаний зі зміною ширини доменних стінок, для яких величина розмагнічуючого поля обернено пропорційна товщині плівки. За рахунок цього вектор намагніченості орієнтується у площині плівки і перехід між доменами відбувається у цій же площині [145].

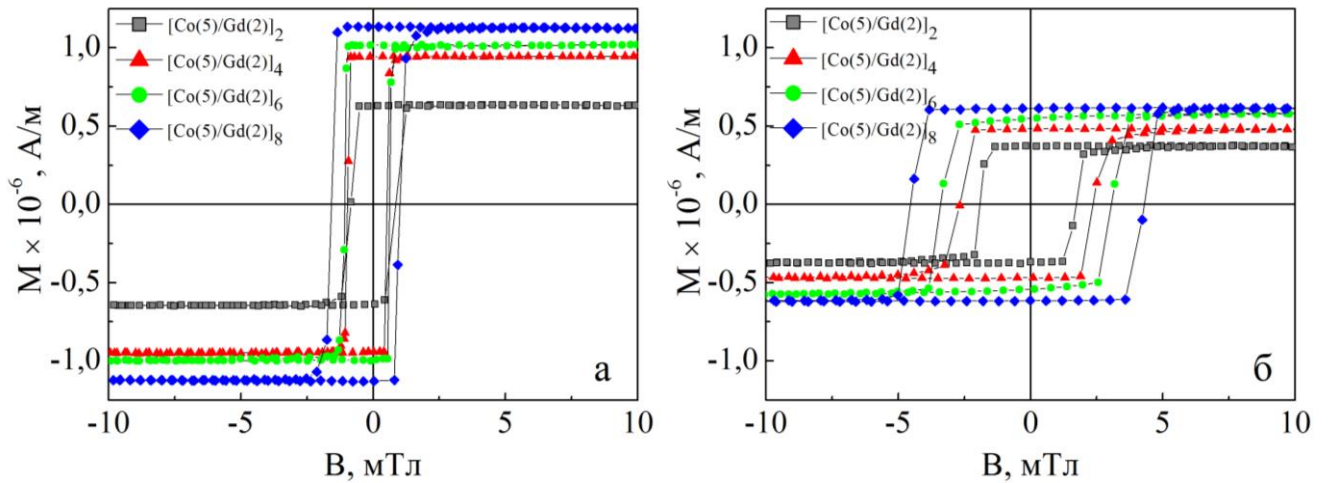


Рис. 4.5. Залежність намагніченості від напруженості прикладеного зовнішнього магнітного поля при паралельній геометрії вимірювання у напрямку легкої осі намагнічування для мультишарів із різною кількістю повторювань до (а) і після термообробки (б)

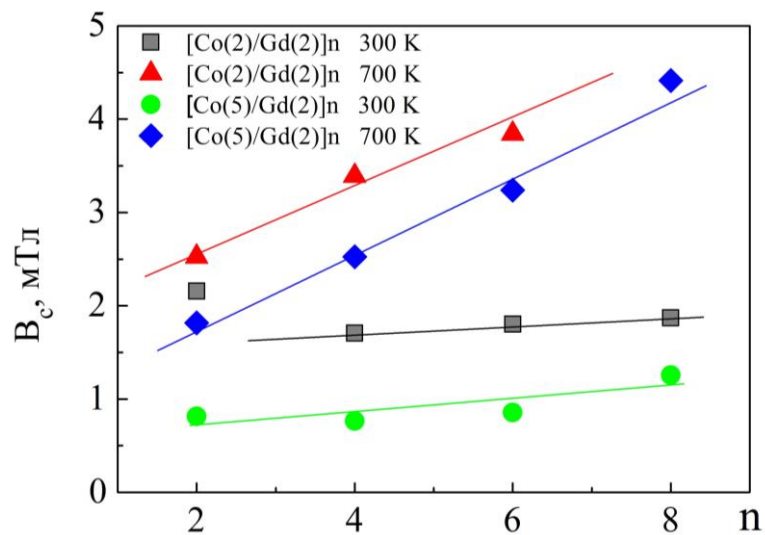


Рис. 4.6. Залежність величини коерцитивної сили мультишарів у паралельній геометрії вимірювання при орієнтації прикладеного зовнішнього магнітного поля у напрямку легкої осі намагнічування від кількості повторювань, товщини прошарку з Со та температури термообробки

Розглянемо вплив кількості повторювань, ефективної товщини прошарку з Co та температури термообробки на величину залишкової намагніченості і намагніченості насичення. З даних наведених на рисунку 4.7 видно, що ці залежності майже повторюють одна одну, оскільки розглянуті системи характеризуються великим коефіцієнтом прямокутності петлі гістерезису, що буде обговорено пізніше. При збільшенні кількості повторювань і товщини прошарку Co, як у свіжосконденсованому стані так і після термообробки, величина M_r і M_s зростає. Це обумовлено збільшенням товщини і концентрації феромагнітної компоненти, що як наслідок призводить до зменшення товщини доменних стінок. Хоча, як було нами показано раніше, зі збільшенням періодичності повторювань відбувалось зростання коерцитивної сили. А це суперечить останньому висновку. Але можна зробити припущення, що у нашому випадку між собою конкурують два механізми, які вносять вклад у магнітні властивості всієї системи. З одного боку це утворення ферімагнітного твердого розчину і руйнування інтерфейсів між шарами, а з іншого боку збереження відносно високої концентрації феромагнітної компоненти. На нашу думку другий фактор домінує над першим. Причому, зростання величини M_r і M_s від n відбувається сильніше де ефективна товщина Co більша.

Після термообробки зразків до $T_e = 700$ K величини M_r і M_s для систем $d_{Co} = 5$ нм зменшуються у середньому на 54 % у порівнянні зі свіжесконденсованими плівками. Цей результат має ті ж причини, які впливають на величину V_c . Після термообробки відбувається утворення аморфного твердого розчину (Co, Gd), який має ферімагнітне упорядкування з температурою Кюрі вищою ніж для Gd ($T_C^{Gd} = 293$ K [26]). У результаті чого переміщується точка компенсації відносно до кімнатної температури, магнітні моменти такого розчину будуть направлені антипаралельно до магнітних моментів Co. У результаті чого спостерігається зменшення M_r і M_s та зростання V_c . Що стосується даних для систем у яких $d_{Co} = 2$ нм, то можливо ферімагнітне упорядкування переважає, у результаті чого не переміщується точка компенсації відносно кімнатної температури.

Для підтвердження утворення в системі після відпалювання аморфного твердого розчину (Co, Gd), нами були проведені дослідження магнітних властивостей даних зразків при гелієвих температурах. На рисунку 4.8 приведена типова залежність нормованої намагніченості від зовнішнього магнітного поля, яке прикладене в площині плівки, яка отримана для системи $[\text{Co}(2)/\text{Gd}(2)]_4$ при 300 К і 10 К у свіжосконденсованому стані (а) та після відпалювання до температури 700 К (б).

Як видно з наведених даних на рисунку 4.8 при кімнатній температурі форма петлі гістерезису має звичайний вигляд. Така форма може бути пов'язана з перебуванням основної частини Gd у парамагнітному стані, оскільки для нього температура Кюрі $\Theta_c^{\text{Gd}} = 293 \text{ К}$ [26]. Для підтвердження, того що Gd при кімнатній температурі знаходиться у парамагнітному стані, нами було проведено дослідження магнітних властивостей від температури для плівки Gd ефективною товщиною 20 нм (рис. 4.9), яка отримана методом магнетронного осадження. У результаті цих досліджень було встановлено, що намагніченість плівки Gd має максимальне значення при 30 К і складає $0,7 \times 10^{-6} \text{ А/м}$. З ростом температури намагніченість монотонно зменшується і досягає 0 при температурі Кюрі. Тим не менш, потрібно зауважити, що у мультишарах Co/Gd процес стабілізації феромагнітної фази в шарі Gd, при температурах до 350 К, описувався у роботах [146, 147] та пояснювався процесами обмінної взаємодії на інтерфейсі Gd з Co.

У нашому випадку (рис. 4.8 а) не було виявлено ніяких особливостей обмінної взаємодії при 300 К. При гелієвій температурі (10 К) форма петлі гістерезису для систем до відпалювання є більш складною (рис.4.8 а). При цій температурі Gd буде мати феромагнітне впорядкування. У масивних зразках Gd об'ємна намагніченість насичення $M_{\text{Gd}} = 2,056 \times 10^{-6} \text{ А/м}$ [7], у той час як $M_{\text{Co}} = 1,4 \times 10^{-6} \text{ А/м}$ [133]. Характер петель гістерезису при 10 К є типовим для антиферомагнітного обмінного зв'язку на інтерфейсі між Co і Gd [148]. Коли магнітне поле буде дорівнювати нулю, тоді значення M_{Gd} буде більше ніж величина M_{Co} . Внаслідок цього магнітні моменти Gd вишиковуються за

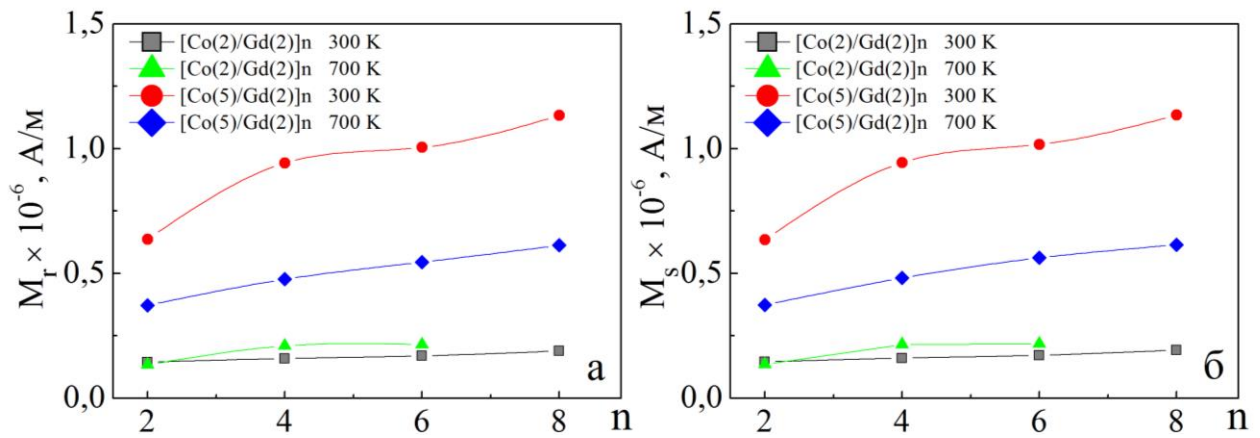


Рис. 4.7. Залежність величини M_r (а) і M_s (б) мультишарів у паралельній геометрії вимірювання при орієнтації прикладеного зовнішнього магнітного поля у напрямку легкої осі намагнічування від кількості повторювань, товщини прошарку з Co та температури термообробки

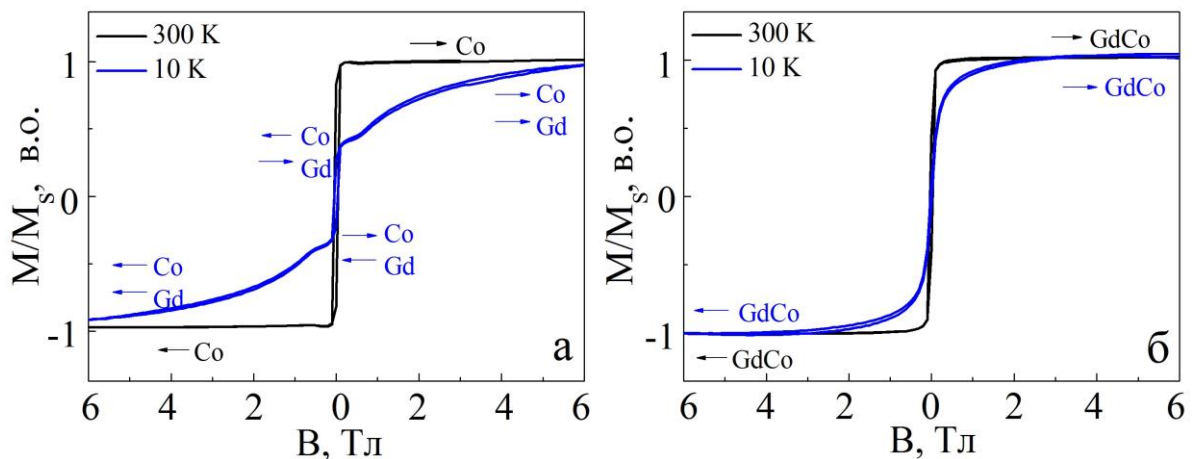


Рис. 4.8. Залежність намагніченості від магнітного поля, що прикладене в площині плівки для мультишару $[\text{Co}(2)/\text{Gd}(2)]_4$ при 300 і 10 К у свіжосконденсованому стані (а) та після відпалювання (б) до $T_e = 700$ К

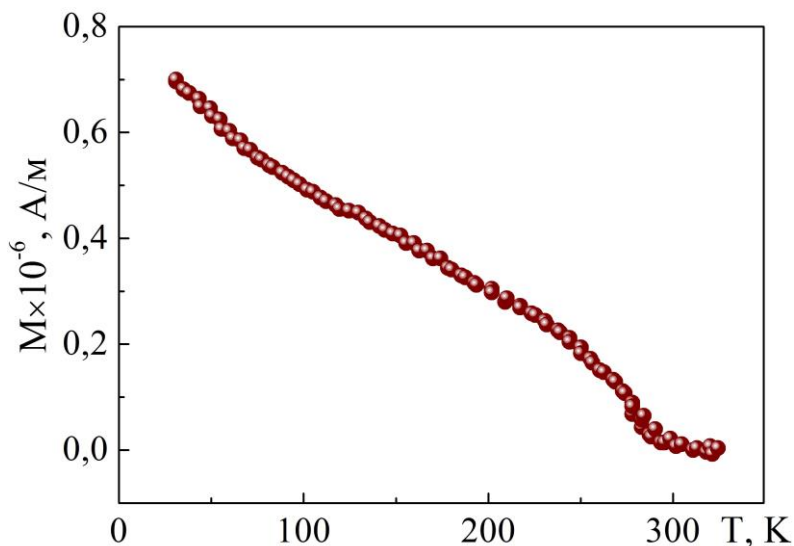


Рис. 4.9. Залежність намагніченості від температури для одношарової плівки Gd товщиною 20 нм

напрямок магнітного поля, у той час як, магнітні моменти Co будуть направлені в антипаралельному напрямку поряд з реалізацією антиферромагнітної обмінної взаємодії на інтерфейсі. Коли величина прикладеного магнітного поля збільшується, конкуренція між зеємановською енергією та обмінним зв'язком на інтерфейсі призводить до монотонного повільного обертання магнітних моментів Co вздовж напрямку магнітного поля. Як наслідок сумарна намагніченість плівкового зразка зростає.

Після відпалювання плівкових систем форма петлі гістерезису, яка отримана при температурі вимірювання 10 К, різко відрізняється порівняно з петлею, яка отримана при цій же температурі для систем у невідпаленому стані. На гістерезисі зник перегин (рис. 4.8 б), який спостерігався при залишковій намагніченості (рис. 4.8 а). Зникає антиферромагнітна взаємодія, яка спостерігалась для плівкових зразків у невідпаленому стані. А той факт, що насичення досягається лише при магнітних полях близько 2 Тл, може бути пояснений руйнуванням періодичної структури та утворенням аморфного твердого розчину випадкової анізотропії (Co, Gd) у процесі відпалювання.

Проведені дослідження впливу температури вимірювання на магнітні властивості, такі як коерцитивна сила (B_c), намагніченість насичення (M_s) та залишкова намагніченість (M_r) підтверджують наявність аморфного твердого розчину (Co, Gd). На рисунку 4.10 приведено залежність магнітних властивостей від температури вимірювання для системи $[\text{Co}(5)/\text{Gd}(2)]_4$ у свіжосконденсованому стані та після термообробки до $T_g = 700$ К.

З даних приведених на рисунку 4.10 а можна зробити наступні висновки. По-перше, для зразків у свіжосконденсованому стані коерцитивна сила нижча при всіх температурах вимірювання ніж для зразків, які пройшли термообробку. По-друге, з ростом температури вимірювання для відпалених і невідпалених зразків коерцитивна сила зростає. Це пов'язано з тим, що при збільшенні температури, підсилюється коливання фононів, внутрішня енергія системи зростає, як наслідок, щоб змінити напрямок магнітних

моментів атома і повернути їх за напрямком магнітного поля потрібно прикласти більше зовнішньої енергії, внаслідок чого коерцитивна сила має більше значення. По-третє, тангенс кута нахилу температурної залежності коерцитивної сили від температури вимірювання більш виражений у зразках до термообробки.

Як видно з рисунку 4.10 а, після відпалювання зразків, тенденція до зміни величини коерцитивної сили з ростом температури вимірювання залишається незмінною, хоча характер залежності $B_c(T)$ виражений не так яскраво. Величина кутового коефіцієнта залежності $\Delta B_c / \Delta T$ складає для невідпалених зразків 4,8 %, а для відпалених 0,5 %. А це означає, що при температурі вимірювання 10 К величина B_c відрізняється на 31 %, а при $T = 300$ К на 5 %. Збільшення величини коерцитивної сили після термовідпалювання у порівнянні зі свіжосконденсованими зразками пов'язано, скоріше за все, з частковим руйнуванням інтерфейсів та утворенням аморфного твердого розчину (Co, Gd). Про цей висновок додатково свідчить і більш монотонний характер залежності величини коерцитивної сили від температури вимірювання. За рахунок часткової відсутності інтерфейсів зникає антиферомагнітна взаємодія між шарами і тому повернути магнітні моменти за напрямком магнітного поля легше.

Типові залежності намагніченості насичення (M_s) та залишкової намагніченості (M_r) від температури вимірювання приведені на рисунку 4.10 б. Як видно з цих даних у свіжосконденсованому стані та після відпалювання величини M_s та M_r зростають із збільшенням температури вимірювання. Така тенденція обумовлена тією самою природою, що має місце і при впливі температури вимірювання на величину коерцитивної сили. Після відпалювання величина M_s та M_r зростає, що свідчить на користь утворення аморфного ферімагнітного твердого розчину (Co, Gd).

У таблиці 4.2 приведені дані розрахунків коефіцієнта прямокутності петель гістерезису для мультишарів на основі Co / Gd. З наведених результатів витікає наступне.

Усі досліджені зразки при орієнтації зовнішнього магнітного поля у напрямку легкої осі намагнічування мають дуже високі показники КП, які наближаються до одиниці. Термообробка не суттєво впливає на величину КП, хоча у більшості випадків він зменшується у середньому до 2 %.

Розглянемо вплив температури вимірювання на величину коефіцієнта прямокутності петель гістерезису на прикладі плівкової системи $[\text{Co}(5) / \text{Gd}(2)]_4$ у свіжосконденсованому стані та після термообробки до $T_g = 700 \text{ K}$ (табл. 4.3). Як видно з даних, що приведені в таблиці 4.3, як у свіжосконденсованому стані так і після відпалювання величина КП з ростом температури вимірювання зростає. Відпалювання фактично не впливає на величину коефіцієнта прямокутності.

4.4 Анізотропія магнітних властивостей тришарових плівок на основі Fe, Co та Gd та мультишарів Co/Gd [142 – 143]

З точки зору можливості використання плівкових зразків, як чутливих елементів датчиків положення важливим є питання про залежність магнітних характеристик від напрямку зовнішнього магнітного поля. У зв'язку з цим нами проведені дослідження впливу напрямку магнітного поля на величину коерцитивної сили, намагніченості насичення та залишкової намагніченості плівкових зразків до і після термообробки.

Дослідження магнітних властивостей у площині плівки проводилось нами у паралельній геометрії (лінії індукції магнітного поля були направлені паралельно поверхні зразка). На рисунку 4.11 приведені типові залежності нормованої намагніченості при різних кутах орієнтації зразка від прикладеного зовнішнього магнітного поля в паралельній геометрії вимірювання з кроком у 15° . З даних приведених на рисунку 4.11 витікає, що у плівках Fe у свіжосконденсованому стані (рис. 4.11 а) та після термообробки (рис. 4.11 б) не відбувається істотної зміни величини B_c при зміні орієнтації зразка відносно прикладеного зовнішнього магнітного поля.

Значення величини КП петлі гістерезису мультишарів

КП Плівкова система	$T_g = 300 \text{ K}$	$T_g = 700 \text{ K}$
[Co(2)/Gd(2)] ₂	0,996	0,988
[Co(2)/Gd(2)] ₄	0,989	0,972
[Co(2)/Gd(2)] ₆	0,983	0,987
[Co(2)/Gd(2)] ₈	0,982	-
[Co(5)/Gd(2)] ₂	0,991	0,995
[Co(5)/Gd(2)] ₄	0,998	0,989
[Co(5)/Gd(2)] ₆	0,988	0,969
[Co(5)/Gd(2)] ₈	0,999	0,995

Таблиця 4.3

Значення величини M_r , M_s та КП петлі гістерезису для системи
[Co(5)/Gd(2)]₄ у свіжосконденсованому стані та після
термообробки до $T_g = 700 \text{ K}$

$T_{вим.}, \text{ K}$	$T_g = 300 \text{ K}$			$T_g = 700 \text{ K}$		
	$M_r \times 10^{-6},$ А / м	$M_s \times 10^{-6},$ А / м	КП	$M_r \times 10^{-6},$ А / м	$M_s \times 10^{-6},$ А / м	КП
10	0,757	0,821	0,922	0,687	0,746	0,921
100	0,828	0,856	0,967	0,744	0,764	0,974
200	0,896	0,911	0,983	0,805	0,818	0,984
300	0,933	0,938	0,995	0,815	0,821	0,993

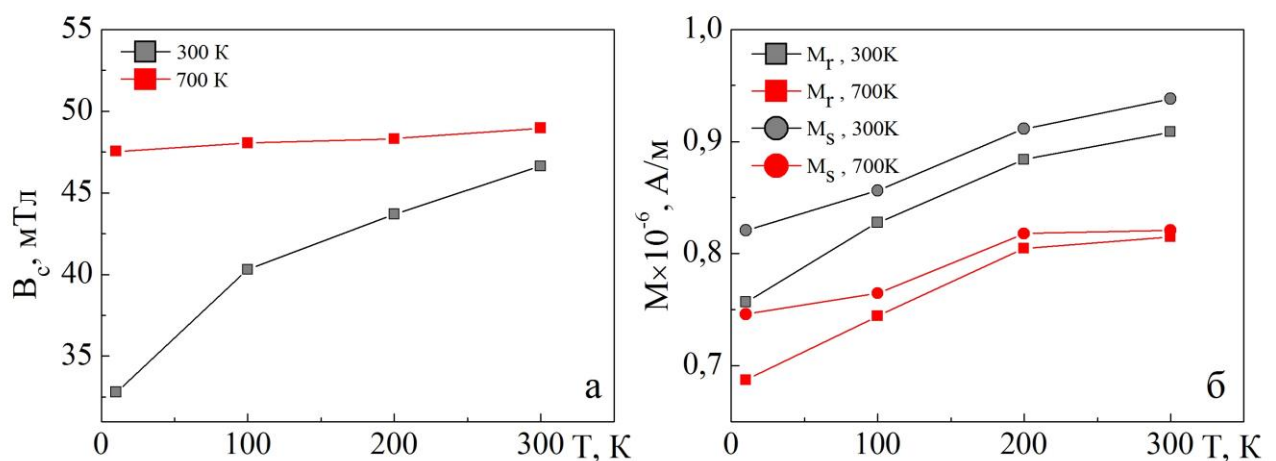


Рис. 4.10. Залежність величини V_c (а), M_r і M_s (б) мультишарів у паралельній геометрії від температури вимірювання для системи [Co(5)/Gd(2)]₄ у свіжосконденсованому стані та після термообробки до $T_g = 700 \text{ K}$

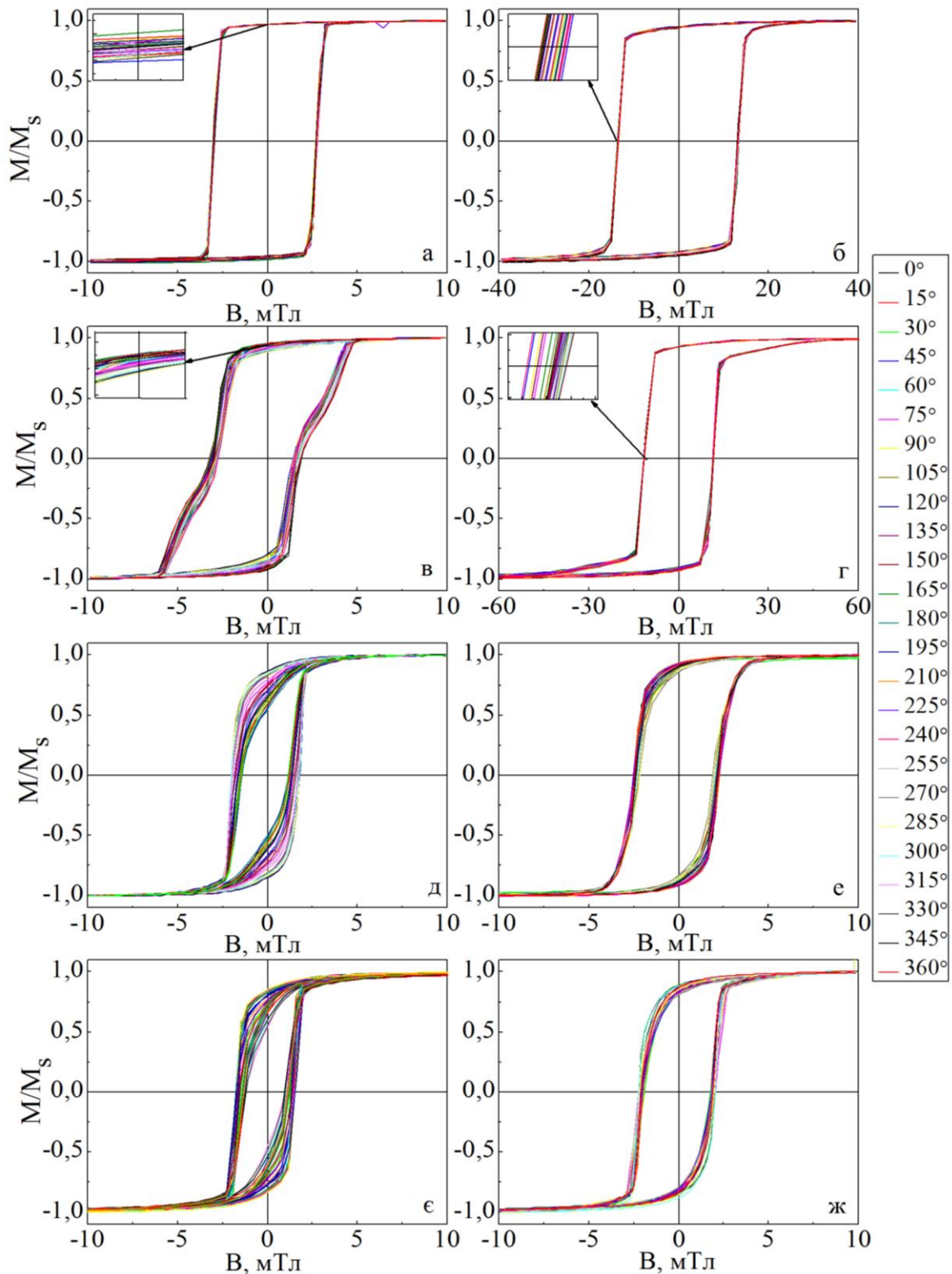


Рис. 4.11. Залежність нормованої намагніченості при різних кутах орієнтації зразка від прикладеного зовнішнього магнітного поля в паралельній геометрії вимірювання у невідпаленому стані: а – Fe(25)/П, в – Fe(5)/Gd(10)/Fe(20)/П, д – Co(25)/П, е – Co(5)/Gd(10)/Co(20)/П та після термообробки до 700 К б – Fe(25)/П, г – Fe(5)/Gd(10)/Fe(20)/П і 800 К е – Co(25)/П, ж – Co(5)/Gd(10)/Co(20)/П

Слід відмітити, що після відпалювання величина коерцитивної сили зростає, що, як було показано раніше пов'язано з окислювальними процесами у плівках заліза. Тенденція збільшення коерцитивності після відпалювання проявляється і у тришарових плівках, про що можна судити з рисунка 4.11 позиції в, г. Що стосується зміни величини коерцитивної сили при зміні орієнтації відносно прикладеного зовнішнього магнітного поля (рис. 4.11 в, г), слід відмітити, що у порівнянні з одношаровими плівками амплітуда зміни B_c збільшується. Форма петлі гістерезису вказує на наявність пошарового перемагнічування шарів (рис. 4.11 в) за рахунок утворення антиферромагнітної взаємодії між шарами заліза. Така взаємодія може утворитися у разі наявності немагнітного прошарку між шарами феромагнетику. Це ще раз підтверджує той факт, що шари Gd не залежно від їх структурно-фазового стану перебувають у парамагнітному стані. Відпалювання призводить не тільки до зростання величини коерцитивної сили, яке відбувається за рахунок часткового окислення, а і утворення аморфного твердого розчину (Fe, Gd) на інтерфейсі (глибина утворення такого розчину залежить від початкової товщини шарів). Наявність такого твердого розчину підтверджується і формою петлі гістерезису після термообробки (рис. 4.11 г), зникає перегин, який спостерігався у невідпаленому стані, пряма і зворотна вітки не співпадають, утворюються дві характерні ділянки на кривих. Їх наявність свідчить про те, що не всі атоми Fe задіяні у формуванні твердого розчину в результаті цього спочатку відбувається перемагнічування «вільного» Fe, а потім перемагнічується аморфний твердий розчин (Fe, Gd), який буде мати ферімагнітне упорядкування. Перемагнічування ферімагнітних твердих розчинів відбувається при більших магнітних полях, оскільки вони характеризуються більшою величиною коерцитивної сили.

