

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
СУМСЬКИЙ ДЕРЖАВНИЙ УНІВЕРСИТЕТ

Кваліфікаційна наукова праця
на правах рукопису

Шутилева Ольга Вікторівна


УДК 538.975:[537.621.2+537.622+681.586.7]

ДИСЕРТАЦІЯ

ФАЗОВИЙ СКЛАД ТА МАГНІТОРЕЗИСТИВНІ І МАГНІТНІ
ВЛАСТИВОСТІ ПРИЛАДОВИХ СТРУКТУР
НА ОСНОВІ Ni I Co ТА Dy АБО Bi

01.04.01 – Фізика приладів, елементів і систем
Фізико-математичні науки

Подається на здобуття наукового ступеня кандидата фізико-математичних наук Дисертація містить результати власних досліджень. Використання ідей, результатів і текстів інших авторів мають посилання на відповідне джерело

 О.В. Шутилева

Наукові керівники:

Чорноус Анатолій Миколайович,
д-р фіз.-мат.наук, професор
Стефан Манжин,
доктор наук, професор

Суми – 2021

АНОТАЦІЯ

Шутильєва О. В. Фазовий склад та магніторезистивні і магнітні властивості приладових структур на основі Ni і Co та Dy або Bi. – Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня кандидата фізико-математичних наук за спеціальністю 01.04.01 «фізика приладів, елементів та систем». Сумський державний університет, Суми, 2021.

Дисертаційна робота присвячена комплексному дослідженню впливу структурно-фазового стану на магнітні й магніторезистивні властивості приладових структур на основі плівкових систем із перехідних феромагнітних (Ni або Co) металів і рідкоземельного Dy або Bi при різній орієнтації зразків у зовнішньому магнітному полі.

Відповідно до поставленої мети та сформульованих задач досліджень були застосовані наступні методи отримання та дослідження одно- та тришарових плівкових систем на основі Ni (Co) та Dy або Bi: пошарова конденсація в технологічному вакуумі; метод кварцового резонатора для контролю товщини шарів; метод просвічувальної електронної мікроскопії і електронографії для дослідження кристалічної структури і фазового складу плівкових систем; метод високоточної резистометрії при дослідженні магніторезистивних властивостей; метод вібраційної магнітометрії при дослідженні магнітних властивостей.

Аналіз результатів дослідження кристалічної структури одношарових плівок Dy показав, що при ефективних товщинах менше 15 нм електронографічно фіксується квазіаморфна фаза (ка-Dy), а при збільшенні товщини від 15 до 30 нм – відбуваються процеси кристалізації, таким чином у свіжосконденсованому стані плівки Dy мають фазовий склад ГЦП-Dy + ОЦК-Dy₂O₃. Оксидна фаза ОЦК-Dy₂O₃ утворюється ще на моменті отримання зразків за рахунок взаємодії із атомами кисню залишкової атмосфери. Термообробка зразків за температури 700 К призводить до повного окислення одношарових плівок.

Встановлено, що структура одношарових плівок Ві залежить від температури підкладки під час отримання зразків, а саме: при $T_n = 328\text{--}450\text{ K}$ фіксується кристалічна структура, при $T_n = 473\text{--}533\text{ K}$ – крапельна структура. У першому випадку такий результат пояснюється реалізацією механізму конденсації «пара \rightarrow кристал», а у другому випадку – «пара \rightarrow рідина». Для плівок Ві у свіжосконденсованому стані та після термообробки за температури 680 K електронографічно фіксується одна фаза, яка відповідає фазі ромбоедричного Ві (α -Ві).

Особливістю фазового складу тришарових плівок є те, що у свіжосконденсованому стані та після термообробки він визначається фазовим складом окремих компонентів системи плівкових зразків. Так для тришарової плівкової системи Со/Ві/Со у свіжосконденсованому стані фіксуються фази ГЦП-Со, ГЦК-Со, α -Ві; після термообробки до 680 K відбувається часткове окислення шарів Ві; після термообробки до 900 K за товщини $d_{Vi} \leq 5\text{ nm}$ відбувається повне окислення шару Ві з можливим переходом у аморфний стан, а зі збільшенням товщини шару на основі Ві фіксується тетрагональна фаза Vi_2O_3 . Показано, що у плівкових системах на основі Ні (Со) та Ду при товщинах проміжного шару Ду менше 15 нм до і після термообробки до 700 і 800 K відповідно фазовий склад плівок відповідає ГЦК-Ні + ка-Ду та ГЦП-Со + ГЦК-Со + ка-Ду. У випадку збільшення ефективної товщини проміжного шару з Ду більше 15 нм він має кристалічну структуру (у свіжосконденсованому стані та після термообробки в плівках обох систем фіксуються лінії, що відповідають фазам ГЦП-Ду та ОЦК- Du_2O_3).

Дослідження магніторезистивних властивостей одно- та тришарових плівкових систем показали, що у всіх випадках фіксується анізотропний характер магнітоопору за кімнатної температури вимірювання. Встановлено, що для тришарових плівок на основі Со/Ду/Со та Ні/Ду/Ні залежність величини магнітоопору від товщини проміжного шару з Ду, коли він перебуває у квазіаморфному стані, має немонотонний характер залежності, а після переходу прошарку Ду із квазіаморфного стану в кристалічний зникає немонотонний

характер залежностей МО від ефективної товщини Ду. Максимальні значення величини МО фіксуються у перпендикулярній геометрії вимірювання, у свіжосконденсованому стані складають 0,6 % і 1,7% відповідно. Для системи на основі Co/Du максимальні значення фіксуються коли диспрозій перебуває у квазіаморфному стані, а для системи Ni/Du – коли диспрозій має кристалічну структуру. Після термообробки зразків за температури 800 і 700 К відповідно у системі Co/Du відбувається незначне збільшення величини МО у більшості випадків, а у системі Ni/Du навпаки несуттєве зменшення.

Показано, що для системи на основі Co/Vi/Co максимальні значення спостерігаються за найбільших його товщин у системі в перпендикулярній геометрії вимірювання і має немонотонний характер залежності як у свіжосконденсованому стані так і після термообробки за температури 680 К. Порівнюючи чисельні значення величини МО для одношарових плівок Ni і Co (ефективна товщина плівки рівна 25 нм) можна стверджувати, що при додаванні прошарку з Ду або Ві у плівкові системи, у яких сумарна товщина шарів феромагнетика рівна 25 нм, відбувається збільшення величини МО.

Дослідження залежності величини магнітоопору при переході від перпендикулярної до поперечної геометрії вимірювання для систем Co/Vi/Co в інтервалі кутів від 0° до 90° , а для Co/Du/Co – від 30° до 90° встановлено близький до лінійного характер залежності МО від зміни орієнтації зразка до та після термообробки зразків, що дає можливість розглядати такі плівкові системи як чутливі елементи індукційних датчиків.

Аналіз експериментальних дослідження магнітних властивостей одношарових плівок кобальту і нікелю показали, що в одношарових плівках Co до та після термообробки не спостерігається чітко вираженої розмірної залежності магнітних характеристик, у плівках Ni до термообробки розмірний характер залежності магнітних характеристик від ефективної товщини плівок більш виражений, при цьому після термообробки в одношарових плівках у більшості випадків відбувається зростання величини коерцитивної сили, намагніченості насичення та залишкової намагніченості.

Встановлено, що у тришарових плівкових системах на основі Ni або Co та Du при ефективній товщини прошарку більше 20 нм спостерігаються перегини на петлях гістерезису, що свідчить про пошарове перемагнічування шарів і при цьому плівки з прошарком із ка-Du мають меншу коерцитивність. Показано що у тришарових системах зі збільшенням товщини проміжного шару з диспрозію фіксується зменшення величини намагніченості насичення та залишкової намагніченості, характер залежностей є немонотонним. Термообробка зразків не призводить до зміни характеру залежності.

Аналіз отриманих результатів для тришарових плівок Co/Vi/Co дозволяє встановити що у свіжосконденсованому стані величина коерцитивності не залежить від товщини прошарку з Vi і має відносно низькі значення, при цьому збільшення товщини шару Vi від 5 нм до 30 нм призводить до зменшення величин намагніченості насичення та залишкової намагніченості. Термообробка зразків призводить до значного збільшення коерцитивної сили.

Експериментальні дані про залежність величини коерцитивної сили при переході від паралельної до перпендикулярної геометрії вимірювання кількісно узгоджуються з розрахунковими на підставі закону анізотропії коерцитивної сили, найкращий збіг експериментальної та розрахункової кривих спостерігається для системи на основі Co і Du в інтервалі кутів 0° – 70° , що дозволяє розглядати їх як чутливі елементи індукційних датчиків.

Проведений комплекс досліджень магнітних та магніторезистивних властивостей та встановлення впливу на них структурно-фазового стану дозволили встановити можливість практичного використання результатів дослідження для розробки функціональних елементів індукційних датчиків положення, анізотропних магніторезистивних датчиків положення і кута повороту, магнітного середовища запису інформації, що будуть мати стабільні робочі характеристики в широкому діапазоні температур.

Ключові слова: тришарові плівки, процеси фазоутворення, рідкоземельний метал, чутливий елемент датчика, магнітоопір, коерцитивна сила, залишкова намагніченість, намагніченість насичення, коефіцієнт прямокутності.

Список публікацій за темою дисертації

1. Наукові праці, в яких опубліковані основні наукові результати

1. Sensitive element of the magnetic field sensor based on three-layer film system Co/X/Co ($X = \text{Dy, Gd}$) / S.I. Vorobiov, **O.V. Shutylieva**, I.M. Pazukha, A.M. Chornous. // *Technical Physics*. – 2014. – V.59. – P. 1644–1649.

2. Effect of separated layer thickness on magnetoresistance and magnetic properties of Co/Dy/Co and Ni/Dy/Ni film systems / T.M. Shabelnyk, **O.V. Shutylieva**, S.I. Vorobiov, I.M. Pazukha, A.M. Chornous. // *International Journal of Modern Physics B*. – 2018. – V.32. – P. 1750275–1–10.

3. Modification of magnetoresistance and magnetic properties of Ni thin films by adding Dy interlayer / S.I. Vorobiov, T.M. Shabelnyk, **O.V. Shutylieva**, I.M. Pazukha, A.M. Chornous. // *Materials Research Express*. – 2018. – V.5. – P. 036412–1–12.

4. The annealing effect on structure, magnetoresistance and magnetic properties of Co/Bi/Co thin films / S.I. Vorobiov, **O.V. Shutylieva**, I.M. Pazukha, A.M. Chornous. // *European Physical Journal Plus*. – 2016. – V.131. – P. 203–1–7.

5. The phase composition and magnetic properties of film systems based on Fe (Co) and Gd (Dy) / S.I. Vorobiov, I.V. Cheshko, A.M. Chornous, H. Shirzadfar, **O.V. Shutylieva** // *Journal of Nano- and Electronic Physics*. – 2014. – V.6. – P. 02022–1–8.

6. Магнетні та магнеторезистивні властивості плівок феромагнітних металів / С.І. Воробйов, Я.М. Литвиненко, І.О. Шпетний, **О.В. Шутилєва**, А.М. Черноус // *Металлофиз. новейшие технол.* – 2015. – Т. 37, №8. – С. 1049 – 1062.

2. Наукові праці апробаційного характеру

7. The dependence of the magnetoresistance on the orientation of three-layer film systems based on Co/n/Co ($n = \text{Gd, Dy, Bi}$) in an external magnetic field / S.I. Vorobiov, **O.V. Shutylieva**, A.M. Chornous. // *Proc. NAP*. – 2013. – V.2. – P. 01NFPMM08–1–4.

8. Study of magnetoresistive properties of thin film systems based on Co and Gd or Dy / S.I. Vorobiov, **O.V. Shutileva**, I.O. Shpetnyi, A.M. Chornous // International Conference of the Physics and Technology of Thin Films and Nanosystems, ICPTTFN-XIV. – Ivano-Frankivsk. – 2013. – P.424.

9. Influence of the heat treatment on the magnetoresistive properties of film systems based on Co and Cr, Bi or Gd / **O. Shutileva**, D. Kondrakhova, S. Vorobiov, A. Chornous // International conference of students and young researchers in theoretical and experimental physics, Heureka-2013. – Lviv. – 2013. – P.A30.

10. Костян І.М. Дослідження структурно-фазового стану і магніторезистивних властивостей плівкових систем на основі Co та Bi / І.М. Костян, **О.В. Шутилєва**, І.О. Шпетний // «ФЕЕ-2013». Матеріали та програма науково-технічної конференції. – Суми: СумДУ. – 2013. – С. 103.

11. Шутилєва О.В. Дослідження магнітних властивостей тришарових плівкових систем на основі Co та Dy / **О.В. Шутилєва**, Х. Ширзадфар, С.І. Воробйов // «ФЕЕ-2014». Матеріали та програма науково-технічної конференції. – Суми: СумДУ. – 2014. – С. 115.

12. Shutileva O.V. Magnetic properties three-layers film systems based on Co and Gd or Dy / S.I. Vorobiov, **O.V. Shutileva**, A.M. Chornous // International Conference of the Physics and Technology of Thin Films and Nanosystems, International research and practice conference «Nanotechnology and nanomaterials». – Yaremche-Lviv – 2014. – P.271.

13. Shutileva O.V. Structural phase state and magnetic properties of three-layer film systems based on Ni/Dy/Ni / **O.V. Shutileva**, S.I. Vorobiov // International conference of students and young researchers in theoretical and experimental physics, Heureka-2014. – Lviv. – 2014. – P.123.

14. Шутилєва О.В. Дослідження магнітних властивостей тришарових плівкових систем на основі Ni та Dy / О.В. Шутилєва // «ФЕЕ-2015». Матеріали та програма науково-технічної конференції. – Суми: СумДУ. – 2015. – С. 146.

15. Shutileva O.V. Magnetic properties of three-layers film systems based on Ni and Dy / S.I. Vorobiov, **O.V. Shutileva**, A.M. Chornous // 3-rd International

research and practice conference «Nanotechnology and Nanomaterials» (NANO-2015) – Yaremche-Lviv – 2015. – P.271.

16. Шабельник Т.М. Структурно-фазовий стан, магнітні та магніторезистивні властивості тришарових плівок на основі Ni та Dy / Т.М. Шабельник, **О.В. Шутильєва**, С.І. Воробйов // «ФЕЕ-2016». Матеріали та програма науково-технічної конференції. – Суми: СумДУ. – 2016. – С. 126-127.

17. Шабельник Т.М. Вплив товщини немагнітного прошарку із Dy на магніторезистивні властивості тришарових плівок Ni/Dy/Ni / Т.М. Шабельник, **О.В. Шутильєва** // «ФЕЕ-2017». Матеріали та програма науково-технічної конференції. – Суми: СумДУ. – 2017. – С. 102.

SUMMARY

Shutylieva O.V. The phase composition, magnetoresistive and magnetic properties of devices structures based on Ni and Co and Dy or Bi.– Manuscript.

The Ph.D. thesis of a scientific degree of the candidate of physical and mathematical sciences on a specialty 01.04.01 «physics of devices, elements and systems». Sumy State University, Sumy, 2021.

The Ph.D. thesis is devoted to a complex study of the influence of the structural-phase state on the magnetic and magnetoresistive properties of devices structures based on film systems of transition ferromagnetic (Ni or Co) metals and rare earth Dy or Bi with different orientations of samples in an external magnetic field.

Following the set goal and formulated research objectives, the following methods were used to obtain and study single- and three-layer film systems based on Ni (Co) and Dy or Bi: layer-by-layer condensation in a technological vacuum; quartz resonator method for layer thickness control; the method of transmission electron microscopy and electronography for the study of the crystal structure and phase composition of film systems; method of high-precision resistometry in the study of magnetoresistive properties; method of vibration magnetometry in the study of magnetic properties.

Analysis of the study results of the crystal structure of single-layer films Dy showed that at effective thicknesses less than 15 nm electronographically recorded quasi-amorphous phase (qa-Dy). And at an increased thickness from 15 to 30 nm – crystallization processes occur, thus in the as-deposited state Dy films have phase storage hcp-Dy + bcc-Dy₂O₃. The oxide phase of bcc-Dy₂O₃ is formed when obtaining samples due to the interaction with the oxygen atoms of the residual atmosphere. Heat treatment of samples at a temperature of 700 K leads to complete oxidation of single-layer films.

It is established that the structure of single-layer films Bi depends on the temperature of the substrate during sample production, namely: at

$T_{sub} = 328\text{--}450$ K the crystal structure is fixed, at $T_{sub} = 473\text{--}533$ K – droplet structure. In the first case, this result is explained by implementing the condensation mechanism «vapor \rightarrow crystal» and in the second case – «vapor \rightarrow liquid». For Bi films in the as-deposited state and after heat treatment at a temperature of 680 K, one phase corresponding to the phase of rhombohedral Bi (α -Bi) is electronographically recorded.

The peculiarity of the phase composition of three-layer films is that in the as-deposited state and after heat treatment, it is determined by the phase composition of the individual components of the system of film samples. Thus, for the three-layer film system Co / Bi / Co in the as-deposited state, the phases hcp-Co, fcc-Co, α -Bi are recorded. After heat treatment up to 680 K there is partial oxidation of the Bi layers; after heat treatment up to 900 K at a thickness of $d_{Bi} \leq 5$ nm, complete oxidation of the Bi layer occurs with a possible transition to the amorphous state. With an increase in the thickness of the Bi-based layer, a tetragonal Bi_2O_3 phase is fixed. It is shown that in film systems based on Ni (Co) and Dy at thicknesses of the intermediate layer Dy less than 15 nm before and after heat treatment up to 700 and 800 K, respectively, the phase composition of the films corresponds to fcc-Ni + qa-Dy and hcp-Co + fcc-Co + qa-Dy. In the case of increasing the effective thickness of the intermediate layer with Dy more than 15 nm, it has a crystalline structure (in the as-deposited state and after heat treatment in the films of both systems are fixed lines corresponding to the phases hcp-Dy and bcc-Dy $_2$ O $_3$).

