

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ  
СУМСЬКИЙ ДЕРЖАВНИЙ УНІВЕРСИТЕТ

На правах рукопису

**Макуха Зінаїда Миколаївна**

УДК538.975; 537.312.9; 537.312.8 (043.5)

**МАГНІТОДЕФОРМАЦІЙНИЙ ЕФЕКТ У ПЛІВКОВИХ МАТЕРІАЛАХ НА  
ОСНОВІ ФЕРОМАГНІТНИХ І НЕМАГНІТНИХ МЕТАЛІВ**

01.04.07 – фізика твердого тіла

**ДИСЕРТАЦІЯ**

на здобуття наукового ступеня

кандидата фізико-математичних наук

Науковий керівник

**Проценко Іван Юхимович**

Заслужений діяч науки і техніки України, доктор  
фізико-математичних наук, професор

**Суми - 2016**

## ЗМІСТ

<b>ПЕРЕЛІК УМОВНИХ СКОРОЧЕНЬ</b> .....	4
<b>ВСТУП</b> .....	5
<b>РОЗДІЛ 1 МАГНІТОДЕФОРМАЦІЙНИЙ ЕФЕКТ В ОПОРІ І МОКЕ У ПЛІВКОВИХ МАТЕРІАЛАХ (літературний огляд)</b> .....	11
1.1. Особливості тензорезистивних властивостей магнітних та немагнітних матеріалів.....	11
1.2. Вплив магнітного поля на коефіцієнт тензочутливості тонких плівок (магнітодеформаційний ефект).....	15
1.3. Вплив деформації плівкових матеріалів на їх електрофізичні та магніторезистивні властивості.....	22
1.4. Особливості магнітооптичних властивостей у магнітних та немагнітних матеріалах.....	26
Висновки до розділу 1.....	29
<b>РОЗДІЛ 2 МЕТОДИКА І ТЕХНІКА ЕКСПЕРИМЕНТУ</b> .....	31
2.1. Отримання плівкових зразків на основі Co і Cu (Ag або Au) та Fe і Pt.....	31
2.2. Методика дослідження впливу магнітного поля на коефіцієнт тензочутливості та електрофізичні властивості плівкових матеріалів.....	34
2.3. Дослідження структурно-фазового стану.....	41
2.4. Методика дослідження МОКЕ.....	43
2.4.1. Обладнання для дослідження МОКЕ.....	45
2.4.2. Особливості дослідження МОКЕ при деформації зразків до 10 %.....	47
Висновки до розділу 2.....	48
<b>РОЗДІЛ 3 МАГНІТОДЕФОРМАЦІЙНИЙ ЕФЕКТ У КОЕФІЦІЄНТІ ТЕНЗОЧУТЛИВОСТІ У ПЛІВКОВИХ МАТЕРІАЛАХ</b> .....	50
3.1. Особливості структурно-фазового стану плівкових систем на Co і Cu	

	3
(Ag або Au) та Fe і Pt.....	51
3.1.1. Структурно-фазовий стан плівкових систем на основі Co і Cu (Ag або Au).....	51
3.1.2. Структурно-фазовий стан плівкових систем на основі Fe і Pt..	61
3.2. Тензорезистивний та магнітодеформаційний ефекти у плівкових матеріалах.....	65
3.2.1. Особливості тензорезистивних властивостей плівкових систем на основі Co та Cu або Ag.....	67
3.2.2. Особливості магнітодеформаційного ефекту у двошарових плівкових системах (феноменологічна модель).....	80
3.2.3. Магнітодеформаційний ефект у одно- та двошарових плівках...	83
3.3 Вплив магнітного поля на електрофізичні властивості плівкових матеріалів.....	95
Висновки до розділу 3.....	103
<b>РОЗДІЛ 4 МАГНІТОДЕФОРМАЦІЙНИЙ ЕФЕКТ В МОКЕ У ПЛІВКОВИХ МАТЕРІАЛАХ</b> .....	<b>104</b>
4.1. Особливості магнітодеформаційного ефекту в МОКЕ.....	105
4.1.1. Особливості МОКЕ плівкових систем на основі Co і Cu, Ag або Au.....	105
4.1.2. МОКЕ у плівкових матеріалах при деформації до 10%.....	110
4.1.2.1 Плівкові системи на основі Co і Cu (Ag або Au).....	113
4.1.2.2 Плівкові системи на основі Fe і Pt .....	117
4.2 Магнітодеформаційний ефект: узагальнення результатів.....	121
4.3. Прикладний аспект: застосування плівкових систем немагнітних матеріалів як тест-об'єкти для емісійного мікроскопу.....	127
Висновки до розділу 4.....	130
<b>ВИСНОВКИ</b> .....	<b>132</b>
<b>ПРИМІТКИ</b> .....	<b>134</b>
<b>СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ</b> .....	<b>135</b>

## ПЕРЕЛІК УМОВНИХ СКОРОЧЕНЬ

КТ – коефіцієнт тензочутливості

МДЕ – магнітодеформаційний ефект

МККТ,  $\beta_{\gamma_B}$  – магнітний коефіцієнт тензочутливості

МО – магнітоопір

ГМО – гігантський магнітоопір

МОКЕ – магнітооптичний ефект Керра

ДККСМ - деформаційний коефіцієнт коерцитивної сили МОКЕ

ГЦП – гексагональна щільно упакована решітка

ОЦК – кубічна об'ємноцентрована решітка

ГЦК – кубічна гранецентрована решітка

т.р. – твердий розчин

$\varepsilon_{\text{пер}}$  – значення деформації ( $\varepsilon_l$ ), при яких відбувається перехід «пружна–пластична деформація»

$\gamma_{l,t}^{\text{МОКЕ}}$  – магнітний коефіцієнт МОКЕ

$\gamma_l$  – середнє (інтегральне) значення коефіцієнта поздовжньої тензочутливості

$\gamma_{lm}$  – диференціальне (миттєве) значення коефіцієнта поздовжньої тензочутливості

$S_p$  - чутливість до деформації

$\rho_0$  - вклад розсіювання на фонах та дефектах в загальне значення опору плівки

$\rho_d$  - вклад розсіювання на зовнішніх поверхнях плівки в загальне значення опору

$\rho_{gb}$  – вклад розсіювання на межах зерен в загальне значення опору плівки

$\theta$  – кут повороту Керра

$B_c$  – коерцитивна сила

## ВСТУП

**Актуальність теми.** Дослідження електрофізичних, тензорезистивних, магнітних, магнітооптичних властивостей плівкових матеріалів викликане рядом актуальних питань фізики твердого тіла. На сьогодні накопичений значний теоретичний та експериментальний матеріал щодо магнітних і тензорезистивних властивостей плівкових систем на основі феромагнітних (Co і Fe) та немагнітних (Cu, Ag, Au, Pt) металів, але маловивченими залишаються питання зміни властивостей таких систем при одночасній дії деформації і зовнішнього магнітного поля. Дослідження магнітодеформаційного ефекту (МДЕ) у коефіцієнті тензочутливості та магнітооптичних властивостях дозволить визначити взаємний вплив магнітного поля та деформації зразків на їх електрофізичні, магнітні й магнітооптичні властивості, зокрема на поведінку електричного опору, коерцитивної сили, магнітного коефіцієнта тензочутливості, зміну доменної структури при різних величинах деформації розтягу.

На момент постановки задачі відомі досить обмежені експериментальні результати щодо вивчення МДЕ в тонких плівках: поведінка опору феромагнітних одношарових плівок Ni, Co і Fe, товстоплівкових металевих сплавів на основі Fe та напівпровідникових плівок р-типу провідності при одночасній дії деформації та магнітного поля, а також результати дослідження впливу деформації на магнітооптичні й магнітні властивості плівок Co. Одержані результати не дають однозначного пояснення щодо впливу магнітного поля на тензорезистивні властивості або деформації на магнітні характеристики тонких плівок. Тому доцільними є експериментальні дослідження магнітодеформаційного ефекту у плівкових магнітних та немагнітних матеріалах при різних значеннях деформації й зовнішнього магнітного поля. Розробка феноменологічної моделі магнітодеформаційного ефекту дозволить встановити закономірності поведінки коефіцієнта тензочутливості та прогнозувати тензорезистивні, магнітні й магнітооптичні властивості плівок при одночасній дії деформації та магнітного поля.

**Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами.**

Дисертаційна робота виконана на кафедрі прикладної фізики Сумського державного університету в рамках держбюджетних тем № 112U001381 «Електрофізичні і магніторезистивні властивості нанорозмірних плівкових матеріалів із спін-залежним розсіюванням електронів» (2012 – 2014 рр.) і № 0115U000689 «Вплив процесів гранулізації і спін-залежного розсіювання електронів на фізичні властивості плівкових твердих розчинів» (2015 – 2017 рр.); міжнародного співробітництва між Сумським державним університетом та Інститутом фізики Університету ім. Й. Гутенберга (м. Майнц, Німеччина) в рамках програми МОН України «Навчання студентів і аспірантів та стажування наукових і науково-педагогічних працівників у провідних вищих навчальних закладах та науково-педагогічних установах за кордоном» (2012–2013 рр.).

Дисертант брала участь у проведенні зазначених НДР як виконавець наукових досліджень та під час підготовки звітів.

**Мета і задачі досліджень.** Мета дисертаційної роботи полягала у встановленні закономірностей між структурно-фазовим станом та магнітодеформаційними і магнітооптичними властивостями плівкових матеріалів на основі Co, Cu (Ag або Au) та Fe і Pt; визначенні взаємного впливу магнітного поля та деформації на величину опору, коерцитивну силу ( $B_c$ ), магнітну доменну структуру.

Відповідно до мети роботи були поставлені та вирішені такі задачі:

- досліджено структурно-фазовий стан вищезазначених плівкових зразків із метою подальшої коректної інтерпретації результатів деформаційних досліджень;
- вивчено тензоефект та магнітодеформаційний ефект у коефіцієнті тензочутливості, встановлено основні закономірності поведінки коефіцієнтів тензочутливості (КТ) та магнітних коефіцієнтів тензочутливості залежно від товщини зразка, матеріалу й типу системи;
- досліджено магнітооптичні властивості та магнітодеформаційний ефект у МОКЕ, встановлено вплив деформації на магнітні характеристики зразків (коерцитивна сила, індукція насичення) та кут повороту Керра;

– розроблено феноменологічну модель магнітодеформаційного ефекту для двошарових плівкових структур; розраховано магнітні коефіцієнти тензочутливості, що дало можливість кількісно оцінити вплив величини магнітного поля на значення коефіцієнта тензочутливості; розраховано важливу тензометричну характеристику  $\frac{\partial^2 \rho}{\partial \varepsilon_l \partial B}$  (де  $\varepsilon_l$  – поздовжня деформація;  $B$  – індукція магнітного поля).

*Об'єкт досліджень* – деформаційний та магнітодеформаційні ефекти у коефіцієнті тензочутливості й магнітооптичному ефекті Керра в одно- та багатошарових плівках.

*Предмет досліджень* – структурно-фазовий стан, електрофізичні та магнітооптичні властивості плівок Co та плівкових систем Co/Cu, Co/Ag, Co/Au і  $[\text{Fe/Pt}]_n$  ( $n$  – число фрагментів, що змінювалось у межах (2–8)) при деформації або одночасній дії деформації і магнітного поля.

*Методи досліджень* – експериментальні методи: пошарова конденсація у вакуумі, просвічуюча електронна мікроскопія (ПЕМ) та електроннографія, тензометрія, магнітооптичний ефект Керра (МОКЕ), магнітодеформаційні вимірювання; теоретичні методи: аналітичні методи для розробки та аналізу феноменологічної моделі, розробка програмного забезпечення для комп'ютерної обробки результатів.

**Наукова новизна одержаних результатів.** Проведені в роботі комплексні дослідження тензо- та магнітодеформаційних ефектів в електрофізичних властивостях та МОКЕ в одно- та багатошарових плівках на основі Co, Cu (Ag або Au) та Fe і Pt дозволили одержати такі нові результати:

1. Уперше проведені експериментальні дослідження магнітодеформаційного ефекту в коефіцієнті тензочутливості одношарових плівок Co та плівкових систем Co/Cu і Co/Ag; за експериментальними результатами розраховані величини магнітного коефіцієнта тензочутливості і тензометричної характеристики.

2. На прикладі одношарових плівок Co встановлено, що при поздовжній

деформації в області пластичності спостерігається збільшення коефіцієнта тензочутливості в магнітному полі ( $\beta_{\gamma_B} > 0$ ), а в області пружності – його зменшення ( $\beta_{\gamma_B} < 0$ ) порівняно з величиною коефіцієнта тензочутливості за відсутності магнітного поля.

3. Запропонована феноменологічна модель магнітодеформаційного ефекту для випадку двошарової плівкової системи типу «біпластина», в рамках якої проаналізовано можливі варіанти залежності коефіцієнта тензочутливості від магнітного поля.

4. Уперше проведені дослідження МДЕ в МОКЕ плівок Co та плівкових систем Co/Cu, Co/Ag, Co/Au і [Fe/Pt]<sub>n</sub>. Встановлена залежність коерцитивної сили, індукції насичення, кута повороту Керра від величини прикладеної деформації, зокрема експериментально показано, що деформація приводить до зростання  $V_c$  для плівкових систем Co/Au та до зменшення для Co/Cu.

**Практичне значення одержаних результатів.** Наведені в роботі результати дослідження МДЕ є цінними з точки зору поглиблення розуміння фізичних процесів, що відбуваються у плівкових матеріалах при одночасній дії деформації та магнітного поля. Одержані нові наукові результати мають прикладну цінність із точки зору можливості подальшого застосування їх для розроблення (удосконалення) чутливих елементів багатофункціональних датчиків із одночасним контролем двох та більше величин, наприклад, деформації, переміщення, магнітного поля і т. п.

Фундаментальне значення одержаних результатів полягає у розширенні спектра відомих деформаційних ефектів, подальшому розвитку уявлень про взаємозв'язок між особливостями структурно-фазового стану, електрофізичними, деформаційними та магнітооптичними властивостями для різних типів плівкових систем. Розроблена феноменологічна модель дозволяє прогнозувати поведінку коефіцієнта тензочутливості при одночасній дії на зразок магнітного поля й деформації та розширює використання багатошарових плівкових систем в електронному приладобудуванні та сенсорній техніці як елементів мікросхем та сенсорів деформації й магнітного поля.



**Особистий внесок здобувача** полягав у самостійному пошуку й аналізі літературних джерел, проведенні експериментальних досліджень. Дисертант особисто отримувала зразки, досліджувала їх структурно-фазовий стан, магнітооптичні, деформаційні та магнітодеформаційні властивості в коефіцієнті тензочутливості та магнітооптичному ефекті Керра, проводила обробку результатів. Постановка задач дослідження, обговорення та узагальнення одержаних результатів проводилися спільно з науковим керівником д.ф.-м.н., проф. І. Ю. Проценком. В обговоренні результатів роботи брали участь д.ф.-м.н. Л. В. Однорець, к.ф.-м.н. І. В. Чешко, к.ф.-м.н. О. П. Ткач. Вимірювання магнітооптичного ефекту проводилося в Інституті фізики Університету ім. Й. Гутенберга за консультацією проф. С. О. Непийка (м. Майнц, Німеччина).

Особисто автором підготовлений текст статі [117], окремі розділи статей [113, 116, 146, 148, 166, 171], статті в працях конференції [115] та тези доповідей [140–143, 177]. Основні наукові результати доповідалися особисто автором на наукових семінарах та конференціях.

**Апробація результатів дисертації.** Основні наукові результати оприлюднені та обговорені на таких наукових конференціях: Міжнародній конференції «Фізичні явища в твердих тілах» (м. Харків, 2011, 2013 р.), XVI Міжнародному молодіжному форумі «Радиоэлектроника и молодежь в XXI веке» (м. Харків, 2012 р.), Науково-технічній конференції «Фізика, Електроніка, Електротехніка, ФЕЕ-2012» (м. Суми, 2012–2014 рр.), Міжнародній конференції молодих учених «Low temperature physics» (м. Харків, 2012 р.), VI Міжнародній науково-практичній конференції «Сучасні проблеми і досягнення в галузі радіотехніки, телекомунікацій та інформаційних технологій» (м. Запоріжжя, 2012 р.), Міжнародній практичній конференції «Nanotechnology and nanomaterials» (м. Буковель, 2013 р.), Міжнародній науково-практичній конференції «Перспективные инновации в науке, образовании, производстве и транспорте» (м. Одеса, 2012 р.), Міжнародній конференції «Nanomaterials: Applications and Properties» (м. Алушта, 2012 р.).

**Публікації.** Наукові результати відображені в 19 публікаціях: 8 статтях у

періодичних наукових журналах, зокрема у 6 фахових і 3 у виданнях, що індексуються БД Scopus, 3 статтях і 8 тезах доповідей у матеріалах міжнародних та всеукраїнських конференцій.

**Структура і зміст роботи.** Дисертація складається із вступу, чотирьох розділів, висновків та списку використаних джерел із 181 найменувань на 18 сторінках. Дисертацію викладено на 152 сторінках, із них 98 сторінок основного тексту; робота містить 72 рисунки і 19 таблиць, із них 26 рисунків та 12 таблиць на 30 окремих аркушах.

## РОЗДІЛ 1

### МАГНІТОДЕФОРМАЦІЙНИЙ ЕФЕКТ ОПОРУ І МОКЕ У ПЛІВКОВИХ МАТЕРІАЛАХ (літературний огляд)

#### 1.1 Особливості тензорезистивних властивостей магнітних та немагнітних матеріалів

Інтерес науковців до магнітних та немагнітних тонкоплівкових матеріалів пов'язаний з відмінністю їх електрофізичних, тензорезистивних, магнітодеформаційних, магнітних властивостей від аналогічних для масивних матеріалів (див., наприклад, [1-6]). Відмінність полягає у прояві у плівкових матеріалах розмірних ефектів, причиною яких є або обмеження середньої довжини вільного пробігу (СДВП) носіїв заряду, або значний внесок поверхневої енергії в загальний енергетичний баланс плівки чи наночастинки [4]. Обмеження СДВП носіїв електричного струму пов'язано з малими геометричними розмірами плівки і кристалітів. Розмірний ефект (РЕ) проявляється і в тензочутливості та полягає у залежності коефіцієнта тензочутливості від товщини досліджуваних плівок [7]. Розрізняють зовнішній та внутрішній РЕ. Перший пов'язаний з розсіюванням носіїв заряду на зовнішніх поверхнях плівок та на межах поділу шарів (інтерфейсах) багатошарових плівкових систем; другий – з розсіюванням на межах зерен.

Згідно загальноприйнятих уявлень про тензоефект [1, 5, 8-11], ефект тензочутливості полягає в зміні опору (або питомого опору) провідника при його деформації. Кількісною характеристикою ефекту є коефіцієнт тензочутливості (КТ). В залежності від взаємної орієнтації деформації ( $\varepsilon$ ) та напрямку протікання струму ( $I$ ) в зразку виділяють поздовжній  $\gamma_l$  ( $I$  паралельний  $\varepsilon$ ) та поперечний  $\gamma_t$  ( $I$  та  $\varepsilon$  перпендикулярні між собою) коефіцієнти тензочутливості:

$$\gamma_l = \frac{1}{R(0)} \frac{\Delta R}{\Delta \varepsilon_l}, \quad (1.1)$$

$$\gamma_t = \frac{1}{R(0)} \frac{\Delta R}{\Delta \varepsilon_t}, \quad (1.2)$$

де  $\Delta \varepsilon_l$  – відносна зміна довжини або поздовжня деформація;

$\Delta \varepsilon_t$  – відносна зміна ширини або поперечна деформація;

$R(0)$  – значення опору плівки при  $\varepsilon_{l,t} = 0$ ;

$\Delta R = R(\varepsilon_{l,t}) - R(0)$  – зміна опору при деформації;

З конструюванням першого дротяного тензодатчику у 1938 році починається інтенсивний розвитку тензоефекту. На сьогодні накопичений досить значний обсяг теоретичний та експериментальний даних щодо тензочутливості одно- та багатошарових плівкових систем. Базові теоретичні та експериментальні дослідження тензоефекту висвітлені в роботах З. Мейксіна і Р. Худзинські [12], К. Тельє, А. Тоссе і К. Пішар [13], Ф. Катера та М. Ель-Гіті [14-16], О. Ласюченко, Л. Однодворець, І. Проценка [17]. Продовжуються дослідження розмірного ефекту в механічних властивостях [18-21], наприклад, для золотих плівок без підкладки [19], для кремнієвих плівок [21]. Автори [21] провели статистичний аналіз розмірних ефектів на міцність плівок полікристалічного кремнію. Міцність на розрив становила 2,0–2,8 і 2,0–2,7 ГПа (в залежності від довжини і не залежно від ширини зразків). Е. Арз в оглядовій статті [22] приділив особливу увагу розмірним ефектам в матеріалах, спричинених мікроструктурними особливостями та розмірними (геометричними) обмеженнями. До них відносяться такі властивості, на які впливає рух дефектів (дислокації, вакансії, доменні стінки).

Окрім теоретичного, накопичений значний експериментальний матеріал у дослідженні тензоефекту плівкових матеріалів. Г.С. Кудзинські дослідив тензорезистивні характеристики металевих дротів (Co, Fe, Ni, Cu, Au, Pt та ін.) та сплавів на їх основі, експериментально визначив значення КТ для них [23]. Р. Л. Паркер та А. Крінські провели дослідження тензорезистивних властивостей плівок Al, Au, Ag, Co, Ni, Pt різних товщин [11] та встановили, що величина КТ залежить від питомого опору. Зокрема, для відносно товстих плівок (мале

значення опору) коефіцієнт тензочутливості наближається до значення масивних зразків, а для відносно тонких плівок (велике значення опору) – КТ може в декілька разів перевищувати КТ масива (рис. 1.1). В даному випадку автори оперують поняттям поверхневий опір  $R_s = \frac{\rho}{d}$  (де,  $\rho$  - питомий опір плівки,  $d$  – товщина зразка).

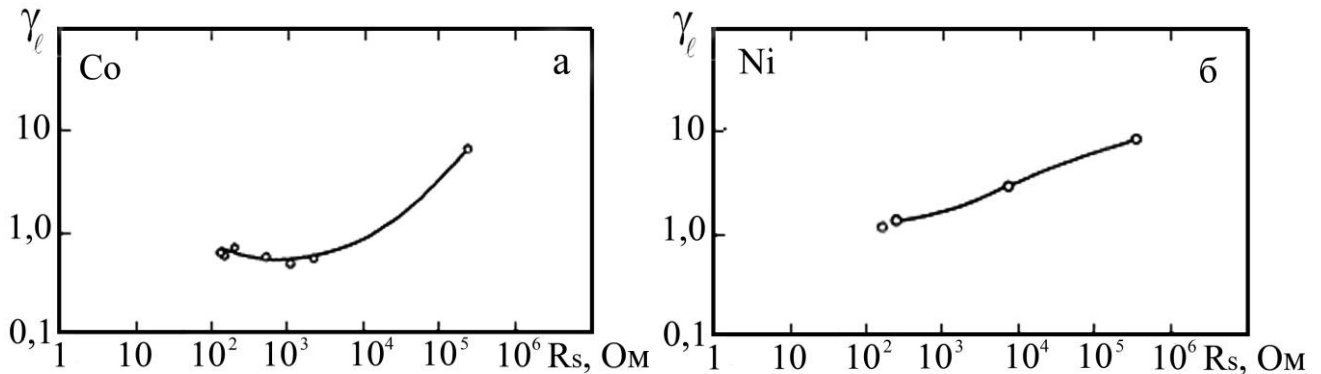


Рис. 1.1. Залежність КТ від  $R_s$  плівки кобальту (а) та нікелю (б). Із роботи [11]

У роботі [24] були досліджені тензорезистивні властивості плівок на основі Pd, Cr, Ni, Fe та одержані розмірні залежності для них. Наприклад, для плівок Ni в залежності від товщини КТ змінювався наступним чином:  $\gamma_l = 6,07$  при  $d = 20$  нм;  $\gamma_l = 4,21$  при  $d = 50$  нм;  $\gamma_l = 2,98$  при  $d = 115$ . Крім того, автори відмічають, що внесок поверхневого розсіювання в чутливість плівки до деформації  $S_p$  є визначальним лише при відносно малих товщинах, чутливість до пластичної деформації в декілька раз більша за  $S_p$  при пружній деформації, а основний внесок у  $S_p$  дає зерномежове та об'ємне розсіювання електронів.

Проведені дослідження плівкових систем на основі Cu і Cr та Fe і Cr [25-27] показали, що при переході від пружної (квазіпружної) до пластичної деформації спостерігається зміна характеру залежності відносної зміни опору плівки від деформації. Це проявляється у нелінійності залежності  $\Delta R/R(0)$  від  $\varepsilon_l$ , появи гістерезису та сходинок, що пояснюється зміною умов розсіювання електронів в об'ємі і на межах зерен, характеру деформації та зменшенням прозорості меж зерен. Для плівкової системи Cu/Cr межа переходу знаходиться у межах від 0,4

до 1,5 % і зменшується зі збільшенням товщини шару Cr, а для двошарових плівок Fe/Cr – від 0,15 до 0,4% і зростає зі збільшенням концентрації Cr. Дослідження тензорезистивного ефекту в одношарових плівках Fe, дво- і тришарових плівкових системах на основі шарів Fe і a-Gd дозволили зробити висновок, що максимум на залежності  $\gamma_{lm}$  від  $\varepsilon_l$  і відносно мала величина  $\gamma_{lm}$  обумовлені впливом пластичної деформації шару a-Gd, яка має місце при  $\varepsilon_l > 0,3-0,4\%$ . У роботі [28] досліджено тензорезистивні властивості плівкових сплавів  $Ni_xFe_{1-x}$ , проаналізовано залежність КТ від товщини плівок. Встановлено, що при деформації  $\Delta\varepsilon_l = (0-1)\%$  при концентрації Fe  $c_{Fe} = 25$  ат. % розмірна залежність лінійна, а при збільшенні концентрації ( $c_{Fe} = 50$  ат. %,  $c_{Fe} = 75$  ат. %) та інтервалу деформації  $\Delta\varepsilon_l = (0-2)\%$   $\Delta\varepsilon_l = (0-3)\%$  – починають проявлятися нелінійні ефекти, залежність  $\gamma_l(d)$  змінює кут нахилу. Автори пояснюють даний ефект пластичною деформацією зразків та зміною умов розсіювання електронів на межах зерен.

Апробація теоретичної моделі Маядаса – Шатцкеса на прикладі Cu, Cr та Sc, яка проведена у [29], показала добре узгодження з експериментом. На рис. 1.2 наведені розрахункові й теоретичні залежності розмірного ефекту для плівок Cu. Параметр  $\eta_\lambda$  - визначає зміну середньої довжини вільного пробігу з деформацією,  $\gamma_0$  – КТ зразка з монокристалічною структурою при  $d \rightarrow \infty$ .

У роботі [30] на прикладі плівкового сплаву Ni-Co було встановлено емпіричне правило, що дозволяє розраховувати величину КТ для даної системи

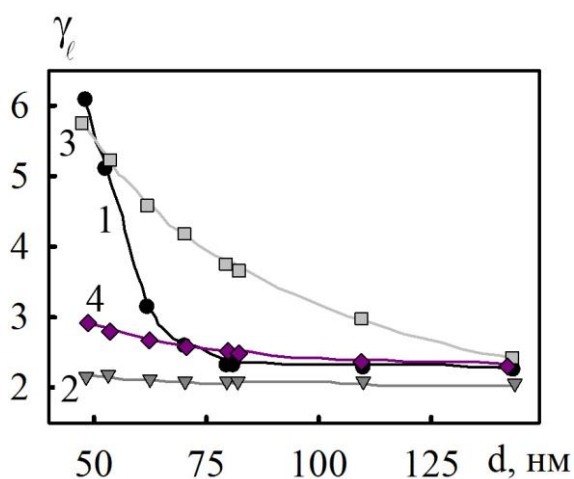


Рис. 1.2. Експериментальна (1) та розраховані (2-4) залежності коефіцієнтів позовжньої тензочутливості від товщини для плівок Cu. 2 –  $\gamma_0 = 2,98$ ,  $\eta_\lambda = 0,28$ ; 3 –  $\gamma_0 = 1,8$ ,  $\eta_\lambda = -0,9$ ; 4 –  $\gamma_0 = 2,98$ ,  $\eta_\lambda = 0,10$ . Із роботи [29]

залежно від концентрації компонент. Відомі теоретичні моделі переносу заряду в товстоплівкових резисторах (гетерогенних плівках) були розглянуті та критично проаналізовані в роботах [31, 32], де авторами була запропонована дещо удосконалена модель стрибкового механізму переносу заряду зі змінною довжиною стрибка та розглянуто яким чином такий механізм впливає на КТ в товстоплівкових резисторах при досить низьких температурах.

Огляд літературних даних щодо тензорезистивних властивостей плівкових матеріалів показав значний накопичений теоретичний (феноменологічні, класичні і напівкласичні моделі) і експериментальний матеріал у цій області. Підтвердженням завершеності досліджень в цій області може слугувати достатньо велика кількість чутливих елементів сенсорів деформації, тиску, ваги, положення, та інших пристроїв, реалізованих на основі вищеприведених досліджень (наприклад, деякі з них описані у роботах [33-38]), широкого застосування набули гетерогенні товстоплівкові матеріали [31, 32] та датчики деформації на основі нанотрубок [39-42].

## **1.2 Вплив магнітного поля на коефіцієнт тензочутливості тонких плівок (магнітодеформаційний ефект)**

В останні роки підвищилась увага до питання дослідження тензорезистивного ефекту в магнітному полі або магнітодеформаційного ефекту. Суть ефекту полягає у зміні опору зразка при одночасній дії на зразок деформації та магнітного поля [43].

Необхідно відмітити, що у літературі досить часто зустрічається поняття «магнітодеформаційний ефект», наприклад в [44-46], але в даному випадку автори мають на увазі ефект магнітострикції – деформація феромагнітного зразка при внесенні його в магнітне поле. Причиною такого ефекту, згідно [46], є, по-перше, пондеромоторна сила з об'ємною густиною  $(M \nabla)H$  ( $M$  – намагніченість,  $H$  – напруженість магнітного поля), яка виникає в будь-якому неоднорідному полі та, по-друге, поява в зразку полів розмагнічування. Якщо розглянути сферу з

радіусом  $R$  з ізотропно-пружного матеріалу, яка поміщена в однорідне поле, то намагнічуючись куля буде витягуватись вздовж напрямку поля, перетворюючись в еліпсоїд, а його магнітостатична енергія понизиться на величину  $\Delta E_m = 2\pi V \Delta N M^2$ , де  $V$  – об'єм зразка,  $\Delta N$  – приріст розмагнічуючого фактору,  $M$  – магнітна сприйнятність матеріалу сфери.

Магнітодеформаційний ефект (МДЕ), який буде вивчатись в даній роботі, згідно [43] – це залежність коефіцієнта тензочутливості зразка від прикладеного магнітного поля. Кількісною характеристикою, згідно [43], є магнітний коефіцієнт коефіцієнта тензочутливості (МККТ), який проявляється у зміні опору провідника при дії деформації та магнітного поля та визначається за такою формулою:

$$\beta_{\gamma|B} = \frac{1}{\gamma_l(0)} \left( \frac{\Delta \gamma_l}{\Delta B} \right)_{\varepsilon_l}, \quad (1.3)$$

де  $\Delta \gamma_l = \gamma_l(B) - \gamma_l(0)$  – зміна КТ при внесенні зразка в магнітне поле;

$\gamma_l(0)$  – значення поздовжнього КТ при  $B = 0$ ;

$\gamma_l(B)$  – значення поздовжнього КТ при  $B \neq 0$ ;

$\Delta B$  – зміна індукції прикладеного магнітного поля.

Підставивши формулу для визначення КТ ( $\gamma_l = \gamma_l^p + 1 + 2\mu_f$ , де  $\gamma_l^p$  – КТ виражений через питомий опір,  $\mu_f$  – коефіцієнт Пуасона), вираз (1.3) прийме вигляд:

$$\beta_{\gamma|B} = \frac{1}{\gamma_l} \frac{\partial}{\partial B} \left( \frac{1}{\rho} \frac{\partial \rho}{\partial \varepsilon_l} + 1 + 2\mu_f \right) = \frac{1}{\gamma_l} \left( -\frac{1}{\rho^2} \frac{\partial \rho}{\partial B} \cdot \frac{\partial \rho}{\partial \varepsilon_l} + \frac{1}{\rho} \frac{\partial^2 \rho}{\partial \varepsilon_l \partial B} \right), \quad (1.4)$$

Позначивши  $\beta_B = \frac{1}{\rho} \frac{\partial \rho}{\partial B}$  як магнітний коефіцієнт опору, отримаємо:

$$\beta_{\gamma|B} = \frac{1}{\gamma_l} \left( -\beta_B \cdot \frac{1}{\rho} \frac{\partial \rho}{\partial \varepsilon_l} + \frac{1}{\rho} \frac{\partial^2 \rho}{\partial \varepsilon_l \partial B} \right) = \frac{\gamma_l - 1 - 2\mu_f}{\gamma_l} \left( -\beta + \frac{1}{\gamma_l - 1 - 2\mu_f} \frac{1}{\rho} \frac{\partial^2 \rho}{\partial \varepsilon_l \partial B} \right), \quad (1.5)$$



звідки можна визначити тензометричну характеристику  $\frac{\partial^2 \rho}{\partial \varepsilon_i \partial B}$  – коефіцієнт, який дозволяє кількісно оцінити поведінку чутливого елементу при одночасній дії на нього деформації та магнітного поля.

На сьогодні відома обмежена кількість результатів експериментальних та теоретичних досліджень, наприклад, основні з них висвітлені в роботах [47-50]. Дослідження залежності коефіцієнта тензочутливості від величини прикладеного магнітного поля [49] показали, що магнітне поле суттєво впливає на значення КТ. Як досліджувані матеріали були взяті зразки із аморфних металічних сплавів на основі заліза типу: Fe-ПМ-В (ПМ = Fe, Cr, Co) та Fe-В-Si, товщиною 20-40 мкм. На рис. 1.3 наведені експериментальні залежності відносного коефіцієнта тензочутливості ( $\gamma(B)/\gamma(0)$ ) від індукції зовнішнього магнітного поля (В, мТл). Особливістю наведених залежностей є наявність асиметричного максимуму в областях малих полів (до 15 мТл), далі зі збільшенням магнітного поля (75-190 мТл) спостерігається зменшення КТ з виходом на насичення. Дане явище автори пов'язують з  $\Delta E$  – ефектом (додатковий магнітний внесок в пружні властивості (модуль Юнга) кристалічних та аморфних матеріалів) або впливом магнітного порядку на пружні властивості, обумовлені явищем магнітострикції [51, 52]. Виходячи із визначення КТ (формула 1.1), можна зробити висновок, що його зміна під дією магнітного поля може відбуватись як за рахунок зміни абсолютної величини опору (ефекти магнітоопору) так і за рахунок зміни величини  $\frac{\partial R}{\partial \varepsilon_i}$ . Автори, згідно проведених ними експериментальних досліджень, вважають, що залежність  $\gamma(B)$  в основному визначається залежністю  $\frac{\partial R}{\partial \varepsilon_i}$ .

Як видно з рис. 1.3 (б) значення  $R$  зменшується з ростом  $B$ , тобто магнітоопір від'ємний, в той же час характер зміни  $\frac{\partial R}{\partial \varepsilon_i}$  при зміні  $B$  та його величина близька до  $\gamma(B)/\gamma(0)$  (рис. 1.3 а). У зв'язку з чим автори роблять висновок, що вплив магнітного поля на величину КТ обумовлений не зміною параметрів

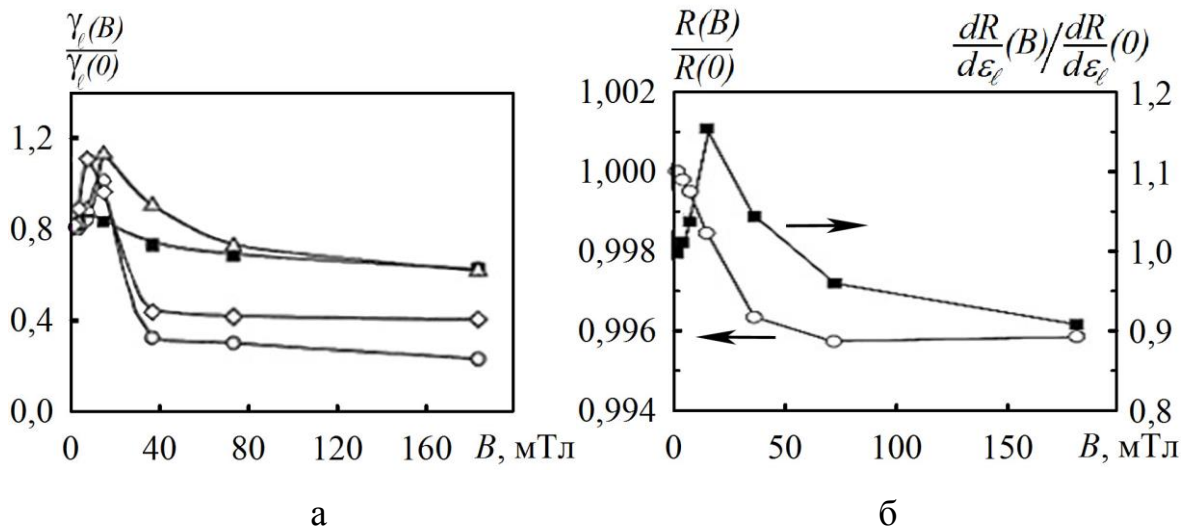


Рис. 1.3. Залежність відносного коефіцієнта тензочутливості  $\gamma(B)/\gamma(0)$  від індукції зовнішнього магнітного поля  $B$  для АМС Fe<sub>85</sub>V<sub>15</sub>(○), Fe<sub>80</sub>Cr<sub>5</sub>V<sub>15</sub> (■), Fe<sub>80</sub>Co<sub>5</sub>V<sub>15</sub>(Δ) і Fe<sub>64</sub>Co<sub>21</sub>V<sub>15</sub> (◇) ( $\gamma(0)$  – значення коефіцієнта тензочутливості за відсутності магнітного поля,  $\gamma(B)$  – його величина в полі  $B$  (а), залежність

нормованого опору  $\frac{R(B)}{R(0)}$  і нормованої величини  $\frac{dR}{d\varepsilon_\ell}(B)/\frac{dR}{d\varepsilon_\ell}(0)$  від зовнішнього магнітного поля  $B$  для АМС Fe<sub>80</sub>Co<sub>5</sub>V<sub>15</sub> (б). Із роботи [49]

розсіювання електронів провідності, а переважно іншими причинами, наприклад, проявом  $\Delta E$  – ефекту – зміною модуля Юнга під дією магнітного поля. Характер залежності  $E$  від  $B$  залежить від початкової доменної структури, автори також запропонували рівняння для визначення величини  $\Delta E$  – ефекту.

Магнітне поле приводить до зменшення величини КТ напівпровідникових плівок р-типу провідності, про що стверджують автори роботи [48] (рис. 1.4).

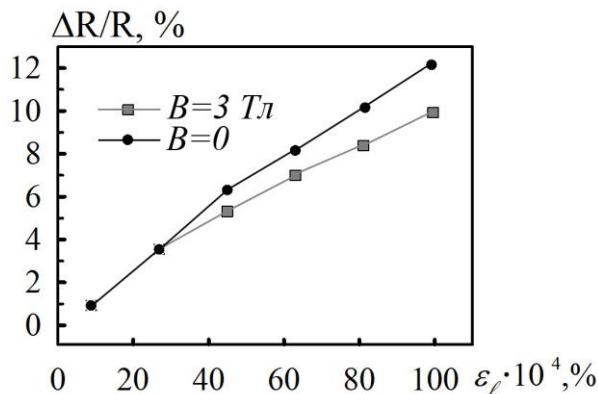


Рис. 1.4. Відносна зміна опору при деформації розтягу при (■) та за відсутності магнітного поля (●) для напівпровідникових діамантових плівок р-типу провідності. Із роботи [48]

На рис. 1.4 наведена залежність відносної зміни опору від деформації без та при дії магнітного поля ( $B = 3$  Тл). Зразки деформувались до  $\varepsilon_l = 0,01 \%$ . Вимірне значення відносної зміни опору становить 12 без та 9,5 % при дії магнітного поля, тобто КТ зменшується з 400 до 316 відповідно (рис. 1.4). Автори [48] пояснюють таку зміну опору при внесенні зразка в магнітне поле деформаційно-індукованою зміною валентної зони під впливом ефекту магнітоопору. Крім того, були проведені теоретичні розрахунки тензорезистивного ефекту в досліджуваних зразках під дією деформації розтягу. Встановлено, що деформація приводить до розщеплення енергетичних рівнів між зоною «легких» та «важких» дірок. Розрахунки показали добре узгодження з експериментом.

У роботах [50, 53-55] наведені результати дослідження механічних властивостей надпровідних стрічок ( $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$ ), дротів та тонких плівок, покритих шаром провідника, а також пояснені механізми відповідальні за зменшення критичного значення густини струму ( $J_c$ ) як функції аксіального стиснення (розтягу) та прикладеного магнітного поля. У здеформованих зразках

спостерігається зменшення відносної величини густини критичного струму.

Конструкція пристрою для вимірювання зміни критичної густини струму зразка залежно від деформації розтягу (стиснення) зразка та прикладеного магнітного поля висвітлені в роботах [50, 56-57] (рис 1.5).



Рис 1.5. Зовнішній вигляд пристрою для деформації. Із роботи [50]

Встановлено, що при збільшенні величини розтягу (стиснення) зразка спостерігається зменшення відносної величини густини критичного струму. При прикладенні магнітного поля в перпендикулярній геометрії вимірювання на графіках залежності  $\frac{J_c(\varepsilon_l)}{J_c(0)} = f(\varepsilon)$  (рис. 1.6) починають проявлятися піки, які

досягають максимуму при  $B = 0,25$  Тл, а далі з подальшим збільшенням магнітного поля піки зменшуються та повністю зникають при  $B = (3-5)$  Тл.

$\frac{J_c(\varepsilon_l)}{J_c(0)} = 30\%$  при деформації стиску  $\varepsilon_l = 0,5\%$  і  $B = 5$ Тл.

У випадку поздовжньої геометрії вимірювання  $\frac{J_c(\varepsilon_l)}{J_c(0)} > 30\%$ . При  $\varepsilon_l = 0,5\%$  і

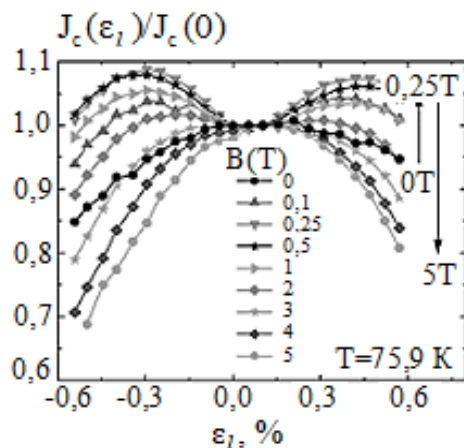


Рис 1.6. Залежність нормованого значення критичної густини струму від деформації залежно від магнітного поля при перпендикулярній геометрії вимірювання. Із роботи [50]

$B = 8$  Тл, в той час як  $\frac{J_c(\varepsilon_l)}{J_c(0)} = 13\%$  при  $\varepsilon_l = 0,5\%$  і  $B = 0$ . Вплив магнітного поля

на внутрішній деформаційний ефект, наявність піків у перпендикулярній геометрії магнітного поля автори [50] пояснюють проявом механізмів, викликаних впливом деформації, що детальніше пояснено в [58, 59].

В одношарових плівках на основі Fe, Co, Ni та двошарових плівках Cr/Fe автори [47] спостерігали зменшення КТ в магнітному полі величиною 0,1 Тл в перпендикулярній геометрії вимірювання (рис. 1.7).

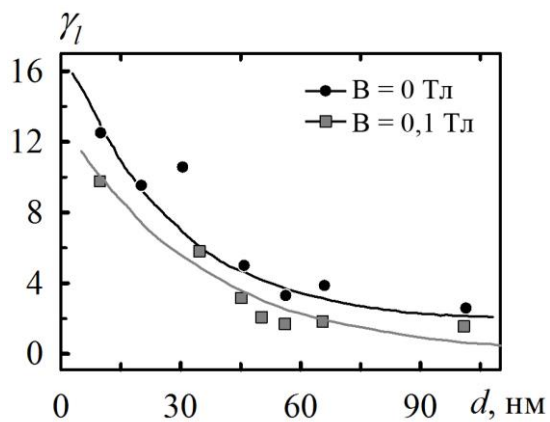


Рис. 1.7. Розмірна залежність коефіцієнта тензочутливості для плівки Co в магнітному полі ( $B = 0,1$  Тл) (●) та за відсутності магнітного поля (■). Із роботи [47]

У двошарових плівках Cr(30)/Fe(70)/П та Cr(70)/Fe(70)/П спостерігається зростання  $\gamma_l$  на 3 та 6 % відповідно. Для одношарових плівок Ni і Ag та дво- і тришарових систем на їх основі (Ni(10)/Ag(d)/Ni(30)/П, Ag(10)/Ni(d)/П, Ag(d)/Ni(10)/П), також спостерігається збільшення КТ в магнітному полі (рис. 1.8) [60, 61]. Зокрема, для плівок Ni(d)/П при  $d = 65-30$  нм КТ збільшується на 5-25 % відповідно; для тришарових (Ni(10)/Ag(d)/Ni(30)/П при  $d = 10$  на 21-22 %, при  $d > 40$  нм на 13-16 %, тобто збільшення товщини Ag приводить до зменшення чутливості системи до дії магнітного поля (рис. 1.8 (б)).

Окремим питанням є дослідження впливу деформації та магнітного поля на механічні властивості твердих тіл: пластичність, межа текучості, деформаційне зміцнення та ін. [62-66]. Автори [65] встановили, що деформація кристалів PbS в магнітному полі ( $B = 0,45$  Тл) знижує межу текучості, скорочує тривалість стадії легкого ковзання, знижує швидкість деформаційного зміцнення на другій стадії

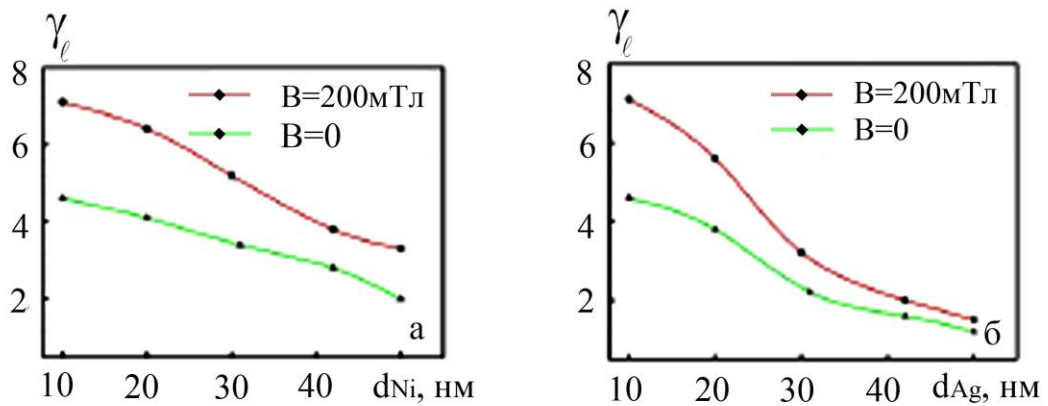


Рис. 1.8. Залежність  $\gamma_l$  від товщини шару Ni та Ag при та без дії магнітного поля для плівкових систем Ag(10)/Ni(d)/Pi (а), Ag(d)/Ni(10)/Pi (б). Із роботи [61]

деформації. Одержані результати автори [65] пояснюють проявом спін-спінових взаємодій в ядрі дислокацій, які є причиною полегшення відкріплення дислокацій від локальних перешкод. Основними перешкодами для руху дислокацій можуть бути точкові дефекти. Досить детально дане питання розглянуте І. Ю. Головіним в оглядовій статті [66].

### 1.3 Вплив деформації плівкових матеріалів на їх електрофізичні та магніторезистивні властивості

При деформації зразків під впливом зовнішніх факторів (механічний вплив, різного роду поля, температура), окрім геометричних розмірів, зміни зазнають також їх електрофізичні, магніторезистивні, магнітооптичні та ін. властивості. Розглянемо вплив деформації на кожну з цих властивостей окремо.

У серії робіт словацьких вчених [67-70] висвітлені питання впливу деформації розтягу (стиснення) на величину магнітоопору (МО) в спін-вентильних системах на основі Co та Au (рис. 1.9).