Розглянемо загальні закономірності впливу кута повороту на магнітні властивості плівок Co у свіжосконденсованому стані та після термообробки (рис. 4.11 д, е). На відміну від одношарових плівок Fe, плівки Co характеризуються більшою величиною анізотропії магнітних властивостей у

площині плівки. Наявність більш вираженої анізотропії в площині плівки, у першу чергу пов'язана зі структурно-фазовим станом одношарових плівок Co. Як було показано у третьому розділі, одношарові плівки Co мають двофазний стан ГЦП-Co+ГЦК-Co, де ГЦК-Co виступає як дефект пакування. Ці дефекти хаотично розташовуються по всьому об'єму плівки, внаслідок чого виникають зони з різними магнітними властивостями, у той час як плівки Fe мають більш рівномірну магнітну структуру, оскільки вони мають однофазний стан ОЦК-Fe.

У результаті цього у плівках Co спостерігається більш суттєва зміна залежності величини коерцитивної сили від кута орієнтації зразка в зовнішньому магнітному полі при паралельній геометрії вимірювання (рис. 4.11 д). Після термообробки до $T_g = 800$ K у плівках Co також має місце анізотропія але вона менш виражена. У результаті термовідпалювання відбувається часткова рекристалізація та збільшується кількісний вміст ГЦК-Co фази. Раніше було показано, що кристали ГЦК фази Co мають більший розмір порівняно з кристалами ГЦП-Co, відповідно збільшується розмір доменів та їх відносна концентрація в об'ємі зразка. Таким чином, вклад намагніченості кристалів ГЦП-Co у загальну намагніченість плівки зменшується, а система стає більш магнітооднорідною. У результаті чого знижується анізотропія в площині плівки. Слід відмітити той факт, що після термообробки величина коерцитивної сили зростає у порівнянні зі свіжосконденсованими плівками. Але це зростання не таке суттєве як у одношарових плівках Fe.

У тришарових плівках Co/Gd/Co, як у свіжосконденсованому стані, так і після термообробки (рис. 4.11 є, ж), залежність намагніченості від прикладеного зовнішнього магнітного поля при різних кутах орієнтації зразка в паралельній геометрії вимірювання, має той самий характер, що і у одношарових плівках Co. Відмітимо, що зменшення анізотропії магнітних властивостей після відпалювання пов'язане не тільки зі зміною структурно-фазового стану шарів Co, а і з утворенням аморфного твердого розчину (Co, Gd), про що свідчить зовнішній вигляд петлі гістерезису (рис. 4.11 ж). На петлі після термообробки спостерігаються характерні перегини, які мали місце і у

тришарових плівок Fe/Gd/Fe (рис. 4.11 г), хоча вони менш яскраво виражені.

Проаналізувавши залежність магнітних властивостей тришарових плівок на основі Fe, Co та Gd від прикладеного зовнішнього магнітного поля можна зробити наступні висновки.

По-перше у одношарових плівках Fe та тришарових системах Fe/Gd/Fe не проявляється яскраво вираженої залежності магнітних властивостей від прикладеного зовнішнього магнітного поля у площині плівки (менша роздільна здатність або чутливість робочого елемента датчика) у порівнянні з Co та Co/Gd/Co. Таким чином роздільна здатність і чутливість до зміни кута орієнтації робочого елемента датчика на основі плівкової системи Fe/Gd/Fe будуть нижчі ніж у системи Co/Gd/Co. По-друге: одношарові плівки Co та системи на основі Co і Gd більш стійкі до окислення. По-третє тришарові плівки Co/Gd/Co мають більш стабільні магнітні характеристики при зміні товщини окремих шарів і температур. Через це у процесі кристалізації у них з можливою ймовірністю можуть змінюватись робочі характеристики неконтрольованим чином.

Враховуючи вищезазначені фактори, можна сказати, що найбільш перспективними з точки зору стабільності магнітних характеристик чутливих елементів датчиків положення є плівкові системи на основі Co/Gd у порівнянні з плівками на основі Fe/Gd. У зв'язку з цим нами були проведені більш детальні дослідження магнітних характеристик мультишарів на основі Co та Gd.

На рисунку 4.12 приведені типові залежності нормованої намагніченості при різних кутах орієнтації зразка від прикладеного зовнішнього магнітного поля в паралельній геометрії вимірювання з кроком у 15° для мультишарів на основі Co та Gd. Аналіз цих даних показав, що мультишари на основі Co та Gd не залежно від кількості повторювань, товщини шару Co і температури вимірювання, характеризуються наявністю високої магнітної анізотропії у площині плівки. Як і у випадку одношарових плівок Co та тришарових плівок Co/Gd/Co у мультишарах на основі Co та Gd не відбувається різкого зростання коерцитивної сили після термообробки, як це проявляється у плівках на основі Fe і Co.

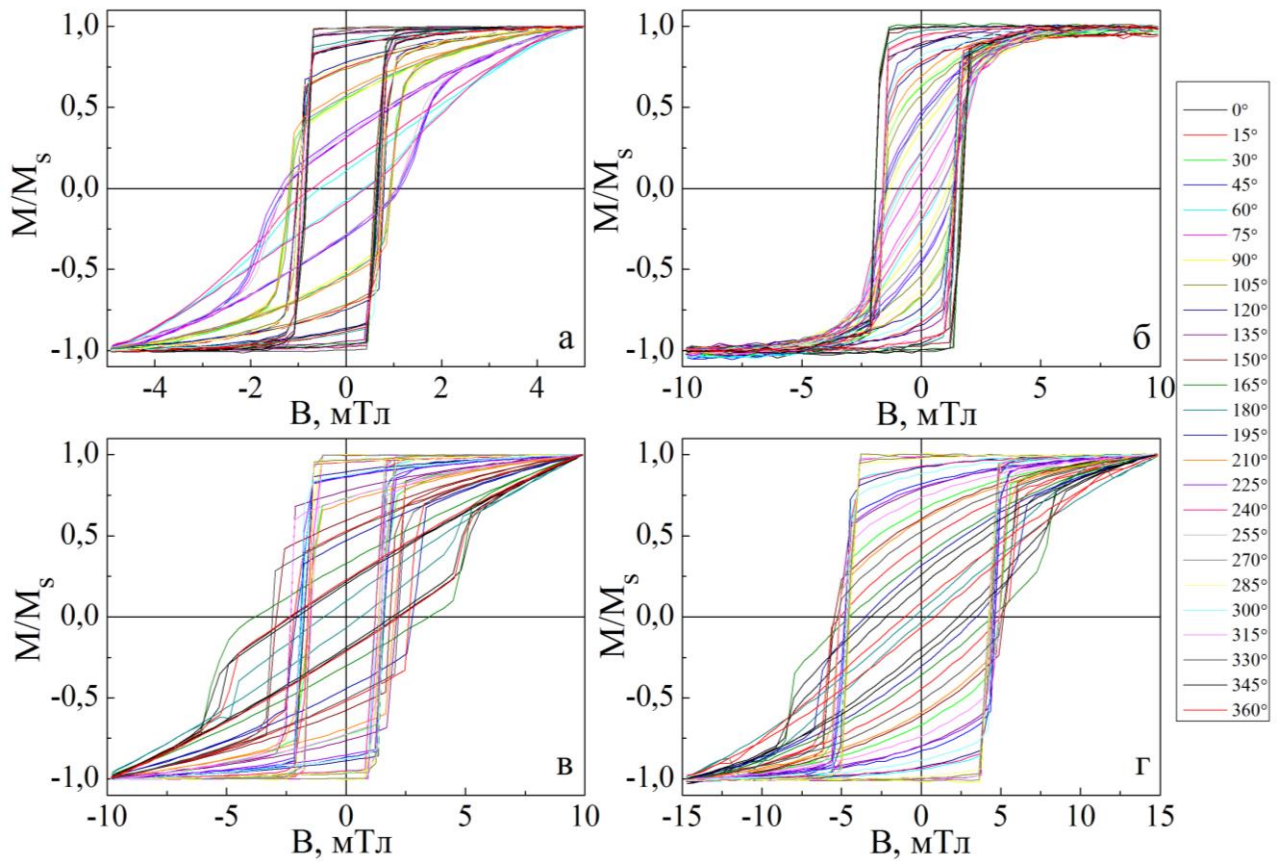


Рис. 4.12. Залежність нормованої намагніченості при різних кутах орієнтації зразка від прикладеного зовнішнього магнітного поля в паралельній геометрії вимірювання у невідпаленому стані: а – $[\text{Co}(5)/\text{Gd}(2)]_2$, в – $[\text{Co}(5)/\text{Gd}(2)]_8$ та після термообробки до 700 К б – $[\text{Co}(5)/\text{Gd}(2)]_2$, г – $[\text{Co}(5)/\text{Gd}(2)]_8$

Дослідження магнітних характеристик при зміні орієнтації зразка у паралельній геометрії вимірювання, показали, що характер наведених на рисунку 4.12 залежностей змінюється через деформацію петель гістерезису. Такий результат обумовлений, як наявністю декількох осей легкого намагнічування так і самим механізмом перемагнічування. Розглянемо найбільш імовірний механізм перемагнічування мультишарів на основі (Co і Gd).

Згідно [149] тонка плівка, товщиною d і довжиною l з досить точним наближенням може бути апроксимована плоским сплющеним еліпсоїдом обертання, оскільки по товщині таких плівок може розташуватися один домен. Причому однодоменність по товщині не означає однодоменність по всій площі плівки. Тому плівка складається з одного шару доменів [150]. Особливості магнітних властивостей тонких плівок обумовлюються їх площинною геометрією, забезпечуючи розташування вектора намагніченості в площині плівки [151]. Для всіх феромагнетиків перемагнічування відбувається [150 – 151] за рахунок двох процесів: зміщення доменних меж (поступовий ріст доменів, орієнтованих за напрямком зовнішнього шару, за рахунок інших доменів) та обертанням вектора намагніченості за напрямком зовнішнього магнітного поля. Ймовірність того чи іншого процесу перемагнічування залежить від багатьох факторів але основний з них пов'язаний з об'ємом перемагнічуваного об'єкта. Тому у випадку плівок металів домінує процес, який пов'язаний з обертанням вектора намагніченості.

Процес перемагнічування плівки обертанням вектора намагніченості можна представити таким чином. Спонтанне намагнічування феромагнетиків обумовлене виникненням вектора намагніченості доменів при взаємодії двох полів: поля, яке виникає при обертанні електронів навколо своєї осі (спіни електронів) і поля яке виникає при обертанні електронів навколо ядра. При прикладенні зовнішнього магнітного поля виникає поворот спінів електронів за напрямком поля у результаті цього вектори намагніченості доменів змінюють свій напрямок (обертаються) [151].

Отже, вектор намагніченості лежить у площині плівки. Якщо з якої-небудь

причини (зміні орієнтації зразка) він вийде з площини плівки, то розмагнічуюче поле прагнучиме повернути його назад. Інакше кажучи, плівка володіє анізотропією форми, причому важка вісь перпендикулярна площині плівки, а легка лежить в площині плівки.

Оскільки, плівки, які можуть бути використані як чутливі елементи датчиків, повинні мати мінімальний час перемагнічування. Дуже важливо, щоб вони перемагнічувалися як одне ціле (однорідним обертанням вектора намагніченості) у відносно малих магнітних полях. Таким умовам відповідають мультишари на основі Co та Gd.

Використовуючи дані намагніченості при різних кутах орієнтації зразка (α) відносно прикладеного зовнішнього магнітного поля у паралельній геометрії вимірювання (рис. 4.12) було побудовано залежність M_r від α у полярних координатах (рис. 4.14) для мультишарів на основі Co та Gd. Характер залежностей приведений на рисунку 4.14 пояснюється явищем обертання магнітної анізотропії. Подібний характер залежності є типовим для плівок на основі феромагнітних і рідкоземельних металів [56 – 59, 152 – 153]. Автори даних робіт показують, що наявність ефекту обертання магнітної анізотропії не залежить від структурно-фазового стану, кристалічної структури, товщини фрагментів мультишару/концентрації компонент сплаву та температури вимірювання, однак змінюється його величина і амплітуда. На відміну від плівкових систем Co/Gd у одно- і тришарових плівках на основі Co і Fe та Gd не спостерігається подібної стабільної залежності.

Термообробка плівкових зразків не призводить до суттєвої зміни величини залишкової намагніченості та коерцитивної сили від кута орієнтації зразка при паралельній геометрії вимірювання у зовнішньому магнітному полі. Також у таких системах зберігається анізотропія в площині плівки. Ці особливості дозволяють розглянути можливість розширити межі застосування таких систем у приладобудуванні.

Як було показано раніше у мультишарах при перемагнічуванні домінує процес однорідного обертання вектора намагніченості, відповідно до моделі

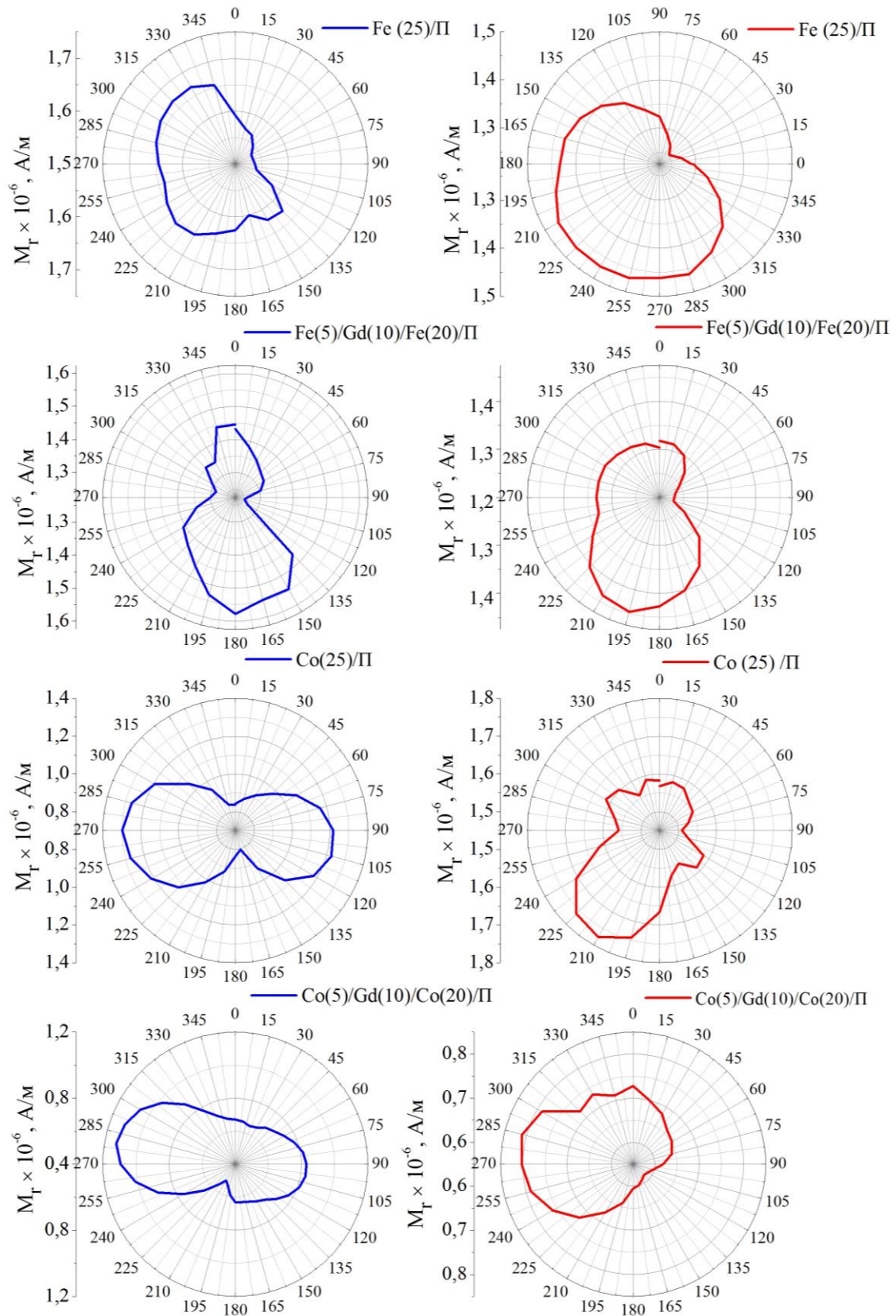


Рис. 4.13. Залежність залишкової намагніченості у полярних координатах від напруженості прикладеного зовнішнього магнітного поля при зміні орієнтації зразка у паралельній геометрії вимірювання для одношарових і тришарових плівок на основі Fe, Co та Gd у свіжосконденсованому стані (---) та після термообробки (—)

Стонера-Вольфарта, шляхом когерентного обертання векторів M_s [154]. Згідно цієї моделі, магнітні моменти всіх атомів залишаються паралельними один до одного в будь який момент часу, мінімізуючи таким чином обмінну енергію системи. Проте, цей процес потребує подолання енергетичного бар'єру, висота якого визначається розмагнічуючим полем. А це означає, що мультишари на основі Co та Gd мають велику швидкість перемагнічування і у поєднанні її з високою термічною стабільністю у широкому діапазоні температур, можуть бути використані не тільки як чутливий елемент датчика, а і як матеріал для виготовлення носіїв запису та зберігання інформації.

При конденсації мультишарів на основі Co та Gd у площині плівки формуються дві взаємоперпендикулярних осі легкого і важкого намагнічування. Якщо здійснювати намагнічування плівки до насичення за напрямком цих двох осей, то для намагнічування по легкій осі потрібно значно менше енергії чим при намагнічуванні по важкій. При цьому у першому випадку форма петлі гістерезису близька до прямокутної у другому випадку вона близька до лінійної (одноосна анізотропія). За рахунок анізотропії вектор намагніченості плівки при відсутності зовнішнього магнітного поля орієнтується вздовж осі легкого намагнічування, причому він може бути орієнтований як в той так і в інший бік. Ці два стани є стійкими, що використовується для зберігання і зчитування інформації. Один з цих станів приймається за 0, а інший за 1 [151]. Якщо прикласти зовнішнє магнітне, то воно викличе поворот вектора намагніченості, який після зняття поля повертається в стійкий стан. Таким чином можна змінювати інформацію, яка знаходиться на елементі пам'яті. Практично перемагнічування плівок когерентним обертанням здійснюється полями, паралельними площині плівки і направленими під кутом до легкої осі.

Нами також було досліджено магнітні властивості одношарових плівок ферромагнетиків (Fe, Co), тришарових плівок Fe/Gd/Fe і Co/Gd/Co та мультишарів на основі Co та Gd при переході від паралельної до перпендикулярної геометрії вимірювання. Типові залежності намагніченості від

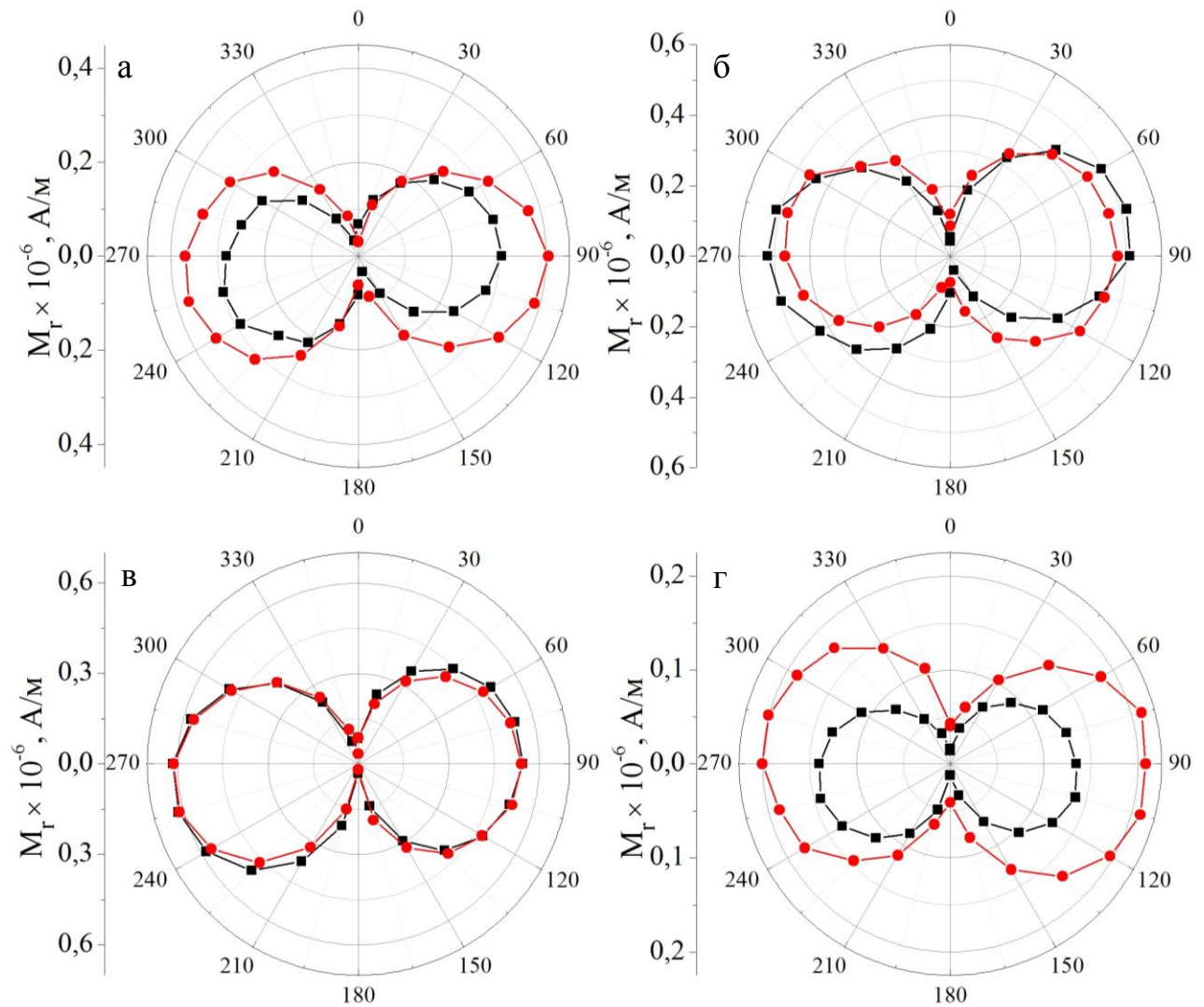


Рис. 4.14. Залежність залишкової намагніченості у полярних координатах від напруженості прикладеного зовнішнього магнітного поля при зміні орієнтації зразка у паралельній геометрії вимірювання для мультишарів: а – $[\text{Co}(5)/\text{Gd}(2)]_2$; б – $[\text{Co}(5)/\text{Gd}(2)]_4$; в – $[\text{Co}(5)/\text{Gd}(2)]_8$; г – $[\text{Co}(2)/\text{Gd}(2)]_4$. Температура відпалювання: ■ – 300 К, ● – 700 К

орієнтації зразка відносно величини поздовжнього зовнішнього магнітного поля приведені на рисунках 4.15, 4.16. Такі дослідження були проведені з метою з'ясувати можливість використання таких плівок, як чутливих елементів різноманітних датчиків положення (кутового і лінійного) та переміщення тощо.

Аналіз даних приведених на рисунку 4.15 показує, що у свіжосконденсованому стані при переході від паралельної геометрії вимірювання до перпендикулярної відбувається зростання коерцитивної сили при зменшенні залишкової намагніченості та намагніченості насичення. Відпалювання істотним чином не впливає на характер залежностей намагніченості від прикладеного зовнішнього магнітного поля. Для мультишарів на основі Co та Gd (рис. 4.16) при переході від паралельної до перпендикулярної геометрії вимірювання вищезазначені тенденції зберігаються.

Для більш детального аналізу магнітних властивостей плівкових зразків, при переході від паралельної до перпендикулярної геометрії вимірювання, побудуємо залежності B_c від α , M_r та M_s від β , де β – кут при переході від паралельної (0°) до перпендикулярної (90°) геометрії вимірювання.

На залежностях B_c від β для одношарових плівок феромагнетиків (Fe, Co) та тришарових плівок Fe/Gd/Fe і Co/Gd/Co (рис. 4.17), можна виділити дві ділянки з різною монотонністю зміни коерцитивної сили. В інтервалі кутів від $\beta = 0^\circ$ до $\beta = 50^\circ$ зростання величини B_c відбувається не більше ніж у 2 рази (у залежності від ефективної товщини прошарків на основі Gd). Збільшення кута від $\beta = 60^\circ$ до $\beta = 90^\circ$ викликає різке зростання величини B_c . Для мультишарів на основі Co та Gd незалежно від товщини і кількості повторювань, залежність B_c від α має такий самий характер. Звертає на себе увагу той факт, що монотонна ділянка на залежності B_c від β може зміщуватися як в бік менших так і більших кутів β у залежності від ефективної товщини окремих шарів. Так, наприклад, для мультишарів при ефективній товщині прошарку з Co $d_{Co} = 5$ нм незалежно від кількості повторювань монотонна ділянка спостерігається в інтервалі кутів від $\beta = 0^\circ$ до $\beta = 65^\circ$ (рис. 4.18 а, б). Для одношарових плівок Fe та тришарових

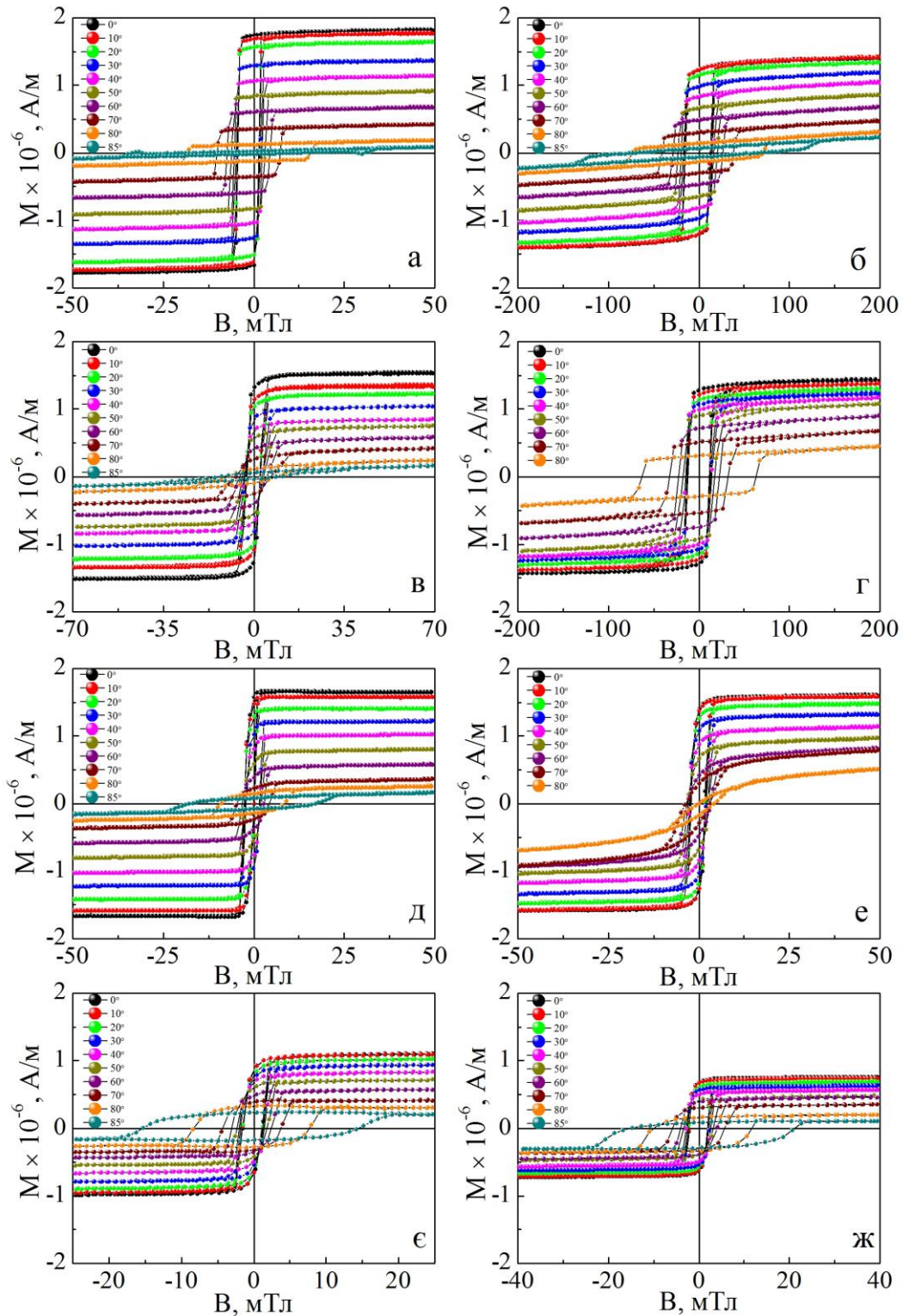


Рис. 4.15. Залежність намагніченості від прикладеного зовнішнього магнітного поля при переході від паралельної до перпендикулярної геометрії вимірювання для систем у невідпаленому стані: а – Fe(25)/П, в – Fe(5)/Gd(10)/Fe(20)/П, д – Co(25)/П, е – Co(5)/Gd(10)/Co(20)/П та після термообробки до 700 К б – Fe(25)/П, г – Fe(5)/Gd(10)/Fe(20)/П і 800 К е – Co(25)/П, ж – Co(5)/Gd(10)/Co(20)/П

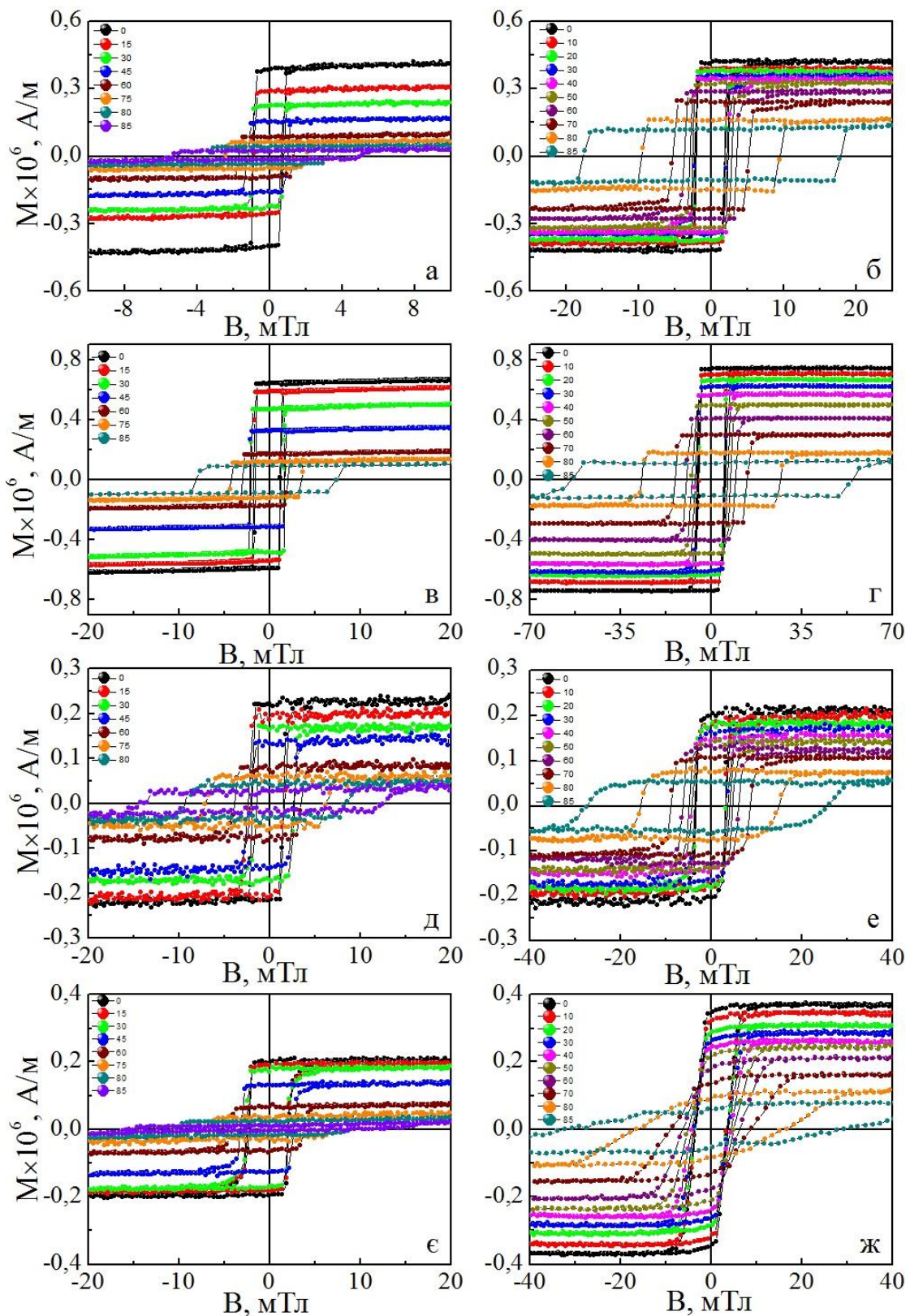


Рис. 4.16. Залежність намагніченості від прикладеного зовнішнього магнітного поля при переході від паралельної до перпендикулярної геометрії вимірювання для для мультишарів у свіжосконденсованому стані: а – $[\text{Co}(5)/\text{Gd}(2)]_2$, в – $[\text{Co}(5)/\text{Gd}(2)]_8$, д – $[\text{Co}(2)/\text{Gd}(2)]_2$, е – $[\text{Co}(2)/\text{Gd}(2)]_8$, та після термообробки до 700 К б, г, е, ж відповідно

плівок Fe/Gd/Fe у свіжосконденсованому стані, монотонна ділянка спостерігається в інтервалі кутів від $\beta = 0^\circ$ до $\beta = 75^\circ$ (рис. 4.17 а, б).