Studies of the magnetoresistive properties of single- and three-layer film systems have shown that the anisotropic nature of the magnetoresistance at room temperature is recorded in all cases. It is established that for three-layer films based on Co/Dy/Co and Ni/Dy/Ni the dependence of the magnetoresistance on the thickness of the intermediate layer with Dy when it is in the quasi-amorphous state has a nonmonotonic character. And after the transition of the Dy layer from the quasi-amorphous state to crystalline, disappears nonmonotonic nature of the dependences of the MR on the effective thickness Dy. The maximum values of

the MR value are fixed in the perpendicular geometry of the measurement, in the as-deposited state are 0.6% and 1.7%, respectively. For the Co/Dy-based system, the maximum values are fixed when the dysprosium is in a quasi-amorphous condition; and for the Ni/Dy system when the dysprosium has a crystalline structure. After heat treatment of the samples at temperatures of 800 and 700 K, respectively, in the Co/Dy system, there is a slight increase in the value of MR in most cases, and in the Ni/Dy system, on the contrary, an insignificant decrease.

It is shown that for systems based on Co/Bi/Co the maximum values depend on its largest thickness in the system in the perpendicular geometry of measurement and have a nonmonotonic nature of dependence both in the as-deposited state and after heat treatment for temperatures of 680 K. Comparing numerous values of MO for single layers Ni and Co films (effective film thickness is 25 nm), it can be argued that before adding a layer of Dy or Bi in film systems, the total thickness of the ferromagnet layers is 25 nm, given the large MR.

Investigation of the dependence of the magnitude of the magnetoresistance during the transition from perpendicular to transverse geometry of measurements for Co/Bi /Co systems in the range of angles from 0° to 90° , and for Co/Dy/Co – from 30° to 90° close to linear nature of MR dependence before and after heat treatment of samples, which makes it possible to consider such film systems as sensitive elements of induction sensors.

Analysis of experimental studies of the magnetic properties of single-layer cobalt and nickel films showed that there is no clear dimensional dependence of magnetic characteristics in single-layer Co films before and after heat treatment. In Ni films before heat treatment, the dimensional nature of magnetic characteristics' dependent on effective film thickness. Heat treatment in single-layer films in most cases, there is an increase in the value of coercive force, saturation magnetization, and residual magnetization.

It was found that in three-layer film systems based on Ni or Co and Dy at an effective layer thickness of more than 20 nm, inflections are observed on the hysteresis loops, which indicates layer-by-layer magnetization of the layers, and

films with a qa-Dy layer have less coercivity. It is shown that in three-layer systems with increasing thickness of the intermediate layer with dysprosium a decrease in the magnitude of saturation magnetization and residual magnetization is recorded. The nature of the dependences is nonmonotonic. Heat treatment of samples does not change the heart of the reliance.

The analysis of the obtained results for three-layer Co/Bi/Co films allows establishing that in the freshly condensed state, the value of coercivity does not depend on the thickness of the Bi layer and has relatively low values. Increasing the thickness of the Bi layer from 5 nm to 30 nm leads to a decrease in the values of saturation magnetization and residual magnetization. Heat treatment of samples leads to a significant increase in coercive force.

Experimental data on the dependence of the value of coercive force in the transition from parallel to perpendicular geometry of measurement are quantitatively consistent with the calculated based on the law of anisotropy of coercive force. The best coincidence of the experimental and calculated curves is observed for the system based on Co and Dy in the range of angles 0° – 70° , which allows us to consider them sensitive elements of induction sensors.

A set of studies of magnetic and magnetoresistive properties and establishing the influence of structural and phase states on them allowed the possibility of practical use of research results to develop functional elements of induction position sensors, anisotropic magnetoresistive position, and angle sensors, magnetic recording medium. They will have stable performance over a wide temperature range.

Keywords: three-layer films, phase formation processes, rare earth metal, sensor sensing element, magnetoresistance, coercive force, residual magnetization, saturation magnetization, rectangularity coefficient.

The publication list of the applicant of PhD thesis

1. The scientific works containing the main published scientific results

1. Sensitive element of the magnetic field sensor based on three-layer film system Co/X/Co (X = Dy, Gd) / S.I. Vorobiov, **O.V. Shutylyeva**, I.M. Pazukha, A.M. Chornous. // Technical Physics. – 2014. – V.59. – P. 1644–1649.

2. Effect of separated layer thickness on magnetoresistance and magnetic properties of Co/Dy/Co and Ni/Dy/Ni film systems / T.M. Shabelnyk, **O.V. Shutylyeva**, S.I. Vorobiov, I.M. Pazukha, A.M. Chornous. // International Journal of Modern Physics B. – 2018. – V.32. – P. 1750275–1–10.

3. Modification of magnetoresistance and magnetic properties of Ni thin films by adding Dy interlayer / S.I. Vorobiov, T.M. Shabelnyk, **O.V. Shutylyeva**, I.M. Pazukha, A.M. Chornous. // Materials Research Express. – 2018. – V.5. – P. 036412–1–12.

4. The annealing effect on structure, magnetoresistance and magnetic properties of Co/Bi/Co thin films / S.I. Vorobiov, **O.V. Shutylyeva**, I.M. Pazukha, A.M. Chornous. // European Physical Journal Plus. – 2016. – V.131. – P. 203–1–7.

5. The phase composition and magnetic properties of film systems based on Fe (Co) and Gd (Dy) / S.I. Vorobiov, I.V. Cheshko, A.M. Chornous, H. Shirzadfar, **O.V. Shutylyeva** // Journal of Nano- and Electronic Physics. – 2014. – V.6. – P. 02022–1–8.

6. Magnetic and magnetoresistive properties of ferromagnetic metal films / S.I. Vorobiov, I.A.M. Lytvynenko, I.O. Shpetnyi, **O.V. Shutylyeva**, A.M. Chornous // Metallofiz. Noveishie Tekhnol. – 2015. – V. 37, № 8. – P. 1049 – 1062.

2. The scientific works of an approbatory character

7. The dependence of the magnetoresistance on the orientation of three-layer film systems based on Co/n/Co (n = Gd, Dy, Bi) in an external magnetic field / S.I. Vorobiov, **O.V. Shutylyeva**, A.M. Chornous. // Proc. NAP. – 2013. – V.2. – P. 01NFPMM08–1–4.

8. Study of magnetoresistive properties of thin film systems based on Co and Gd or Dy / S.I. Vorobiov, **O.V. Shutylyeva**, I.O. Shpetnyi, A.M. Chornous //

International Conference of the Physics and Technology of Thin Films and Nanosystems, ICPTTFN-XIV. – Ivano-Frankivsk. – 2013. – P.424.

9. Influence of the heat treatment on the magnetoresistive properties of film systems based on Co and Cr, Bi or Gd / **O. Shutileva**, D. Kondrakhova, S. Vorobiov, A. Chornous // International conference of students and young researchers in theoretical and experimental physics, Heureka-2013. – Lviv. – 2013. – P.A30.

10. Kostian I.M. Investigation of the structural-phase state and magnetoresistive properties of film systems based on Co and Bi / I.M. Kostian, **O.V. Shutileva**, I.O. Shpetnyi // Materials and Program of the Scientific and Technical Conference [Physics, electronics, electrical engineering – 2013], Sumy: SSU. –2013. – P. 103.

11. Shutileva O.V. Investigation of magnetic properties of three-layer film systems based on Co and Dy / **O.V. Shutileva**, H. Shirzadfar, S.I. Vorobiov // Materials and Program of the Scientific and Technical Conference [Physics, electronics, electrical engineering – 2014], Sumy: SSU. – 2014. – P. 115.

12. Shutileva O.V. Magnetic properties three-layers film systems based on Co and Gd or Dy / S.I. Vorobiov, **O.V. Shutileva**, A.M. Chornous // International Conference of the Physics and Technology of Thin Films and Nanosystems, International research and practice conference «Nanotechnology and nanomaterials». – Yaremche-Lviv – 2014. – P.271.

13. Shutileva O.V. Structural phase state and magnetic properties of three-layer film systems based on Ni/Dy/Ni / **O.V. Shutileva**, S.I. Vorobiov // International conference of students and young researchers in theoretical and experimental physics, Heureka-2014. – Lviv. – 2014. – P.123.

14. Shutylieva O.V. Investigation of magnetic properties of three-layer film systems based on Ni and Dy / **O.V. Shutileva** // Materials and Program of the Scientific and Technical Conference [Physics, electronics, electrical engineering – 2015], Sumy: SSU. – 2015. – P. 146.

15. Shutileva O.V. Magnetic properties of three-layers film systems based on Ni and Dy / S.I. Vorobiov, **O.V. Shutileva**, A.M. Chornous // 3-rd International

research and practice conference «Nanotechnology and Nanomaterials» (NANO-2015) – Yaremche-Lviv. – 2015. – P.271.

16. Shabelnyk T.M. Structural-phase state, magnetic and magnetoresistive properties of three-layer films based on Ni and Dy / T.M. Shabelnyk, **O.V. Shutileva**, S.I. Vorobiov // Materials and Program of the Scientific and Technical Conference [Physics, electronics, electrical engineering – 2016], Sumy: SSU. – 2016. – P. 126-127.

17. Shabelnyk T.M. Influence of non-magnetic layer thickness with Dy on magnetoresistive properties of three-layer films Ni/Dy/Ni / T.M. Shabelnyk, **O.V. Shutileva** // Materials and Program of the Scientific and Technical Conference [Physics, electronics, electrical engineering – 2017], Sumy: SSU. – 2017. – P. 102.

ЗМІСТ

ВСТУП	19
РОЗДІЛ 1 ПРОЦЕСИ ФАЗОУТВОРЕННЯ, МАГНІТНІ ТА МАГНІТОРЕЗИСТИВНІ ВЛАСТИВОСТІ ПЛІВКОВИХ МАТЕРІАЛІВ НА ОСНОВІ ФЕРОМАГНІТНИХ ТА РІДКОЗЕМЕЛЬНИХ МЕТАЛІВ АБО БІСМУТУ (ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД)	25
1.1 Фазовий склад та кристалічна структура плівок рідкоземельних металів та плівкових систем на їх основі.....	25
1.1.1 Фазовий склад одношарових плівок Dy та Bi	26
1.1.2 Структурно-фазовий стан плівкові системи на основі феромагнітних металів та Dy або Bi	31
1.2 Магніторезистивні властивості плівкових матеріалів на основі з феромагнітних металів	35
1.3 Магнітні властивості плівкових матеріалів на основі феромагнітних та рідкоземельних металів або бісмуту	40
РОЗДІЛ 2 МЕТОДИКА І ТЕХНІКА ЕКСПЕРИМЕНТУ	49
2.1 Прилади і методи отримання та термообробки плівкових зразків на основі Ni (Co) та Dy або Bi.....	50
2.2 Методика дослідження фазового складу і кристалічної структури ..	53
2.3 Методика дослідження магнітних і магніторезистивних властивостей.....	56
2.3.1 Методика досліджень магнітних властивостей.....	56
2.3.2 Методика дослідження магніторезистивних властивостей.....	58
РОЗДІЛ 3 ФАЗОВИЙ СКЛАД ТА КРИСТАЛІЧНА СТРУКТУРА	61
3.1 Одношарові плівки Ni, Co, Dy та Bi.....	61
3.1.1 Фазовий склад та структурні характеристики плівок феромагнітних металів	61

3.1.2 Фазовий склад та структурні характеристики одношарових плівок Dy	65
3.2 Фазовий склад тришарових плівок на основі Co та Ві	73
3.3 Фазовий склад та кристалічна структура тришарових плівок на основі Ni або Co та Dy	77
РОЗДІЛ 4 МАГНІТНІ ТА МАГНІТОРЕЗИСТИВНІ ВЛАСТИВОСТІ	85
4.1 Одношарові плівки Co та Ni	85
4.1.1 Магніторезистивні властивості	86
4.1.2 Магнітні властивості	89
4.2 Магніторезистивні та магнітні властивості тришарових плівкових систем на основі Co і Dy.....	93
4.3 Магніторезистивні та магнітні властивості тришарових плівкових систем на основі Ni та Dy.....	105
4.4 Магніторезистивні та магнітні властивості тришарових плівкових систем на основі Co і Ві.....	110
4.5 Узагальнення результатів з точки зору практичного застосування	118

ВИСНОВКИ

ПРИМІТКИ

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

ПЕРЕЛІК УМОВНИХ СКОРОЧЕНЬ

- ПЕМ – просвічувальна електронна мікроскопія;
ГЦК – гранецентрована кубічна решітка;
ГЦП – гексагональна щільно-пакована решітка;
ОЦК – кубічна об’ємноцентрована решітка;
 a, c – параметри кристалічної решітки;
 L – середній розмір зерен;
КП – коефіцієнт прямокутності петлі гістерезису;
 B_c – коерцитивна сила;
 B_s – поле насичення;
 M_r – залишкова намагніченість;
 M_s – намагніченість насичення;
 T_e – температура відпалювання;
 T_n – температура підкладки;
МО – магнітоопір;
 S_B – чутливість плівкової системи до магнітного поля.

ВСТУП

Актуальність теми. У плівкових системах на основі рідкоземельних (РЗ) і 3d-перехідних металів (ПМ) магнітні та магніторезистивні властивості визначаються умовами обмінної взаємодії між електронами незаповнених енергетичних рівнів оболонок атомів. Аморфна структура матеріалів характеризується невпорядкованим розташуванням атомів, що істотно впливає на властивості системи порівняно з кристалічними структурами. Плівкові системи на основі к-ПМ і а-РЗ (к – кристалічна фаза, а – аморфна фаза) металів в аморфному стані можуть мати значну перпендикулярну анізотропію, завдяки цьому їх можна використовувати при створенні магнітних носіїв інформації, елементів спінової електроніки тощо. У процесі дослідження таких систем особливу увагу звертають на магнітні, магнітооптичні, магніторезистивні та їх структурні властивості з точки зору можливого використання як функціональних елементів сенсорів [1-5].

Властивості плівкових систем, що містять прошарки з рідкоземельного металу, на час постановки задачі не були досліджені повною мірою. Проте, низка цікавих особливостей була зафіксована в таких системах: зменшення сили взаємозв'язку між магнітними шарами зі збільшенням товщини прошарку, аномальні петлі гістерезису тощо [6-7].

На інтерфейсах багат шарових систем на основі феромагнітних металів та бісмуту не утворюються сполуки [8], що впливає на особливості обмінної взаємодії, яка потребує подальшого вивчення. У плівкових структурах або сплавах, що містять діамагнітні шари Ві, проявляються висока магнітооптична активність та гігантські магнітооптичні ефекти, тому вони мають прикладні перспективи [9-11].

Таким чином, із точки зору практичного застосування систем РЗ/ПМ та Ві/ПМ як функціональних елементів необхідно встановити взаємозв'язок між їх структурно-фазовим станом, магніторезистивними і магнітними

властивостями плівкових систем. Актуальність такого роду завдання визначила мету дисертаційної роботи.

Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами

Дисертаційна робота виконана на кафедрі електроніки, загальної та прикладної фізики Сумського державного університету у рамках НДР: «Структурно-фазовий стан та магніторезистивні властивості плівкових систем» № 0112U004688 (2012–2016 рр.). Дисертантка брала участь у проведенні наукових досліджень і під час підготовки проміжних та заключних звітів. Проходила наукове стажування у 2013–2014 роках за державною програмою МОН України «Навчання студентів і аспірантів та стажування наукових і науково-педагогічних працівників у провідних вищих навчальних закладах та наукових установах за кордоном» згідно з договором між Сумським державним університетом і Університетом Лотарингії (м. Нансі, Франція).

Мета і задачі досліджень. Установлення взаємозв'язку структурно-фазового стану та магнітних і магніторезистивних властивостей тришарових плівкових систем із перехідних феромагнітних металів (Ni, Co) і Dy або Bi при різних орієнтаціях зразків у зовнішньому магнітному полі. Відповідно до поставленої мети роботи необхідно було вирішити такі наукові задачі:

- отримати серії одношарових плівок Ni, Co, Dy і Bi та зразки у вигляді тришарових плівок Co/Dy/Co/П, Ni/Dy/Ni/П, Co/Bi/Co/П (П – підкладка) і провести їх термообробку у діапазоні температур 680–1000 К;
- дослідити фазовий склад та кристалічну структуру отриманих плівок;
- дослідити магнітні і магніторезистивні властивості одношарових плівок Co і Ni та тришарових плівок у свіжосконденсованому стані і після термообробки;
- встановити вплив товщини проміжних шарів із Dy і Bi та шарів феромагнетика на магнітні і магніторезистивні характеристики;
- встановити вплив орієнтації плівкових зразків у зовнішньому магнітному полі на величину магніторезистивних і магнітних характеристик;

– визначити коерцитивну силу (B_c), величину чутливості (S_B), величину магнітоопору (МО), коефіцієнт прямокутності петель гістерезису (КП) плівкових систем;

– провести аналіз узагальнених результатів щодо впливу структурно-фазового стану, товщини окремих шарів на магнітні і магніторезистивні властивості тришарових плівок;

– установити можливість практичного застосування відповідних плівкових систем як функціональних елементів спінтроники і сенсорики.

Об'єкт дослідження – процеси фазоутворення та магнітні і магніторезистивні властивості функціональних елементів приладових структур у вигляді тришарових плівкових систем.

Предмет дослідження – фазовий склад, кристалічна структура, магнітоопір, коерцитивна сила, величина чутливості, залишкова намагніченість, намагніченість насичення одно- (Ni і Co) та тришарових плівок на основі Ni (Co) і Dy або Bi у свіжосконденсованому стані та після термообробки при різних орієнтаціях зразків у зовнішньому магнітному полі.