Показано, що варіюючи товщину спейсера  $d_s$  (проміжного немагнітного шару в спін-вентильях), можна збільшити значення магнітоопору більше, ніж в три рази. Це пов'язано з загальновідомим взаємозв'язком між значенням МО та антиферомагнітною взаємодією осциляційного типу [71]. Крім того, досліджений

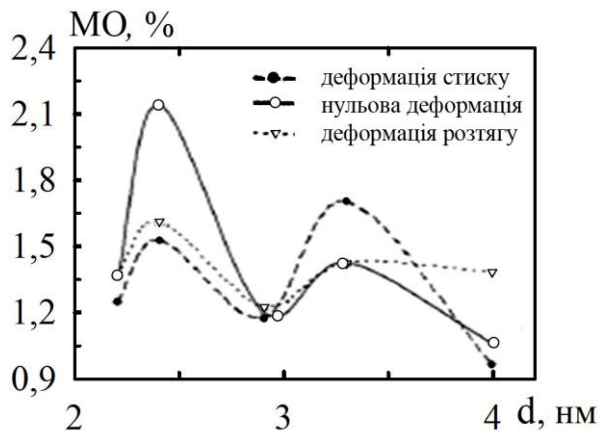


Рис. 1.9. Залежність МО від товщини проміжного шару (спейсера) при нульовій деформації та деформаціях розтягу (0,86 %) та стиснення (-0,86 %) для Cr(5)/Au(2,5)/Co(5)/Au( $d_s$ )/Co(2) ( $d_s = 2,2; 2,4; 2,9; 3,3; 4$  нм). Із роботи [68]

вплив деформації згину зразків на МО. Струм та поле знаходились в площині зразка (СІР-конфігурація). Робота [68] стала продовження попередньої [67]. На відміну від ранньої роботи [69], де як підкладку використовували Si-пластини, в роботі [68] були використані поліамідні плівки, що дало можливість досягти значення деформації більш, ніж на порядок вище.

Спін-вентилі мали наступну структуру: Cr(5)/Au(2,5)/Co(5)/Au( $d_s$ )/Co(2), при  $d_s = 2,2; 2,4; 2,9; 3,3; 4$  нм. Магнітоопір вимірювався при нульовій деформації зразка, деформаціях розтягу та стиснення. Залежно від товщини проміжного шару Au, одержана осциляційну залежність (рис. 1.9), що корелює з уже відомими результатами [71].

Крім того, автори отримали динамічну залежність МО від деформації для спін-вентилів з різною товщиною проміжного шару, як видно з рис. 1.10 (а) максимальне значення МО = 2,2% при  $d_s = 2,4$  нм. На рис. 1.10 (б) наведена залежність нормованого значення опору спін-вентиля від прикладеного магнітного поля.

Подібні дослідження були проведені в [72, 73], де на прикладі легованих бором мікрокристалів Si р-типу провідності встановлено вплив деформації стиску (до -0,459 %) на поздовжній магнітоопір в умовах низьких температур (4,2–300 К) (рис. 1.11). З ростом значення деформації стиску – МО зростає для зразків мікрокристали Si р-типу провідності, з концентрацією бору, що відповідає фазовому переходу метал-діелектрик та зменшується для зразків з концентрацією, що відповідає діелектричній області фазового переходу.



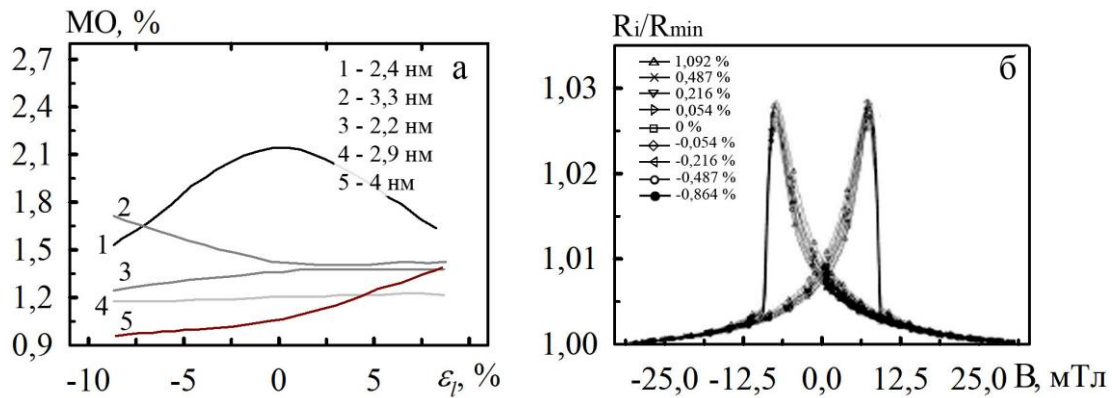


Рис. 1.10. Залежність МО від деформацій при різних товщинах проміжного шару (а) та залежність нормованого значення опору від прикладеного магнітного поля спіні-вентиля Cr(5)/Au(2,5)/Co(5)/Au(2,5)/Co(2)/Au(1) (б). Із роботи [67]

Група авторів [74] провели дослідження ГМО у мультишарі [Co10Å/Cu10Å]<sub>15</sub>, який знаходився у камері під тиском до 20 кбар. Зразок під тиском зазнає деформації, при цьому змінюється товщина немагнітного шару, впливаючи на величину ГМО (детальніше принцип роботи установки див. [75]). Зі збільшенням тиску ( $\partial\rho/\rho\partial P = -22 \cdot 10^{-3}$  кбар<sup>-1</sup>) при кімнатній температурі спостерігалось зменшення питомого опору. Величина поля насичення  $B_s$  також зменшувалась при збільшенні тиску. Зменшення  $B_s$  відбувалося не за рахунок зміни намагніченості або об'єму, а в основному за рахунок зміни величини антиферомагнітної взаємодії, вважають автори [74].

Дослідження впливу пластичної деформації на магнітні властивості (коерцитивну силу та магнітну анізотропію) плівок Со товщиною  $d = 100$  нм

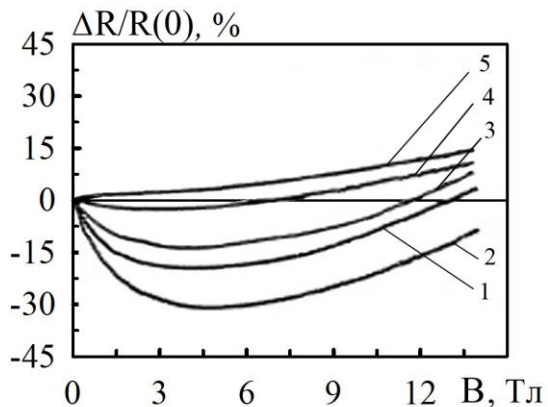


Рис. 1.11. Поздовжній магнітоопір ниткоподібного кристалу Si з  $\rho_{300K} = 0,0136$  Ом·см при  $T = 4,2$  К при деформації стиску: -0,144 % (1); -0,17 % (2); -0,197 % (3); -0,228 % (4); -0,258 % (5). Із роботи [72].



були проведені в [76].

Вимірювання показали, що пластична деформація зразка (до 3,7%) приводить до збільшення величини коерцитивної сили та магнітної анізотропії, а також змінює магнітну доменну структуру плівки. Крім того, пластична деформація сильно змінює опір та магнітоопір плівки Co. На рис. 1.12 показано як деформація та геометрія прикладення магнітного поля впливає на кількість, густину та упорядкування доменів.

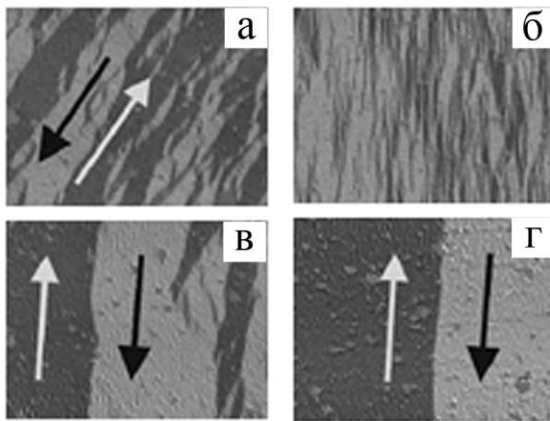


Рис. 1.12. Вплив деформації на магнітну доменну структуру плівки Co при:  $\varepsilon_l = 0$  (а, в) та 0,75% (б, г) при поперечній (а, б) та поздовжній (в, г) геометрії вимірювання. Із роботи [76]

Для кращого розуміння процесів, що відбуваються при деформації плівок, автори роботи [77, 78] проводили експеримент безпосередньо в колоні мікроскопу. Це дозволило спостерігати за рухом дислокації та їх концентрацією, які є причиною уточнення зразка. Досліджувались плівки Al та Cu без підкладки. Принцип роботи пристрою для деформації та методика виготовлення плівок без підкладки висвітлені в [79-81]. Встановлено, що ступінь локалізації деформації залежить від розмірів зерен та однорідності їх розмірів в об'ємі зразка, причому зі збільшенням розмірів зерен збільшується і густина дислокацій, що рухаються від центру зерна до його меж, стверджують автори [77, 78].

Рис. 1.13 (а) дає змогу краще зрозуміти процеси локального уточнення в тонких плівках (стрілками показано напрям прикладення розтягуючої напруги  $\sigma$ ). На рис. 1.13( б, в) наведені результати мікроструктурних досліджень плівки Al після деформації її до 0,4%, де видно, що концентрація дислокацій у зерен більшого розміру вища. Це дало можливість прийти до висновку, що зразок

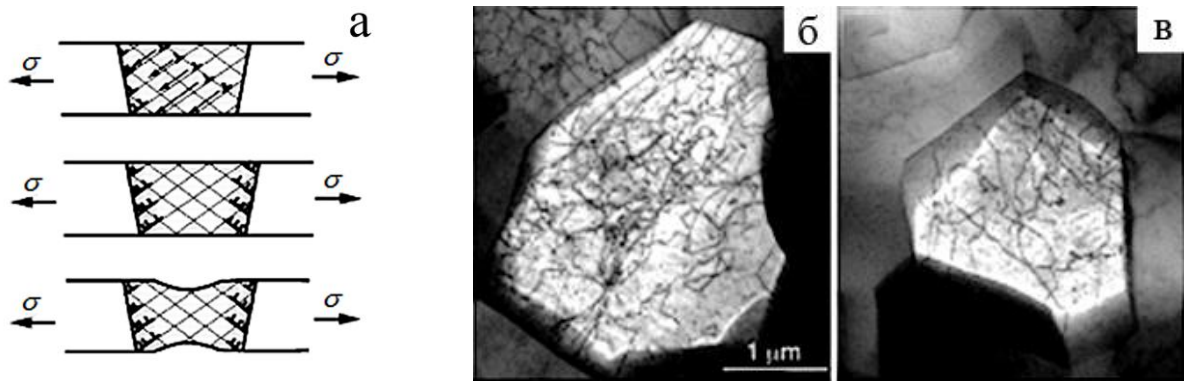


Рис. 1.13. Схематичне зображення процесу руху дислокації та утонення плівки Al при деформації (а) ( $\sigma$ ) та знімки мікроструктури зразка після деформації (0,4%) (б, в). На знімку показані кристали зразка різних розмірів. Із роботи [77]

буде деформуватись рівномірно з мінімальним утворенням локалізованих утонень за умови максимальної його гомогенності за розмірами зерен.

Ще одним різновидом дослідження деформаційних процесів є комп'ютерний експеримент [82-87]. Автори [87] методом молекулярно-кінетичного моделювання дослідили атомарні процеси, що відбуваються в інтерметаліді NiAl при розтягненні його при температурах 300 та 1500 К. Зразки представляли собою монокристал розміром 4x2 нм. Початкова стадія характеризувалася деформацією елементарної комірки в напрямку дії розтягуючої напруги, а після  $\epsilon_l = 40\%$  відбувався процес перебудови структури з ОЦК у гексагональну, яка виявляється більш стійкою до дії розтягуючої напруги. Подальша деформація зразків приводила до їх руйнування (при 130% при 300К та 170% при 1500К).

#### 1.4 Особливості магнітооптичних властивостей у магнітних та немагнітних матеріалах

Магнітооптичний ефект Керра широко застосовується для дослідження магнітних властивостей плівкових систем, таких як коерцитивна сила ( $B_c$ ), поле насичення ( $B_s$ ), залишкова намагніченість ( $B_r$ ) тощо [88-91]. За формою петлі

гістерезису МОКЕ можна судити про структурно-фазовий стан досліджуваного зразка, а МОКЕ-мікроскопія дозволяє характеризувати доменну структуру.

Дослідження магнітооптичних властивостей спін-клапанів на основі Co, Cu і Au [88, 89] показали, що коерцитивна сила в значній мірі залежить від температури підкладки. Збільшення температури підкладки під час осадження плівки приводить до зростання коерцитивності, зокрема, для одношарових плівок Co  $B_c$  при  $T_n = 950$  К в 5-6 разів більше, за  $B_c$  при  $T_n = 300$  К. Одношарові плівки Co характеризуються анізотропією коерцитивності, причому максимальна величина анізотропії для них спостерігається при низьких температурах відпалювання (350 – 500 К). Це пояснюється заліковуванням дефектів в процесі термообробки та покращенням доменної структури. Відпалювання вище 600 К супроводжується переходом до ГЦК-фази, різким збільшенням середнього розміру кристалітів та вираженою втратою магнітної анізотропії.

Проаналізувавши результати досліджень МОКЕ у дво- та багатошарових плівкових системах на основі Co/Cu (Ag або Au) в процесі відпалювання та вплив його на магнітні характеристики, можна зробити висновок, що у системі Co/Cu термообробка не приводить до зміни форми петлі гістерезису (рис. 1.14 а).

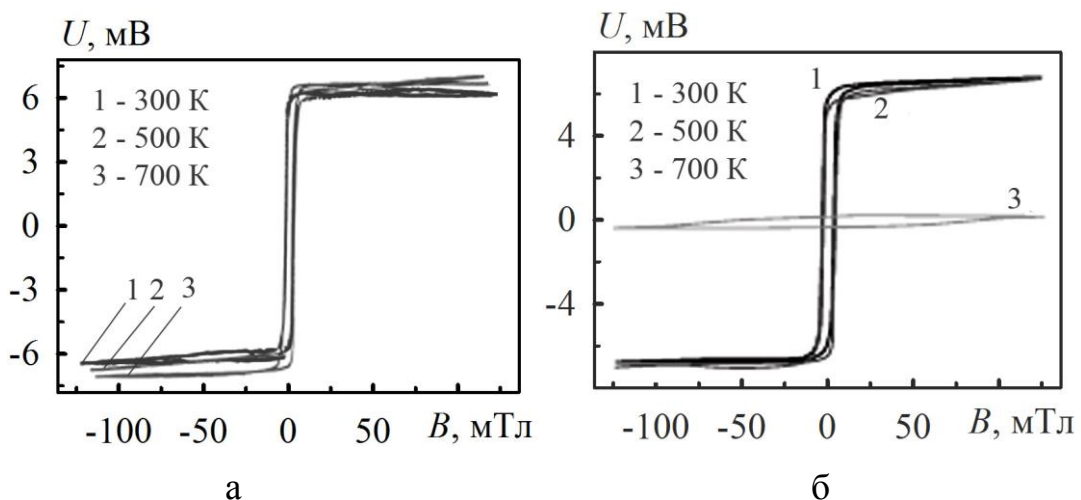


Рис. 1.14. МОКЕ для систем: Au(5)/Co(3)/Cu(6)/Co(20)/Au(40)/Cr(3)/П (а) та Au(5)/Co(3)/Au(6)/Co(20)/Au(40)/Cr(3)/П(б) при різних температурах відпалювання (нижній шар Co одержаний при температурі підкладки  $T_n = 950$  К). Із роботи [88]

У плівкових системах на основі Co і Au та Co і Ag, на відміну від Co/Cu, під час пошарової конденсації індивідуальність шарів зберігається, а твердий розчин утворюється лише після відпалювання систем до 700-800 К, про що свідчить зміна форми МОКЕ-сигналу (рис. 1.14 б).

У роботі [90] наведені результати дослідження магнітооптичних властивостей плівкових систем Co/Fe з точки зору впливу матеріалу підкладки (аморфної  $\text{SiO}_2/\text{Si}$  чи монокристалу (100)MgO) та температури відпалювання на магнітні характеристики. Магнітна анізотропія спостерігалася в обох випадках. Відпалювання зразків на аморфній підкладці до 300К істотно змінює анізотропію, що пов'язано з інтенсивним протіканням конденсаційно-стимульованої дифузії.

Автори [91] дослідили полярний ефект Керра в тришарових сандвічах Au/Co/Au/MgO при пластичній деформації стиску. Дана плівкова система має перпендикулярну магнітну анізотропію. Стискання зразків викликає послаблення перпендикулярної магнітної анізотропії. Деформація зразків приводить до руху дислокацій, формується розтягуючий ряд, перпендикулярно до осі стиску, в результаті анізотропія зменшується. Зразки деформувались до 4 та 6%. Коерцитивну силу визначали з петлі гістерезису при вимірюванні полярного ефекту Керра по всій поверхні зразка перед та після деформації.

Магнітооптичні характеристики мультишарів на основі Co, Fe та Cu, Au чи Ag залежно від термообробки зразків досліджені у роботі [92]. Подібно до [88, 89], відпалювання тришарової системи на основі Co і Cu не впливає в значній мірі на форму петлі МОКЕ-сигналу і пояснюється формуванням твердого розчину (т.р.) на стадії конденсації. У системі ж на основі Fe та Ag навіть при одночасній конденсації компонент і подальшому відпалюванні до 1100 К не спостерігається утворення т.р. Дослідження МОКЕ в системі на основі Co та Au (з концентрацією  $c_{\text{Co}} = 80-90$  ат.%) показали, що максимальне значення коерцитивної сили спостерігалось у зразках відпалених до  $T_e = 700-900$  К, що пояснюється утворенням т.р. Максимальне значення анізотропії спостерігалось у невідпалених системах товщиною  $d = 18$  нм.

Резюмуючи вищесказане можна зробити висновок, що магнітооптичні

властивості магнітних (Co, Fe) та немагнітних (Cu, Ag, Au) матеріалів вивчені досить детально, досліджено вплив підкладки, температури відпалювання, фазоутворень на магнітні та магнітооптичні властивості зразків. Та актуальним питанням фізики твердого тіла залишається встановлення впливу деформації на вищезазначені характеристики, чому і присвячена дисертаційна робота.

## **Висновки до розділу 1**

1. Аналіз відомих результатів теоретичних та експериментальних досліджень тензорезистивних властивостей металевих плівок показав, що на даний момент накопичений значний обсяг даних, підтвердженням чого є досить велика кількість пристроїв, реалізованих на основі даного ефекту. У зв'язку з цим проведення тензорезистивних досліджень доцільне лише з точки зору порівняння їх з магнітодеформаційними властивостями для цих же плівок.

2. Огляд літературних даних стосовно магнітодеформаційного ефекту показує, що з даного питання відомі лише досить обмежені результати, які не дають однозначного пояснення даному ефекту. КТ має тенденцію як до зменшення так і до збільшення величини в магнітному полі залежно від досліджуваних матеріалів. Кількісно порівняти результати різних авторів неможливо, оскільки дослідження МДЕ проводились для різних матеріалів, в різних геометрія вимірювання, величинах прикладеного магнітного поля та деформації, використані різні типи підкладок.

3. Величина деформації, при якій досліджуються плівки, в значній мірі впливає на значення коефіцієнта тензочутливості. В області пластичності чутливість до деформації в декілька разів більша, ніж в області пружності. Доцільно повести дослідження тензорезистивного ефекту в області пружності та пластичності та встановити вплив магнітного поля на величину КТ.

4. Деформація в значній мірі впливає на структурні, магнітні, магніторезистивні та магнітооптичні властивості плівкових систем. Зміна ГМО, наприклад, може досягати 44%. Деформація приводить до зміни доменної

структури плівок, змінюючи при цьому коерцитивність та магнітну анізотропію. Отже, доцільно провести дослідження магнітодеформаційного ефекту в МОКЕ та встановити вплив величини деформації на магнітні характеристики плівкових систем на основі феромагнітних та немагнітних матеріалів.

## РОЗДІЛ 2

### МЕТОДИКА І ТЕХНІКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Аналіз літературних даних дав змогу вибрати і сформулювати основні напрямки дослідження. Їх реалізація полягатиме у виконанні наступних завдань:

- дослідження структурно-фазового стану плівок на основі Co і Cu (Ag або Au) , а також на основі Fe і Pt;
- експериментальні дослідження тензорезистивного та магнітодеформаційного ефектів у плівкових матеріалах, розробка феноменологічної моделі магнітодеформаційного ефекту для двошарових плівкових систем;
- дослідження магнітодеформаційного ефекту у МОКЕ від плівкових систем на основі феромагнітних і немагнітних матеріалів при деформації до 10%.

Плівки на основі Co і Cu (Ag або Au) , а також Fe і Pt представляють значний інтерес як з фундаментальної так і з прикладної точок зору, оскільки в них реалізуються ефекти спін-залежного розсіювання електронів (СЗРЕ), відбуваються процеси утворення сплавів та твердих розчинів, що впливають на фізичні характеристики матеріалів [93-97].

#### 2.1 Отримання плівкових зразків на основі Co і Cu (Ag або Au) та Fe і Pt

Як відомо, на електрофізичні властивості плівкових матеріалів впливають товщина зразків ( $d$ ), температура підкладки ( $T_n$ ), розмір кристалітів ( $L$ ), дифузія атомів, макронапруження. Тобто, змінюючи умови конденсації можна отримувати від гранично не упорядкованої кристалічної структури зразка до відносно досконалого монокристалічного зразка.

Одно- та багат шарові плівкові системи на основі Co і Cu (Ag або Au) отримувалися методом термічного випарування у вакуумній камері установки ВУП-5М (виробництво фірми «Selmi», м. Суми), з тиском залишкових газів  $p = 10^{-4}$  Па (рис. 2.1). Вакуум у системі створюється за допомогою двох насосів: пластинчато-статорного форвакуумного (2НВД-5ДМ) та дифузійного

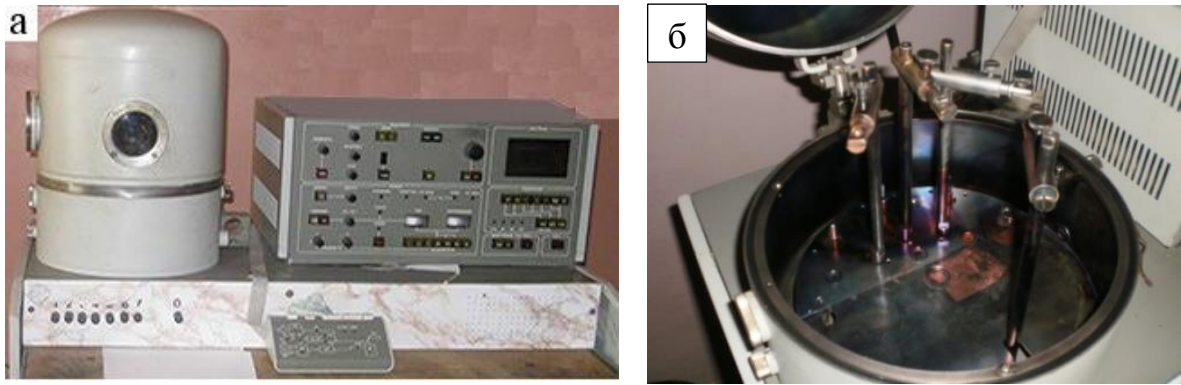


Рис. 2.1. Зовнішній вигляд установки ВУП-5М (а) та робочої камери (б)

пароструменевого (НВДМ-160), робочою рідиною якого є легкі фракції ефіру. Прилад має два режими роботи: ручний та автоматичний. Конденсація тугоплавкого Со здійснювалась з вольфрамової дротинки діаметром 2 мм. Матеріали з проміжною температурою плавлення, такі як Cu, Ag та Au, конденсувались з випарника типу «човник» або «гусарик».

Багатошарові плівкові системи та мультишари на основі Fe і Pt отримувались у надвисокому вакуумі у вакуумній камері Saburn MDC Europe (рис. 2.2 а), що знаходиться в Інституті фізики Університету, ім. Й. Гутенберга в м. Майнц (Німеччина). Вакуум у системі створювався за допомогою форвакуумного ( $10^{-2}$  Па), турбомолекулярного ( $10^{-5}$ - $10^{-6}$  Па) та гетероіонного (до  $10^{-8}$  Па) насосів фірми Pfeiffer Vacuum. Отримання зразків на основі Fe і Pt відбувалось методом пошарової конденсації з тиглів. Зовнішній вигляд випарника зображено на рис. 2.2. (б).

При дослідженні магнітодеформаційного ефекту в КТ та МОКЕ конденсація зразків здійснювалась на полістиролові підкладки кімнатної температури  $T_n = 300$  К. Це сприяло в значній мірі збереженню індивідуальності окремих шарів, а утворення неупорядкованих твердих розчинів при напыленні плівкової системи Fe/Pt відбувалось, скоріше за все, біля інтерфейсів. Перед завантаженням підкладок у вакуумну камеру установки проводилось попереднє їх очищення в ультразвуковій камері в ізопропанолі або ацетоні. Для забезпечення рівномірності



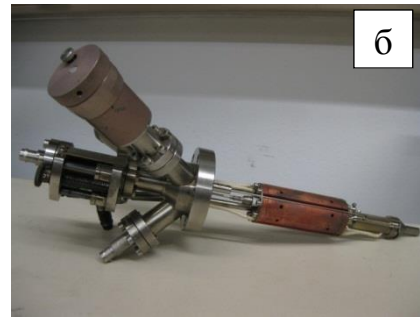


Рис. 2.2. Зовнішній вигляд надвисоковакуумної камери (а) та випарника для конденсації Fe і Pt (б)

товщин зразків (виключення виникнення градієнту товщин та концентрацій) витримувалась відстань між підкладками та випаровувачем не менше 6-7 см.

Контроль товщини в процесі осадження здійснювався методом кварцового резонатора. Для цього використовувалися спеціальні пластини кварцу з робочою частотою 10 МГц, на які безпосередньо осаджувалась досліджувана плівка; задаючий генератор, частотометр для вимірювання зміни частоти в процесі наплення матеріалу. Частотомір функціонує на основі ПД-регулятора, має зв'язок з комп'ютером для контролю процесу наплення. Товщина плівки ( $d$ , нм) визначалась за таким співвідношенням:

$$d = \frac{N_q \cdot \rho_q}{\rho_f \cdot f^2} (f_q - f) = c \cdot \Delta f, \quad (2.1)$$

де  $N_q$  – частотна стала для зрізу кристалу ( $N_q = 1,668 \cdot 10^3$  Гц·м),

$\rho_q$  – густина кварцу ( $\rho_q = 2,65 \cdot 10^{-3}$  кг/м<sup>3</sup>),

$\rho_f$  – густина речовини, яка конденсується,

$f$  – резонансна частота кварцу після конденсації речовини,

$f_q$  – резонансна частота кварцу до початку конденсації речовини,

$\Delta f$  – зміна резонансної частоти кварцу,

$c$  - стала приладу.

Після конденсації товщина уточнювалась методом оптичної інтерферометрії за допомогою приладу МП-4. Точність вимірювання методом кварцевого резонатора склала  $\pm 1$  нм, в той час як точність інтерферометра МП-4 приблизно 10 % при  $d \geq 50$  нм.

Як підкладки для електрофізичних та магнітооптичних досліджень використовувались пластини ситалу. Для дослідження магнітодеформаційного ефекту в КТ та МОКЕ – пластини полістиролу товщиною 0,4 мм. Полістирол був вибраний як підкладка для деформаційних досліджень оскільки має пружну область деформації до 2%. Для дослідження магнітодеформаційного ефекту на пластини полістиролу попередньо проводилось осадження мідних контактних площадок. Схема підкладки з геометричними розмірами зображена на рис. 2.3.

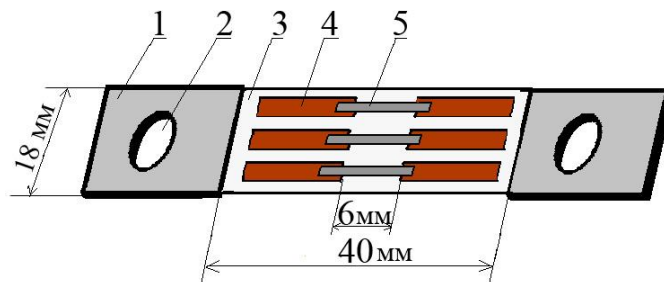


Рис. 2.3. Схема підкладки для дослідження тензорезистивного та магнітодеформаційного ефектів: 1- алюмінієві накладки; 2- отвори для кріплення; 3 – полістиролова підкладка; 4- мідні сходиноподібні контактні площадки; 5- досліджувана плівка або плівкова система

## 2.2 Методика дослідження впливу магнітного поля на коефіцієнт тензочутливості та електрофізичні властивості плівкових матеріалів

Для дослідження впливу магнітного поля на термічний коефіцієнт опору (ТКО) був сконструйований спеціальний пристрій, який зображений на рис. 2.4.

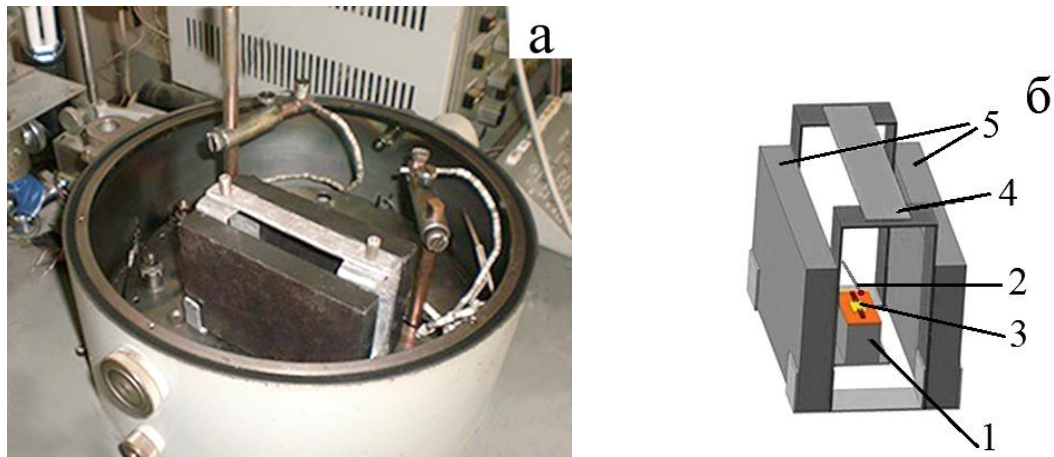


Рис. 2.4. Зовнішній вигляд пристрою для дослідження ТКО в магнітному полі в робочій камері ВУП-5М (а) та схематичне зображення пристрою (б): 1 – нагрівач; 2 – термопара, 3 – зразок, 4 – алюмінієвий каркас; 5 – постійні магніти

Зразки відпалювались без та в магнітному полі. Експериментально вимірювалась залежність опору зразка від температури відпалювання, будувались температурні залежності і розраховувався термічний коефіцієнт опору для обох випадків ( $\beta^R(0)$  та  $\beta^R(B)$ ):

$$\beta^R(0) = \frac{1}{R(0)} \cdot \frac{\Delta R}{\Delta T} \text{ або } \beta^{\rho}(0) = \frac{1}{\rho(0)} \cdot \frac{\Delta \rho}{\Delta T}, \quad (2.2)$$

де  $R(0)$ ,  $\rho(0)$  – значення опору та питомого опору при кімнатній температурі;

$$\Delta R = R(T) - R(0);$$

$\Delta \rho = \rho(T) - \rho(0)$  - зміна опору або питомого опору в інтервалі температури відпалювання;

$\Delta T$  – зміна температури відпалювання.

Величина  $\beta^R(B)$  розраховувалась аналогічно до  $\beta^R(0)$ . Крім того, була розрахована відносна зміна ТКО при дії магнітного поля  $\frac{\beta^R(B) - \beta^R(0)}{\beta^R(0)}$ .

Спочатку на пластині ситалу формувались мідні контактні площадки, далі відбувався процес конденсації зразка і витримка його протягом 1 години в камері

установки для стабілізації структурно-фазового стану. Плівкові системи на основі Co і Ag осаджувались методом термічного випарування у камері ВУП – 5М пошарово через спеціальну маску (геометричні розміри 1x10 мм) в одному циклі, а далі відпалювалися в інтервалі температур  $T_g = 300\text{--}900\text{ K}$ , з метою формування твердого розчину (детальніше про умови формування т.р. в плівкових системах Co/Ag див.[98, 99]).

Значення опору фіксувалось через кожні 10 К, швидкість відпалювання складала 10–15 К/хв. Магнітне поле створювалось постійними магнітами і становило  $B = 45\text{ мТл}$ , а контроль температури здійснювався хромель-алюмелевою термопарою.

Дослідження тензорезистивних та магнітодеформаційних властивостей зразків проводилось за допомогою автоматизованої системи, розробленої співробітниками кафедри прикладної фізики Сумського державного університету, яка дозволила підвищити точність вимірювання деформації та опору методом *in situ*, проводити необмежену кількість циклів деформації у статичному та динамічному режимах [100].

Рухома частина системи змонтована в вакуумній камері ВУП-5М (рис.2.5). Вона складається з мікрогвинта, до нерухокої частини якого прикріплений столик, на який безпосередньо кріпиться полістиролова підкладка із заздалегідь підготовленими контактними майданчиками (рис. 2.3) та з'єднується з рухомою частиною мікрогвинта, таким чином реалізується деформація зразка. До плівкових контактних площадок підводяться прижимні електричні контакти

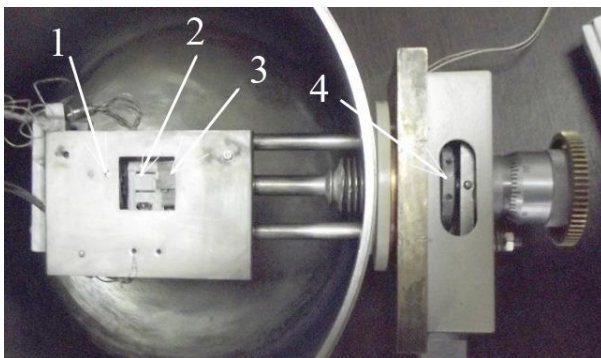


Рис. 2.5. Зовнішній вигляд установки для дослідження тензорезистивних властивостей зразків: 1 – кварцева пластина з задаючим генератором, 2 – маска, 3 – скляні підкладки та сіточки для мікроскопії, 4 – мікрогвинт

для зняття сигналу опору зі зразків під час процесу деформації. Далі сигнал оброблюється системою збору та передачі даних та програмним забезпеченням персонального комп'ютера.

Крім того розроблена спеціальна система кріплень для кварцового резонатора, мідних сіток для контролю фазового складу плівки методом просвічуючої електронної мікроскопії, скляні підкладки для контролю товщини методом оптичної інтерферометрії.

На описаній вище установці проводились дослідження і магнітодеформаційного ефекту. Підкладка зі зразками розміщувалась між постійними магнітами таким чином, що лінії магнітної індукції були перпендикулярні до напрямку деформації та напряму протікання струму (рис. 2.6). Зразки деформувались в інтервалах:  $\Delta\varepsilon_l = 0,2\%$ ,  $\Delta\varepsilon_l = 1\%$  та  $\Delta\varepsilon_l = 2\%$ . Магнітне поле мало величину 30 мТл.

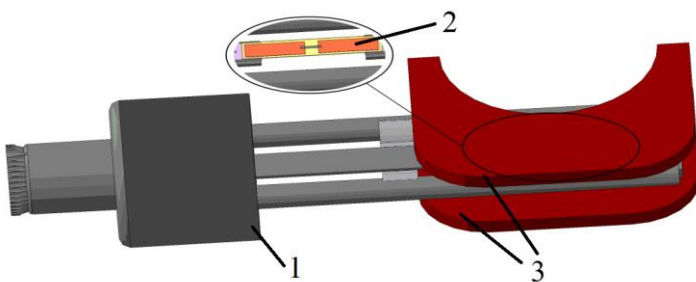


Рис. 2.6. Схематичне розташування досліджуваних зразків відносно постійного магніту: 1 – мікрогвинт, 2 – підкладка зі зразком, 3- постійні магніти

Конструкція підкладки (рис. 2.3) та спеціальна система масок і заслінок дозволяла отримувати та досліджувати одночасно три зразки різної товщини або різного матеріалу в одному циклі, що дало можливість порівняти деформаційні та магнітодеформаційні властивості зразків між собою, підвищивши якість зразків та точність досліджень, в порівнянні зі зразками, отриманими в різних циклах. Плівки конденсувались через спеціальну маску, а отже всі зразки мали однокові геометричні розміри (6x1 мм).

На рис. 2.7 наведена схема, за якою проводилось вимірювання опору зразків при їх деформації. Фіксуючи падіння напруги на зразку та еталонних резисторах, за відомим значення опору еталонних резисторів та напруги живлення схеми

проводився розрахунок опору зразка. Для збору даних використовувався модуль, аналогово-цифровий перетворювач ADAM-4018, для управління електродвигуном – модуль ADAM-4068, для перетворення сигналів з інтерфейсу RS-485 до інтерфейсу USB – перетворювач інтерфейсів ADAM-4561.

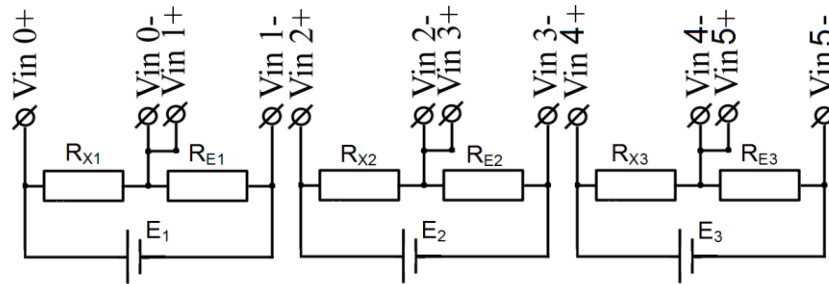


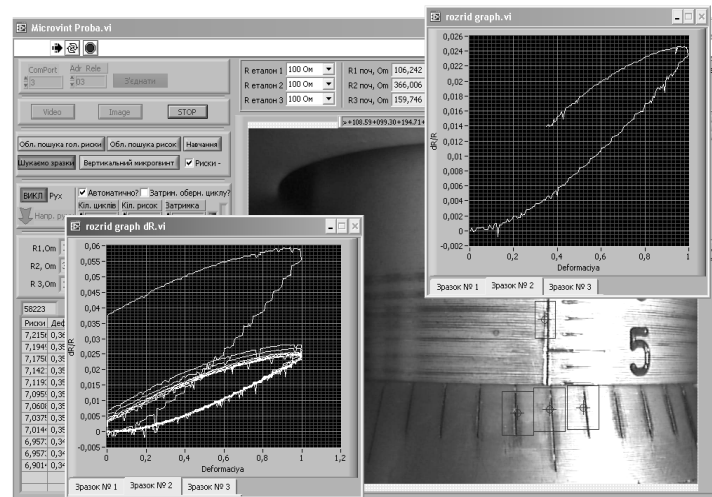
Рис. 2.7. Схема вимірювання опору зразків при деформації,  $R_{X1}$ ,  $R_{X3}$  – опори досліджуваних зразків,  $R_{E1}$ ,  $R_{E3}$  – резистори еталонного номіналу

Деформація «розтягу-стиснення» плівки відбувалась шляхом переміщення рухомої частини столика установки мікрогвинтом, який приводиться в рух асинхронним двигуном та керувався програмно через релейний блок ADAM-4068. Миттєве значення деформації фіксувалось цифровою відеокамерою, яка розпізнавала відносне положення міток на мікрогвинті щодо нульової мітки. Далі дані з камери та цифрових модулів передавались на комп'ютер, де програма проводила обробку інформації.

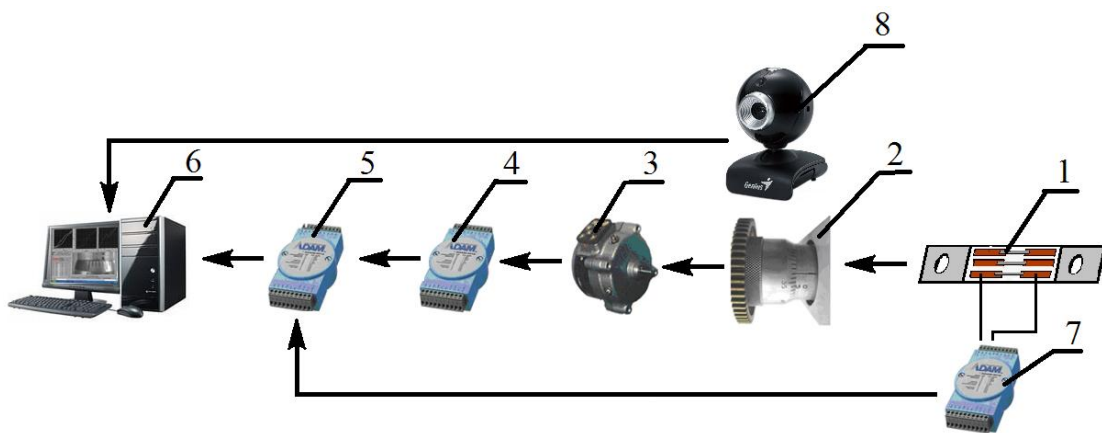
Для живлення модулів ADAM-4018 та ADAM-4068 використовувалось стабілізоване джерело живлення БЖІ- 24В/0,3А, з вихідною напругою 24 В. Управління експериментом і обробка результатів здійснювалась з допомогою програмного забезпечення, розробленого в середовищі LabVIEW 2012 з використанням модуля машинного зору LabVIEW Vision Development Module 8.2. Блок схема автоматизованої системи та інтерфейс програми для дослідження тензорезистивного та магнітодеформаційного ефектів наведено на рис. 2.8.

Результати експерименту у вигляді графіків залежності зміни опору ( $R$  та  $\Delta R/R(0)$ ) від  $\varepsilon_l$  та таблиці з миттєвими показниками опору і деформації виводились





а



б

Рис. 2.8. Структурна схема автоматизованої системи дослідження тензорезистивного та магнітодеформаційного ефектів (а) та інтерфейс програмного забезпечення (б). 1 – зразок, 2 – мікрогвинт, 3 - асинхронний двигун, 4 – релейний блок ADAM-4068, перетворювач інтерфейсів ADAM-4561, 7 – АЦП ADAM-4018. Із роботи [100]

на екран (рис 2.8 а) та зберігались для подальшої обробки. Типові деформаційні залежності, одержані після обробки, наведені на рис. 2.9. Римськими цифрами позначені номери циклів деформації. На вставках наведені залежності опору і миттєвого значення КТ для VII циклу від деформації та значення середнього КТ для VII циклу.

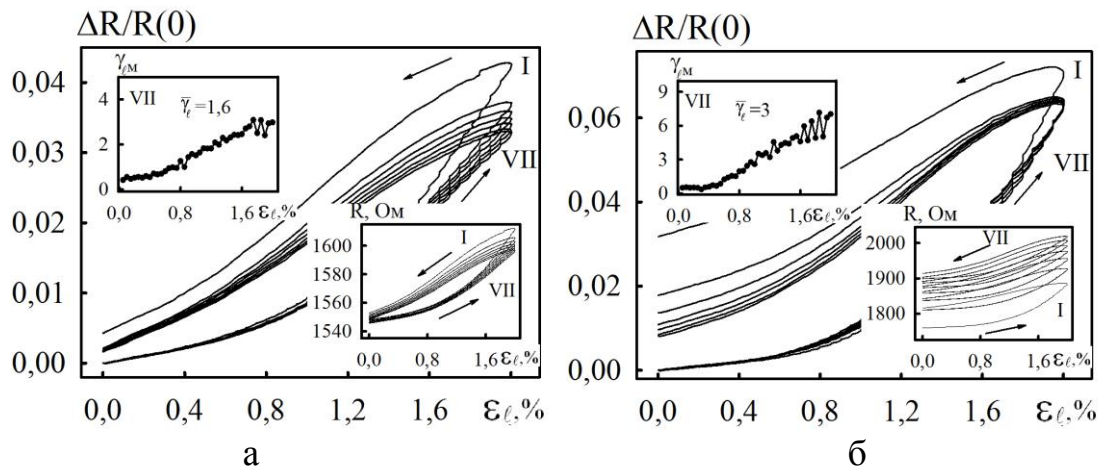


Рис. 2.9. Залежність  $\Delta R/R(0)$  та  $R$  і  $\gamma_{M}$  (на вставках) від  $\varepsilon_{\ell}$  для сьомого деформаційного циклу для плівки Co(10)/Π при  $\Delta\varepsilon_{\ell} = (0-2) \%$  без (а) та при дії магнітного поля (б)

За тангенсом кута нахилу залежності опору від деформації розраховувалось значення коефіцієнта поздовжньої тензочутливості. Середнє інтегральне значення КТ визначалось за співвідношенням (1.1), а диференціальне (яке умовно можна назвати «миттєвим»), за співвідношенням:

$$\gamma_{Lm} = \frac{1}{R(0)_i} \frac{\partial R_i}{\partial \varepsilon_{\ell i}}, \quad (2.3)$$

де індекс « $i$ » позначає номер деформаційного інтервалу. Більш детально методика визначення КТ описана у [4, 32].

Магнітодеформаційний ефект при поздовжній деформації кількісно оцінювався за магнітним коефіцієнтом тензочутливості, який визначався за співвідношенням (1.3).



### 2.3 Дослідження структурно-фазового стану

Дослідження структурно-фазового стану плівкових зразків проводилось методами електроннографії та просвічуючої електронної мікроскопії за допомогою мікроскопу ПЕМ-125К (виробництво фірми «Selmi», м. Суми) з цифровою реєстрацією інформації (рис 2.10).

Електрофізичні, магнітні, магнітооптичні, тензорезистивні, магнітодеформаційні та ін. властивості плівкових матеріалів в значній мірі залежать від структурного та фазового стану окремих шарів системи, розмірів зерен, наявності домішок, дефектів. Тому для кращого розуміння фізичних процесів, що проходять у плівкових системах необхідно провести мікроскопічні дослідження та врахувати вплив зазначених факторів на характеристики матеріалів. Дослідження зразків у ПЕМ проводились у режимі великих збільшень  $(50-200) \cdot 10^3$  крат (світлого і темного поля) та дифракційному і мікродифракційному режимах. Як приклад, картини дифракції та мікроструктури від плівки Co(25 нм)/П наведені на рис. 2.11. Товщина в дужках вказана в нм.

Розшифровка електроннограм проводилися за стандартною методикою, використовуючи картини дифракції від еталонної плівки Al, точність визначення міжплощинних відстаней даним методом складає 0,001 нм. Для визначення фази та міжплощинних відстаней досліджуваних зразків спочатку визначали сталу приладу за стандартною формулою, яка пов'язує між собою діаметри кілець і відповідні їм міжплощинні відстані:

$$C = D_{hkl} \cdot d_{hkl}, \quad (2.4)$$

де  $D_{hkl}$  та  $d_{hkl}$  – діаметри кілець та міжплощинні відстані еталонного зразка.

Далі вимірювали діаметри дифракційних кілець досліджуваного зразка, розраховували міжплощинні відстані та визначали параметр решітки ( $a_{hkl}$ ) за таким співвідношеннями для кубічної та гексагональної сингоній відповідно:

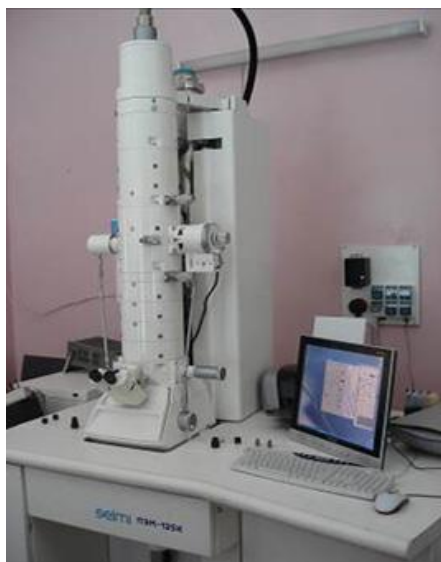


Рис. 2.10. Зовнішній вигляд просвічуючого електронного мікроскопу ПЕМ-125 К

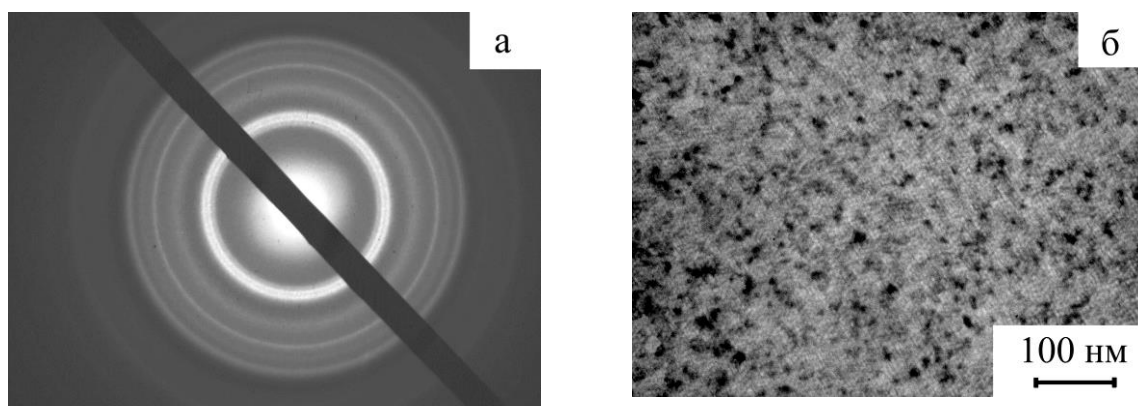


Рис. 2.11. Електронограма та кристалічна структура від одношарової плівки  $\text{Co}(30)/\text{Pt}$

$$d_{hkl} = \frac{C}{D_{hkl}}, \quad (2.7)$$

$$a_{hkl} = d_{hkl} \sqrt{h^2 + k^2 + l^2}, \quad (2.8)$$

$$\frac{1}{d_{hkl}^2} = \frac{4}{3} \frac{h^2 + kh + k^2}{a_{hkl}^2} + \frac{l^2}{c_{hkl}^2}. \quad (2.9)$$

Інтенсивність ліній, що важливо при розшифровці електронограм, була оцінена за допомогою спеціально розробленого програмного забезпечення.