Відпалювання, як видно з даних, що представлені на рисунках 4.17 і 4.18 не впливає на характер залежності B_c від β , хоча для всіх розглядуваних систем розмір монотонної ділянки зменшується. Наприклад, для одношарових плівок Fe та тришарових плівок Fe/Gd/Fe після термообробки, спостерігається найбільш суттєве зміщення лінійної ділянки у середньому на 20° . Це обумовлено зміною структурно-фазового стану у процесі термообробки та/або частковим окисненням зразків.

Характер залежності коерцитивної сили при переході від паралельної до перпендикулярної геометрії вимірювання (B_c від β) обумовлений тим, що вектор намагніченості плівки знаходиться в її площині (переважна орієнтація доменних стінок). У цьому випадку легка вісь намагнічування припадає на $\beta = 0^\circ$.

Коли зовнішнє магнітне поле складає деякий кут з віссю легкого намагнічування, то тиск зі сторони поля на доменну стінку зменшується. Воно буде визначатись складовою поля $B \cos \beta$ (при $\beta = 90^\circ$ доменна стінка не буде зміщуватися). Така поведінка доменних стінок описується законом анізотропії коерцитивної сили (див. цитовану літературу в [155]):

$$B_c(\alpha) = \frac{B_c(0)}{\cos \beta}, \quad (4.2)$$

де $B_c(0)$ – значення коерцитивної сили при орієнтації зовнішнього магнітного поля вздовж осі легкого намагнічування.

Розрахунок за формулою (4.2) показав кількісне узгодження експериментальних і розрахункових даних (рис. 4.17, 4.18). Причому краще співпадання спостерігається для тришарових плівок порівняно з одношаровими плівками та мультишарів Co/Gd. Це підтверджує той факт, що використання плівкових систем, як чутливих елементів датчиків або сенсорів є більш доцільним. Узгодження експериментальних і розрахункових даних дає можливість з високою точністю прогнозувати величину коерцитивної сили при

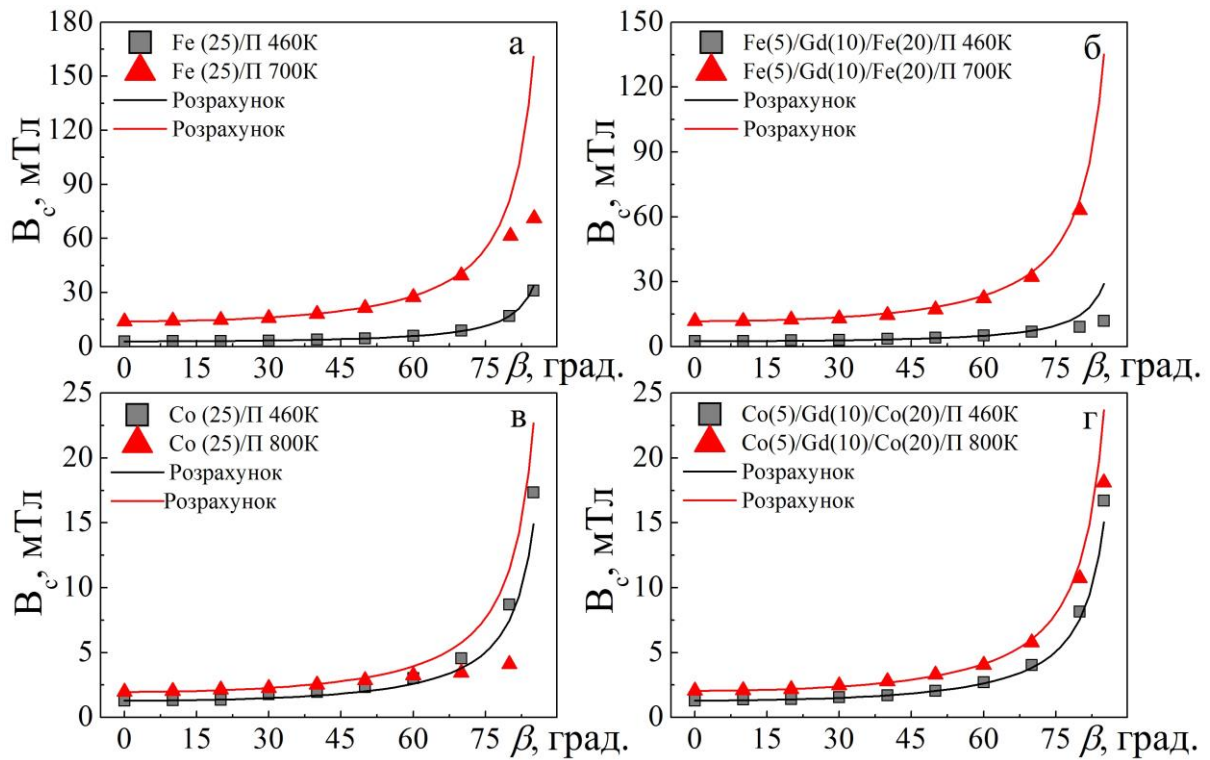


Рис. 4.17. Розрахункові (лінії) і експериментальні (точки) залежності коерцитивної сили при переході від паралельної до перпендикулярної геометрії вимірювання у свіжосконденсованому стані (■) та після термообробки (▲)

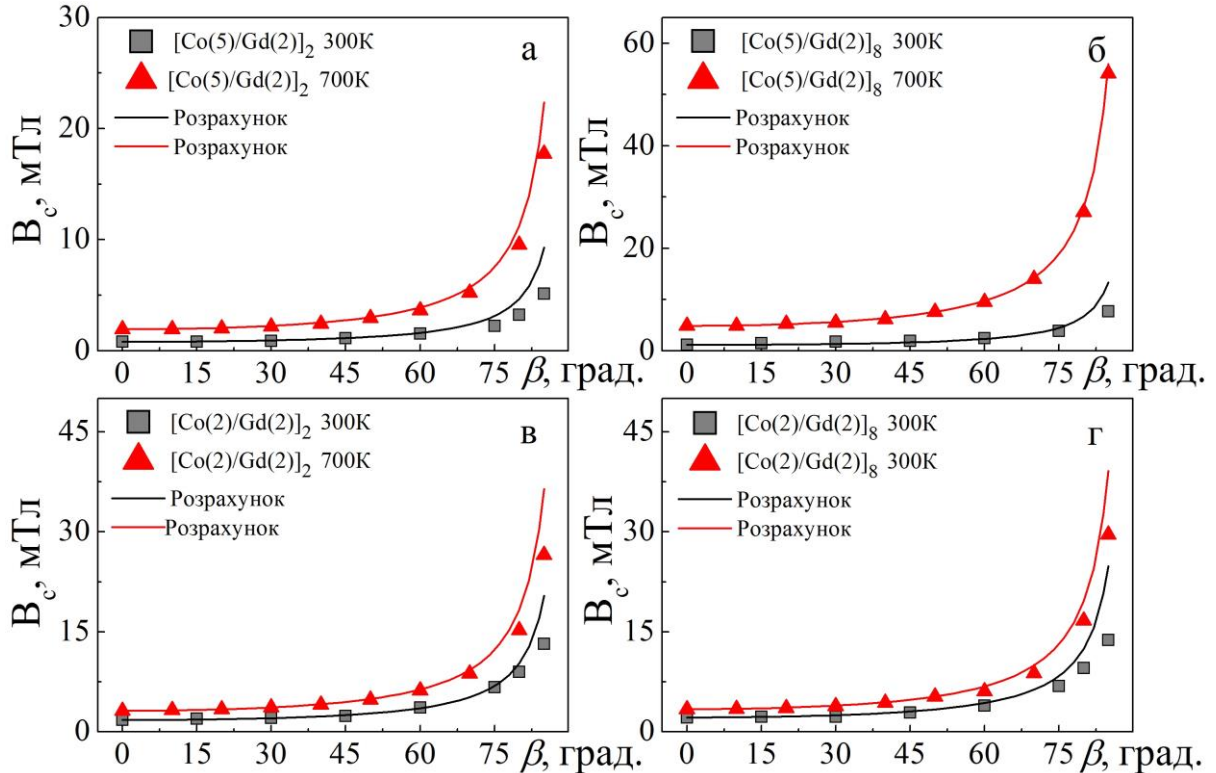


Рис. 4.18. Розрахункові (лінії) і експериментальні (точки) залежності коерцитивної сили при переході від паралельної до перпендикулярної геометрії вимірювання у свіжосконденсованому стані (■) та після термообробки (▲)

різних кутах у робочому інтервалі (від $\beta = 0^\circ$ до $\beta = 90^\circ$). При виготовленні таких чутливих елементів при зміні конфігурації одного з шарів, не потрібно кожного разу вимірювати і визначати залежність B_c від β . Знаючи лише коерцитивну силу при паралельній геометрії вимірювання можна визначити величину B_c від β скориставшись формулою (4.2).

При використанні досліджуваних плівкових систем у якості чутливих елементів датчиків або сенсорів не менш важливими характеристиками є значення величини залишкової намагніченості та намагніченості насичення при переході від паралельної до перпендикулярної геометрії вимірювання. На рисунку 4.19 приведені типові залежності залишкової намагніченості та намагніченості насичення від прикладеного зовнішнього магнітного поля при переході від паралельної до перпендикулярної геометрії вимірювання для одношарових плівок Fe і Co та тришарових Fe/Gd/Fe і Co/Gd/Co у свіжосконденсованому стані та після термообробки.

Аналізуючи залежності M_r та M_s від β можна відмітити, що незалежно від товщини плівок, товщини прошарків та температури термообробки, величини залишкової намагніченості та намагніченості насичення з ростом кута зменшуються. У інтервалі від $\beta = 0^\circ$ до $\beta = 20^\circ$ зменшення величини M_r та M_s відбувається не лінійно, а після $\beta = 20^\circ$ спостерігається лінійний характер залежності M_r та M_s від β . Хоча для тришарових плівок Fe/Gd/Fe у більшості випадків, характер залежності M_r та M_s носить лінійний характер на всьому діапазоні. Після термообробки не спостерігається явно вираженої тенденції до зміни характеру і величини залежності залишкової намагніченості та намагніченості насичення від прикладеного зовнішнього магнітного поля при переході від паралельної до перпендикулярної геометрії вимірювання.

На рисунку 4.20 приведені типові залежності залишкової намагніченості та намагніченості насичення від прикладеного зовнішнього магнітного поля при переході від паралельної до перпендикулярної геометрії вимірювання для мультишарів на основі Co та Gd у свіжосконденсованому стані та після термообробки. Як видно з приведених кривих незалежно від ефективної товщини

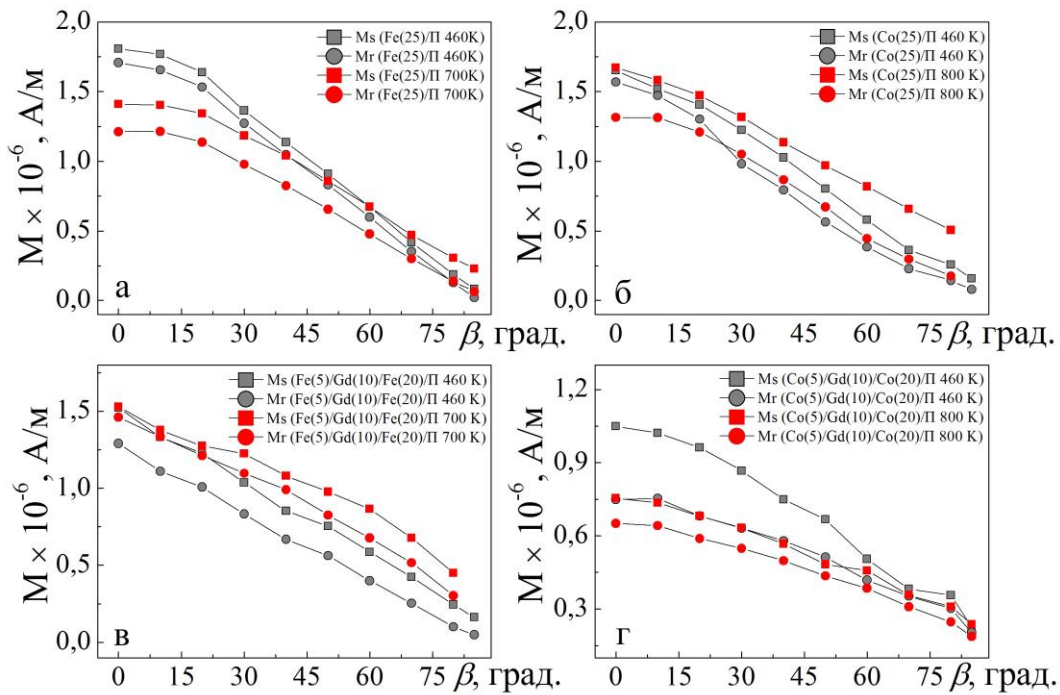


Рис. 4.19. Залежність залишкової намагніченості та намагніченості насичення від прикладеного зовнішнього магнітного поля при переході від паралельної до перпендикулярної геометрії вимірювання для плівок і пліткових систем у свіжосконденсованому стані (●, ■) та після термообробки (●, ■)

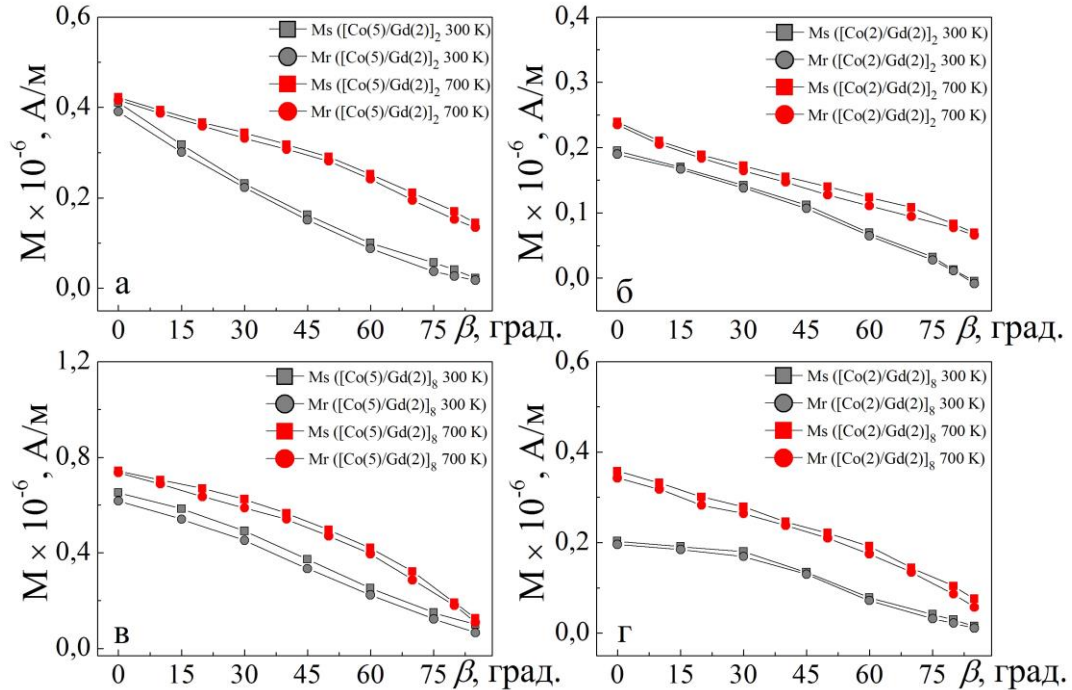


Рис. 4.20. Залежність залишкової намагніченості та намагніченості насичення від прикладеного зовнішнього магнітного поля при переході від паралельної до перпендикулярної геометрії вимірювання для для мультишарів у свіжосконденсованому стані (●, ■) та після термообробки до 700 К (●, ■)

шару Co та кількості повторювань у всьому діапазоні досліджуваних кутів, зміна величин M_r та M_s від β має майже лінійний характер, який зберігається після відпалювання до температури $T_e = 700$ К. Для всіх досліджуваних мультишарів термовідпалювання призводить до збільшення величини залишкової намагніченості та намагніченості насичення. Такий результат більш за все пов'язаний із формуванням аморфного твердого розчину (Co, Gd) за рахунок термодифузії в процесі відпалювання.

Висновки до розділу 4

1. Дослідження магнітних властивостей одношарових плівок Co і Fe та тришарових систем показало їх певну кореляцію зі структурно-фазовим складом, зокрема:

- у одношарових плівках Co і Fe, у невідпаленому стані і після термообробки не спостерігається явно вираженої розмірної залежності величини коерцитивної сили;
- при використанні прошарків із кристалічного Gd на залежностях намагніченості від прикладеного зовнішнього магнітного поля проявляються перегини, що свідчить про почергове перемагнічування шарів;
- для систем із квазіаморфним прошарком Gd коерцитивна сила має менше значення, ніж з кристалічним;
- термовідпалювання у більшості випадків призводить до зростання величини коерцитивної сили;
- для тришарових плівок після відпалювання є характерним те, що пряма і зворотна вітки кривих намагнічування не накладаються одна на одну, що можна пов'язати з розмиттям інтерфейсів за рахунок протікання дифузійних процесів.

2. Петлі гістерезису для мультишарів $[\text{Co/Gd}]_n$ характеризується високим коефіцієнтом прямокутності ($\text{КП} = 0,98 - 0,99$), на який фактично не впливає

термообробка до $T_g = 700$ К. Це дозволяє розглядати такі плівкові системи, як перспективні матеріали для високощільних носіїв запису і зберігання інформації.

3. Установлено, що при паралельній орієнтації зразка відносно прикладеного зовнішнього магнітного поля, мультишари характеризуються високою анізотропією польових властивостей у площині плівки, яка зберігається і після термообробки. Це дозволяє розглядати дані системи, як перспективні магнітні матеріали для високочутливих датчиків положення.

4. Аналіз магнітних властивостей мультишарів на основі Co і Gd при температурах 10 – 300 К підтвердив факт утворення аморфного твердого розчину випадкової анізотропії (Co, Gd) у процесі відпалювання.

5. Показано, що модель анізотропії коерцитивної сили може бути використана для прогнозування значень величини B_c мультишарів зі зміною кута повороту при переході від паралельної до перпендикулярної геометрії вимірювання.

РОЗДІЛ 5

МАГНІТОРЕЗИСТИВНІ ВЛАСТИВОСТІ ФУНКЦІОНАЛЬНИХ МАТЕРІАЛІВ НА ОСНОВІ Fe (Co) ТА Gd

5.1 Магніторезистивні властивості одношарових плівок Fe і Co [156 – 157]

Магніторезистивні властивості феромагнітних металів Fe і Co у масивному стані були вивчені дуже давно. Однак для тонкоплівкових зразків ці властивості мають ряд своїх особливостей, які залежать від багатьох факторів (методика отримання, товщина, термообробка та ін.).

Особливість наших досліджень магніторезистивних властивостей одношарових плівок Co і Fe відносно до приведених у літературі (див., наприклад, [60]), полягає у комплексному вивченні розмірної залежності магнітоопору та встановлення впливу на неї структурно-фазового стану плівок до та після термовідпалювання. Проте головною задачею цих досліджень було одержання даних про магніторезистивні властивості одношарових плівок, які були компонентами тришарових плівок на основі R / T металів. Відмітимо, що одно- та тришарові плівки були отримані та пройшли термообробку в однакових технологічних умовах. Це дозволило встановити вплив на магніторезистивні властивості прошарків із Gd у тришарових плівках.

Проаналізуємо вплив товщини плівкових зразків у інтервалі товщин $d_{\text{Co, Fe}} = 5 - 25$ нм та температури термообробки на магніторезистивні властивості. На рисунку 5.1 представлено типове сімейство польових залежностей магнітоопору для одношарових плівок у свіжосконденсованому стані та після термообробки. Проаналізувавши дані залежності відмітимо наступне. По-перше, незалежно від ефективної товщини для всіх плівкових зразків проявляється анізотропний характер магнітоопору, що є характерним для феромагнітних металів. У магнітовпорядкованих речовинах магнітоопір відображає магнітний внесок у розсіювання електронів провідності, який

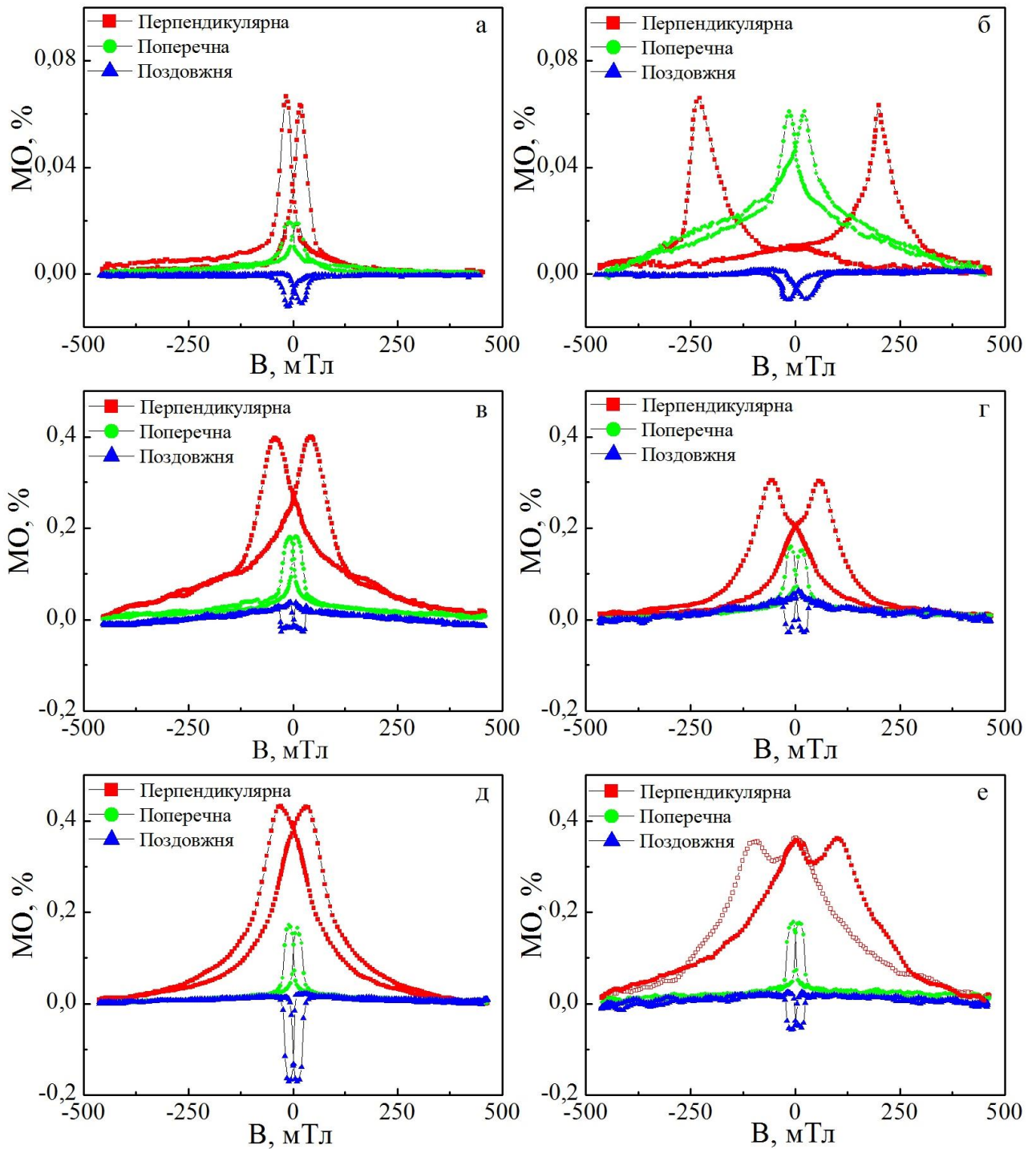


Рис. 5.1. Залежність величини магнітоопору від прикладеного зовнішнього магнітного поля при трьох геометріях вимірювання: перпендикулярній (■), поперечній (●) та поздовжній (▲) для одношарових плівок у свіжосконденсованому стані: а – Fe (15) / П; в – Co (20) / П; д – Co (15) / П; та після термообробки б – Fe (15) / П ($T_g = 700$ K); г – Co (20) / П ($T_g = 800$ K); е – Co (15) / П ($T_g = 800$ K)

залежить від величини і орієнтації спонтанної намагніченості. Відповідно до цього в магнітоопорі можна виділити дві складові. В однорідних магнетиках практичне значення має тільки та складова, яка пов'язана з орієнтацією намагніченості. Для її позначення використовується термін анізотропія магнітоопору. У магнітному полі, яке викликає обертання намагніченості, зміна електроопору зразка (магнітоопір) відбувається саме за рахунок ефекту анізотропії магнітоопору.

По-друге, після відпалювання анізотропний характер залежності МО від прикладеного зовнішнього магнітного поля зберігається (рис. 5.1). Хоча слід відмітити, що для одношарових плівок Co у залежності від ефективної товщини після термообробки на залежностях МО від B , спостерігаються характерні перегини (рис.5.1 е), що можливо може бути пов'язано зі зміною структурно-фазового стану, про що говорилось раніше. Причому фазовий перехід ГЦП-Co \rightarrow ГЦК-Co є температурно-залежною величиною від ефективної товщини (чим менша ефективна товщина, тим фазовий перехід наступить при менших температурах) [117], тому наявність яскраво виражених перегинів на петлі гістерезису МО від B у першу чергу залежить від товщини і температури термообробки. Як нами говорилось раніше, на електронограмах від одношарових плівок Co не спостерігалось оксидної фази, але це не означає її відсутність (менше 10 % від загальної концентрації електронографічним методом не фіксується). У цілому ряді робіт повідомлялось про існування оксидної оболочки на поверхні частинок Co (див., наприклад, [117, 158]), яка може впливати на температурно-товщинну залежність фазового переходу ГЦП-Co \rightarrow ГЦК-Co [117] та магніторезистивні властивості. Іншими словами можна сказати, що оксидна оболонка впливає на сам характер залежності і величину магнітоопору від прикладеного зовнішнього магнітного поля та на температурно-товщинну залежність фазового переходу, який в свою чергу дає внесок у величину МО і впливає на характер петлі гістерезису.