Методи дослідження – пошарова конденсація металів у вакуумі, просвічуюча електронна мікроскопія (ПЕМ) і електроннографія, високоточна резистометрія під час вимірювання магнітоопору при паралельній, перпендикулярній і поперечній геометріях, вібраційна магнітометрія, загальнологічні методи досліджень (аналіз, синтез та узагальнення результатів).

Наукова новизна одержаних результатів:

1. Установлено, що свіжосконденсовані плівки (за $T_n \cong 460$ К) Co/Bi/Co мають фазовий склад ГЦП-Co + ГЦК-Co + ромбодричний-Bi. У системі Co (5)/Bi (x)/Co (10)/П (у дужках зазначена товщина шару у нм) після відпалювання за температури 900 К при товщині $d_{Bi} \leq 5$ нм повністю окислюється шар Bi і переходить в аморфний стан. Зі збільшенням d_{Bi} фіксується тетрагональна фаза Bi_2O_3 .

2. Уперше показано, що залежність величини магнітоопору тришарових плівок Co/Dy/Co, Ni/Dy/Ni від ефективної товщини прошарку від квазіаморфного Dy ($d_{Dy} < 15$ нм) має немонотонний характер.

3. Установлено взаємозв'язок магнітних та магніторезистивних властивостей матеріалів функціональних елементів на основі Ni (Co) і Dy або Ві з їх структурно-фазовим складом залежно від товщини окремих шарів. У цьому разі вперше показано таке:

– при переході прошарку Dy із квазіаморфного стану в кристалічний зникає немонотонний характер залежностей МО від ефективної товщини Dy;

– наявність прошарку з кристалічного Dy приводить до збільшення коерцитивності тришарових плівок;

– максимальні значення величини магнітоопору для системи Co/Dy/Co спостерігаються в перпендикулярній геометрії вимірювання (0,6 %), коли Dy перебуває в квазіаморфному стані;

– встановлено, що як до, так і після термообробки до 680 К збільшення товщини шару Ві (5–30 нм) призводить до зменшення величин намагніченості насичення та залишкової намагніченості.

4. Уперше встановлено близький до лінійного характер залежності МО від зміни орієнтації зразка при переході від перпендикулярної до поперечної геометрії вимірювання плівок Co/Vi/Co в інтервалі кутів від 0° до 90° , а для Co/Dy/Co – від 30° до 90° , що дозволяє розглядати такі плівкові зразки як чутливі елементи індукційних датчиків.

Практичне значення одержаних результатів. Одержані в роботі результати мають як фундаментальне, так і прикладне значення і можуть бути використані в подальших дослідженнях та розробках. Фундаментальне значення результатів полягає в тому, що вони розширюють уявлення про процеси фазоутворення в плівкових зразках та розкривають їх нові магнітні і магніторезистивні властивості.

Прикладний характер результатів полягає в тому, що на їх основі можна розробляти функціональні елементи індукційних датчиків положення,

анізотропні магніторезистивні датчики положення і кута повороту, магнітного середовища запису інформації, що будуть мати стабільні робочі характеристики в широкому діапазоні температур.

Особистий внесок здобувача полягає в самостійному пошуку та аналізі літературних джерел, проведенні експериментальних досліджень. Автор особисто отримувала зразки, проводила дослідження їх структурно-фазового стану, магнітних і магніторезистивних властивостей, здійснювала обробку та аналіз одержаних результатів. Постановку задач досліджень та узагальнення експериментальних результатів проведено спільно з науковим керівником д-ром фіз.-мат. наук, проф. А.М. Черноусом. В обговоренні результатів роботи брали участь канд. фіз.-мат. наук С.І. Воробйов та канд. фіз.-мат. наук, доц. І.М. Пазуха (щодо структурно-фазового стану, магнітних і магніторезистивних властивостей) та співробітник Університету Лотарингії (м. Нансі, Франція) проф. С. Манжин (щодо магнітних властивостей).

Автором особисто підготовлено окремі розділи статей [85, 86, 95, 101, 102, 115, 116] та тез доповідей [96, 103, 104, 117-119, 124-126, 130]. Основні результати наукових досліджень автор доповідала особисто на наукових семінарах і конференціях. Усі наукові положення і висновки, що винесені на захист, належать авторові дисертації.

Апробація результатів дисертації. Основні наукові й практичні результати роботи оприлюднені та обговорені на таких конференціях: International conference of students and young researchers in theoretical and experimental physics «HEUREKA» (м. Львів, 2013–2014 pp.); 3th International Conference «Nanomaterials: Applications and Properties – 2013» (м. Алушта, 2013 p.); «International Conference of the Physics and Technology of Thin Films and Nanosystems, ICPTTFN-XIV» (м. Івано-Франківськ, 2013 p.); International research and practice conference «Nanotechnology and Nanomaterials» (Яремче–Львів, 2014–2015 pp.); науково-технічних конференціях «Фізика, електроніка, електротехніка» (м. Суми, 2013–2017 pp.).

Публікації. Результати дисертації опубліковані в 17 працях: 6 статей у періодичних наукових журналах, що індексуються БД Scopus та/або WoS, зокрема 2 у фахових і 4 у закордонних виданнях, і 1 стаття в матеріалах конференції, що індексується БД Scopus та 10 тез доповідей у матеріалах міжнародних і всеукраїнських конференцій.

Структура і зміст роботи. Дисертація складається із вступу, чотирьох розділів, висновків та списку використаних джерел. Вона викладена на 160 сторінках, із яких 95 сторінки основного тексту, 68 рисунків і 18 таблиць, зокрема, 23 рисунки і 9 таблиць на 32 окремих аркушах. Список використаних джерел складається з 152 найменувань на 15 сторінках.

РОЗДІЛ 1

ПРОЦЕСИ ФАЗОУТВОРЕННЯ, МАГНІТНІ ТА

МАГНІТОРЕЗИСТИВНІ ВЛАСТИВОСТІ ПЛІВКОВИХ МАТЕРІАЛІВ

НА ОСНОВІ ФЕРОМАГНІТНИХ ТА РІДКОЗЕМЕЛЬНИХ МЕТАЛІВ

АБО БІСМУТУ (ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД)

1.1 Фазовий склад та кристалічна структура плівок рідкоземельних металів та плівкових систем на їх основі

Тонкі магнітні плівки і багатошарові структури, що складаються з магнітних і немагнітних шарів привертають увагу вчених завдяки їх унікальним фізичним властивостям та є об'єктом інтенсивних досліджень для практичного застосування. Підвищення швидкодії, зниження енергетичних витрат, зменшення розмірів елементів забезпечуються унікальними властивостями тонких плівок, тому вони отримали широке застосування в оптоелектроніці, пристроях мікро- і наноелектроніки, спінтроніки. У даний час на їх основі розробляються магніторезистивні датчики магнітного поля і різні сенсори [12, 13], також для зберігання і запису інформації в запам'ятовуючих пристроях, дозволяючи отримати високу щільність і швидкість запису інформації [14-16].

Одним із головних елементів у формуванні багатьох фізичних властивостей багатошарових плівок є їх структурний стан та інтерфейси (міжшарові області), тому що саме ці області чинять сильний вплив на макроскопічні магнітні властивості, що і стало причиною наукового інтересу [17]. Характеристикою структурного стану є його атомна структура, розміри мікроструктури (кристаліти, міжкристалітні межі, композиційні та інші просторово оформлені неоднорідності), певний порядок розташування атомів на відстанях та ін. При товщинах шарів більше 10 нм структурний стан плівок, значною мірою залежить від способу і температурного режиму напылення. Найбільш розповсюдженими методиками, які використовуються для вивчення

структурних елементів тонких плівок взагалі і РЗ-ПМ плівок зокрема, є просвічуюча електронна мікроскопія, електронна та рентгенівська дифракції [17].

Поряд з тим, у відносно тонких плівках спостерігається аморфізація рідкоземельних і 3d-металів при зменшенні товщини шарів, про що свідчать літературні дані, зафіксована в цілому ряді робіт, присвячених дослідженню РЗ-ПМ плівок [18-20]. Розглянемо вплив ефективної товщини плівок з рідкоземельних металів на їх структурно-фазовий стан.

1.1.1 Фазовий склад одношарових плівок Dy та Bi

Тонкі плівки Dy проявляють хімічну активність і у вільному стані у них може утворюватися оксид Dy_2O_3 двох модифікацій: кубічної (α) та моноклінної (β), при чому обидві модифікації є високотемпературними. Гідрид диспрозію DyH_3 утворюється лише внаслідок реакції водню і диспрозію при нагріванні [21]:



Оксиди на відміну від гідридів можуть утворитися у процесі осадження, при подальших дослідженнях або можуть бути штучно сформовані при внесенні у робочий об'єм вакуумної камери кисню під час конденсації.

У роботі [22] досліджено структурно-фазовий стан плівок Dy_2O_3 товщиною 100 нм, які було отримано методом термічного випаровування на скляну підкладку у вакуумній камері при 10^{-5} Па. Рентгенографічні дослідження показали що, для плівок фіксується лише фаза ОЦК- Dy_2O_3 , з параметром решітки $a = 1,066$ нм. Після відпалювання до температури 373 К не відбувається значного росту кристалічних зерен.

У роботі [23] проаналізовано структурно-фазовий стан зразків масивного нанокристалічного Dy отриманих методом плазменно-іскрового спікання. Мікроструктуру зразків було досліджено методом просвічуючої електронної мікроскопії (рис. 1.1). Кристалічну структуру було досліджено методом рентгенівської дифракції з $Cu-K\alpha$ випромінюванням (рис. 1.2).

На рисунку 1.1.a і 1.1.б показано типові мікроструктури і електронограми масивних нанокристалічних зразків диспрозію отриманих при температурах спікання 573 К і 773 К відповідно. Дослідження показали, що середній діаметр кристалічних зерен зразків складає 10 і 100 нм відповідно. Авторами було показано, що як і для масивних зразків при кімнатній температурі, отримані зразки мають фазовий склад ГЦП-Dy. Подібний результат був отриманий авторами роботи (рис.1.2) [24].

Для підтвердження результатів авторами [23] було проведено додатково рентгенографічні дослідження. На рисунку 1.3 приведені рентгенограми для отриманих нанокристалічних зразків і для порівняння крупнозернистого Dy. У порівнянні з крупнозернистим Dy, дифракційні піки нанокристалічних зразків дещо розширюються, що пов'язано з невеликим розміром кристалічних зерен. Середній розмір зерен було розраховано за формулою Шеррера і становив 10 і 97 нм, відповідно, що узгоджується з даними отриманими за допомогою ПЕМ. Окрім того, фіксується три додаткових дифракційних піки які відповідають фазі ОЦК-Dy₂O₃, їх значення становить 0,82 ат.% при 573 К і 0,91 ат.% при 773 К. Наявність незначної домішки оксидної фази пояснюється окислювальними процесами Dy під час підготовки зразків. Подібний результат дослідження фазового стану було отримано авторами робіт [25-26].

Авторський колектив Гладких М.Т., Сухов В.М., Кришталь О.П. Петрушенко С.І. у ряді робіт [27-31] досліджували вплив умов утворення на структуру Ві у залежності від температур підкладки та кута нахилу зразків. У роботі [31] плівки Ві конденсувались на товсті плівки Ge (до 100 нм) у вакуумі. Такі системи у твердому стані характеризуються незначною розчинністю. На рисунку 1.4 представлено електронно-мікроскопічні знімки острівцевих конденсатів вісмуту на аморфних плівках германію отриманих на підігріту до різних температур підкладку.

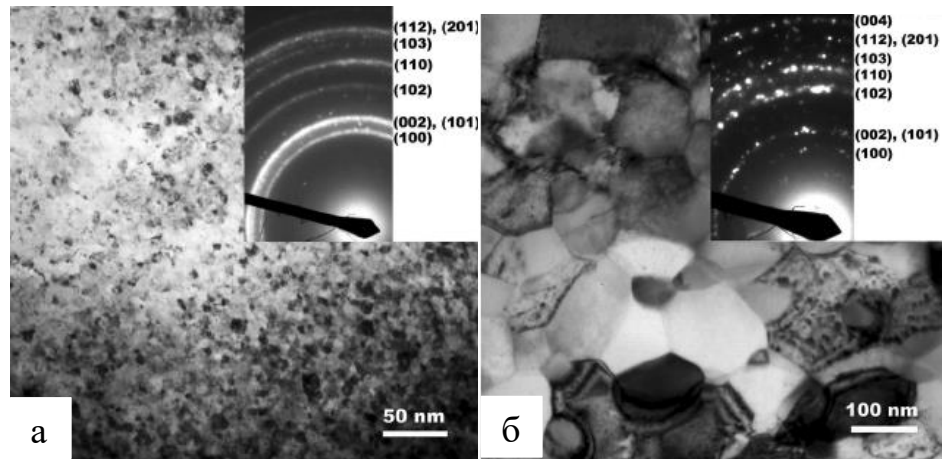


Рис.1.1. Мікроструктура та електронограми нанокристалічних зразків Dy при температурах спікання 573 К (а) та 773 К (б). Адаптовано із роботи [23]

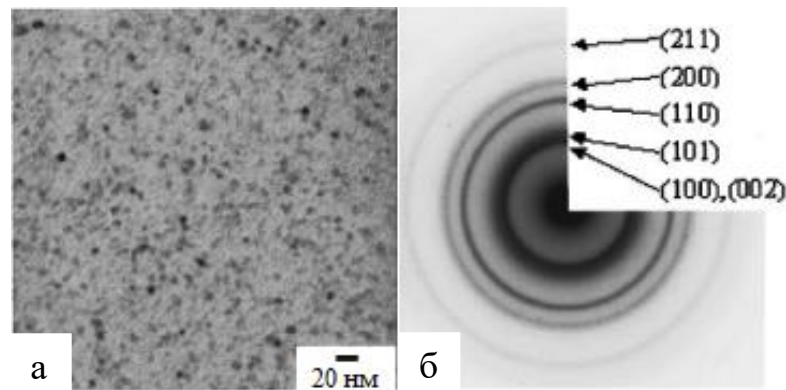


Рис.1.1. Мікроструктура (а) та електронограма (б) наночастинок Dy розміром 4 нм в матриці алюмінію. Адаптовано із роботи [24]

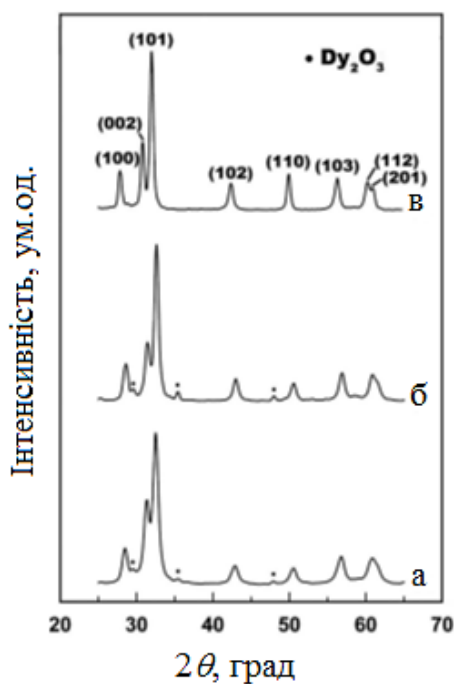


Рис.1.3. Рентгенівська дифракція від нанокристалічних зразків Dy при температурах спікання 573 К (а) та 773 К (б) і крупнозернистого (в). Адаптовано із роботи [23]

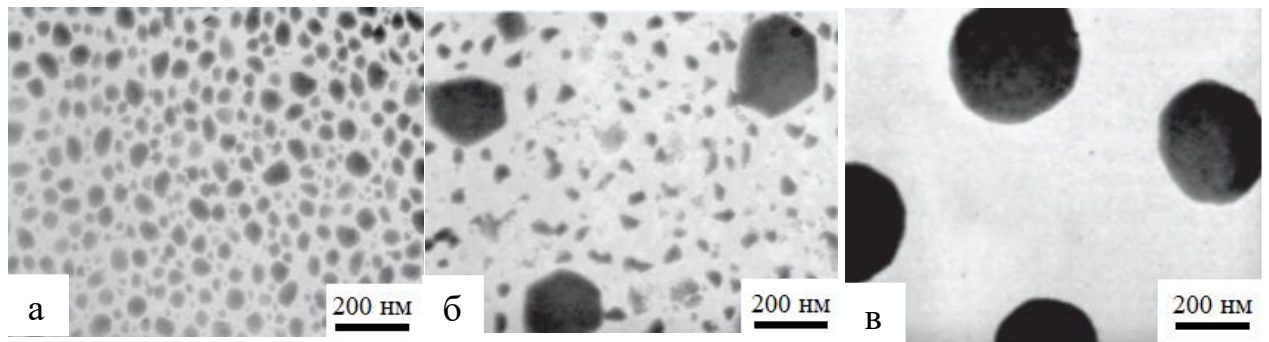


Рис.1.4. Електронно-мікроскопічні знімки плівок Ві, конденсованих на Ge підкладку при різних температурах: а) $T_n = 434$ К, б) $T_n = 451$ К, в) $T_n = 473$ К. Адаптовано з роботи [31]

Як видно з рис.1.3 температура кристалізації відповідає різкій зміні морфологічної структури плівок. Рисунок 1.3.в вказує на конденсацію за механізмом «пара → рідина». На рис.1.3.б, конденсація проходила зі зміною механізму, тобто на початковій стадії росту острівців вісмуту реалізувався механізм конденсації «пара → рідина,» а подальше формування плівки відбувалося вже за механізмом «пара → кристал». На рис. 1.3.а плівка має полікристалічну структуру, яка є результатом конденсації за механізмом «пара → кристал». Такі дослідження дозволили отримати дані про зниження евтектичної температури зі зменшенням товщини плівок в сукупності з наявними в літературі результатами по зниженню температури плавлення чистих компонентів і по збільшенню розчинності, підтверджує еволюцію діаграми стану бінарних сплавів, яка проявляється в зсуві її в область нижчих температур при переході до високодисперсних систем.