## 2.2. Методика дослідження МОКЕ

Доцільність вивчення магнітооптичних властивостей у матеріалах з можливим спін-залежним розсіюванням електронів пов'язана з отриманням інформації про ступінь намагніченості, магнітну анізотропію, рухливість доменної структури, особливості спін-поляризації магнітної компоненти в плівкових структурах та ін., а також з прикладної точки зору для застосування отриманої інформації при створенні чутливих елементів сенсорів магнітного поля, магнітооптичних пристроїв запису-зчитування інформації та ін.

Магнітооптичний ефект Керра полягає у зміні кута поляризації плоскополяризованого пучка світла при відбитті від намагніченого зразка, а також зміні форми поляризації пучка з плоскої на еліптичну (рис. 2.11) [101].

Для отримання інформації про магнітні характеристики плівкових

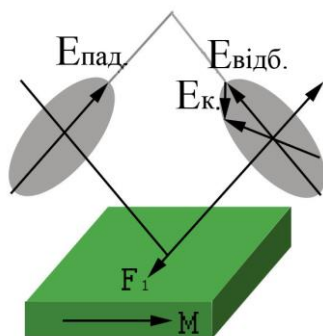


Рис. 2.11. Схематичне зображення поздовжнього ефекту Керра з р-поляризацією ( $E_{\text{пад}}$  – амплітуда падаючої хвилі,  $E_{\text{відб}}$  – амплітуда відбитої хвилі,  $E_{\text{к}}$  – амплітуда зсуву)

матеріалів будувалась залежність кута повороту Керра ( $\theta$ , мрад) від магнітної індукції ( $B$ , мТл), прикладеної до зразка  $B = f(\theta)$ . Для цього експериментальним шляхом вимірювалась залежність струму, що пропускалась через котушки електромагніту, від напруги на катушці модулятора Фарадея. Експериментально одержана залежність перераховувалась по калібровочній кривій у залежність кута повороту Керра від індукції магнітного поля, прикладеного до зразка. За отриманою петлею гістерезису (рис 2.12) визначалась коерцитивна сила ( $B_c$ ), індукція насичення ( $B_s$ ), кут повороту Керра ( $\theta$ ).

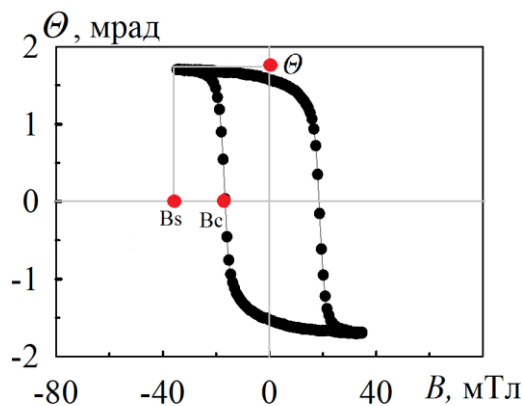


Рис. 2.12. Залежності МОКЕ одношарової плівки Co(9)/П.

Залежно від напрямку поширення світла  $\vec{k}$  відносно орієнтації вектора намагніченості  $\vec{M}$  виділяють три геометрії вимірювання ефекту Керра: полярний, меридіальний та екваторіальний. Перші два відносяться до поздовжньої, а останній до поперечної геометрії (рис. 2.13). У нашому випадку, у зв'язку з особливістю установки, досліджувалися лише полярний та меридіальний ефекти Керра. Необхідно зазначити, що суть полярного та меридіального ефектів Керра полягає у повороті площини поляризації та появі еліптичності відбитого світла від намагніченого зразка. У свою чергу, екваторіальний ефект полягає у зміні інтенсивності та зміщенні фази  $p$ -компоненти світла, що відбите від ферромагнітного матеріалу при його намагнічуванні.

Ефект Керра може бути пояснений дією сили Лоренца. При попаданні на зразок лінійнополяризованого світла електрони на поверхні збуджуються і починають осцилювати. Для антипаралельної орієнтації намагніченості

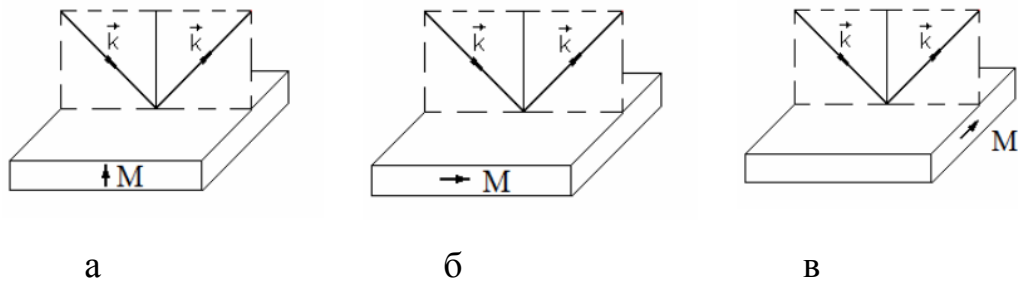


Рис. 2.13. Схематичне зображення взаємної орієнтації хвильового вектора ( $\vec{k}$ ) та намагніченості ( $\vec{M}$ ) при спостереженні полярного (а), меридіального (б) та екваторіального (в) ефектів Керра

результатом дії сили Лоренці на електрони є випромінювання ними електромагнітної хвилі. При взаємодії з поверхнею зразка світло відбивається та, окрім головної осциляції, з'являється ще одна компонента, перпендикулярна до головної, викликана електромагнітним випромінюванням електронів при дії сили Лоренца, але вона менш інтенсивна і не співпадає по фазі з головною. Результат суперпозиції цих двох осциляцій і є поворот площини поляризації. Кут повороту називається кутом Керра.

### 2.2.1 Обладнання для дослідження МОКЕ

Установка для дослідження магнітооптичних властивостей складається з генератора світла (лазера) Volkraft Labornetzgerat TNG 30, поляризатора, оптичної збираючої лінзи, за допомогою якої формується пучок плоскополяризованого світла з довжиною хвилі  $\lambda = 670$  нм та направляється на зразок, який знаходиться в магнітному полі 150 мТл. (рис. 2.14). Описана установка знаходиться в Інституті фізики Університету ім. Й. Гутенберга (м. Майнц, Німеччина).

Після відбиття від зразка світло з плоскополяризованого перетворювалось в еліптично поляризоване, відбувався поворот площини поляризації (рис. 2.11). Далі сигнал прямував на ще одну збираючу лінзу та модулятор Фарадея, що представляв собою соленоїд зі скляним осердям, де відбувалась компенсація

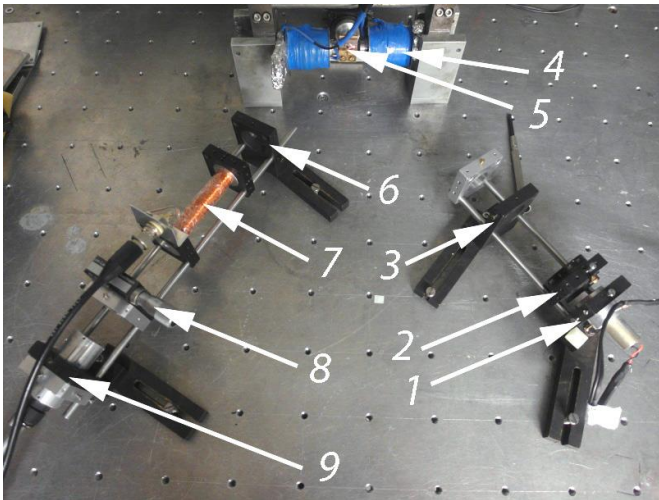


Рис. 2.14. Установка для дослідження магнітооптичного ефекту Керра у поздовжній геометрії: 1 – лазер, 2 – поляризатор, 3 – фокусуєча лінза, 4 – електромагніт, 5 – зразок, 6 – лінза, 7 – модулятор Фарадея, 8 – аналізатор, 9 – фотодетектор

зміни кута повороту площини поляризації за допомогою струму, прикладеного до модулятора Фарадея. Після чого сигнал потрапляв на перетворювач, фотодетектор, підсилювач (виробник компанія «EG&G Princeton Applied Research») та виводився на комп'ютер, де будувалась в автоматизованому режимі петля гістерезису, з якої визначались кут повороту Керра, індукція насичення, коерцитивна сила.

Максимальний (критичний) струм, який можна пропускати через катушки електромагніту – 10А, оптимальне значення струму становило 5А, що відповідало індукції в 150мТл. Контроль подачі струму на катушки здійснював контролер GAF 971107.

Управління вимірюванням, а також запис результатів, здійснювався з комп'ютера, за допомогою програмного забезпечення, створеного німецькими колегами в середовищі LabView 2010. Програма дозволяла здійснювати декілька вимірювань одного і того ж зразка в автоматичному режимі, змінюючи при цьому величину прикладеного магнітного поля, швидкість вимірювання, точність вимірювання (кількість одержаних точок за один цикл).

Оскільки, як уже було відмічено раніше, при дослідженні МОКЕ проводились вимірювання залежності напруги на модуляторі Фарадея ( $U_K$ ) від струму ( $I$ ) на катушках електромагніту. Для зручності було розроблене програмне забезпечення, де, у відповідності з калібровочними кривими, відбувався перерахунок параметрів  $U_K$  та  $I$  у звичні  $\Theta=f(B)$ , визначались кут повороту Керра,

індукція насичення, коерцитивна сила.

Також слід відмітити, що дослідження МОКЕ проводилось у одно-, дво- та багат шарових структурах на основі Co і Cu (Ag або Au) та Fe і Pt у свіжосконденсованому стані та після відпалювання їх до 700 К. Вибір даної температури відпалювання обумовлений фактом поліморфного ГЦП → ГЦК переходу плівок Co, який у масивних зразках відбувається при температурі  $T = 700$  К, а в тонких плівках, внаслідок фазового розмірного ефекту, при  $T < 700$  К [102]. Потрібно відмітити, що у системі Co/Cu та Fe/Pt – твердий розчин утворюється уже на стадії конденсації, в той час як у Co/Ag та Co/Au – після відпалювання.

### 2.2.2 Особливості дослідження МОКЕ при деформації зразків до 10%

Дослідження деформаційного ефекту в магнітооптичному ефекті Керра проводилось на установці, описаній в попередньому підрозділі (рис. 2.14). Для деформацій зразків був сконструйований спеціальний пристрій, що дозволив отримати видовження зразків до 10%. Як підкладки, аналогічно як і у випадку дослідження магнітодеформаційного ефекту в КТ, використовувались пластини полістиролу.

Виділяють три геометрії вимірювання МОКЕ при деформації: поздовжня, поперечна та перпендикулярна (рис. 2.15). У нашому випадку вимірювання магнітодеформаційного ефекту в МОКЕ проводились в двох геометріях: поздовжній (напрямок деформації та ліній магнітної індукції паралельні, позначимо індексом « $l$ ») та поперечній (вектор магнітного поля лежить в площині зразка і перпендикулярний до деформації (« $t$ »)).

Деформація зразків в такому широкому діапазоні (до 10 %) дозволила дослідити процеси, що відбуваються в плівках в області пружної (до 0,5 %) та пластичної деформації. Кількісною характеристикою ефекту є деформаційний коефіцієнт МОКЕ, одержаний аналогічно до описаних вище тензорезистивного та магнітодеформаційного ефектів:

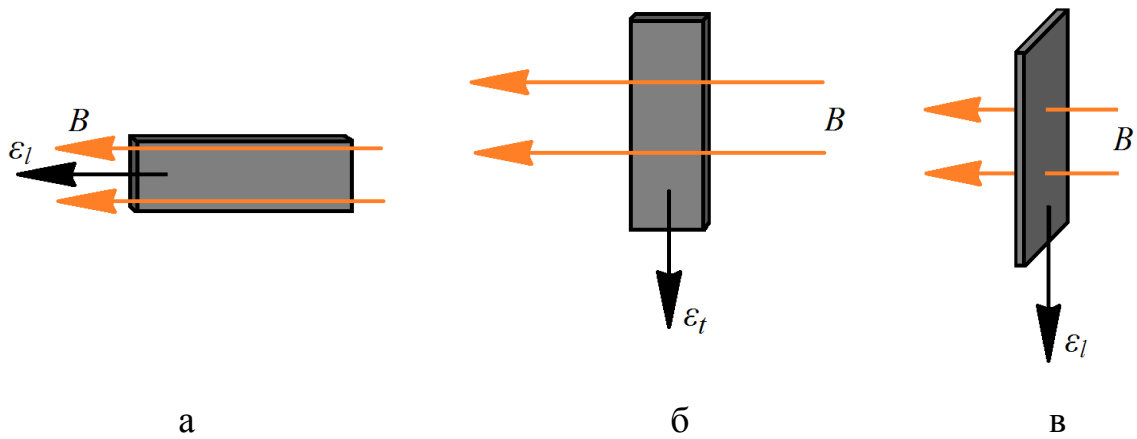


Рис. 2.15. Геометрії вимірювання деформаційного ефекту в МОКЕ: а – поздовжня, б – поперечна, в – перпендикулярна.

$$\gamma_{l,t}^{MOKE} = \frac{1}{\theta(0)} \frac{\Delta\theta}{\Delta\varepsilon_{l,t}} \quad (2.10)$$

де,  $\theta(0)$  – кут повороту площини поляризації при деформації  $\varepsilon_{l,t} = 0$ ,

$$\Delta\theta = \theta(\varepsilon_{l,t}) - \theta(0),$$

$\theta(\varepsilon_{l,t})$  – кут повороту площини поляризації при деякій деформації  $\varepsilon_{l,t}$ .

Подальша методика вимірювання магнітооптичних властивостей одно- та багат шарових плівкових систем, в тому числі мультишарів, не відрізнялась від описаної в попередньому розділі за відсутності деформації зразків.

## Висновки до розділу 2

1. У відповідності з поставленими задачами, висвітленими на початку даного розділу, були вибрані такі основні методи дослідження: вакуумна конденсація методом термічного випарування у високому та надвисокому вакуумі (контроль товщини зразків здійснювався методом кварцового резонатора *in situ* та методом оптичної інтерферометрії після конденсації); метод просвічуючої електронної мікроскопії для дослідження структурно-фазового стану плівкових зразків; метод МОКЕ для дослідження магнітних та магнітооптичних



властивостей;

2. Запропонована методика дослідження магнітодеформаційного ефекту в КТ в області пружності та пластичності дозволила встановити вплив інтервалу деформації на величину коефіцієнта тензочутливості; магнітний коефіцієнт тензочутливості. Використання автоматизованої системи дослідження тензорезистивного та магнітодеформаційного ефектів підвищило точність вимірювання деформації та опору методом *in situ*, дало можливість проводити необмежену кількість циклів деформації у статичному та динамічному режимах.

3. Дослідження магнітодеформаційного ефекту в МОКЕ дало можливість встановити вплив деформації на магнітні та магнітооптичні характеристики плівок (коерцитивна сила, індукція насичення, залишкова намагніченість, кут повороту Керра). Дослідження МОКЕ у плівкових системах на основі феромагнітних та немагнітних металів дозволило встановити вплив немагнітної компоненти та кількості шарів на магнітні характеристики плівкових систем (коерцитивна сила, залишкова намагніченість). Відпалювання зразків при дослідженні МОКЕ до 700К дало можливість дослідити вплив фазоутворення на вищезазначені параметри плівкових зразків.

### РОЗДІЛ 3

## МАГНІТОДЕФОРМАЦІЙНИЙ ЕФЕКТ У КОЕФІЦІЕНТІ ТЕНЗОЧУТЛИВОСТІ У ПЛІВКОВИХ МАТЕРІАЛАХ

На даному етапі розвитку плівкової тензометрії відома достатньо велика кількість інформації щодо залежності електрофізичних властивостей багатошарових плівкових матеріалів від деформації. А в останні роки сформувалась нова проблема – дослідження тензочутливості в магнітному полі або залежності значення коефіцієнта тензочутливості від величини прикладеного магнітного поля. Даний ефект носить назву магнітодеформаційний і є перспективним напрямком дослідження з точки зору можливості вирішення ряду проблем фізики твердого тіла, отримання інформації про вплив магнітного поля на тензорезистивні характеристики плівкових матеріалів та розуміння фізичних процесів, які при цьому відбуваються. Перспективним є дослідження магнітодеформаційного ефекту і з прикладної точки зору, які полягають у можливості розроблення (удосконалення) багатофункціональних датчиків.

Даний розділ присвячений дослідженню тензорезистивних властивостей плівкових матеріалів на основі феромагнітного Co та немагнітних Cu і Ag та встановленню впливу магнітного поля на деформаційні властивості вищезазначених систем. Оскільки, на електрофізичні властивості суттєво впливає структурно-фазовий стан плівкових систем, то доцільно провести такі дослідження для подальшої коректної інтерпретації результатів. Системи на основі Co і Cu та Co і Ag вибрані для дослідження магнітодеформаційного ефекту, оскільки в них реалізується два граничних структурних стани: біпластина з не змішуваністю компонент системи у свіжосконденсованому стані (Co/Ag) та твердий розчин, який утворюється уже на стадії конденсації (Co/Cu).

Плівкові системи на основі Co та Cu або Ag є перспективними матеріалами для подальших наукових досліджень. Незважаючи на те, що магнітні, магніторезистивні, деформаційні характеристики таких систем вивчені досить детально [93, 103-108], відкритими залишаються питання щодо впливу пружної

та пластичної деформації на магніторезистивні та магнітооптичні характеристики, кристалічну структуру; поведінка коефіцієнта тензочутливості при деформації плівкових систем в магнітному полі в області пружності та пластичності.

### **3.1 Особливості структурно-фазового стану плівкових систем на основі Co і Cu (Ag або Au) та Fe і Pt**

Відома досить велика кількість досліджень щодо структурно-фазового стану плівок на основі основі Co і Cu (Ag або Au) та Fe і Pt (наприклад, [96, 106, 109-112]), аналіз яких дозволив нам визначити необхідні умови конденсації одно- та багат шарових плівкових систем для одержання плівок з наперед заданими електрофізичними, тензорезистивними, магнітодеформаційними та магнітооптичними властивостями. Електронномікроскопічні дослідження плівкових систем були проведені з метою подальшого коректного аналізу деформаційних та магнітодеформаційних властивостей даних плівкових структур.

#### **3.1.1 Структурно-фазовий стан плівкових систем на основі Co і Cu, Ag або Au [113-117]**

**Одношарові плівки Co.** Одношарові плівки Co, відповідно до [118], мають дві поліморфні модифікації - низькотемпературну ГЦП - фазу з параметром ґратки  $a_0 = 0,2514$  нм,  $c_0 = 0,4105$  нм та високотемпературну ГЦК - фазу -  $a_0 = 0,355$  нм. На рис. 2.2 наведені знімки мікроструктури та електроннограми від плівки Co(30)/П у свіжосконденсованому стані. В зразку присутня як ГЦП-фаза, так і високотемпературна ГЦК-фаза, яка може бути наявністю дефектів пакування. Фазовий ГЦП  $\rightarrow$  ГЦК перехід у масивних зразках відбувається при температурі  $T = 700$  К, а в тонких плівках, внаслідок фазового розмірного ефекту температура поліморфного переходу зменшується [118]. Також необхідно зазначити, що у свіжосконденсованому стані одношарові плівки Co дрібнодисперсні, середній розмір кристалітів складає 6 нм.

Системи на основі Co і Cu (Ag або Au) при певних умовах можуть утворювати тверді розчини із феромагнітними гранулами. Шляхом зміни розмірів феромагнітних частинок або їх концентрації можна керувати електрофізичними та магнітними властивостями даних приладових структур [119].

**Плівкова система Co/Cu.** Як свідчать дані електронографічних досліджень від плівкової системи на основі Co і Cu з товщинами шарів  $d_{Co} = (5-40)$  нм,  $d_{Cu} = (5-20)$  нм – система втрачає індивідуальність шарів ще в процесі пошарової конденсації компонент. На рис. 3.1 наведені типові знімки дифракції та мікроструктури, на прикладі плівкової системи Co(7)/Cu(10)/Co(40)/П. Розшифровка електронограми вищезазначеної системи (табл. 3.1) показала, що в свіжосконденсованому стані фазовий склад відповідає т.р. (Cu, Co) + ГЦП-Co. У процесі відпалювання до 700 К та подальшому охолодженні до 300 К не спостерігається істотних змін у фазовому складі. Середнє значення параметра кристалічної решітки т.р. (Cu, Co) становить  $\bar{a} = 0,355$  нм, що узгоджується із даними ряду робіт інших авторів [120–123].

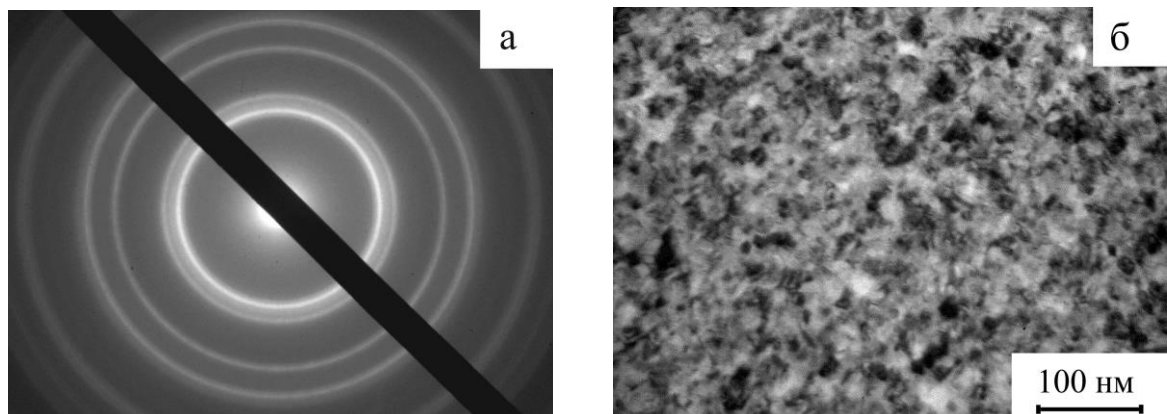


Рис. 3.1. Електронограма (а) та кристалічна структура (б) плівкової системи Co(7)/Cu(10)/Co(40)/П у свіжосконденсованому стані

**Плівкова система Co/Ag.** На відміну від Co/Cu, плівкові системи на основі Co та Ag мають обмежену взаємну розчинність атомів при проміжних температурах. Були досліджені плівкові системи в наступних інтервалах

## Розшифрування електронограми від плівкової системи Co(7)/Cu(10)/Co(40)/П

T <sub>b</sub> = 300K	№ п/п	I, в.о.	d <sub>hkl</sub> , нм	hkl	фаза	a, нм
	1.	сл.	0,216	100	ГЦП-Co	-
	2.	С.	0,205	111	т.р.(Cu,Co)	0,355
	3.	сл.	0,915	101	ГЦП-Co	-
	4.	сер.	0,177	200	т.р.(Cu,Co)	0,354
	5.	сер.	0,126	220	т.р.(Cu,Co)	0,356
	6.	сер.	0,107	311	т.р.(Cu,Co)	0,354
	7.	сл.	0,103	222	т.р.(Cu,Co)	0,356
$\bar{a} = 0,355$ нм (т.р.(Cu, Co))						

С. – сильна, сер. – середня, сл. – слабка

товщин: d<sub>Co</sub> = (5–40) нм, d<sub>Ag</sub> = (5–20) нм. У свіжосконденсованому стані вони двофазні, параметр решітки, згідно [118], становить a<sub>0</sub>(Ag) = 0,408 нм.

На рис. 3.2 наведені типові знімки мікроструктури та дифракції від плівкової системи Ag/Co/П у свіжосконденсованому стані та після відпалювання до 870 К. На електронограмах, наведених на рис. 3.2 а, фіксуються лінії, що відповідають ГЦК-Ag з параметром ґратки  $\bar{a}(\text{Ag}) = 0,407 \pm 0,001$  нм та ГЦП-Co, що дає можливість зробити висновок, що у свіжосконденсованому стані в системі зберігається індивідуальність шарів (табл. 3.2). Незмішуваність шарів даної системи також підтверджують результати ВІМС досліджень, отриманими іншими авторами [124]. Після відпалювання до 870 К на електронограмах спостерігається збільшення діаметру ліній ГЦК-Ag, що відповідає зменшенню міжплощинних відстаней d<sub>hkl</sub> та зменшенню параметру решітки a<sub>hkl</sub>. Такі зміни можна інтерпретувати як утворення т.р. на основі ґратки ГЦК-Ag. Середній розмір параметру кристалічної решітки становить  $\bar{a}(\text{т.р.}(\text{Ag,Co})) = 0,404$  нм. Згідно [125], утворення термічностабільного твердого розчину залежить від загальної концентрації магнітної компоненти, так, для системи Co/Ag оптимальна концентрація c<sub>Co</sub> становить 40-60 ат.%. Також утворення твердого розчину можливе при одночасній конденсації компонент з двох незалежних джерел.

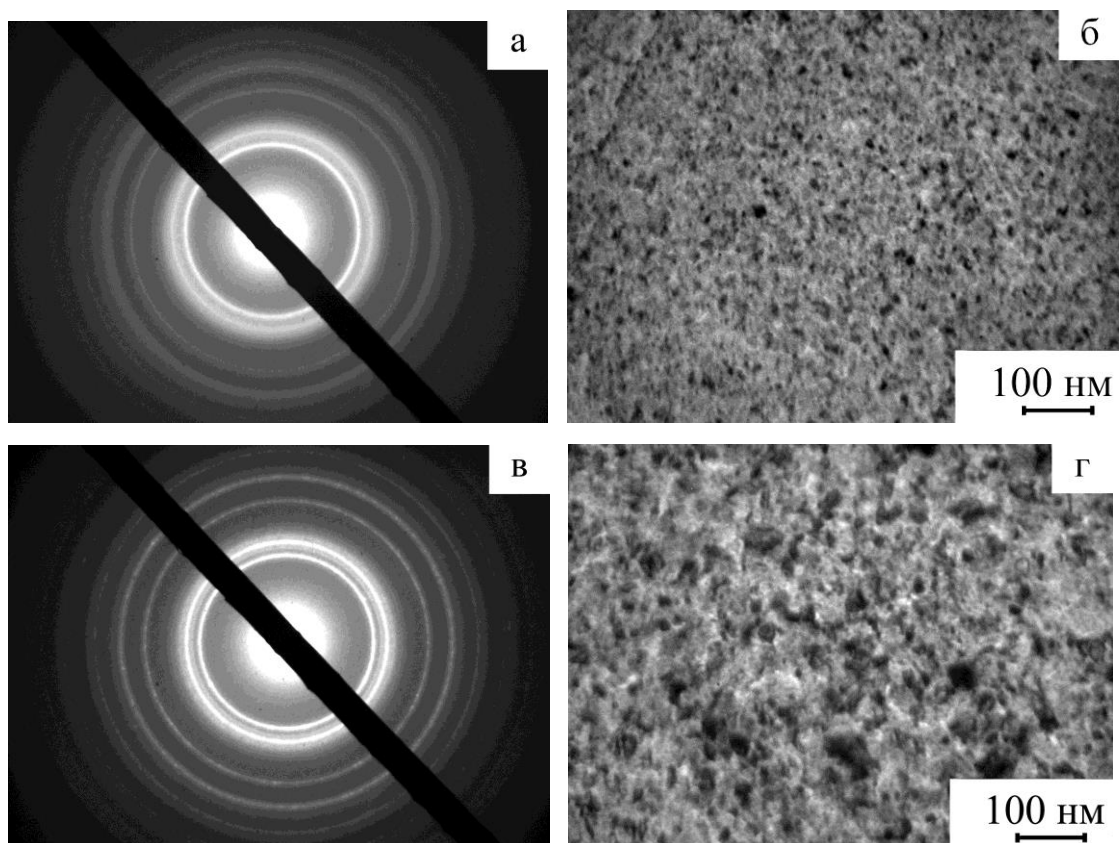


Рис. 3.2. Електронограми (а, в) та кристалічна структура (б, г) плівки  $\text{Ag}(13)/\text{Co}(13)/\text{П}$  у невідпаленому (а, б) та після відпалювання до 870 К (в, г) станах. Світлий контраст – плівка  $\text{Co}$ , темний контраст – плівка  $\text{Ag}$

## Розшифрування електронограми від плівкової системи Ag(13)/Co(13)/П

	№ П/П	I, в.о.	$d_{hkl}$ , нм	$hkl$	фаза	$a$ , нм
$T_B = 300K$	1.	Д.С.	0,234	111	ГЦК-Ag	0,405
	2.	сер.	0,204	200	ГЦК-Ag	0,408
	3.	сер.	0,191	101	ГЦП-Co	-
	4.	сл.	0,144	220	ГЦК-Ag	0,407
	5.	сер.	0,123	311	ГЦК-Ag	0,408
	$\bar{a}(\text{Ag}) = 0,407$ нм, $a_0(\text{Ag}) = 0,408$ нм [118]					
$T_B = 870K$	1.	Д.С.	0,233	111	т.р.-(Ag,Co)	0,403
	2.	сл.	0,215	100	ГЦП- Co	-
	3.	С.	0,204	111	ГЦП – Co (ДП)	-
		сер.	0,202	200	т.р.-(Ag,Co)	0,404
	4.	сер.	0,190	101	ГЦП- Co	-
	5.	сл.	0,143	220	т.р.-(Ag,Co)	0,404
	6.	сер.	0,122	311	т.р.-(Ag,Co)	0,405
$\bar{a}(\text{т.р.}(\text{Ag,Co})) = 0,404$ нм.						

Згідно мікроскопічних досліджень середній розмір зерен ( $L$ ) змінюється в межах від 20 до 9 нм при концентрації  $c_{Co} = 40-70$  ат. %.

**Плівкова система Co/Au.** Дана система є подібною до Co/Ag з точки зору структурно-фазового стану до та після термообробки. Згідно [126, 127], розчинність атомів Co у плівці Au становить 11 ат. %, в той час як у Ag – 8 ат. %. На рис. 3.3 наведені типові знімки мікроструктури та дифракції від плівкової системи Au/Co/П у свіжосконденсованому стані та після відпалювання до 700 К. Розшифровка дифракційної картини від тришарової плівкової системи Co(10)/Au(20)/Co(10)/П (рис 3.3 а) показала, що на електронограмі від невідпалених зразків фіксуються лінії від ГЦК-Au з параметром  $\bar{a}(Au) = 0,4078 \pm 0,001$  нм, та ГЦП-Co, тобто індивідуальність шарів зберігається (табл. 3.3). Після термообробки до  $T_s = 700$  К в системі спостерігається зменшення параметру кристалічної решітки, що можна інтерпретувати як утворення обмеженого твердого розчину на основі ґратки ГЦК - Au з параметром  $\bar{a}(т.р.(Au, Co)) = 0,405 \pm 0,001$  нм з виділенням надлишкового ГЦП-Co.

Отже, проведені електронографічні дослідження підтвердили утворення т.р. (Cu, Co) на стадії конденсації та збереження індивідуальності шарів у свіжосконденсованому стані у системах Co/Ag та Co/Au.

#### **Вплив деформації на структуру або фазовий склад плівкових систем.**

Деформуючи плівкові структури можна досить суттєво впливати на їх електрофізичні, магнітні, магніторезистивні властивості [67, 68, 74, 76, 128]. Деформація розтягу або згину може діяти на компоненти електромеханічних пристроїв вносячи похибку у вимірювання [129, 130]. Тому, встановлення впливу деформації на фізичні характеристики, структуру і фазовий склад плівкових структур важливо для розуміння фізичних процесів, що відбуваються на мікроструктурному рівні в плівкових матеріалах, а також прогнозування їх властивостей.

Нами проведені електронномікроскопічні дослідження одно- та двошарових плівок на основі Co та Cu до та після пружної деформації  $\Delta\epsilon_l = (0-0,4)$  %. На рис. 3.4 наведені типові знімки мікроструктури та картини дифракції від



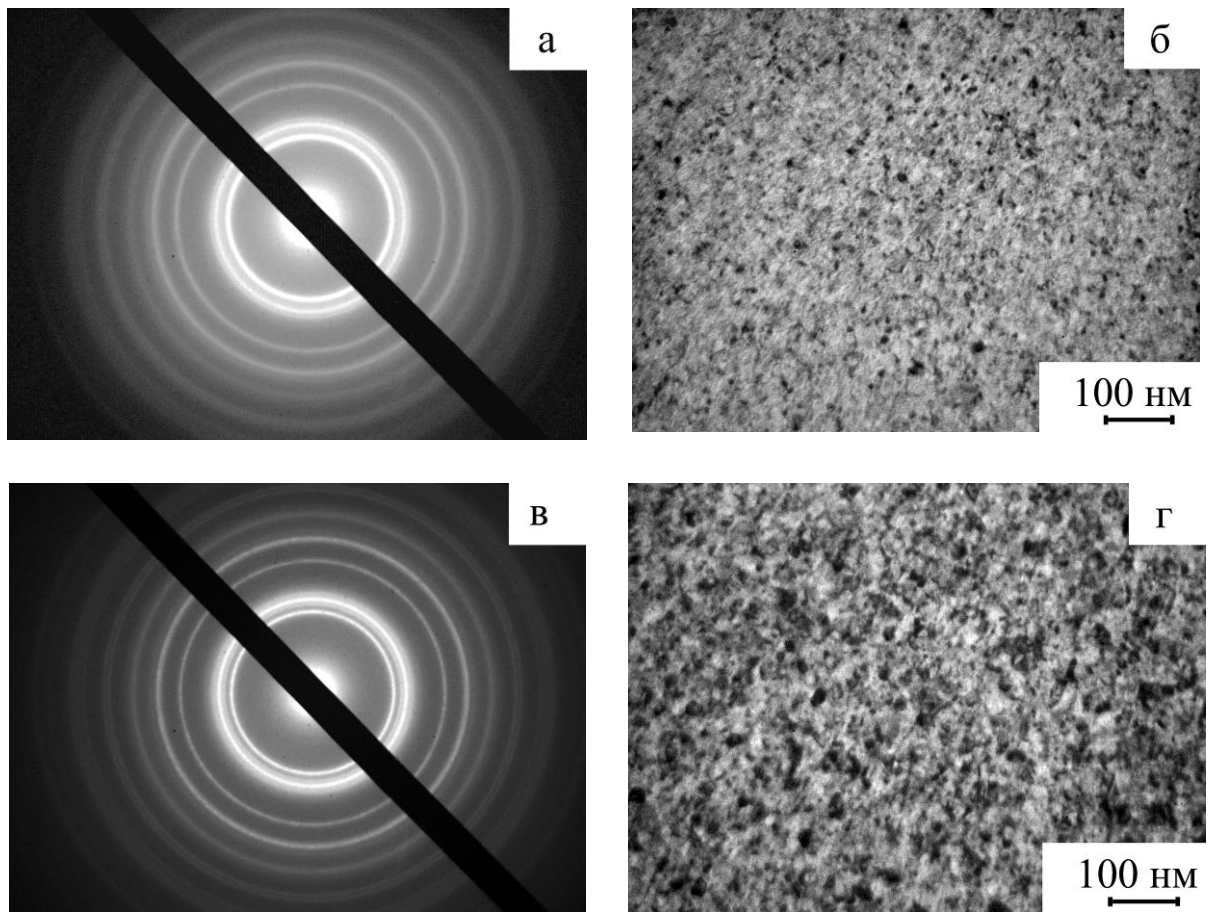


Рис. 3.3. Електронограми (а, в) та кристалічна структура (б, г) плівки  $\text{Co}(10)/\text{Au}(20)/\text{Co}(10)/\text{П}$  у невідпаленому стані (а, б) та після відпалювання до 700 К (в, г)

## Розшифрування електронограми від плівкової системи Co(10)Au(20)Co(10)/П

	№ п/п	I, в.о.	$d_{hkl}$ , нм	$hkl$	фаза	$a$ , нм
$T_B = 300K$	1	С.	0,235	111	ГЦК-Au	0,407
	2	С.	0,204	200	ГЦК-Au	0,408
	3	С.	0,203	111	ГЦП-Co	-
	4	сер.	0,144	220	ГЦК-Au	0,407
	5	сер.	0,123	311	ГЦК-Au	0,408
	$a_0(\text{Au}) = 0,4078\text{нм}$ [118], $\bar{a}(\text{Au}) = 0,4075\text{нм}$ ,					
$T_B = 700K$	1	С.	0,234	111	т.р.(Au, Co)	0,405
	2	С.	0,204	111	ГЦП-Co	-
	3	С.	0,203	200	т.р.(Au, Co)	0,406
		С.	0,192	101	ГЦП-Co	-
	4	сер.	0,143	220	т.р.(Au, Co)	0,404
	5	С.	0,122	311	т.р.(Au, Co)	0,405
	6	сер.	0,107	201	ГЦП-Co	-
$\bar{a}(\text{т.р.}(\text{Au,Co})) = 0,405\text{нм}$ ,						

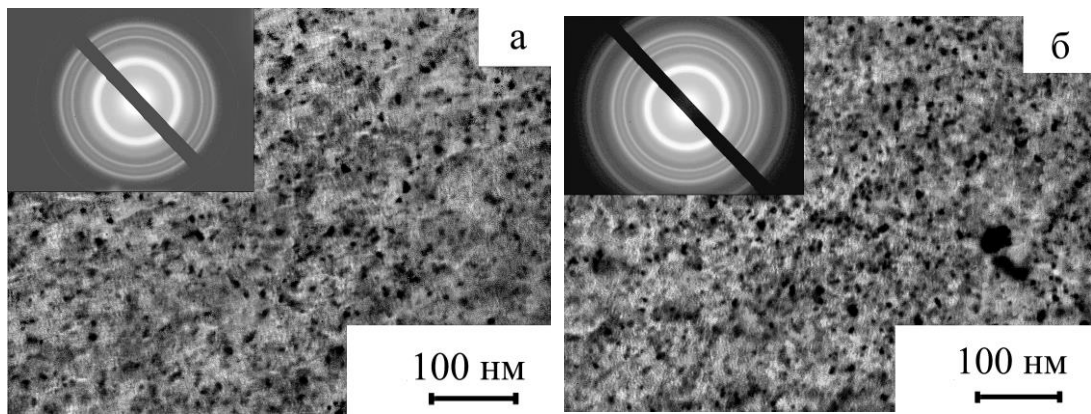


Рис. 3.4. Кристалічна структура та дифракційні картини від одношарової плівки  $\text{Co}(30)/(001)\text{NaCl}/\text{P}$  у свіжосконденсованому стані (а) та після деформації  $\Delta\varepsilon_l = (0-0,4) \%$  (б)

одношарових плівок  $\text{Co}$ , на прикладі  $\text{Co}(30)/\text{NaCl}/\text{P}$ . Розшифровка електронограм показала, що недеформовані одношарові зразки  $\text{Co}$  мають ГЦП кристалічну решітку (табл. 3.4) з параметром ґратки  $\bar{a}_0 = 0,251$  нм. Проведення циклів «розтяг-стиснення» не внесли змін у фазовий стан. Спостерігається деяке збільшення параметру ґратки  $\bar{a}_0 = 0,252$  нм, яке знаходиться в межах похибки вимірювання.

У двошарових зразках, як було уже відмічено раніше, на стадій конденсації утворюється твердий розчин на основі ґратки ГЦК –  $\text{Cu}$  та фіксуються кільця від ГЦП- $\text{Co}$ , що свідчить про надлишкову концентрацію  $\text{Co}$  в системі. Після деформування зразків, як і для одношарових плівок  $\text{Co}$ , змін в структурно-фазовому стані не спостерігається.

У ряді робіт, наприклад [77, 87], автори стверджують, що в процесі та після деформації плівок відбуваються зміни в структурному та фазовому станах. У роботі [87] в результаті пластичної деформації ( $\varepsilon_l = 0,7-3,8\%$ ) товстопліткових зразків  $\text{Al}$  без підкладки в колоні ПЕМ (рис. 1.13) спостерігається рух дислокацій з об'єму зерна до його меж та утонення зразка; деформуються безпосередньо зерна, змінюється їх орієнтація, що впливає на механічні властивості (пластичність, межа текучості та ін.). Нанозразки інтерметаліду  $\text{NiAl}$  при пластичній деформації змінюють свій фазовий стан, що показано в роботі

**Розшифрування електронограм від одношарової плівки Co(30)/(001)NaCl/П у свіжосконденсованому стані та після деформації  $\Delta\varepsilon_l = (0-0,4) \%$**

№	$\varepsilon_l = 0 \%$				№	після $\varepsilon_l = 0,4 \%$			
	I, в.о.	$d_{hkl}$ , нм	hkl	a, нм		I, в.о.	$d_{hkl}$ , нм	hkl	a, нм
1.	сл.	0,216	100	0,250	1.	сл.	0,218	100	0,251
2.	С.	0,204	111	-	2.	С	0,206	111	-
3.	С.	0,192	101	-	3.	С	0,193	101	-
4.	сл.	0,149	102	-	4.	сл.	0,151	102	-
5.	сер.	0,125	110	0,251	5.	сер.	0,127	110	0,253
6.	сл.	0,116	103	-	6.	сл.	0,117	103	-
7.	сер.	0,107	201	-	7.	сер.	0,108	201	-
$\bar{a}$ (ГЦП-Co) = 0,251 нм $\bar{a}_0$ (ГЦП-Co) = 0,251 нм [118]					$\bar{a}$ (ГЦП-Co) = 0,252 нм				

теоретичного характеру [77]. Автори виконали комп'ютерне моделювання процесу деформації інтерметаліду для вивчення атомарних процесів в ньому. Пластична деформація решітки ( $\varepsilon_l > 40\%$ ) порушує рівновагу сил в кристалі та призводить до перебудови структури в zdeформованих областях з ОЦК в гексагональну, при цьому автори стверджують, що саме деформація є причиною перебудови решітки, оскільки за відсутності її ніяких змін у структурі не спостерігалось.

У нашому ж випадку у zdeформованих одношарових плівках Co (рис. 3.5 б) та двошарових Co/Si змін в структурно-фазовому стані не спостерігається, що можна пояснити тим, що зразки деформуються в області пружності для даних матеріалів  $\Delta\varepsilon_l = (0-0,4)\%$ , на відміну від даних робіт [77, 87], в яких зразки зазнають пластичної деформації.

### 3.2.2 Структурно-фазовий стан плівкових систем на основі Fe та Pt

Сплави на основі Fe та Pt привертають до себе увагу як одні з можливих матеріалів для запису та зберігання інформації з високою щільністю. Великий

інтерес дослідників викликає фаза  $L1_0$  [131-133], яка може формуватись при відпалюванні плівок на основі Fe та Pt, попередньо отриманої пошаровою або одночасною конденсацією. Упорядкована ГЦТ-структура (фаза  $L1_0$ ) характеризується високою магнітокристалічною анізотропією та стійкістю до окиснення. Згідно фазової діаграми [134] для масивних матеріалів фаза FePt формується при концентрації Pt  $c_{Pt} = 35-55$  ат. %. Крім того, можлива стабілізація фаз FePt<sub>3</sub> та Fe<sub>3</sub>Pt.

**Одношарові плівки Fe.** Дослідження структурно-фазового стану одношарових плівок Fe показали, що зразки у свіжосконденсованому стані мають ОЦК-решітку з параметром  $\bar{a}(\text{Fe}) = 0,287 \pm 0,001$  нм, що відповідає масивним зразкам, згідно [118]. На рис. 3.5 представлені кристалічна структура і електронограма відпаленої плівки Fe(32)/П та їх розшифровка (табл. 3.5). На відміну від Co, у плівках Fe окислювальні процеси протікають значно інтенсивніше, після термообробки на електронограмах можуть з'являтися додаткові кільця та точкові рефлекси оксидів, зокрема, від оксиду феруму Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>. Як відомо, початок окислення залежить від температури відпалювання та товщини зразків. Згідно [135], для Fe(30) початок окислення спостерігається при температурі відпалювання ( $T_0 = 600\text{K}$ ). В нашій роботі термообробка була проведена до  $T = 670\text{K}$ , при цьому рефлексів від оксидів ще не спостерігається, що є свідченням кращого ступеня вакууму при відпалюванні зразків. Під час термообробки відбуваються рекристалізаційні процеси та заліковування дефектів.

**Одношарові плівки Pt.** Згідно електронномікроскопічних дослідження одношарових плівок Pt зразки у свіжосконденсованому стані мають ГЦК решітку з середнім параметром  $\bar{a}(\text{Pt}) = 0,390 \pm 0,001$  нм. Результати розшифровки електронограми від плівки Pt(30)/П у невідпаленому стані (рис.3.6 а, б) наведені в таблиці 3.6.

Після відпалювання до 800K суттєвих змін в структурно-фазовому стані не відбувається (рис.3.6 в, г). Плівки мають дрібнодисперсну структуру з середнім розміром зерен 5-7 нм. Одержані дані підтверджуються аналогічними дослідженнями представленими, наприклад, в [136].

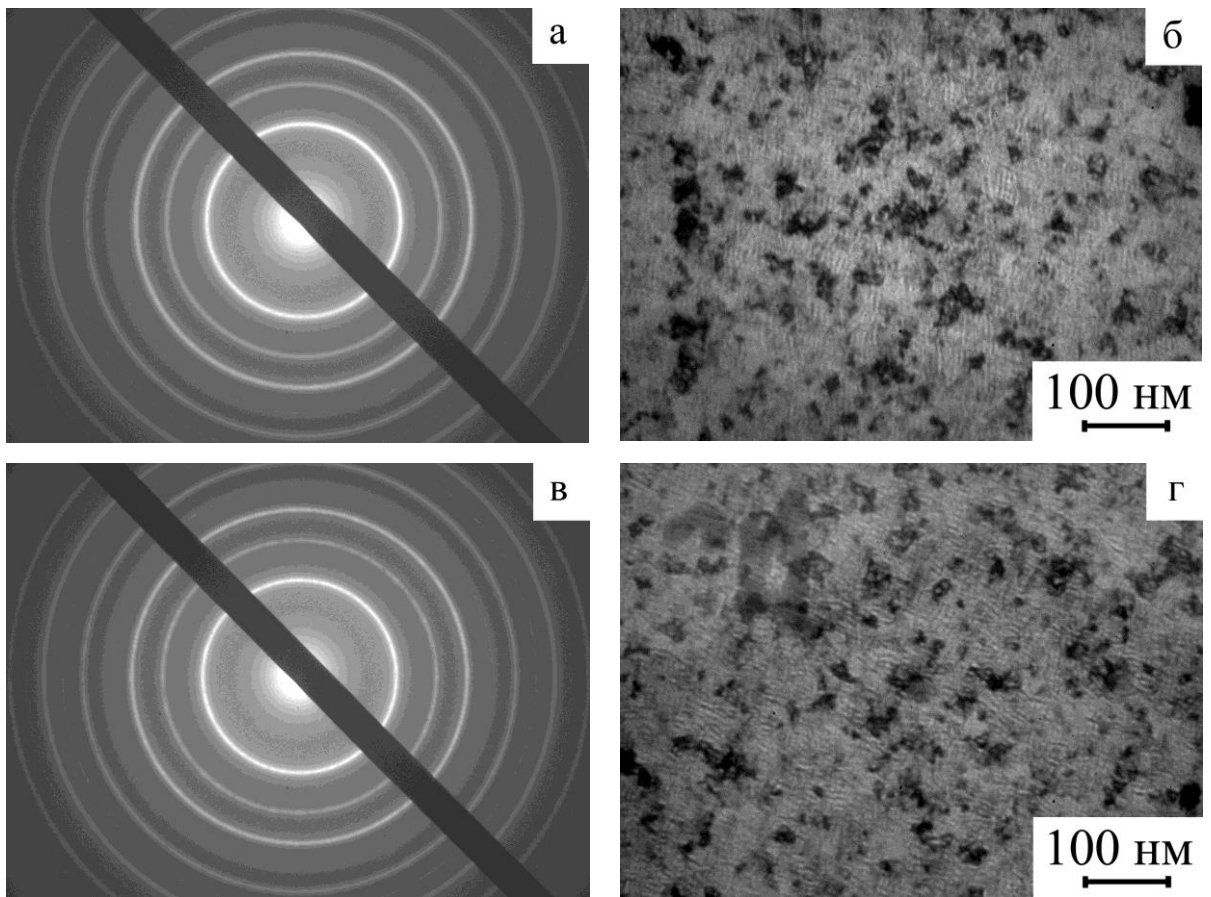


Рис. 3.5. Електронограми (а, в) та кристалічна структура (б, г) від плівки Fe(32)/П у невідпаленому (а, б) та відпаленому до 670 К (в, г) станах

## Розшифрування електронограми від плівки Fe(32)/П

	№ п/п	I, в.о.	$d_{hkl}$ , нм	$hkl$	фаза	$a$ , нм
$T_B = 300K$	1.	С.	0,203	110	$\alpha$ -Fe	0,287
	2.	сл.	0,143	200	$\alpha$ -Fe	0,286
	3.	сер.	0,117	211	$\alpha$ -Fe	0,287
	4.	сл.	0,101	220	$\alpha$ -Fe	0,286
	5.	сл.	0,091	310	$\alpha$ -Fe	0,287
	$a_0(\text{Fe}) = 0,287\text{нм}$ [118], $\bar{a}(\text{Fe}) = 0,287\text{нм}$					
$T_B = 670K$	1.	С.	0,204	110	$\alpha$ -Fe	0,288
	2.	сл.	0,144	200	$\alpha$ -Fe	0,288
	3.	сер.	0,118	211	$\alpha$ -Fe	0,289
	4.	сл.	0,101	220	$\alpha$ -Fe	0,287
	5.	сл.	0,091	310	$\alpha$ -Fe	0,287
	$\bar{a}(\text{Fe}) = 0,288\text{нм}$					

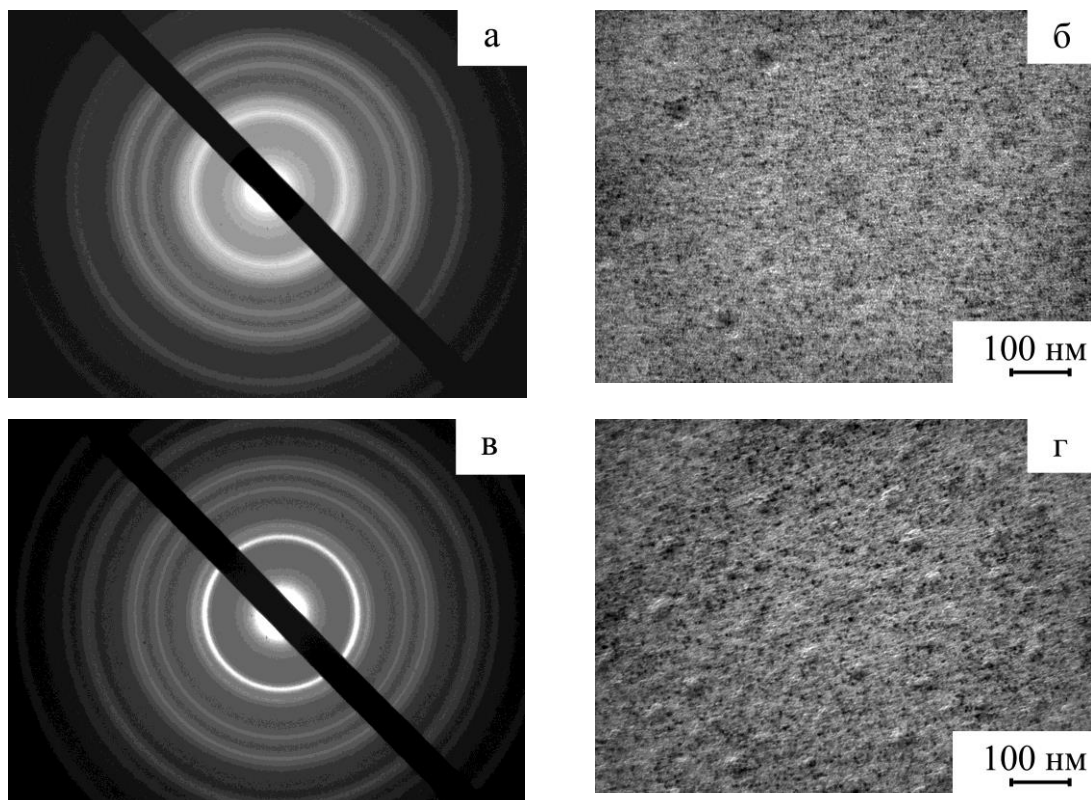


Рис. 3.6. Електронограми (а, в) та кристалічна структура (б, г) плівки Pt(30)/ПІ у невідпаленому (а, б) та відпаленому до 800 К (в, г) стані.