Проаналізуємо вплив геометрії вимірювання, ефективної товщини та температури термообробки на величину магнітоопору. У таблиці 5.1 приведено

Залежність величини магнітоопору та коерцитивної сили при різних температурах термообробки від ефективної товщини плівок Fe і Co

Плівка	T, К	МО, %			B _c , мТл		
		геометрія вимірювання			геометрія вимірювання		
		перпенд.	попер.	позд.	перпенд.	попер.	позд.
Fe(5)/П	700	0,096	0,093	-0,064	100,33	29,52	24,65
Fe(10)/П	700	0,063	0,065	-0,029	268,80	19,20	21,36
Fe(13)/П	460	0,055	0,033	-0,022	37,22	9,33	14,82
Fe(15)/П	460	0,061	0,022	-0,012	52,20	8,18	17,92
	700	0,031	0,062	-0,010	213,77	17,53	18,56
Fe(20)/П	460	0,043	0,049	-0,025	35,17	10,60	3,907
	700	0,051	0,056	-0,026	201,12	11,86	51,51
Fe(23)/П	460	0,081	0,024	-0,008	38,32	8,87	12,54
	600	0,042	0,041	-0,027	14,12	5,23	13,18
Fe(25)/П	460	0,061	0,027	-0,011	46,04	8,18	9,14
	700	0,093	0,072	-0,025	40,31	16,81	24,73
Fe(33)/П	460	0,083	0,034	-	10,45	12,43	-
	600	0,046	-	-	57,17	-	-
Fe(43)/П	460	0,059	0,035	-0,018	65,25	9,93	13,98
	600	0,059	0,046	-0,018	45,65	12,55	14,79
Fe(53)/П	460	0,101	0,052	-0,022	29,70	13,86	14,65
	600	0,140	0,072	-0,058	32,91	10,10	13,07
Co(2,5)/П	460	0,072	0,079	-0,013	85,53	2,37	4,41
	600	0,054	0,078	-0,01	190,01	12,45	14,47
Co(5)/П	460	0,053	0,028	-0,013	77,48	9,83	9,62
Co(7)/П	460	0,096	0,117	-0,04	17,20	7,12	22,90
	600	0,201	0,127	-0,044	8,18	12,83	20,95
Co(8)/П	460	0,307	0,100	-0,05	6,03	9,41	27,09
Co(10)/П	460	0,021	0,053	0,029	152,79	25,01	24,65
	800	0,246	0,084	-0,082	35,25	9,68	16,97
Co(13,5)/П	460	0,086	0,052	-	24,17	8,02	11,04
	600	0,129	0,222	-	62,67	11,94	15,56
Co(15)/П	460	0,433	0,172	-0,173	30,23	10,22	9,87
	800	0,369	0,178	-0,083	97,98	10,85	12,17
Co(20)/П	460	0,142	0,081	-0,005	38,37	14,28	19,43
	800	0,272	0,104	-0,075	89,94	9,65	14,44
	1000	0,273	0,176	-0,041	85,74	7,47	9,29
Co(25)/П	460	0,259	0,071	-0,016	25,23	10,13	14,52
	800	0,472	0,143	-0,119	63,87	10,84	14,72
	1000	0,240	0,163	-0,162	64,55	12,19	11,62
Co(33)/П	460	0,440	0,240	-0,065	40,28	10,26	26,40

залежність величини магнітоопору від ефективної товщини та температури термообробки для одношарових плівок Fe і Co при трьох геометріях вимірювання. З таблиці видно, що максимальне значення МО для плівок у свіжосконденсованому стані, спостерігається у перпендикулярній геометрії вимірювання для всіх металів і становить 0,440 % для Co(33) / П і 0,101 % для Fe(53) / П. При переході від перпендикулярної до поперечної геометрії вимірювання величина МО зменшується. Після здійснення термообробки для всіх плівок не проявляється явно вираженої тенденції до зміни величини магнітоопору. Максимальне значення у перпендикулярній геометрії вимірювання становить 0,472 для Co(25) / П, 0,096 для Fe(5) / П.

Слід відмітити той факт, що при збільшенні ефективної товщини плівки феромагнітного металу, як у свіжосконденсованому стані так і після термообробки в усіх геометріях вимірювання величина магнітоопору зростає. Залежність МО від ефективної товщини має приблизно лінійний характер у межах похибки визначення.

5.2 Магніторезистивні властивості тришарових плівок у свіжосконденсованому стані [128, 156, 159 – 162]

Магніторезистивні властивості плівкових систем визначаються їх структурно-фазовим складом, а також залежать від товщини магнітних шарів і прошарків з рідкоземельного металу та геометрії вимірювання.

На рисунку 5.2 проілюстровано типове сімейство польових залежностей магнітоопору для тришарових плівок на основі Fe і Co та квазіаморфного Gd. Проаналізувавши ці результати відмітимо наступне. По-перше, незалежно від товщини кожного з шарів у системах проявляється анізотропний магнітоопір.

По-друге, для всіх зразків у поперечній та перпендикулярній геометріях вимірювання величина магнітоопору спочатку зростає зі збільшенням величини індукції зовнішнього магнітного поля, досягає максимуму при B_c , а потім різко зменшується та виходить на насичення (слід відмітити, що величина B_c

визначалась за положенням максимуму на польових залежностях). При поздовжній геометрії вимірювання спостерігається зворотна тенденція. По-третє, максимальна величина МО 0,1 % та 0,55 % відповідно для систем Fe(2)/ка-Gd(2)/Fe(6)/П та Co(10)/ка-Gd(3)/Co(10)/П спостерігається у перпендикулярній геометрії вимірювання. При переході від перпендикулярної до поперечної геометрії вимірювання величина МО зменшується в обох випадках (рис. 5.2.) та, наприклад, становить 0,08 % для системи на основі Fe і Gd (рис. 5.2 а) та 0,3 % для системи на основі Co і Gd (рис. 5.2 б.).

Таку різку зміну величини магнітоопору до 2-х разів у перпендикулярній геометрії відносно до поперечної, можна пояснити «витісненням» електричного струму у шари феромагнетикау із-за високого питомого опору прошарку ка-Gd. Тому магнітоопір R/T плівок в основному відображає магнітоопір шарів феромагнетикау. Враховуючи цю особливість, необхідно обирати для подальших досліджень і практичного використання ту геометрію вимірювання, у якій електричний струм по зразку пропускається перпендикулярно поверхні плівки, а намагнічування здійснюється в площині плівок (перпендикулярна геометрія). Оскільки у випадку поперечної і поздовжньої геометрії вимірювання є можливість отримати значення величини магнітоопору не всієї системи в цілому, а лише шарів феромагнетикау.

Зважаючи на ці обставини нами було проведено дослідження впливу зміни орієнтації зразка відносно зовнішнього магнітного поля на величину магнітоопору та коерцитивної сили. Це є важливим з точки зору використання даних систем як одного з конструктивних елементів мікроелектронних сенсорів.

На рисунку 5.3 наведено залежність величини магнітоопору від прикладеного зовнішнього магнітного поля при переході від перпендикулярної до поперечної геометрії вимірювання з кроком 10° та при поздовжній геометрії на прикладі плівки Fe(2)/ка-Gd(2)/Fe(6)/П та Co(10)/ка-Gd(3)/Co(10)/П. На основі отриманих результатів можна відмітити, що при переході від перпендикулярної до поперечної геометрії вимірювання відбувається зміна значень магнітоопору та коерцитивної сили.

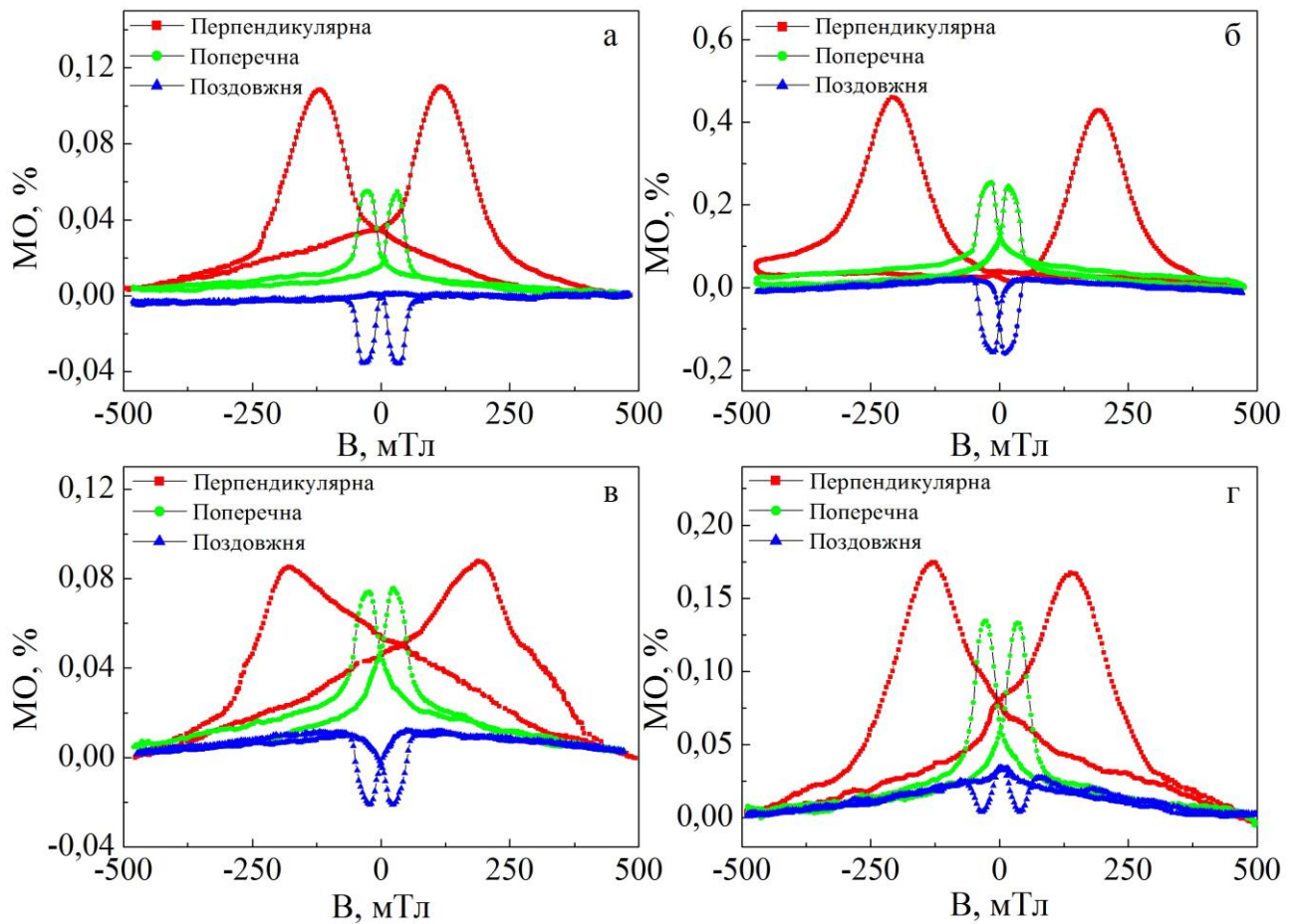


Рис. 5.2. Залежність величини магнітоопору від прикладеного зовнішнього магнітного поля при трьох геометріях вимірювання: перпендикулярній (■), поперечній (●) та поздовжній (▲) для плівкових систем у свіжосконденсованому стані: а – Fe(2)/ка-Gd(2)/Fe(6)/П; б – Co(10)/ка-Gd(3)/Co(10)/П; в – Fe(10)/ка-Gd(7)/Fe(10)/П; г – Co(10)/ка-Gd(6)/Co(10)/П

Про типовий характер залежностей магнітоопору та коерцитивної сили від кута орієнтації зразка в зовнішньому магнітному полі можна судити з даних, які представлені на рисунку 5.4.

Як видно із цих даних, залежність магнітоопору від кута має дві характерних ділянки. Для плівок Co / ka-Gd / Co величина МО зменшується від 0° до 70° , а від 70° до 90° – спостерігається незначне її збільшення. Така тенденція залежності МО від d є характерною також і для плівок Fe / ka-Gd / Fe, але мінімум більш виражений. У інтервалі кутів від 0° до 50° величина МО зменшується у 1,5 рази, а потім зростає при збільшенні кута до 90° .

Що стосується коерцитивної сили, то при переході від перпендикулярної до поперечної орієнтації її величина зменшується на всьому інтервалі значень кутів у випадку обох систем. Такий характер залежностей пов'язаний з переходом від важкої до легкої осі намагнічування [163, 164]. Як і у випадку магнітних властивостей, характер залежності величини коерцитивної сили при переході від поперечної (у випадку магнітних властивостей – паралельна геометрія) до перпендикулярної геометрії вимірювання (залежність B_c від β) обумовлений тим, що вектор намагніченості плівки знаходиться в її площині (переважна орієнтація доменних стінок). У цьому випадку легка вісь намагнічування припадає на 0° .

Коли зовнішнє магнітне поле складає деякий кут з віссю легкого намагнічування, то тиск зі сторони поля на доменну стінку зменшується. Воно буде визначатись складовою поля $B \cos \beta$ (при $\beta = 90^\circ$ доменна стінка не буде зміщатись). Таким чином найбільше значення, як величини магнітоопору так і коерцитивної сили спостерігається при перпендикулярній геометрії вимірювання.

Оскільки на величини магнітоопору та коерцитивної сили плівкових систем впливає товщина немагнітних прошарків [165], то нами було досліджено польові залежності опору зі зміною товщини квазіаморфного прошарку з рідкоземельного металу від 1 до 10 нм при фіксованих значеннях товщини феромагнітних шарів. Типові залежності МО та B_c від

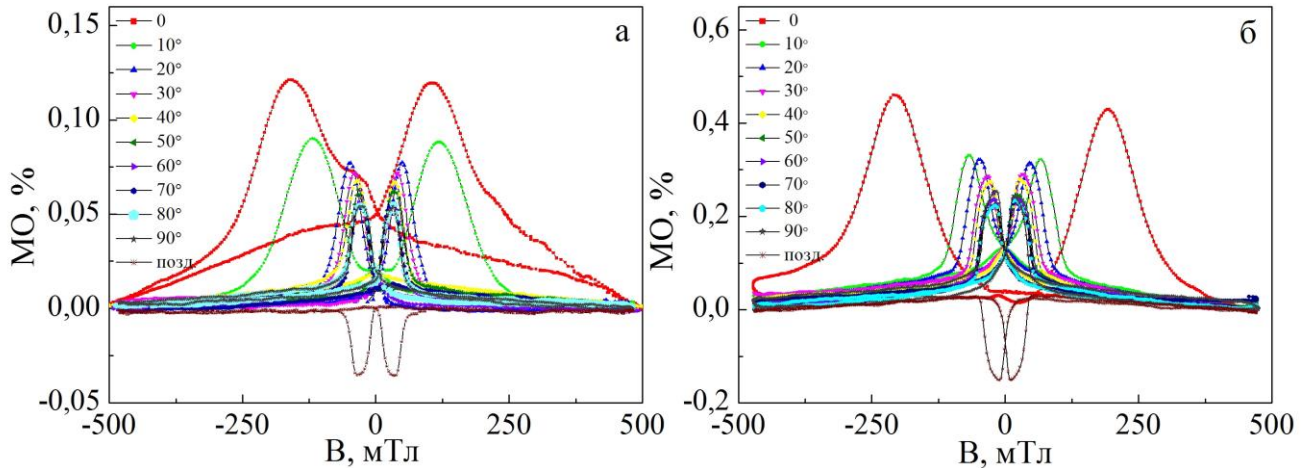


Рис. 5.3. Залежність величини магнітоопору від прикладеного зовнішнього магнітного поля при переході від перпендикулярної до поперечної геометрії вимірювання з кроком 10° , та при поздовжній геометрії для плівкових систем: а – Fe(2) / ка-Gd(2) / Fe(6) / П; б – Co (10) / ка-Gd (3) / Co (10) / П

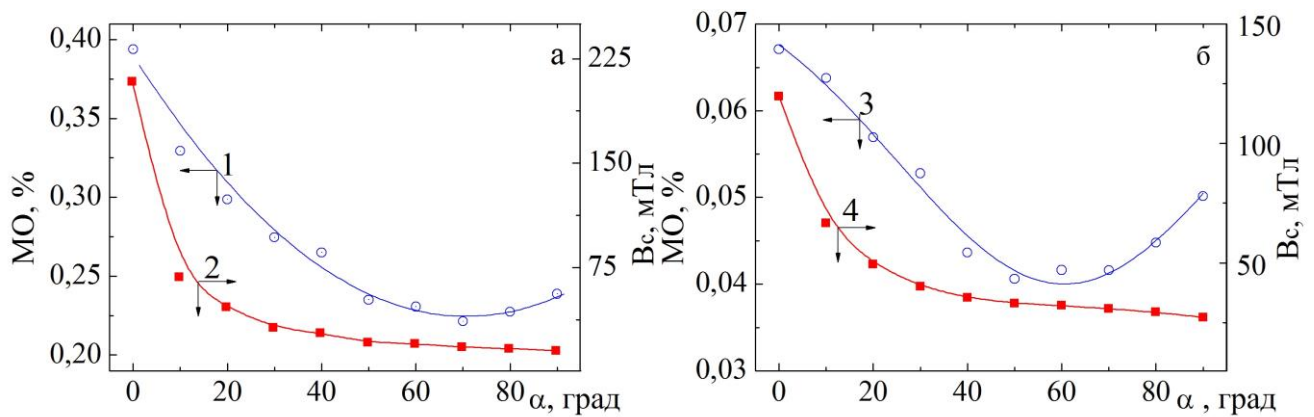


Рис. 5.4. Залежність величини магнітоопору криві (1, 3) та коерцитивної сили криві (2, 4) від кута орієнтації зразка відносно прикладеного зовнішнього магнітного поля для плівкових систем: а – Co (10) / ка-Gd (3) / Co (10) / П; б – Fe(2) / ка-Gd(2) / Fe(6) / П

прикладеного зовнішнього магнітного поля для тришарових плівок $\text{Co}(10)/\text{ка-Gd}(n)/\text{Co}(10)/\text{П}$ (n – ефективна товщина прошарку з ка-Gd) зразків з різною товщиною прошарку з ка-Gd проілюстровано на рисунку 5.5. У таблиці 5.2 наведено числові значення магнітоопору і коерцитивної сили для тришарових плівок на основі Fe та ка-Gd. З цих даних витікає, що величини MO і B_c у залежності від товщини шару ка - Gd мають корелюючий між собою осцилюючий характер. Така залежність має місце для всіх геометрій вимірювання.

Подібний, до приведеної у таблиці, осцилюючий тип залежності від товщини немагнітного прошарку вперше спостерігався при дослідженні гігантського магнітоопору у роботі [166]. Автори [166] пояснюють такий характер залежності магнітоопору осциляційною залежністю обмінної взаємодії між магнітними шарами через електрони провідності.

Розглянемо вплив на магніторезистивні властивості тришарових плівок товщини прошарку у випадку, коли Gd знаходиться у кристалічному стані. На рисунку 5.6 приведені залежності величини магнітоопору від прошарку з Gd для плівкових систем $\text{Fe}(5)/\text{Gd}(n)/\text{Fe}(25)/\text{П}$ та $\text{Co}(5)/\text{Gd}(n)/\text{Co}(25)/\text{П}$ у трьох геометріях вимірювання. Як видно з цих даних, при переході прошарку Gd з квазіаморфного стану в кристалічний зникає осциляційний характер залежностей MO від d_{ef} . у всіх геометріях вимірювання. Відмітимо деякі особливості залежностей магнітоопору від ефективної товщини прошарку на основі Gd. Для тришарових плівок на основі Fe і Co та Gd у перпендикулярній то поздовжній геометрії вимірювання з ростом ефективної товщини прошарку на основі Gd відбувається зменшення магнітоопору. У поперечній геометрії вимірювання спостерігається зворотна тенденція.

Не менш важливий вплив на величини MO і B_c має товщина шару феромагнетику. Тому нами досліджено вплив товщини верхнього шару феромагнетику на величину MO і коерцитивної сили у системах $\text{Co}(x)/\text{ка-Gd}(3)/\text{Co}(5)/\text{П}$ та $\text{Fe}(x)/\text{ка-Gd}(3)/\text{Fe}(3)/\text{П}$, де x – ефективна товщина, яка

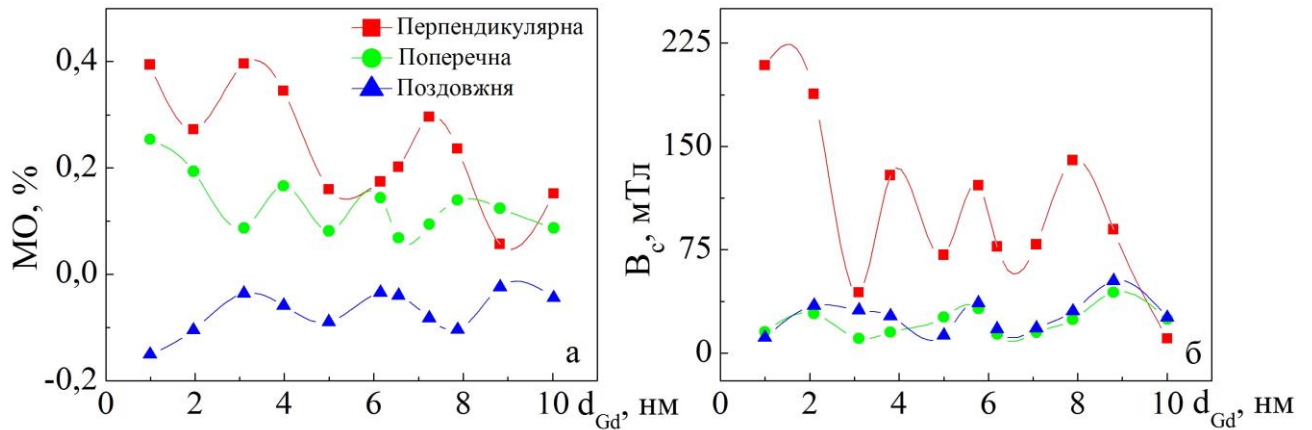


Рис. 5.5. Залежність величини магнітоопору (а) та коерцитивної сили (б) від прошарку з Ca-Gd для плівкової систем $\text{Co (10) / Ca-Gd (n) / Co (10) / П}$, де n – ефективна товщина прошарку з Ca-Gd

Таблиця 5.2

Залежність величини магнітоопору та коерцитивної сили від прошарку з Ca-Gd для системи $\text{Fe (10) / Ca-Gd (n) / Fe(10) / П}$

$n (d_{\text{Gd}})$, нм	МО, %			B_c , мТл		
	геометрія вимірювання			геометрія вимірювання		
	перпенд.	попер.	позд.	перпенд.	попер.	позд.
1,2	0,061	0,044	-0,031	25,98	23,87	21,51
3	0,069	0,065	-	32,77	31,65	-
3,5	0,049	0,041	-0,008	18,04	17,78	19,14
4	0,053	0,058	-0,009	26,09	27,35	21,41
5	0,056	0,056	-0,004	35,73	34,15	32,21
6	0,045	0,039	-0,003	25,37	26,17	20,66
7	0,062	0,072	-0,023	25,86	23,65	22,07
8,3	0,063	0,079	-0,007	29,51	30,07	30,27
9	0,048	0,053	-0,026	21,2	22,89	26,99
10	0,058	0,069	-0,007	32,04	32,85	29,91

змінювалася від 1 до 5 нм з кроком 1 нм. Результати даних досліджень представлені на рисунку 5.7.

Аналіз цих залежностей показує, що величина магнітоопору (рис. 5.7, криві 1, 3) та коерцитивної сили (рис. 5.7, криві 2, 4) має осцилюючий затухаючий характер при збільшенні ефективної товщини верхнього шару феромагнетика. Порівнюючи між собою дані для плівкових систем на основі Fe і Gd та Co і Gd можна вказати, що в цілому значення мінімумів і максимумів спостерігається при різних величинах товщини шарів Fe і Co. Відмітимо той факт, що у системі Fe / ка-Gd / Fe в останньому випадку величина МО більша, ніж для системи Co / ка-Gd / Co, хоча вище нами було показано (див. рис. 5.4), що має місце обернена тенденція. Такий результат може бути пов'язаний, як з окислювальними процесами переважно в верхньому шарі Fe ефективною товщиною менше 5 нм. Хоча наявність оксидної фази не завжди фіксується електронографічно, але її присутність може викликати збільшення МО. Про що зокрема свідчать, як і наші дані так і інших авторів (див., наприклад, [167 – 168]). Очевидно, що концентрація оксидної фази у плівках меншої товщини вища. Не виключений той факт, що на величину магнітоопору в даному випадку впливає і структурний стан шарів заліза, а саме наявність аморфної фази.

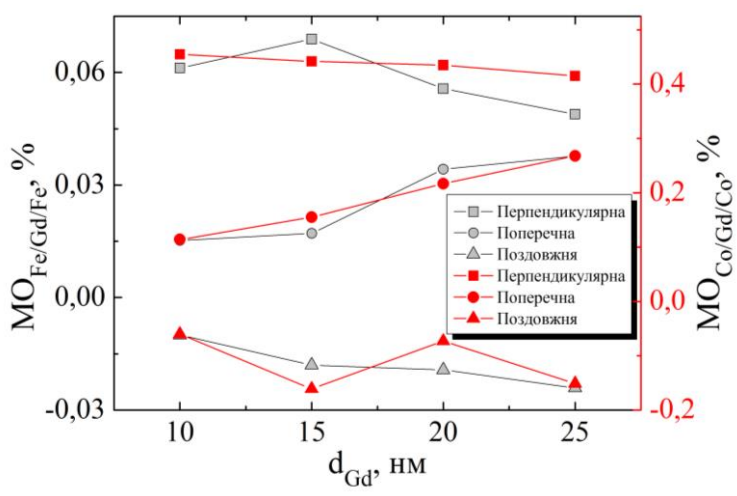


Рис. 5.6. Залежність величини магнітоопору від товщини прошарку з Gd для тришарових плівкових систем Fe (5) / Gd (n) / Fe(25) / П та Co (5) / Gd (n) / Co (25) / П

Для аморфної фази характерне вище значення питомого опору ніж для кристалічної [113]. Тому питомий опір всієї системи збільшується. У такому випадку при проходженні електричного струму через зразок не відбувається шунтування, у результаті чого спостерігається більше значення МО.

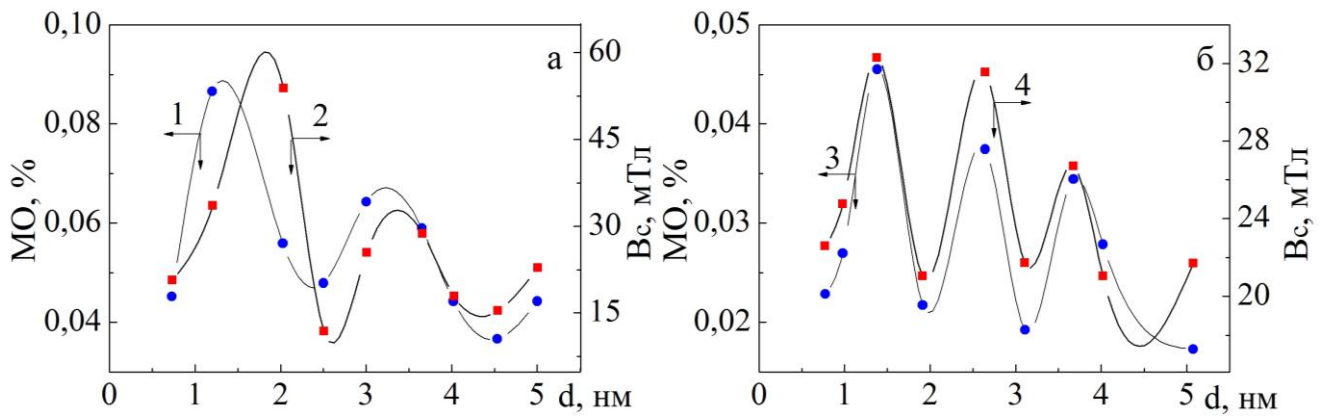


Рис. 5.7. Залежність величини магнітоопору криві (1, 3) та коерцитивної сили криві (2, 4) від товщини верхнього шару Fe для системи Fe(x) / ка-Gd(3) / Fe(5) / П та Co для системи Co (x) / ка-Gd(3) / Co(5) / П, де x – ефективна товщина Fe і Co

Розглянемо вплив товщини нижнього шару Fe і Co на магніторезистивні властивості тришарових плівок на основі Fe і Co та Gd. У таблиці 5.3 приведені значення величини магнітоопору та коерцитивної сили для тришарових плівок Fe(5) / ка-Gd(10) / Fe(x) / П та Co (5) / ка-Gd(10) / Co(x) / П, де x – ефективна товщина Fe і Co, яка змінювалася від 5 до 25 нм з кроком 5 нм. Ці дані дають змогу оцінити вплив товщини нижнього шару феромагнетика на величину MO і H_c . Як видно з даних наведених у таблиці 5.3, як і у попередньому випадку (при зміні товщини верхнього шару Fe та Co) залежність магнітоопору та коерцитивної сили, при зміні ефективної товщини шару феромагнітного металу, має осцилюючий характер.

5.3 Вплив термообробки на магніторезистивні властивості тришарових плівок [110, 112, 127 – 128]

Електрофізичні та магніторезистивні властивості тришарових плівок всіх металів можуть змінюватися внаслідок змін умов розсіювання на інтерфейсах і межах зерен за рахунок сегрегації на них атомів іншого сорту. Питання про вплив на поверхневе і зерномежове розсіювання дифузії атомів іншого сорту і

Таблиця 5.3

Залежність величини магнітоопору та коерцитивної сили від товщини нижнього шару Fe для системи Fe(5) / ка-Gd(10) / Fe(x) / П та Co для системи Co (5) / ка-Gd(10) / Co(x) / П

$n (d_{Fe,Co}), \text{ нм}$	МО, %			$B_c, \text{ мТл}$		
	геометрія вимірювання			геометрія вимірювання		
	перпенд.	попер.	позд.	перпенд.	попер.	позд.
Fe(5)	0,068	0,029	-0,021	48,61	10,12	12,46
Fe(10)	0,161	0,291	-0,009	347,43	24,14	29,32
Fe(15)	0,068	0,051	-0,023	71,82	34,86	36,17
Fe(20)	0,056	0,034	-	74,65	21,17	-
Fe(25)	0,108	0,171	-0,024	126,3	13,09	18,82
Co(5)	0,183	0,08	-0,044	68,9	9,69	19,72
Co(10)	0,512	0,194	-0,09	41,14	7,94	9,61
Co(15)	0,539	0,18	-0,14	81,4	9,74	14,66
Co(20)	0,372	0,111	-0,019	37,92	9,98	11,69
Co(25)	0,543	0,264	-0,112	24,49	9,83	7,42

наявність тонкого покриття на поверхні для плівок металів з різним ступенем дисперсності кристалітів проаналізовано у циклі робіт [169 – 171]. Нами був використаний підхід авторів цих робіт для з'ясування сегрегації атомів Gd на поверхні і межах зерен плівок Fe.