У роботі [32] досліджувалася поверхня кристалів Ві за допомогою атомно-силового мікроскопу (АСМ), які було отримано методом термічного випаровування на слюдяну підкладку. На рис. 1.5 представлені зображення плівок бісмуту, досліджені через декілька годин після виготовлення (рис.1.5.а) і що зберігалася в умовах кімнатної атмосфери протягом 45 діб (рис.1.5.б). На зображенні плівки, що зберігалася тривалий час (рис. 1.5. б), чітко видно ланцюжки оксиду вісмуту, що утворилися уздовж меж зерен. Дослідження процесу утворення оксиду бісмуту на поверхні плівок різної товщини

показало, що мінімальний час, необхідний для формування оксиду, що змінює межі кристалітів на поверхні плівки, залежить від її товщини. У діапазоні товщин від 100 нм до 1 мкм воно складає приблизно 1 добу на 8 нм товщини. У разі тривалішого знаходження плівки Ві на повітрі поверхня покривається оксидом більш рівномірно, що ускладнює виділення і спостереження меж кристалітів.

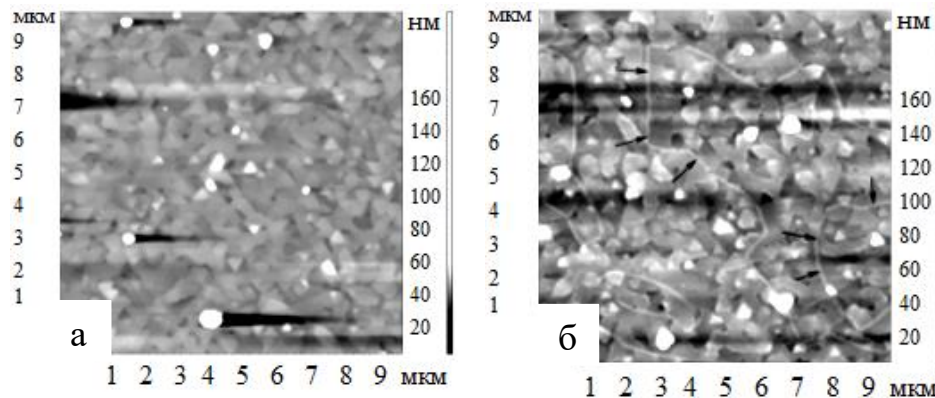


Рис. 1.5. АСМ-зображення структури плівки Ві, товщиною $d = 300$ нм, отримані через декілька годин після виготовлення плівки (а); скан, отриманий через 45 днів після виготовлення плівки(б). Адаптовано із роботи [32]

Метод декорування за допомогою природного оксидування і виявлення меж кристалітів плівок бісмуту методом АСМ забезпечило можливість коректування режимів виготовлення плівок бісмуту методом термічного наплення у вакуумі і отримання плівок зі структурою, близькою до монокристалічної (розміри кристалітів більш ніж на порядок перевищують товщину плівки, і плівка складається з 2-х типів кристалітів, що відрізняються протилежною кристалографічною орієнтацією). Визначено, що оптимальними умовами є $T_n = 413$ К і необхідність подальшої термообробки плівки. Досконалість структури плівки підтверджена порівнянням температурної залежності питомого опору плівок, отриманих за оптимальних умов і монокристалічної плівки аналогічної товщини [32-33].

У роботі [34] було досліджено плівки бісмуту отримані методом термічного випаровування у вакуумі на скляні підкладки при різних

температурах (288 К, 450 К та 500 К). Після осадження, плівки бісмуту піддавалися термічному окисленню на повітрі, (за допомогою спеціальної печі) шляхом поступового нагрівання (близько 8 К/хв) від кімнатної температури до 673 К (кінцева температура цього значення діапазону вважалась температурою окислення) протягом однієї години, а потім охолоджували на відкритому повітрі в атмосфері.

Кристалічний аналіз структури плівок проводили за допомогою рентгенівської дифракції показали наступне. Свіжосконденсовані плівки є полікристалічними і мають багатофазну структуру: тетрагональну- Bi_2O_3 ($\beta\text{-Bi}_2\text{O}_3$) [35] та деякі нестехіометричні фази ($\text{Bi}_2\text{O}_{2.33}$ та $\text{Bi}_2\text{O}_{2.75}$). Після декількох циклів нагрівання / охолодження на повітрі, у діапазоні температур $T = 300 \text{ К} - 500 \text{ К}$ спостерігається стабілізація плівки.

1.1.2 Структурно-фазовий стан плівкової системи на основі феромагнітних металів та Dy або Bi

У конденсованих плівках за певних обставин спостерігається утворення аморфної фази, зокрема особливості структурно-фазового стану плівкових систем на основі РЗ-металів пов'язані з переходом від аморфної фази до кристалічної при збільшенні товщини шару [17, 36]. Такий перехід супроводжується виділенням теплоти кристалізації, і тому залежить від способу та температурних режимів отримання зразків. Кристалізація аморфної фази у товстих плівках потребує підігрів підкладки вище за $T_{a,\infty}$ (температура металу, нижче якої аморфна фаза утворюється лише в товстих плівках). При цьому якщо температура підкладки у процесі конденсації вище $T_{a,\infty}$, то товщина плівок у яких буде утворюватись аморфна фаза буде зменшуватись. Також зазначимо, що залишається відкритим питанням про міжшарове перемішування та досконалість інтерфейсів [17, 36].

Найбільш доступним способом вивчення міжшарових інтерфейсів є малокутова рентгенівська дифракція, для якої наявність і положення

дифракційних максимумів малокутового рентгенівського розсіювання буде свідчити про період багат шарової структури [17].

У роботі [37] досліджено структурні властивості мультишарів на основі $[\text{Fe}(3) / \text{Dy}(2)]_{10} / \text{Si}$. Плівкові зразки було отримано електронно-променевим методом шляхом почергового осадження шарів металів Fe і Dy на кремнієву підкладку ($\text{Si}(001)$) з температурою від 320 до 570 К у надвисокому вакуумі з тиском 10^{-8} Па. Мультишари було покрито шаром Cr з метою уникнення окиснення зразків під час дослідження. На рисунку 1.6 представлено зображення ПЕМ, які показують шари структури. Як видно з рисунка мультишари мають регулярну структуру, де темні шари відповідають Fe, а світлі Dy. Слід відмітити наявність темних плям у шарах Fe, які відповідають нанокристалічним кластерам Fe у першому осадженому шарі, який є полікристалічним, у той час як шари Dy є аморфними. З електроннограм на рисунку 1.7 видно що шари обох металів є аморфними. Проте діаметр кілець мультишарів при 320 К (рис.1.7.а) відповідають міжatomним площинам α -Fe. На електроннограмах при 570 К (рис.1.7.б) видно три широкі дифракційні кільця, що відповідають міжatomним площинам α -Fe (110), (020), (211). Зменшення інтенсивності та кількості кілець відображає зниження частки α -Fe у зразках з підвищенням температури підкладки. Це зниження може бути пов'язане з більшою хімічною активністю та змішування шарів. Аналогічний результат спостерігався у роботі [38].

У роботі [39] авторами було досліджено структурно-фазовий стан полікристалічних зразків $(\text{Tb}_{1-x}\text{Dy}_x)\text{Co}_2$, де $x = 0-1$ з кроком 0,2 були отримані сплавленням в атмосфері Ar. Сплави були переплавлені 5 разів для досягнення однорідності і відпалені до 1100 К. Фазовий склад зразків було досліджено за допомогою рентгенівської дифракції з $\text{Cu-K}\alpha$ випромінюванням (рис.1.8).

Аналіз рентгенограм показав, що всі зразки утворюють лише одну кубічну фазу типу MgCu_2 , а це означає, що у полікристалічних зразках РЗ-ПМ систем TbCo_2 і DyCo_2 можуть утворюватись тверді розчини.

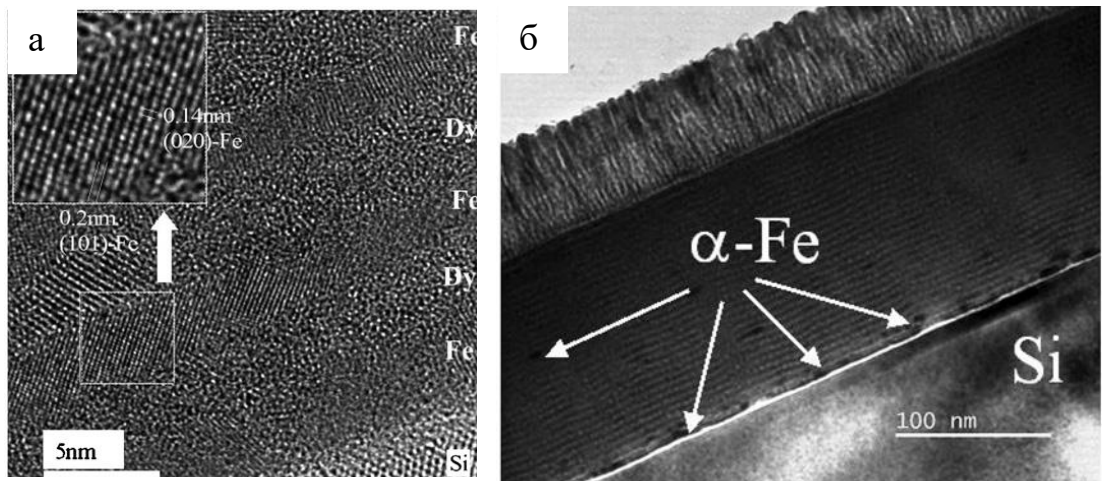


Рис.1.6. ПЕМ зображення мультишарів Fe(3)/Dy(2) осаджених при температурах підкладки 320 К (а) і 570 К (б). Адаптовано з роботи [37]

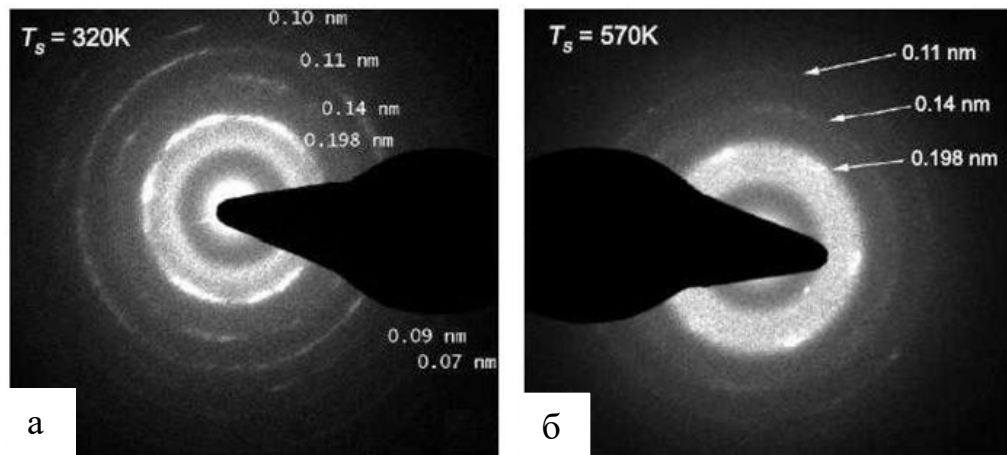


Рис.1.7. Електронограми мультишарів Fe(3)/Dy(2) осаджених при температурах підкладки 320 К (а) і 570 К (б). Адаптовано із роботи [37]

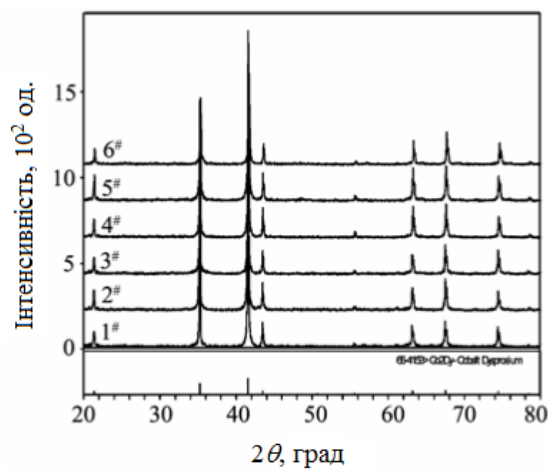


Рис.1.8. Рентгенівська дифракція від полікристалічних зразків $(Tb_{1-x}Dy_x)Co_2$. Адаптовано із роботи [39]

Стала кристалічної решітки зменшується зі збільшенням вмісту Dy. Це пов'язано з тим, що атомний радіус Dy менше, ніж радіус Tb. Коли Dy заміщується Tb це призводить до зменшення решітки і змушує рентгенограми дещо зміщуватись в сторону під більшим кутом.

Таким чином на основі розглянутих літературних даних можна зробити висновок, що плівкові структури на основі PЗ-ПМ систем представляють різні структурні взаємодії між шарами і збереження міжшарових інтерфейсів у багатошарових плівках. Тобто особливості структурних і фазових характеристик значною мірою залежить від використаної методики отримання і дослідження зразків. Такі особливості призводять до необхідності в кожному конкретному випадку спеціально розглядати питання про ступінь локалізації та структурного стану шарів PЗ і ПМ металів.

У своїх роботах [40-42] автори приводили дослідження структурно-фазового стану плівок CoFe/Vi/Co та тришарових плівок Co/Vi/Co. Плівки у роботі [40] були отримані методом магнетронного випарування при кімнатній температурі підкладки, а автори [41, 42] отримували плівки за допомогою іонно-плазмового магнетронного розпилення на скляні підкладки. Не залежно один від одного, два авторські колективи прийшли до висновку, про відсутність у невідпалених зразках твердих розчинів. У системі фіксується наявність оксиду Vi, причому його концентрація залежить від товщини плівки. Зменшення товщини призводить до більш активних процесів окислення.

У роботі [43] автори досліджували мультишари на основі Fe та Vi, які були отримані методом магнетронного осадження на підкладки SrTiO₃(100) у діапазоні температур від кімнатної до 523 К. Встановлено, що шари не переміщуються для даної системи.

У роботі [44] автори досліджували тришарову плівкову структуру [Co (3) / Vi (2,5) / Co (3)] / Ir₂₀Mn₈₀ (у дужках вказані товщини плівок у нм, верхній шар – IrMn), що наносили на підкладку з Si(001)/SiN_x товщиною до

100 нм методом магнетронного розпилення, температура підкладки становила близько 300 К (рис.1.9).

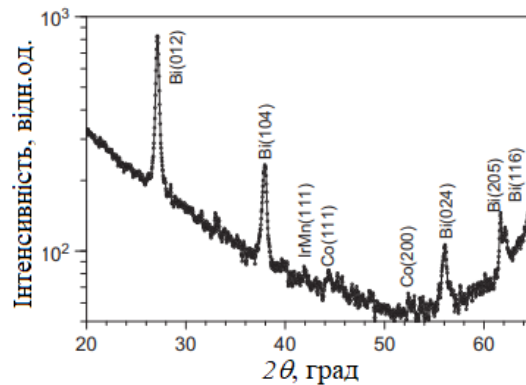


Рис.1.9. Рентгенограма [Co (3) / Bi (2,5) / Co (3)] / IrMn, при довжині хвилі 0,15418 нм. Адаптовано із роботи [44]

Піки з сильною інтенсивністю індексовані за рівнем ромбоєдричної структури Bi, показуючи, що тригональна сингонія Bi знаходиться в площині плівки, у той час як кожен з двох піків з дуже слабкою інтенсивністю може бути віднесений до ГЦК-кобальту: Co (111), Co (200) і кубічної сингонії IrMn (111).

1.2 Магніторезистивні властивості плівкових матеріалів на основі з феромагнітних металів

Магніторезистивний ефект – це зміна електричного опору матеріалу у зовнішньому магнітному полі. Мірою впливу магнітного поля на електроопір є магнітоопір (МО). Для описання МО використовуються два різних визначення. Згідно з першим, МО являє собою відношення зміни електричного опору до опору в стані насичення $\Delta R / R_{нас}$:

$$\frac{\Delta R}{R_{нас}} = \frac{R(H) - R_{нас}}{R_{нас}} \cdot 100 \%, \quad (1.2)$$

де $R(H)$ опір в залежності від прикладеного зовнішнього поля H ,

$R_{нас}$ – опір зразка при магнітному насиченні або опір при максимальному полі у випадку коли зразок повністю не вийшов на насичення.

Інше визначення, також часто використовується в літературі, полягає в нормуванні опору до його значення при нульовому зовнішньому полі (R_0). Воно визначається наступним чином:

$$\frac{\Delta R}{R_0} = \frac{R(H) - R_0}{R_0} \cdot 100\%, \quad (1.3)$$

Ці два визначення зв'язані співвідношенням:

$$\frac{\Delta R}{R_{нас}} = \frac{\left(\frac{\Delta R}{R_0}\right)}{\left(\frac{\Delta R}{R_0}\right) - 1}. \quad (1.4)$$

Співвідношення (1.2) може змінюватись від нуля до нескінченності, у той час як для співвідношення (1.3) – від нуля до одиниці. Причиною класичного магніторезистивного ефекту є викривлення траєкторій електронів і дірок у магнітному полі і, відповідно, їх більше розсіювання.

Для тонких плівок на основі РЗ-ПМ металів характерним є анізотропний (АМО) магнітоопір, причиною якого є спін-орбітальна взаємодія електронів, яка у свою чергу призводить до спін-залежного розсіювання. Анізотропний характер обумовлений залежністю питомого опору від взаємної орієнтації струму і намагніченості. Для типового феромагнітного металу з намагніченістю B , направленою під кутом θ до струму I анізотропний магнітоопір визначається зі співвідношення:

$$R(\theta) = R_{\perp} + \left(R_{\parallel} - R_{\perp}\right) \cdot \cos^2 \theta, \quad (1.5)$$

де R_{\perp} – опір при $B \perp I$,

R_{\parallel} – опір при $B \parallel I$.