Таблиця 3.6

### Розшифрування електронограми від плівки Pt(30)/ПІ

	№ п/п	I, в.о.	$d_{hkl}$ , нм	$hkl$	фаза	$a$ , нм
$T_B = 300\text{K}$	1.	С.	0,226	111	ГЦК-Pt	0,391
	2.	сер.	0,195	200	ГЦК-Pt	0,390
	3.	сл.	0,138	220	ГЦК-Pt	0,390
	4.	сл.	0,118	311	ГЦК-Pt	0,391
	5.	сл.	0,113	222	ГЦК-Pt	0,391
	$a_0(\text{Pt}) = 0,390$ нм [118], $\bar{a}(\text{Pt}) = 0,391$ нм,					
$T_B = 800\text{K}$	1.	С.	0,225	111	ГЦК-Pt	0,389
	2.	сер.	0,196	200	ГЦК-Pt	0,391
	3.	сл.	0,138	220	ГЦК-Pt	0,390
	4.	сл.	0,118	311	ГЦК-Pt	0,391
	5.	сл.	0,113	222	ГЦК-Pt	0,391
	$a_0(\text{Pt}) = 0,390$ нм [118], $\bar{a}(\text{Pt}) = 0,390$ нм.					



**Плівкова система Fe/Pt.** Для плівкової системи на основі Fe та Pt характерне утворення твердого розчину уже на стадії конденсації компонент. Типові знімки мікроструктури та дифракції системи Fe(20)/Pt(28)/Пі наведені на рис. 3.7.

Розшифровка електроннограми від свіжосконденсованої плівкової системи показала утворення неупорядкованого твердого розчину на основі ГЦК решітки з параметром ґратки  $\bar{a}$  (т.р. Fe, Pt) = 0,387 ± 0,001 нм (табл. 3.7).

При відпалюванні до 800К в системі відбуваються рекристалізаційні процеси, заліковування дефектів, укрупнення зерен до 20 нм. Перехід до упорядкованої фази L1<sub>0</sub> не відбувається через недостатню температуру відпалення для даних товщин плівкової системи, оскільки, як відомо, перехід є розмірнозалежною величиною.

Отже, на основі проведених електронномікроскопічних досліджень можна зробити висновок, що у системах Co/Ag та Co/Au на стадії конденсації зберігається індивідуальність шарів, а у Co/Cu та Fe/Pt – відбувається утворення твердого розчину вже в процесі осадження зразків.

### **3.2 Тензорезистивний та магнітодеформаційний ефекти у плівкових матеріалах**

Дослідження безпосередньо тензорезистивних властивостей плівкових матеріалів знаходяться на стадії завершеності, відома достатньо велика кількість як теоретичних [17, 31], так і експериментальних [25-29] результатів, а також чутливих елементів реалізованих на основі тензорезистивного ефекту [33-38]. Однак, маловивченими залишаються питання фізики процесів, що протікають в плівкових матеріалах при пластичній деформації, а також вплив різного роду зовнішніх полів, зокрема магнітного, на властивості здеформованих зразків. Зміна коефіцієнта тензочутливості плівок під дією магнітного поля називається магнітодеформаційним ефектом. Насьогодні відома досить обмежена кількість експериментальних результатів дослідження МДЕ плівкових матеріалів [47-49, 60, 61]. Щодо теоретичних досліджень, то автором [43] була запропонована

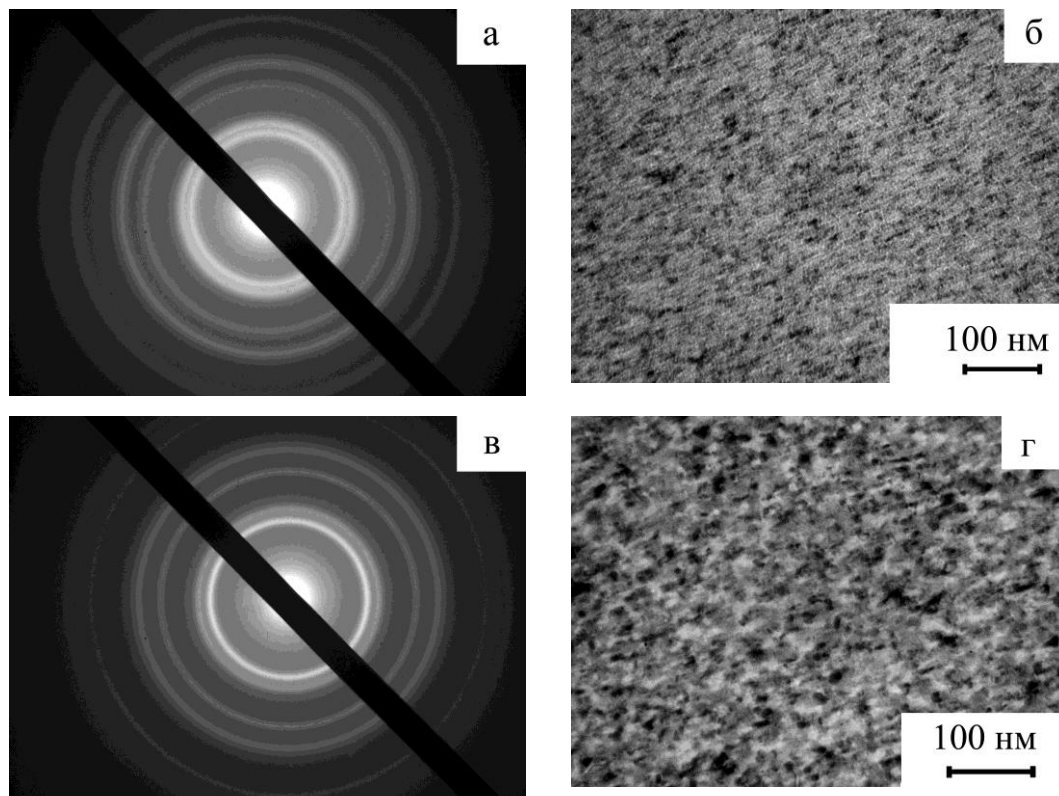


Рис. 3.7. Електронограми (а, в) та кристалічна структура (б, г) плівок Fe(20)/Pt(28)/П у невідпаленому (а, б) та відпаленому до 800 К (в, г) станах.

Таблиця 3.7

### Розшифрування електронограми від Fe(20)/Pt(28)/П

	№ п/п	I, в.о.	$d_{hkl}$ , нм	$hkl$	фаза	$a$ , нм
$T_B = 300\text{K}$	1.	С.	0,224	111	т.р.(Fe, Pt)	0,387
	2.	С.	0,193	200	т.р.(Fe, Pt)	0,386
	3.	сер.	0,137	220	т.р.(Fe, Pt)	0,387
	4.	сер.	0,117	311	т.р.(Fe, Pt)	0,388
	5.	сл.	0,112	222	т.р.(Fe, Pt)	0,387
	$\bar{a}(\text{т.р Fe, Pt}) = 0,387\text{нм.}$					
$T_B = 800\text{K}$	1.	С.	0,219	111	т.р.(Fe, Pt)	0,379
	2.	С.	0,190	200	т.р.(Fe, Pt)	0,380
	3.	сер.	0,134	220	т.р.(Fe, Pt)	0,379
	4.	сер.	0,115	311	т.р.(Fe, Pt)	0,381
	5.	сл.	0,110	222	т.р.(Fe, Pt)	0,380
	$\bar{a}(\text{т.р Fe, Pt}) = 0,380\text{нм.}$					

феноменологічна модель МДЕ для оцінки магнітного коефіцієнта тензочутливості одношарових металевих плівок. Як відомо, багатошарові плівкові структури знаходять значно ширше застосування, оскільки коефіцієнт тензочутливості для багатошарових плівкових систем має більше значення, у порівнянні з одношаровими. Це пов'язано з тим, що розсіювання носіїв заряду на межах поділу шарів дає додатковий внесок в загальне значення опору системи і, як наслідок, підвищує чутливість до деформації. Крім того, спін-залежне розсіювання електронів, на основі якого реалізується ефект ГМО, можливе лише у багатошарових (або багатокомпонентних) структурах. Саме тому актуальним є питання оцінки впливу магнітного поля на коефіцієнт тензочутливості для багатошарових плівкових систем, що і обумовило мету даної роботи. В даному підрозділі буде описана розроблена нами феноменологічна модель для оцінки значення МККТ для двошарових плівкових структур. Також представлені результати експериментальних досліджень магнітодеформаційного ефекту в коефіцієнті тензочутливості одно- та двошарових плівкових системах.

### **3.2.1 Особливості тензорезистивних властивостей плівкових систем на основі Co та Cu або Ag [114, 116, 117, 137-143]**

Перш ніж переходити до вивчення магнітодеформаційного ефекту в плівкових матеріалах необхідно провести дослідження тензорезистивного ефекту для подальшої якісної та кількісної оцінки впливу магнітного поля на коефіцієнт тензочутливості.

У даному підрозділі проведені дослідження для двох областей деформації: пружної  $\Delta\varepsilon_\ell = (0 - \varepsilon_{\ell\text{пер}}) \%$  та пластичної  $\Delta\varepsilon_\ell = (\varepsilon_{\ell\text{пер}} - 2) \%$  ( $\varepsilon_{\ell\text{пер}}$  – значення  $\varepsilon_\ell$ , при яких відбувається перехід «пружна–пластична деформація»); проведені порівняння значень КТ і характеру деформаційних залежностей для цих двох інтервалів деформації. Як відомо [10, 24], значення деформації, при якій відбувається перехід від пружної до пластичної, це розмірно залежна величина, індивідуальна для кожного матеріалу, а також залежить від пружних властивостей

матеріалу підкладки. Зразки деформувались в інтервалі до 1 % та до 2 %, який для одношарових плівок Co та плівкових структур на основі Co і благородних металів (Cu, Ag) є областю пластичності. Типові деформаційні залежності наведені на рис. 3.8 – 3.9. На верхній вставці представлений графік залежності миттєвого значення КТ для останнього деформаційного циклу від деформації. Середнє значення КТ наведено на цій же вставці і позначено як  $\bar{\gamma}_l$ .

На рис. 3.8 (б) – 3.9 (б) представлені залежності миттєвого КТ від  $\varepsilon_l$  для перших циклів деформації.

Аналізуючи одержані експериментальні залежності можна сказати, що у всіх випадках спостерігається відміна I циклу деформації від наступних, причому всі послідувачі цикли практично повторюють один одного, що говорить про завершення релаксаційних процесів в зразках вже на I циклі. Зразки характеризуються невеликим значенням КТ, близько одиниці. В таблиці 3.8 наведені середні значення КТ для перших семи циклів в інтервалі деформації  $\Delta\varepsilon_l = (0-1) \%$ .

Узагальнені результати дослідження тензорезистивних властивостей одношарових плівок Co(d)/П в області пластичної деформації можна подати у вигляді розмірної залежності  $\gamma_l(d)$  (рис. 3.10).

Таблиця 3.8

**Середнє значення  $\gamma_l$  для I-VII деформаційних циклів для одношарових плівок Co(d)/П в інтервалі  $\Delta\varepsilon_l = (0-1) \%$**

№	№ Зразок	I	II	III	IV	V	VI	VII
		1.	Co (12)	1,7	1,4	1,2	1,2	1,2
2.	Co (14)	1,6	1,4	1,3	1,2	1,1	1,0	1,0
3.	Co (17)	1,1	1,3	1,4	1,4	1,4	1,4	1,4
4.	Co (19)	1,9	1,5	1,6	1,6	1,6	1,6	1,5
5.	Co (21)	2,5	1,9	1,7	1,8	1,6	1,5	1,5
6.	Co (35)	2,8	2,0	1,9	1,8	-	-	-

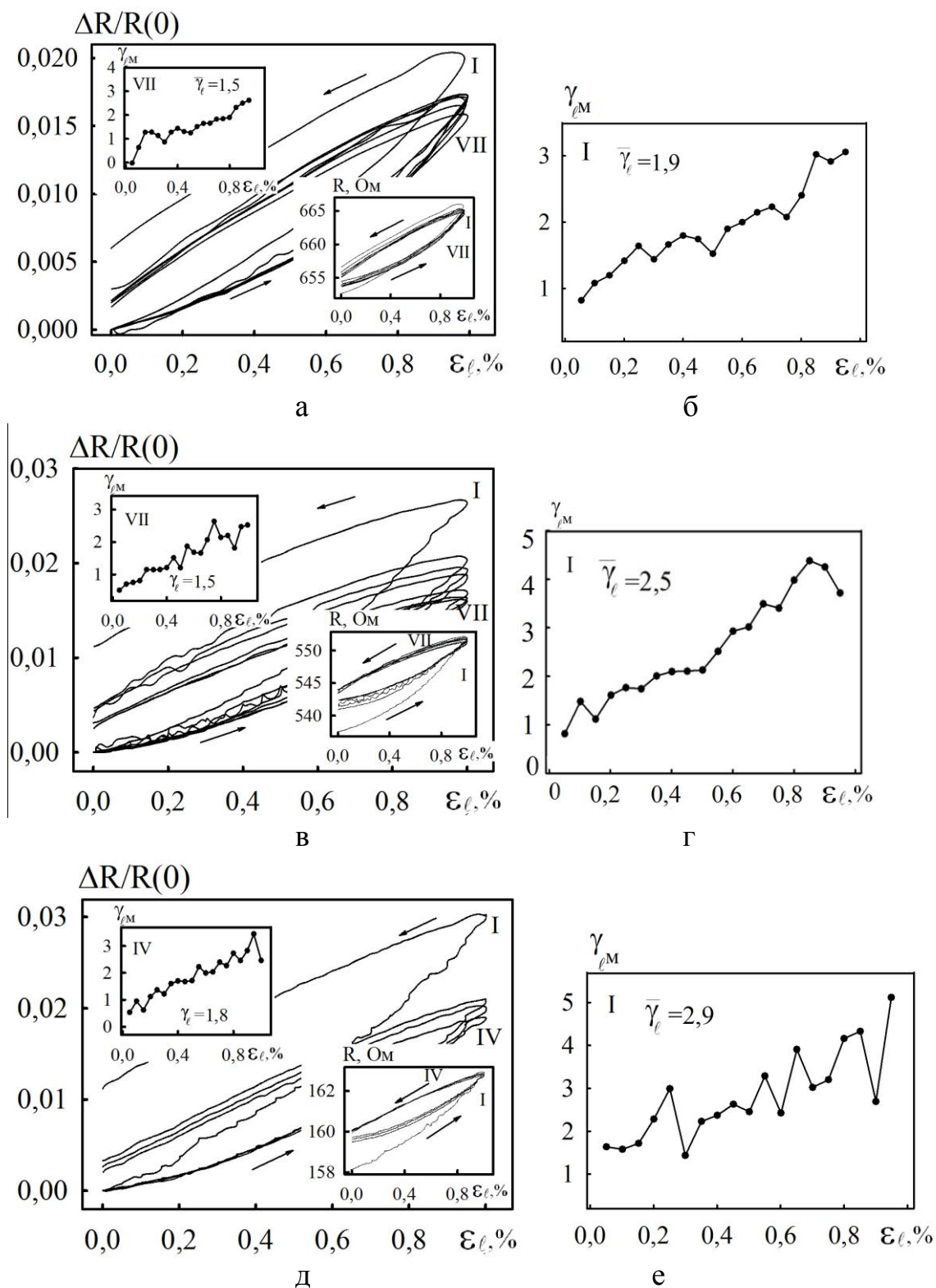


Рис. 3.8. Залежність  $\Delta R/R(0)$  та  $R$  і  $\gamma_{lM}$  (на вставках) від  $\varepsilon_l$  для VII деформаційного циклу (а, в, д) та залежність  $\gamma_{lM}$  від  $\varepsilon_l$  для I деформаційного циклу (б, г, е) для плівок Co(19)/П (а, б) Co(21)/П (в, г) Co(35)/П (д, е) при  $\Delta\varepsilon_l = (0-1) \%$

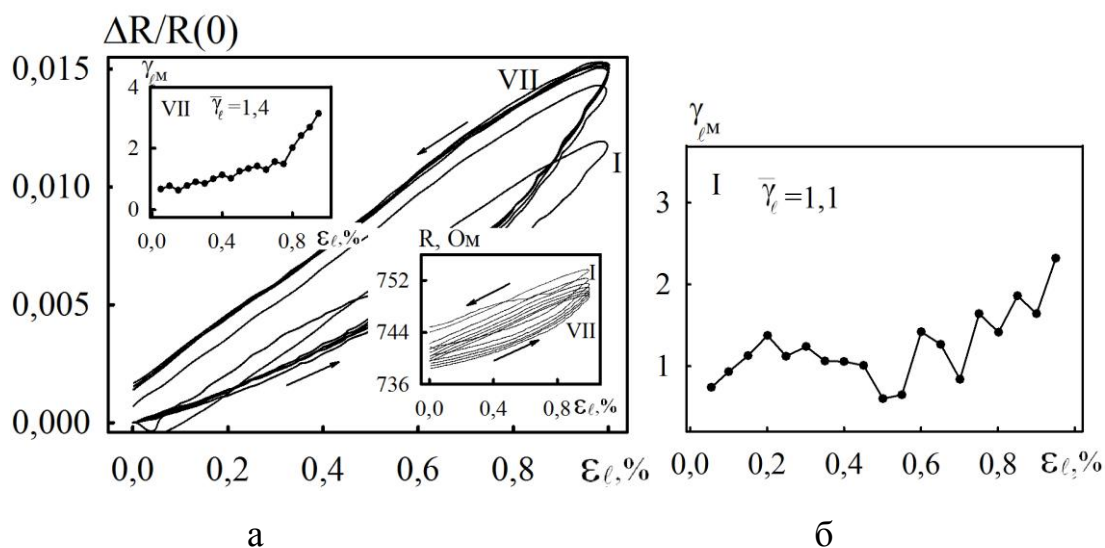


Рис. 3.9. Залежність  $\Delta R/R(0)$  та  $R$  і  $\gamma_{lM}$  (на вставках) від  $\varepsilon_l$  для VII деформаційного циклу (а) та залежність  $\gamma_{lM}$  від  $\varepsilon_l$  для I циклу (б) для плівки Co(17)/П при  $\Delta\varepsilon_l = (0-1) \%$

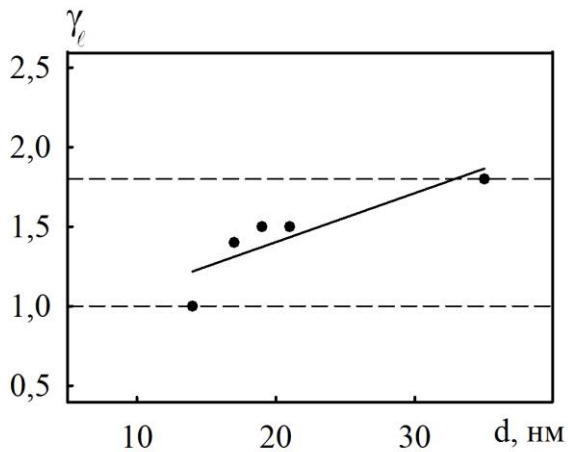


Рис. 3.10. Залежність середнього значення  $\gamma_l$  від товщини для плівок Co(d)/Π при деформації  $\Delta\varepsilon_\ell = (0-1) \%$  для останнього (VII) деформаційного циклу

Пунктирними лініями відділений інтервал, в межах якого знаходяться значення КТ. Максимальне значення коефіцієнта тензочутливості в даній області деформації становило  $\gamma_{lmax} = 1,8$  од., а мінімальне –  $\gamma_{lmin} = 1,0$  од. Також потрібно відмітити, що значення  $\gamma_l$  зростають зі збільшенням товщини, що суперечить класичній (фуксівській) розмірній залежності. Згідно [28, 125, 143], це свідчить, що зразки деформуються пластично.

Як відомо, електрони провідності можуть розсіюватись на зовнішніх поверхнях плівки (зовнішній розмірний ефект) та межах зерен (внутрішній розмірний ефект) і співвідношення між цими механізмами і визначає характер залежності  $\gamma_l(d)$ . Якщо переважає перший механізм, то залежність буде спадати, наближаючись до деякого асимптотичного значення ( $\gamma_{l\infty}$ ), а якщо другий – зростати, як на рис. 3.10.

Дослідження одношарових плівок Co при  $\varepsilon_\ell$  до 2% показали, що зразки деформуються пластично, як і в області  $\varepsilon_\ell$  до 1%. Коефіцієнт тензочутливості має більші значення у порівнянні з деформацією до 1%. Детальніше особливості деформації даних плівок в інтервалі  $\Delta\varepsilon_\ell = (0-2) \%$  буде розглянуто в підрозділі 3.2.3, де проведено порівняння деформаційних залежностей зразків при «навантаженні-знятті навантаження» в магнітному полі і за його відсутності, та проаналізовано як впливає зовнішнє магнітне поле на тензорезистивні характеристики Co.

У пружній області деформації коефіцієнт тензочутливості для одношарових

плівок Co має меншу величину в порівнянні зі зразками, які деформувались в області пластичності. Межа переходу «пружна-пластична деформація» була визначена шляхом встановлення перегину, або зміну кута нахилу деформаційної залежності  $\Delta R/R(0)=f(\varepsilon_l)$ . Оскільки межа переходу розмірнозалежна величина, то зі збільшенням товщини перехід відбувається при менших значеннях деформації розтягу.

Одношарові плівки Co досліджувались в області пружності при  $\Delta\varepsilon_l = (0-0,2)\%$  та  $\Delta\varepsilon_l = (0-0,4)\%$ . При товщині  $d > 35\text{нм}$  перехід «пружна-пластична деформація» відбувається в межах  $0,4 > \varepsilon_{l\text{пер}} > 0,2$ , тому для того аби відносно товсті плівки деформувались пружно був вибраний інтервал  $\Delta\varepsilon_l = (0-0,2)\%$ . Разом з тим, у більшості приладових структур, наприклад спін-клапанах товщина нижнього закріплюючого шару не перевищує 35 нм, тому основні дослідження проводились в інтервалі  $\Delta\varepsilon_l = (0-0,4)\%$ .

На рис. 3.11 наведені типові деформаційні залежності для одношарових плівок Co в області пружності. Як і в області пластичності, особливістю залежностей є значно більший КТ для I циклу деформації, в порівнянні з наступними циклами, а також наявність гістерезису. Значення середнього

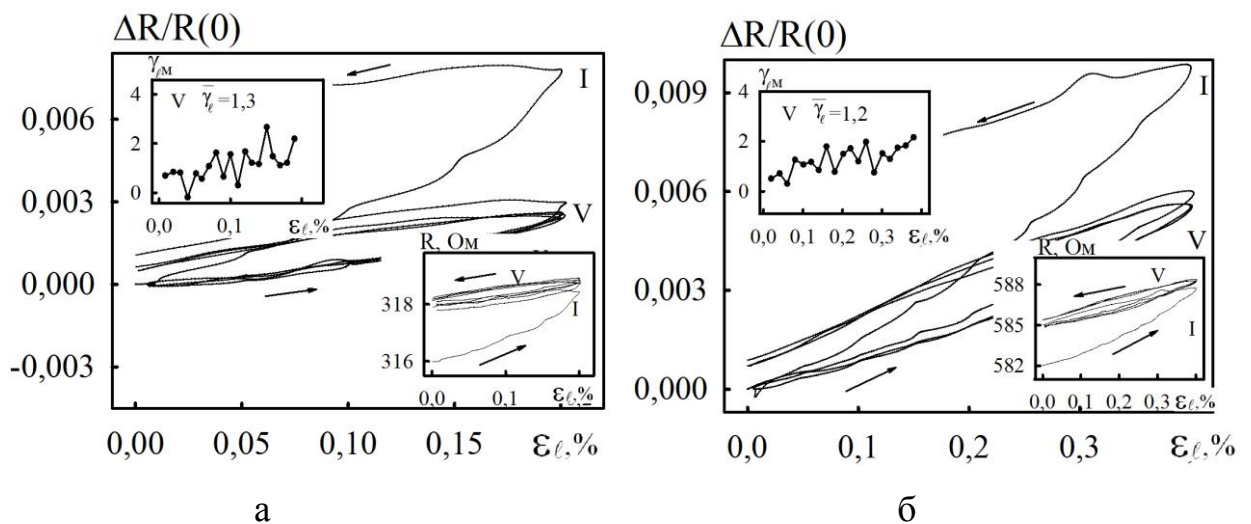


Рис. 3.11. Залежність  $\Delta R/R(0)$  та  $R$  і  $\gamma_{lm}$  (на вставках) від  $\varepsilon_l$  для VII деформаційного циклу для плівки Co(30)/П при  $\Delta\varepsilon_l = (0-0,2)\%$  (а) та Co(25)/П при  $\Delta\varepsilon_l = (0-0,4)\%$  (б)



коефіцієнта тензочутливості мають нижчі значення в порівнянні з  $\eta$  для області пластичності.

В підрозділі 3.2.3 детальніше буде розглянуто особливості даних залежностей в порівнянні їх з залежностями, отриманих при деформації в магнітному полі для цих же зразків, та проаналізовано вплив магнітного поля на величину КТ.

Доцільно розглянути особливості тензорезистивних властивостей одношарових плівок Ag в інтервалі деформацій  $\Delta\varepsilon_\ell = (0-1) \%$  та  $\Delta\varepsilon_\ell = (0-2) \%$ . Шар немагнітного Ag часто використовується як розділяючий спейсер між шарами феромагнітного матеріалу для реалізації спін-залежного розсіювання електронів [144]. В таких структурах реалізується ефект ГМО. Вивчення поведінки одношарових плівок Ag є доцільним для подальшого коректного аналізу тензорезистивних властивостей багатошарових структур на основі Ag та феромагнітних матеріалів. Рис. 3.12–3.13 ілюструють типові деформаційні залежності для одношарових плівок Ag(d)/П в області деформації  $\Delta\varepsilon_\ell = (0-1) \%$  та  $\Delta\varepsilon_\ell = (0-2) \%$ . На відміну від одношарових плівок Co, в даному випадку залежності мають набагато вужчу петлю гістерезису, а для деяких зразків навіть співпадання циклу «навантаження» з циклом «зняття навантаження». Ще однією характерною

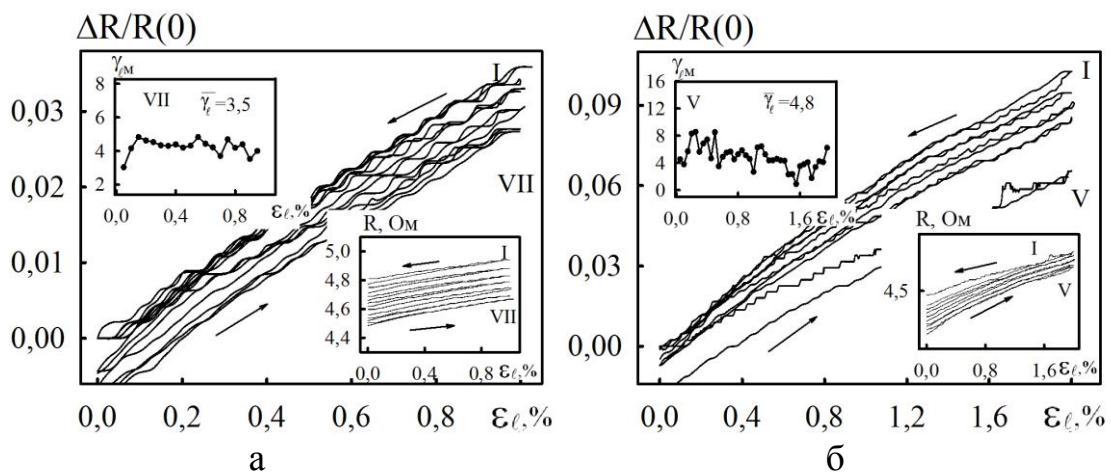


Рис. 3.12. Залежність  $\Delta R/R(0)$  та  $R$  і  $\gamma_{lm}$  (на вставках) від  $\varepsilon_\ell$  для VII деформаційного циклу для плівки Ag(85)/П при  $\Delta\varepsilon_\ell = (0-1) \%$  (а) та  $\Delta\varepsilon_\ell = (0-2) \%$  (б)

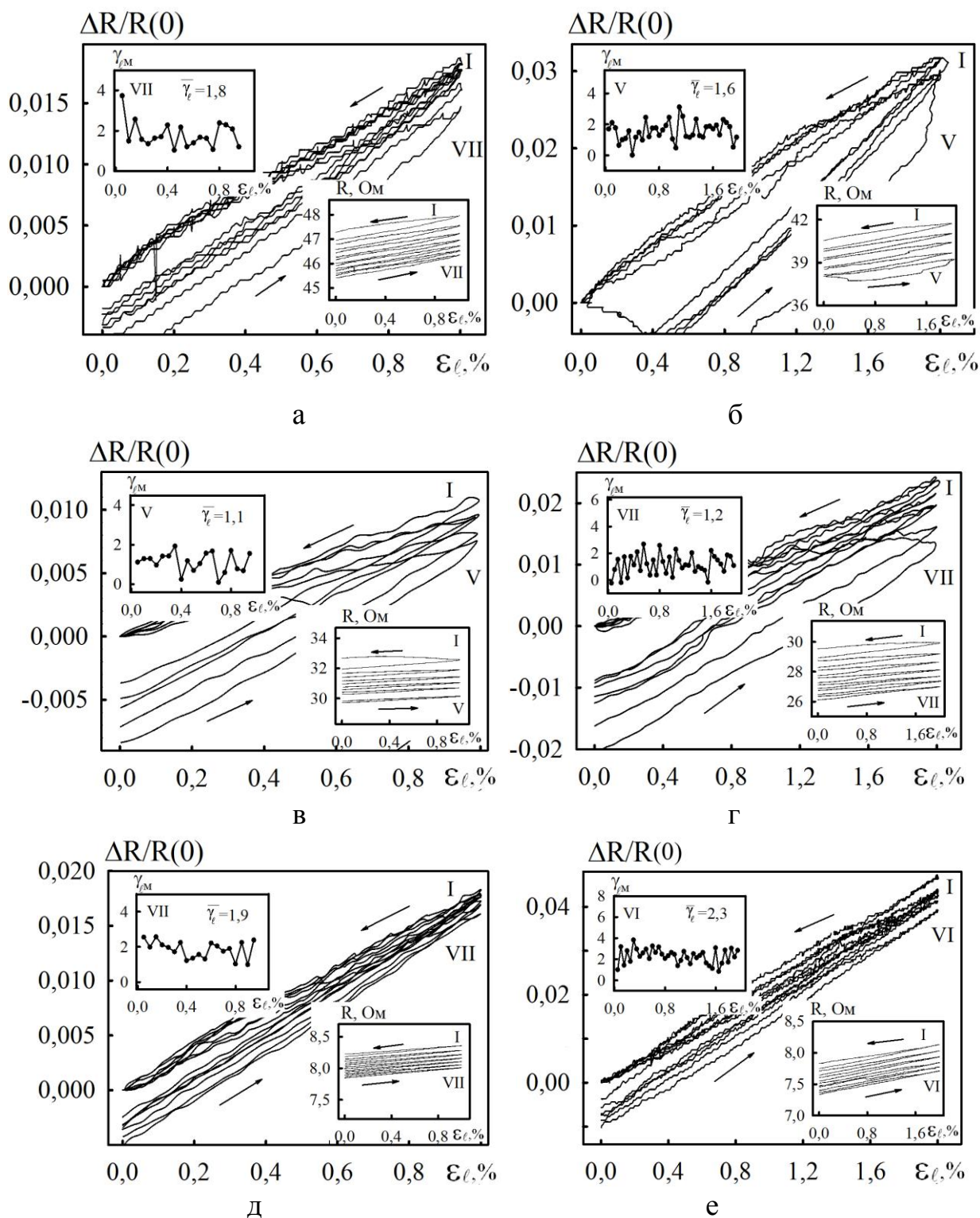


Рис. 3.13. Залежність  $\Delta R/R(0)$  та  $R$  і  $\gamma_{LM}$  (на вставках) від  $\varepsilon_\ell$  для VII деформаційного циклу при  $\Delta\varepsilon_\ell = (0-1) \%$  (а, в, д) та  $\Delta\varepsilon_\ell = (0-2) \%$  (б, г, е) для плівок Ag(20)/П (а, б), Ag(42)/П (в, г), Ag(67)/П (д, е)

особливістю Ag є незмінний кут нахилу деформаційних залежностей, причому І цикл практично не відрізняється від подальших, що можна пояснити пружною деформацією даних зразків у досліджуваній області.

Значення коефіцієнта тензочутливості знаходиться в межах  $\gamma_l = (1,4-3,5)$  од. для  $\Delta\varepsilon_\ell = (0-1)\%$  та  $\gamma_l = (1,0-4,9)$  од. для  $\Delta\varepsilon_\ell = (0-2)\%$ . Одержані результати можна представити у вигляді графіка залежності  $\gamma_l(d)$  для двох інтервалів деформації (рис. 3.14).

У таблицях 3.9 - 3.10 наведені узагальнені результати КТ одношарових плівок Ag(d)/П в інтервалах деформацій  $\Delta\varepsilon_\ell = (0-1)\%$  та  $\Delta\varepsilon_\ell = (0-2)\%$ .

В обох випадках можна виділити дві області з різними механізмами деформації: пружну та пластичну. Межа переходу «пружна-пластична деформація» визначається за зміною характеру залежності  $\gamma_l(d)$ . Спадаючий характер графіку (рис. 3.14) відповідає класичній розмірній залежності [29] з пружним механізмом деформації зразку, яка описується класичною теорією на основі моделі Маядаса і Шацкеса, а зростаючий – не є типовим, що можна пояснити проявом ефекту пластичності, локалізацією дефектів на межах зерен

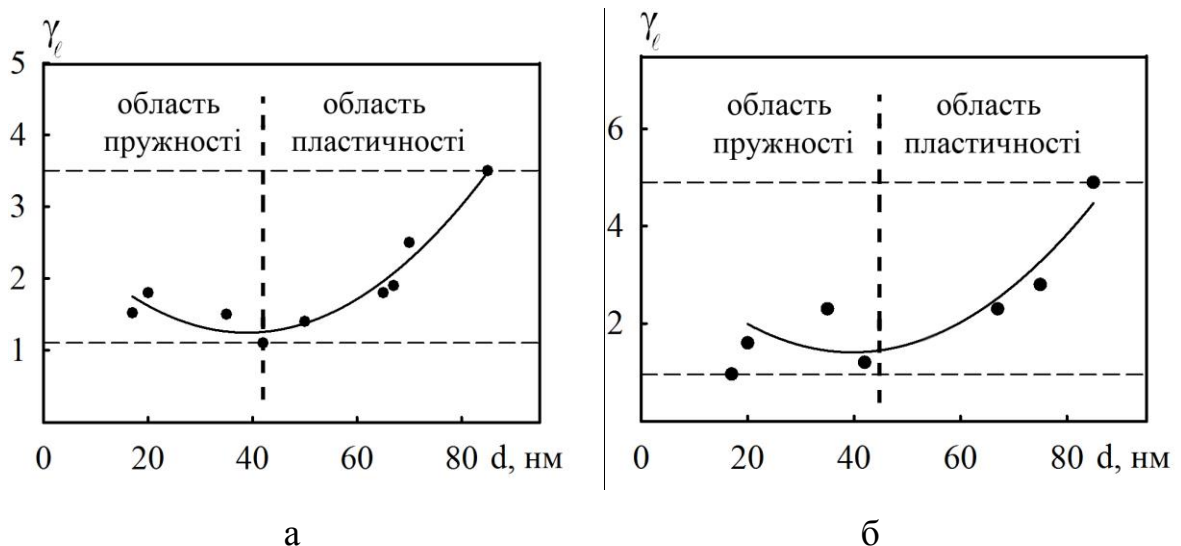


Рис. 3.14. Залежність середнього значення  $\gamma_l$  від товщини для плівок Ag(d)/П при деформації  $\Delta\varepsilon_\ell = (0-1)\%$  (а) та  $\Delta\varepsilon_\ell = (0-2)\%$  (б) для VII деформаційного циклу

**Середнє значення  $\gamma_l$  для I-VII деформаційних циклів при для  
одношарових плівок Ag(d)/П в інтервалі  $\Delta\varepsilon_l=(0-1)$  %**

№	№ Зразок	I	II	III	IV	V	VI	VII
		1.	Ag(17)	1	1,3	1,4	1,4	1,5
2.	Ag(20)	1,5	1,7	1,8	1,8	1,8	1,9	1,8
3.	Ag(35)	1,5	1,1	1,3	1,4	1,3	1,4	1,5
4.	Ag(42)	0,6	0,8	0,9	1	1,1	-	-
5.	Ag(50)	1,4	1,3	1,3	1,4	1,4	1,4	1,4
6.	Ag(65)	1,4	1,4	1,7	1,8	1,8	1,9	1,8
7.	Ag(67)	1,7	1,7	1,8	1,8	1,8	1,8	1,9
8.	Ag(70)	1,6	2,2	2,4	2,3	2,2	2,3	2,5
9.	Ag(75)	4	3,6	3,9	3,6	3,8	3,3	3,1
10.	Ag(85)	2,8	2,8	3,1	3,2	3,3	3,5	3,5

Таблиця 3.10

**Середнє значення  $\gamma_l$  для I-VII деформаційних циклів для одношарових  
плівок Ag(d)/П в інтервалі  $\Delta\varepsilon_l=(0-2)$  %**

№	№ Зразок	I	II	III	IV	V
		1.	Ag(17)	0,9	0,9	1,0
2.	Ag(20)	1,4	1,6	1,6	1,5	1,6
3.	Ag(35)	3,8	2,6	2,3	2,3	2,3
4.	Ag(42)	0,7	0,9	1,0	1,0	1,2
5.	Ag(67)	1,9	2	2,1	2,1	2,3
6.	Ag(75)	3,1	2,7	2,8	2,8	2,8
7.	Ag(85)	3,1	4,2	4,4	4,7	4,9

і, відповідно, до зростання КТ. Як відомо, внесок в загальне значення опору дають три механізми розсіювання електронів провідності: в об'ємі зразка на фононах та дефектах ( $\rho_0$ ), на зовнішніх поверхнях плівки ( $\rho_d$ ) та межах зерен ( $\rho_{gb}$ ), що можна записати як:

$$\rho = \rho_0 + \rho_{gb} + \rho_d, \quad (3.1)$$

При збільшенні товщини зразка питомий опір його зменшується, що викликано в основному зменшенням внеску  $\rho_{gb}$  та  $\rho_d$  в загальне значення опору. При деформації в області пружності відбувається зміна відстаней між атомами, деформується безпосередньо кристалічна решітка плівки, а в області пластичності спостерігається рух дефектів та їх локалізація на межах зерен, проковзування зерен між собою. Отже, резюмуючи вищесказане можна зробити висновок, що зростання КТ при пластичній деформації зумовлене зміною коефіцієнтів проходження меж зерен, збільшенням внеску зерномежового  $\rho_{gb}$  та на дефектах механізмів розсіювання електронів. Перехід «пружна-пластична деформація» (рис. 3.14), відбувається приблизно при товщинах 40-45 нм.

Для двошарових плівкових систем Ag(d)/Co(d)/П, типові деформаційні залежності яких наведені на рис. 3.15 – 3.16, спільним є те, що відміни першого деформаційного циклу від наступних не спостерігається, подібно до одношарових плівок Ag.

В таблиці 3.11 наведені значення КТ для плівкової системи Ag(d)/Co(d)/П при деформації в інтервалі  $\Delta\varepsilon_l = (0-1)\%$   $\Delta\varepsilon_l = (0-2)\%$ . Коефіцієнти тензочутливості мають вищі значення в порівнянні з одношаровими плівками, наприклад, для Ag(35)/П  $\gamma_l = 1,5$  при  $\varepsilon_l = (0-1)\%$  та 2,3 при  $\varepsilon_l = (0-2)\%$  (табл. 3.9 – 3.10), для Co(35)/П  $\gamma_l = 1,8$  при  $\varepsilon_l = (0-1)\%$ , 4,2 при  $\varepsilon_l = (0-2)\%$ , а для двошарової плівкової системи Ag(35)/Co(40)/П  $\gamma_l$  дорівнює 2,5 та 5,0 при деформації до 1% та до 2% відповідно. Зі збільшенням загальної товщини плівкової системи спостерігається зростання значення КТ, що пояснюється, як було розглянуто



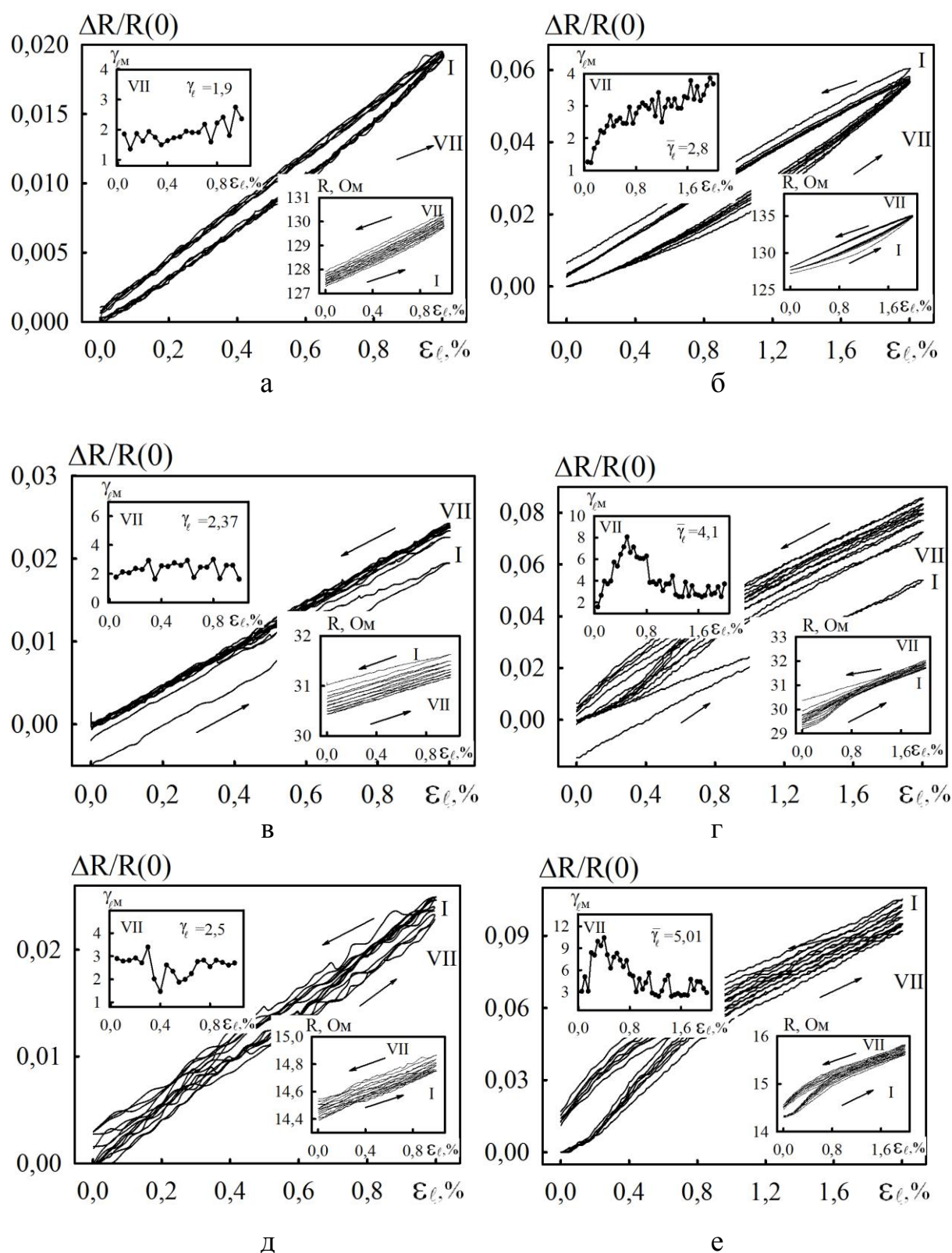


Рис. 3.15. Залежність  $\Delta R/R(0)$  та  $R$  і  $\gamma_{lm}$  (на вставках) від  $\varepsilon_{\ell}$  для VII деформаційного циклу при  $\Delta\varepsilon_{\ell} = (0-1)\%$  (а, в, д) та  $\Delta\varepsilon_{\ell} = (0-2)\%$  (б, г, е) для плівок Ag(8)/Co(13)/П (а, б), Ag(20)/Co(5)/П (в, г) та Ag(35)/Co(40)/П (д, е)

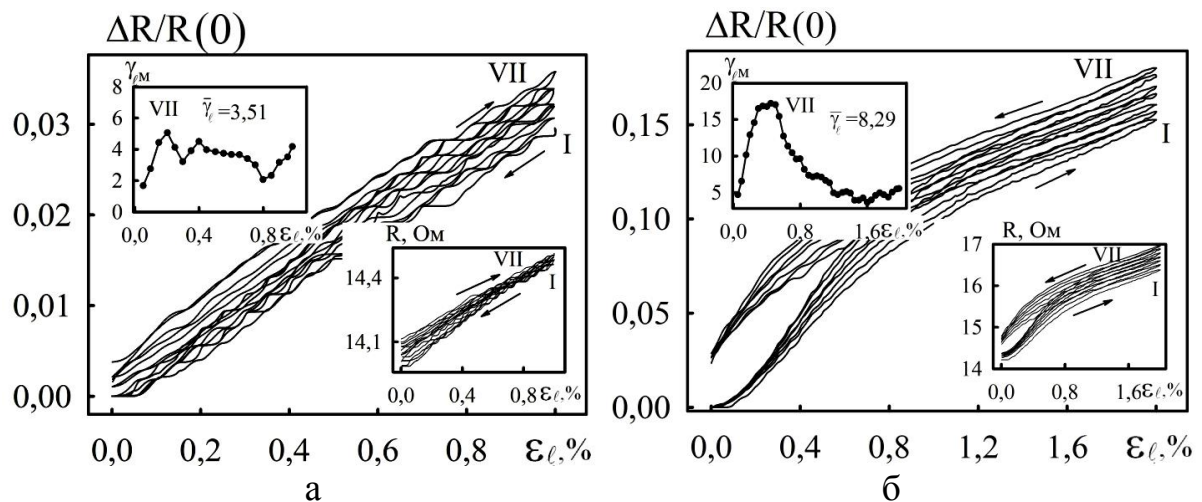


Рис. 3.16. Залежність  $\Delta R/R(0)$  та  $R$  і  $\gamma_{lm}$  (на вставках) від  $\varepsilon_\ell$  для VII деформаційного циклу при  $\Delta\varepsilon_\ell = (0-1) \%$  (а) та  $\Delta\varepsilon_\ell = (0-2) \%$  (б) для плівки Ag(40)/Co(50)/П

раніше на прикладі одношарових плівок Co та Ag, пластичною деформацією зразків та зростанням внеску зерномежового механізму розсіювання електронів провідності у загальне значення опору. Крім того, на значення КТ впливає відносна концентрація атомів Co в системі, так для приблизно однакових значень загальної товщини, Ag(8)/Co(13)/П ( $d_{zag} = 21$  нм) та Ag(20)/Co(5)/П ( $d_{zag} = 25$  нм), зменшення концентрації Co приводить до збільшення КТ системи, хоча, якщо порівняти коефіцієнти тензочутливості  $\gamma_I$  плівок Co та Ag при однакових товщина, то в більшості випадків  $\gamma_I(\text{Ag}) < \gamma_I(\text{Co})$ .