Для цього на попередньо термостабілізовану плівку заліза було нанесено шар Gd ефективною товщиною від 5 до 10 нм. У результаті цього відбувається зменшення опору на величину, яка залежить від товщини базисної плівки. Наприклад, при значенні товщини плівки Fe $d < 30$ нм спостерігається зменшення опору до двох разів (рис. 5.8., криві 1 і 2). На наступному циклі нагріву залежності $\rho(T)$ можна поділити на три ділянки. На першій ділянці опір зростає з температурою із 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 циклу. Крива охолодження для плівок з покриттям іде вище кривої охолодження при другому циклі приблизно на 3%.

Використовуючи дані про температурну залежність термостабілізованих плівок Fe, у яких електронографічно не фіксується оксидна фаза, проведено розрахунок температурного коефіцієнта опору (ТКО). Розмірна залежність ТКО (β) при температурі 330 К приведена на рисунку 5.9. Як видно з рисунку, її величина монотонно збільшується з ростом товщини, поступово виходячи на асимптотику β_∞ (ТКО плівки при $d \rightarrow \infty$, або масивного зразка з таким же типом дефектів та їх концентрацією, які і у плівці), що характерно для плівок металів [113].

Розрахунок параметрів електроперенесення проводився з використанням лінеаризованої моделі та моделі ізотропного розсіювання Тельє, Тоссе і Пішар (ТТП) [172].

Співвідношення для ТКО в рамках лінеаризованої моделі ТТП є таким [172]:

$$\beta d \cong \beta_\infty d - \beta_\infty \lambda_0 (1 - p) H(\alpha), \quad (5.1)$$

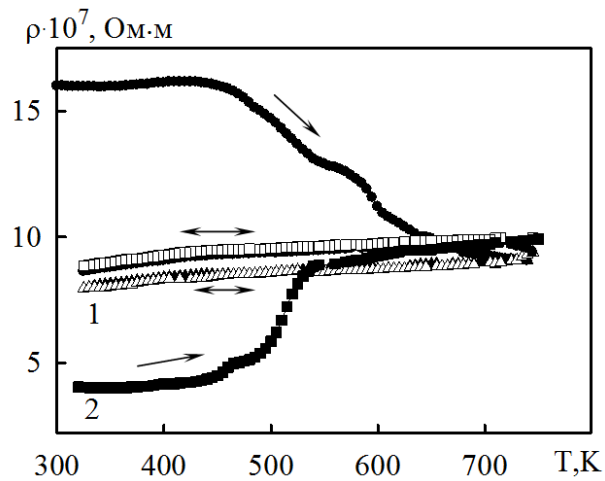


Рис. 5.8. Температурна залежність питомого опору плівки Gd(10)/Fe(30)/Π протягом трьох термостабілізаційних циклів: ■, □ – III цикл

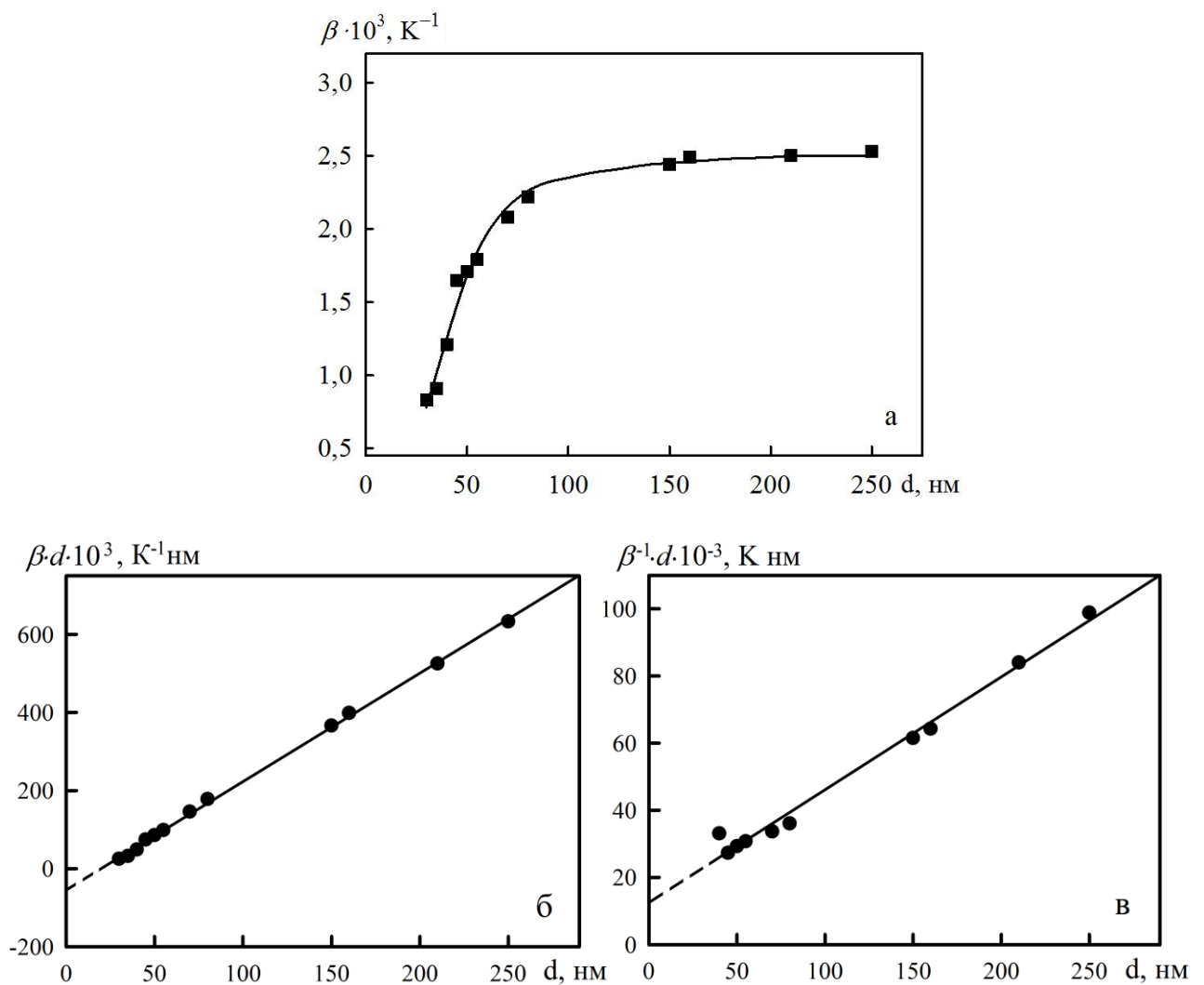


Рис. 5.9. Розмірна залежність ТКО плівок заліза у координатах: а – $\beta(d)$; б – $\beta d(d)$; в – $\beta^{-1}d(d)$

λ_0 – середня довжина вільного пробігу носіїв заряду (СДВП);

$H(\alpha)$ – табульована функція, яка в інтервалі значень $\alpha = 0 - 10$ змінюється від $H(0) = 0,370$ до $H(10) = 0,022$.

Основні співвідношення моделі ізотропного розсіювання, мають вигляд [172]:

$$\beta^{-1}d \cong \beta_{\infty}^{-1}d + \frac{3}{8}\beta_0^{-1}\lambda_0 \ln(p^{-1}), \quad (5.2)$$

$$\beta_{\infty}\beta_{\infty}^{-1} \cong \left[1 + 1,45L^{-1}\lambda_0 \ln(r^{-1})\right]^{-1}, \quad (5.3)$$

$$\frac{R}{1-R} \cong 0,97 \ln(r^{-1}), \quad (5.4)$$

де R, r – коефіцієнти розсіювання і проходження носіями заряду межі зерна (МЗ).

Для розрахунку параметрів електроперенесення за співвідношеннями розглянутих моделей ТТП експериментальні залежності ТКО від товщини (рис. 5.9. а) перебудовуються в координатах βd від d (лінеаризована модель рис. 5.9. б), або в координатах $\beta^{-1}d$ від d (модель ізотропного розсіювання рис. 5.9. в). З тангенсу кута нахилу отриманих залежностей було знайдено β_{∞} . За величиною відрізка, що відсікається на осі ординат, у випадку лінеаризованої моделі можна визначити усереднене за всіма товщинами значення $\lambda_0(1-p)$, а у випадку моделі ізотропного розсіювання – $\lambda_0 \ln(p^{-1})$. 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 у плівках заліза.

Застосування лінеаризованої моделі дозволило визначити величину $\lambda_0(1-p)$, яка склала 57,2 нм. Значення СДВП, отримане на основі лінеаризованої моделі у дифузному наближенні розсіювання зовнішніх поверхонь, далі було використано при визначенні коефіцієнтів p, R та r на основі моделі ізотропного розсіювання. Відмітимо, що такий підхід використовується (див., наприклад, [170 – 171, 173 – 174]) при визначенні параметрів електроперенесення з використанням моделей ТТП для обробки експериментальних результатів. У

результаті розрахунків було отримано, що $\beta_{\infty} = 2,6 \cdot 10^{-3} \text{ K}^{-1}$, $p = 0,21$, $R = 0,35$, $r = 0,57$ при значенні середнього розміру зерна $L = 30 \text{ нм}$, який визначено методом ПЕМ.

Очевидно, що при нанесенні на поверхню плівок Fe тонкого покриття Gd, повинні відбуватися зміни умов розсіювання 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 в залежності від товщини базисного шару плівок від 3 до 10%. Оскільки, величина кутового коефіцієнту 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 у плівках Fe з покриттям погіршуються умови поверхневого та/або зерномежового розсіювання для електронів провідності.

Для підтвердження цього висновку нами було проведено моделювання зміни параметрів електроперенесення (p , R та r) з використанням моделі ізотропного розсіювання ТТП при умові, що 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 розсіювання на зовнішніх і внутрішніх межах, як це було зроблено у випадку робіт [170 – 171, 173].

Аналіз отриманих результатів (табл. 5.4) показує, що при зменшенні ТКО до 10% величина параметра дзеркальності може зменшуватися до 57 %. Подібний результат спостерігався авторами [170 – 171] і узгоджується з висновками роботи [175] про те, що нанесення тонкого острівцевого покриття на поверхню плівок призводить до погіршення умов розсіювання на зовнішніх поверхнях, оскільки на поверхні утворюються додаткові центри розсіювання для електронів. Відмітимо, що наявність тонкого покриття на поверхні може викликати і збільшення коефіцієнту дзеркальності (див., наприклад, [173, 176]).

Параметри електроперенесення плівок Fe/Π та Gd/Fe/Π (розрахунок проводиться 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

Стосовно коефіцієнтів розсіювання і проходження меж зерен, то їх значення зростають або зменшуються в середньому до 10%, відповідно. Такий результат може бути пов'язаний з появою додаткових розсіювальних центрів для електронів на МЗ [170, 171]. Це можливе завдяки появі на межах зерен базисної плівки атомів іншого сорту. Очевидно, що у процесі термовідпалювання плівкової системи Gd/Fe відбувається зерномежова дифузія атомів Gd по МЗ плівок Fe. Якщо домішкові атоми, що потрапили у МЗ із покриття збільшують значення ефективного заряду МЗ (Q^*), то слід очікувати збільшення їх розсіюючих властивостей, оскільки згідно [170] величина Q^{*2} прямопропорційна коефіцієнту розсіювання на межі зерен R .

Системні дослідження змін умов поверхневого зерномежового розсіювання у плівках Со були проведені у роботі [171]. Авторами було показано, що за рахунок дифузії атомів Ni із покриття по межах зерен Со, спостерігається покращення їх прозорості для електронів провідності. При цьому наявність покриття на поверхні приводить до зниження її дзеркальності. Також дзеркальність зовнішніх поверхонь знижується при покритті плівок Со оксидним шаром SiO₂. В останньому випадку не зазнають змін коефіцієнт розсіювання і проходження меж зерен. Очевидно, що у випадку плівкових систем Со/Gd/Со, також можлива зміна умов розсіювання на інтерфейсі Со/Gd, що повинно вплинути на магніторезистивні властивості.

На рисунку 5.10. проілюстровано сімейство залежностей магнітоопору від величини B для плівкових систем до і після термообробки. Відпалювання зразків істотним чином не призводить до зміни характеру вказаних залежностей, а впливає лише на величину магнітоопору.

У таблицях 5.5, 5.6 наведено дані про величину магнітоопору та коерцитивної сили, що виміряні при кімнатній температурі на прикладі плівкової системи Co(10)/Gd/Co(10)/П з ефективною товщиною прошарку з гадолінію від 1 до 10 нм, які пройшли термообробку при різних температурах. В усіх геометріях вимірювання для плівкових зразків Co/Gd/Co/П та Fe/Gd/Fe/П, які пройшли різний ступінь термообробки має місце осцилюючий характер залежності МО і B_c від ефективною товщини прошарку з Gd. Подібний характер залежностей спостерігався і в плівках у свіжосконденсованому стані.

Після відпалювання до температури 800 К для зразків на основі Co і Gd не спостерігається явної тенденції щодо впливу температури на величину МО в усіх трьох геометріях вимірювання. Це стосується і величини B_c для поперечної і поздовжньої геометрії. Хоча у випадку перпендикулярної геометрії коерцитивність плівкових зразків після відпалювання до 900 К збільшується. Відпалювання до температури 1000 К викликає зростання величини МО у плівкових зразках з ефективною товщиною прошарку з Gd більше 6 нм, що можна пов'язати з інтенсивнішими процесами кристалізації у цих шарах. З іншого боку зміна величини магнітоопору може бути викликана процесами термостимульованої взаємної дифузії між шарами з відповідним розмиттям інтерфейсів. Але ці процеси сильніше б впливали на зміну форми залежностей магнітоопору.

Для системи Fe/Gd/Fe/П, для яких не фіксується утворення оксидної фази, після відпалювання до 600 К також не прослідковується явна тенденція до впливу температури на величину МО. Хоча величина B_c дещо збільшується (рис. 5.10).

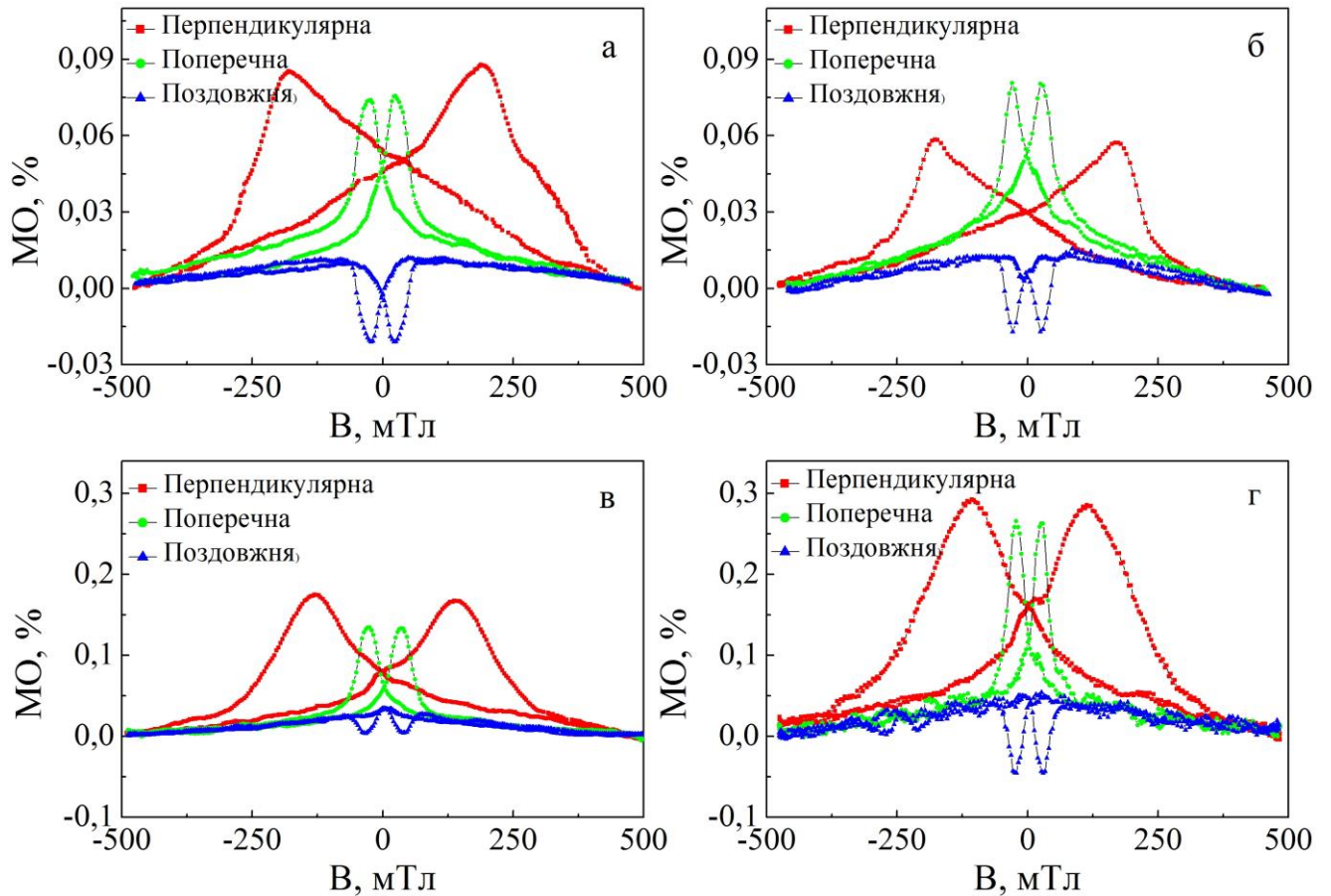


Рис. 5.10. Залежність величини магнітоопору від прикладеного зовнішнього магнітного поля при трьох геометріях вимірювання: перпендикулярній (■), поперечній (●) та поздовжній (▲) для плівкових систем: а, б – Fe(10)/ка-Gd(7)/Fe(10)/П; в, г – Co(10)/ка-Gd(6)/Co(10)/П у свіжосконденсованому стані (а, в) та після термообробки до 900 (б) та 800 К (г)

Таблиця 5.5

Залежність величини коерцитивної сили та магнітоопору від товщини прошарку Gd та температури термообробки для плівкової системи

Co(10)/ка-Gd/Co(10)/П

Товщина Gd, нм		1	2,1	5	6,2	7,2	8,8	10	
Перпенди- кулярна	B_c , мТл	460 К	208,8	187,8	71,2	77,4	78,7	89,6	10,3
		800 К	275,9	191,9	126,1	93,9	80,1	121,1	25,8
		1000 К	320,7	205,8	194,7	95,1	80,1	121,1	25,8
	МО, %	460 К	0,394	0,272	0,159	0,201	0,247	0,069	0,152
		800 К	0,452	0,286	0,165	0,132	0,276	0,141	0,104
		1000 К	0,277	0,221	0,152	0,447	0,358	0,153	0,225
Поперечна	B_c , мТл	460 К	15,5	28,6	26,1	13,7	14,9	44,1	24,5
		800 К	27,7	28,1	30,9	14,5	12,9	41,6	26,8
		1000 К	30,1	28,7	32,9	17,1	15,4	37,6	15,2
	МО, %	460 К	0,253	0,193	0,082	0,069	0,093	0,124	0,087
		800 К	0,197	0,142	0,175	0,092	0,085	0,092	0,079
		1000 К	0,195	0,149	0,183	0,132	0,106	0,152	0,178
Поздовжня	B_c , мТл	460 К	11,1	34,4	13,1	17,6	17,9	52,5	25,9
		800 К	16,3	40,1	35,1	27,3	27,4	48,7	29,8
		1000 К	14,6	21,4	31,8	16,1	17,6	39,5	10,5
	МО, %	460 К	-0,151	-0,105	-0,089	-0,039	-0,083	-0,024	-0,044
		800 К	-0,356	-0,077	-0,067	-0,049	-0,024	-0,061	-0,041
		1000 К	-0,213	0,069	-0,049	-0,124	-0,089	-0,084	-0,136

Таблиця 5.6

Залежність величини коерцитивної сили та магнітоопору від товщини прошарку Gd та температури термообробки для плівкової системи

Fe(10)/ка-Gd/Fe(10)/П

Товщина Gd, нм		1,2	3,5	5	7	8,3	9	10	
Перпенди- кулярна	B_c , мТл	460 К	-	98,5	-	184,2	122,9	112,4	116,1
		900 К	70,9	44,5	81,1	174,6	39,7	82,2	64,9
	МО, %	460 К	-	0,036	-	0,091	0,081	0,037	0,021
		900 К	0,062	0,109	0,094	0,071	0,062	0,067	0,084
Поперечна	B_c , мТл	460 К	23,9	17,8	34,2	23,7	30,1	22,9	32,9
		900 К	25,4	13,1	41,3	27,1	25,9	29,3	23,9
	МО, %	460 К	0,044	0,041	0,056	0,072	0,079	0,053	0,069
		900 К	0,062	0,076	0,059	0,082	0,069	0,081	0,078
Поздовжня	B_c , мТл	460 К	21,5	19,1	32,2	22,1	30,3	26,9	29,9
		900 К	22,5	14,5	25,1	26,8	26,1	27,8	31,2
	МО, %	460 К	-0,031	-0,007	-0,004	-0,023	-0,007	-0,026	-0,007
		900 К	-0,035	-0,053	0,025	-0,029	-0,032	-0,038	0,009

У випадку обох систем термообробка при відносно низьких температурах не впливає на фазовий склад зразків, а рекристалізаційні процеси не викликають істотного збільшення розміру зерен. З цієї причини можливо не зазнає змін доменна структура зразків, тому істотного збільшення або зменшення МО нами не спостерігається. Після відпалювання плівок на основі Fe і Gd до 900 K у зразках має місце утворення оксидної фази ГЦК- Fe_3O_4 . Це в свою чергу призводить до збільшення величини МО в плівковій системі в цілому.

Проведемо порівняння даних про величину МО і B_c у тришарових плівках Fe/Gd/Fe і Co/Gd/Co із одношаровими плівками Fe і Co. Це питання важливе з точки зору, як встановлення впливу прошарку з Gd на магніторезистивні властивості, так із точки зору можливого практичного використання таких тришарових систем, як компонентів спін-вентельних структур. Оскільки зменшення або збільшення B_c може призвести до того, що матеріал може стати по відношенню до одношарових плівок Fe і Co більш магнітом'яким або магнітотвердим за рахунок зміни умов параметрів обмінної взаємодії, умов розсіювання носіїв заряду на інтерфейсах, тощо.

5.4 Магніторезистивні властивості мультишарів на основі Co та Gd [142]

На рисунку 5.11 приведено типові залежності магнітоопору від величини індукції зовнішнього магнітного поля у невідпаленому стані для поздовжньої геометрії вимірювання. При збільшенні величини магнітного поля значення МО, зростає, виходячи на насичення в інтервалі $B_s = 16 - 30$ (мТл) у залежності від конфігурації плівкової системи. Слід зазначити, що дані залежності величини магнітоопору від прикладеного зовнішнього магнітного поля на відміну від інших, приведених у даній роботі, були отримані на іншій установці (див. розділ 2). Вона дозволяє при вимірюванні залежності МО (B) змінювати силу струму, який пропускається через зразок від 1 до 100 мА (залежності, приведені на рисунку 5.11, були отримані при силі струму 100 мА). Дані

вимірювання дозволили отримати більш якісні результати. Але неможливість змінювати геометрію вимірювання, обумовило більш широке використання під час досліджень, іншої установки (вибір обумовлено задачею досліджень). Оскільки, при використанні чотириточкової схеми вимірювання, величина струму, який пропускається через досліджуваний зразок впливає на величину магнітоопору (чим більший струм, тим більша величина МО), то порівнювати значення величини МО виміряних при різному струмі не можна. А отже, приведені результати мають більше якісний характер, хоча з них можна судити про анізотропний характер залежностей магнітоопору від прикладеного зовнішнього магнітного поля. Оскільки, як було показано нами раніше, для даних систем характерним є те, що у перпендикулярній і поперечній геометрії вимірювання з ростом зовнішнього магнітного поля опір зменшується, а в поздовжній геометрії зростає.

Проаналізуємо вплив кількості повторювань (n), температури термообробки та геометрії вимірювання на характер залежності і величину магнітоопору та коерцитивної сили. На рисунку 5.12 приведено залежність величини магнітоопору та коерцитивної сили від кількості повторювань та температури термообробки для плівкової системи Ta(5)/Pt(5)/[Co(2)/Gd(2)] $_n$ /Ta(2)/Pt(5)/SiO(100)/Si при трьох геометріях вимірювання. Слід зазначити, що на відміну від даних приведених на рисунку 5.11 всі подальші вимірювання мультишарів на основі Co та Gd проводились з використанням іншої установки при силі струму 1 мА.

Відмітимо загальні закономірності отриманих результатів. По-перше, зі збільшенням кількості повторювань незалежно від температури термообробки, величина магнітоопору і коерцитивної сили зростає. Такий результат можна пов'язати зі збільшенням кількості інтерфейсів на яких відбувається розсіювання електронів провідності. Збільшення величини коерцитивної сили зі збільшенням кількості повторювань, можна пов'язати з ступенем досконалості меж поділу окремих шарів. Авторами [14] було показано, що при збільшенні повторювань відбувається нарощування мікронеоднорідностей, у результаті

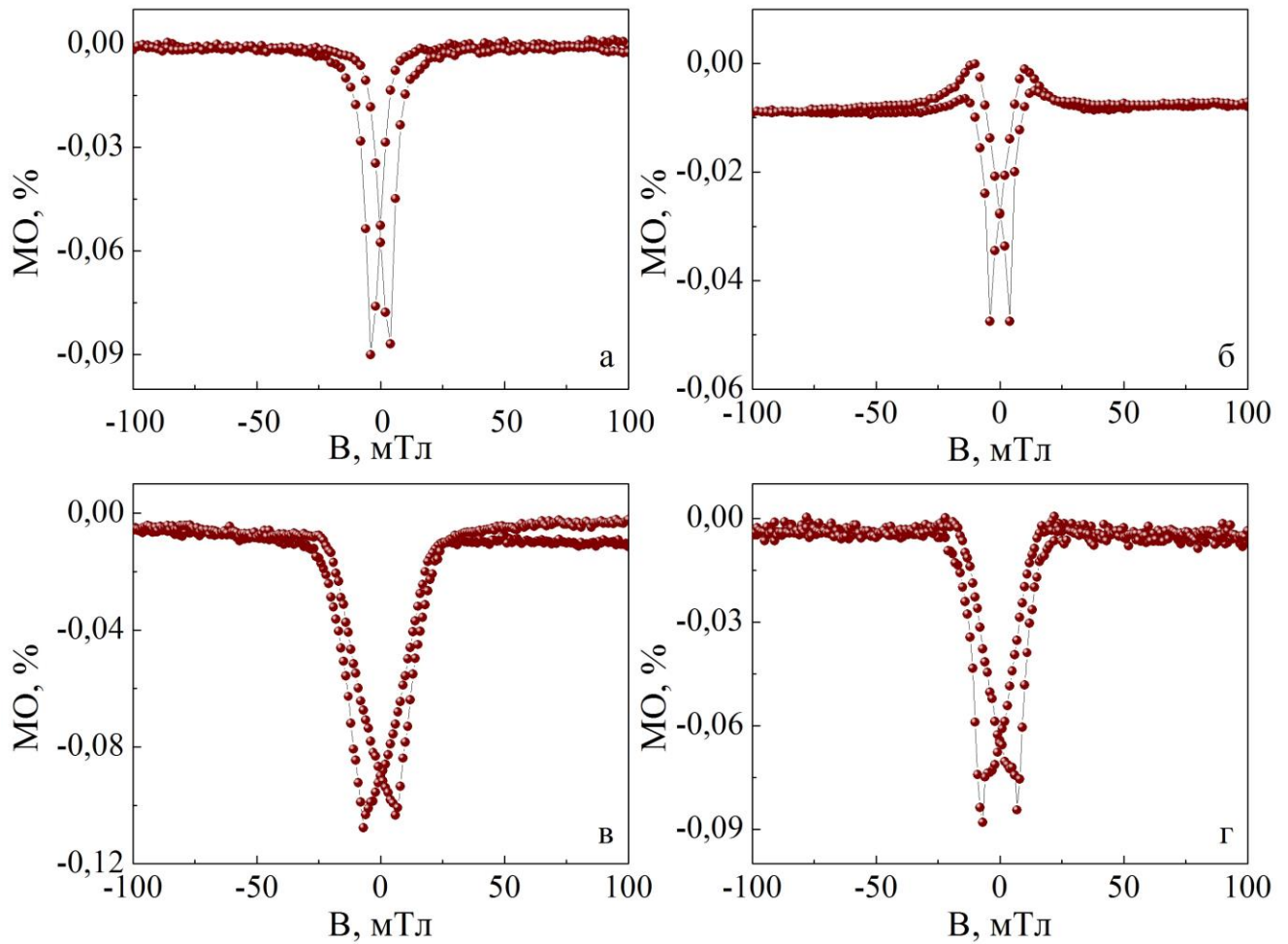


Рис. 5.11. Залежність величини магнітоопору від прикладеного зовнішнього магнітного поля в поздовжній геометрії вимірювання у свіжосконденсованому стані для багатшарової плівкової системи: $\text{Ta}(5)/\text{Pt}(5)/[\text{Co}(x)/\text{Gd}(2)]_n/\text{Ta}(2)/\text{Pt}(5)/\text{SiO}(100)/\text{Si}$, де а – $[\text{Co}(2)/\text{Gd}(2)]_2$, б – $[\text{Co}(5)/\text{Gd}(2)]_2$, в – $[\text{Co}(2)/\text{Gd}(2)]_8$, г – $[\text{Co}(5)/\text{Gd}(2)]_8$

чого між інтерфейсами збільшується кількість дефектів і вони між шарами практично зникають. Причому, чим менші товщини шарів, то руйнування інтерфейсів відбувається при меншій періодичності повторювань.

По-друге, після термообробки величина магнітоопору зростає у всіх геометріях вимірювання. Хоча, слід відмітити той факт, що зі збільшенням температури термообробки з $T_s = 600$ до 800 К магнітоопір у перпендикулярній і поперечній геометрії зростає, а у поздовжній спадає. Що стосується величини коерцитивної сили, то вона в перпендикулярній і поперечній геометрії вимірювання збільшується з ростом температури відпалювання, а в поздовжній геометрії залежність $B_c(B)$ не має яскраво вираженої тенденції розмірної залежності.