Часто $R_{\parallel} > R_{\perp}$ при кімнатній температурі.

Не менш важливу роль відіграє розташування осей легкого і важкого намагнічування відносно до напрямку протікання струму, вектору

зовнішнього магнітного поля і до зміни вектора намагніченості зразка. По легкій осі намагнічування електричний струм через зразок буде протікати легше, у площині якої будуть орієнтовані магнітні домени (у кожного типу сингоній кристалографічна площина різна).

Перехідні метали мають більшу анізотропію МО, а рідкоземельні метали мають високий питомий електроопір і тому електричний струм, який протікає у багат шаровому зразку, витісняється в шари ПМ металів. Таким чином характер поведінки магнітоопору плівок зазначених систем в основному відображає магнітоопір ПМ шарів [17]. У тонких плівках на основі РЗ-ПМ проявляється як анізотропний так і гігантський магніторезистивний ефект.

Величина гігантського магнітоопору у РЗ-ПМ системах відносно мала, що ускладнює виявлення гігантського магнітоопору у геометрії вимірювання, коли електричний струм і магнітне поле направлені у площині зразка. Тому доцільно використовувати геометрію вимірювання, коли електричний струм пропускається перпендикулярно поверхні, а намагнічування відбувається у площині зразка. У такому випадку анізотропний магнітоопір не проявляється, завдяки нормальному розташуванню векторів електричного струму і намагніченості. Зміна опору в полі відбувається за рахунок деформації феромагнітної структури, утвореної магнітними моментами шарів РЗ і ПМ металів. Приклад подібної залежності $R(H)$ для плівкової системи DyNiBi показаний на рисунку 1.10 [45].

Автори роботи [45] визначали вплив температури дослідження на знак магнітоопору. Було показано, що в сплаві DyNiBi при малих полях і температурах нижче 200 К проявляється ГМО (див. рис. 1.11), що може бути пояснено температурою переходу для диспрозю (температура Нееля дорівнює 178,5 К), та неоднорідностями Ві у зазначеній структурі. При полях вище 0,6 Тл знак магнітоопору змінюється на позитивний.

Авторами [46] проводилося вимірювання величини ГМО для мультишарів $\text{Si}/\text{Ta}(4,5)/[\text{Co}(0,8)/\text{Dy}(1,8)/\text{Co}(0,8)/\text{Cu}(0,9)/\text{Co}(2,6)/\text{Cu}(0,9)]_n/\text{Ta}(4,5)$ отриманих методом магнетронного розпилення на кремнієву підкладку Si(001) у вакуумі

з тиском 3×10^{-6} Па і швидкістю осадження 0,3 нм / с. Вимірювання магнітоопору проводилось за 4-х точковою схемою вимірювання при температурі 4,2 К (при температурі нижчою за температуру переходу для диспрозійу). На рисунку 1.12.а показано, що зі збільшенням кількості повторювань значення ГМО збільшується до -6,5 %, а мінімальне значення фіксується коли кількість повторювань $n = 4$. Подібний результат було отримано у роботі [47] і показує, що електрони з більшою провідністю можуть пройти через шар Ду з товщиною 2 нм.

Для того щоб перевірити за рахунок чого утворюється ГМО в роботі [46] змінювали вміст компонент Со і Ду в окремих шарах структури. На рисунку 1.12.б показано випадок, коли прошарки Со були видалені з композитного шару (прозорі точки). Очевидно, що в даному випадку незначним чином проявляється ефект ГМО. Зразок із зворотним порядком шарів в композитному шарі, тобто $[\text{Dy} / \text{Co} / \text{Dy} / \text{Cu} / \text{Co} / \text{Cu}]_N$, також має затухаюче мале значення ГМО. Ці два результати показують, що між шарами Ду має бути більше одного прошарку з Со для отримання ГМО. Таким чином, для появи ГМО необхідною умовою є наявність 3d-ферромагнетик/Си інтерфейсів з обох сторін рідкоземельного металу.

У роботі [48] вивчалась залежність величини магнітоопору від прикладеного зовнішнього магнітного поля для мультишарів $[\text{Fe}(4,5) / \text{Er}(8,8)]_6$ та $[\text{Fe}(4,5) / \text{Er}(3,5)]_9$. Показано, що зменшення товщини шару з рідкоземельного Ер з 8,8 нм до 3,5 нм призводить до зростання величини МО, при тому що характер залежності поведінки магнітоопору від зовнішнього магнітного поля залишається незмінним.

Результати досліджень у роботі [49] характеру зміни і величини МО у мультишарах на основі Fe і Gd у поздовжній і поперечній геометрії вимірювання, показали, що для даної системи характерною є анізотропний магнітоопір, величина якого до 0,6 % за температури дослідження 4,2 К. Показано, що залежність величини МО від зміни кількості повторювань з 5 до 20 для мультишарів $[\text{Fe}(4)/\text{Gd}(8,9)]_N$ має осцилюючий характер.

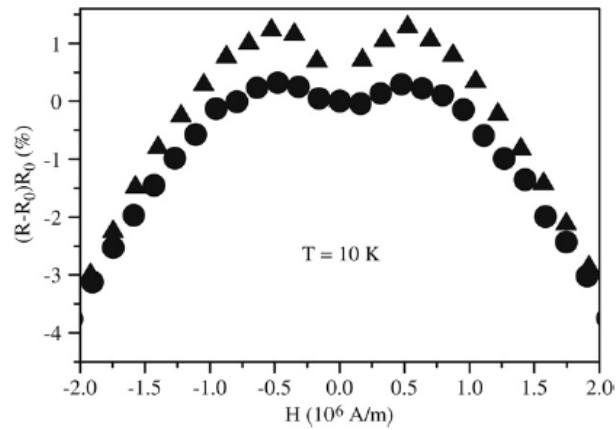


Рис. 1.10. Залежність величини МО сплаву DyNiBi від напруженості магнітного поля у поздовжній геометрії вимірювання при $T = 10$ К. Адаптовано із роботи [45]

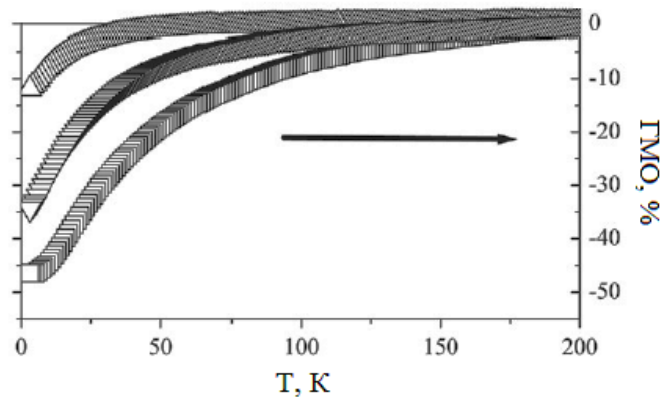


Рис. 1.11. Залежність ГМО DyNiBi від величини прикладеного магнітного поля, де: $\Delta - 1,6 \times 10^6$ А / м, $\nabla - 4 \times 10^6$ А / м, $\square - 7,1 \times 10^6$ А / м. Адаптовано із роботи [45]

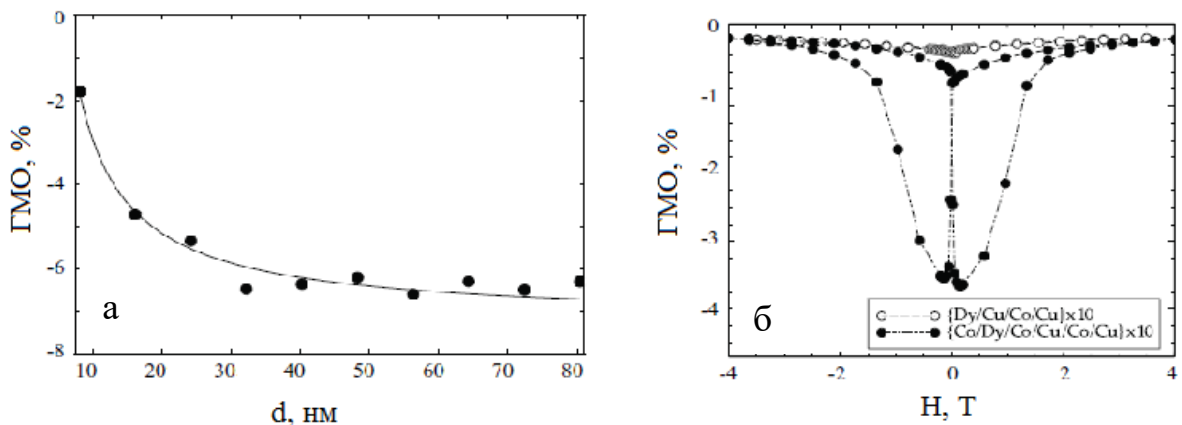


Рис. 1.12. Залежність ГМО при 4,2 К у паралельній геометрії вимірювання: а – зміна величини ГМО зі збільшенням кількості повторювань; б – зміна величини ГМО з додаванням прошарку ферромагнітного Со. Адаптовано із роботи [46]

На рисунку 1.13 приведена залежність величини МО від прикладеного зовнішнього магнітного поля при поздовжній (а) та поперечній (б) геометрії вимірювання для нанодротів Ві різного діаметру. Як показали дослідження [49] величина магнітоопору більша в дротах з більшим діаметром, що пояснюється дещо меншим розсіюванням носіїв заряду на стінки нанодроту.

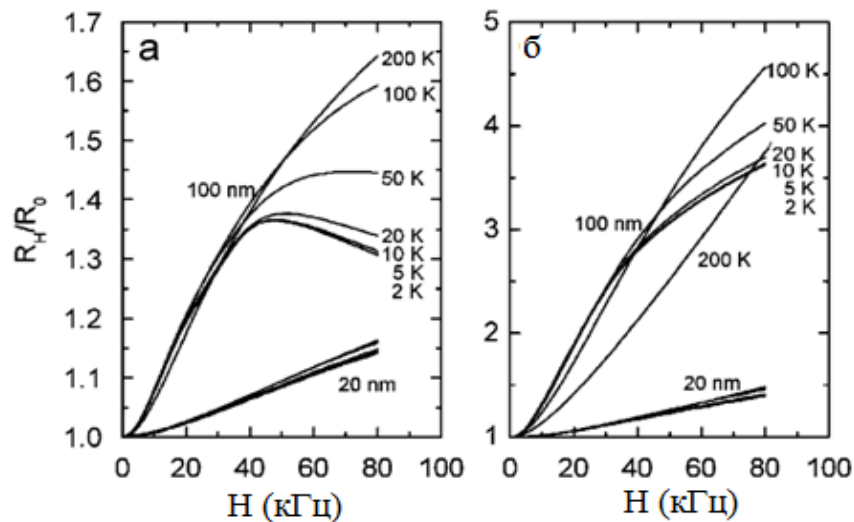


Рис. 1.13. Залежність МО від прикладеного зовнішнього магнітного поля при поздовжній (а) та поперечній (б) геометрії вимірювання для нанодротів Ві. Адаптовано із роботи [50]

Автори роботи [51] вивчали залежність величини МО мультишарів, які були отримані методом магнетронного осадження в атмосфері інертного газу аргону, $[\text{Co}(1)/\text{Bi}(2,5)]_n$ (де n – кількість повторювань, $n = 10, 20$) від кількості повторювань. Авторами [50] показано, що величина магнітоопору у поздовжній геометрії вимірювання за температури 10 К складає 80%.

1.3 Магнітні властивості плівкових матеріалів на основі ферромагнітних та рідкоземельних металів або бісмуту

Багатошарові плівки на основі рідкоземельних та перехідних металів несуть поєднують магнетизм кількох груп магнітних речовин, які є

різнорідними. Перехідні метали є зонними магнетиками у яких носіями магнетизму є 3d-електрони, які не пов'язані з конкретними вузлами кристалічної решітки, а магнітне упорядкування здійснюється за рахунок прямої обмінної взаємодії [17]. У рідкоземельних металах магнетизм пов'язаний з 4f-електронами, що належать глибинним електронним оболонкам, що призводить до локалізації магнітних моментів на атомах та відсутності прямої обмінної взаємодії в системі 4f-електронів. Магнітне упорядкування здійснюється завдяки непрямому обміну через електрони провідності. Характер такої взаємодії є осцилюючим [17].

При РЗ-ПМ системи характеризуються 3d-4f електронною обмінною взаємодією між двома магнітними шарами тим самим формуючи феро- або феррімагнітну структуру. Такі структури характеризуються обмінною енергією, яку можна оцінити за величиною температури Кюрі (T_C), при якій магнітне упорядкування руйнується [52, 17].

Одним з факторів, що впливають на магнітний стан шарів РЗ металів в шаруватих структурах і надрешітках, може бути взаємодія з сусідніми шарами перехідних металів або включеннями перехідних атомів в шарі РЗ-металу. Диспрозій є досить цікавим об'єктом для дослідження такого роду впливу, завдяки наявності двох магнітних фазових переходів, розділених великим температурним інтервалом: з парамагнітної фази в спіральну антиферомагнітну при температурі Неєля $T_N = 175$ К та зі спіральної в феромагнітну фазу при $T_C = 85$ К [52-56]. При цьому температура і характер фазових переходів істотно залежать від прикладеного магнітного поля. Сильний вплив на магнітну структуру Ду чинять також розмір і структура зразка.

Автори роботи [23] дослідили намагніченість масивних зразків Ду при охолодженні в інтервалі температури від 5 до 300 К у зовнішньому магнітному полі 100 Е. Два магнітних переходи спостерігалися у всіх зразках (рис.1.13). Для крупнозернистого зразка Ду температура Неєля фазового переходу другого порядку «антиферомагнетик ↔ парамагнетик» становить $T_N = 175$ К, а температура Кюрі фазового переходу першого порядку «феромагнетик ↔

антиферомагнетик» становить $T_C = 81,5$ К. Для нанокристалічного зразка Dy із середнім розміром зерна 100 нм (зразок B), T_N зменшується до 180,5 К, і T_C значно зменшується до 63,5 К. Для нанокристалічного зразка Dy із середнім розміром зерен 10 нм (зразок A) T_N зменшується до 171 К, а T_C збільшується аномально до 100 К. Крім того, на вставці рисунка 1.14 показані криві намагнічування зразка A при охолодженні і нагріванні. Очевидно, відхилення температури Кюрі між кривими нагрівання та охолодження спостерігалось за рахунок теплового гістерезису переходу «феромагнетик \leftrightarrow антиферомагнетик» в режимі нагрівання.

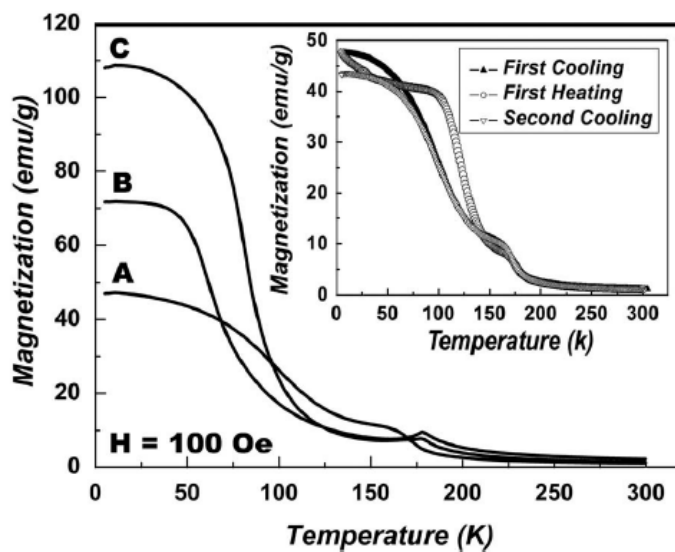


Рис. 1.14. Температурна залежність намагніченості масивних зразків Dy у зовнішньому магнітному полі 100 Е: крива А – зразок отриманий при 573 К, крива В – зразок отриманий при 773 К, крива С – грубозернистий зразок. Вставка: криві намагнічування зразка отриманого при 573 К для процесів нагрівання – охолодження. Адаптовано із роботи [23]

Автори роботи [23] показали, що на магнітні властивості зразків впливає структура зразків і температура дослідження. Даний факт підтверджує те, що при температурі 5 К намагніченість зразків падає на 3,35 %, коерцитивна сила збільшується для зразків Dy з нанокристалічною структурою.

Дослідження плівкових систем на основі рідкоземельних металів показали, що у такі системи характеризуються немонотонною залежністю

намагніченості від температури [57–59], що можна пояснити різними температурними залежностями намагніченостей підсистем. При температурах компенсації відбувається зрівнювання магнітних моментів. У плівках на основі РЗ-ПМ металів температура компенсації залежить від структурно-фазового стану плівкової системи.

У роботі [58] досліджувались залежності намагніченості від температури в мультишарах на основі Fe і Gd. Для різної конфігурації мультишарів залежності мали різний характер поведінки. Так для системи $[\text{Gd}(3,5)/\text{Fe}(4,6)]_{50}$ з ростом температури значення M зростало, для $[\text{Gd}(1,1)/\text{Fe}(0,9)]_{150}$ спостерігалась зворотна тенденція, а для $[\text{Gd}(4,9)/\text{Fe}(3,3)]_{50}$ мала немонотонний характер. Такий результат автори [58] пов'язують з неоднорідністю фазового складу шарів по об'єму.

У роботі [60] було досліджено вплив товщини магнітожорсткого шару на магнітні властивості двошарових обмінно-зв'язаної фері-/феромагнітної плівкової структури. У даній структурі роль магнітожорсткого шару виконує аморфний сплав рідкоземельного і перехідного металів. Величина енергії зміщення поля в плівках NiFe/ РЗ-ПМ значно перевищує величину одноосної анізотропії в структурах з антиферомагнітним шаром. Для встановлення впливу товщини вимірювались петлі магнітооптичного гістерезису (полярий ефект Керра) DyCo-шарів (рис. 1.15, 1.16) у поздовжній і перпендикулярній площині плівки. Дослідження проводились на двошарових плівках NiFe/DyCo з обмінною одно направленою анізотропією.