Крім того, особливістю даних плівкових систем є прояв нелінійних ефектів при деформації, тобто поява максимуму на залежності миттєвого значення КТ від деформації (рис. 3.15 - 3.16), що вперше спостерігається в роботі [145], пояснюється переходом від пружної до пластичної деформації [28, 145, 143]. Поява максимуму на залежності пов'язана не лише зі зміною механізму деформації, але і зі структурними процесами, що відбуваються при зміні механізму деформації. Дислокації починають рухатись з об'єму до меж зерен та локалізуватись там, подальша деформація супроводжується проковзуванням зерен, відбуваються незворотні зміни на мікроструктурному рівні. Значення опору

КТ для плівкових систем типу Ag(d)/Co(d)/П в інтервалі  $\Delta\varepsilon_l = (0-1)\%$  та  $\Delta\varepsilon_l = (0-2)\%$

№	Зразок	Загальна товщина d, нм	Концентрація кобальту $c_{Co}$ , ат.%	Середні значення $\gamma_l$	
				$\varepsilon_l = (0-1) \%$	$\varepsilon_l = (0-2) \%$
1.	Ag(8)/Co(13)/П	21	71,5	1,9	2,8
2.	Ag(20)/Co(5)/П	25	27,9	2,4	4,1
3.	Ag(35)/Co(40)/П	75	63,9	2,5	5,0
4.	Ag(40)/Co(50)/П	90	69,0	3,5	8,3

збільшується з кожним наступним циклом, а при пружній після зняття навантаження повертається до початкового значення  $R_n$ .

### 3.2.2 Особливості магнітодеформаційного ефекту у двошарових плівкових системах (феноменологічна модель) [146]

Важливим етапом наших досліджень є розробка феноменологічної моделі для можливості якісної та кількісної оцінки отриманих експериментальних результатів, а також прогнозування характеристик плівкових систем.

Нами була розроблена феноменологічна модель для двошарових плівкових систем, що є своєрідним продовженням роботи [43] для одношарових плівок. Феноменологічний підхід дозволяє проаналізувати магнітодеформаційний ефект у двошарових плівкових системах і установити кореляцію між магнітним коефіцієнтом та коефіцієнтом тензочутливості, вираженого через питомий електричний опір та дає можливість якісно проаналізувати залежність КТ від величини зовнішнього магнітного поля.

Кількісно ефект може бути охарактеризований магнітним коефіцієнтом тензочутливості, який виражає зміну КТ при зміні магнітного поля (формула 1.3). Для одношарових плівок МККТ розраховується за формулою (1.4) [43]. Використовуючи аналогічний підхід, виразимо МККТ для двошарових плівкових



систем. Для цього скористаємось відомим співвідношенням для поздовжнього КТ двошарової плівкової системи типу «біпластина» [4, 124]:

$$\gamma_l = \gamma_{l1} + \gamma_{l2} - \frac{d_1 \mu_1 + d_2 \mu_2}{d_1 + d_2} - \frac{\gamma_{l1} \rho_1 d_2 - \rho_1 d_2 \mu_2 + \gamma_{l2} \rho_2 d_1 - \rho_2 d_1 \mu_1}{\rho_1 d_2 + \rho_2 d_1} \quad (3.2)$$

де,  $d_i$ ,  $\mu_i$ ,  $\rho_i$  – товщина, коефіцієнт Пуасона та питомий опір відповідно для  $i$ -го шару ( $i = 1, 2$ ).

Після диференціювання (3.2) по індукції магнітного поля можна записати вираз для магнітного коефіцієнта тензочутливості  $\beta_{\gamma B}^k$ . При цьому членами, що пов'язані з магнітострикцією ( $M_i^k = d \ln d_i / dB$ , де індекс  $k$  – відповідає поздовжній, поперечній чи перпендикулярній геометрії вимірювання) можна знехтувати:

$$\begin{aligned} \beta_{\gamma B}^k &= \beta_{\gamma_{l1} B}^k \cdot \gamma_{l1} + \beta_{\gamma_{l2} B}^k \cdot \gamma_{l2} - \frac{\gamma_{l1} \rho_1 d_2 (\beta_{\rho_{1B}} + \beta_{\rho_{2B}}) + \gamma_{l2} \rho_2 d_1 (\beta_{\rho_{1B}} + \beta_{\rho_{2B}})}{(\rho_1 d_2 + \rho_2 d_1)} + \\ &+ \frac{\beta_{\rho_{1B}} \rho_1 d_2 \mu_2 + \beta_{\rho_{2B}} \rho_2 d_1 \mu_1}{(\rho_1 d_2 + \rho_2 d_1)} + \frac{(\beta_{\rho_{1B}} \rho_1 d_2 + \beta_{\rho_{2B}} \rho_2 d_1) (\gamma_{l2} \rho_2 d_1 + \gamma_{l1} \rho_1 d_2)}{(\rho_1 d_2 + \rho_2 d_1)^2} - \\ &- \frac{(\beta_{\rho_{1B}} \rho_1 d_2 + \beta_{\rho_{2B}} \rho_2 d_1) (\rho_1 d_2 \mu_2 + \rho_2 d_1 \mu_1)}{(\rho_1 d_2 + \rho_2 d_1)^2} \end{aligned} \quad (3.3)$$

Магнітний коефіцієнта тензочутливості  $\beta_{\gamma B}^k$  для одношарових плівок має вигляд (1.4-1.5). Магнітний коефіцієнт опору для двошарових плівок може бути виражений наступним чином:

$$\begin{aligned} \beta_{\rho B} &\cong \left[ \left( \frac{\partial \rho_1}{\partial B} \rho_2 (d_1 + d_2) + \frac{\partial \rho_2}{\partial B} \rho_1 (d_1 + d_2) \right) (\rho_1 d_2 + \rho_2 d_1) - \right. \\ &\quad \left. - \rho_1 \rho_2 (d_1 + d_2) \left( \frac{\partial \rho_1}{\partial B} d_2 + \frac{\partial \rho_2}{\partial B} d_1 \right) \right]^{-1} \cong \\ &\cong [\rho_1 \rho_2 (d_1 + d_2) (\rho_1 d_2 + \rho_2 d_1)]^{-1} \cong \frac{\beta_{\rho_{B1}} \rho_2 d_1 + \beta_{\rho_{B2}} \rho_1 d_2}{\rho_1 d_2 + \rho_2 d_1} \end{aligned} \quad (3.4)$$

Оскільки вираз (3.3) досить громіздкий, то доцільно розглянути граничні випадки:

$$1) \text{ для } d_1 \rightarrow \infty \text{ та для } d_2 \rightarrow \text{const} - \lim_{d_1 \rightarrow \infty} \beta_{\rho B} \cong \beta_{\rho_1 B}^{\infty},$$

$$2) \text{ для } d_2 \rightarrow \infty \text{ та } d_1 \rightarrow \text{const} - \lim_{d_2 \rightarrow \infty} \beta_{\rho B} \cong \beta_{\rho_2 B}^{\infty}.$$

та, де індекс « $\infty$ » відмічає асимптотичне значення  $\beta_{\rho B}$ .

Отже, формули 3.3 можна спрощено записати для двох граничних випадків наступним чином:

$$1) d_2 \ll d_1, \beta_{\gamma_1 B}^k \cong \beta_{\gamma_{11} B}^k \gamma_{11} + \beta_{\rho_2 B}^k \mu_1; \quad (3.3'),$$

$$2) d_2 \gg d_1, \beta_{\gamma_1 B}^k \cong \beta_{\gamma_{12} B}^k \gamma_{12} + \beta_{\rho_1 B}^k \mu_2 \quad (3.3'')$$

Граничний випадок для одношарових плівок (вираз (1.4)) при  $\gamma \gg 1$  можна записати як:

$$\beta_{\gamma_1 B}^k \cong -\beta_B^k + \frac{1}{\gamma_1 \rho} \cdot \frac{\partial^2 \rho}{\partial \varepsilon_i \partial B} \quad (3.5) [55]$$

Аналізуючи формулу 3.5, можна зробити висновок, що за умови реалізації магнітодеформаційного ефекту КТ визначається конкуренцією двох механізмів: зниженням опору в магнітному полі та збільшенням його за рахунок деформації.

У випадку якщо  $\beta_B^k < 0$ , КТ в магнітному полі збільшиться, якщо  $\frac{\partial^2 \rho}{\partial \varepsilon_i \partial B} > 0$  (така

тенденція спостерігалась для металевих плівок Co і Ni [47] та Ni/Ag [60, 61]). При

$\left| \frac{\partial^2 \rho}{\partial \varepsilon_{i,t} \partial B} \right| > |\beta_B^k|$  коефіцієнт тензочутливості буде зменшуватись в зовнішньому

магнітному полі, як у випадку для аморфних металевих сплавів при дії відносно великих полів чи напівпровідникових плівок [48, 49]. Слід підкреслити, оскільки

КТ згідно класичної розмірної залежності зменшується зі збільшенням товщини [4, 29, 147], то для розрахунків у граничних випадках для формули (3.3) треба

використовувати (1.4) для товстих або (3.5) для тонких плівок. Вирази (3.3) – (3.3’), (1.4) та (3.5) дозволяють якісно спрогнозувати поведінку польової залежності КТ двошарових плівкових систем. Зокрема, в (3.3’) значення КТ двошарових плівкових систем зростає в зовнішньому магнітному полі, якщо:

- 1)  $\beta_{\gamma 1B}^k > 0$  та  $\beta_{\rho 2B}^k > 0$  або  $\beta_{\gamma 1B}^k > 0$ , а  $\beta_{\rho 2B}^k < 0$ , але  $\beta_{\gamma 1B}^k > |\beta_{\rho 2B}^k|$ ;
- 2)  $\beta_{\gamma 1B}^k < 0$  то обов’язковою є умова  $\beta_{\rho 2B}^k > 0$  та  $\beta_{\rho 2B}^k > |\beta_{\gamma 1B}^k|$ .

Виконання аналогічних умов необхідне для випадку (3.3’). Якщо ж  $d_1 \cong d_2$ , та  $\gamma_{1,2} \sim 1$ , тоді аналіз необхідно проводити використовуючи формулу (3.3), беручи до уваги співвідношення (1.4). Проведення оцінки за допомогою даної методики допоможе зрозуміти суть фізичних процесів, що відбуваються у плівках при одночасній дії деформацій та магнітного поля.

### **3.2.3. Магнітодеформаційний ефект у одно- та двошарових плівках [117, 142, 148]**

Як і при дослідженні тензорезистивного ефекту розглянемо два типи деформації: пружну й пластичну і встановимо вплив магнітного поля на КТ. На рис. 3.17 наведено типові деформаційні залежності відносної зміни опору від деформації для одношарових плівок Со в інтервалі  $\Delta \varepsilon_\ell = (0-2) \%$  при  $B = 0$  або в магнітному полі при  $B = 30$  мТл. Перший цикл «навантаження-зняття навантаження» відрізняється від наступних, які практично повторюють один одного, що є типовим для деформаційних залежностей Со (наприклад, рис. 3.8, 3.9).

При деформації зразків в зовнішньому магнітному полі значення коефіцієнта тензочутливості підвищується, в порівнянні з КТ за відсутності магнітного поля (табл. 3.12), що пояснюється динамікою руху носіїв заряду. Узагальнені результати дослідження МДЕ в КТ для одношарових плівок Со(d)/П в області пластичної деформації в наведені в таблиці 3.12.

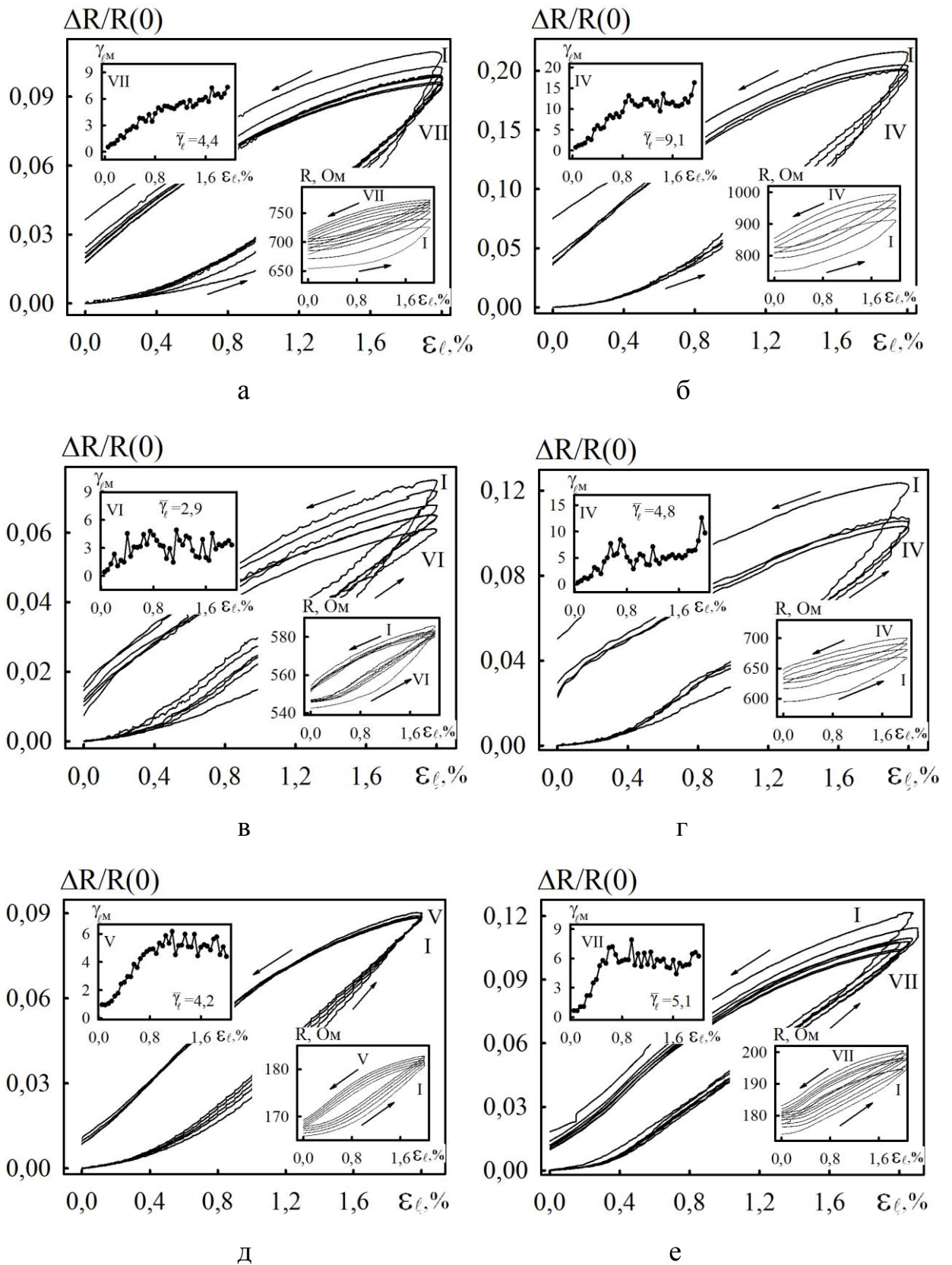


Рис. 3.17. Залежність  $\Delta R/R(0)$  та  $R$  і  $\gamma_{\ell M}$  (на вставках) від  $\varepsilon_{\ell}$  без (а, в, д) та при дії магнітного поля (б, г, е) для плівок Co(19)/П (а, б), Co(21)/П (в, г), Co(35)/П (д, е) при  $\Delta\varepsilon_{\ell} = (0-2)\%$

**КТ для одношарових плівок Co(d)/П в інтервалі  $\Delta\varepsilon_l = (0-2) \%$** 

№	Зразок	Середні значення $\gamma_l$		$\frac{\Delta\gamma_l}{\gamma_l(0)_{сеп}}, \%$	$\beta_{\gamma_l B_{сеп.}}^k, \text{Тл}^{-1}$
		при $B=0$ мТл	при $B=30$ мТл		
1.	Co(14)	1,6	3	25	8,3
2.	Co(17)	4,1	5,7		
3.	Co(19)	4,4	6,1		
4.	Co(21)	2,9	4,8		
5.	Co(35)	4,2	5,1		

Середні значення магнітного коефіцієнта тензочутливості розраховано за формулою (1.3).

Зростання КТ в магнітному полі спостерігали і автори [47-49, 60, 61], зокрема в [47] для одношарових плівок Ni та Co, а також двошарових Fe/Cr в перпендикулярному магнітному полі з індукцією  $B = 0,1$  Тл, щоправда автори не уточнюють інтервал деформації плівки, що є важливим питанням. У [49] для товстопліткових ( $d = 20-40$  мкм) аморфних сплавів на основі Fe зростання КТ спостерігається при невеликих значеннях магнітного поля ( $B = 10$  мТл), а у великих полях ( $B = 20-140$  мТл) – зменшення. При цьому слід відмінити, що орієнтація магнітного поля щодо напрямку деформації – поперечна, а величина деформації становить 0,3 % (хоча автори користуються поняттям розтягуючої напруги:  $\sigma = 0,1-0,2$  ГПа, а не поздовжня деформація). Автори пояснюють зміну КТ в магнітному полі наявністю ефекту зміни модуля Юнга під дією магнітного поля та вважають зміну параметрів розсіювання електронів провідності не великою, тобто залежність  $R(B)$  не значна і не може обумовити залежність  $\gamma(B)$  (рис 1.3). На відміну від [47, 49], автори [48] спостерігали зменшення КТ при деформації напівпровідникових плівок р-типу провідності ( $\varepsilon_l = 0,01 \%$ ) в магнітному полі ( $B = 3$  Тл). Походження тензорезистивного ефекту в зразках автори пояснюють деформаційнозалежним розщепленням валентної зони на «зону важких» та «зону легких дірок» та магніторезистивних ефектом у плівкових

матеріалах, який викликаний додатковою рухливістю дірок в магнітному полі. Авторами встановлено, що відносна зміна опору при деформації пропорційна до розщеплення енергетичних рівнів, при  $\varepsilon_l = 0,01$  % становить  $0,6 \cdot 10^{-3}$  еВ.

Згідно [43] та формул (1.4) і (3.5) можна якісно проаналізувати поведінку КТ одношарових плівок Со при дії магнітного поля. Оскільки  $\gamma_l$  зростає в зовнішньому магнітному полі, то це означає, що  $\beta_{\gamma_l B}^k > 0$ . Якщо значення опору в магнітному полі зменшується ( $\beta_B^k < 0$ ), тоді, згідно формули (3.5)  $\frac{\partial^2 \rho}{\partial \varepsilon_l \partial B} > 0$ ,  $\frac{\partial \rho}{\partial \varepsilon_l} > \frac{\partial \rho}{\partial B}$ , тобто збільшення опору при деформації повинно переkritи його зменшення в магнітному полі, що і відбувається при деформації  $\Delta \varepsilon_l = (0-2)$  % одношарових плівок Со.

Аналогічні дослідження МДЕ в опорі у одношарових плівках Со були проведені в області пружності (інтервал деформації  $\Delta \varepsilon_l = (0-0,2)$  %). Узагальнені результати представлені в таблиці 3.13.

При пружній деформації відбувається зміна відстаней між вузлами кристалічної решітки і при знятті навантаження параметр ґратки відновлюється. В той час як в області пластичності, спостерігається рух дефектів та локалізація їх

Таблиця 3.13

**КТ для одношарових плівок Со(d)/П в інтервалі  $\Delta \varepsilon_l = (0-0,2)$  %**

№	Зразок	Середні значення $\gamma_l$		$\frac{\Delta \gamma_l}{\gamma_l(0)_{сер}}, \%$	$\beta_{\gamma_l B сер.}^k$ Тл <sup>-1</sup>
		при В=0мТл	при В=30мТл		
1.	Со(19)	0,9	0,7	-22	-7,4
2.	Со(22)	0,8	0,5		
3.	Со(30)	0,8	0,7		
4.	Со(35)	1,1	1,0		
5.	Со(40)	1,0	0,9		

на межах зерен [77, 81], проковзування зерен між собою, зміна в структурному та фазовому станах [77, 87], зміна магнітних та магнітооптичних характеристик [76, 128, 149]. Тому проведення досліджень МДЕ в опорі в області пружності та порівняння його з отриманими результатами в області пластичності дозволить встановити вплив вищеперечислених факторів на величину КТ.

Оскільки, межа переходу «пружна-пластична деформація» є величиною розмірнозалежною, був вибраний деформаційний інтервал до 0,2 % для забезпечення деформації відносно товстих плівок (до 50 нм) в області пружності.

На рис. 3.18 наведені типові деформаційні залежності для цих плівок. Залежності  $\Delta R/R(0)$  від  $\varepsilon_l$ , на відміну від попередніх для області пластичності (рис. 3.17), мають практично лінійний характер з вузьким гістерезисом. КТ мають нижчі значення, у порівнянні з КТ в області пластичності. Крім того, спостерігається обернена залежність  $\gamma_l$  в магнітному полі – значення  $\gamma_l$  в магнітному полі зменшуються, що можливо пов'язано з меншою чутливістю до деформації плівок в області пружності.

У відповідності до даних роботи [43] і формул (1.4) (3.5) зменшення КТ в магнітному полі відповідає від'ємному значенню МККТ ( $\beta_{\gamma_l B}^k < 0$ ). Якщо значення опору в магнітному полі зменшується, що є типовою ситуацією для металевих плівок [10], тобто магнітний коефіцієнт від'ємний ( $\beta_B^k < 0$ ), то і важлива тензометрична характеристика буде меншою нуля ( $\frac{\partial^2 \rho}{\partial \varepsilon_l \partial B} < 0$ ). Тобто збільшення опору при деформації  $\Delta \varepsilon_l = (0-0,2) \%$  виявляється не достатнім, щоб перекрити його зменшення в магнітному полі.

Узагальнені результати дослідження МДЕ в КТ одношарових плівок Со в області пластичності та пружності можна представити у вигляді розмірних залежностей  $\gamma_l(d)$  (рис 3. 19). Одержані залежності, як і для зразків деформованих в інтервалі  $\Delta \varepsilon_l = (0-1) \%$  (рис. 3.10), носять зростаючий характер, що пояснюється зростанням внеску зерномежового механізму розсіювання при збільшенні товщини зразка [125, 145]. Порівнюючи величини коефіцієнтів тензочутливості

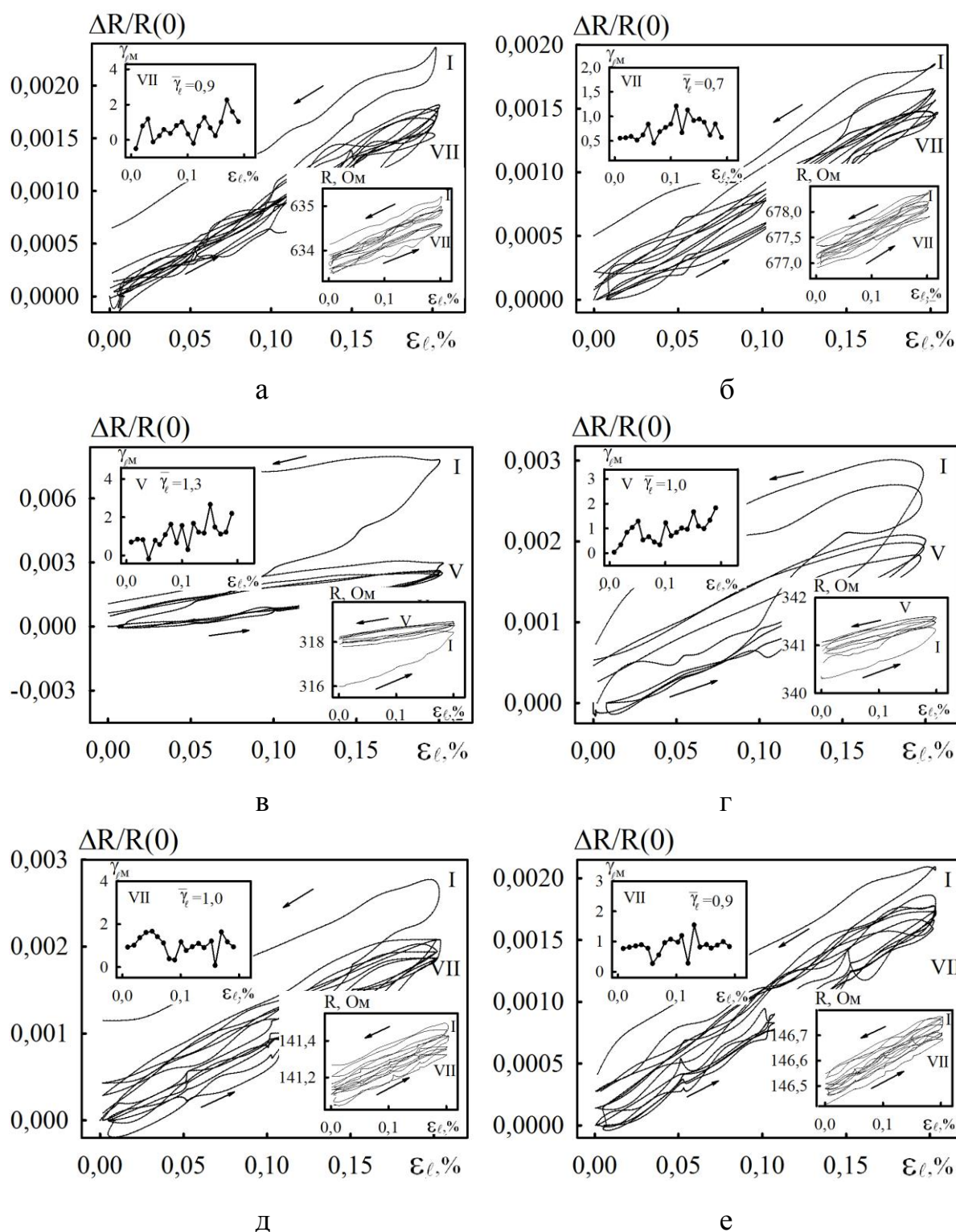


Рис. 3.18. Залежність  $\Delta R/R(0)$  та  $R$  і  $\gamma_{\ell M}$  (на вставках) від  $\varepsilon_\ell$  без (а, в, д) та при дії магнітного поля (б, г, е) для плівки Co(19)/П (а, б) Co(30)/П (в, г), Co(40)/П (д, е) при  $\Delta\varepsilon_\ell = (0-0,2) \%$



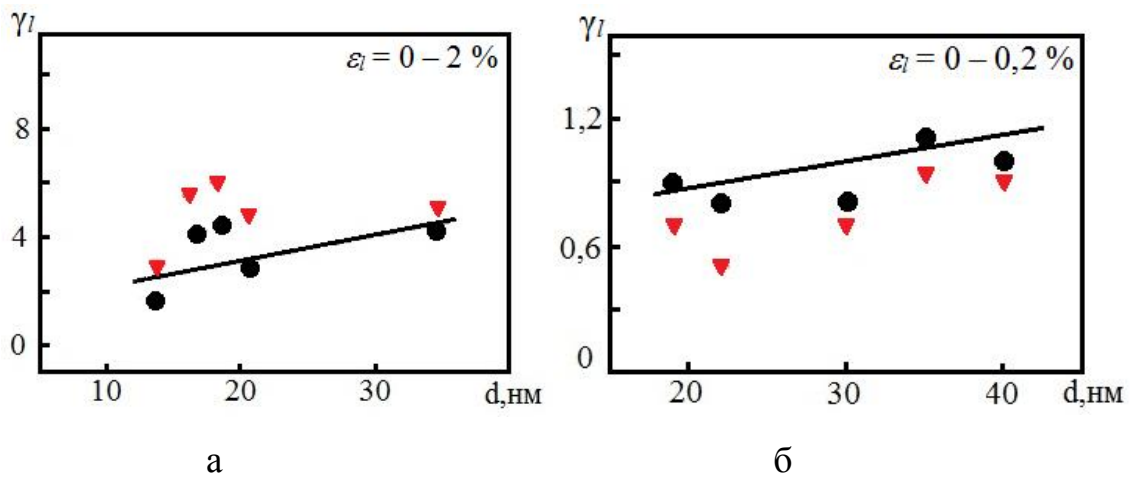


Рис. 3.19. Розмірна залежність  $\gamma_l$  від товщини для плівок Co( $d$ )/П при деформації  $\Delta \varepsilon_l = (0-2) \%$  (а) та  $\Delta \varepsilon_l = (0-0,2) \%$  (б) без (●) та при дії магнітного поля (▼)

для двох інтервалів деформацій  $\Delta \varepsilon_l = (0-2) \%$  (табл. 3.12) та  $\Delta \varepsilon_l = (0-0,2) \%$  (табл. 3.13) видно, що в області пластичності значення  $\gamma_l$  мають більшу величину, ніж в області пружності, що можна пояснити посиленням ефекту зерномежового розсіювання. В області пластичності магнітодеформаційний ефект має додатній характер, в той час як в області пружності – від’ємний. Середнє значення коефіцієнта тензочутливості в магнітному полі збільшується на 25 % (пластична деформація) та зменшується на 22 % (пружна деформація). Середні значення магнітних коефіцієнтів тензочутливості, розраховані за формулою (1.3), дорівнюють  $-7,4$  та  $8,3 \text{ Тл}^{-1}$  для областей пружності і пластичності відповідно. Такий вплив магнітного поля на величину коефіцієнта тензочутливості можна пояснити динамікою руху електронів у магнітному полі. На рис. 3.20 [150] схематично представлені можливі траєкторії руху електронів у зовнішньому магнітному полі, орієнтованому перпендикулярно та паралельно до площини зразка. На електрони в зовнішньому магнітному полі діє сила Лоренца, яка змінює напрям їхнього руху з прямолінійного в спіралеподібний, а також змінює параметри електроперенесення, такі як величина середньої довжини вільного пробігу ( $\lambda_0$ ), коефіцієнт дзеркальності ( $p$ ), коефіцієнт розсіювання на межах зерен ( $R$ ), коефіцієнти проходження меж зерен ( $r$ ) та меж поділу шарів ( $Q$ ).

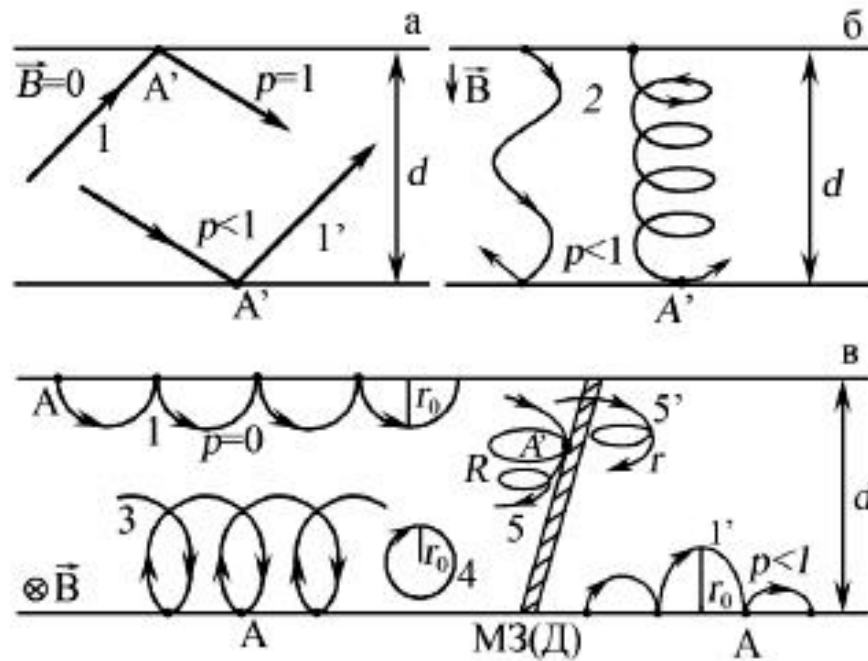


Рис. 3.20. Траєкторії руху електронів у тонкій плівці із товщиною  $d$  при відсутності (а), перпендикулярній (б) і паралельній (в) орієнтаціях зовнішнього магнітного поля: при дзеркальному (1, 3) та дифузному (1') відбитті електронів від поверхні плівки; 2 – гелікоїдальна траєкторія електронів; 4 – замкнута траєкторія електрона; 5 – дифузне або дзеркальне відбиття електрона від межі зерна (МЗ) або межі домену (МД); 5' – когерентне або некогерентне проходження МЗ(Д) електроном; А, А' – точки відсікання траєкторії або відбиття електрона від поверхні плівки або МЗ(Д). Із роботи [150]

Результати дослідження магнітодеформаційного ефекту у плівкових системах на основі Co та Ag наведені на рис. 3.21. У даній плівковій системі при пластичній деформації  $\varepsilon_l$  до 2 % спостерігається зростання КТ в зовнішньому магнітному полі, як і у випадку одношарових плівок Co в цьому ж інтервалі, що, відповідно до [43], може бути обумовлено тим, що збільшення опору при деформації перекидає його зменшення при внесенні зразка в магнітне поле. Як і для випадку деформування зразків за відсутності магнітного поля (рис. 3.15-3.16) мають місце нелінійні ефекти, що проявляються у появі максимуму на графіку  $\gamma_{lm}(\varepsilon_l)$ , що свідчить, згідно [28, 145] про перехід від пружної до пластичної деформації. Положення даного максимуму на графіку вказує при яких саме значеннях  $\varepsilon_l$  відбувається зміна механізму. Так, для системи Ag(40)/Co(50)/П (рис. 3.21 а, б) цьому значенню відповідає  $\varepsilon_{lнеп} = 0,4\%$  та  $\varepsilon_{lнеп} = 0,3\%$  в діапазоні деформації до 1% та до 2% відповідно. Для Ag(12)/Co(25)/П (рис. 3.21 в, г)  $\varepsilon_{lнеп} = 1\%$ . Така різниця в значеннях  $\varepsilon_{lнеп}$  пов'язана зі зміною загальної товщини зразків, оскільки величина  $\varepsilon_{lнеп}$  розмірнозалежна. При збільшенні загальної товщини перехід «пружна-пластична деформація» зміщується у бік менших деформацій. Крім того, у системі Ag(40)/Co(50)/П присутній мінімум на залежності  $\gamma_{lm}(\varepsilon_l)$ . Подібні результати отримали автори [28, 145] у плівкових структурах на основі Fe і Ni та Fe і a-Gd, які було пояснено проявом механізму пластичної деформації, протіканням незворотних процесів структурних змін, що проявляються у локалізації дислокацій і можливому проковзуванні зерен. Також слід відмітити, що важливою є і висота піка, що відповідає за інтенсивність проходження процесів.

На рис. 3.22 наведені деформаційні залежності для системи на основі Cu та Co в інтервалі деформації  $\Delta\varepsilon_l = (0-0,4)\%$  без та при дії магнітного поля. У даній системі спостерігається зростання КТ в магнітному полі, хоча для одношарових Co в даному діапазоні деформації спостерігається тенденція спадання  $\gamma_l$ . Даний ефект можна пояснити впливом немагнітної компоненти Cu та утворенням твердого розчину в системі на стадії конденсації. Узагальнені результати дослідження МДЕ у двошаровій плівковій системі Co/Cu наведені в таблиці 3.14.

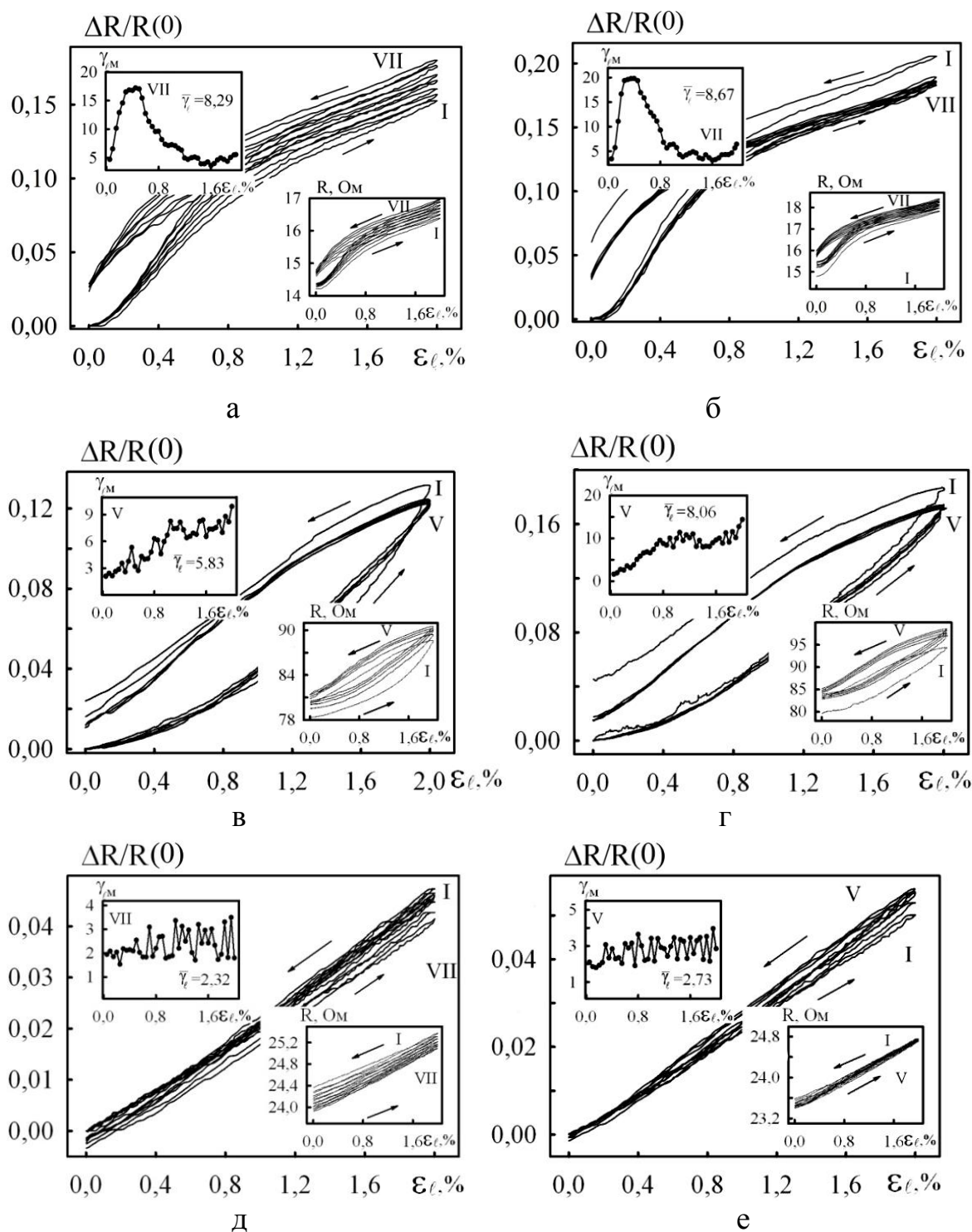


Рис. 3.21. Залежність  $\Delta R/R(0)$ ,  $R$  та  $\gamma_{lm}$  (на вставках) від  $\epsilon_{\ell}$  без (а, в, д) та при дії магнітного поля (б, г, е) для плівки Ag(40)/Co(50)/П (а, б), Ag(12)/Co(25)/П (в, г), Ag(2)/Co(5)/Ag(9)/Co(25)/П (д, е) при  $\Delta\epsilon_{\ell} = (0-2) \%$

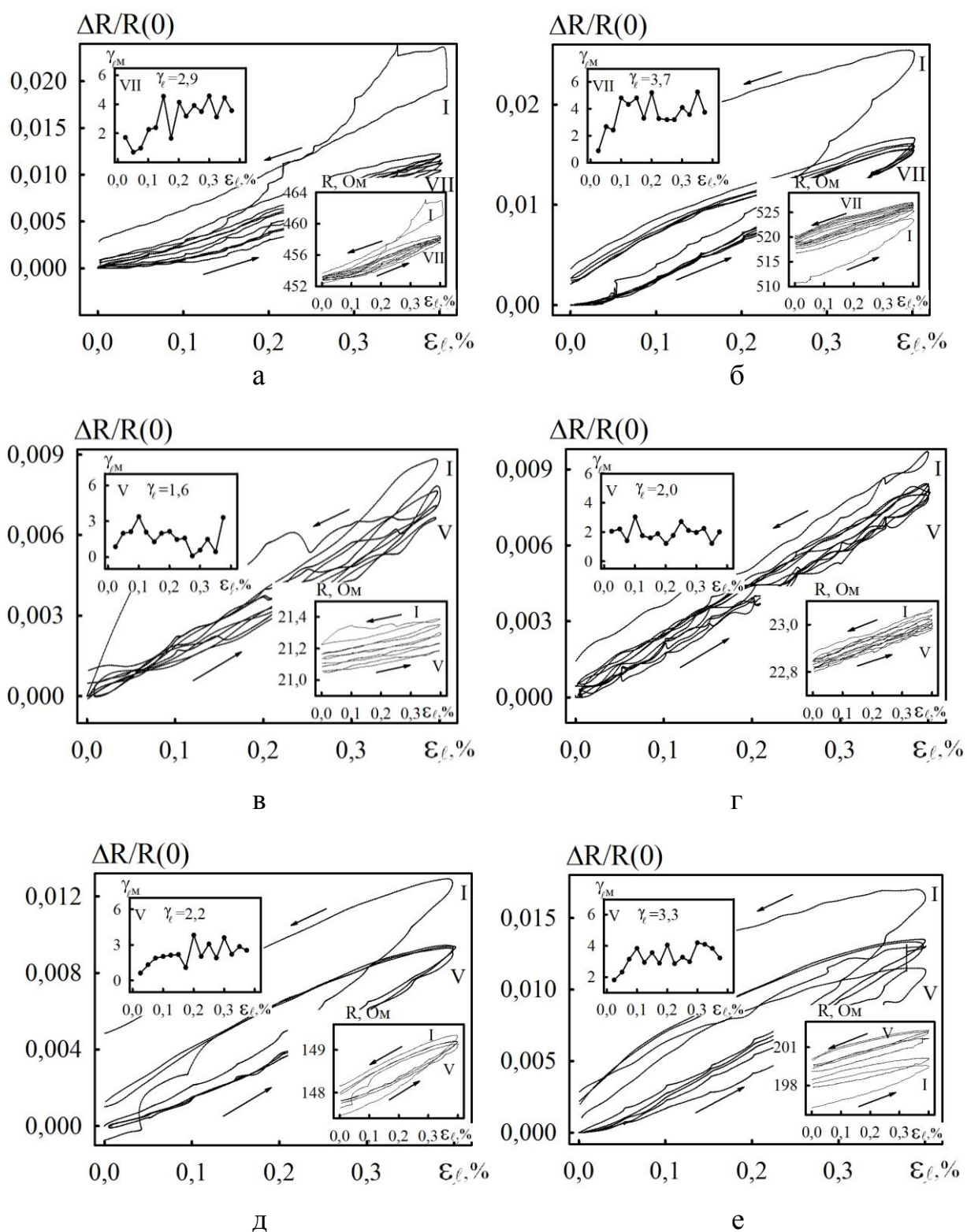


Рис. 3.22. Залежність  $\Delta R/R(0)$ ,  $R$  та  $\gamma_{lm}$  (на вставках) від  $\epsilon_l$  без (а, в, д) та при дії магнітного поля (б, г, е) для плівок  $\text{Co}(36)/\text{П}$  (а, б),  $\text{Cu}(40)/\text{Co}(30)/\text{П}$  (в, г),  $\text{Co}(20)/\text{Cu}(30)/\text{П}$  (д, е) при  $\Delta\epsilon_l = (0-0,4)\%$

**КТ для двошарових плівок Cu(d)/Co(30)/П в інтервалі деформації**

$$\Delta \varepsilon_l = (0-0,4) \%$$

Зразок	Загальна товщина, нм	Середнє значення $\gamma_l$		$\frac{\Delta \gamma_l}{\gamma_l(0)_{сер}}$ , %	$\beta_{\gamma_l, V_{сер.}}$ , ГЛ <sup>-1</sup>
		при V=0 мТл	при V=30 мТл		
Одношарові плівки					
Co(30)/П	30	1,4	1,1	-35,5	-11,8
Co(40)/П	40	2,2	1,1		
Двошарові плівки					
Cu(10)/Co(30)/П	40	1,3	1,9	35,8	12
Cu(20)/Co(30)/П	50	2,2	3,3		
Cu(40)/Co(30)/П	70	1,6	2,0		
Cu(50)/Co(30)/П	80	2,7	3,3		

Коефіцієнт тензочувливості має вищі значення у порівнянні з одношаровими плівками Co в області пружності  $\Delta\varepsilon_\ell = (0-0,2) \%$ , а відносне збільшення КТ в магнітному полі склало 35,8 %.

Магнітодеформаційний ефект в системі Co/Cu проявляється краще, ніж в одношарових плівках Co, про що свідчить вище значення магнітного коефіцієнта тензочувливості  $12 \text{ Тл}^{-1}$  ( $-7,4 \text{ Тл}^{-1}$  для Co(d)/П при  $\Delta\varepsilon_\ell = (0-0,2) \%$  та  $-11,8 \text{ Тл}^{-1}$  для Co(d)/П П при  $\Delta\varepsilon_\ell = (0-0,4) \%$ ). Нелінійних ефектів у зразках не спостерігається, оскільки зразки деформуються пружно і структурних змін, як відмічалось в підрозділі 3.1, не відбувається. А зростання КТ зі збільшенням загальної товщини плівкових систем пов'язано зі збільшення внеску зерномежового розсіювання в загальне значення опору системи.

### **3.3. Вплив магнітного поля на електрофізичні властивості плівкових матеріалів [115]**

Науковий та практичний інтерес до одношарових плівок срібла обумовлений можливістю вирішення деяких проблем фізики твердого тіла, оскільки плівки Ag знаходять застосування як компоненти багатошарових плівкових систем, наприклад, як розділюючий спейсер між феромагнітними шарами для реалізації спін-залежного розсіювання електронів [110, 144].

При дослідженні зовнішнього розмірного ефекту в електрофізичних властивостях плівкових зразків, необхідно враховувати процеси розсіювання електронів провідності в об'ємі зразка на фонах та дефектах, на зовнішніх поверхнях плівки, межах зерен та інтерфейсах (у випадку дво- та мультишарових систем). Для визначення впливу розсіювання електронів на зовнішніх поверхнях та межах зерен на питомий опір плівок і, відповідно, на фізичні параметри (термічний коефіцієнт опору (ТКО), КТ) існує ряд методів [151, 152], застосовуючи які можна визначити внесок поверхневого та зерномежового розсіювання електронів в питомий опір і ТКО. Отже, питомий опір плівки можна

виразити як суму фононного і дефектного ( $\rho_0$ ), зерномежового ( $\rho_{gb}$ ) та поверхневого розсіювань ( $\rho_d$ ) (співвідношення 3.1).