Проаналізуємо вплив товщини прошарку з Co на величину магнітоопору і коерцитивної сили. Для цього порівнюємо дані приведені на рисунку 5.12 із результатами, які наведені у таблиці 5.7. Аналіз цих даних показує, що при збільшенні ефективної товщини прошарку з Co з 2 до 5 нм незалежно від температури термообробки і кількості повторювань величина магнітоопору зростає. Подібний результат, спостерігався нами і для одношарових плівок ферромагнетиків, про що мова йшла раніше у підрозділі 5.1. З цього витікає висновок, що основний внесок у величину МО дає кобальтова підсистема. Іншими словами можна сказати, що основний вклад у магніторезистивні властивості в даних системах вносить структурно-фазовий стан прошарку з Co, що в свою чергу впливає на величину і орієнтацію спонтанної намагніченості. Очевидно, що подальше збільшення ефективної товщини прошарку з Co вноситиме менший вплив на магніторезистивні властивості.

Що стосується величини коерцитивної сили, то при збільшенні ефективної товщини прошарку з Co з 2 до 5 нм, величина коерцитивної сили зменшується. Аналогічний результат був отриманий при вивченні магнітних властивостей, про що говорилося у попередньому розділі.

З точки зору практичного використання даних плівкових систем, як чутливих елементів різноманітних датчиків та сенсорів, перевагу слід віддавати

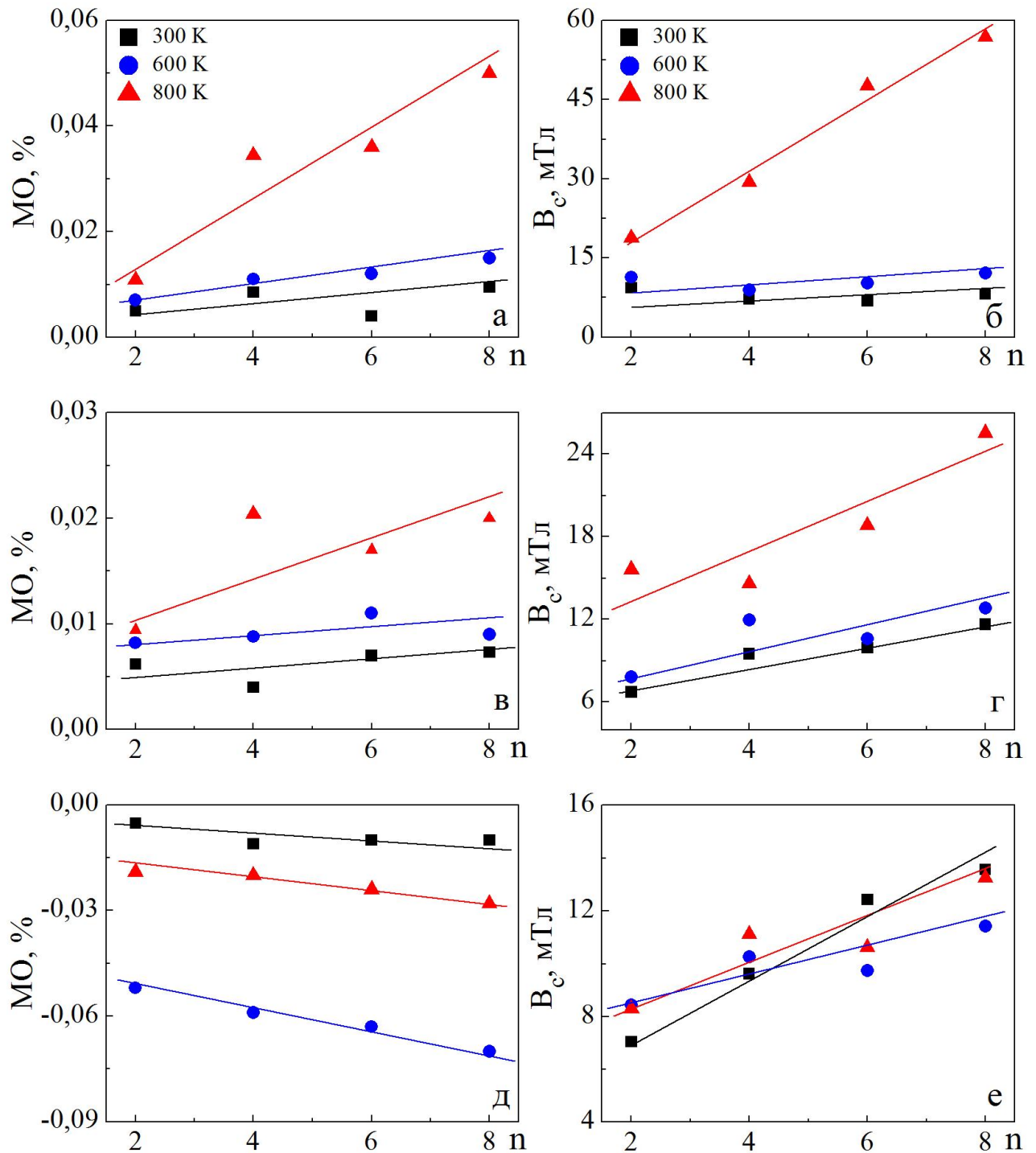


Рис. 5.12. Залежність величини магнітоопору (а, в, д) та коерцитивної сили (б, г, е) від кількості повторювань (n) та температури термообробки для плівкової системи Ta(5)/Pt(5)/[Co(2)/Gd(2)] $_n$ /Ta(2)/Pt(5)/SiO(100)/Si при трьох геометріях вимірювання: перпендикулярній (а, б), поперечній (в, г) та поздовжній (д, е)

мультишарам з товщиною шарів феромагнітних і рідкоземельних металів 2 нм. Оскільки, ця товщина є мінімальною, при якій шари залишаються структурно суцільними (мова йде про магнетронний метод осадження), а спонтанна намагніченість шарів Co орієнтується у площині плівки, що було показано в попередньому розділі. У такій системі величина магнітоопору і коерцитивної сили при збільшенні повторювань та подальшої термообробки має лінійний монотонний характер. Отже, перевагою таких систем є лінійний характер робочих характеристик у всьому досліджуваному діапазоні. Збільшення ефективної товщини шару Co призводить до відхилення залежностей від лінійного характеру.

На користь використання мультишарів на основі Co та Gd зі структурно-фазовим станом прошарку Co близьким до аморфного говорить той факт, що більш стабільними є не тільки величини магнітоопору та коерцитивної сили, а й електричного опору, що є дуже важливим фактором при практичному використанні таких плівкових систем. На рисунку 5.13 показана залежність величини електричного опору від кількості повторювань (n), ефективної товщини шару Co (x) та температури термообробки для плівкової системи Ta(5)/Pt(5)/[Co(x)/Gd(2)] $_n$ /Ta(2)/Pt(5)/SiO(100)/Si. Як видно з цих даних, для мультишарів, зі збільшенням кількості повторювань незалежно від ефективної товщини прошарку з Co величина електричного опору зменшується. Нижче значення опору мають мультишари при $d_{Co} = 5$ нм. Для мультишарів з ефективною товщиною $d_{Co,Gd} = 2$ нм, при збільшенні температури термообробки величина електричного опору зростає, що пов'язано з руйнуванням інтерфейсів і утворенням аморфного твердого розчину (Co, Gd). При збільшенні товщини шару $d_{Co} = 5$ нм, після термообробки до 600 К відбувається зменшення електричного опору у порівнянні зі свіжосконденсованими плівками за рахунок заліковування дефектів кристалічної структури. При збільшенні температури відпалювання до 800 К на залежності $R(n)$ можна виділити 2 ділянки. При кількості фрагментів повторювань від 2 до 4 величина електроопору має більше значення у порівнянні зі свіжосконденсованими плівками, що можна пов'язати

Таблиця 5.7

**Залежність величини магнітоопору та коерцитивної сили для
плівкової системи Ta(5)/Pt(5)/[Co(5)/Gd(2)]_n/Ta(2)/Pt(5)/SiO(100)/Si у
свіжосконденсованому стані та після термообробки**

Плівкова система	T, К	МО, %			B _c , мТл		
		геометрія вимірювання			геометрія вимірювання		
		перпенд.	попер.	позд.	перпенд.	попер.	позд.
[Co(5)/Gd(2)] ₂	300	0,027	0,009	-0,011	20,02	5,34	8,19
	800	0,061	0,012	-0,030	31,82	10,55	14,34
[Co(5)/Gd(2)] ₄	300	-	0,024	-0,011	-	19,67	9,33
	600	0,054	0,025	-0,054	16,48	13,87	11,47
	800	-	0,009	-0,040	-	11,78	15,16
[Co(5)/Gd(2)] ₆	300	0,015	0,032	-0,026	17,11	23,76	12,98
	600	0,105	0,038	-0,051	19,92	14,94	8,01
	800	0,110	0,051	-0,060	28,94	8,75	24,70
[Co(5)/Gd(2)] ₈	300	0,017	0,051	-0,063	23,61	19,20	13,25
	600	0,117	0,070	-0,061	21,42	9,89	11,06
	800	0,125	0,075	-	30,40	10,70	-

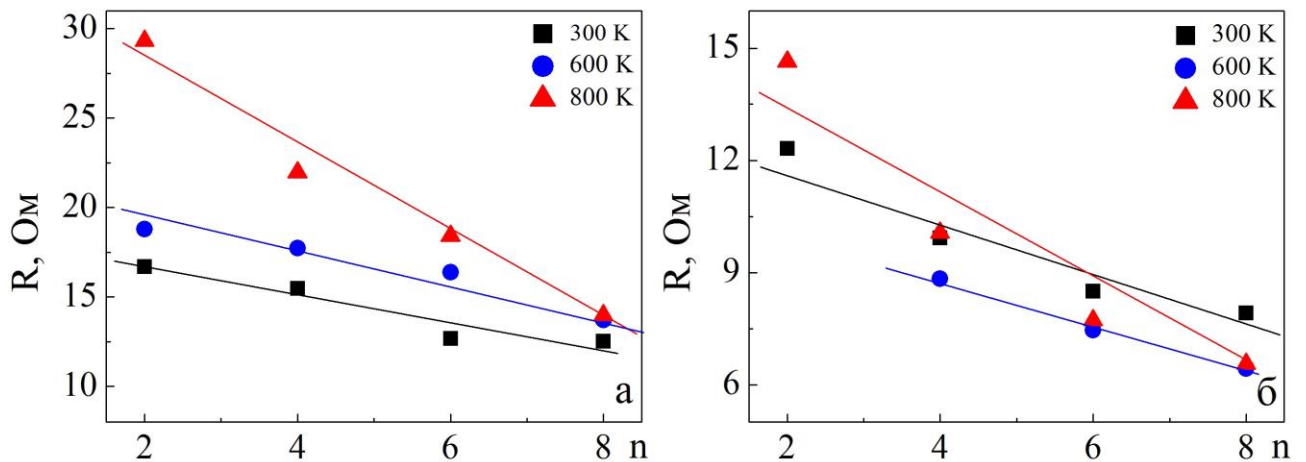


Рис. 5.13. Залежність величини електричного опору від кількості повторювань (n), ефективної товщини шару Co (x) та температури термообробки для плівкової системи Ta(5)/Pt(5)/[Co(x)/Gd(2)]_n/Ta(2)/Pt(5)/SiO(100)/Si

як і у попередньому випадку з утворенням аморфного твердого розчину (Co, Gd). При $n = 6 - 8$ величина електричного опору менша у порівнянні з вихідним станом, очевидно, що такої температури не достатньо для активації процесів фазоутворення.

5.5 Обговорення результатів

Із отриманих у роботі результатів про магнітні і магніторезистивні властивості та їх фазовий склад, потрібно обговорити отримані результати з точки зору можливого практичного використання тришарових плівок і плівкових систем у якості функціональних матеріалів для сенсорики та спінтроніки.

Розглянемо можливі напрями практичного використання тришарових плівок та мультишарів, як чутливих елементів магніторезистивного датчика на основі ефекту анізотропного магнітоопору.

Принцип дії АМР-датчиків заснований на використанні анізотропного магніторезистивного ефекту, тобто на здатності магнітного матеріалу змінювати опір у залежності від взаємної орієнтації протікаючого струму і вектора переважної намагніченості магнітних доменів плівки. Зовнішнє магнітне поле B повертає вектор намагніченості плівки M на кут α , значення якого залежить від напрямку і значення такого поля. При цьому електричний опір плівки згідно класичних уявлень змінюється за формулою (див., наприклад, [177 – 178]):

$$R = R_0 + \Delta R \cos^2 \alpha, \quad (5.5)$$

де R_0 – максимальне значення опору при відсутності зовнішнього магнітного поля;

ΔR – різниця між максимальним і мінімальним значенням опору плівки;

α – кут між вектором намагніченості плівки та напрямком зовнішнього магнітного поля.

За відсутності магнітного поля напрям струму і вектора намагніченості

магніторезистивного матеріалу паралельні один одному. При наявності поля у якійсь площині опір зразка R буде збільшуватись на максимальну величину $\Delta R \cos^2 \alpha$, яка залежить як від властивостей матеріалу плівки так і орієнтації зразка у зовнішньому магнітному полі.

Розглянемо спрощену схему конструкції АМР-датчика (рис. 5.14). На підкладку (або монтажну плату) наноситься шар чутливого матеріалу. Для виготовлення підкладок використовують скло, ситал або кремній, що характеризуються великою теплопровідністю, і коефіцієнтом термічного розширення (КТР) який близький за величиною до КТР використовуваних плівок [179]. Зверху на чутливий елемент такого датчика наносяться контакти, після цього його можна монтувати в корпус або наносити захисне покриття. У даному випадку, найбільш очевидний спосіб вимірювання опору полягає у пропусканні постійного електричного струму через наявний резистивний елемент з наступним вимірюванням падіння напруги на ньому.

Для таких тонкоплівкових датчиків анізотропний опір R чутливого елемента в залежності від кута α між напрямками електричного струму чутливого елемента датчика і керуючого постійного магнітного поля описується за формулою Фойгта-Томпсона (див., наприклад, [171]):

$$R=R(\alpha)=R_0\sin^2\alpha + R_{90^\circ}\sin^2\alpha, \quad (5.6)$$

де R_{90° – питомий електричний опір чутливого елемента при $\alpha = 90^\circ$;

R_0 – електричний опір матеріалу чутливого елемента при $\alpha = 0^\circ$.

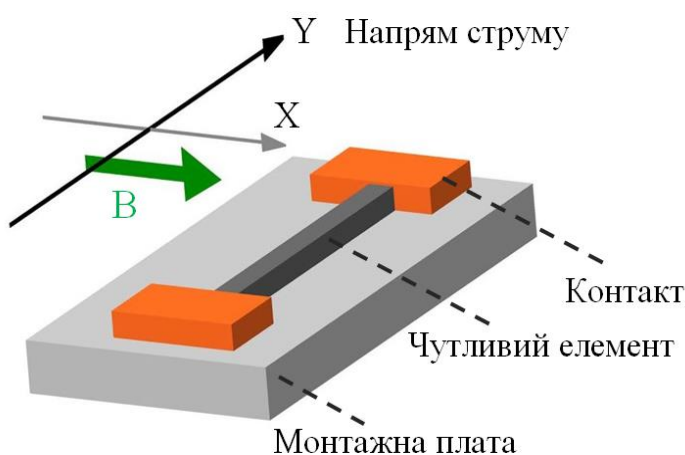


Рис. 5.14. Спрощена схема анізотропного магніторезистивного датчика

Згідно [177 – 181] анізотропні магніторезистивні датчики повинні мати високі чутливість та рівні первинного сигналу, широкий робочий температурний діапазон, достатню міцність, надійність і точність роботи. Крім того, вони відрізняються малим зміщенням і значною нечутливістю до магнітних і механічних допусків, що дозволяє використовувати їх у різних сферах.

АМР-датчики знайшли широке використання для потреб автоелектроніки, промисловості та навігаційних систем, тощо. Основними їх перевагами є [178 – 181]: висока роздільна здатність; високий показник чутливості (S_B); чутливість до знаку вимірюваного магнітного поля; відносно широкий частотний діапазон ($f = 0 - 1000$ Гц); широкий діапазон робочих температур ($200 - +430$ К); низький номінальний струм, термостабільність і швидкодія, низький опір ($R \sim 850$ Ом), що мінімізує тепловий шум магніторезистивного чутливого елемента. Крім цього, до переваг АМР-датчиків варто віднести малі геометричні розміри і масу, високу технологічність виробництва, відносно низьку вартість, а також високі показники надійності і терміну експлуатації.

Вкрай важливо при непрямій оцінці опору, забезпечувати як точне утримування струму збудження, так і вимірювання вихідної напруги. При цьому потужність, що розсіюється на резистивному датчику повинна бути досить малою, щоб уникнути помилок, які пов'язані з самонагріванням чутливого елемента. Це можливо, коли номінал струму збудження мінімізований. Згідно з цим при дослідженні магніторезистивних властивостей ми використовували постійний струм величиною 1 мА. Необхідно також враховувати, що на режим роботи АМР-датчика впливає не тільки коливання температури, а й зовнішні фактори, зокрема паразитні магнітні поля.

Розглянемо робочі характеристики чутливих елементів АМР-датчиків на основі тришарових плівок, які досліджені у рамках даної роботи. Однією з важливих робочих характеристик є залежність від кута орієнтації, тому для такого типу датчика дані приведені на рисунку 5.4 можуть виступати як робочі характеристики. Слід відмітити, що плівкові системи на основі Co і Gd мають

більш лінійні робочі характеристики ніж на основі Fe і Gd.

При формуванні структури чутливого елемента важливе значення має здатність датчика реагувати на зміну магнітного поля незалежно від геометрії вимірювання. Також, величина чутливості до магнітного поля, щоб забезпечити швидке реагування датчика на зміну вхідного сигналу (наприклад, миттєве замикання/розмикання електричного кола у системах автоматизації) або для того, щоб була можливість забезпечити високу точність вимірювання при детектуванні слабких полів.

Максимальне значення чутливості плівкової системи до магнітного поля визначалося за формулою (див., наприклад, [178, 182]):

$$S_B = \Delta R(\Delta R/R(B_s))_{\max}/\Delta B, \quad (5.7)$$

де $(\Delta R/R(B_s))_{\max}$ – максимальне значення магнітоопору;

ΔB – зміна магнітної індукції від насичення B_s до розмагнічування.

Величина S_B вимірюється у %/Тл та дає інформацію про співвідношення величин магнітоопору і поля насичення.

Результати розрахунків величини S_B у трьох геометріях вимірювання для одношарових плівок Co і Fe та тришарових плівкових систем Co/Gd/Co та Fe/Gd/Fe у свіжосконденсованому стані та після термообробки приведені у таблиці 5.8. Аналіз цих даних показує, що одношарові плівки Co характеризуються більшою магнітною чутливістю до магнітного поля у порівнянні з плівками Fe у всіх геометріях вимірювання. Подібна тенденція величини S_B спостерігається і для тришарових плівок. Тришарові плівки Co/Gd/Co мають більшу магнітну чутливість до магнітного поля ніж Fe/Gd/Fe. Внесення прошарку з Gd у плівку феромагнітного металу призводить до зростання величини S_B , причому воно більш явно виражене для тришарових плівок Fe/Gd/Fe. Після термообробки не проявляється явно вираженої тенденції до зміни величини S_B для всіх розглядуваних плівок і тришарових систем. Подібний результат спостерігали автори роботи [183] для одношарових плівок Fe і мультишарів на їх основі.

При використанні таких плівкових систем, як чутливих елементів датчиків положення, важливим фактором є вплив орієнтації зовнішнього магнітного поля на величину S_B . Розглянемо на прикладі тришарової плівки Co(5)/Gd(10)/Co(20)/П вплив зміни орієнтації зразка у зовнішнього магнітного полі на величину S_B для свіжосконденсованої плівки та після її термообробки. Як видно з рисунка 5.16 при переході від перпендикулярної геометрії вимірювання до поперечної чутливість до магнітного поля падає незалежно від температури термообробки. Плівкова система Co(5)/Gd(10)/Co(20)/П у свіжосконденсованому стані характеризується лінійною робочою характеристикою, що є дуже важливим з точки зору практичного використання. Після термообробки до 800 К чутливість зменшується, а робочі характеристики відхиляються від лінійної залежності. Подальша термообробка до 1000 К призводить до зменшення величини S_B , хоча на характер залежності вона суттєвим чином не впливає. З цього можна зробити висновок, що такі системи можуть бути використані у якості чутливих елементів датчиків та сенсорів. Як видно з рисунка 5.16 у процесі довготривалої експлуатації або суттєвого перегріву датчика його характеристики можуть відхилитися від лінійних. За цим непрямо можна судити із даних про термообробку. Такі датчики будуть мати стабільні лінійні робочі характеристики у діапазоні температур 300 – 460 К, що свідчить про їх велику перспективність використання.

Ще одним із можливих підходів застосування тришарових плівок Co/Gd/Co як чутливих елементів магніторезистивних датчиків є використання у якості робочої характеристики не зміни величини магнітоопору (у наслідок зміни кута α між напрямом електричного струму чутливого елемента датчика (I) і напрямом керуючого магнітного поля (B)), а коерцитивної сили.

На рисунку 5.17 приведено залежність величини коерцитивної сили від напрямку орієнтації зразка у зовнішньому магнітному полі (дані були отримані з магніторезистивних петель гістерезису) після різних температур відпалювання для тришарової плівки Co(5)/Gd(10)/Co(20)/П. Як бачимо із даних, наведених на

Таблиця 5.8

Значення чутливості S_B у різних геометріях вимірювання для одношарових та тришарових плівок у свіжосконденсованому стані та після термообробки

Структура чутливого елемента	$S_B, \%/Г$					
	$T_n = 460 \text{ К}$			$T_g = 800 \text{ К}$		
	геометрія вимірювання			геометрія вимірювання		
	перпенд.	попер.	позд.	перпенд.	попер.	позд.
Co(5)/П	0,22	0,41	0,12	-	-	-
Co(15)/П	1,37	1,28	0,92	1,04	1,10	0,46
Co(20)/П	0,57	0,38	0,11	0,73	0,45	0,39
Co(25)/П	1,12	0,36	0,11	1,52	0,61	0,91
Co(5)/Gd(1)/Co(20)/П	1,31	0,48	0,25	1,71	0,32	0,18
Co(5)/Gd(5)/Co(20)/П	1,93	0,74	0,61	-	-	-
Co(5)/Gd(15)/Co(20)/П	1,53	0,81	0,25	2,11	0,85	0,33
Co(5)/Gd(10)/Co(20)/П	0,75	2,86	0,66	1,32	0,61	0,54
Co(5)/Gd(10)/Co(25)/П	3,12	1,08	0,51	0,91	0,86	0,68
	$T_n = 460 \text{ К}$			$T_g = 700 \text{ К}$		
Fe(15)/П	0,21	0,09	0,05	0,12	0,31	0,06
Fe(20)/П	0,23	0,21	0,14	0,09	0,29	0,08
Fe(25)/П	0,24	0,15	0,06	0,41	0,49	0,09
Fe(5)/Gd(1)/Fe(20)/П	0,44	0,12	0,11	0,15	0,66	0,16
Fe(5)/Gd(5)/Fe(20)/П	0,63	0,24	0,23	0,41	0,76	0,47
Fe(5)/Gd(10)/Fe(20)/П	0,51	0,32	0,29	0,27	0,52	0,23
Fe(5)/Gd(10)/Fe(25)/П	1,05	1,54	0,63	0,61	0,73	0,45

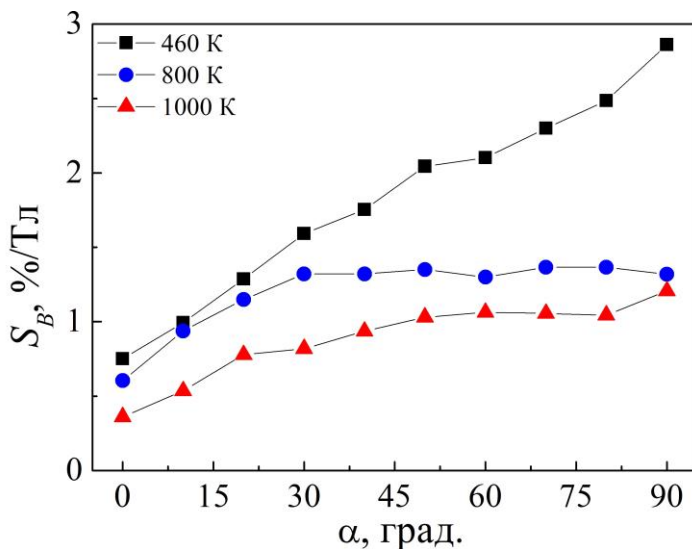


Рис. 5.16. Залежність величини чутливості S_B від напрямку орієнтації зразка у зовнішньому магнітному полі та температури відпалювання для тришарової плівки Co(5)/Gd(10)/Co(20)/П

цьому рисунку, при переході від перпендикулярної до поперечної геометрії вимірювання відбувається різке падіння величини коерцитивної сили у діапазоні від 0° до 40° , а від 40° до 90° залежність $B_c(\alpha)$ носить більш лінійний характер. Термообробка суттєвим чином не впливає на характер залежності, а отже такі плівки можуть бути використані, як чутливий термостабільний елемент датчиків положення.

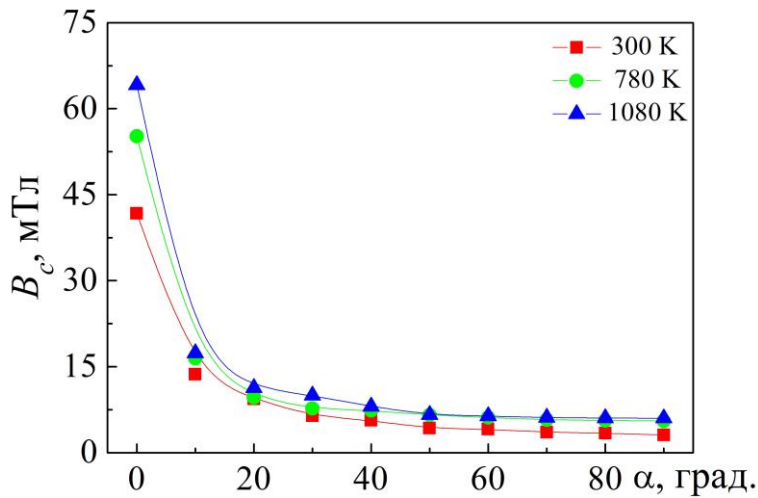


Рис. 5.17. Залежність величини коерцитивної сили від напрямку орієнтації зразка у зовнішньому магнітному полі та температури відпалювання для тришарової плівки Co(5)/Gd(10)/Co(20)/П

Загалом мультишари на основі Co і Gd характеризуються більшою магнітною чутливістю до магнітного поля у порівнянні з тришаровими плівками дослідженими у нашій роботі, про що свідчать дані приведені у таблиці 5.9.

Проаналізуємо вплив товщини шару Co, кількості повторювань (n), температури термообробки та геометрії вимірювання на величину S_B . Аналіз даних приведених у таблиці 5.9 показує, що при збільшенні ефективної товщини Co з 2 до 5 нм чутливість до магнітного поля у більшості випадків зростає. Після термообробки не проявляється явно вираженої тенденції до зміни величини S_B для всіх розглядуваних мультишарів і геометрій вимірювання. Хоча слід зазначити, що після термообробки до 800 K для всіх мультишарів у поздовжній геометрії вимірювання відбувається значне зростання чутливості до магнітного поля, величина S_B складає мінімум 2 %/T. Для побудови комерційних магнітних АМР-датчиків використовуються одношарові плівки або плівкові системи з чутливістю до магнітного поля у

діапазоні 2 – 4 %/Т [178 – 179, 181], що відповідає значенням S_B описаних мультишарів. Висока чутливість і лінійні характеристики зміни магнітоопору від кількості повторювань (рис. 5.13) дає можливість практичного використання таких плівкових систем у якості чутливих елементів датчиків або сенсорів лінійного положення. Такий датчик може складатись з каскаду магніторезистивних чутливих елементів у яких дискретно буде змінюватися кількість повторювань (n), наприклад від 2 до 8. Такий датчик буде зберігати свої номінальні параметри у широкому діапазоні температур від кімнатної до температури відпалювання.

Поряд з цим тришарові плівки Fe/Gd/Fe характеризуються відносно низькою магнітною чутливістю. У розділі 3 було показано, що перегрів тришарових плівок на основі Fe і Gd вище певної температури (T_o) може призвести до зміни структурно-фазового стану. З цього випливає, що низька термічна стабільність і магнітна чутливість не дозволяють використовувати такі плівки у якості самостійних конструктивних елементів.

Як було показано у підрозділах (5.1. – 5.3) величина B_c у тришарових плівках на основі Fe і Gd має більше значення ніж у одношарових плівках такої ж товщини. Наприклад, при товщині Fe 25 нм у свіжосконденсованому стані у перпендикулярній геометрії вимірювання $B_c = 46$ мТл і після термообробки до $T_g = 700$ К $B_c = 40$ мТл, а для плівки Fe(20)/Gd(10)/Fe(5) $B_c = 75$ мТл у невідпаленому стані, а у відпаленому $B_c = 98$ мТл. Таким чином, для перемагнічування тришарової плівки необхідно прикласти магнітне поле у 2 рази більшої величини ніж для одношарової. Це означає, що внесення шару з квазіаморфного Gd у плівку Fe дозволяє отримати більш магнітотвердий матеріал.

Одним із можливих напрямів використання тришарових плівок, може бути, пов'язаний із виготовленням на їх основі закріплюючих шарів спінвентельних структур. Причому ці структури можуть бути більш ефективними, якщо в технологічний процес їх виготовлення може бути внесена термообробка за рахунок якої, внаслідок часткового окислення, відбувається зростання коерцитивної сили системи.