Як видно з рисунку 1.15.б одно направлена анізотропія відсутня, а коерцитивна сила дорівнює полю зміщення плівки. Такий варіант можливий, коли товщина магнітожорсткого шару (d_a) дорівнює товщині інтерфейсу (d_{in}). Таким чином можна стверджувати, що вплив магнітом'якого шару на магнітожорсткий в даній структурі приводить до зміни магнітного стану на товщинах рівних товщині інтерфейсу. Магнітний момент цього шару практично розташовується в площині зразка. Даний результат суперечить

результатам робіт [61, 62], у яких ефекти обмінної взаємодії з магнітом'яким шаром не призводить до переорієнтації структури.

Автори роботи [63] вивчали магнітні властивості аморфних плівок Dy-Co у інтервалі товщин 10–400 нм отриманих методом магнетронного розпилення на скляні підкладки у вакуумі 4×10^{-6} Па. У роботі було показано, що коерцитивність аморфних тонких плівок пов'язана з параметрами анізотропії і обмінних констант, а також від наявності закріплюючого шару SiO. Встановлено, що зі збільшенням товщини зразків збільшується коерцитивна сила (рис. 1.17).

У роботі [64] авторами було досліджено вплив температури підкладки на магнітні властивості. Мультишари $[\text{Fe}(3)/\text{Dy}(2)]_{30}$ були отримані методом термічного випаровування на кремнієву підкладку у вакуумі 5×10^{-6} Па при температурах підкладки $T_{n1} = 300$ К, $T_{n2} = 600$ К. Автори прийшли до висновку, що у зразках отриманих при вищій температурі підкладки більш виражено проявляється перпендикулярна магнітна анізотропія та інтерфейси між Fe та Dy чіткіші (рис.1.18).

Незважаючи на значний прогрес в розумінні магнітних властивостей низькорозмірних магнітних структур, особливості обмінної взаємодії тонкоплівкових систем з напівметалевим прошарком з бісмуту далекі від повного розуміння [65, 66]. Зокрема, результати досліджень тонкоплівкових систем NiFe/Bi/NiFe з товщиною NiFe шару, рівного 10 нм, і товщиною шару бісмуту від 3 до 15 нм, свідчили про існування антиферомагнітної обмінної взаємодії між магнітними шарами NiFe через немагнітний прошарок Bi. Осциляції обмінної взаємодії у тонкоплівкових системах CoFe/Bi/Co з прошарком бісмуту були досліджені у роботі [65].

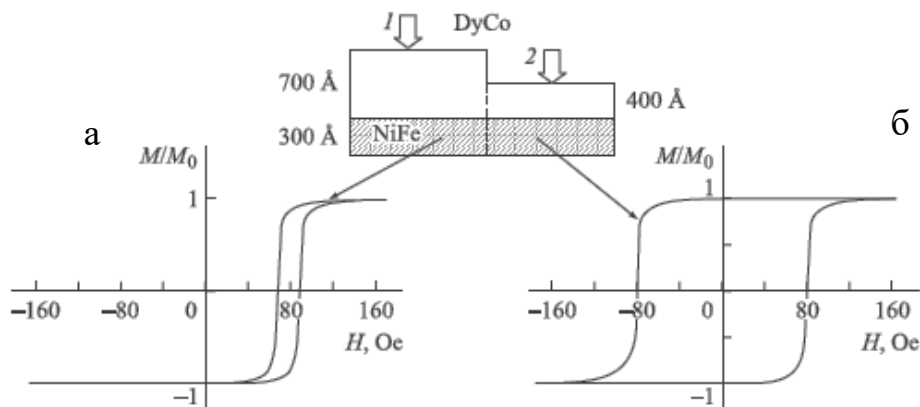


Рис. 1.15. Вид петель гістерезису для плівок NiFe/DyCo з різною товщиною магнітожорсткого шару $d_{\text{DyCo}} = 700 \text{ \AA}$ (1) і 400 \AA (2), $d_{\text{NiFe}} = 300 \text{ \AA}$ Адаптовано із роботи [60].

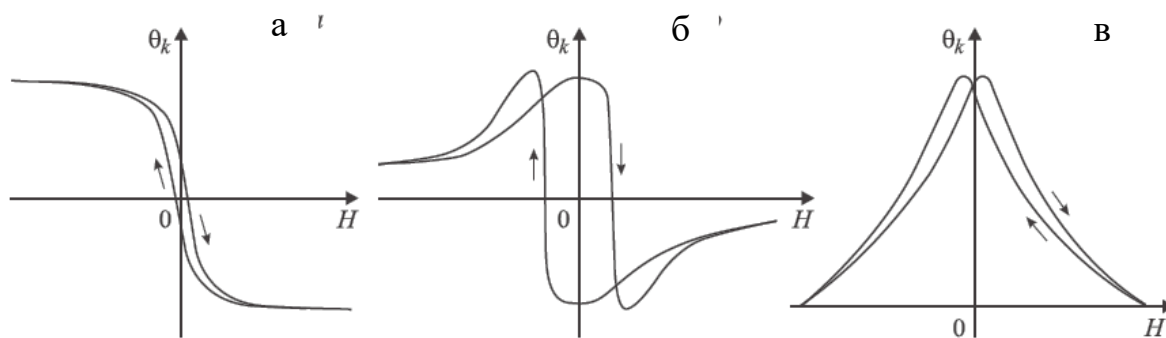


Рис. 1.16. Магнітооптичні петлі гістерезису для плівок NiFe / DyCo з $d_a < d_{\text{in}}$ (а), $d_a > d_{\text{in}}$ (б, в). Поле H перпендикулярне площині зразка (а, б) і паралельне площині зразка (в). Адаптовано із роботи [60]

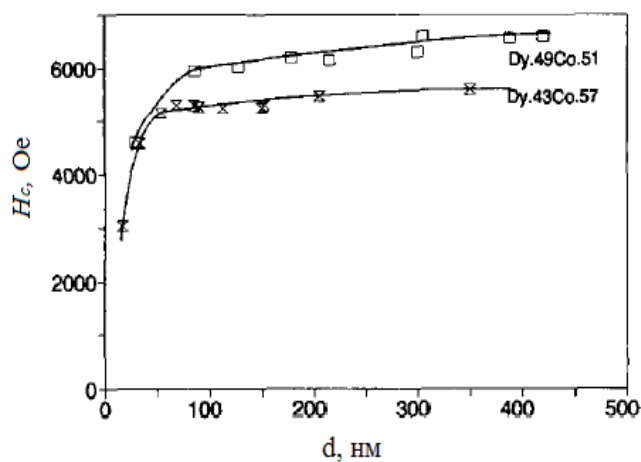


Рис. 1.17. Залежність величини коерцитивної сили від товщини аморфних плівок DyCo при $T = 10 \text{ K}$. Адаптовано із роботи [63]

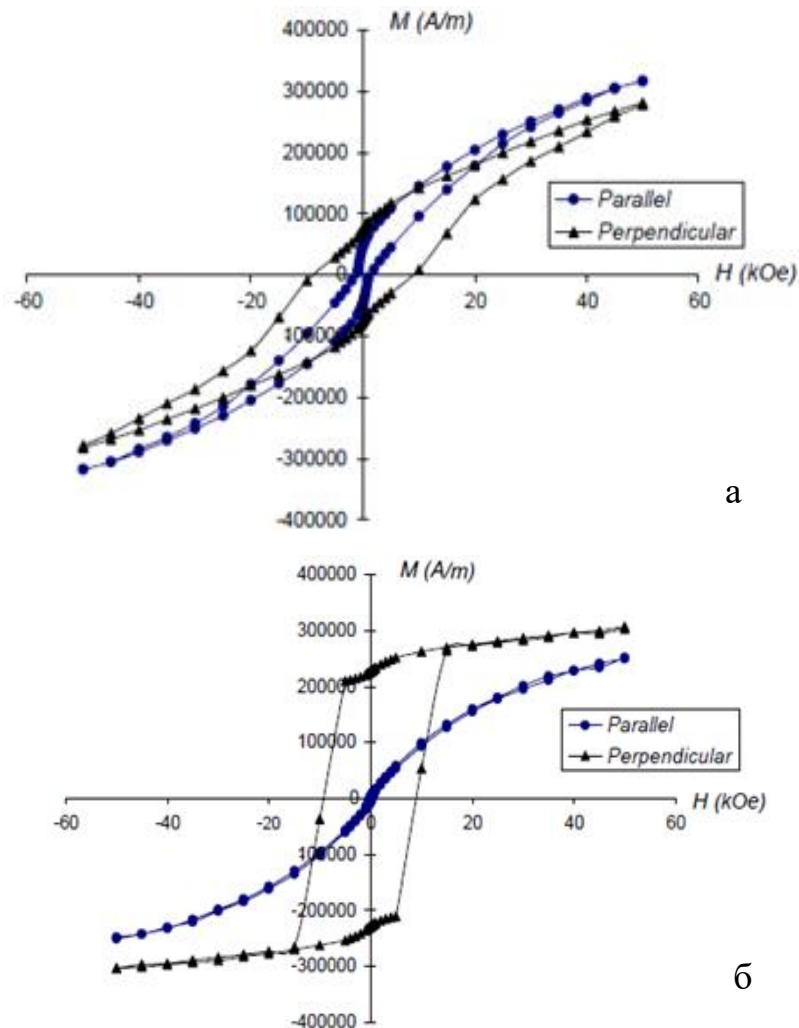


Рис.1.18. Магнітні петлі гістерезису $[\text{Fe}(3)/\text{Dy}(2)]_{30}$ виміряні за допомогою СКВІД-магнітометра при 100 К у паралельній та перпендикулярній геометрії вимірювання при $T_{n1} = 300$ К (а), при $T_{n2} = 600$ К (б). Адаптовано з роботи [64]

РЗ-ПМ мультишари привертають до себе увагу дослідників, тому що дані об'єкти можуть мати перпендикулярну магнітну анізотропію (ПМА) [17, 36]. Цим терміном позначається одноосьова магнітна анізотропія, що характеризується нормальним розташуванням осі легкого намагнічення (ОЛН) по відношенню до площини плівки. Іншими словами в зразках з ПМА у відсутності зовнішнього магнітного поля вектор спонтанної намагніченості орієнтується перпендикулярно поверхні багаточислової структури. Це дозволяє розглядати РЗ-ПМ мультишари як перспективний матеріал для перпендикулярного, у тому числі магнітооптичного, запису інформації [66].

До основних видів структурної анізотропії, з якими може бути пов'язана значна магнітна анізотропія, відносяться: кристалічна решітка; впорядкований розподіл пар атомів різного сорту; анізотропна пружна деформація; неоднорідний розподіл точкових дефектів по межах кристалічних зерен; впорядкований розподіл мікроскопічних структурних утворень, що мають анізотропну форму; анізотропія форми макроскопічних об'єктів в цілому.

Для малорозмірних об'єктів, до яких відносяться тонкі плівки, притаманна поверхнева анізотропія, яка обумовлена положенням поверхневих атомів, що знаходяться в асиметричному оточенні найближчих сусідів. Частка таких атомів в об'ємі матеріалу зростає при зменшенні товщини плівок, за рахунок чого збільшується роль поверхневої анізотропії [17].

Таким чином, завдяки ряду зазначених особливостей магнітних та магніторезистивних властивостей розглянуті плівкові системи можуть бути використані при створенні чутливих елементів датчиків магнітного поля, анізотропних магніторезистивних датчиків, які характеризуються великими значеннями чутливості плівкової системи, забезпечуючи високий рівень детектування вхідного сигналу у широкому діапазоні температур [69, 70].

Висновки до розділу 1

Аналіз літературних даних з дослідження структурно-фазового стану, магнітних та магніторезистивних властивостей у плівкових системах, зокрема на основі феромагнітних та рідкоземельних металів, показав наступне:

1. На структурно-фазовий стан плівкових шарів на основі рідкоземельних металів значною мірою впливає метод отримання та подальша термообробка. У більшості випадків у свіжосконденсованому стані для плівок рідкоземельних металів з відносно малою ефективною товщиною

схильні до аморфізації, при збільшенні товщини шари Ду стабілізуються в кристалічний ГЦП-Ду та можуть додатково містити оксидну фазу.

2. Структурний та фазовий стан одношарових плівок бісмуту залежить від температури отримання зразків..

3. Магнітні і магніторезистивні властивості плівок на основі РЗ-ПМ металів залежать від ряду факторів, серед яких: співвідношення товщини окремих шарів, температури дослідження та обробки, періодичність структури, структурно-фазовий стан, наявність немагнітних прошарків тощо.

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

5. Матеріали на основі РЗ-ПМ металів мають ряд унікальних властивостей та вважаються новим класом магнітовпорядкованих речовин, які можуть бути використані для виготовлення чутливих елементів датчиків магнітного поля.

РОЗДІЛ 2 МЕТОДИКА І ТЕХНІКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

За результатами даних літературного аналізу було визначено мету дисертаційної роботи, яка полягає у комплексному вивченні загальних закономірностей магнітних і магніторезистивних властивостей та впливу на них процесів фазових перетворень кристалічної структури у приладових структурах на основі Ni (Co) та Dy або Bi; дослідження впливу термообробки та зміни товщини шарів плівкових систем. Тришарові плівки на основі Ni (Co) та Dy або Bi можуть бути використані у якості закріплюючих шарів або чутливих елементів датчиків магнітного поля. У таблиці 2.1 наведена узагальнена методика отримання плівкових систем та температур їх термообробки.

Таблиця 2.1

Узагальнена характеристика формування плівкових систем

Плівкова система	Товщина, нм	Спосіб отримання	Технологічні умови отримання	Умови термообробки
Co/Dy/Co/П	$d_{Co} = 5 - 25,$ $d_{Dy} = 1 - 25$	Електронно-променеве осадження	$P \cong 10^{-4}$ Па $\omega = 0,05-2$ нм/с $T_n = 460$ К	$P \cong 10^{-4}$ Па $T_g = 800,$ 1000 К
Ni/Dy/Ni/П	$d_{Ni} = 5 - 25,$ $d_{Dy} = 1 - 25$			$P \cong 10^{-4}$ Па $T_g = 700$ К
Co/Bi/Co/П	$d_{Co} = 5 - 25,$ $d_{Bi} = 1 - 25$			$P \cong 10^{-4}$ Па $T_g = 680,$ 900 К

При виконанні експериментальної частини дисертаційних досліджень були використані такі методи:

- пошарова конденсація одно- та тришарових плівок Ni, Co та Dy або Bi у вакуумі (установка ВУП-5М);

- метод кварцового резонатора для контролю товщини плівок під час конденсації;

- просвічувальна електронна мікроскопія та електроннографія для дослідження фазового стану (мікроскоп ПЕМ-125К);

- метод вібраційної магнітометрії для дослідження магнітних властивостей (вібраційний магнітометр VSM LakeShore);

- автоматизований комплекс досліджень польових залежностей магнітоопору при трьох геометрія вимірювання (поздовжньої, поперечної та перпендикулярній).

Дослідження структурно фазового стану виконувались з метою встановлення впливу термообробки на магнітні і магніторезистивні характеристики, з точки зору вдосконалення характеристик приладів та визначення робочого діапазону температур експлуатації.

Вивчення магнітних властивостей виконувались для встановлення впливу орієнтації зразка в зовнішньому магнітному полі та геометрії вимірювання на величину магнітних характеристик з метою з'ясування можливих варіантів подальшого застосування зазначених систем як чутливих елементів сенсорів магнітного поля, датчиків положення та середовища магнітного запису.

Магніторезистивні властивості досліджувались для встановлення впливу геометрії вимірювання та орієнтації зразка у зовнішньому магнітному полі з точки зору практичного використання зазначених систем.

Далі у розділі більш детально приведений опис обладнання та зазначених методик, які використовувалися під час експериментальних досліджень.

2.1 Прилади і методи отримання та термообробки плівкових зразків на основі Ni (Co) та Dy або Bi

Процес отримання одно- та тришарових плівкових зразків на основі феромагнітних шарів (Ni, Co) та прошарків з Dy або Bi проводився в робочому об'ємі вакуумної установки ВУП-5М за тиску газів залишкової атмосфери $P \cong 10^{-4}$ Па (вакуум створювався пароструменевим насосом НВДМ-160 з попередньою відкачкою механічним форвакуумним насосом 2НВД-5ДМ)

методом електронно-променевого осадження [71]. Для всіх плівкових систем було дотримано однакові умови конденсації, що дає можливість більш точно інтерпретувати отримані результати. Конденсація плівок відбувалася на підігріті до $T_n = 460$ К підкладки для забезпечення високої адгезії плівок до підкладки, а також для отримання плівок з меншою кількістю дефектів кристалічної структури. Контроль температури підкладки забезпечувався термопарою, яка була розміщена безпосередньо біля зразка. Зразки, отримані на підігріті підкладки, мають стабільні робочі характеристики у діапазоні температур від кімнатних до температур підкладки.

Конденсація плівкових систем відбувалася почерговим випаруванням металів з низу в гору з електронно-променевих гармат на підкладки, які розташовувались на підкладкотримачі, відстань між якими становила 8 см. Конструкція підкладкотримача у формі барабану забезпечувала одночасне розміщення до десяти підкладок, що дозволило отримати серію зразків без розгерметизації робочого об'єму, тобто в однакових технологічних умовах (рис.2.1).