Позначимо питомий опір полікристалічних плівок товщиною, що прямує до нескінченості, як  $\rho_g$  :

$$\rho_g = \rho_0 + \rho_{gb}$$

Підставивши (3.1) в формулу для визначення ТКО ( $\beta = \frac{d \ln \rho}{dT}$ ) отримаємо наступне співвідношення:

$$\beta = \frac{\rho_0}{\rho} \beta_0 + \frac{\rho_{gb}}{\rho} \beta_{gb} + \frac{\rho_d}{\rho} \beta_d \quad (3.6)$$

Для встановлення величини внеску зерномежового та інтерфейсного розсіювання в загальний питомий опір та ТКО використаємо співвідношення, запропоноване авторами [151]:

$$\rho_{gb}(T) = (\beta_g \rho_g - \beta_0 \rho_0) T + \rho_{gb}(0), \quad (3.7)$$

$$\beta_{gb}(T) = \frac{\beta_g \rho_g - \beta_0 \rho_0}{(\beta_g \rho_g - \beta_0 \rho_0) T + \rho_{gb}(0)} \approx \frac{1}{T}, \quad (3.8)$$

$$\rho_d(T) = (\beta \rho - \beta_g \rho_g) T + \rho_d(0), \quad (3.9)$$

$$\beta_d(T) = \frac{\beta \rho - \beta_g \rho_g}{(\beta \rho - \beta_g \rho_g) T + \rho_d(0)} \approx \frac{1}{T}, \quad (3.10)$$

де  $\rho_{gb}(0) \cong \rho_g(0) - \rho_0(0) \cong \rho_g(0)$  - константа інтегрування, що відповідає  $\rho_{gb}$  при  $T \rightarrow 0$  К;

$\rho_d(0) \cong \rho(0) - \rho_g(0) \cong \rho(0)$  - константа інтегрування, що відповідає  $\rho_d$  при  $T \rightarrow 0$  К.

Результати електронографічних досліджень плівок Ag до та після відпалювання до 600 К (рис. 3.23) підтверджують, що зразки мають ГЦК -



решітку з параметром  $a = 0,407 \pm 0,001$  нм, що близький до параметру масивних зразків  $a_0(\text{Ag}) = 0,408$  нм. Відпалювання до 600 К приводить до збільшення середнього розміру кристалітів в 5-6 разів, що є результатом інтенсивних рекристалізаційних процесів. Одержані дані корелюють з даними роботи [153], де відпалювання зразків відбувалось безпосередньо в колоні ПЕМ.

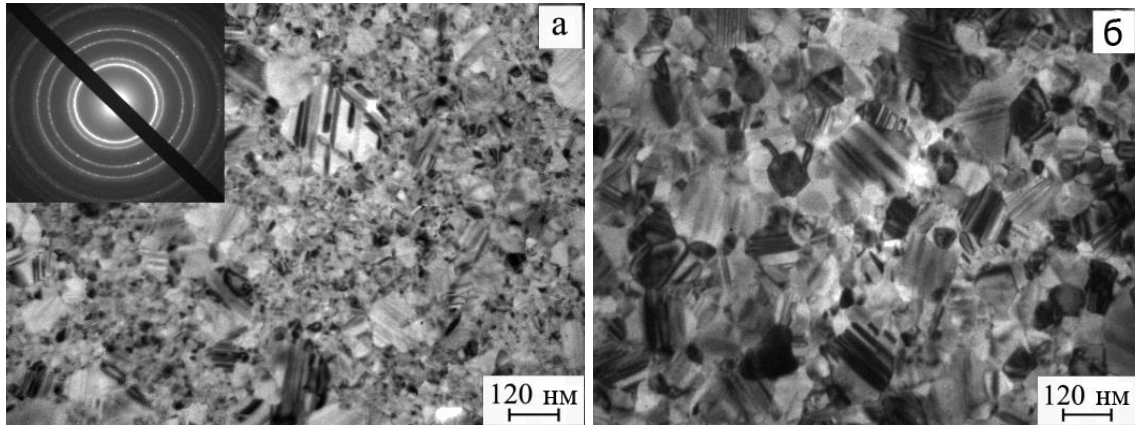


Рис. 3.23. Кристалічна структура та дифракційні картини від Ag(22)/П у свіжосконденсованому стані (а) та після відпалювання до 600 К (б)

На рис. 3.24 представлені температурні залежності питомого опору та ТКО (на вставках) для одношарових плівок Ag. Аналізуючи одержані залежності  $\rho(T)$ , можна зробити висновок, що температура заліковування дефектів для кожного зразка різна, оскільки питомий опір залежить переважно від товщини зразка (чим більша товщина зразка, тим заліковування дефектів відбувається при більш високих температурах). Зворотній цикл (охолодження) відповідає типовій металевій залежності.

На основі отриманих даних проведено розрахунок внесоку зерномежового та поверхневого розсіювань у питомий опір та ТКО одношарових плівок Ag (табл. 3.15) та побудовані розмірні залежності  $\rho(d)$  та  $\beta(d)$  і доповнені даними, взятими з роботи [106] (рис. 3.25). Розмірна залежність  $\rho(d)$  та  $\beta(d)$  дозволяє визначити значення  $\rho_\infty(\rho_g)$  та  $\beta_\infty(\beta_g)$ , які в подальшому були використані для визначення впливу розсіювання електронів провідності на межах зерен і

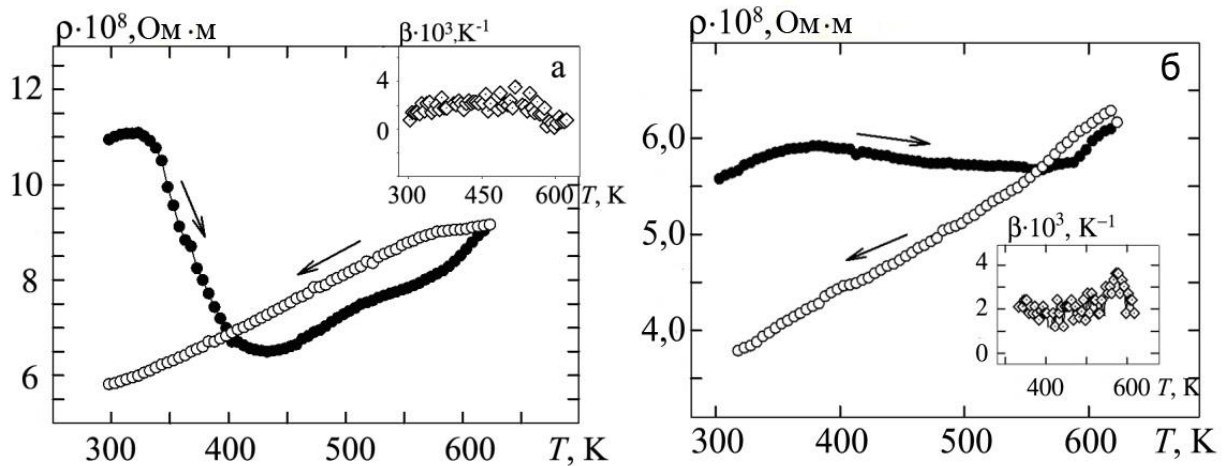


Рис. 3.24. Температурна залежність питомого опору та ТКО для плівок Ag(22)/П (а) і Ag(40)/П (б)

зовнішніх поверхнях плівок. Одержані значення  $\rho_g$  і  $\beta_g$ ,  $\rho_0$  і  $\beta_0$  наведені в таблиці 3.16.

Значення  $\rho(0)$  (табл. 3.15) було отримано екстраполяцією експериментальної залежності  $\rho(T)$  для зразків з різною товщиною з 300 до 0 К, значення було взято таким же способом та склало  $\rho_{gb}(0) = 0,20 \cdot 10^{-8}$  Ом·м. Значення питомого опору та ТКО, що обумовлені зерномежовим розсіюванням  $\rho_{gb}$  та  $\beta_{gb}$  та розсіюванням на зовнішніх поверхнях плівок  $\rho_d$  та  $\beta_d$  були розраховані за формулами (3.7) - (3.10).

Аналіз отриманих результатів показав наступне: значення питомого опору, обумовлене зерномежовим розсіюванням, як відомо, визначається ступенем дисперсії кристалітів, воно максимальне для нанокристалічних зразків (Ti, V, Mo, Cr) та має мінімальне значення для епітаксійних чи полікристалічних плівок з відносно великим розміром кристалітів. Для Ni, Cu та Mo дротів, в яких розмір кристалітів більший, ніж у плівок, значення  $\rho_{gb}$  становить 0,2; <0,1;  $0,45 \cdot 10^{-8}$  Ом·м, відповідно, [151]. У нашому випадку, для плівок Ag  $\rho_{gb}$  становить  $0,32 \cdot 10^{-8}$  Ом·м, а  $\beta_{gb}$  -  $1,23 \cdot 10^{-3}$  К<sup>-1</sup>.

Роль розсіювання на зовнішніх поверхнях зменшується зі збільшенням товщини зразка, як результат значення  $\rho_d$  зменшується у всьому інтервалі товщин (рис. 3.26 а).

**Розподіл внеску зерномежового та поверхневого розсіювання в питомий опір та ТКО для плівок Ag**

Зразок (нм)	$\rho \cdot 10^8$ , Ом·м	$\beta \cdot 10^3$ , К <sup>-1</sup>	$\rho(0) \cdot 10^8$ , Ом·м	$\rho_d \cdot 10^8$ , Ом·м	$\beta_d \cdot 10^3$ , К <sup>-1</sup>	$\rho_{gb}(0) \cdot 10^8$ , Ом·м	$\rho_{gb} \cdot 10^8$ , Ом·м	$\beta_{gb} \cdot 10^3$ , К <sup>-1</sup>	$\frac{\rho_{gb}}{\rho_d}$	$\left  \frac{\beta_{gb}}{\beta_d} \right $
Ag(19)	6,50	1,40	2,50	4,10	0,71	0,20	0,32	1,23	0,07	1,73
Ag(22)	5,81	1,42	1,60	3,41	0,69				0,09	1,77
Ag(40)	3,65	2,00	1,10	1,25	0,37				0,25	3,32
Ag(49)	3,50	2,20	0,60	1,10	1,00				0,28	1,23
Ag(70)	2,77	2,50	0,20	0,37	0,37				0,85	3,27

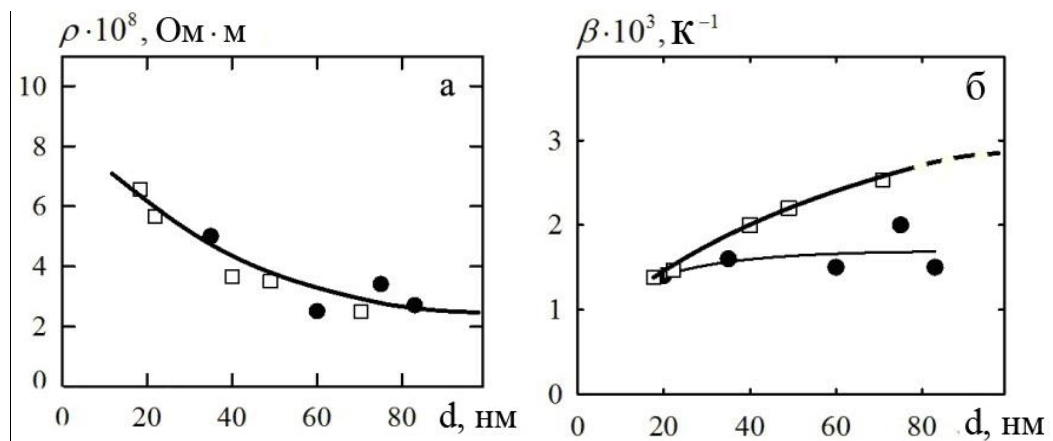


Рис. 3.26. Розмірна залежність питомого опору (а) та ТКО (б) для Ag плівок:  
□ – наші дані, ● – дані роботи [106]

Таблиця 3.16

**Питомий опір та ТКО для невизначеної товщини товстої плівки або масиву**

Зразок	$\rho_g \cdot 10^8$ , Ом·м	$\beta_g \cdot 10^3$ , К <sup>-1</sup>	$\rho_0 \cdot 10^8$ , Ом·м [154]	$\beta_0 \cdot 10^3$ , К <sup>-1</sup> [154]
Ag(d)	2,40	2,85	1,60	4,03

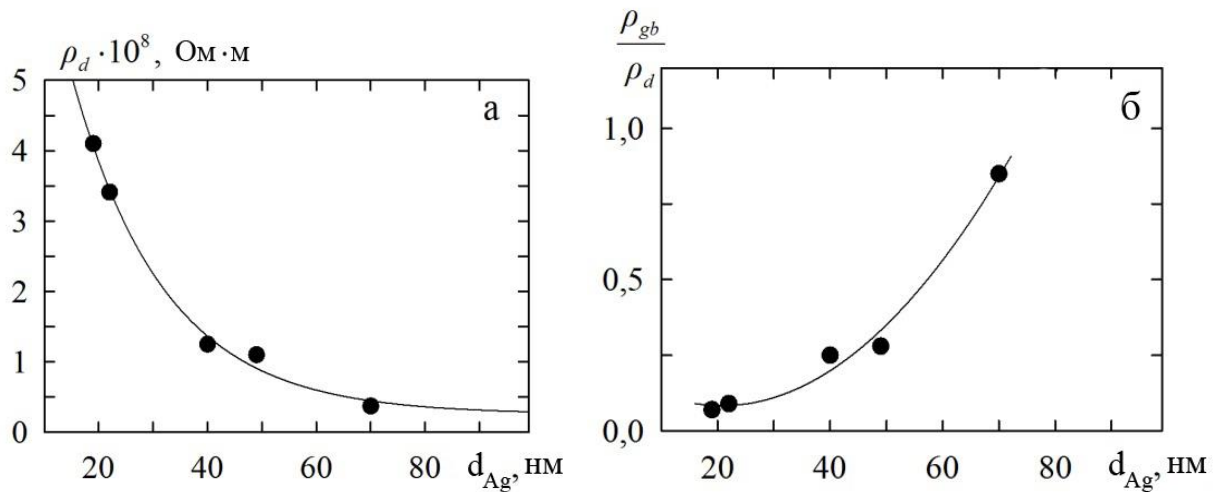


Рис. 3.26. Розмірна залежність внеску  $\rho_d$  (а) та відношення  $\rho_{gb}/\rho_d$  (б)

Як відомо, розсіювання на зовнішніх поверхнях зменшується зі збільшенням товщини зразків і починає переважати механізм релаксації електронів в об'ємі плівки, тобто розсіювання електронів на фононах, дефектах кристалічної структури та межах зерен. Таким чином, основний внесок в величину питомого опору дає зерномежове розсіювання, що підтверджується величиною  $\rho_{gb}/\rho_d$ , що зростає зі збільшенням товщини зразка (рис. 3.28 б).

На відміну від  $\rho_d$ , значення  $\beta_d$ , та  $\left| \frac{\beta_{gb}}{\beta_d} \right|$  нижчі. Ці результати можна пояснити, виходячи з визначення ТКО, значення  $\beta$  залежить від питомого опору та від величини  $\Delta\rho / \Delta T$  [4, 10].

Резюмуючи вищесказане можна зробити висновок, що роль електронного розсіювання на поверхні зменшується з ростом товщини плівки, як результат зменшується  $\rho_d$  у всьому інтервалі товщин, головний механізм електронної релаксації в об'ємі зразка є розсіювання на фононах, дефектах кристалічної решітки та на межах зерен, при чому розсіювання на межах зерен дає головний внесок у величину питомого опору, що підтверджується значеннями  $\rho_{gb} / \rho_d$ , що збільшуються з ростом товщини зразка (рис. 3.26 б).

Розглянемо питання впливу магнітного поля на величину ТКО на прикладі плівкових систем на основі Co і Ag з концентрацією  $C_{Co} = 40 - 75$  ат. %.

При нагріванні плівкової системи протягом першого циклу в інтервалі температур 300-600 К має місце незначне збільшення опору. В інтервалі 600-850 К відбувається його зменшення, що пояснюється з залікуванням дефектів структури і процесами рекристалізації, які супроводжуються зниженням внеску зерномежового розсіяння носіїв струму в загальний опір системи. При охолодженні – опір монотонно зменшується, що відповідає типовій металевій залежності. На рис 3.27 наведено залежність опору та термічного коефіцієнта опору від температури без та при дії магнітного поля.

Узагальнені результати дослідження впливу магнітного поля на величину ТКО наведені у таблиці 3.17.

Таблиця 3.17

**Значення ТКО для плівкової системи на основі Со та Аg**

№	C <sub>Со</sub> , ат. %	Середнє значення $\beta \cdot 10^3, K^{-1}$	
		при B = 0	при B = 45 мТл
1	40	0,89	0,74
2	45	0,60	0,39
3	54	0,47	0,49
4	59	0,52	0,60
5	65	0,58	0,58
6	74	0,6	0,63

При  $C_{Со} = 55 - 65$  ат.%, а також при  $C_{Со} > 70$  ат. % спостерігається збільшення середнього значення ТКО, що може бути пов'язано зі збільшенням концентрації атомів металу Со, оскільки після відпалювання до 870К утворюється твердий розчин на матриці немагнітного Аg. Магнітне поле швидше за все впливає на розорієнтацію гранул Со, що підвищує опір зразка.

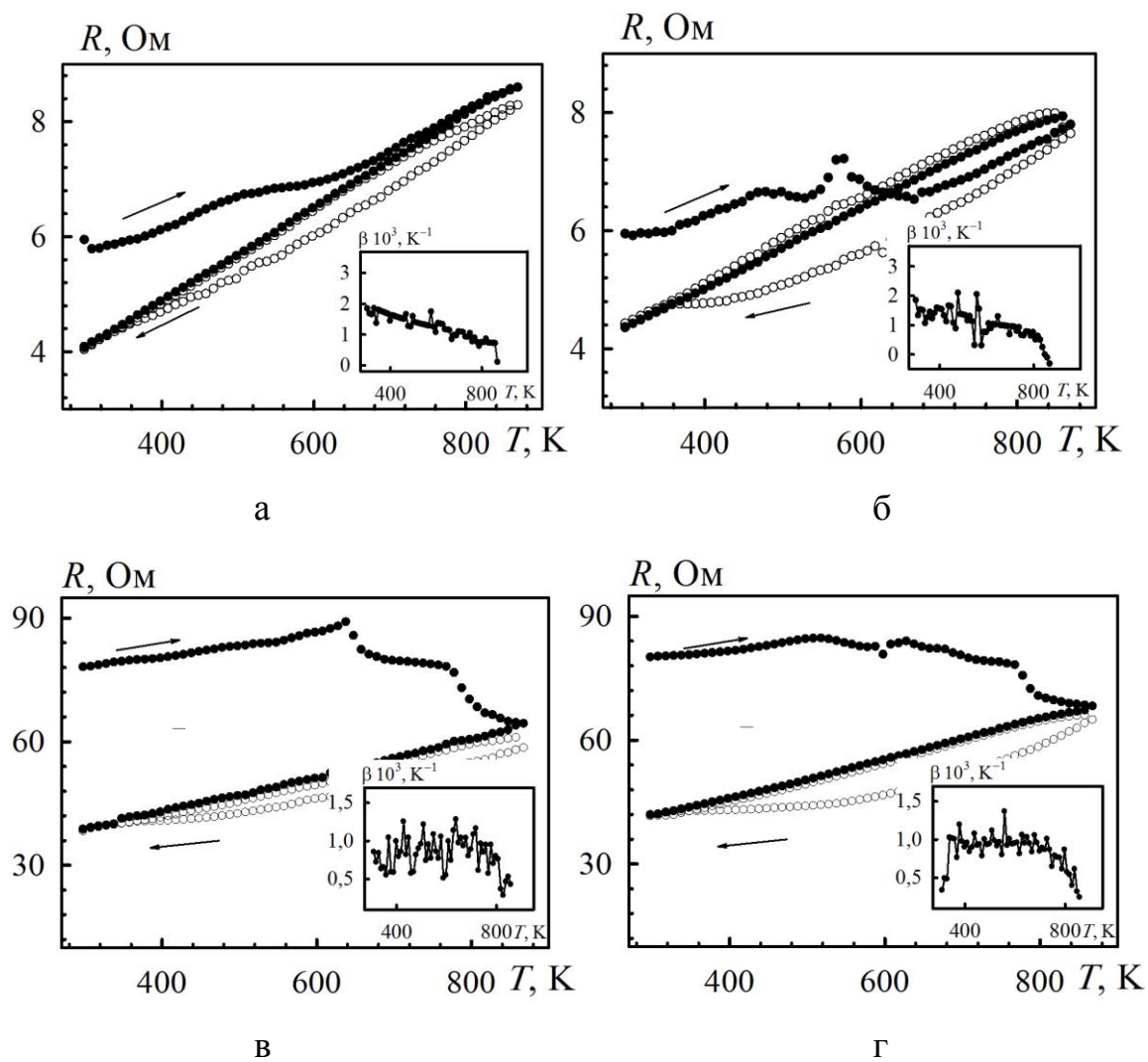


Рис. 3.27. Залежність опору та термічного коефіцієнта опору (на вставках) від температури без (а, в) та при дії магнітного поля (б, г) для плівок  $\text{Ag}(37)/\text{Co}(17)/\text{П}$  (а, б),  $\text{Ag}(10)/\text{Co}(20)/\text{П}$  (в, г)

### Висновки до розділу 3

1. Дослідження структурно-фазового стану плівкових систем Co і Cu (Ag або Au) та Fe і Pt вказують на те що в системах Co/Au та Co/Ag зберігається індивідуальність окремих шарів, у той час як у плівках Co/Cu і Fe/Pt відбувається утворення т.р. на стадії конденсації; встановлено, що пружна деформація не змінює структурного стану плівкових матеріалів.

2. Запропонована феноменологічна модель магнітодеформаційного ефекту для двошарових плівкових систем, кількісною характеристикою якого є магнітний коефіцієнт тензочутливості. Проаналізовано граничні випадки для МККТ.

3. Встановлено, що в одношарових плівках Co:

- в області пластичності спостерігається збільшення коефіцієнта тензочутливості на 25 % при дії магнітного поля, в порівнянні з КТ за його відсутності;
- в області пружності відбувається зменшення коефіцієнта тензочутливості на 22 % в порівнянні з КТ за його відсутності;
- середнє значення магнітного коефіцієнта тензочутливості  $\beta_{\gamma_B}$  дорівнює  $-7,4 \text{ Тл}^{-1}$  (в області пружної деформації) та  $8,3 \text{ Тл}^{-1}$  (в області пластичної деформації).

4. Вперше досліджено магнітодеформаційний ефект в двошарових плівкових системах на основі Co і Cu або Ag. Для обох систем спостерігається збільшення КТ в магнітному полі. Відносне збільшення КТ в магнітному полі для Co/Cu склало 35,8 %, а середнє значення  $\beta_{\gamma_B} = 12 \text{ Тл}^{-1}$  ( $\Delta\varepsilon_l = (0-0,4) \%$ ), а для Co/Ag  $13,5 \text{ Тл}^{-1}$  ( $\Delta\varepsilon_l = (0-2) \%$ ).

## РОЗДІЛ 4

### МАГНІТОДЕФОРМАЦІЙНИЙ ЕФЕКТ В МОКЕ У ПЛІВКОВИХ МАТЕРІАЛАХ

Відома досить велика кількість інформації щодо магнітних та магнітооптичних властивостей плівкових систем на основі Co, і Cu (Ag або Au) та Fe і Pt [96, 99, 155, 156] та фізичних процесів в них, що пов'язано з реалізацією в таких структурах СЗРЕ та використанням ефекту у приладобудуванні. Аналіз літературних даних вказує на ряд відкритих питань в даній області досліджень (див., наприклад [88, 90, 94, 106]).

Формування плівкових структур з наперед заданими характеристиками є одним з актуальних питань фізики твердого тіла. Щодо магнітних та магнітооптичних властивостей, то такими характеристиками є: високі значення магнітоопору, індукції насичення, чутливості до зміни зовнішнього магнітного поля, а також стабільність їх при дії зовнішніх факторів, наприклад температури. Дослідження магнітооптичного ефекту Керра – це один із способів визначення вищезазначених параметрів та магнітного стану плівкових систем, а також непрямий метод дослідження структурно-фазового стану, який, як відомо, в значній мірі впливає на магнітні та магнітооптичні параметри плівкових приладових структур [88, 90, 124]. Так, за зміною форми петлі гістерезису можна судити про зміну фазового стану системи: утворення твердого розчину, формування гранульованого стану, розмиття інтерфейсів. Прямокутна форма петлі гістерезису вказує на те, що в системі зберігається індивідуальність окремих шарів, утворюються стабільні магнітні домени, а результуючий вектор намагнічення направлений перпендикулярно до поверхні зразка [157, 158]. Про утворення т.р. у системі свідчить збільшення коерцитивної сили. Зміна кількості прошарків та їх матеріалу у багатошарових структурах, а також відпалювання системи, вносять суттєві зміни у значення магнітних параметрів та приводять до покращення або погіршення параметрів плівкової системи.

Також цікавим є питання дослідження впливу деформації на



магнітооптичний ефект Керра з точки зору накопичення експериментальних результатів та розуміння фізики процесу.

У даному розділі представлені результати експериментальних досліджень магнітооптичного ефекту Керра у плівкових матеріалах на основі Co і Cu (Ag або Au) та Fe і Pt, в яких або зберігається індивідуальність шарів у свіжосконденсованому стані або спостерігається утворення твердого розчину. Крім того, здійснена спроба розширити спектр досліджень деформаційних ефектів, окрім уже відомих (деформаційний ефект в електричному опорі - тензорезистивний ефект, деформаційний ефект в електричному опорі при одночасній дії магнітного поля та розтягуючої напруги - магнітодеформаційний ефект), введені поняття магнітодеформаційного ефекту в МОКЕ та магнітоопорі.

#### **4.1 Особливості магнітодеформаційного ефекту в МОКЕ**

##### **4.1.1 Особливості МОКЕ плівкових систем на основі Co і Cu (Ag або Au) [129]**

Перш ніж перейти до розгляду магнітодеформаційного ефекту в МОКЕ у плівкових матеріалах на основі феромагнітних та немагнітних матеріалів слід розглянути особливості магнітооптичних властивостей цих же систем за відсутності деформації розтягу для подальшого коректного аналізу результатів.

Отримання систем з наперед заданими властивостями, орієнтацією магнітних моментів можливе при варіації товщини прошарків та (або) їх кількості [135], а також залежить від вибраних матеріалів. З цієї точки зору найбільш перспективними можна вважати матеріали в яких реалізується спін-залежне розсіюванням електронів, наприклад, плівкові системи на основі Co, Cu (Ag або Au) [93-95], що і обумовило їх вибір. Окрім того, в них може стабілізуватись гранульований сплав у вигляді феромагнітних гранул в немагнітній матриці, системи характеризуються низьким рівнем шуму завдяки відсутності доменних стінок, мають широке прикладне застосування як датчики магнітного поля,

повороту, магнітооптичні пристроїв запису-зчитування інформації та ін. [135, 155, 156, 159].

**Одношарові плівки Co.** Аби оцінити внесок немагнітних шарів у дво- чи тришарових систем на основі Co у величину МОКЕ, були проведені дослідження магнітооптичних властивостей одношарових плівок Co. Оскільки у спін-вентильних структурах в основному використовуються поєднання шарів Co різної товщини: тонкий шар (вільний), який легко переорієнтовується по магнітному полю, та більш товстий ( $d > 40$  нм), який виступає у ролі закріплюючого або основного, для перемагнічення (зміни напрямку магнітних моментів) якого необхідно прикласти значно більше поле. На рис. 4.1 представлені залежності зміни кута Керра від прикладеного зовнішнього магнітного поля для одношарових плівок Co різної товщини.

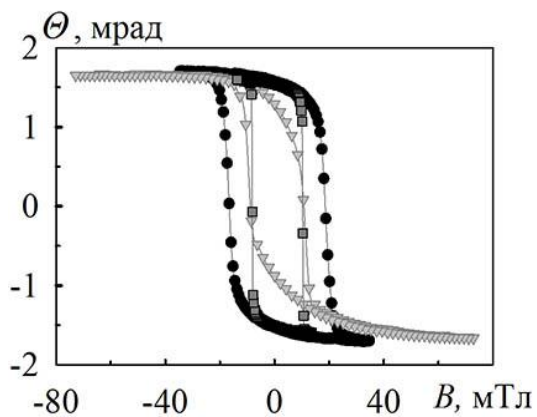


Рис. 4.1. Залежності МОКЕ одношарових плівок Co(9)/П (●), Co(25)/П (▼) та Co(36)/П (■).

При збільшенні товщини з 9 нм до 25 нм спостерігається зменшення коерцитивності з 17 до 8 мТл, що пов'язано зі структурною неоднорідністю та присутністю великої кількості дефектів у більш тонких плівках. Подібні результати одержані в [160].

Одношарові плівки Cu, Ag та Au використовувалися як розділяючий шар в тришаровій системі феромагнетик/немагнітний матеріал/феромагнетик.

**Плівкова система Co/Cu.** Як уже згадувалось, для свіжосконденсованих плівок Co характерна прямокутної форми петля гістерезису з малою величиною магнітного поля, яке необхідно прикласти для переорієнтації магнітних моментів

(рис. 4.2 крива 1). Конденсація шару Cu на Co змінює вихідний сигнал МОКЕ (рис. 4.2 крива 2), а саме зменшується коерцитивна сила з 8,2 до 4,9 мТл для плівкової системи Cu(10)/Co(36)/П, також спостерігається зменшення залишкової намагніченості системи. Такі зміни можна пояснити наявністю діамагнітного матеріалу, зміною в фазовому стані системи, оскільки, згідно даних електронографічних досліджень (рис. 3.2), двошарові плівкові системи Cu/Co/П втрачають індивідуальність шарів ще в процесі пошарової конденсації компонент за рахунок проходження процесів конденсаційно-стимульованої дифузії. У свіжосконенсованому стані плівки мають фазовий склад т.р. (Cu, Co) + ГЦП-Co з середнім параметром т.р.  $\bar{a} = 0,355$  нм (табл. 3.2). Тобто утворення твердого розчину в системі приводить до зменшення коерцитивної сили.

Додавання верхнього шару Co, при отриманні тришарової системи Co(6)/Cu(10)/Co(36)/П (рис. 4.2 крива 3), приводить до збільшення  $B_C$  за рахунок магнітожорстких властивостей Co та його фазового стану, що відповідає ГЦП-Co, оскільки осадження усіх плівок Co відбувалося при температурах  $T_{\text{п}} \cong 300$  К. Ефект МОКЕ у плівкових матеріалах на основі Co і Cu проявляється у збереженні форми вихідного сигналу, що дозволяє використовувати дану систему як чутливий елемент датчика перемикача магнітного поля при кімнатних температурах. В результаті термовідпалювання системи Cu/Co/П до 700 К внаслідок стабілізації т.р. (Cu, Co) та поліморфного перетворення ГЦП  $\rightarrow$  ГЦК петля гістерезису звужується і стає більш пологою (рис. 4.3).

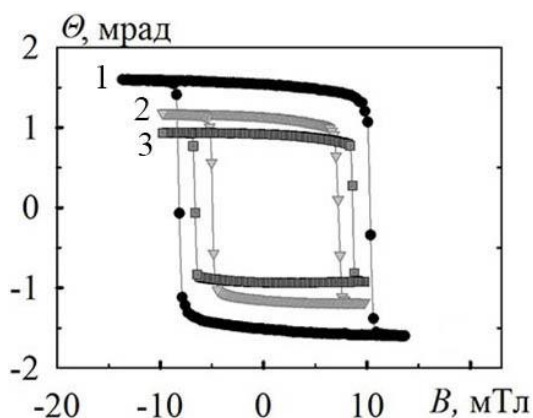


Рис. 4.2. Залежності величини МОКЕ плівкових систем: - Co(36)/П (1), Cu(10)/Co(36)/П (2), Co(6)/Cu(10)/Co(36)/П (3)

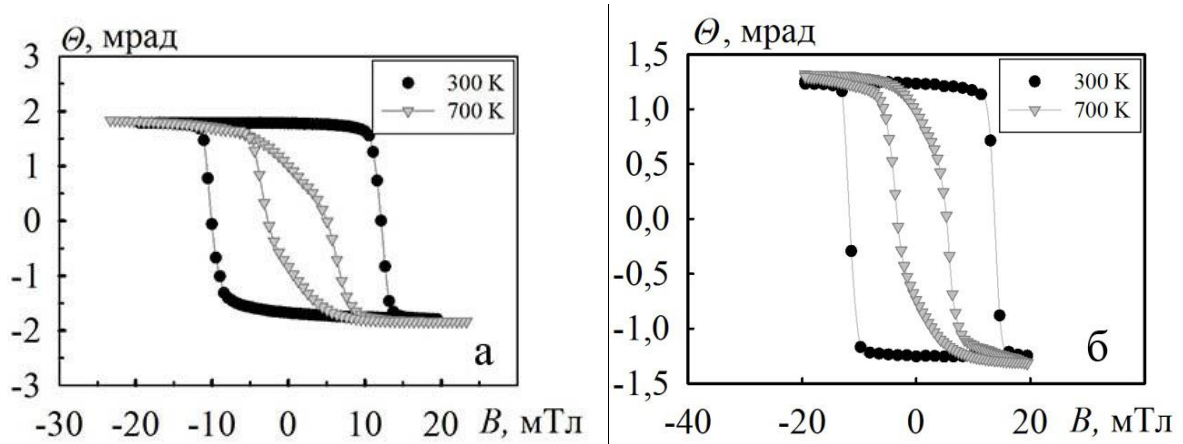


Рис. 4.3. Залежності величини МОКЕ свіжосконденсованих та відпалених до 700 К плівкових систем Cu(4)/Co(25)/П (а) та Co7/Cu(4)/Co(25)/П (б)

В тришарових системах Co/Cu/Co/П, які були відпалені до 500, 700 та 900 К, залежності МОКЕ також стають більш пологими. При температурах вищих 300 К у системі Co/Cu/Co внаслідок темровідпалювання відбувається заліковування дефектів кристалічної решітки, повне перемішування компонент та стабілізація т.р. (Cu, Co). Підвищення температури відпалювання до 900 К приводить до розшарування т.р. (Cu, Co) і появи гранул Co та може свідчити ти про реалізацію феромагнітного (ФМ) зв'язку між шарами. Подібні результати одержані авторами [160].

**Плівкова система Co/Ag.** На відміну від Co/Cu, система Co/Ag характеризується незмішуваністю компонент при низьких температурах. Крім того спостерігається зміна форми петлі МОКЕ, в порівняння з петлею від одношарових плівок Co та практично незмінність форми петлі та коерцитивної сили при зміні кількості шарів системи (рис. 4.4), що підтверджує зроблений раніше висновок про збереження індивідуальності шарів та незмінність фазового стану. Значення залишкової намагніченості зменшується при додаванні немагнітного шару Ag. На рис. 4.4 представлені залежності  $\Theta = f(B)$  для плівок Co(36)/П, Ag(8)/Co(36)/П та Co(6)Ag(8)/Co(36)/П.

При відпалюванні плівкових зразків Ag/Co/П до 700 К відбувається утворення т.р. (Ag, Co), що підтверджують електронно-мікроскопічні

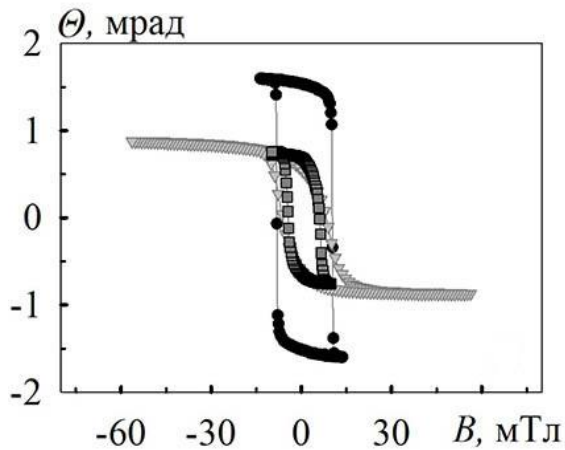


Рис. 4.4. Залежності величини МОКЕ свіжосконденсованих плівкових зразків: - Co(36)/П (●), Ag(8)/Co(36)/П (▼) та Co(6)Ag(8)/Co(36)/П (■)

дослідження (рис. 3.3). На розмір кристалітів суттєво впливає концентрація Co. Так при  $c_{Co} = 40-70$  ат.%  $L$  змінюється від 20 до 9 нм [106], внаслідок чого змінюються і вихідні характеристики МОКЕ, величина коерцитивної сили. На рис. 4.5 представлені петлі гістерезису від зразків Ag(4)/Co(25)/П та Ag(3)/Co(7)/Ag(4)/Co(25)/П у свіжосконденсованому та після відпалювання до 700 К. Форма петлі МОКЕ від двошарової плівкової системи Ag(4)/Co(25)/П у невідпаленому стані має форму подібну до петлі від одношарової плівки Co, а тонкий шар Ag починає впливати на магнітооптичні властивості лише після термовідпалювання, коли відбувається формування т.р. (Ag, Co).

**Плівкова система Co/Au.** Подібною до Ag/Co є система Au/Co, в якій зберігається індивідуальність шарів під час конденсації та утворення т.р. з виділенням гранул Co при термообробці до  $T = 700$  К.

На рис. 4.6 наведені петлі МОКЕ від одношарової плівки Co та дво- і тришарових плівок на основі Co і Au. При осадженні шару Au на Co спостерігається зменшення вихідного сигналу МОКЕ, при цьому коерцитивність залишається практично незмінною. Осадження верхнього шару Co зменшує коерцитивність зразків і практично не впливає на величину залишкової намагніченості, як і у випадку для систем Co/Ag.

Відпалювання систем до 700 К приводить до зміни форми петлі гістерезису МОКЕ, зокрема вона стає більш пологою (рис. 4.7). Це пов'язано зі змінами в фазовому стані - утворенням твердого розчину на основі ГЦК ґратки Au з параметром  $\bar{a} = 0,405$  нм (рис 3.4).

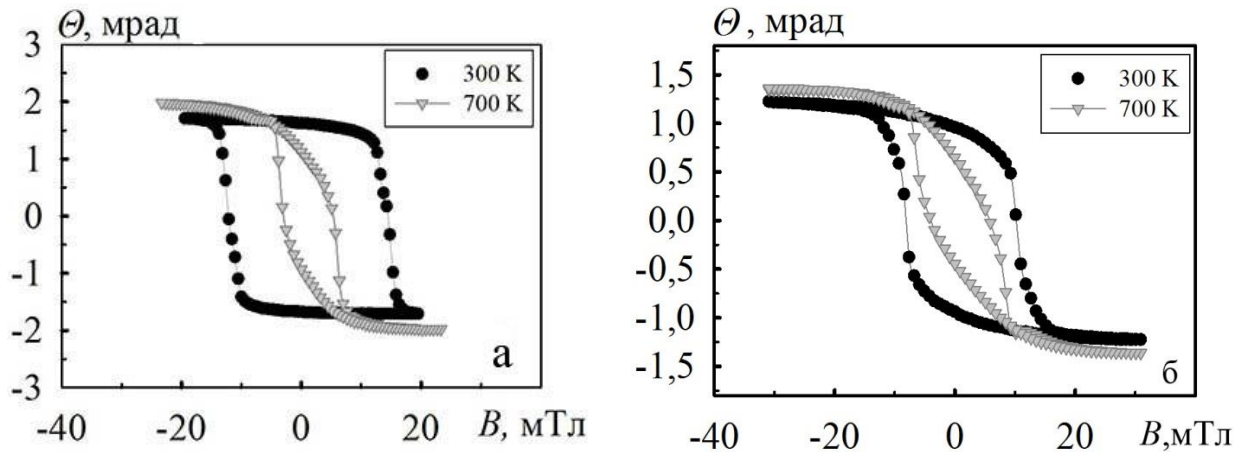


Рис. 4.5. Залежності величини МОКЕ свіжосконденсованих та відпалених до 700 К плівкових систем Ag(4)/Co(25)/П (а) та Ag(3)/Co(7)/Ag(4)/Co(25)/П (б)

#### 4.1.2. МОКЕ у плівкових матеріалах при деформації до 10%

Дослідження МОКЕ плівкових матеріалів дозволяє отримати інформацію про їх магнітні характеристики, а саме  $B_c$ ,  $B_s$ ,  $\theta$ . Змінюючи параметри плівкових систем (товщина, кількість прошарків, матеріал) можна керувати магнітними параметрами та створювати системи з наперед заданими властивостями. Також на магнітні характеристики зразків впливає їх деформація [76, 128, 149, 161, 162]. Дослідження магнітодеформаційного ефекту в МОКЕ дозволить розширити спектр відомих деформаційних ефектів, дослідити поведінку магнітних характеристик плівок при деформації, накопичити експериментальні результати та вирішити ряд проблем фізики твердого тіла, пов'язаних з розумінням процесів, що відбуваються при одночасній дії деформації і магнітного поля. Крім того, дослідження даного ефекту має і практичне значення, що полягає в можливості розробки (удосконалення) чутливих елементів мультифункціональних сенсорів (деформації та магнітного поля).

Відносну зміну кута заломлення Керра можна виразити за аналогією з ефектом Фарадея, відповідно до [163]:

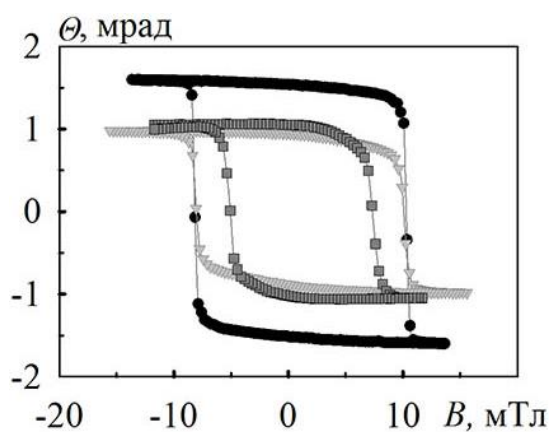


Рис. 4.6. Залежності величини МОКЕ свіжосконденсованих плівкових зразків Co(36)/П (●), Au(6)/Co(36)/П (▼) та Co(6)/Au(6)/Co(36)/П (■)

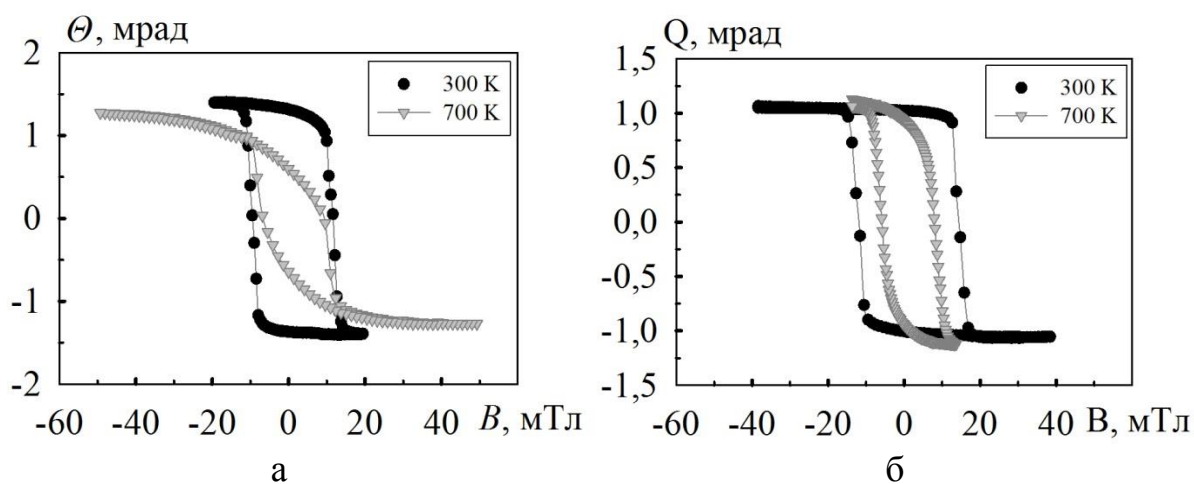


Рис. 4.7. Залежності величини МОКЕ свіжосконденсованих та відпалених до 700 К плівкових зразків Au(4)/Co(25)/П (а) та Ag(3)/Co(7)/Ag(4)/Co(25)/П (б)

$$\frac{\theta_{\varepsilon_{l,t}}}{\theta_0} = \frac{(h - \Delta h)}{h} \cdot \frac{\left(\frac{\partial n}{\partial \omega}\right)_{\varepsilon_{l,t}}}{\left(\frac{\partial n}{\partial \omega}\right)_0} \approx \frac{\left(\frac{\partial n}{\partial \omega}\right)_{\varepsilon_{l,t}}}{\left(\frac{\partial n}{\partial \omega}\right)_0} \quad (4.1)$$

де,  $h$  та  $\Delta h$  – пройдений шлях електромагнітних хвиль в області магнітного поля та його різниця відповідно,

$n$  – показник заломлення,

$\omega$  - кутова швидкість електрона.

Значення величини  $(h - \Delta h)/h$  змінюється в межах (1–0,9). Залежність  $\theta_\varepsilon$  від  $\varepsilon_{l,t}$  може бути пояснена посиленням дисперсійної залежності  $n(\omega)$  при подовженні магнітних доменів.

Магнітооптичний ефект в феромагнетиках визначається ефективними внутрішніми полями, викликаними обмінною та спін-орбітальною взаємодією. Деформація викликає зміни на мікроскопічному рівні, відбуваються процеси, які викликають зміну ефективних полів в результаті подвійного променезаломлення у

феромагнетику та характеризуються коефіцієнтом  $\frac{\left(\frac{\partial n}{\partial \omega}\right)_{\varepsilon_{l,t}}}{\left(\frac{\partial n}{\partial \omega}\right)_0}$ , який має

значення  $\sim 1$ . Отже, на підставі (4.1) можемо записати вираз для  $\gamma_{l,t}^{MOKE}$ :

$$\gamma_{l,t}^{MOKE} = \frac{1}{\Delta \varepsilon_{l,t}} \cdot \left( \frac{\theta_\varepsilon}{\theta_0} - 1 \right), \quad (4.2)$$

Кількісною характеристикою даного ефекту є магнітний коефіцієнт МОКЕ, який можна записати ще одним способом – формула (2.10).

Отже, методологія роботи при дослідженні МДЕ в МОКЕ полягала у вимірюванні кута повороту площини поляризації при різних значеннях деформації та геометрії вимірювання, відповідно до чого можна зробити висновок про вплив деформаційних ефектів на магнітні характеристики одно-, дво- та тришарових плівкових систем і мультишарів.



У даному підрозділі наведені результати досліджень магнітодеформаційного ефекту в МОКЕ у багатошарових плівкових системах на основі Co, Cu (Ag або Au), а також Fe і Pt в широкому інтервалі деформації (до 10%). Область деформації, в якій проводились дослідження, включає пружну (до 0,4-0,5%) та пластичну деформації, що дозволило визначити поведінку магнітних характеристик при різних механізмах деформації.