Таблиця 5.9

**Значення чутливості S_B у різних геометріях вимірювання для
мультишарів на основі Co та Gd у свіжосконденсованому стані та після
термообробки**

Структура чутливого елемента	$S_B, \%/T$								
	$T_n = 300 \text{ K}$			$T_e = 600 \text{ K}$			$T_e = 800 \text{ K}$		
	геометрія вимірювання			геометрія вимірювання			геометрія вимірювання		
	перпенд.	попер.	позд.	перпенд.	попер.	позд.	перпенд.	попер.	позд.
$[\text{Co}(2)/\text{Gd}(2)]_2$	0,54	0,92	0,74	-	-	-	0,62	1,05	5,17
$[\text{Co}(2)/\text{Gd}(2)]_4$	0,58	0,61	2,29	1,18	0,42	1,15	1,23	0,74	4,76
$[\text{Co}(2)/\text{Gd}(2)]_6$	1,17	1,39	1,79	0,59	0,71	0,81	-	-	-
$[\text{Co}(2)/\text{Gd}(2)]_8$	0,76	0,90	2,26	1,16	0,63	0,74	1,24	0,71	5,13
$[\text{Co}(5)/\text{Gd}(2)]_2$	1,35	1,68	1,34	-	-	-	1,92	1,14	2,09
$[\text{Co}(5)/\text{Gd}(2)]_4$	0,68	1,22	1,18	3,28	1,81	4,71	-	0,77	2,64
$[\text{Co}(5)/\text{Gd}(2)]_6$	0,88	1,35	2,01	4,27	1,55	5,24	3,82	2,71	2,43
$[\text{Co}(5)/\text{Gd}(2)]_8$	0,82	2,66	4,76	4,46	5,02	4,42	4,11	4,01	4,88

Усі попередньо розглянуті датчики засновані на контактному методі вимірювання. Для забезпечення детектування магнітних полів у безконтактному режимі можна використати індукційні датчики. Принцип їх роботи базується на здатності змінного магнітного поля індукувати у провіднику електричний струм. При цьому ЕРС індукції, що з'являється у провіднику, пропорційна швидкості зміни магнітного потоку через нього. Для індукційних датчиків не потрібний фізичний контакт для формування вхідного сигналу, що визначає їх високу зносостійкість і мале старіння. Робочими характеристиками чутливих елементів таких датчиків можуть виступати залежності коерцитивної сили, залишкової намагніченості та намагніченості насичення від прикладеного зовнішнього магнітного поля при переході від паралельної до перпендикулярної геометрії вимірювання, які були приведені у розділі 4. Найбільш привабливою, з вище перерахованих робочих характеристик для практичного використання є залежність B_c від β (рис. 4.17, 4.18). Оскільки, як було показано у підрозділі 4.4. за законом анізотропії коерцитивної сили можна з високою точністю спрогнозувати зміну величини коерцитивної сили при переході від паралельної до перпендикулярної геометрії вимірювання. Робочий діапазон таких датчиків складає від 0° до 90° .

Для збільшення робочого діапазону куткових вимірювань індуктивних датчиків від 0° до 360° , можна використати залежності залишкової намагніченості від напруженості прикладеного зовнішнього магнітного поля при зміні орієнтації зразка у паралельній геометрії вимірювання (розділ 4). Відмітимо, що кращі робочі характеристики мають мультишари на основі Co та Gd , які зберігаються і після термообробки. А це означає, що вони є термічно стабільними.

Слід зазначити, що саме дана структура може бути використана в аналогових і цифрових схемах для швидкого реагування на зміну магнітного потоку в широкому діапазоні температур.

Як було показано нами раніше у розділі 4, основні магнітні характеристики, такі як коерцитивна сила (B_c), намагніченість насичення (M_s) та

залишкова намагніченість (M_r), для плівкових систем є важливими з точки зору їх використання у якості високощільних носіїв запису інформації. Для виготовлення останніх використовуються матеріали з петлею гістерезису, що характеризується високим коефіцієнтом прямокутності, який визначається за співвідношенням M_r/M_s (більш детально питання було розглянуто у розділі 4).

У тришарових плівках Co/Gd/Co у свіжосконденсованому стані величина КП у середньому складає 0,85. Відмітимо що, для плівки Co такою ж ефективною товщиною, ця величина складає 0,58. Перехід від тришарових плівок до мультишарів призводить до зростання коефіцієнта прямокутності до $0,96 \div 0,99$, зі стабільним значенням після термообробки (підрозділ 4.3). Таким чином, плівкові системи на основі Co і рідкоземельних металів відповідають вимогам, щодо високих магнітних характеристик носіїв інформації, а деякі з них (наприклад, Co і Gd) мають нанокристалічну структуру [185] та є перспективними матеріалами для виготовлення високощільних носіїв для запису і збереження інформації.

З точки зору можливого використання цих систем ($[Co/Gd]_n$) для збереження інформації важливим є питання температурної стабільності. Інформація на магнітних носіях зберігається у вигляді залишкової намагніченості, яка визначає величину сигналу, що зчитується, та рівень співвідношення сигнал-шум. Коерцитивна сила матеріалу носія відповідає за стабільність збереження записаної інформації. При відносно великій коерцитивній силі потрібно прикладати більше магнітне поле, щоб перемагнітити матеріал, а це конструктивно складна задача, яка призводить до збільшення собівартості готового виробу. У свою чергу мала величина коерцитивної сили не забезпечує стабільності зберігання інформації, адже матеріал може перемагнітиться під впливом випадкового зовнішнього магнітного поля. При збільшенні щільності запису, зменшується площа на яку записується один біт інформації, та як наслідок, відстань між комірками пам'яті. А це вимагає зменшити поле, яке перемагнічує матеріал, оскільки зростає імовірність перемагнічування сусідніх бітів. Зменшити поле можна

використавши локальний підігрів лише тієї ділянки, яка виділяється під один біт [186].

Такий вид термомагнітного запису отримав назву HAMR (Head-assisted magnetic recording) [187 – 190]. Принцип роботи приладів, які використовують технологію HAMR полягає у локальному нагріванні лазером і перемагнічуванні у процесі запису магнітного матеріалу. Нагрівання до необхідної температури ~ 100 °C потрібне для запису/зчитування ділянки відбувається за 1 пс. Нагрів поверхні знижує коерцитивність матеріалу, що дозволяє значно зменшити розміри магнітної області, яка потрібна для зберігання одного біта інформації та збільшити стабільність зберігання даних. Однак зауважимо, що при цьому дія температури може викликати структурні зміни у матеріалі.

Як було показано вище плівкові системи на основі Co і Gd характеризуються високим коефіцієнтом прямокутності, температурною стабільністю у робочому діапазоні температур, високою чутливістю до магнітного поля. Таким чином плівкові системи $[\text{Co}/\text{Gd}]_n$ можна розглядати як нові конструктивні матеріали для зберігання інформації.

Висновки до розділу 5

1. Для тришарових плівок на основі Fe (Co) і Gd та плівкових систем $[\text{Co}(x)/\text{Gd}(2)]_n$ у свіжосконденсованому стані та після термообробки залежність МО від прикладеного зовнішнього магнітного поля має анізотропний характер. Найбільше значення МО спостерігається у перпендикулярній геометрії вимірювання та становить 0,1 % для плівок Fe / ка-Gd / Fe / П і 0,5 % для плівок Co / ка-Gd / Co / П. При переході від перпендикулярної до поперечної орієнтації зразка, величина магнітоопору зменшується на інтервалі від 0° до $50^\circ - 70^\circ$ (у залежності від типу системи та ефективних товщин шарів), а потім зростає.

2. Термообробка плівкових зразків у діапазоні $T_g = 700 - 1000$ К не впливає на характер залежності $\text{MO}(B)$, а тільки призводить до зміни величини їх магнітоопору.

3. При зміні ефективної товщини прошарку з квазіаморфного-Gd та верхнього шару Т металу залежності величин магнітоопору та коерцитивної сили мають осцилюючий характер в усіх геометріях вимірювання, який зникає при переході Gd до кристалічного стану.

4. На основі обробки експериментальних розмірних залежностей ТКО для плівок Fe та плівок Fe з покриттям Gd з використанням лінеаризованої моделі і моделі ізотропного розсіювання ТТП встановлено, що наявність покриття на поверхні призводить до збільшення її розсіювальної здатності, а за рахунок дифузії атомів покриття у базисну плівку межі зерен стають менш прозорими для електронів провідності.

5. Тришарові плівки та мультишари на основі Co і Gd характеризуються високими стабільними значеннями коефіцієнтів прямокутності та чутливості до магнітного поля, що дозволяє розглядати їх як перспективний матеріал при виготовленні конструктивних елементів для сучасного приладобудування, зокрема АМР-датчиків і засобів зберігання інформації. У той час як, тришарові плівки на основі Fe і Gd можуть бути використані як закріплюючі шари спінвентельних структур.

ВИСНОВКИ

1. На основі досліджень структурно-фазового стану встановлено:

- плівки Fe після термообробки до граничної температури T_o , значення якої є розмірно-залежною величиною і змінюється від 550 до 720 К в інтервалі товщин 15 – 150 нм, мають ОЦК-решітку з параметром, що співпадає з даними для масивних зразків; збільшення температури відпалювання викликає зародження у плівках Fe оксидної фази Fe_3O_4 ;
- одношарові плівки Co після термообробки при температурах 800 і 1000 К мають фазовий склад ГЦП-Co + ГЦК-Co;
- при ефективних товщинах одношарових плівок Gd менше 10 нм у них електроннографічно фіксується квазіаморфна фаза; при більших товщинах ($d_{Gd} \approx 10 - 40$ нм) у невідпаленому стані плівки Gd мають фазовий склад ГЦП-Gd + ГЦК-GdH₂ зі слідами ОЦК-Gd₂O₃; термообробка до $T_g = 800$ і 1000 К істотно не впливає на фазовий склад, хоча спостерігається збільшення вмісту оксидної фази;
- фазовий склад тришарових плівкових систем на основі Fe (Co) та Gd до і після термообробки визначається фазовим складом окремих компонентів системи, хоча у прошарку із кристалічного Gd ($d_{Gd} > 15$ нм) оксидної фази не фіксується;
- мультишари на основі Co і Gd у свіжосконденсованому стані мають фазовий склад ГЦП-Co + ГЦК-Co (ДП) + аморфний Gd; після термообробки структурно-фазовий стан не зазнає значних змін, хоча на інтерфейсі починається зародження фази аморфного твердого розчину (Co, Gd).

2. Магнітні властивості одношарових плівок Co та Fe і тришарових систем на основі Fe (Co) та Gd корелюють зі структурно-фазовим складом, зокрема:

- в одношарових плівках Co і Fe, у невідпаленому стані й після термообробки не спостерігається явно вираженої розмірної залежності величини коерцитивної сили;

- під час використання прошарків із кристалічного Gd ($d_{\text{Gd}} > 10$ нм) відбувається пошарове перемагнічування шарів;
- для систем із квазіаморфним прошарком Gd ($d_{\text{Gd}} < 10$ нм) коерцитивна сила має менше значення, ніж із кристалічним;
- термовідпалювання у діапазоні температур 700 – 1000 К у більшості випадків призводить до зростання величини коерцитивної сили в одношарових та тришарових плівках;
- для тришарових плівок після відпалювання на залежностях намагніченості від прикладеного зовнішнього магнітного поля проявляються характерні ділянки, що можна пов'язати з розмиттям інтерфейсів за рахунок протікання дифузійних процесів;
- вивчення магнітних властивостей мультишарів на основі Co і Gd у діапазоні температур від 10 до 300 К підтвердив факт утворення аморфного ферімагнітного твердого розчину (Co, Gd) після відпалювання до $T_g = 700$ К.

3. Для тришарових плівок на основі Fe (Co) і Gd та мультишарів $[\text{Co}(x)/\text{Gd}(2)]_n$ у свіжосконденсованому стані та після термообробки залежність МО від прикладеного зовнішнього магнітного поля має анізотропний характер. Найбільше значення МО спостерігається у перпендикулярній геометрії вимірювання та становить 0,1 % для плівок Fe/ка-Gd/Fe/П і 0,5 % для плівок Co/ка-Gd/Co/П.

4. При зміні ефективної товщини прошарку з квазіаморфного-Gd у межах 1 – 10 нм та верхнього шару Fe (Co) у межах 1 – 5 нм величини магнітоопору та коерцитивної сили мають осцилюючий характер в усіх геометріях вимірювання, що зникає при переході Gd до кристалічного стану при $d_{\text{Gd}} > 10$ нм.

5. Дослідження магнітних і магніторезистивних властивостей плівкових систем на основі Fe (Co) і Gd дозволили встановити області їх можливого практичного застосування, а саме:

- тришарові плівки на основі Co і Gd мають стабільні магнітні характеристики

при зміні товщини окремих шарів і термообробки та є перспективними матеріалами з точки зору виготовлення чутливих елементів датчиків положення і переміщення;

– мультишари на основі Co та Gd мають велику швидкість перемагнічування й у поєднанні її з високою термічною стабільністю у широкому діапазоні температур можуть бути використані як матеріал для виготовлення носіїв запису і зберігання інформації;

– тришарові плівки і мультишари на основі Co і Gd характеризуються високими показниками коефіцієнтів прямокутності петлі гістерезису і чутливості до магнітного поля, на які фактично не впливає термообробка до $T_g = 700$ К, що дозволяє розглядати їх як перспективний матеріал під час виготовлення функціональних елементів АМР-датчиків;

– тришарові плівки Fe/Gd/Fe мають відносно високі значення коерцитивної сили та можуть бути використані як функціональні елементи спін-вентильних структур.

ПРИМІТКИ

Основні результати дисертаційної роботи опубліковані у співавторстві з Черноусом А.М., Однодворець Л.В., Пазухою І.М., Чешко І.В., Шпетним І.О., Шутилєвою О.В.

Черноус А.М. – запропонував тематику дисертаційної роботи та вніс визначальний внесок у постановку всіх задач. Проценко І.Ю. – брав активну участь у обговоренні результатів досліджень. Вивчення магнітних властивостей та обговорення результатів здійснювалось за участі д.-ф. Т. Хауета і проф. М. Хена (Університет Лотарингії, м. Нансі, Франція).

Вважаю приємним своїм обов'язком висловити щирю подяку своєму науковому керівнику д.ф.-м.н., професору Черноусу А.М. за вибір теми, постійну увагу, зацікавленість до результатів роботи та повсякденну допомогу і підтримку. Особливу подяку хочу висловити завідувачу кафедри прикладної фізики д.ф.-м.н., професору Проценку І.Ю. та завідувачу кафедри наноелектроніки д.ф.-м.н., професору Погребняку О.Д. за участь в обговоренні отриманих результатів та всебічну підтримку. Хочу подякувати за допомогу у проведенні досліджень магнітних властивостей та обговоренні їх результатів д.-ф. Т. Хауету і проф. М. Хену (Університет Лотарингії, м. Нансі, Франція). Також хочу щиро подякувати к.ф.-м.н. Чешко І.В. та к.ф.-м.н. Пазусі І.М. за участь в обговоренні отриманих результатів, а к.ф.-м.н., доц. Шпетному І.О. за допомогу у отриманні плівкових зразків, обговоренні результатів досліджень та консультуванні під час підготовки дисертації. Я також виражаю щирю подяку всьому колективу кафедри прикладної фізики за моральну підтримку та активне обговорення результатів дисертаційної роботи на наукових семінарах.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Фізичні основи спінтроніки: [навчальний посібник] / О.І. Товстолиткін, М.О.Боровий, В.В. Курилюк, Ю.А.Куницький. – Вінниця: Нілан-ЛТД, 2014. – 500 с.
2. Wang Y. Magnetoelectrics for magnetic sensor applications: status, challenges and perspectives / Y. Wang, J. Li, D. Viehland // Mater. Today. –2014. – V. 17, № 6. – P. 269 – 275.
3. Transformation of magnetic structure in amorphous microwires induced by temperature and high frequency magnetic field / A. Chizhik, A. Stupakiewicz, V. Zablotskii [et al.] // J. Alloy. Compd. – 2015. V. 632. – P. 520 – 527
4. Kirilyuk A. Laser-induced magnetization dynamics and reversal in ferrimagnetic alloys / A. Kirilyuk, A. V. Kimel, T.Rasing // Rep. Prog. Phys. – 2013. – V. 76. – P. 026501-1 – 026501-35.
5. Femtosecond laser excitation of spin resonances in amorphous ferrimagnetic $Gd_{1-x}Co_x$ alloys / A. Mekonnen, M. Cormier, A. V. Kimel [et al.] // Phys. Rev. Lett. – 2011. – V. 107, № 11. – P. 117202-1 – 117202-4.
6. Андреевко А. С. Магнитные свойства аморфных сплавов редкоземельных металлов с переходными 3d-металлами / А. С. Андреевко, С. А. Никитин // УФН. – 1997. – Т. 167, № 6. – С. 605–622.
7. Васьковский В. О. Магнетизм наносистем на основе редкоземельных и 3d-переходных металлов: [хрестоматия] / В. О. Васьковского. – Екатеринбург: ИОНЦ, 2007. – 265 с.
8. Проценко И.Е. Тонкие пленки в оптике и электронике / Проценко И.Е., Черноус А.Н., Хворост В.А. – Харьков: ННЦ ХФТИ, 2002. – С. 6 – 22.
9. Tunable magnetic thermal hysteresis in transition metal (Fe, Co, CoNi) / rare earth (Gd) multilayers / S. Demirtas, M. R. Hossu, R. E. Camley [et al.] // Phys. Rev. B. – 2005. – V. 72, № 18. – P. 184433-1 – 184433-7.
10. Magnetic behavior sputtered Gd /Co multilayers / J. P. Andres, L. Chico, J. Colino, [et al.] // Phys. Rev. B. – 2002. – V. 66, № 9. – P. 094424-1 – 094424-6.
11. Amorphization in Gd-Co alloys and multilayers // J.A. Alonso, R. Hojvat de Tandler,

- D.A. Barbiric [et al.] // *J. Phys.: Condens. Matter.* –2002. – V. 14. – P. 8913 – 8924.
12. Interdiffusion and magnetic properties of $Gd_{1-x}Co_x$ / Co multilayers / J.A. Gonzalez, J. P. Andres, M. A. Arranz [et al.] // *J. Phys.: Condens. Matter.* 2002. – V. 14. – P. 5061 – 5066.
13. Structural transition and magnetic properties of evaporated Fe / Gd multilayers / Y. Peiyong, S. Cheng, Z. Fei [et al.] // *Rare Metals.* –2008. – V. 27, № 5, – P. 484 – 489.
14. Structure and magnetic properties of Gd / Fe layers grown / H. Miyagawa, H. Shiraoka [et. al.] // *J. Cryst. Growth.* – 2009. – V. 311, – P. 2143–2146.
15. Scattering from spin waves in Co / Gd multilayer films / G.S. Bains, A. Yoshihara, K. Takanashi [et al.] // *J. Magn. Magn. Mater.* – 1993. – V. 126, № 1 – 3. – P. 329 – 332.
16. Структурные и магнитные фазовые превращения в многослойных пленках гадолиния / В.О. Васьковский, А.В. Свалов, А.В.Горбунов [и др.]. // *ФТТ.* – 2001. – Т. 43, Вып. 4. – С. 672 – 677.
17. Проценко І.Ю. Структурно-фазовий стан нанокристалічних плівкових структур Gd / Fe / І.Ю. Проценко, І.В Чешко // *Вісник СумДУ. Серія: Фізика, математика, механіка.* – 2005. – № 24. – С. 137 – 142.
18. Тищенко К. В. Особливості тензоефекту в плівках на основі ОЦК-Fe і a-Gd / К. В. Тищенко, Л. В. Однодворець, І. Ю. Проценко // *Металлофіз. новейшие технол.* – 2011. – Т. 33, № 10, – С. 1351 – 1359.
19. Гольдшмидт Х. Дж. Сплавы внедрения / Х. Дж Гольдшмидт. – М.: Мир, 1971. – Т. 2. – 464 с.
20. Nowicka E. Surface and bulk phenomena in the process of GdH_x ($0.01 < x < 3$) formation in thin Gd films: Transition from metal to transparent semiconductor / E. Nowicka, R. Nowakowski, R. Dus // *Appl. Surf. Sci.* – 2008. – V. 254. – P. 4346 – 4351.
21. Zinkevich M. Thermodynamics of rare earth sesquioxides / M. Zinkevich // *Prog. Mater. Sci.* – 2007. – V. 52. – P. 597–647.
22. Stress induced phase transition in Gd_2O_3 films by ion beam assisted reactive electron beam-physical vapor deposition (EB-PVD) / D. A. Grave, M.P. Schmitt, J. A. Robinson [et al.] // *Surf. Coat. Tech.* – 2014. – V. 242. – P. 68 – 73.
23. Effect of the oxygen concentration on the properties of Gd_2O_3 thin films / Y. Li, N. Chen, J. Zhou [et al.] // *J. Cryst. Growth.* – 2004. – V. 265. – P. 548 – 552.

24. Microstructure and optical properties of Gd_2O_3 thin films prepared by pulsed laser deposition / M. Mishra, P. Kuppasami, S. Ramya [et al.] // *Surf. Coat. Tech.* – 2015. – V. 262. – P. 56 – 63.
25. Zeng H. In-situ reaction synthesis of pure bulk gadolinium dihydride materials / H. Zeng, J. Zhang, C. Kuang // *Intermetallics.* – 2010. – V. 18, № 1–3. – P. 369 – 373.
26. The Curie temperature dependence on preparation conditions for Gd thin films / Y. Yamada, M. Okada, P. Jin [et al.] // *Thin Solid Films.* – 2004. – V. 459. – P. 191 – 194.
27. Microstructure, phase transition, and interfacial chemistry of Gd_2O_3 / Si (111) grown by electron-beam physical vapor deposition / X. Weng, D. A. Grave, Z. R. Hughes [et al.] // *J. Vac. Sci. Technol.* – 2012. – V. A 30. – P. 041512-1 – 041512-10.
28. Gadolinium oxide thin films by atomic layer deposition / J. Niinisto, N. Petrova, M. Putkonen [et al.] // *J. Cryst. Growth.* – 2005. – V. 285. – P. 191 – 200.
29. Process–structure–property relations of micron thick Gd_2O_3 films deposited by reactive electron-beam physical vapor deposition (EB-PVD) / D. A. Grave, Z. R. Hughes, J. A. Robinson [et al.] // *Surf. Coat. Tech.* – 2012. – V. 206. – P. 3094 – 3103.
30. Межслойная связь и особенности магнитной компенсации в многослойных пленках типа Gd / Co / В.О. Васьковский, Д. Гарсиа, А.В. Свалов [и др.] // *ФММ* – 1998. – Т. 86, № 2. – С. 48 – 53.
31. Habu K. Amorphous rare-earth–transition-metal thin films with an artificially layered structure / N. Sato, K. Habu // *J. Appl. Phys.* – 1987. – V. 61, № 8. – P. 4287 – 4289.
32. Influence of the interface local chemistry on the magnetic anisotropy of (Fe / Dy) multilayers / A. Tamion, E. Cadel, C. Bordel [et al.] // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2005. – V. 290 – 291. – P. 238 – 241.
33. Artificial ferrimagnetic structure and thermal hysteresis in $Gd_{0,47}Co_{0,53}$ / Co multilayers // J. P. Andres, J. A. Gonzalez, T. P. A. Hase [et al.] // *Phys. Rev. B.* – 2008. – V. 77. – P. 144407-1 – 144407-7.
34. Structural study of Co / Gd multilayers by X-ray diffraction and GIXR / J.B. Pelka, W. Paszkowicz, A. Wawro [et al.] // *J. Alloys Compd.* – 2001. – V. 328, № 1-2. – P. 253 – 258.
35. Transition of ferromagnetism to superparamagnetism in Fe / Tb multilayers / F. Yang,

- T. He, J.B. Chen [et al.] // *J. Appl. Phys.* – 2002. – V. 91, № 5. – P. 3114 – 3119.
36. Choe G. Effect of ion beam mixing on microstructure and magnetic properties of Gd-Co multilayer films / G. Choe, R.M. Walser // *J. Appl. Phys.* – 1996. – V. 79, № 8. – P. 6306 – 6308.
37. Michels D. Grain-size-dependent Curie transition in nanocrystalline Gd: the influence of interface stress / D. Michels, C.E. Krill III, R. Birringer // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2002. – V. 250. – P. 203 – 211.
38. Finite-size effects in thin gadolinium films / W. Cai, M. Zhangs, S. Arajcs [et al.] // *J. Phys. Chem. Solids.* – 1996. – V. 57, № 2. – P. 175 – 178.
39. Magnetic behavior of melt-spun gadolinium / P. M. Shand, J. G. Bohnet, J. Goertzen [et al.] // *Phys. Rev. B.* – 2008. – V. 77, № 18. – P. 184415-1 – 184415-11.
40. Fabrication of Gd films by vacuum evaporation and its magnetocaloric properties / K. P. Shinde, B. B. Sinha, S. S. Oh [et al.] // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2015. – V. 374. – P. 144 – 147.
41. Chakravorty M. Magnetoresistance of polycrystalline gadolinium with varying grain size / M. Chakravorty, A. K. Raychaudhuri // *J. Appl. Phys.* – 2015. – V. 117, № 3. – P. 034301-1 – 034301-7.
42. Rosales-Rivera A. Determination of critical exponents of inhomogeneous Gd films / A. Rosales-Rivera, N. A. Salazar, O. Hovorka [et al.] // *Physica B.* – 2012. – V. 407, № 16. – P. 3141 – 3143.
43. Neutron scattering study of the magnetic microstructure of nanocrystalline gadolinium / F. Dobrich, J. Kohlbrecher, M. Sharp [et al.] // *Phys. Rev. B.* – 2012. – V. 85. – P. 094411-1 – 184415-17.
44. Gangulee A. Magnetic properties of amorphous Co-Gd-Mo-Ar thin films / A. Gangulee, R.J. Kobliska // *J. Appl. Phys.* – 1978. – V. 49, № 7. – P. 4169 – 4173.
45. Morishita T. Magnetism and structure of compositionally modulated Fe-Gd thin films / Morishita T., Togami Y., Tsushima K. // *J. Phys. Soc. Jpn.* – 1985. – V. 54, №. 1. – P. 37–40.
46. Demirtas S. Effect of parallel and antiparallel configuration on magnetic damping in Co / Ag / Co / Gd / S / Demirtas, M. B. Salamon, A. R. Koymen // *J. Appl. Phys.* – 2011. – V. 109. – P. 113919-1 – 113919-4.

47. Peculiarities of ferrimagnetism of Gd/Co multilayers / A.V. Svalov, V.O. Vas'kovskiy, J.M. Barandiaran [et al.] // *J. Alloys Compd.* – 2001. – V. 327, № 1 – 2. – P. 5 – 10.
48. Ding M. Tunable perpendicular magnetic anisotropy in GdFeCo amorphous films / M. Ding, S. J. Poon // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2013. – V. 339. – P. 51 – 55.
49. Microstructure and magnetic properties of electrodeposited Gd-Co alloy films / L. Heng, L. Jiabin, Z. Weichao [et al.] // *Rare Metals.* – 2008. – V. 27, № 6. – P. 586 – 590.
50. Magnetic moment and Curie temperature for amorphous $\text{Fe}_{100-x}\text{Gd}_x$ alloys ($18 \leq x \leq 60$) / K. Yano, Y. Akiyama, K. Tokumitsu [et al.] // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2000. – V. 214, № 3. – P. 217 – 224.
51. Twisted magnetization states near the compensation temperature of Fe/Gd multilayers: Anisotropy and surface-termination effects / Y. Choi, D. Haskel, A. Cady [et al.] // *Phys. Rev. B.* – 2006. – V. 73, № 17. – P. 174401-1 – 174401-10.
52. Ferromagnetic resonance studies of Fe thin films with dilute heavy rare-earth impurities / L. Sun, Y. Wang, M. Yang [et al.] // *J. Appl. Phys.* – 2012. – V. 111. – P. 07A328-1 – 07A328-3.
53. Magnetic properties of $(\text{Ni}_{83}\text{Fe}_{17})_{1-x}\text{Gd}_x$ thin films with diluted Gd doping / Y. Fu, L. Sun, J. S. Wang [et al.] // *IEEE T. Magn.* – 2009. – V. 45, № 10. – P. 4004 – 4007.
54. Magnetoresistive effects in perpendicularly magnetized Tb-Co alloy based thin films and spin valves / M. Gottwald, M. Hehn, F. Montaigne [et al.] // *J. Appl. Phys.* – 2012. – V. 111. – P. 083904-1 – 083904-4.
55. Ferromagnetic resonance study on single and multiple layers of rare-earth, transition-metal alloys / Y. Wang, Y. Zhao, S. Wang [et al.] // *J. Appl. Phys.* – 2003. – V. 93, № 10. – P. 7789 – 7791.
56. Soft magnetic property and magnetization reversal mechanism of Sm doped FeCo thin film for high-frequency application / L. Xi, J.H. Du, J.J. Zhou [et al.] // *Thin Solid Films.* – 2012. – V. 520, № 16. – P. 5421 – 5425.
57. Magnetic anisotropy peculiarities of Gd/Co films near the magnetic compensation state / V.O. Vas'kovskiy, A.V. Svalov, M. Vazquez [et al.] // *J. Magn. Magn. Mater.* – 1999. – V. 203, № 1 – 3. – P. 295 – 297.
58. Magnetic properties and anisotropy of GdFe amorphous thin films / M. A. Cerdeira,

- A. V. Svalov, A. Fernandez [et al.] // *J. Optoelectron. Adv. M.* – 2004. – V. 6, № 2. – P. 599 – 602.
59. Однонаправленная анизотропия в пленочных системах (RE-TM) / NiFe / В.А. Середкин, Р.С. Исхаков, В.Ю. Яковчук [и др.] // *ФТТ.* – 2003. – Т. 45, Вып. 5. – С.882 – 886.
60. Spin scattering in ferromagnetic thin films / M. Viret, D. Vignoles, D. Cole [et al.] // *Phys. Rev. B.* – 1996. – V. 53, № 13. – P. 8464 – 8467.
61. Синашенко О.В. Магніторезистивні властивості плівок Fe і мультишарів на їх основі / О.В. Синашенко, Д.М. Кондрахова, И.Ю. Проценко // *Ж. нано- і електрон.фіз.* – 2010. – Т. 2, № 4. – С.96 – 114.
62. Chakravortya M. Low field magnetoresistance of gadolinium nanowire / M. Chakravortya, A. K. Raychaudhuri // *J. Appl. Phys.* – 2014. – V. 115. – P. 054308-1 – 054308-5.
63. Current-perpendicular-to-plane magnetoresistance in Co / Gd multilayers with twisted spin structure / H. Nagura, K. Takanashi, S. Mitani [et al.] // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2002. – V. 240, № 1 – 3. – P. 183 – 185.
64. Stobiecki T. Interface structure, magnetic and electrical of Fe / Gd multilayer / T. Stobiecki, M. Czapkiewicz, R.I. Kopyewicz // *J. Magn. Magn. Mater.* – 1995. – V. 140 – 144. – P. 535 – 536
65. Geng K. W. Henkel analysis of Fe / Er multilayers prepared by electron-beam evaporation / K. W. Geng, F. Pan, R. H. Yao // *J. Appl. Phys.* – 2008. – V. 104. – P. 073902-1 – 073902-6.
66. Vaezzadeh M. Surface-induced transitions in Fe / Gd multilayers studied by magnetoresistance measurements / M. Vaezzadeh, B. George, and G. Marchal // *Phys. Rev. B.* – 1994. – V. 50, № 9. – P. 6113 – 6118.
67. Magnetoresistance in an amorphous exchange-coupled bilayer / T. Hauet, F. Montaigne, M. Hehn [et al.] // *Phys. Rev. B.* – 2009. – V. 79, № 22. – P. 224435-1 – 224435-7.
68. Спин-вентильные магниторезистивные структуры на основе многослойных пленок Co / Tb / А.В. Свалов, П.А. Савин, Г.В. Курляндская, [и др.] // *ЖТФ.* – 2002. – Т. 72, Вып. 8. – С. 54 – 57.