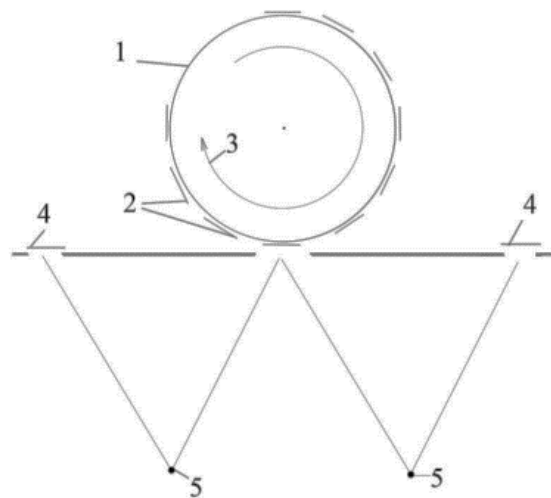


Рис. 2.1. Схематичне зображення підкладкотримача барабанного типу: 1 – тримач підкладок (барабан); 2 – підкладки, на яких формувалися плівкові зразки; 3 – напрям обертання; 4 – кварцеві пластини для контролю товщини осадженого матеріалу; 5 – випарники. Адаптовано з роботи [72]

При виборі матеріалу підкладки необхідно враховувати, що основними вимогами є термічна стійкість, низький температурний коефіцієнт лінійного розширення, шорсткість повинна бути не менше 14 класу і мати високу механічну міцність [73]. Таким вимогам відповідають підкладки із аморфного ситалу, які використовуються при виготовленні багатьох датчиків. При дослідженні магнітних і магніторезистивних властивостей було використано ситалові підкладки розміром 10×10 мм. Контроль товщини отриманих зразків здійснювався методом кварцового резонатора [74]. Вимірювачі товщини у вакуумній камері були розташовані так, щоб відстань від голівки аноду електронно-променевої гармати, з якої випаровувався метал, до кварцової пластини та підкладки, на яку проходило осадження була однаковою. Для вимірювання товщини осадженого металу і контролю швидкості у вакуумній камері монтувався пристрій – коливальний електричний контур, що складається з генератора (робоча частота 10 МГц, що дозволяє фіксувати зміни товщини ~0,1 – 0,2 нм), кварцу РГ-08 із спеціальною кристалографічною орієнтацією та низьким температурним коефіцієнтом лінійного розширення при кімнатних температурах і частотоміра (застосовувався електронно-лічильний частотомер Ф5035). Крім того сам кристал вмонтовано в металевий корпус, що забезпечувало достатній тепловідвід. Для розрахунку товщини плівки використовувалася формула [75]:

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

де N_q – частотна стала для сколу кварцового кристалу, $N_q = 1,668 \cdot 10^5$ Гц·см;

ρ_q, ρ_f – густина плівки та кварцу відповідно, $\rho_q = 2,65$ г/см³;

f_q, f – резонансні частоти кварцової пластини до та після осадження на пластину плівки відповідно.

Подальша термообробка зразків проводилась у вакуумі ($P \sim 10^{-4}$ Па) до відповідних температур, зазначених у таблиці 2.1 за схемою «нагрівання → витримка впродовж 15 хв → охолодження до кімнатної температури». За

допомогою програмно-апаратного комплексу на основі 16-бітного сигма-дельта АЦП ADAM-4118 в автоматичному режимі здійснювалось регулювання швидкості нагріву і охолодження зразків, часу витримки, контроль температури підкладок в (рис. 2.2). Методика роботи автоматизованого програмно-апаратного комплексу описана у роботі [76].



Рис. 2.2. Схема апаратної частини автоматизованого комплексу для дослідження терморезистивних властивостей. Адаптовано із роботи [76]

При термообробці зразків використовувався мідний столик, який вміщував на поверхні до 20 зразків, таким чином зразки відпалювались за ідентичних умов. Рівномірний прогрів забезпечувався використанням екранів, контакт термопари фіксувався на силаловій пластині розміром 10×10 мм.

2.2 Методика дослідження фазового складу і кристалічної структури

Фазовий склад та кристалічна структура плівкових зразків залежить від умов отримання, температури термообробки тощо. Для проведення електронографічних та електронно-мікроскопічних досліджень плівкових зразків було використаний просвічувальний електронний мікроскоп з високою розрізнявальною здатністю ПЕМ-125К. Кристалічна структура зразків у світлопольному режимі вивчалась при збільшеннях від $(20 - 200) \cdot 10^3$ разів. У

якості підкладок були використані вуглецеві плівки попередньо сконденсовані на скол монокристалу (001) NaCl та препаровані на мікроскопічні мідні сіточки або на плівки-підкладки з аморфного вуглецю ($d \leq 20$ нм), які розташовувались на опорній мікроскопічній сітці. Аморфна структура вуглецю прозора для пучка електронів і не впливає на фазовий стан плівок. Метод просвічуючої електронної мікроскопії дозволяє отримати інформацію про розміри і концентрацію кристалітів, характер меж зерен та про дефекти кристалічної будови. Ця інформація доповнюється даними електроннографічного методу про міжплощинні відстані тип та параметри кристалічної решітки. Термообробка мікроскопічних сіточок проводилася з використанням мідного столику та екранів. Для проведення відпалювання сіточки розміщалися між двома ситаловими пластинами, для забезпечення їх нерухомості та унеможливлення термодифузії атомів міді із столику у зразок.

Обробка результатів електроннографічних досліджень проводилася за допомогою відповідного програмного забезпечення [77], що дозволило збільшити точність вимірювань. Алгоритм роботи програми працює за загальноприйнятою методикою аналізу дифракційних картин, яка детально описана у роботах [78, 79]. На першому етапі у програму завантажується зображення дифракційної картини і потім визначається стала приладу C від еталонної плівки Al товщиною 30 – 40 нм. У програмі здійснюється автоматичний пошук центру електроннограми, обираються необхідні лінії для розрахунку та проводиться розрахунок за допомогою співвідношення [79]:

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

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

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

На другому етапі, використовувались електроннограми отриманих для дослідження зразків, при цьому для розшифровки електроннограми виконуються аналогічні дії як для еталонного зразка. Відмінність полягає у

тому, що для досліджуваних зразків виконується вимірювання діаметрів дифракційних кілець, розраховуються відповідні для них міжплощинні відстані (d_{hkl}) та параметр решітки (a і c) за допомогою співвідношень для кристалів кубічної та гексагональної сингоній за допомогою відомих [76]:

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

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

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

$$a_{hk0} = \frac{2}{\sqrt{3}} d_{hk0} \sqrt{h^2 + kh + k^2}, c_{00l} = l d_{00l} \quad (2.6)$$

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

d_{hkl} – міжплощинна відстань невідомого зразка;

h, k, l – індекси Міллера.

На рисунку 2.3 представлено зовнішній вигляд вікна програми програмного забезпечення [77]. На основі піків еталонного зразка на отриманих спектрах визначається стала приладу, після цього виконується розшифровування дифракційних картин за описаною вище методикою. Перевагами програмного забезпечення є знаходження на електронограмах положення кілець малої інтенсивності, точне визначення інтенсивності всіх кілець відносно найяскравішого та можливість аналізу їх ширини.

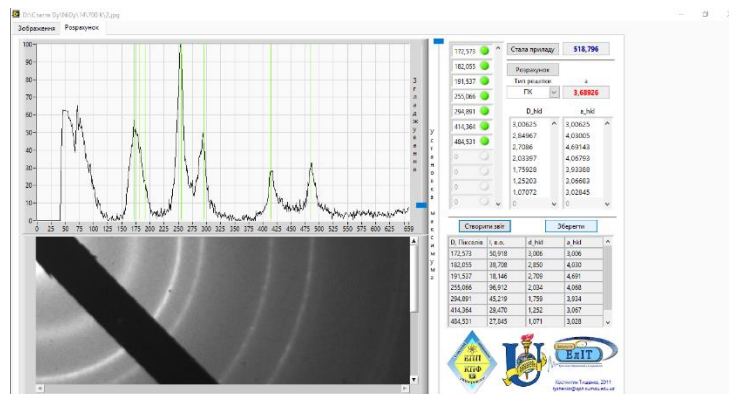


Рис. 2.3. Зовнішній вигляд вікна програми аналізу дифракційної картини плівкового зразка

При інтерпретації результатів розшифровки електронограм використовувалися відомі табличні дані про величину міжплощинних відстаней та відносну інтенсивність ліній на дифрактограмах для масивних зразків Ni і Co та Dy або Bi та їх оксидів [80].

2.3 Методика дослідження магнітних і магніторезистивних властивостей

Дослідження магнітних і магніторезистивних властивостей плівкових систем проводилися за кімнатної температури $T \cong 300$ К, у більшості випадків проводились комплексно для одних і тих же зразків після конденсації та їх подальшої термообробки.

2.3.1 Методика досліджень магнітних властивостей

Магнітні властивості за об'ємом досліджуваних зразків були досліджені за допомогою метода вібраційної магнітометрії (прилад VSM Lake Shore) за кімнатних температурах (зовнішній вигляд рис. 2.4.) зовнішньому магнітному полі ± 2 Тл при двох орієнтаціях зразка відносно прикладеного зовнішнього магнітного поля:

- паралельна геометрія вимірювання – лінії індукції магнітного поля направлені паралельно поверхні зразка;
- перпендикулярна геометрія вимірювання – лінії індукції магнітного поля направлені перпендикулярно до поверхні зразка.

Принцип дії приладу ґрунтується на вимірюванні поля зразка, який коливається в однорідному магнітному полі зі сталою частотою та амплітудою [81]. Закріплений на тримачі з кварцового скла зразок вноситься у систему котушок і приводиться у коливальний рух (рис. 2.4.б). Вісь коливань напрямлена паралельно до площини котушок, а магнітний момент зразка – перпендикулярно. Котушки розташовувались на полюсах електромагніту, який є джерелом магнітного поля. На полюсах пари котушок з'єднані

«зустрічно», а пари між собою – «попередньо». При русі зразка вгору збільшувався магнітний потік у верхніх котушках і зменшувався у нижніх котушках. За допомогою програмного забезпечення контролюються необхідні параметри дослідження: максимальне і мінімальне поле, крок вимірювання, геометрія вимірювання, кут орієнтації зразка в зовнішньому магнітному полі та ін [82]. З отриманих петель гістерезису було визначено такі магнітні характеристики плівкових зразків (рис. 2.5), як коерцитивна сила (B_c), намагніченість насичення (M_s) та залишкова намагніченість (M_r).



Рис. 2.4. Зовнішній вигляд вібраційного магнітометра Lake Shore (а), вимірювальних котушок (б)

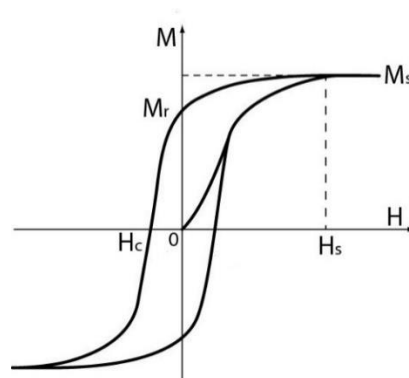


Рис. 2.5. Петля гістерезису феромагнітного металу для пояснення визначення магнітних характеристик

Для інтерпретації отриманих експериментальних і розрахункових результатів і їх порівняння було зроблено перерахунок намагніченості в об'ємну намагніченість з урахуванням геометричних розмірів та товщини плівки, а потім перехід з системи СГС у СІ.

2.3.2 Методика дослідження магніторезистивних властивостей

Для вимірювань ефекту магнітоопору (МО) нами була використана геометрія, коли струм паралельний площині зразка, при трьох взаємних орієнтаціях магнітного поля B з площиною зразка і струмом, що в ній протікає: перпендикулярна геометрія – магнітне поле перпендикулярне площині плівки і струму; поперечна геометрія – магнітне поле паралельне площині зразка і перпендикулярне струму; поздовжня геометрія – магнітне поле паралельне площині зразка і струму.

Дослідження магніторезистивних властивостей проводилось з використанням чотирьохточкової схеми за допомогою програмно-апаратного комплексу у трьох геометріях вимірювання (перпендикулярна, поперечна, поздовжня) за методикою описаною у роботах [83, 84].

Комплекс складається з електромагніту, що забезпечує магнітне поле з величиною магнітної індукції $B = 500$ мТл, уніполярного блоку живлення електромагніту Philips PM 2811, 12-ти бітного АЦП-ЦАП перетворювача NI USB 6008, мультиметра Keithley 2000 Digital для вимірювання опору, системи реле для зміни полярності магнітного поля та модуля повороту зразка (рис.2.6). Зразок під час досліджень закріплювався на підкладкотримачі, який мав можливість обертатися між сердечниками магніту, тим самим змінюючи кут між площиною зразка та напрямком ліній магнітної індукції. Автоматизований комплекс дозволяє автоматично вимірювати зміну магнітоопору в плівках у різних геометріях вимірювання та реалізувати можливість повороту зразка в діапазоні кутів $\pm 180^\circ$ з мінімальним кроком 1° [84].

Розрахунок магнітоопору проводився нами за формулою:

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

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

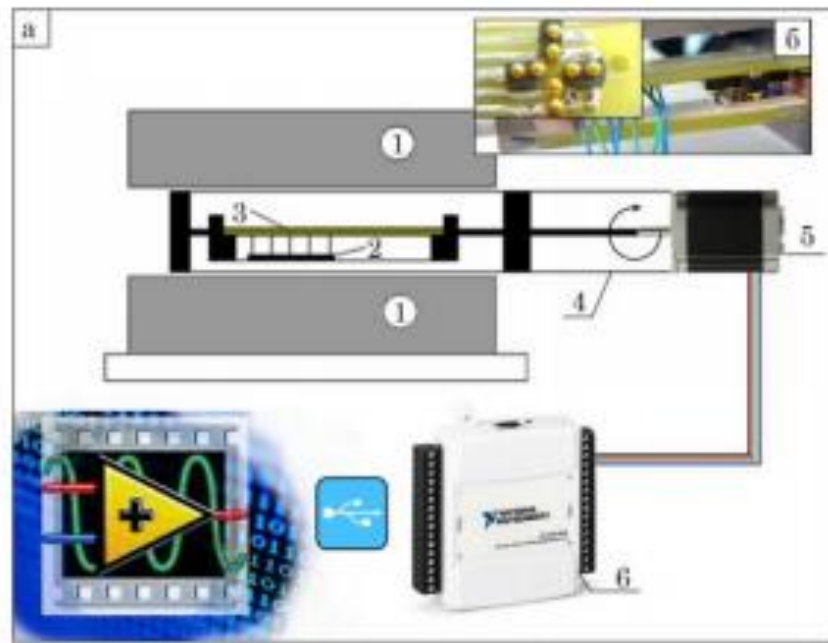


Рис. 2.6. Схематичне зображення комплексу для вимірювання магнітоопору з механізмом повороту зразка (а) та зовнішній вигляд контактів (б): 1 – осердя електромагніту; 2 – зразок; 3 – тримач контактів; 4 – консолі механізму повороту зразка; 5 – кроковий двигун; 6 – модулі збору даних NI USB 6008. Адаптовано з роботи [84]

Висновки до розділу 2

1. Відповідно до поставлених задач досліджень були застосовані такі методи отримання та дослідження тришарових плівок на основі Ni і Co та Dy або Ві: пошарова конденсація у вакуумі методами електронно-променевого осадження; метод кварцового резонатора для вимірювання товщини; метод просвічуючої електронної мікроскопії і електронографії для дослідження кристалічної структури і фазового складу плівкових систем.

2. Визначення магнітних та магніторезистивних властивостей плівкових систем здійснювалось за допомогою методів високоточної резистометрії магніторезистивних властивостей та вібраційної магнітометрії при різних кутах орієнтації зразка відносно прикладеного зовнішнього магнітного поля за кімнатної температури вимірювання.

3. Виходячи з особливостей експериментальних досліджень було використано автоматизовані комплекси та комп'ютерні програми під час конденсації одно- та тришарових плівок, дослідженні їх фізичних властивостей та обробці результатів, що дало змогу провести експерименти з більшою точністю.

РОЗДІЛ 3 ФАЗОВИЙ СКЛАД ТА КРИСТАЛІЧНА СТРУКТУРА ПЛІВКОВИХ ЗРАЗКІВ

3.1 Одношарові плівки Ni, Co, Dy та Bi [85, 86]

3.1.1 Фазовий склад та структурні характеристики плівок феромагнітних металів [85]

Фазовий склад феромагнітних матеріалів Co і Ni детально вивчений багатьма авторами (див. наприклад [87-90]). Проте у рамках даної роботи аналогічні дослідження було виконано з метою правильної інтерпретації результатів про фазовий склад тришарових плівкових систем. Необхідно відмітити, що одношарові і тришарові плівки в межах однієї партії були отримані та пройшли термообробку в однакових технологічних умовах.

Типова електронограма від одношарової плівки Co та відповідна їй мікроструктура у свіжосконденсованому стані приведена на рисунку 3.1 (а, б). З даних розшифровки (табл.3.1) на електронограмах фіксуються лінії, які відповідають ГЦП-Co і ГЦК-Co. Наявність на електронограмі відбиттів від кристалографічних площин (111) та (200), які відповідають ГЦК-Co ($d_{111} = 0,204$ нм і $d_{200} = 0,177$ нм), пов'язано з утворенням в невідпалених зразках дефектів упаковки [89], які представляють собою області ГЦК-Co.

Плівкові зразки проходили термообробку при температурах 800 і 1000 К за методикою описаною у розділі 2. Дослідження їх кристалічної структури і фазового складу проводились при кімнатній температурі. Аналіз експериментальних даних (рис.3.1 в-е, табл.3.1) вказує на наступне. Із підвищенням T_e середній розмір зерен збільшується до 17 нм при 800 К. Для зразків які пройшли термообробку за температури $T_e = 1000$ К фіксуються ГЦК-кристали розміром > 100 нм.