#### 4.1.2.1. Плівкові системи на основі Co і Cu (Ag або Au) [113,164, 165]

На рис. 4.8, 4.9 представлені деформаційні залежності МОКЕ в недеформованому стані та при деформації до 10% з кроком в 1%. Вимірювання кута повороту Керра в залежності від прикладеного зовнішнього магнітного поля для плівкових системи на основі Co, Cu (Ag або Au) проводилось при деформації зразків поперечній геометрії (вектор магнітного поля лежить в площині зразка і перпендикулярний до деформації), позначимо її індексом « $t$ » (детальніше методику вимірювання магнітодеформаційного ефекту в МОКЕ описано в другому розділі та схематично показано на рис. 2.15 б). Слід відмітити, що цей

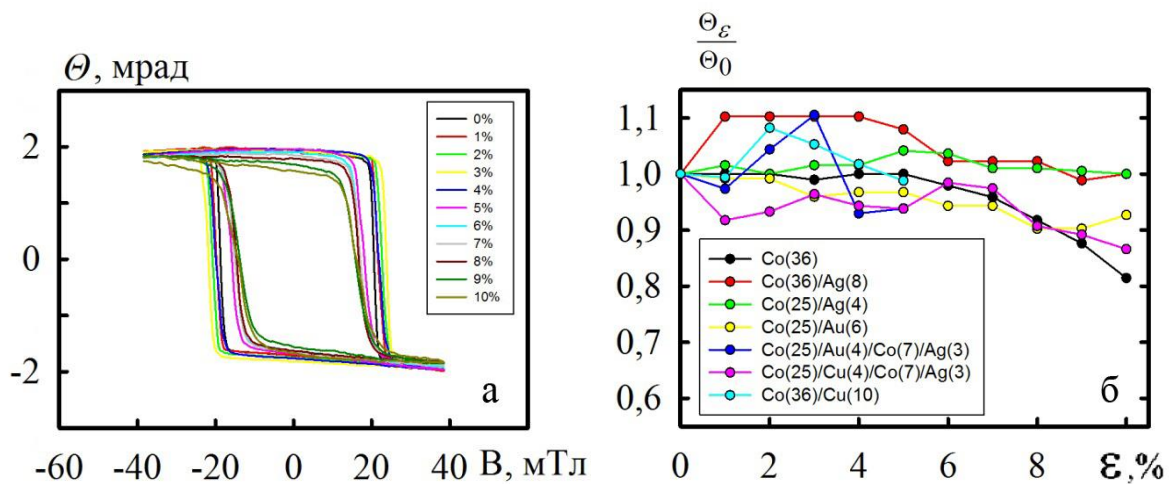


Рис. 4.8. Залежності величини МОКЕ плівки Co(36)/П при різних значеннях  $\epsilon_t$  (а) та відношення кута повороту площини  $\theta_{\epsilon t}/\theta_0$  поляризації від деформації  $\epsilon_t$  в поперечній геометрії вимірювання від різних плівкових систем (б)

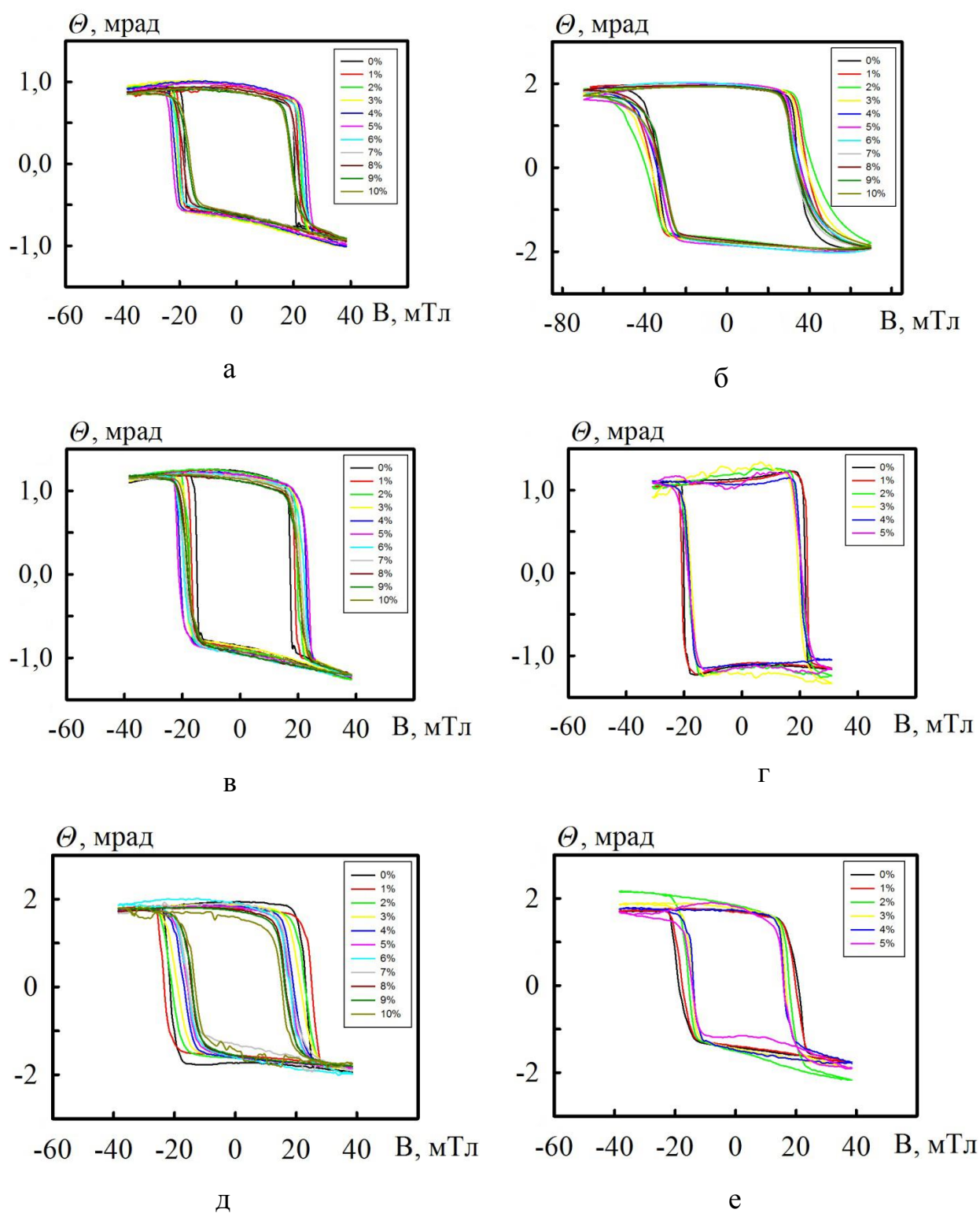


Рис. 4.9. Залежності величини МОКЕ плівкових зразків  $\text{Ag}(8)/\text{Co}(36)/\text{П}$  (а),  $\text{Ag}(4)/\text{Co}(25)/\text{П}$  (б),  $\text{Au}(6)/\text{Co}(36)/\text{П}$  (в),  $\text{Ag}(3)/\text{Co}(7)/\text{Au}(4)/\text{Co}(25)/\text{П}$  (г),  $\text{Ag}(3)/\text{Co}(7)/\text{Cu}(4)/\text{Co}(25)/\text{П}$  (д),  $\text{Cu}(10)/\text{Co}(36)/\text{П}$  (е) в поперечній геометрії вимірювання при різних значеннях  $\epsilon_i$

індекс в деякій мірі умовний, та введений по аналогії з коефіцієнтом тензочутливості. Петля гістерезису змінює вигляд зі зміною товщини плівок та з деформацією. Її форма визначається коерцитивною силою та намагніченістю насичення. При деформації форма петлі для більшості зразків з прямокутної форми стає більш пологою (рис. 4.8, 4.9). Подібні результати були одержані в Ченом та ін. в [76]. Автори встановили, що при прикладенні магнітного поля вздовж легкої вісі намагніченості петля гістерезису має прямокутну форму. Після деформації зразків форма петлі залишається прямокутною, а коерцитивність збільшується. При прикладенні магнітного поля вздовж важкої вісі (рис. 4.10) у zdeформованих зразків петля з прямокутної форми стає більш пологою, а  $B_c$  зростає з 1,45 до 2,5 мТл.

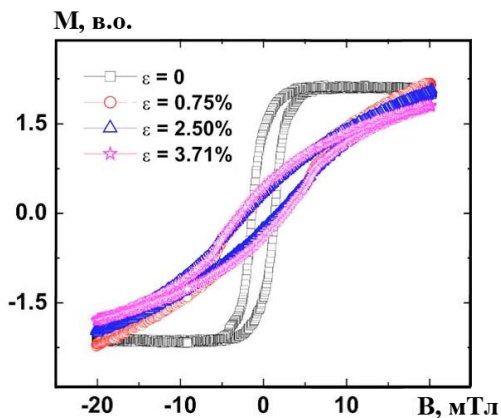


Рис. 4.10. Петля намагніченості для  $\text{Co}(100)/\text{П}$  на поліестеровій підкладці без та при деформації розтягу в поперечній геометрії вимірювання. Із роботи [76]

Для кращого розуміння магнітодеформаційного ефекту в МОКЕ автори [76] провели дослідження зміни доменної структури в процесі пластичної деформації методом МОКЕ-мікроскопії та встановили, що при прикладенні магнітного поля вздовж важкої вісі густина магнітних доменів збільшується, тобто вони роздрібнюються та витягуються вздовж прикладеного поля (рис. 1.12 а, б), а вздовж легкої вісі - розміри доменів зростають (рис. 1.12 с, д).

В нашому ж випадку було встановлено, що на коерцитивну силу деформація впливає наступним чином: зростає для систем  $\text{Au}(6)/\text{Co}(36)/\text{П}$ ,  $\text{Au}(4)/\text{Co}(25)/\text{П}$  та  $\text{Co}(6)/\text{Au}(6)/\text{Co}(36)/\text{П}$ , наприклад, для  $\text{Au}(6)/\text{Co}(36)/\text{П}$  з 17,3 мТл до 20,1 мТл; для  $\text{Co}(6)/\text{Au}(6)/\text{Co}(36)/\text{П}$  з 13,9 мТл до 20,92 мТл та спадає для

Co(25)/Cu(4)/Co(7)/Ag(3) з 23,19 до 15,2 мТл.

Для більшості досліджуваних зразків спостерігається зменшення кута повороту Керра в деформованому стані в порівнянні з недеформованим (рис. 4.8.б), що може бути пояснено зменшенням (роздрібненням) доменів в процесі прикладення навантаження.

Введемо ще одну характеристику магнітодеформаційного ефекту в МОКЕ – деформаційний коефіцієнт коерцитивної сили МОКЕ (ДККСМ), який можна записати по аналогії з коефіцієнтом тензочутливості, магнітним коефіцієнтом тезочутливості та магнітним коефіцієнтом МОКЕ [43, 146]:

$$\gamma_{B_c}^{MOKE} = \frac{1}{B_c(0)} \frac{\Delta B}{\Delta \varepsilon_{l,t}}, \quad (4.3)$$

де  $B_c(0)$  – величина коерцитивної сили при нульвій деформації,

$\Delta B = B(\varepsilon_{l,t}) - B(0)$ ,  $B(\varepsilon_{l,t})$  - величина коерцитивної сили при деформації  $\varepsilon_{l,t}$ .

Одержані результати розрахунків за (4.3) представлені на рис. 4.11.

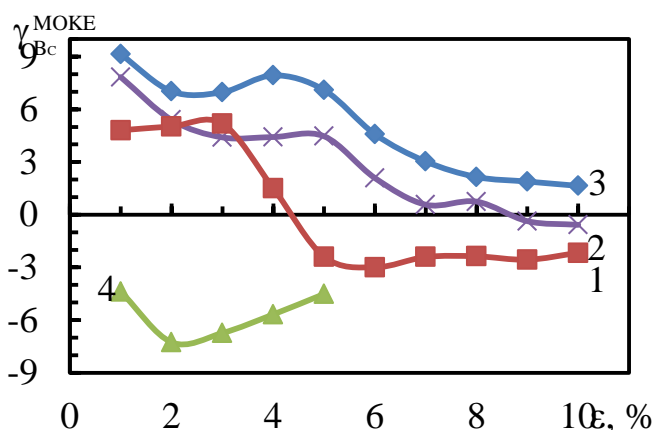


Рис. 4.11. Залежність ДККСМ від деформації плівкових систем:  
 1 - Co(36)/П, 2 - Ag(8)/Co(36)/П,  
 3 - Au(5)/Co(36)/П,  
 4 - Cu(10)/Co(36)/П

Для одношарових плівок Со та зразків, в яких зберігається індивідуальність шарів, (Ag(8)/Co(36)/П та Au(5)/Co(36)/П) величина ДККСМ є додатною величиною і від'ємною для плівкової системи Cu(10)/Co(36)/П, в якій відбувається формування т.р. вже у процесі осадження плівок. Така поведінка

обумовлена появою великої кількості дефекті кристалічної будови, пластичною деформацією зразків, що в цілому приводить до збільшення коерцитивної сили.

#### 4.1.2.2. Плівкові системи на основі Fe і Pt [164-166]

Мультишарам на основі Fe і Pt приділяють значну увагу у зв'язку з унікальністю їх магнітних та магнітооптичних властивостей, використанням їх для магнітооптичного запису інформації [131-133, 167]. В даному підрозділі наведені результати досліджень магнітодеформаційного ефекту в МОКЕ у тонких плівках та мультишарах на основі Fe і Pt при деформації до 10%.

Були досліджені наступні двошарові плівкові системи Fe(32)/Pt(d)/П та мультишари [Fe(3)/Pt(d)]<sub>8</sub>/П, де d = 3, 5, 10 нм. На рис. 4.12 представлені залежності кута повороту Керра від прикладеного магнітного поля в поздовжній та поперечній геометріях вимірювання в діапазоні деформацій до 10%. Потрібно відмітити, що цей інтервал майже повністю відповідає області пластичності, оскільки перехід від пружної до пластичної деформації, за нашими даними для тонких плівок твердого розчину на основі Fe і Pt, становить  $\varepsilon_{\text{пер}} = 0,4 \%$ . Як видно з рис. 4.12, пластична деформація приводить до зміни кута повороту Керра та коерцитивності, це може бути пов'язано, як і у випадку для систем Co/Cu, Co/Ag, Co/Au, зі зміною доменної структури [76, 161].

Якщо порівнювати двошарові плівки Fe(32)/Pt(d)/П та мультишари [Fe(32)/Pt(d)]<sub>n</sub>/П, то збільшення товщини парамагнітного шару Pt або кількості фрагментів *n* у мультишарових структурах, приводить до відчутного зменшення коерцитивної сили в зразках. Так наприклад, у плівці Fe(32)/Pt(3)/П  $B_c$  зменшується з 33 мТл (d ≈ 3 нм) до 26 мТл (d ≈ 15 нм), а для [Fe(3)/Pt(3)]<sub>n</sub>/П – з 38 мТл (n=2) до 30 мТл (n=8). Причиною зменшення коерцитивності можуть бути внутрішні макронапруження, викликані неспівпаданням параметрів кристалічних решіток феромагнітних та немагнітних шарів, процеси перемішування атомів при деформації, що приводить до зменшення намагніченості зразка.

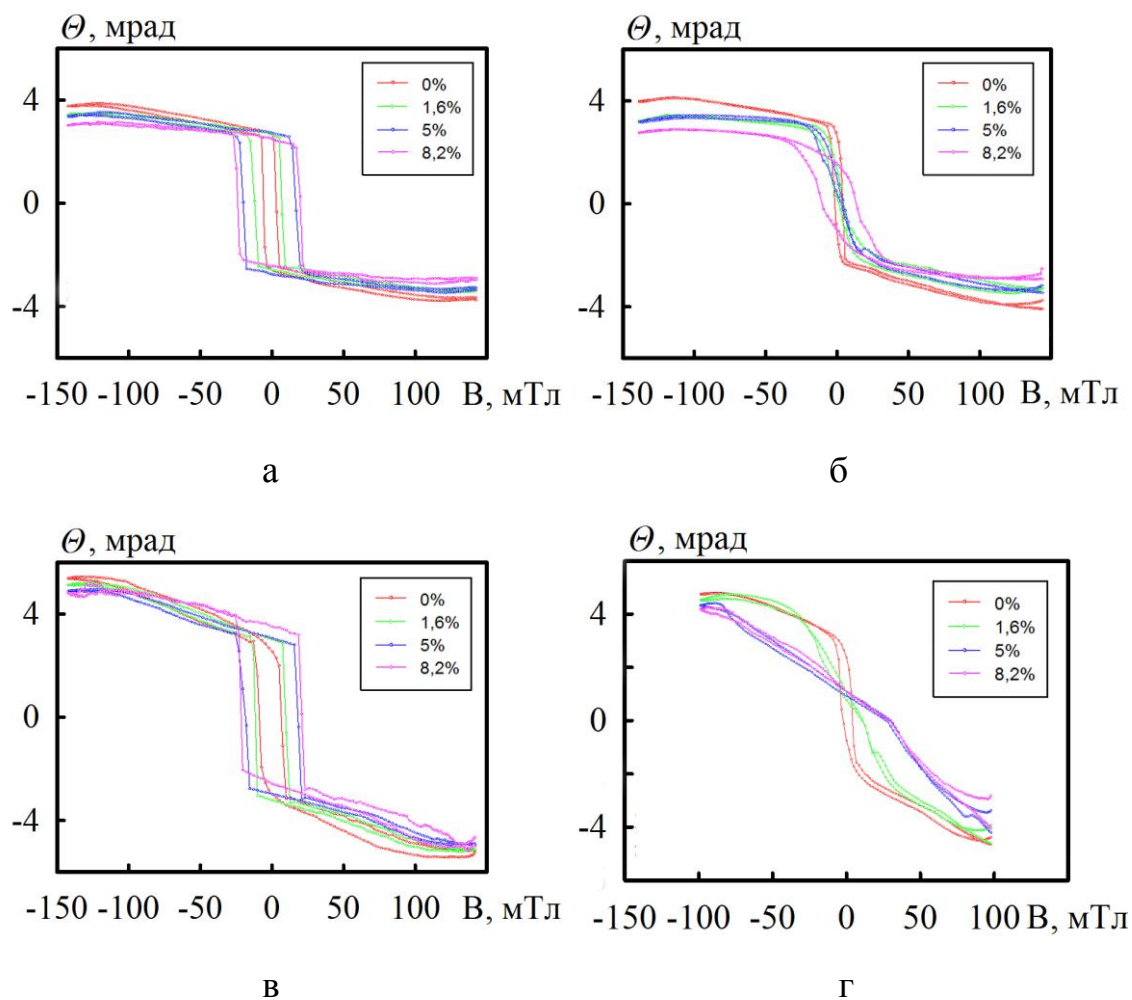


Рис. 4.12. Залежності величини МОКЕ плівкових зразків Fe(32)/Pt(3)/Π (а, б) та [Fe(3)/Pt(3)]<sub>8</sub>/Π (в, г) при різних значеннях деформації:

а, в - поздовжня « $l$ », б, г - поперечна « $t$ » геометрії вимірювання

На рис. 4.13 наведені деформаційні залежності коерцитивної сили двошарових зразків Fe(32)/Pt(3)/П та мультишарів [Fe(3)/Pt(3)]<sub>8</sub>/П при поздовжній та поперечній геометріях вимірювання.

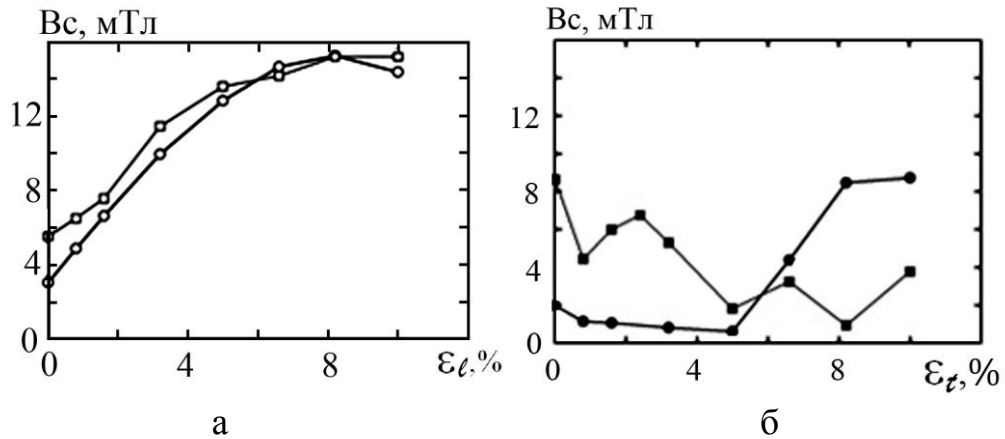


Рис. 4.13. Залежність коерцитивної сили від величини деформації для двошарових Fe(32)/Pt(3)/П (○, ●) та мультишарів [Fe(3)/Pt(3)]<sub>8</sub>/П (□, ■) в при « $l$ » (а) та « $t$ » (б) геометріях вимірювання

Виходячи з отриманих результатів встановлено, що магнітні характеристики  $B_r$  (залишкова намагніченість)  $B_c$ , і  $B_s$  залежать від товщин індивідуальних шарів та величини деформації. Значення  $B_c$  в  $t$ -геометрії вимірювання спадає, а в  $l$ -геометрії – зростає. На відміну від  $B_c$ ,  $B_r$  не змінюється з деформацією та значення  $B_s$  спадає монотонно (рис. 4.13).

У три- та багатошарових плівкових системах з товщиною проміжного немагнітного шару  $d = (2-5)$  нм можливе виникнення непрямой обмінної взаємодії між ферромагнітними шарами, яка приводить до зміни коерцитивної сили системи. У процесі деформації обмінна взаємодія може змінюватись, змінюючи, як наслідок, коерцитивну силу плівкової системи.

В процесі деформації спостерігається і зміна кута повороту Керра ( $\theta_\epsilon$ ) плівкових систем, в порівнянні з  $\theta$  при нульовій деформації зразка. Залежності кута повороту Керра  $\theta_\epsilon/\theta_0$  від прикладеної деформації  $\epsilon_l$  для досліджуваних зразків представлені на рис. 4.14. В поперечній геометрії дане відношення носить зростаючий характер, а в поздовжній – спадаючий.

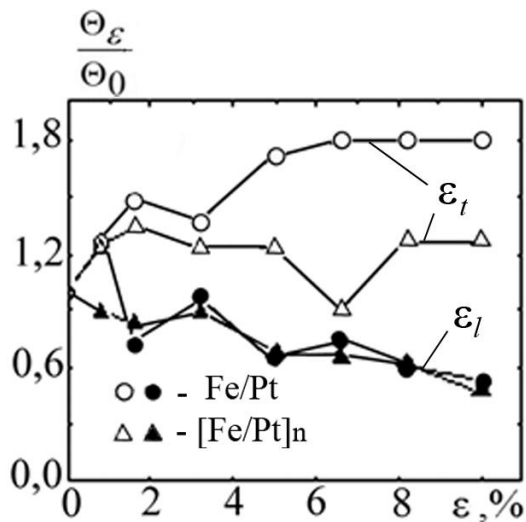


Рис. 4.14. Відношення кута повороту площини  $\theta_\varepsilon/\theta_0$  поляризації від деформації плівкових зразків Fe(32)/Pt(3)/П (●, ○) та  $[\text{Fe}(3)/\text{Pt}(3)]_8/\text{П}$  (▲, △). Геометрія вимірювання: поздовжня (●, ▲) і поперечна (○, △)

Розрахований коефіцієнт  $\gamma_l^{\text{МОКЕ}}$ , встановлено, що значення його зростає з ростом загальної концентрації атомів Fe.

Коефіцієнт  $\gamma_t^{\text{МОКЕ}}$  варіюється в межах від 8 од. (для Fe(32)/Pt(3)/П) до 2,5 од. (Fe(32)/Pt(10)/П) та від 3 од. (для Fe(3)/Pt(3)]<sub>8</sub>/П) до 1,2 од. (для Fe(3)/Pt(10)]<sub>8</sub>/П). Величина коефіцієнта  $\gamma_t^{\text{МОКЕ}} \approx - (4,0 - 4,5)$  од. для всіх досліджуваних двошарових плівок та мультишарів. Таку відмінність між  $\gamma_l^{\text{МОКЕ}}$  та  $\gamma_t^{\text{МОКЕ}}$  можна пояснити різним характером взаємодії електромагнітної хвилі з електронним газом при  $l$ - та  $t$ -геометриях вимірювання МОКЕ.

Одержані значення кута повороту Керра можна порівняти з даними роботи [168] для впорядкованих та неупорядкованих плівкових сплавів на основі Fe і Pt. Для фази  $\text{Fe}_x\text{Pt}_{1-x}$  сплавів (при  $x = 27-53$  ат%) кут Керра залежить від умов відпалювання та змінюється в межах 0 – 10 мрад. Для випадку одношарових плівок Fe значення  $\theta$  варіюється з 4,9 до 10 мрад, що в деякій якійсь мірі співпадає з нашими даними для двошарових систем та мультишарів (рис. 4.12) на основі Fe та Pt.

Результати, представлені на рис. 4.12, можна проаналізувати лише якісно, оскільки типи досліджуваних зразків достатньо різні. З цієї точки зору більш коректно порівнювати наші результати з результатами роботи [169], де автори спостерігали збільшення  $V_c$  з 130 до 950 мТл зі збільшенням  $T_s$  з 620 до 770 К. Збільшення коерцитивної сили спостерігали і автори [170] при відпалюванні



мультишарової системи  $[\text{Fe}(1,5)/\text{Pt}(1,5)]_{13}/\text{П}$  з  $B_c = 0$  при  $T_s = 570$  К до 1,3Тл при  $T_s = 820$  К. Щодо наших результатів для  $B_c$  досліджуваних при  $T_s = 350$  К, то можна говорити про задовільну їх відповідність з даними [168, 169].

Отже, одержані результати можуть бути якісно пояснені виходячи з припущення, що деформація зразків викликає зміну розмірів доменів та зміну ефективних магнітних полів. Разом з деяким впливом магнітодеформаційного ефекту на магнітні характеристики, має місце так званий концентраційний ефект, який викликаний формуванням та частковим упорядкуванням твердого розчину на основі атомів Fe та Pt.

#### **4.2 Магнітодеформаційний ефект: узагальнення результатів [166, 171]**

ГМО та анізотропний магнітоопір (АМО) в нанорозмірних магнітних мультишарах продовжує привертати увагу з точки зору фундаментальних досліджень для вирішення питань фізики твердого тіла та застосуваннях в електронній техніці. Дослідження магнітодеформаційного ефекту у магнітоопорі є актуальним з точки зору можливості зміни величини ГМО в процесі деформації [69, 76, 107, 128, 162]. Деформація може викликати магнітну анізотропію зразка, який в ненапруженому стані такої властивості не проявляє. Магнітну анізотропію можна викликати декількома способами: прикладенням високого зовнішнього магнітного поля [172], магнітним відпалюванням [173], деформацією [174]. Щодо перших двох способів, то це питання уже достатньо детально досліджено (наприклад, деякі з робіт [172, 173]), в той час як механізм останнього до сих пір залишається не зрозумілим.

Магнітодеформаційний ефект у магнітоопорі – відносна зміна магнітоопору зразка при його деформації на одиницю. В даному підрозділі наведені розрахунки середнього значення магнітного коефіцієнта опору плівок на основі Co і Cu (Ag або Au). Крім того, зроблені деякі узагальнення стосовно розглянутих вище магнітодеформаційних ефектів в опорі та МОКЕ одно-, дво- і багат шарових плівкових систем на основі феромагнітних та немагнітних металів, зокрема

розраховано тензометричну характеристику, яка дозволяє оцінити внесок деформації та магнітного поля у величину питомого опору.

Відмітимо, що кількісними характеристиками деформаційних ефектів є такі: коефіцієнт тензочутливості  $\gamma_{l,t}^R$  (який розраховується за формулою (1.1)), магнітний коефіцієнт тензочутливості  $\beta_{\gamma_{l,t}^R}$  (формули (1.3), (3.5)), магнітний коефіцієнт МОКЕ  $\gamma_{l,t}^{MOKE}$  (співвідношення (2.10), магнітний коефіцієнт МО  $\gamma_{l,t}^{ГМО}$ .

Спочатку необхідно проаналізувати деформаційні ефекти в плівкових системах різних типів (табл. 4.1). Системи були вибрані таким чином, щоб врахувати всі можливі варіанти їх структурних і фазових станів:

- 1 група матеріалів: плівкові системи, в яких зберігається індивідуальність окремих шарів;
- 2 група - системи, в яких утворюється твердий розчин або інтерметалідні фази на інтерфейсах;
- 3 група – системи з обмеженою розчинністю компонент, в якій відбувається утворення твердих розчинів в об'ємі;
- 4 група – системи, в якій можлива стабілізація гранульованого стану.

Аналізуючи коефіцієнти тензочутливості для вищезазначених типів систем можна зробити наступні висновки:

- у всіх випадках  $\gamma_i^R$  для багат шарових плівкових систем завжди більше за КТ для одношарових, які виступають компонентами багат шарових систем, з такою ж товщиною як і вся багат шарова система, тобто розсіювання електронів на інтерфейсах приводить до зростання КТ;
- аномально мале значення  $\gamma_i^R$  (менше 2-3 од.) спостерігається у випадку, коли коефіцієнт Пуассона плівки  $\mu_f \geq 0,5$  (детальніше описано в [175]).
- плівкові системи, в яких т.р. утворюється по всьому об'єму можуть бути використані як високотемпературні чутливі елементи датчика деформації, оскільки його розпад спостерігається при дуже високих температурах (наприклад, т.р. (Fe, Cr) стабільний, залежно від концентрація, до

**Експериментальні результати вимірювання деформаційного  
коефіцієнта в електричному опорі (тензочутливість)**

Плівкова система	Тип плівкової системи	Пружна деформація		Пластична деформація
		$\gamma_l^R$	$(\gamma_l^R)_{Me} / \gamma_l^R$	$\gamma_l^R$
Fe(20)/a-Gd(7)/Fe(15)/П	1	3,0		8,0
Fe(38)/a-Gd(25)/Fe(42)/П		7,0		3,0
Fe(7)/a-Gd(14)/Fe(14)/П		1,9		1,0
Cu(20)/Cr(20)/П		12,4	$(\gamma_l^R)_{Cu} / \gamma_l^R = 0,2$	
Cu(20)/Cr(30)/П		11,7	$= 0,2$	
Cu(25)/Cr(70)/Cu(50)/П		10,0		
Cu(25)/Cr(80)/Cu(75)/П		9,5		
[Ni(50)/Cr(10)] <sub>4</sub> /П	2	21,7		
[Ni(50)/Cr(10)] <sub>2</sub> /П		20,7		
Ni(50)/Cr(70)/П		7,7		
Cr(60)/Ni(30)/П		8,7		
Ag(18)/Co(17)/П	3	4,2	$(\gamma_l^R)_{Co} / \gamma_l^R = 0,55$	
Ag(22)/Co(22)/П		3,5	$= 0,50$	
Ag(40)/Co(20)/П		2,4	$= 0,60$	
Ag(45)/Co(36)/П		2,7	$= 0,42$	
Fe(20)/Cr(30)/П	4	3,4	$(\gamma_l^R)_{Fe} / \gamma_l^R = 0,9$	5,6
Fe(50)/Cr(30)/П		9,9	$= 0,9$	10,7
Pd(5)/Fe(15)/П		8,2		
Pd(30)/Fe(15)/П		7,0		
[Pd(5)/Fe(5)] <sub>3</sub> /П		12,8		

температури  $T = 1800 \text{ K}$ ). Особливістю т.р. є його висока концентрація металу, яка і забезпечує високу стабільність;

- плівкові системи, які зберігають індивідуальність окремих шарів (біпластини) можуть бути використані як сенсори в діапазоні низьких та проміжних температури (до  $T = 700\text{K}$ ), оскільки втрачають деформаційні властивості при підвищених температурах в результаті проходженні процесів дифузії в мультишарах;
- плівкові системи, в яких формується т.р або інтерметалідні фази на інтерфейсі не можуть бути ефективним як чутливі елементи датчиків, а подальші процеси дифузії та фазоутворення викличуть нестабільність їх характеристик.

Узагальнені результати дослідження МДЕ в опорі одно- та двошарових плівок на основі Co та Cu або Ag в області пружності та пластичності представлені в таблиці 4.2. Проведено розрахунок середніх значень магнітного коефіцієнта опору і тензочутливості, а також тензометричної характеристики ( $\frac{\partial^2 \rho}{\partial \varepsilon_l \partial B}$ ).

Для розрахунку тензометричної характеристики одношарових плівок було використано співвідношення (1.5) [43], яке можна записати наступним чином:

$$\beta_{\gamma_B} = \frac{1}{\gamma_l} \left( \frac{1}{\rho} \frac{\partial^2 \rho}{\partial \varepsilon_l \partial B} - \beta_B \cdot \gamma_l^p \right) \quad (4.4)$$

Звідки можна виразити другу похідну:

$$\frac{\partial^2 \rho}{\partial \varepsilon_l \partial B} = \rho (\beta_{\gamma_B} \cdot \gamma_l^R + \beta_B \cdot \gamma_l^p) \quad (4.5)$$

Для двошарових плівкових систем типу «біпластина» або твердий розчин

тензометрична характеристика була визначена за вищеприведеною методикою.

Продиференційовано  $\gamma_l$  по  $\partial B$  (формула (1.3)). Отримано наступні співвідношення для першого та другого випадку:

$$\beta_{\gamma_{lB}} = \frac{1}{\gamma_{l1,2}(0)} \left( \frac{1}{\rho} \frac{\partial^2 \rho}{\partial \varepsilon_l \partial B} - \gamma_{l1,2}^\rho \cdot \beta_B^\rho \right) \quad (4.6)$$

$$\beta_{\gamma_{lB}} = \frac{1}{\gamma_{lm.p.}(0)} \left( \frac{1}{\rho} \frac{\partial^2 \rho}{\partial \varepsilon_l \partial B} - \gamma_{lm.p.}^\rho \cdot \beta_B^\rho \right) \quad (4.7)$$

де,  $\gamma_{l1,2}$  - КТ двошарової плівкової системи типу «біпластина»;

$\gamma_{lm.p.}$  - КТ двошарової плівкової системи типу твердий розчин.

Далі у (4.6) та (4.7) підставлено відповідні співвідношення для опору

«біластини» ( $\rho_{1,2} = \frac{\rho_1 \rho_2 (d_1 + d_2)}{(\rho_1 d_2 + \rho_2 d_1)}$ ) та твердого розчину ( $\rho_{m.p.} = \rho_1 c_1 + \rho_2 c_2$ ):

$$\beta_{\gamma_{lB}} = \frac{1}{\gamma_{l1,2}^R \cdot \rho_{1,2}} \left( \frac{\partial^2 \rho_{1,2}}{\partial \varepsilon_l \partial B} - \rho_{1,2} \cdot \overline{\beta_B^\rho} \cdot \gamma_{l1,2}^\rho \right) \quad (4.8)$$

$$\beta_{\gamma_{lB}} = \frac{1}{\gamma_{lm.p.} \cdot \rho_{m.p.}} \left( \frac{\partial^2 \rho_{m.p.}}{\partial \varepsilon_l \partial B} - \rho_{m.p.} \cdot \overline{\beta_B^\rho} \cdot \gamma_{lm.p.}^\rho \right) \quad (4.9)$$

Де,  $\overline{\beta_B^\rho}$  - середнє значення магнітного коефіцієнта опору ( $\overline{\beta_B^\rho} = \frac{\beta_{B1}^\rho + \beta_{B2}^\rho}{2}$ ). З (4.8)

та (4.9) виражено другу похідну для двошарових плівкових систем типу «біпластина» та твердий розчин відповідно:

$$\frac{\partial^2 \rho_{1,2}}{\partial \varepsilon_l \partial B} = \rho_{1,2} (\beta_{\gamma_{lB}} \cdot \gamma_{l1,2}^R + \overline{\beta_B^\rho} \gamma_{l1,2}^\rho) \quad (4.10)$$

$$\frac{\partial^2 \rho_{m.p.}}{\partial \varepsilon_l \partial B} = \rho_{m.p.} (\beta_{\gamma_{lB}} \cdot \gamma_{lm.p.} + \overline{\beta_B^\rho} \gamma_{lm.p.}^\rho) \quad (4.11)$$

Розрахунок тензометричної характеристики  $\frac{\partial^2 \rho}{\partial \varepsilon_i \partial B}$

№	Зразок (товщина, нм)	$\rho(0), 10^{-7}$ Ом·м	$\gamma_i(0)$	$\gamma_i(B)$	$\beta_{\gamma_i, B, \text{сер.}}^k, \text{Тл}^{-1}$	$\frac{\partial^2 \rho}{\partial \varepsilon_i \partial B},$ Ом·(м·Тл) <sup>-1</sup> (3)	$\frac{\partial^2 \rho}{\partial \varepsilon_i \partial B}, \text{Ом} \cdot (\text{м} \cdot \text{Тл})^{-1}$ 1 (4 або 5)
<b>пружна+пластична деформація <math>\Delta \varepsilon_\ell = (0-2) \%</math></b>							
1.	Co(14)	8,16	1,6	3	8,3	$2,28 \cdot 10^{-5}$	-
2.	Co(17)	4,71	4,1	5,7		$2,06 \cdot 10^{-5}$	-
3.	Co(21)	4,27	2,9	4,8		$1,54 \cdot 10^{-5}$	-
4.	Co(35)	2,17	4,2	5,1		$0,88 \cdot 10^{-5}$	-
<b>пружна деформація <math>\Delta \varepsilon_\ell = (0-0,2) \%</math></b>							
1.	Co(19)	4,52	0,9	0,7	-7,4	$-4,17 \cdot 10^{-7}$	-
2.	Co(22)	3,57	0,8	0,5		$-1,23 \cdot 10^{-7}$	-
3.	Co(30)	4,5	0,8	0,7		$-9,75 \cdot 10^{-7}$	-
4.	Co(35)	2,4	1,1	1,0		$-11,2 \cdot 10^{-7}$	-
5.	Co(40)	2,12	1,0	0,9		$-8,64 \cdot 10^{-7}$	-
<b>пружна деформація <math>\Delta \varepsilon_\ell = (0-0,4) \%</math></b>							
1.	Co(30)	4,85	1,4	1,1	-11,8	$-3,69 \cdot 10^{-6}$	-
2.	Co(40)	3,22	2,2	1,1		$-5,77 \cdot 10^{-6}$	-
<b>пружна деформація <math>\Delta \varepsilon_\ell = (0-0,4) \%</math></b>							
1.	Co(30)/Cu(10)	6,44	1,3	1,9	12	$1,95 \cdot 10^{-5}$	$9,55 \cdot 10^{-5}$
2.	Co(30)/Cu(20)	2,76	2,2	3,3		$1,87 \cdot 10^{-6}$	$8,20 \cdot 10^{-6}$
3.	Co(30)/Cu(40)	0,55	1,6	2		$1,54 \cdot 10^{-6}$	$1,07 \cdot 10^{-6}$
4.	Co(30)/Cu(50)	0,62	2,7	3,3		$2,44 \cdot 10^{-6}$	$2,07 \cdot 10^{-6}$
<b>пружна+пластична деформація <math>\Delta \varepsilon_\ell = (0-2) \%</math></b>							
1.	Co(50)/Ag(40)	0,21	8,2	8,7	2,1	$1,35 \cdot 10^{-6}$	$9,84 \cdot 10^{-7}$
2.	Co(25)/Ag(12)	0,32	5,8	8,1	13,2	$2,38 \cdot 10^{-6}$	$2,51 \cdot 10^{-6}$
3.	Co(25)/Ag(5)	1,42	2,5	3,6	14,7	$6,67 \cdot 10^{-6}$	$5,37 \cdot 10^{-6}$
4.	Co(20)/Ag(5)	2,92	2,4	3,3	12,5	$6,52 \cdot 10^{-6}$	$8,55 \cdot 10^{-6}$

Найбільшого значення величина  $\frac{\partial^2 \rho}{\partial \varepsilon_i \partial B}$  набуває в інтервалі пластичної деформації  $\Delta \varepsilon_i = (0-2) \%$  плівок  $\text{Co}$ , тобто чутливість величини питомого опору до магнітного поля та деформації є найбільшою, по відношенню до решти досліджуваних зразків. Порівняння тензометричних характеристик двошарових плівкових систем, розрахованих за формулами (4.5) та (4.10 або (4.11), в залежності від типу плівкової системи), показало добре співпадання значень, з чого можна зробити висновок, що ключовим є загальна товщина плівкової системи, а не товщина окремих шарів або компонент.

#### **4.4. Прикладний аспект: застосування плівкових систем немагнітних матеріалів як тест-об'єктів для емісійного мікроскопу [176, 177]**

Плівки немагнітних металів ( $\text{Ag}$  і  $\text{Au}$ ) можуть виступати не тільки як проміжні шари у багатошарових плівкових системах та спін-клапанах, а також використовуватись як тест-об'єкти для підвищення роздільної здатності емісійних електронів мікроскопів (ЕЕМ) [178]. Роздільна здатність ЕЕМ складає порядка декількох нанометрів [178- 181], що приводить до необхідності розробки нових тест-об'єктів. Мікрополя, які майже завжди присутні на поверхні досліджуваних зразків, деформують траєкторії електронів, які формують зображення. Це приводить до спотворення зображення та зниження роздільної здатності. В даній роботі запропоновано тест-об'єкт, де вплив мікрополів зумовлений контактною різницею потенціалів компенсується спеціально створеним рельєфом поверхні зразка.

У фотоемісійному електронному мікроскопі (ФЕЕМ), зображення формується електронами, які випущені безпосередньо досліджуваним об'єктом. При цьому контраст формується внаслідок нерівномірної по поверхні щільності струму емісії зразка та впливу електромагнітних полів, присутніх біля поверхні зразка. Оскільки в початковий момент свого руху електрони мають малу швидкість, то вони довгий час знаходяться під дією цих неоднорідних мікрополів.

Як наслідок, траєкторії електронів викривляються і зображення, що формується ними, спотворюється.

Причиною неоднорідності електромагнітних полів можуть бути неоднорідний елементний склад поверхні зразка, його неоднорідність поверхні (рельєф), вихід на поверхню кристалографічних площин з різними роботами виходу електронів та ін. З одного боку, зміна шляху електрона несе корисну інформацію, дозволяючи, наприклад, визначати висоту і профіль об'єктів на поверхні зразка, розподіл потенціалу по поверхні, досліджувати доменну структуру феромагнітного матеріалу. З іншого боку, спотворення зображення ФЕЕМ, заважає тонкій калібровці електронно-оптичної системи, що особливо важливо при роботі з великими збільшеннями.

Останнім часом роздільна здатність ЕЕМ наближається до одиниць нанометрів і питання спотворення зображення поверхневими мікрополлями стає дедалі актуальнішим. При невеликому збільшенні мікроскопа досить просто підвищити напругу екстрактора, щоб зменшити вплив мікрополів. Однак, при великих збільшеннях, коли мають значення навіть малі відхилення, цей спосіб стає малоефективним. Тому, для точного налагодження електронно-оптичної системи мікроскопа необхідно використовувати спеціальні тестові об'єкти, в яких дія мікрополів була б тим чи іншим чином скомпенсована.

Відомо декілька шляхів для компенсації цих негативного впливу мікрополів, що виникають із-за контактної різниці потенціалів  $\Delta\phi$  на межі плівкою/підкладка. Один із них, найбільш вдалий на нашу думку, використання тестового зразка, полягає в формуванні такого тест-об'єкту, в якому різниця робіт виходу матеріалів  $\Delta\phi$  компенсується його рельєфом. Плівка структурується у вигляді ламелі (плівки з градієнтом товщини вздовж довжини) клиноподібної форми, висота яких змінюється від 0 до  $h_{max}$ . На даний момент уже відомі деякі тест-об'єкти для регулювання та визначення збільшення в емісійному електронному мікроскопії, як правило, це структури, одержані літографічним методом на основі плівок Pt, Pd або Au на підкладці монокристалічного Si.

У даній роботі запропонована плівкова структура, одержана методом



термічного випарування з тиглів в надвисокому вакуумі. Найбільш придатною структурою для формування такого тест-об'єкту виявилась структура Au(0-500 нм)/Ag(330 нм)/Si. На рис. 4.15 наведено зображення отриманого тест-об'єкту в растровому електронному мікроскопі (РЕМ) JSM 6400 (JEOL, Japan) в режимі вторинних та зворотно розсіяних електронів. Знімки в РЕМі (рис 4.16) були зроблені в надвисокому вакуумі. Як джерело збудження використовувалась ртутна лампа високого тиску. Для аналізу запропонованих тест-об'єктів використовувалось також комп'ютерне моделювання.

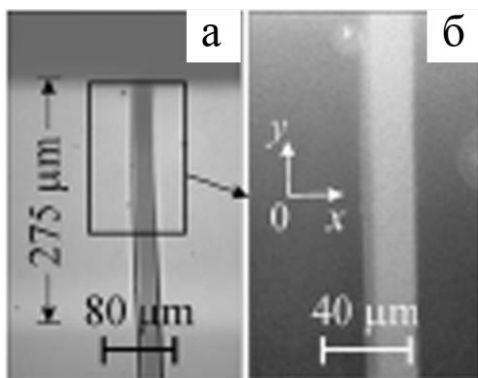


Рис. 4.15. Зображення щілини шириною 25 мкм в шарі Au плівкової структури Au(0-500)/Ag(330)/Si одержане растровому електронному мікроскопі

У верхньому шарі (плівка Au) видно зображення щілини вздовж її градієнту товщин з відносно різкими краями. На рис. 4.16 для зручності інтерпретації результатів зображення мають обернений контраст.

Напруга на екстракторі становила 9 (а), 7 (б), 5 кВ (с). Декартові системи координат визначені таким чином, щоб  $x$  і  $y$ -осі розташовувались в площині зображення і орієнтовані перпендикулярно і вздовж щілини відповідно. Білою стрілкою позначено область А, де змінюється характер контрасту. Контактна різниця потенціалів відхиляє траєкторії фотоелектронів. У результаті зображення ФЕЕМ на клиноподібній щілині показує рисунок (структуру) подвійних світлої та темної ліній. Їх порядок різних вище та нижче від стрілки. Таким чином, лінія А відповідає області, де контактна різниця потенціалів  $\Delta\varphi = \varphi_{Au} - \varphi_{Ag} = const$  компенсується ефективним потенціалом, що визначається висотою рельєфу щілини.:  $\Delta\varphi_A = -(U_{екстр.} / l) \cdot h_A$  (при  $U_{екстр.} = 9$  кВ). ( $h_A$  – висота ламелі на перетині з

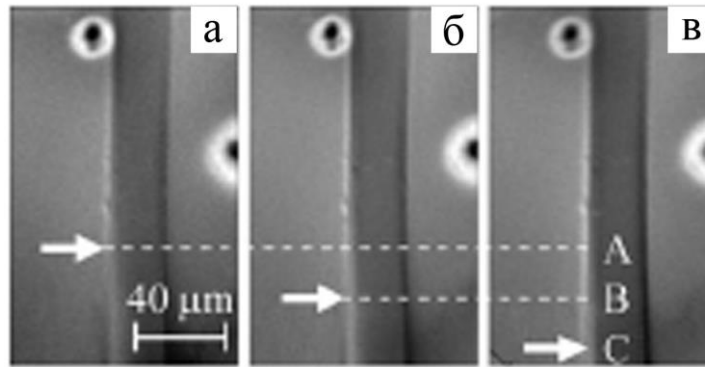


Рис. 4.16. Зображення тест-об'єкту Au(0-500)/Ag(330)/Si, отриманого в ФЕЕМ (зворотній контраст) при різних напругах на екстракторі 9 (а), 7 (б) та 5 кВ(с).

лінією А). При напрузі на екстракторі  $U_{екстр} = 7$  та 5 кВ  $\Delta\phi$  відбувається зсув вздовж щілини (лінії В та С). Для монокристалів робота виходу анізотропна та тим вища, чим щільніше упакована. Для полікристалічних Au і Ag, як у нашому випадку, середня зміна роботи виходу приблизно 0,25 еВ, отже компенсація настає на висоті 56 ( $h_A$ ), 71 ( $h_B$ ) та 100 ( $h_C$ ) відповідно. Проведене комп'ютерне моделювання, підтверджує одержані експериментальні результати.

Таким чином, можна зробити висновок, що розглянуті плівкові системи Ag/Au ефективні для реалізації на їх основі тест-об'єктів для підвищення роздільної здатності ФЕЕМ.

#### Висновки до розділу 4

1. Проведені дослідження магнітооптичних властивостей плівкових систем на основі Co і Cu (Ag або Au) та Fe і Pt та проаналізовано вплив температури, кількості прошарків та їх матеріалу на магнітні властивості зразків:

- при збільшенні товщини одношарових плівок Co з 9 нм до 25 нм спостерігається зменшення коерцитивності з 17 до 8 мТл;
- системі Co/Ag притаманне зменшення кута повороту Керра при конденсації на Co шару Ag, при цьому коерцитивність майже не змінюється;

- системі Co/Cu притаманне зменшення коерцитивної сили з 8,2 до 4,9 мТл при осадженні верхнього шару Cu на Co;

- у плівкових системах на основі Fe і Pt збільшення товщини парамагнітного шару Pt (або кількості фрагментів  $n$  у мультишарах) приводить до зменшення коерцитивної сили, наприклад, у Fe(32)/Pt(3)/П  $B_c$  зменшується з 33 мТл ( $d \approx 3$  нм) до 26 мТл ( $d \approx 15$  нм), а для [Fe(3)/Pt(3)] $_n$ /П – з 38 мТл ( $n=2$ ) до 30 мТл ( $n=8$ )

2. За результати проведених досліджень магнітодеформаційного ефекту в МОКЕ встановлено:

- деформація (поперечна геометрія) зразків приводить до збільшення коерцитивної сили у плівкових системах на основі Co і Au та зменшення у Co/Cu;

- розраховано деформаційний коефіцієнт коерцитивної сили МОКЕ та встановлено, що для систем, в яких зберігається індивідуальність шарів, (наприклад, Co/Ag та Co/Au) величина ДККСМ додатна та від'ємна для систем, в яких відбувається формування т.р. (Cu(10)/Co(36)/П);

- для систем Fe/Pt при деформації до 10 % значення  $B_c$  в  $t$ - геометрії вимірювання МОКЕ зростає від 3-5,5 до 14-15 мТл, а в  $l$ -геометрії зменшується від 8,5 до 4 мТл;

- коефіцієнт  $\gamma_i^{MOKE}$  для плівкових систем на основі Fe і Pt варіюється в межах від 8 до 3 одиниць, а  $\gamma_t^{MOKE} \approx - (4,0-4,5)$ .

3. Проаналізовано можливість використання плівкових матеріалів на основі Ag і Au як тест-об'єктів для фотоемісійних мікроскопів з метою підвищення їх роздільної здатності.

## ВИСНОВКИ

У дисертаційній роботі проведені дослідження взаємозв'язку між особливостями структурно-фазового стану та магнітодеформаційними ефектами в коефіцієнті тензочутливості, магнітоопорі та магнітооптичному ефекті Керра в області пружної та пластичної деформацій у плівкових матеріалах на основі феромагнітних та немагнітних металів.

Основні результати дисертації можна сформулювати так:

1. Уперше проведено дослідження магнітодеформаційного ефекту в коефіцієнті тензочутливості одно- та багат шарових плівок на основі феромагнітного Co та немагнітних Cu і Ag:

– в інтервалі пружної деформації для одношарових плівок Co відбувається зменшення коефіцієнта тензочутливості на 22 % у магнітному полі, порівняно з КТ за відсутності магнітного поля;

– в області пластичної деформації для плівок Co(d)/Π спостерігається збільшення коефіцієнта тензочутливості на 25 % при дії магнітного поля, порівняно з КТ за відсутності магнітного поля;

– у плівкових системах Co/Ag та Co/Cu спостерігається зростання КТ у магнітному полі, зокрема для Co/Cu відносна зміна КТ становить 35,8 % при  $\Delta\varepsilon_l = (0-0,4) \%$ ;

– встановлено, що магнітодеформаційні властивості краще проявлять двошарові плівкові системи, порівняно з одношаровими плівками Co, оскільки мають вище значення МККТ, зокрема середнє значення МККТ для Co/Cu становить  $12 \text{ Тл}^{-1}$  в області пружної деформації та  $13,5 \text{ Тл}^{-1}$  для Co/Ag в області пластичної деформації, а для Co(d)/Π  $-7,4 \text{ Тл}^{-1}$  та  $8,3 \text{ Тл}^{-1}$  в області пружності й пластичності відповідно.