69. Giant magnetoresistance and tunnel magnetoresistance effects in FeCoGd-based spin valves and magnetic tunnel junctions / X. J. Bai, J. Du, J. Zhang [et al.] // *J. Appl. Phys.* – 2008. – V. 103. – P. 07F305-1 – 07F305-3.
70. Inverse giant magnetoresistance in CoFe / Tb multilayer with perpendicular magnetic anisotropy / Y. Son, S. Lee, K. Lee [et al.] // *J. Appl. Phys.* – 2011. – V. 109. – P. 07C119-1 – 07C119-3.
71. Magnetoresistance effect in Gd-doped Cu-Co alloys / J. Jaworski, A. Strzala, O.-J. Kwon [et al.] // *J. Alloys Compd.* – 2010. – V. 492, № 1 – 2. – P. 56 – 60.
72. Enhanced difference in switching fields for perpendicular magnetic spin-valves with a composite [Co / Ni]_n / TbCo reference layer / J. Liao, H. He, Z. Zhang [et al.] // *J. Appl. Phys.* – 2011. – V. 109. – P. 023907-1 – 023907-4.
73. Influence on the magnetoresistance of a spin valve due to the insertion of an ultra thin Gd layer in the free layer / M. Romera, M. Munoz, P. Sanchez [et al.] // *J. Appl. Phys.* – 2009. – V. 106. – P. 023922-1 – 023922-4.
74. Magnetic behavior and resistivity of the domain-wall junction GdFe(1000Å) / TbFe / GdFe(500 Å) / S. Mangin, G. Marchal, C. Bellouard [et al.] // *Phys. Rev. B.* – 1998. – V. 58, № 5. – P. 2748 – 2757.
75. Diaz-Michelena M. Lock-in amplifiers for AMR sensors / M. Diaz-Michelena, P. Cobos, C. Aroca // *Sens. Actuators, A.* – 2015. – V. 222. – P. 149 – 159.
76. Dimitrova P. Thin film integrated AMR sensor for linear position measurements / P. Dimitrova, S. Andreev, L. Popova // *Sens. Actuators, A.* – 2008. – V. 147. – P. 387 – 390.
77. Volmer M. Magnetic field sensors based on permalloy multilayers and nanogranular films / M. Volmer, J. Neamtu // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2007. – V. 316, № 2. – P. e265 – e268.
78. Anisotropic magnetoresistance in an antiferromagnetic semiconductor / I. Fina, X. Marti, D. Yi [et al.] // *Nat. Commun.* – 2014. – V. 5. – P. 1 – 7.
79. A device model framework for magnetoresistive sensors based on the Stoner–Wohlfarth model / F. Bruckner, B. Bergmair, H. Brueckl [et al.] // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2015. – V. 381. – P. 344 – 349.
80. Cimpoesu D. Generalized Stoner-Wohlfarth model accurately describing the

- switching processes in pseudo-single ferromagnetic particles / D. Cimpoesu, L. Stoleriu A. Stancu // *J. Appl. Phys.* – 2013. – V. 114. – P. 223901-1 – 223901-6.
81. Barman A. Chapter one – Time-domain study of magnetization dynamics in magnetic thin films and micro- and nanostructures / A. Barman, A. Haldar // *Solid State Phys.* – 2014. – V. 65. P. 1 – 108.
82. Ultrafast demagnetization of ferromagnetic transition metals: the role of the coulomb interaction / M. Kraub, T. Roth, S. Alebrand [et al.] // *Phys. Rev. B.* – 2009. – V. 80, № 18. – P. 180407-1 – 180407-4.
83. Battiato M. Superdiffusive spin transport as a mechanism of ultrafast demagnetization / M. Battiato, K. Carva, P.M. Oppeneer // *Phys. Rev. Lett.* – 2010. – V. 105, № 2. – P. 027203-1 – 027203-4.
84. Ultrafast spin transport as key to femtosecond demagnetization / A. Eschenlohr, M. Battiato, P. Maldonado [et al.] // *Nat. Mater.* – 2013. – V. 12. P. 332 – 336.
85. Explaining the paradoxical diversity of ultrafast laser-induced demagnetization B. Koopmans, G. Malinowski, F. Dalla Longa [et al.] // *Nat. Mater.* – 2010. – V. 9. – P. 259 – 265.
86. Ultrafast spin dynamics in ferromagnetic nickel / E. Beaurepaire, J.C. Merle, A. Daunois [et al.] // *Phys. Rev. Lett.* – 1996. – V. 76, № 22. – P. 4250 – 4253.
87. B. Koopmans, *Handbook of Magnetism and Advanced Magnetic Materials*, Wiley, Chichester, 2007.
88. Ultrafast spin-transfer switching in spin valve nanopillars with perpendicular anisotropy / D. Bedau, H. Liu, J.-J. Bouzaglou [et al.] // *Appl. Phys. Lett.* – 2010. – V. 96, № 2. – P. 022514-1 – 022514-3.
89. Ultrafast demagnetization of $\text{Co}_{25}\text{Ni}_{75}$ / Pt multilayers with perpendicular anisotropy at elevated temperatures / R. Wilks, R. Hicken, M. Ali [et al.] // *J. Appl. Phys.* – 2005. – V. 97, № 10. – P. 10A705-1 – 10A705-3.
90. The ultimate speed of magnetic switching in granular recording media / I. Tudosa, C. Stamm, A. B. Kashuba [et al.] // *Nature.* – 2004. – V. 428, № 6985. – P. 831 – 833.
91. Thickness dependent magnetization dynamics of perpendicular anisotropy Co / Pd multilayer films / Z. Liu, R. Brandt, O. Hellwig [et al.] // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2011. – V. 323, № 12. – P. 1623 – 1626.

92. Ultrafast path for optical magnetization reversal via a strongly nonequilibrium state / K. Vahaplar, A. M. Kalashnikova, A. V. Kimel [et al.] // *Phys. Rev. Lett.* – 2009. – V. 103, № 11. – P. 117201-1 – 117201-4.
93. Engineered materials for all-optical helicity-dependent magnetic switching / S. Mangin, M. Gottwald, C.-H. Lambert [et al.] // *Nat. Mater.* – 2014. – V. 13. – P. 286 – 292.
94. Perpendicular exchange bias in ferrimagnetic spin valves / F. Radu, R. Abrudan, I. Radu [et al.] // *Nat. Commun.* – 2012. – V. 3. – P. 1 – 7.
95. Техническое описание и инструкция по эксплуатации. 2.950.161 ТО. Вакуумный универсальный пост ВУП – 5М.
96. Соломахо В.Л., Томилин Р.И., Цитович Б.В., Юдовин Л.Г. Справочник конструктора-приборостроителя. Проектирование. Основные нормы. Минск: Высшая школа, 1988. 272 с.
97. Alliance-concept – <http://www.alliance-concept.com/DP850-from-research-to-industry>
98. Onsgard I. On the use of the quartz crystal microbalance for surface and lysis in combination with surface sensitive spectroscopies / Onsgard I., Huang W. // *Surface and interface analysis.* – 1986.- V.9. – P.119-123.
99. Зленко В. Автоматизований комплекс досліджень терморезистивних властивостей наноструктурованих плівкових систем / В. Зленко, С.І. Проценко, Р. Сафаріч // *Ж. нано- та електрон. фіз.* – 2009.– Т. 1, № 2. – С. 29 – 35.
100. Автоматизовані системи для дослідження електрофізичних властивостей плівкових матеріалів. Міжнародна конференція молодих вчених і аспірантів (Ужгород 24-27 травня, 2011). – ІЕФ, 2011. – С. 153
101. Программное обеспечение для распознавания и анализа дифракционных картин полученных методом просвечивающей электронной микроскопии/ С.И. Проценко, Д.Н. Костюк // *Сборник трудов конференции «Образовательные, научные и инженерные приложения в среде LabVIEW и технологии NationalInstruments».* – М.: РУДН, 2010. – С.88 – 90.
102. Проценко І.Ю., Черноус А.М., Проценко С.І. Прилади і методи дослідження плівкових матеріалів [навч. посібник]. – Суми: Вид-во СумДУ, 2007. – 264 с.
103. Горелик С.С. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. Приложение / С.С. Горелик, Л.И. Расторгуев, Ю.А. Скаков. – М.: Металлургия,

1970. – 107 с.

104. PANalytical – <http://www.panalytical.com/Xray-diffractometers.htm>
105. Зондовый микроскоп моделі Solver MFM – http://quasis.com.sg/applications.php?appID=2&sub_appID=18&prodID=154
106. Webster J.G. Measurement, Instrumentation, and Sensors Handbook Second Edition: Electromagnetic, Optical, Radiation, Chemical, and Biomedical Measurement. – CRC Press, Taylor & Francis Group, 2014. – 1921 p.
107. Quantum Design (Automated temperature and magnetic field testing platforms for materials characterization)– <https://www.qdusa.com/products/mpms3.html>
108. Програмно-апаратний комплекс для дослідження магніторезистивних властивостей в сменній геометрії поля / Костюк Д.Н., Демиденко М.Г., Проценко С.І. // Сборник трудов «Десятой международной научно-практической конференции «Образовательные, научные и инженерные приложения в среде LabVIEW и технологии National Instruments 2011».– М: Российский университет дружбы народов, 2011.– С. 498 – 500.
109. Магніторезистивні властивості спін-вентильних структур на основі Co та Cu або Au / М.Г. Демиденко, С.І. Проценко, Д.М. Костюк [та ін.] // Ж. нано- та електрон. фіз.–2011.– Т.3, № 4. – С. 106 – 113.
110. Фазовий склад та електрофізичні властивості плівок заліза / С. І. Воробйов, Л. В. Однорець, О. В. Пилипенко [та ін.] // Наносистеми, наноматеріали, нанотехнології. – 2012. – Т. 10, № 4. – Р. 829 – 840.
111. Фазовий склад та магнітні властивості плівкових систем на основі Fe (Co) та Gd (Dy) / С.І. Воробйов, І.В. Чешко, А.М. Черноус [та ін.] // Ж. нано- та електрон. фіз. – 2014. – Т. 6, № 2. – С. 02022-1 – 02022-8.
112. Температурна залежність опору плівкових систем на основі заліза та гадолінію / С.І. Воробйов, О.В. Пилипенко. Науковий семінар «Сучасні проблеми наноелектроніки» – Суми: СумДУ. – С. 32 – 34.
113. Проценко І.Ю. Тонкі металеві плівки (технологія та властивості) [навч. посібник] / І.Ю. Проценко, В.А. Саєнко. – Суми: Вид-во СумДУ, 2002. – 187 с.
114. Исследование размерных и температурных эффектов в тонких пленках переходных металлов / В.Б. Лобода, И.Е. Проценко, М.Д. Смолин [и др.] // УФЖ. – 1985. – Т.30, № 3. – С. 435 – 440.

115. Самсонов В.Г. Физико-химические свойства элементов. Справочник / В.Г. Самсонов. – К.: Наукова думка, 1965
116. Горбачева Т.Б. Рентгенография твердых сплавов / Т.Б. Горбачева. – М.: Металлургия, 1985
117. Фазовая диаграмма ГЦК→ГП-перехода в малых частицах кобальта / А.И. Кузьменко, Т.А. Прокофьева, И.Е. Проценко [и др.] // Изв. АН СССР, сер. физ. – 1986. – Т. 50, № 8. – С. 1590 – 1592.
118. Annealing behaviour of structural and magnetic properties of evaporated Co thin films / M. Jergel, I. Cheshko, Y. Halahovets [et al.] // J. Phys. D: Appl. Phys. – 2009. – V. 42. – P. 135406-1 – 135406-8.
119. Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник в 3х Т. / [Лякишев Н.П., Алисова С.П., Банных О.А. и др.]; под ред. Н.П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1996. – 992 с.
120. Powder Diffraction Data File, The Joint Committee on Powder Diffraction Standards, International Center for Diffraction Data, Card № 7440-54-2 (1937).
121. Powder Diffraction Data File, The Joint Committee on Powder Diffraction Standards, International Center for Diffraction Data, Card № 43-1014 (1991).
122. Powder Diffraction Data File, The Joint Committee on Powder Diffraction Standards, International Center for Diffraction Data, Card № 50-1107, p. 559 (1997).
123. Дослідження структурно-фазового стану пліткових систем на основі Fe та Gd: матеріали науково-технічної конференції викладачів, співробітників, аспірантів та студентів факультету ЕлІТ «ФЕЕ-2011» (Суми, 16-21 квітня, 2011 р.) / Сумський державний університет. – Вид-во СумДУ, 2011. – С. 93.
124. Фазовий склад і кристалічна структура двошарових плівок на основі Fe та Gd // Conference of Electronic Engineering and Technology in the 12th International Youth Forum “Electronics and Youth in the XXI century”. – Харків: ХНУРЕ, 2011. – С. 31–32.
125. Structural and phase composition and magnetic properties of three-layers films systems based on Fe and Gd, Book of abstracts of International Conference of Students and Young Scientists «HEUREKA-2012». – Lviv: LNU. – 2012. – P. 36.
126. Структурно-фазовий склад, магнітні та магніто-резистивні властивості пліткових систем на основі кобальту і гадолінію: матеріали науково-технічної

- конференції викладачів, співробітників, аспірантів та студентів факультету ЕЛІТ «ФЕЕ-2012» (Суми, 16-21 квітня, 2012 р.) / Сумський державний університет. – Вид-во СумДУ, 2012. – С. 93.
127. Вплив температури на фазовий склад, електрофізичні та магніторезистивні властивості плівкових систем на основі Co, Fe та Gd / С.І. Воробйов, І.В. Чешко, А.М. Черноус [та ін.] // *Металлофиз. новейшие технол.* – 2013. – Т. 35, № 12. – С. 1645 – 1658.
128. Чувствительный элемент датчика магнитного поля на основе трехслойной пленочной системы Co / X / Co (X = Dy, Gd) / С.И. Воробьёв, О.В. Шутылева, И.М. Пазуха [и др.] // *ЖТФ.* – 2014. – Т. 84, № 11. – С. 66 – 71.
129. Размерная и температурная зависимости электросопротивления пленок кобальта в области промежуточных температур / И.Е. Проценко, М.Д. Смолин, В.Г. Шамомя [и др.] // *УФЖ.* – 1984. – Т.29, № 6. – С. 920 – 921.
130. Vand V. Theory of the irreversible electrical resistance changes of metallic films evaporated in vacuum // *Pros. Phys. Soc.* – 1943. – № 55. – P. 222 – 246.
131. Фазоутворення та структурні зміни в двошарових плівкових системах Ti / Co і Ni / (Ti, V, Co, Cr) у процесі ізохронного відпалу / І.Ю. Проценко, В.В. Токмань, А.М. Черноус [та ін.] // *Металлофиз. новейшие технол.* – 2003. – Т. 25, № 3. – С.319 – 331.
132. Kockar H. Factors affecting magnetic properties of evaporated iron films / H. Kockar, T. Meydan // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2002. – V. 242 – 245. – P. 183 – 186.
133. Lu H. M. Saturation magnetization of ferromagnetic and ferrimagnetic nanocrystals at room temperature / H. M. Lu, W. T. Zheng, Q. Jiang // *J. Phys. D: Appl. Phys.* – 2007. – V. 40. – P. 320 – 325.
134. Berkowitz A. E. Influence of crystallite size on the magnetic properties of acicular γ -Fe₂O₃ particles / A. E. Berkowitz, W. J. Shuele, P. J. Flanders // *J. Appl. Phys.* – 1968. – V. 39, № 2. – P. 1261 – 1263.
135. Panda R. N. Magnetic properties of interacting single domain Fe₃O₄ particles / R. N. Panda, N. S. Gajbhiye, G. Balaji // *J. Alloy. Compd.* – 2001. – V. 326, № 1–2. – P. 50 – 53.

136. Potanin A. A. Modeling of particles orientation in magnetic field in drying magnetic coatings / A. A. Potanin, G. Reynolds, R. J. Hirko // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2000. – V. 212, № 1 – 2. – P. 277 – 292.
137. Magnetic properties three-layers film systems based on Co and Gd or Dy: International Conference of the Physics and Technology of Thin Films and Nanosystems, International research and practice conference «Nanotechnology and nanomaterials». – Yaremche-Lviv, 2014. – P.271.
138. Магнітні властивості тришарових плівок на основі Co та Gd: матеріали науково-технічної конференції викладачів, співробітників, аспірантів та студентів факультету ЕЛІТ «ФЕЕ-2014» (Суми, 21-26 квітня, 2014 р.) / Сумський державний університет. – Вид-во СумДУ, 2014. – С. 129.
139. Магнітні властивості приладових структур на основі Co та Gd: матеріали науково-технічної конференції викладачів, співробітників, аспірантів та студентів факультету ЕЛІТ «ФЕЕ-2014» (Суми, 21-26 квітня, 2014 р.) / Сумський державний університет. – Вид-во СумДУ, 2014. – С. 131.
140. Дослідження магнітних властивостей плівкових систем на основі Co та Gd: матеріали науково-технічної конференції викладачів, співробітників, аспірантів та студентів факультету ЕЛІТ «ФЕЕ-2013» (Суми, 22-27 квітня, 2013 р.) / Сумський державний університет. – Вид-во СумДУ, 2013. – С. 104.
141. Гистерезисные свойства наноструктурированных пленок тербия / А.В. Свалов, В.О. Васьковский, К.Г. Балымов [и др.] // *ЖТФ.* – 2014. – Т. 84, № 4. – С. 63 – 67.
142. Магнетні властивості приладових структур на основі Co та Gd / С. І. Воробйов, Л. В. Дехтярук, А. М. Черноус [та ін.] // *Наносистеми, наноматеріали, нанотехнології.* – 2014. – Т. 12, № 2. – С. 405 – 414.
143. Magnetic properties of film systems based on Co and Gd: International conference of students and young researchers in theoretical and experimental physics, Neureka, 2014. – Lviv. – 2014. – P.122.
144. Структурно-фазовий стан, стабільність інтерфейсів та електрофізичні властивості двошарових плівкових систем (огляд) / С.І. Проценко, І.В. Чешко, Д.В. Великодний [та ін.] // *Успехи физ. мет.* – 2007. – Т. 8, № 4. – С. 247 – 278.
145. Tang D.D. Magnetic Memory. Fundamentals and Technology / D.D. Tang, Y.J. Lee. Cambridge University Pres, 2010. – 57 p.

146. Enhanced exchange and reduced magnetization of Gd in an Fe / Gd / Fe trilayer / M. Romera, M. Munoz, M. Maicas [et al.] // *Phys. Rev. B.* – 2011. – V. 84, № 9. – P. 094456-1 – 094456-5.
147. Enhanced interfacial magnetic coupling of Gd/Fe multilayers / D. Haskel, G. Srajer, J. C. Lang [et al.] // *Phys. Rev. Lett.* – 2001. – V. 87, № 20. – P. 207201-1 – 207201-4.
148. Training effect in an exchange bias system: the role of interfacial domain walls / T. Hauet, J.A. Borchers, Ph. Mangin [et al.] // *Phys. Rev. Lett.* – 2006. – V. 96, № 6. – P. 067207-1 – 067207-4.
149. Технология тонких пленок (справочник). [под ред. Л. Майссела, Р. Глэнга. Нью-Йорк, 1970. Пер. с англ, под ред. М. И. Елинсона, Г. Г. Смолко, Т. 2]. – М.: «Сов. радио», 1977. – 768 с.
150. Миловзоров В. П. Электромагнитные устройства автоматики: Учебник для вузов. – 4-е изд., перераб. и доп. / В. П. Миловзоров. – М.: Высш. школа, 1983. – 408 с.
151. Орлов И. А. Основы вычислительной техники и организация вычислительных работ. Учеб. пособие для техникумов / И.А. Орлов. – М.: «Энергия», 1971. – 272 с.
152. Geng K. Magnetic properties of Fe / Ho multilayers prepared by electron-beam evaporation / K. Geng, F. Zeng, Y. Gu // *J. Phys. Soc. Jpn.* – 2006. – V. 75, № 8. – P.084701-1 – 084701-6.
153. Svalov A.V. Rotational magnetic anisotropy in amorphous Gd-Co films / A.V. Svalov, O.I. Bepalko // *J. Magn. Magn. Mater.* – 1995. – V. 148, № 1-2. – P. 134 – 135.
154. Stoner E. C. A Mechanism of magnetic hysteresis in heterogeneous alloys / E. C. Stoner, E. P. Wohlfarth // *Phil. Trans. R. Soc. Lond. A.* – 1948. – V. 240, № A826. – P. 599 – 642.
155. Кандаурова Г.С. Природа магнитного гистерезиса / Г.С. Кандаурова // *Соровский образовательный журнал.* – 1997. № 1. – С. 100 – 106.
156. Vorobiov S.I. The dependence of the magnetoresistance on the orientation of three-layer film systems based on Co / n / Co (n = Gd, Dy, Bi) in an external magnetic field / S.I. Vorobiov, O.V. Shutylieva, A.M. Chornous // *Proc. NAP.* – 2013. – V. 2. – P. 01NFPMM08-1 – 01NFPMM08-4.

157. Вплив термообробки на магнітоопір тришарових плівкових систем на основі Co та Gd: матеріали науково-технічної конференції викладачів, співробітників, аспірантів та студентів факультету ЕлІТ «ФЕЕ-2013» (Суми, 22-27 квітня, 2013 р.) / Сумський державний університет. – Вид-во СумДУ, 2013. – С. 96.
158. Investigation of exchange bias effect of fine cobalt particles with oxidized surface / S. A. Nepijko, A. Petrov, D. Kondrakhova [et al.] // *J. Nanopart. Res.* – 2013. – V. 15. – P. 1603.
159. Магніторезистивні властивості плівкових систем на основі Fe і Gd та Co і Gd / С.І. Воробйов, О.В. Шутилева, І.О. Шпетний, [та ін.] // *Ж. нано- та електрон. фіз.* – 2012. – Т. 4, № 4. – С.04026-1–04026-5.
160. Study of magnetoresistive properties of thin film systems based on Co and Gd or Dy: International Conference of the Physics and Technology of Thin Films and Nanosystems // ICPTTFN-XIV. – Ivano-Frankivsk, 2013. – P.424.
161. Influence of the heat treatment on the magnetoresistive properties of film systems based on Co and Cr, Bi or Gd: International conference of students and young researchers in theoretical and experimental physics, Heureka-2013. – Lviv, 2013. – P.A30.
162. Магніторезистивні властивості плівкових систем на основі заліза та гадолінію: науково-методична конференція викладачів, співробітників і студентів (тези доповідей, м. Конотоп) / Суми : Вид-во СумДУ, 2012. – Ч.2. – С. 57–58.
163. Soft magnetic property and magnetization reversal mechanism of Sm doped FeCo thin film for high-frequency application / L. Xi, J.H. Du, J.J. Zhou [et al.] // *Thin Solid Films.* – 2012. – V. 520, № 16. – P. 5421 – 5425.
164. Measurement of the nucleation and domain depinning field in a single Co/Pt multilayer dot by anomalous Hall effect / M. Delalande, J. de Vries, L. Abelman [et al.] // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2012. – V. 324, № 7. – P. 1277 – 1280.
165. Parkin S.S.P. Giant magnetoresistance in magnetic nanostructures / S.S.P. Parkin // *Annu. Rev. Mater. Sci.* – 1995. – V. 25. – P. 357 – 388.
166. Parkin S.S.P. Oscillatory magnetic exchange coupling through thin copper layers / S.S.P. Parkin, R. Bhadra, K. Roche // *Phys. Rev. Lett.* – 1991. – V. 66, № 16. – P. 2152 – 2155.
167. Effects of gas-cluster ion beam processing on physical, magnetic, and giant

- magnetoresistance properties of α - Fe_2O_3 bottom spin-valves / S. Bae, J.H. Judy, D.B. Fenner [et al.] // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2008. – V. 320, № 14. – P. 2001 – 2010.
168. Tunneling magnetoresistance in Fe-oxide film / S.L. Ren, B. You, X.J. Bai [et al.] // *Phys. Lett. A.* – 2008. – V. 372, № 12. – P. 2118 – 2122.
169. Зерномежева дифузія в плівках Cu і Ni з тонким металевим покриттям / Т.П. Говорун, С.І. Проценко, В.О. Пчелінцев [та ін.] // *Ж. нано-електрон. фіз.* – 2009. – Т. 1, № 4. – С. 42 – 53.
170. Novorun T. Thin overlayer influence on electrophysical properties of nickel films / T. Novorun, A. Chornous // *Cryst. Res. Technol.* – 2006. – V. 41, № 5. – P. 458 – 463.
171. Говорун Т.П. Електрофізичні властивості нанокристалічних плівок кобальту із покриттям Ni або SiO_2 / Т.П. Говорун, Л.В. Дехтярук, А.М. Чорноус // *Металлофіз. новейшие технол.* – 2007. – Т. 29, № 11. – С. 1479 – 1493.
172. Tellier C.R. Size effects in thin films / C.R. Tellier, A.J. Tosser. – Amsterdam-Oxford-New York: ESPS, 1982. – 309 p.
173. Розрахунок параметрів електропереносу тонких металевих плівок в умовах зовнішнього та внутрішнього розмірних ефектів / Ю.М. Овчаренко, Н.М. Опанасюк, І.Ю. Проценко [та ін.] // *УФЖ.* – 1997. – Т. 7, № 42. – С. 826 – 830.
174. Проценко С.І. Внесок температурних ефектів у термічний коефіцієнт опору багатошарових плівкових систем / С.І. Проценко, О.В. Синашенко, А.М. Чорноус // *Металлофіз. новейшие технол.* – 2005. – Т. 27, № 12. – С. 1621 – 1633.
175. Панченко О.А. Розмірні явища і поверхневе розсіювання носіїв струму в металах (огляд) / О.А. Панченко, С.В. Сологуб // *ФХТТ.* – 2003. – Т. 4, № 1. – С. 7 – 42.
176. David J.K. Diffuse interface electron scattering in onifax Co / Cu bilayers / J.K. David, K.S. Pur, F. Sharles // *J. Appl. Phys.* – 2002. – V. 91, № 10. – P. 8108 – 8110.
177. Магнитные материалы микро- и нанoeлектроники: [учеб. пособие] / А. Л. Семенов, А. А. Гаврилюк, Н. К. Душутин, Ю. В. Ясюкевич. – Иркутск: Изд-во ИГУ, 2012. – 147 с.
178. Tumanski S. Thin film magnetoresistive sensors – London: Institute of Physics Publishing, 2001. – 441 p.
179. Бараночников М.Л. Микромагнитоелектроника. Т. 1. / М.Л. Бараночников. –

М.: ДМК Пресс, 2001. – 544 с.

180. А. В. Воробьев Математическая модель анизотропного магниторезистивного датчика для инженерных расчетов / Воробьев А. В. / Весник УГАТУ / Электроника, измерительная техника, радиотехника и связь/ Т. 16, № 1 (46). С. 161 – 166.
181. P. Ripka Magnetic sensors and magnetometers, Artech House Publ. 2000; ISBN-1-580533-057-5.
182. Giant magnetoresistance and its application in recording heads / К.-М.Н. Lenssen, Н.В. van Kesteren, Th.G.S.M. Rijks [et al.] // Sens. Actua. A. – 1997. – V. 60. – P. 90-97.
183. Синашенко О.В. Магниторезистивні властивості плівок Fe і мультишарів на їх основі / О.В. Синашенко, Д.М. Кондрахова, И.Ю. Проценко // Ж. нано-електрон. фіз. – 2010. – Т. 2, № 4. – С. 96 – 114.
184. Daughton I.M. GMR applications / I.M. Daughton // J. Magn. Magn. Mater. – 1999. – V. 192. – P. 334–342
185. Peculiarities of ferrimagnetism of Gd / Co multilayers / A.V. Svalov, V.O. Vas'kovskiy, J.M. Barandiaran [et al.] // J. Alloy Compd. – 2001. – V. 327, № 1-2, – P. 5 – 10.
186. Numerical study of thermal-induced lubricant depletion induced on an anisotropic multilayer disk in a heat assisted magnetic recording system / Y. Zeng, X. Huang, W. Zhou [et al.] // Int. J. Heat Mass Tran. – 2013. – V. 60, – P. 322 – 333.
187. Future options for HDD storage / Y. Shiroishi, K. Fukuda, I. Tagawa [et al.] // IEEE Trans. Magn. – 2009. – P. 3816 – 3822.
188. Kaewpukdee A. Transition characteristics of longitudinal heat-assisted magnetic recording systems / A. Kaewpukdee, N. Chirdchoo, P. Kovintavewat // Procedia Engineering. – 2012 – V. 32. – P. 315 – 322.
189. Laser-induced local heating and lubricant depletion in heat assisted magnetic recording systems/ Y.Peng, Z. Weidong, Y. Shengkai [et al.] // J. Heat Mass. Transf. – 2013. – V. 59, – P. 36 – 45.
190. Applications of exchange coupled bi-magnetic hard/soft and soft / hard magnetic core / shell nanoparticles // A. Lopez-Ortega, M. Estrader, G. Salazar-Alvarez [et al.] // Phys. Rep. – 2015. – V. 553. – P. 1 – 32.