2. Уперше запропонована феноменологічна модель магніто-деформаційного ефекту для двошарових плівкових систем, що дозволяє встановити кореляцію між магнітним коефіцієнтом опору та коефіцієнтом тензочутливості.

3. Результати дослідження магнітооптичного ефекту Керра полягають у такому:

- утворення в системі Co/Cu твердого розчину на стадії конденсації компонент приводить до зменшення коерцитивної сили, порівняно з одношаровими плівками Co як компоненти системи Co/Cu. Значення  $B_c$  змінюється від 8,2 до 4,9 мТл при осадженні на шар Co шару Cu;

- збереження в системах Co/Ag та Co/Au індивідуальності шарів на стадії конденсації та утворення обмеженого твердого розчину після відпалювання до 700 K приводить до зменшення коерцитивної сили в середньому на 57 %;

- спостерігається зменшення коерцитивної сили у двошарових плівкових системах Fe(32)/Pt(d)/П та мультишарах  $[\text{Fe}(32)/\text{Pt}(d)]_n/\text{П}$  при збільшенні товщини парамагнітного шару Pt або кількості фрагментів. Наприклад, для Fe(32)/Pt(d)/П  $B_c$  зменшується з 33 мТл ( $d = 3$  нм) до 26 мТл ( $d = 15$  нм), а для  $[\text{Fe}(3)/\text{Pt}(3)]_n/\text{П}$  – із 38 мТл ( $n = 2$ ) до 30 мТл ( $n = 8$ ), що можна пояснити формуванням неупорядкованих твердих розчинів.

4. Уперше проведено дослідження магнітодеформаційного ефекту в МОКЕ при деформації до 10 %:

- встановлено, що деформація зразків приводить до зміни коерцитивності та кута повороту Керра; коерцитивна сила зростає у плівках на основі Co і Au та зменшується у Co і Cu у поперечній геометрії вимірювання, зокрема для Au(6)/Co(36)/П з 17,3 до 20,1 мТл, для Co(6)/Au(6)/Co(36)/П із 13,9 до 20,92 мТл та спадає для Co(25)/Cu(4)/Co(7)/Ag(3) із 23,19 до 15,2 мТл;

- спостерігається зменшення кута повороту Керра у деформованому стані порівняно з недеформованим, що може бути пояснено зменшенням (роздрібненням) доменів у процесі прикладення навантаження;

- у системі Fe/Pt значення  $B_c$  в  $t$ - геометрії вимірювання МОКЕ спадає, а в  $l$ - геометрії – зростає. На відміну від  $B_c$  величина залишкової намагніченості не змінюється зі збільшенням деформації, а значення індукції насичення спадає монотонно.

## ПРИМІТКИ

Основні результати дисертаційної роботи опубліковані у співавторстві з Проценком І. Ю., Однодворець Л. В., Ткач О. П., Чешко І. В.

Проценко І. Ю. – запропонував тему дисертаційної роботи та вніс визначальний внесок у постановку всіх задач. Тищенко К. В. допомагав у проведенні експериментальних досліджень тензорезистивних властивостей плівкових матеріалів. Дослідження магнітооптичних властивостей проводились на базі Інституту фізики Університету ім. Й. Гутенберга (м. Майнц, Німеччина) за консультацією професора Непійка С. О.

Вважаю приємним обов'язком висловити щире подяку своєму науковому керівнику заслуженому діячу науки і техніки України, д.ф.-м.н., професору Проценку Івану Юхимовичу за вибір тематики, зацікавленість до результатів роботи та постійну підтримку. Висловлюю подяку Однодворець Л. В., Ткач О. П. і Чешко І. В. за участь у обговоренні експериментальних результатів та підготовці наукових публікацій; Тищенку К. В. - за допомогу у отриманні плівкових зразків та консультації щодо проведення тензорезистивних досліджень за допомогою автоматизованої системи; проф. Непійку С. О. – за можливість проведення експериментальних досліджень в лабораторії Інституту фізики Університету ім. Й. Гутенберга (м. Майнц, Німеччина)

Висловлюю щире подяку колективу кафедри прикладної фізики за дружню підтримку та активне обговорення результатів дисертаційної роботи на наукових семінарах та конференціях.

**СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ**

1. Tellier C. R. Size effects in thin films / C. R. Tellier, A. J. Tosser. – Amsterdam-Oxford-New York: ESPS, 1982. – 309 p.
2. Strain-controlled magnetic domain wall propagation in hybrid piezoelectric / ferromagnetic structures / N. Lei, T. Devolder, G. Agnus [et al.] // *Nature*. – 2013. – V.4, № 1378. – P. 1 – 7.
3. Magnetoelectric Devices for Spintronics / S. Fusil, V. Garcia, A. Barthélémy, M. Bibes [et al.] // *Mater. Res.* – 2014. – V. 44. – P. 91 – 116.
4. Bass J. CPP-GMR: Materials and Properties / J. Bass // *Handbook of Spintronics*. – 2014. – P. 1 – 42.
5. Lowe. T. C. Investigations and applications of severe plastic deformations / T. C. Lowe, R. Z. Valiev. – Netherlands: Kluwer Academic Publishers, 2000. – 393 p.
6. Metal magnetic memory signal response to plastic deformation of low carbon steel J. Leng, , Y. Liu, G. Zhou [et al.] // *NDT & E International*. – 2013. – V. 55. – P. 42–46.
7. Dunstan D. J. The scaling exponent in the size effect of small scale plastic deformation / D. J. Dunstan, A. J. Bushby // *Int. J. Plasticity*. – 2013. – V. 40. – P. 152 – 162.
8. Куницький Ю. А. Основи спінтроники: матеріали, прилади та пристрої: [навч. пос.] / Куницький Ю. А., Курилюк В. В., Однодворець Л. В., Проценко І. Ю. – Суми: СумДУ, 2013. – 127 с.
9. Клокова Н. П. Тензометрия / Н. П. Клокова. М.: Машиностроение, 1990. – 222 с.
10. Пазуха І. М. Фізичні властивості плівкових матеріалів мікро- і наноелектроніки // І. М. Пазуха, І. Ю. Проценко, І. В. Чешко. – Суми: СумДУ, 2014., Т. 2. – 211 с.
11. Parker R. L. Electrical resistance strain characteristics of thin evaporated metal films / R. L. Parker, A. Krinsky // *J. Appl. Phys.* – 1963. – V. 34, № 9. – P. 2700 – 2708.
12. Meiksin Z. H. A theoretical study of the effect of elastic strain on the electrical

resistance of thin metal films / Z. H. Meiksin, R. A. Hudzinski // *J. Appl. Phys.* – 1967. – V. 38, № 11. – P. 4490 – 4494.

13. Tellier C. R. Size effects in thin films / C. R. Tellier, A. J. Tosser – Amsterdam: ESPS., 1982. – 309 p.

14. Khater F. Strain coefficients of electrical resistance of double-layer thin metallic films / F. Khater, M. El-Hiti // *Phys. stat. sol.(a)*. – 1988. – V. 108, № 1. – P. 241 – 249.

15. Khater F. Temperature coefficient of the strain coefficient of electrical resistivity of double-layer thin metallic films / F. Khater, M. El-Hiti // *Phys. stat. sol.(a)*. – 1988. – V. 109, № 2. – P. 517 – 523.

16. El-Hiti M. Dependence of temperature coefficient of the strain coefficients of resistance of double-layer thin metallic films of thermal strains / M. El-Hiti // *Phys. stat. sol.(a)*. – 1989. – V. 155, № 1. – P. 185 – 189.

17. Lasyuchenko O. Microscopic theory of tensosensitivity of multi-layer polycrystalline films / O. Lasyuchenko, L. Odnodvoret, I. Protsenko // *Cryst. Res. Technol.* – 2000. – V. 35, № 3. – P. 329 – 332.

18. Size effect analysis during material deformation with high strain rate / J. Feng, Y. Lan, H. Zhongwei [et al.] // *Key Eng. Mat.* – 2014. – V. 589-590. – P. 198 – 203.

19. Espinosa H. D. Size effects on the mechanical behavior of gold thin films / H. D. Espinosa, B. C. Prorok // *J. Mater. Sci.* – 2003. – V. 38, № 20. – P. 4125 – 4128.

20. Large anisotropic deformation of skyrmions in strained crystal / K. Shibata, J. Iwasaki, N. Kanazawa [et al.] // *Nature*. – 2015. – V. 10. – P. 589 – 592.

21. Specimen size effect on tensile strength of surface-micromachined polycrystalline silicon thin films / T. Tsuchiya, O. Tabata, J. Sakata [et al.] // *J. Microelectromech. Syst.* – 1998. - V.7, №1. - P. 106 – 113.

22. Arz. E. Size effects in materials due to microstructural and dimensional constraints: a comparative review / E. Arz // *Acta mater.* – 1998. – V. 46, № 16. – P. 5611 – 5626.

23. Kuczynski G. C. Effect of elastic strain on the electrical resistance of metals / G. C. Kuczynski // *Phys. Rev.* – 1954. – V. 94, № 1. – P. 61 – 64.

24. Особенности тензорезистивного эффекта в тонких металлических пленках в



области упругой и пластической деформации / И. П. Бурик, Д. В. Великодний, Л. В. Одноворец [и др.] // ЖТФ. –2011. – Т. 81. – С.76 – 81.

25. Protsenko S. I. Electrophysical properties of Cu/Cr and Fe/Cr film systems within elastic and plastic deformation range / S. I. Protsenko, D. V. Velykodnyi, V. A. Kheraj [et al.] // J. Mater. Sci. –2009. – V. 44, № 18. – P. 4905 – 4910.

26. Electrophysical properties of Ni/V and Cr/Fe multilayer films / L. Odnodvoretz, S. Protsenko, O. Synashenko [et al.] // Cryst. Res. Technol. – 2009. – V. 44, № 1. – P. 74 – 81.

27. Електрофізичні властивості нанокристалічних плівок платини / К. В. Тищенко, І. М. Пазуха, Т. М. Шабельник [та ін.] // Ж. нано- електрон. фіз. – 2013. – Т. 5, № 1. – С. 01029-1 – 01029-5.

28. Тищенко К. В. Нелінійні ефекти в тензорезистивних властивостях плівкових стопів на основі Fe та Ni / К. В. Тищенко, І. Ю. Проценко // Металлофиз. новейшие технол. – 2012. – Т. 34, № 7. – С. 907 – 917.

29. Ефект тензочутливості у тонких металевих полікристалічних плівках / Л. В. Дехтярук, Є. О. Забіла, С. І. Проценко [та ін.] // Металлофиз. новейшие технол. – 2004. – Т. 26, № 10. – С. 1333 – 1345.

30. Structure and electrophysical properties of Ni-Co alloy films within 300 – 1300 K temperature range / V. A. Kravchenko, V. B. Loboda, I. Yu. Protsenko [et al.] // Functional Materials. – 1999. – V. 6, № 5. – P. 892 – 896.

31. Grimaldi C. Gauge factor of thick-film resistors: Outcomes of the variable-range-hopping model / C. Grimaldi, P. Ryser, S. Strässler // J. Appl. Phys. – 2000. – V. 88. – P. 4164 – 4166.

32. Grimaldi C. Gauge factor enhancement driven by heterogeneity in thick-film resistors / C. Grimaldi, P. Ryser, S. Strässler // J. Appl. Phys. – 2001. – V. 90. – P. 322 – 324.

33. Дружинин А. А. Высокотемпературные датчики давления с тензорезисторами на основе нитевидных кристаллов кремния / А. А. Дружинин, А. П. Кутраков, И. И. Марьямова // Технология и конструирование в электронной аппаратуре. – 2012. – № 6. – С. 25 – 28.

34. Двухфункциональный датчик давления-температуры на основе нитевидных кристаллов кремния / А. А. Дружинин, А. П. Кутраков, Н. С. Лях-Каугуй [и др.] // *Технология и конструирование в электронной аппаратуре*. – 2013. – № 4. – С. 23 – 26.
35. Highly stretchable and sensitive strain sensor based on silver nanowire elastomer nanocomposite / M. Amjadi, A. Pichitpajongkit, S. Lee [et al.] // *ACS nano*. – 2014. – V. 8, № 5. – P. 5154 – 5163.
36. Christian H. Schwalb Tunable strain sensor using nanogranular metals / S. H. Christian, C. Grimm, M. Baranowski // *Sensors*. - 2010. – № 10(11). – P. 9847 – 9856.
37. Patterning of thin film strain gauges on 3D-surfaces / O. Suttmann, J. F. Duesing, J. Koch [et al.] // *Sensor – 2013, OPTO – 2013, IRS – 2013: AMA Conferences 2013*. – P. 34 – 37.
38. Sputter Deposition of Strain Gauges Using ITO/Ag/ H. Gerdes, R. Bandorf, U. Heckmann [et al.] // *Plasma Process. Polym.* – 2009. – № 6. – P. S813 – S816.
39. Nanotube Film Based on Single-Wall Carbon Nanotubes for Strain Sensing / P. Dharap, Z. Li, S. Nagarajaiah [et al.] // *Nanotechnology*. – 2004. – № 15.–P. 379–382.
40. Optical strain sensor using single wall carbon nanotubes / P. Sun, J. Kim, S. M. Bachilo [et al.] // *Proc. SPIE 9061*[«Sensors and Smart Structures Technologies for Civil, Mechanical, and Aerospace Systems»], (April 10, 2014.) – P. 906120–1 – 906120-4.
41. Kenneth J. Loh. Conformable Single-Walled Carbon Nanotube Thin Film Strain Sensors for Structural Monitoring / J. P. Lynch, N. A. Kotov // *Proceedings of the 5th International Workshop* [«Structural Health Monitoring»], (September 12-14). – 2005. – p. 8.
42. Stretchable carbon nanotube strain sensor for human-motion detection. T. Yamada, Y. Hayamizu, Y. Yamamoto [et al.] // *Nat. nanotechnol.* – 2011. – № 6. – P.296 – 301.
43. Проценко С. І. Магнітодеформаційний ефект у тонких металевих плівках / С. І. Проценко // *Ж. нано- та електрон. фіз.* – 2009. – Т. 1, № 2. – С. 7 – 10.
44. Райхе Ю. Л. Магнитодеформационный эффект в ферроэласте / Ю. Л. Райхер,

О. В. Столбов // Письма в ЖТФ. – 2000. – Т. 26, № 4. – С. 47–52.

45. Stolbov Oleg V. Modelling of magnetodipolar striction in soft magnetic elastomers / O. V. Stolbov, Y. L. Raikhera, M. Balasoiu // Soft Matter. – 2011. - № 7. – P. 8484 – 8487.

46. Stolbov O. V. Magnetodeformational effect in ferrogel objects / O. V. Stolbov, Y. L. Raikher // J. Magn. Magn. Mater. – 2005. – V. 289. – P. 62 – 65.

47. Магниторезистивные свойства многослойных наноразмерных пленочных систем / О. В. Сынашенко, Е. П. Ткач, И. П. Бурый [та ін.] // ВАНТ – 2009. – № 6. – С. 169 – 174.

48. Study on piezoresistive effect of diamond films under magnetic field / W. L. Wang, K. J. Liao, C. G. Hu [et al.] // Sens. Actuat. A - Phys. – 2003. – V. 108, № 55. – P.55 – 58.

49. Захаренко Н. И. Влияние магнитного поля на тензорезистивный эффект в аморфных сплавах на основе железа / Н. И. Захаренко, М. П. Семенько // ФММ. – 2007. – Т. 104, № 2. – С. 150 – 154.

50. Effect of strain, magnetic field and field angle on the critical current density of  $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$  coated conductors / D. C. van der Laan, J.W. Ekin, J.F. Douglas [et al] // Supercond. Sci. Technol. – 2010. - № 23. – P. 072001-1– 072001-7.

51. Аморфные металлические сплавы / Под редакцией Люборского Ф. Е., М.: Металлургия, 1987. – 464 с.

52. Атомная структура и динамика, электронная структура, магнитные свойства // Металлические стекла / Под редакцией Б. Г. Гюнтеродта. М.: Металлургия, 1986. – 456с.

53. Effect of tensile strain on grain connectivity and flux pinning in  $Bi_2Sr_2Ca_2Cu_3O_x$  tapes / D. C. van der Laan, J. W. Ekin, H. J. N. van Eck [et al.] // Appl. Phys. Lett. – 2006. – V.88. – P. 022511-1 – 022511-3.

54. The effect of strain on grains and grain boundaries in  $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$  coated conductors / D.C. van der Laan, T.J. Haugan, P.N.Barnes [et al.] // Supercond. Sci. Technol. – 2010. – № 23. – P. 014004-1 – 014004-7.

55. Van der Laana D. C. Large intrinsic effect of axial strain on the critical current of

high- temperature superconductors for electric power applications / D. C. van der Laana, J. W. Ekin. // *Appl. Phys. Lett.* – 2007. – V. 90, № 052506. – P. 052506-1–052506-3.

56. The intrinsic strain effect on critical current under a magnetic field parallel to the c-axis for a MOCVD-YBCO-coated conductor / M. Sugano, T. Nakamura, T. Manabe [et al.] // *Supercond. Sci. Technol.* – 2008. – № 21. – P. 115019-1 – 115019-8.

57. The reversible strain effect on critical current over a wide range of temperatures and magnetic fields for YBCO coated conductors / M. Sugano, K. Shikimachi, N. Hirano [et al.] // *Supercond. Sci. Technol.* – 2010. – V. 23. – P. 085013-1–085013-9.

58. Gurevich A. Anisotropic flux pinning in a network of planar defects / A. Gurevich, L. D. Cooley // *Phys. Rev. B.* – 1994-II. – V. 50, № 18. – P. 13563 – 13576.

59. Zrinyi M. Deformation of ferrogels induced by nonuniform magnetic fields / M. Zrinyi, L. Barsi, A. Buki // *J. Chem. Phys.* – 1996. - V. 104, № 21. – P. 8750– 8754.

60. Strain Properties of Thin Film Systems Based on Ni and Ag / T.M. Grychanovska, V.V. Bibyk, O.S. Gryschuk [et al.], *Procc. NAP.* – 2013. – V. 2, № 1. – P. 01NTF28-1 – 01NTF28-3.

61. Grychanovska T. M. Strain Properties of Thin Films Based on Ni and Ag in External Magnetic Field / T.M. Grychanovska, O.S. Grischuk T.S. Holod , *Procc. NAP.* – 2015. – V. 4, № 1. – P. 01NTF06-1–01NTF06-2.

62. Effects of magnetic field on microstructure and mechanical properties of lead-free solder joint / H. Ding, L. Ma, Y. Zuo [et al] // 16th International Conference on Electronic Packaging Technology [«Electronic Packaging Technology (ICEPT): IEEE-2015»], (11-14 Aug. 2015). – P. 737 – 740.

63. Влияние слабого магнитного поля на микропластичность кристаллов кремния В. А. Макара, Л. П. Стебленко, И. В. Плющай [и др.] // *Физика твердого тела.* - 2014. – Т. 56, № 8. – С. 1531 – 1538.

64. Fracture resistance, thermal and electrical properties of epoxy composites containing aligned carbon nanotubes by low magnetic field / C. Ma, H. Liu, X. Du // *Compos. Sci. Technol.* – 2015. – V. 114. – P. 126 – 135.

65. Урусовская А. А. Деформация кристаллов PbS в магнитном поле /

А. А. Урусовская, А. Е. Смирнов, Н. Н. Беккауер // Вестник ТГУ. – 2000. – Т. 5, № 2–3. – С. 389 – 390.

66. Golovin Yu. I. Magnetoplastic effects in solids / Yu. I. Golovin // Phys. Solid State. – 2004. – V. 46, № 5. – P. 789 – 824.

67. Pseudo spin-valve on plastic substrate as sensing elements of mechanical strain / B. Anwarzai, V. Ac. Anwarzai, S. Luby [et al.] // Vacuum. – 2010. – № 11084. – С. 108.

68. Pseudo spin-valves with different spacer thickness as sensing elements of mechanical strain / S. Luby, B. Anwarzai, V. Ac [et al] // Vacuum. – 2012. – № 86. – С. 718 – 720.

69. Ač V. Influence of mechanical strain on magnetic characteristics of spin valves / V. Ač, B. Anwarzai, S. Luby // Journ. Phys.: Conference Series. – 2008. – № 100. – P. 082025.

70. Role of Spacer Thickness on Magnetoresistance Characteristics under Mechanical strain / B. Anwarzai, V. Ac, S. Luby, Eva Majkova // The Seventh International Conference on Advanced Semiconductor Devices and Microsystems [«ASDAM – 2008»], (October 12-16, 2008). – P. 287 – 290.

71. Spin reorientation transition in Co/Au multilayers / J. Quispe-Marcotomaa, H. Tarazonab, B. Pandeya // Thin Solid Films. – 2014. – V. 568. – P. 117 – 121.

72. Дружинін А. О. Вплив деформації на домішкову провідність ниткоподібних кристалів кремнію в області переходу метал-діелектрик / А. О. Дружинін, І. Й. Мар'ямова, І. В. Павловський // Фізика і хімія твердого тіла. – 2003. – Т. 4, № 4. – С. 720 – 728.

73. Дружинін А. О. Деформаційні залежності магнітоопору ниткоподібних кристалів кремнію в області фазового переходу метал-діелектрик / А. О. Дружинін, І. В. Павловський // V міжнар. школа-конф.: тези доповідей [«Актуальні проблеми фізики напівпровідників»]. – Л., 2005. – С. 216 – 217.

74. Giant magnetoresistance of Co/Cu superlattice under high pressure / Y. Uwatoko, G. Oomi, T. Sakai [et al.]//J Magn. Mater.– 1995. – V. 40, № 144. – P. 583–583.

75. Parkin S.S.P. Oscillatory magnetic exchange coupling through thin copper layers / S. S. P. Parkin, R. Bhadra, K. P. Roche // Phys.Rev.Lett. – 1991. – № 66. – P. 2148 –

2152

76. Strain-induced magnetoresistance transport properties of Co films on plastic substrates / Y. F. Chen, J. McCord, J. Freudenberger [et al.] // *J. Appl. Phys.* – 2009. – V. 105, № 7. – P. 302 – 303.
77. Lee Hoo-Jeong. Tensile failure by grain thinning in micromachined aluminum thin films / H. Lee, P. Zhang, J. C. Bravman // *J. Appl. Phys.* – 2003. – V. 93, № 3. – P. 1443-1451.
78. Homme M. Deformation behavior of thin copper films on deformable substrates / M. Homme, O. KRAFT // *Acta mater.* – 2001. – № 49. – P. 3935 – 3947.
79. Read D. T. A new method for measuring the strength and ductility of thin films / D. T. Read, J. W. Dally // *J Mater Res.* – 1993. – V. 8, № 07. – P. 1542 – 1549.
80. Keller R.R. Tensile and fracture behavior of free-standing copper films / R. R Keller, J. M Phelps, D. T Read // *Mater. Sci. Eng.: A.* – 1996. – V. 214, №1 –2.– P. 42–52.
81. Read D. T. Tension-tension fatigue of copper thin films / D. T. Read // *Int. J. Fatigue.* – 1998. – V. 20, № 3. – P. 203-209.
82. Multiscale modeling and simulation of deformation in nanoscale metallic multilayer systems / N. Abdolrahim, H. M. Zbiba, D. F. Bahr // *Int. J. Plasticity.* – 2014. – V. 52. – P. 33–50.
83. Preston K. *Modern Cellular Automata. Theory and Application* / K. Preston, M. Duff // Plenum Press. – 1994. – 327 p.
84. Балохонов Р. Р. Иерархическое моделирование неоднородной деформации и разрушения материалов композиционной структуры / Р. Р. Балохонов // *Физическая мезомеханика.* – 2005. – Т. 8. – № 3. – С. 107 – 128.
85. Balokhonov R. R. Numerical simulation of intermittent yielding at the macro and mesolevels / R. R. Balokhonov, V. A. Romanova, S. Schmauder // *Computational Mater. Sci.* – 2005. – V. 32. – P. 261 – 267.
86. Simulation of elasto-plastic behaviour of an artificial 3D-structure under dynamic loading / V. Romanova, R. Balokhonov, P. Makarov [et al.] // *Computational Mater. Sci.* – 2003. – V. 28, № 3–4. – P. 518–528.

87. Огородников В. В. Молекулярно-динамическое моделирование растяжения нанокристалла NiAl / В. В. Огородников, К. В. Малышевский // Металлофиз. новейшие технол. – 2001. – Т. 23, № 8. – С. 1029 – 1039.
88. Magneto-optical and Magnetoresistive Properties of Co/Cu(Au)-Based Spin Valve Structures / V. Cheshko, S. I. Protsenko, L. V. Odnodvoretz [et al.] // Tech. Phys. Lett. – 2009. – V. 35, № 10. – P. 903 – 905.
89. Magneto-Optical Properties of Co Nanoparticles/(Cu, Ag, Au) Sandwich Systems / B. Kalska-Szostko, M. Hilgendorff, M. Giersig [et al.] // Sci. Adv. Mat. – 2015. – V. 7, № 3, P. 540 – 545.
90. Федченко О. В. Проценко В. В. Влияние материала подкладки на магниторезистивные и магнито-оптические свойства пленочной системы Co/Fe / О. В. Федченко, А. И. Салтиков, С. И. Проценко // Ж. Нано- Электрон. Физ. – 2012. – Т. 4, № 3. – С. 03016-1– 03016-6.
91. Influence of atomic saw and residual strain on the perpendicular magnetic anisotropy of Au/Co/Au sandwiches / J. F. Bobo, E. Ould Jouneid, R. Mamy [et al.] // J. Magn. Magn. Mater. – 1999. – V. 196-197. – P. 851 – 853.
92. Magneto-optical and magnetoresistive properties of solid-solution films / I. V. Cheshko, D. M. Kondrakhova, L. V. Odnodvoretz [et al.] // Universal J. Mater. Sci. – 2013. – V. 1(2). – P. 25-30.
93. Giant magnetoresistance in the junction of two ferromagnets on the surface of diffusive topological insulators / K. Taguchi, T. Yokoyama, Y. Tanaka [et al.] // Phys. Rev. B. – 2014. – V. 89. – P. 085407-1 – 085407-5.
94. Alphen A. M. Influence of annealing on structural and magnetic properties of Co/Ag multilayers with thin Co layers / A. M. Alphen, P. A. A. Heijden, W. J. M. Jonge // J. Magn. Magn. Mater. – 1995. – V. 140–144. – P. 609 – 610.
95. Influence of Ag Additive to the Spacer Layer on the Structure and Giant Magnetoresistance of Electrodeposited Co/Cu Multilayers / K. Neurohr, L. Peter, L. Pogany [et al.] // J. Elec. Soc. – 2015. – V. 162, № 8. – P. D331 – D340.
96. Micromagnetic modeling of magnetization processes in FePt polytwin crystals / T. L. Cheng, Y. Y. Huang, C. M. Rogers [et al.] // J. Appl. Phys. – 2010. – V. 107. –

P. 113920–1–113920-6.

97. Lyubina. J. Phase transformations and magnetic structure of nanocrystalline Fe–Pd and Co–Pt alloys studied by in situ neutron powder diffraction / J. Lyubina, O. Gutfleisch, O. Isnard // *J. Appl. Phys.* – 2009. – V. 105. – P. 07A717-1 – 07A717-3.

98. Електрофізичні властивості гранульованих твердих розчинів у плівкових системах на основі Co та Ag / Ю. М. Шабельник, Л. В. Однорець, І. Ю. Проценко // *Наносистеми, наноматеріали, нанотехнології.* – 2012. – Т.10, № 3. – С. 495 – 502.

99. Magnetic Nanoparticles and Granular Thin Films. X. J. Yao, W. Zhong, C. T. Au [et al.] // *Handbook of spintronics.* – 2016. – V. 3. – P. 227 – 252.

100. Tensoresistive effect in thin metal films in the range of elastic and plastic strain / I. P. Buryk, D. V. Velykodnyi, L. V. Odnodvoretz [et al.] // *Techn. Phys.* – 2011. – V. 56, № 2. – P. 232 – 237.

101. Atkinson R. Analysis of the magneto-optical properties of in homogeneously magnetized systems / R. Atkinson // *J. Phys.: Condens. Mater.* – 2000. – V.12, № 32. – P. 7735 – 7745.

102. Фролов Г.И. Влияние температуры на структурные превращения в нанокристаллических пленках кобальта / Г.И. Фролов, В.С. Жигалов, В.К. Мальцев // *ФТТ.* – 2000. – Т.42, № 2. – С.326 – 328.

103. Zhang H. Microfabrication and test of a magnetic field sensor using electrodeposited thin film of giant magnetoresistive (Cu/Co)<sub>x</sub> multilayers / H. Zhang, W. Wang // *Microsystem Technologies* – 2003. – V.9, № 6-7. – P.436 – 440.

104. High sensitivity linear position sensor developed using granular Ag–Co giant magnetoresistances / S. Arana, N. Arana, F. J. Gracia [et al] // *Euroensors XVIII 2004: the 18th European conference on Solid-State Transducers [«Sensors and Actuators A: Physical»], (23 September 2005):*– V. 123–12. – P. 116 – 121.

105. Oscillatory interlayer coupling and giant magnetoresistance in Co/Cu multilayers // D. H. Mosca, F. Petroff, A. Fert [et al.] // *J. Mag. Magn. Mater.* – 1991. – V. 94. – L1 – L5.

106. Чешко І. В. Фізичні процеси в функціональних елементах на основі



плівкових систем Co/Cu(Ag, Au) із спін-залежним розсіюванням електронів: автореф. дис. на здобуття наук. ступеня канд. фіз.-мат. наук: спец. 01.04.01 «фізика приладів, елементів і систем» / І. В. Чешко. – Суми, 2009. – 22 с.

107. Magnetic properties and magnetoresistance effect in Co/Au, Ag nano-structure films produced by pulse electrodeposition / C. Rizal, A. Yamada, Y. Hori [et al.] // Phys. Stat. Sol. – 2004.– V.1, № 7.– P.1756 – 1759.

108. Preparation and giant magnetoresistance in electrodeposited Co–Ag/Ag multilayers/ J. Garcia-Torres, L. Peter, A. Revesz [et al.] // Thin Solid Films.– 2009. – V. 517, № 21.– P.6081 – 6090.

109. Microstructural characterisation of CoAg granular films/ J. H. Du, W. J. Liu, Q. Li [et al] // J. Magn. Magn. Mater. – 1999. – V. 191. – P.17 – 24.

110. Структура, дифузійні процеси і магніторезистивні та електрофізичні властивості плівкових матеріалів: монографія / [С. І. Проценко, І. В. Чешко, Л. В. Однорець, І. М. Пазуха]; за заг. ред. І. Ю. Проценка. – Суми: Вид-во СумДУ, 2008. – 197 с.

111. Mi W. B. Particle size reduction and enhanced diffusion of Fe and Pt atoms in FePt-C granular films by N addition / W. B. Mi, E. Y. Jiang, H. L. Bai // Appl. Surf. Sci. – 2006. – V. 253. – P. 1830 – 1835.

112. Luo C. P. Magnetic properties and structure of Fe/Pt thin films / C. P. Luo, D. J. Sellmyer // IEEE transactions on magnetics. – 1995. – V. 31, № 6, P. 2764 – 2766.

113. Магнітооптичні властивості гранульованих плівкових систем на основі Co та Cu, Ag і Au / Д. М. Кондрахова, З. М. Макуха, О. П. Ткач[та ін.] // ФІП. – 2014. – Т. 12, № 4. – С. 542 – 549.

114. Тензо- и магниторезистивные свойства чувствительных элементов датчиков на основе пленочных систем Ag/Co и Ni<sub>x</sub>Fe<sub>1-x</sub> / З. Н. Макуха, О. В. Сынашенко, Я. Н. Литвиненко [та ін.] // сборник научных трудов SWorld международной научно-практической конференции [«Перспективные инновации в науке, образовании, производстве и транспорте 2012»], (19-30 июня 2012 г):. – Т. 3. – Одеса, 2012. – С. 64 – 75.

115. Synashenko O. V. The influence of electrons scattering at grain boundary and at

surface on resistivity and thermal coefficient of resistance of nanocrystalline silver films / O.V. Synashenko, Z. M. Makukha, I. Yu. Protsenko, *Procc. NAP.* – 2012. - V. 1 № 2. – P. 02NFC22 – 02NFC26.

116. Тензорезистивні властивості тонкоплівкових систем на основі Ag і Co / І. М. Пазуха, З. М. Макуха, Ю. М. Шабельник [та ін.] // *Ж. нано-електрон. фіз.* – 2012. – Т. 4, № 3. – С. 03020-1 – 03020-4.

117. Макуха З. М. Магнітодеформаційний ефект у двошарових плівках Co/Cu / З. М. Макуха, І. Ю. Проценко // *ФІП.* – 2014. – Т. 12, № 2. – С. 279 – 284.

118. Горелик С. С. Рентгенографический и электронно-оптический анализ / С. С. Горелик, Ю. А. Скаков, Л. Н. Расторгуев. [учеб. пособие для вузов. – 3-е изд. доп. и перераб.]. – М.: МИСИС, 1994. – 328 с.

119. Эффекты магнитного взаимодействия между суперпарамагнитными частицами в наногранулированных пленках Co / Р. С. Исхаков, Г. И. Фролов, В. С. Жигалов [и др.] // *Письма в ЖТФ.* – 2004. – Т. 30, № 16. – С. 51 – 57.

120. Чеботкевич Л. А. Структура и магнитная анизотропия пленок Co/Cu/Co / Л. А. Чеботкевич, А. В. Огнев, Б. Н. Грудин // *ФТТ.* – 2004. – Т. 46, № 8. – С.1449 – 1554.

121. Formation of metastable phases and their effect on the magnetic properties of Co-Cu multilayers / G. H. Yang, K. W. Geng, F. Zeng [et al.] // *Thin Solid Films.* – 2005. – V. 484. – P.283 – 288.

122. Касютич О. И. Структура наноразмерных систем Co/Cu и механизм его формирования / О. И. Касютич, В. М. Федосюк, Т. А. Точицкий // *Поверхность.* – 2000, № 3. – С. 34 – 41.

123. Маршалек М. Особливості фазового складу двошарових плівок Co/Cu / М. Маршалек, І. Приходько, С. Проценко // *Фізика і технологія тонких плівок.* Том 1. – 2003. – С. 94 – 96.

124. Структурно-фазовий стан, стабільність інтерфейсів та електрофізичні властивості двошарових плівкових систем / С. І. Проценко, І. В. Чешко, Д. В. Великодний [та ін.] // *Успехи физ. мет.* – 2007. – Т. 8. – С. 247 – 278.

125. Шабельник Ю. М. Фізичні властивості плівкових гранульованих сплавів на

основі магнітних і благородних металів: автореф. дис. на здобуття ступеня канд. фіз.-мат. наук: спец. 01.04.07 «Фізика твердого тіла» / Ю. М. Шабельник. – Суми, 2015. – 20 с.

126. M. Kitada. Magnetoresistance and microstructure of sputtered Au–Co thin films // *J. Magn. Magn. Mat.* – 2000. – V. 208, № 3. – P. 244 – 250.

127. Correlation between the structural and transport properties of granular CoAg systems prepared by MBE / A. Aziz, S. M. Thompson, K. Ounadjela [et al.] // *J. Magn. Magn. Mat.* – 1995. – V.148, № 1-2. – P.313–314..

128. Strain-induced magnetoresistance and magnetic anisotropy properties of Co/Cu multilayers / C. Rizal, P. Gyawali, I. Kshatry [et al.] // *J. Appl. Phys.* – 2012. - № 111. – P. 07C107-1–07C107-3.

129. Yao J. J. A surface micromachined miniature switch for telecommunications applications with signal frequencies from DC up to 4 GHz / J. J. Yao, F. Chang // *Digest of Technical Papers Foundation for Sensor and Actuator Technology of the 8th International Conference on Solid-State Sensors and Actuators and Eurosensors IX* [«Transducers – 95, Eurosensors IX»], ( June 25-29, 1995). – 1995. – V. 2. – P. 384–387.

130. Micromachined low-loss microwave switches / Z. Yao, S. Chen, S. Eshelman J. // *Microelectromech. Syst.* – 1999. – V. 8, № 2. – P.129–134.

131. Temperature Dependent Magnetic Anisotropy in Metallic Magnets from an Ab Initio Electronic Structure Theory: L10-Ordered FePt / J. B. Staunton, S. Ostanin, S. S. A. Razee [et al] // *Phys. Rev. Lett.* – 2004. - № 93. – P. 257204-1 – 257204-4.

132. Achim. Hard magnetic L10 FePt thin films and nanopatterns /Achim Breitling, Dagmar Goll // *J. Magn. Magn. Mat.* – 2008. – V. 320, № 8. – P. 1449– 456.

133. Size-composition-dependent magnetic properties of metastable Fe–Pt nanocrystal prepared by ion beam mixing / W. C. Wang, J. H. Li, X. He [et al.] // *J. Alloy Compd.* – 2009. - № 476. – P. L21 – L24.

134. 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.

135. Воробйов С.І. Вплив процесів фазоутворення на магнітні і магніторезистивні властивості приладових структур на основі Fe (Co) та Gd: автореф. дис. на здобуття ступеня канд. фіз.-мат. наук: спец. 01.04.01 «Фізика приладів, елементів і систем» / С.І. Воробйов. – Суми, 2015. – 22 с.
136. Electrophysical Properties of Nanodimensional Pt Thin Films / I.M. Pazukha, K.V. Tyschenko, N.I. Shumakova [et al.] // Procc. NAP. – 2012. - V. 1, № 3. – P. 03TF09-1-03TF09-3.
137. Strain Properties of Nanodimensional Thin Film Systems Based on Ag and Co / Z. M. Makukha, Yu. M. Shabelnyk, I.M. Pazukha [et al]// Procc. NAP. – 2012. – V.1, № 2, P. 02NFC12-02NFC15.
138. Фазовий склад, магніторезистивні та електрофізичні властивості плівкових систем на основі Co і Ag та Fe і Ge / О. В. Власенко, З. М. Макуха, Ю. М. Шабельник, Л. В. Однорець, І. Ю. Проценко // Тези доповідей VI Міжнародної науково-практичної конференції [«Сучасні проблеми і досягнення в галузі радіотехніки, телекомунікацій та інформаційних технологій»], (Запоріжжя, 19–21 вересня 2012 р.). – Запоріжжя: ЗНТУ, 2012. – С. 323–324.
139. Дегтярьов Д. О. Тензорезистивні властивості плівкових систем на основі Ag та Co / Д. О. Дегтярьов, С. В. Пустовіт, З. М. Макуха // Матеріали науково-технічної конференції викладачів, співробітників, аспірантів та студентів факультету ЕлІТ [«ФЕЕ-2012»], (Суми, 16–21 квітня 2012 р.). – Суми, 2012. – С. 101.
140. Makukha Z. M. Elastic strain properties of multilayer film systems based on Co and Ag / Z. M. Makukha, I. Yu. Protsenko // Book of abstracts of III International Conference of Young Scientists [«Low temperature physics»], (Kharkiv, 14–18 May 2012). – Kharkiv: ILTPE, 2012. – P. 187
141. Макуха З. М. Тензорезистивні властивості плівок срібла / З. М. Макуха // Матеріали XV Міжнародного молодіжного форуму [«Радиоэлектроника и молодежь в XXI веке»], (Харків, 17–19 квітня 2012 р.), Харків: ХНУРЕ, 2012. – С. 115 – 116.
142. Бутурлім В. Б. Магнітодеформаційний ефект у плівкових системах на

основі Co та Cu / В. Б. Бутурлім., З. М. Макуха // Матеріали науково-технічної конференції викладачів, співробітників, аспірантів та студентів факультету ЕлІТ [«ФЕЕ-2014»], (Суми, 21–26 квітня 2014 р.). – Суми, 2014. – С. 114.

143. Тищенко К. В. Особенности деформационной зависимости коэффициента тензочувствительности в двухслойных пленках / К. В. Тищенко, З. М. Макуха, И. Е. Проценко // Матеріали X Міжнародної конференції [«Фізичні явища в твердих тілах»], (Харків, 6–9 грудня 2011р. ). – Харків, 2011. – С. 88.

144. Preparation and giant magnetoresistance in electrodeposited Co–Ag/Ag multilayers/ J. Garcia-Torres, L. Peter, A. Revesz [et al.] // Thin Solid Films.– 2009.– V.517, № 21.– P.6081–6090.

145. Тищенко К. В. Особливості тензоефекту в плівках на основі ОЦК-Fe і a-Gd / К. В. Тищенко, Л. В. Однодворець, І. Ю. Проценко // Металлофиз. новейшие технол. – 2011. – Т. 33, № 10. – С . 1351—1359.

146. Magneto-strain effect in double-layer film system / Z. M. Makukha, S. I. Protsenko, L.V. Odnodvoretz [et al.] // J. Nano- Electron. Phys. – 2012. – V. 4, № 2. – P.02043-1 – 02043-3.

147. Rajanna K. Strain sensitivity and temperature behavior of invar alloy films / K. Rajanna, M. M. Nayak // Mat. Sci. Eng.:B. – 2000. – V. 77, №3. – P. 288 – 292.

148. Деформаційний, магніторезистивний і магнітодеформаційний ефекти у плівкових матеріалах на основі магнітних металів / З. М. Макуха, Д. В. Подуремне, К. В. Тищенко [та ін.]// ФІП. – 2015. – Т. 13, № 3. – С. 356 – 362.

149. Rizal C. S. Magnetoresistance and Magnetic Anisotropy Properties of Strain-Induced Co/Ag Multilayer Films / C. S. Rizal, Y. Ueda. // IEEE transactions on magnetics. – 2009. - V. 45, № 6. – P. 2399-2402.

150. Ткач О.П., Однодворець Л.В., Непійко С., Проценко С.І. Магніторезистивні властивості нанорозмірних плівкових систем на основі Fe і Pd // ФІП. – 2009. –Т.7, №3. – С.256 – 261.

151. Проценко С. И. Методика разделения вклада зернограничного и поверхностного рассеяния электронов у величину удельного сопротивления и термического коэффициента сопротивления металлических пленок /

- С. И. Проценко, А. Н. Черноус // ВАНТ. – 1999. – Т.2, №10. – С. 107.
152. Lasyuchenko O. B. Contribution of the grain-boundary and surface scattering of conductivity electrons to the size effect of tensosensibility / O. B. Lasyuchenko, I. Yu. Protsenko, A. M. Chornous // Functional materials. – 1999. – Т.6, №5. – С. 880 – 883.
153. TEM annealing study of normal grain growth in silver thin films / R. Dannenberg, E. Stach, J. R. Groza [et al.] // Thin Solid Films. – 2000. – V. 379. – P. 133 – 138.
154. Самсонов Г.В. Физико-химические свойства элементов: справочник / Самсонов Г.В. - Київ: Наукова думка, 1965. – 808 с.
155. Djamal M. Development of sensors based on giant magnetoresistance material / M. Djamal, Ramli // Proc. Eng. – 2012. – V.32. – P. 60 – 68.
156. Spin valve sensors / P. P Freitas, F. Silva, N. J. Oliveira [et al.] // Sens. Actuat. – 2000. – V.81. – P. 2 – 8.
157. Казаков В. Г. Тонкие магнитные пленки / Казаков В. Г. // Соросовский образовательный журнал. – 1997. – № 1. – С. 107 – 114.
158. Кандаурова Г. С. Природа магнитного гистерезиса / Г. С. Кандаурова // Соросовский образовательный журнал. – 1997. – № 1. – С. 100 – 106.
159. Sensitive element of the magnetic field sensor based on three-layer film system Co/x/Co (x = Dy, Gd) / S. I. Vorobiov, O. V. Shutyliieva, I. M. Pazukha [et al.] // Tech. Phys. – 2014. – V. 59, № 11. – P. 1644 – 1649.
160. Нер V. V. High coercivity and giant magnetoresistance of CoAg, CoCu granular films / V.V. Нер, N. Chau, D.M. Hong, N.H. [et al.] // J. Magn. Magn. Mater. – 2007. – V. 310. – P. 2524 – 2526.
161. Effect of plastic strain on magnetic and mechanical properties of ultralow carbon sheet steel / Y. F. Chen, J. McCord, J. Freudenberger // J. Appl. Phys. – 1997. - V. 81, № 8, P. 4263 – 4265.
162. Effect of Strain on Magnetoresistance and Magnetic Properties of Co(tCo)/Ag nanostructures / C. Rizal, P. Gyawali, I. Kshattray [et al.] // Materials and Devices Conference [«IEEE Nanotechnology»], (October 18-21, 2011). – Jeju, 2011. – P. 120–

124.

163. Белюстин С. В. Классическая электронная теория М.: Высшая школа, 1971. – 352 с.

164. Тензоефект у магнітооптичних властивостях плівкових систем Fe/Pt/Π та [Fe/Pt]<sub>8</sub>/Π / Д. В. Великодний, І. В. Чешко, З. М. Макуха, М. О. Шумакова // Матеріали науково-технічної конференції викладачів, співробітників, аспірантів та студентів факультету ЕлІТ [«ФЕЕ–2013»], (Суми, 22–27 квітня 2013 р.). – Суми, 2013. – С. 100.

165. Проценко І. Ю. Деформаційні ефекти в магнітооптичному ефекті Керра в тонких металевих плівках / І. Ю. Проценко, З. М. Макуха, М. О. Шумакова // Матеріали XII Міжнародної конференції [«Фізичні явища в твердих тілах»], (Харків, 3–6 грудня 2013 р.). – Харків, 2013. – С. 63.

166. Strain Effect on Magneto-optical and Magnetic Properties of Film System Based on Fe and Pt / I. V. Cheshko, Z. M. Makukha, L. V. Odnodvoretz [et al.] // Universal J. Mater. Sci. – 2013. – V. 1, № 2. – P. 13 – 17.

167. Hashimoto S. Ultrathin Co/Pt and Co/Pd multilayered films as magneto-optical recording materials / S. Hashimoto, Y. Ochiai, K. Aso // J. Appl. Phys. – 1990. - № 67. – P. 2136 – 2139.

168. Magneto-optical Kerr rotation spectra in ordered and disordered phases of Fe-Pt alloys films / T. Katayama, T. Sugimoto, Y. Suzuki // J. Magn.Magn. Mater. – 1992. – V.104 – 107. P. 1002 – 1004.

169. Properties of thin FePt films synthesized by sequential sputtering of components / A.S. Kamzin, E.V. Snetkova, Z. Yang // Tech. Phys. Lett. – 2008. – V. 34, № 1. – P. 26-29.

170. Effect of the underlayer (Ag, Ti or Bi) on the magnetic properties of Fe/Pt multilayer films / C. Feng, B. H. Li, G. Han // Thin Solid Films. – 2007. – V.515. – P. 8009–8012.

171. Strain effects in film materials based on metals / Z. M. Makukha, L. V. Odnodvoretz, I. Yu. Protsenko [et al.] // International J. Phys. Res. – 2013. – V. 1, № 2. – P. 55–59.

172. Magnetoresistance Effect in Co-Ag and Co-Cu Alloy Films Prepared by Electrodeposition / H. Zaman, A. Yamada, H. Fukuda // *J. Electrochem. Soc.* – 1998. – V. 145, № 2. – P. 565–568.
173. Effect of annealing on the magnetic properties of sputtered Co/Cu multilayers / L. Albin, G. Carlotti, G. Gubbiotti // *J. Magn. Magn. Mater.* – 1999. – V. 198-199. – P. 363 – 365.
174. Study of Strain and Giant Magnetoresistance of Co/Cu Magnetic Multilayers. K. Suenaga, G. Oomi, Y. Uwatoko [et al.] // *J. Phys. Soc. Jpn.* – 2006. – V. 75. - P. 74725-1-74725-5.
175. Features strain properties thin-films: anomalous small of strain coefficient / I. Yu. Protsenko, L. V. Odnodvoretz, K. V. Tyschenko [et al.] // *JMET.* – 2013. – V.1, № 1. – P. 35 – 40.
176. Test object for emission electron microscope / S. V. Chernov · Z. M. Makukha · I. Y. Protsenko [et al.] // *Appl Phys A.* – 2014. – V. 114, № 4. – P. 1383 – 1385.
177. Microfield compensation in photoemission electron microscopy / Z. M. Makukha, S. V. Chernov, S. A. Nepijko, [et al.]// *Book of abstracts practice conference* [«Nanotechnology and nanomaterials»], (Bukovel, 25 August – 1 September, 2013). – Bukovel, Ukraine, 2013. – P. 91
178. Lateral resolving power of a time-of-flight photoemission electron microscope/ S. A. Nepijko, A. Oelsner, A. Krasnyuk [et al.] // *Appl. Phys. A.* – 2004. – V. 78, № 1. – P. 47 – 51.
179. Schmidt Th. XPEEM with energy-filtering: advantages and first results from the SMART project / Th. Schmidt, U. Groh, R. Fink // *Surf. Rev. Lett.* – 2002. – V. 9, № 1. – P 223 – 225.
180. An x-ray photoemission electron microscope using an electron mirror aberration corrector for the study of complex materials / J. Feng, E. Forest, A. A. MacDowell [et al.] // *J. Phys. Condens. Matter.* – 2005. – V. 17, № 16. – P. S1339 – P. S1350.
181. Schneider C. M. Investigating surface magnetism by means of photoexcitation electron emission microscopy/ C.M. Schneider, G. Schönhense // *Rep. Prog. Phys.* – 2002. – V. 65, № 12. – P. 291 – 294.