Зразки, відпалені до 800 К і 1000 К після охолодження мають фазовий склад ГЦК-Co+ГЦП-Co з параметром решітки ГЦП-Co $a = 0,253$ нм, $c = 0,412$ нм ($a_0 = 0,2514$ нм, $c_0 = 0,4105$ нм [80]), а для ГЦК-Co $a = 0,356$ нм

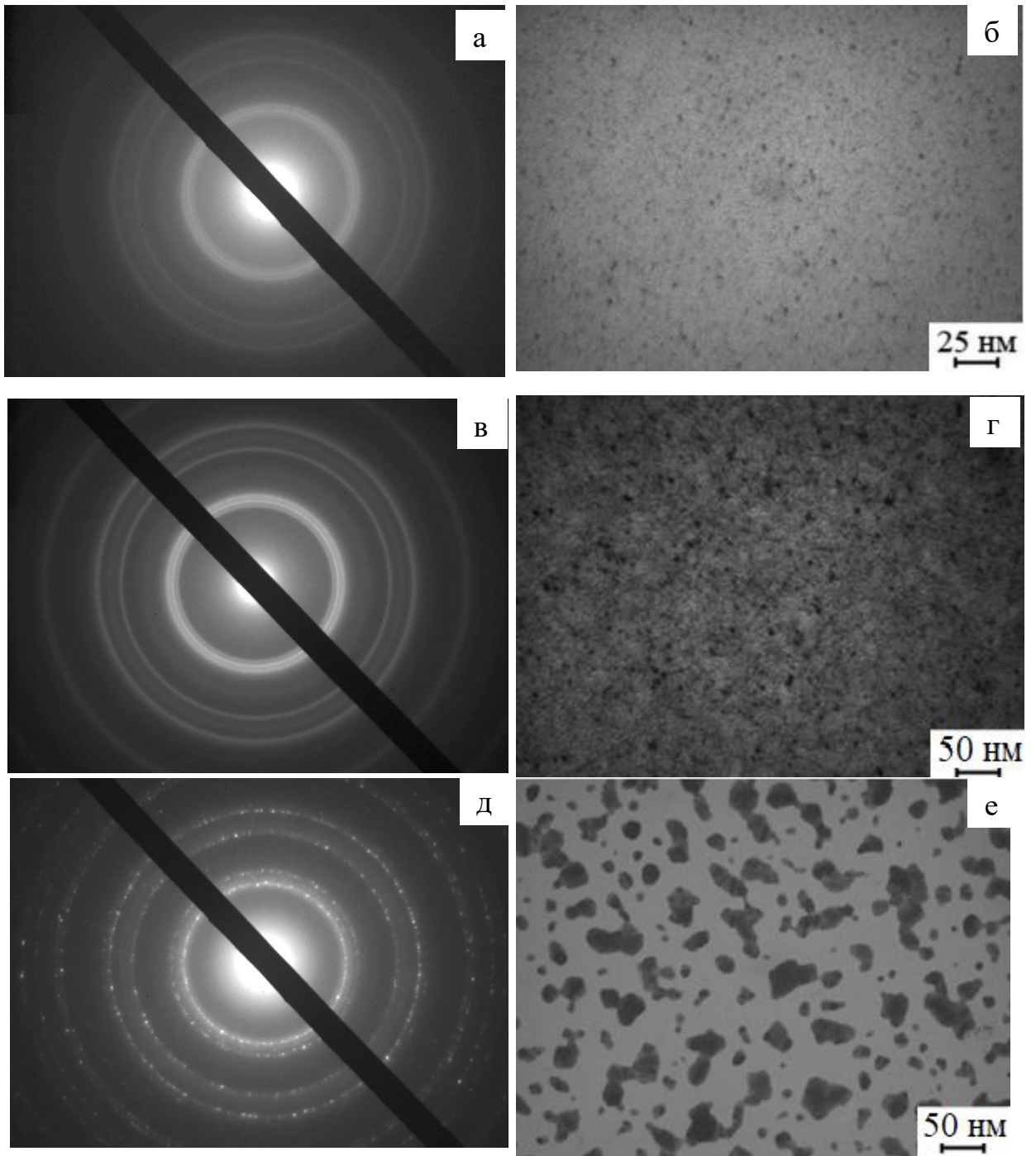


Рис. 3.1. Електронограми (а, в, д) та відповідні їм мікроструктури (б, г, е) від одношарової плівки Co товщиною 25 нм у свіжосконденсованому (а, б) стані та відпаленому до 800 К (в, г) і 1000 К (д, е)

($a_0 = 0,3545$ нм [80]), що у обох випадках близьке за значенням для масивних зразків. Збільшення температури відпалювання призводить до зростання інтенсивності ліній від ГЦК-фази. Це підтверджує, що зразки мають двофазний склад.

Таблиця 3.1

**Розшифровка електронограм від плівкового зразка
Со товщиною 25 нм**

	$T_n=460$ К				$T_e=1000$ К				d_0 , нм [80]
	I , від. од	d_{hkl} , нм	hkl	Фазовий склад	I , від.од	d_{hkl} , нм	hkl	Фазовий склад	
1	сер.	0,216	100	ГЦП-Со	сер.	0,216	100	ГЦП-Со	0,2158
2	Д.С.	0,205	111	ГЦК-Со (ДП)	Д.С.	0,205	111	ГЦК-Со	0,204
3	С.	0,192	101	ГЦП-Со	С.	0,192	101	ГЦП-Со	0,1915
4	сл.	0,178	200	ГЦК-Со (ДП)	сл.	0,178	200	ГЦК-Со	0,177
5	сл.	0,125	110	ГЦП-Со	сл.	0,125	110	ГЦП-Со	0,125
6	сл.	0,115	103	ГЦП-Со	сл.	0,115	103	ГЦП-Со	0,1148
7	сер.	0,107	201	ГЦП-Со	сер.	0,107	201	ГЦП-Со	0,1066

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

Типова електронограма від плівки Ni та відповідна їй мікроструктура у свіжосконденсованому стані наведена на рисунку 3.2 (а, б), а у таблиці 3.2 наведена її розшифровка. На електронограмах від свіжосконденсованих зразків фіксуються лінії, які відповідають відбиттям лише від кристалографічних площин ГЦК-Ni.

Для плівок, які пройшли термообробку до температури 700 К на електронограмах (рис. 3.2, в) спостерігається зростання інтенсивності ліній, а на знімку кристалічної структури (рис. 3.2, г) фіксується укрупнення кристалітів.

Таким чином одношарові плівки Ni як у свіжосконденсованому стані так і після термообробки є однофазними та мають ГЦК структуру з параметром кристалічної решітки $a = 0,353$ нм, що відповідає параметрам решітки для масивного Ni $a_0 = 0,3524$ нм [80].

Отримані нами результати про фазовий склад і кристалічну структуру одношарових плівок Co і Ni узгоджуються з даними інших авторів, як у межах лабораторії де виконувалась робота [82, 91] так і інших лабораторій [92]. Аналіз наших результатів свідчить про відносну нечутливість плівок, отриманих у наведених у розділі 2 технологічних умовах, до їх забруднення домішковими атомами із залишкової атмосфери.

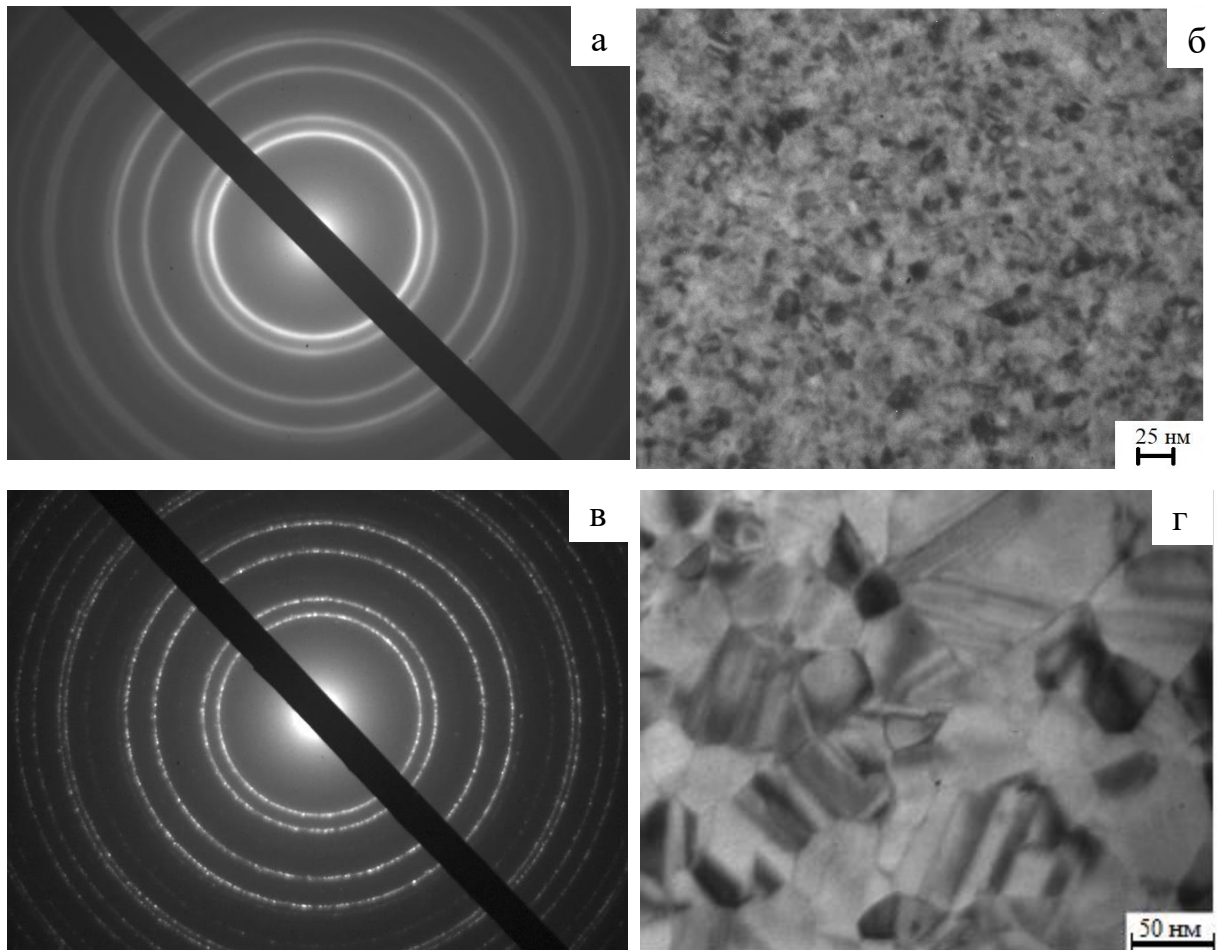


Рис. 3.2. Електронограми (а, в) та відповідні їм мікроструктури (б, г) від одношарової плівки Ni товщиною 25 нм у свіжосконденсованому (а, б) стані та відпаленому до 700 К (в, г)

**Розшифровка електронограм від плівкового зразка
Ni товщиною 25 нм**

№	$T_n=460$ К				$T_e=700$ К				d_0 , нм [80]
	I , від. од	d_{hkl} , нм	hkl	Фазовий склад	I , від.од	d_{hkl} , нм	hkl	Фазовий склад	
1	Д.С.	0,204	111	ГЦК-Ni	Д.С.	0,204	111	ГЦК-Ni	0,2038
2	С.	0,177	200	ГЦК-Ni	С.	0,177	200	ГЦК-Ni	0,1766
3	С.	0,125	220	ГЦК-Ni	С.	0,125	220	ГЦК-Ni	0,125
4	С.	0,107	311	ГЦК-Ni	С.	0,107	311	ГЦК-Ni	0,1067
5	сер.	0,102	222	ГЦК-Ni	сер.	0,102	222	ГЦК-Ni	0,1022
6	сер.	0,082	331	ГЦК-Ni	сер.	0,082	331	ГЦК-Ni	0,0812
7	сер.	0,079	420	ГЦК-Ni	сер.	0,079	420	ГЦК-Ni	0,0791
8	сл.	0,073	422	ГЦК-Ni	сл.	0,073	422	ГЦК-Ni	0,0723
9	сл.	0,068	511	ГЦК-Ni	-	-	-	-	0,0681

3.1.2 Фазовий склад та структурні характеристики одношарових плівок Dy [86]

На рисунках 3.3 і 3.4 (а, б) наведені типові електронограми та відповідні їм мікроструктури від одношарових плівок Dy у свіжосконденсованому стані товщиною 10 нм і 25 нм відповідно. Аналіз цих даних вказує на те, що фазовий склад одношарових плівкових зразків може перебувати у двох станах, а саме квазіаморфному (рис.3.3) або кристалічному (рис.3.4), що в свою чергу залежить від товщини зразків та температури підкладки під час конденсації [23, 36]. При ефективних товщинах шарів d_{Dy} більше 15 нм структура має нанокристалічний характер (рис. 3.4.а, б), а при зменшенні товщини відбувається перехід до квазіаморфного стану (рис. 3.3.а, б). Наявність другого гало на рисунку 3.3.а може свідчити про початок кристалізаційних процесів.

При дослідженнях одношарових плівок диспрозію без використання захисних покриттів, слід відмітити його високу хімічну активність безпосередньо на етапі конденсації зразків [21, 36]. У літературних даних [36] показано, що при швидкості конденсації 0,02 нм/с у вакуумі 5×10^{-5} Па чітко фіксується оксидна фаза Dy_2O_3 . Одношарові плівки диспрозію товщиною

8 нм без захисних покриттів після витримки на повітрі протягом двох годин повністю окислюється і мають лише фазу Du_2O_3 . Отриманий результат корелюється з розглянутими літературними даними [23, 24].

Електронографічні дослідження (див. табл. 3.3) показали, що плівки Du товщиною $d_{Du} = 15\text{--}30$ нм у свіжосконденсованому стані мають двофазний склад, а саме ГЦП- $Du + OЦК-Du_2O_3$. У залежності від товщини плівок на електронограмах поряд з лініями ГЦП- Du фіксуються характерні лінії (622), (444) і (662) різної інтенсивності, що відповідають $OЦК-Du_2O_3$. Таке накладання ліній дещо ускладнює інтерпретацію результатів. Отримані дані свідчать про те, що середнє значення параметрів решітки складає для ГЦП- Du $a_{сер} = 0,358$ нм, $c_{сер} = 0,566$ нм, що у незначній мірі відрізняється від табличного значення $a_0 = 0,359$ нм і $c_0 = 0,5647$ нм [80]. Для $OЦК-Du_2O_3$ середнє значення параметру решітки становить $a_{сер} = 1,07$ нм, табличне значення – $a_0 = 1,066$ нм [80], що пов'язано з розмірними ефектами.

Лінії, що відповідають відбиттям від кристалографічних площин $OЦК-Du_2O_3$, присутні у зразках товщиною $d < 30$ нм (рис. 3.4.б). Інтенсивність цих ліній на електронограмах для невідпалених зразків відносно низька, тому можна говорити лише про сліди Du_2O_3 , що стали результатом оксидоутворення в процесі отримання та/або подальших досліджень.

Після термообробки до $T_e = 700$ К (рис. 3.4 в, г) вміст оксидної фази у зразках збільшується за рахунок взаємодії з атомами кисню залишкової атмосфери через високу хімічну активність Du . Без застосування захисних покриттів плівки швидко окислюються і переходять в $OЦК-Du_2O_3$ [94]. Стабілізацію оксидної фази можна спостерігати на приведених знімках мікроструктури одношарових плівок Du (рис. 3.4.г) у вигляді темних крапель типової округлої форми із середнім розміром до 30 нм.

3.1.3 Структура та фазовий склад одношарових плівок Ві

На рисунку 3.5 приведено мікрознімки, отримані методом ПЕМ, одношарового плівкового зразка Ві у свіжосконденсованому стані, які було

отримано на підкладки з температурами у діапазоні 328–533 К. Дослідження показали, що структура плівок Ві залежить від температури підкладки. Так, для зразків, які було отримано на підігріту підкладку до 533 К (рис.3.5.г) відбувається механізм конденсації «пар → рідина». Тому на знімках фіксуються окремі сферичні краплі з середнім розміром 40 нм. На рисунку 3.6 представлено чисельний розподіл крапель мікроструктури з рисунку 3.5.г у плівці за розміром.

Таблиця 3.3

**Розшифровка електронограм від плівкового зразка
Ду товщиною 25 нм**

№	$T_n = 460 \text{ К}$				$T_e = 700 \text{ К}$				d_0 , нм [80]
	I, в.о.	d_{hkl} , нм	hkl	Фазовий склад	I, в.о.	d_{hkl} , нм	hkl	Фазовий склад	
1	д.сл.	0,435	211	ОЦК-Dy ₂ O ₃	д.сл.	0,435	211	ОЦК-Dy ₂ O ₃	0,433
2	Д.С.	0,306	222	ОЦК-Dy ₂ O ₃	Д.С.	0,306	222	ОЦК-Dy ₂ O ₃	0,307
3	сер.	0,283	002	ГЦП-Dy	-	-	-	-	0,2834
4	сл.	0,272	101	ГЦП-Dy	-	-	-	-	0,2722
5	сер.	0,265	400	ОЦК-Dy ₂ O ₃	сер	0,265	400	ОЦК-Dy ₂ O ₃	0,266
6	д.сл.	0,210	431	ОЦК-Dy ₂ O ₃	д.сл.	0,210	431	ОЦК-Dy ₂ O ₃	0,2087
7	д.сл.	0,209	102	ГЦП-Dy	-	-	-	-	0,209
8	С.	0,186	440	ОЦК-Dy ₂ O ₃	С.	0,186	440	ОЦК-Dy ₂ O ₃	0,1883
9	сер.	0,161	103 622	ГЦП-Dy ОЦК-Dy ₂ O ₃	сер.	0,161	622	ОЦК-Dy ₂ O ₃	0,161 0,1606
10	д.сл.	0,152	112 444	ГЦП-Dy ОЦК-Dy ₂ O ₃	д.сл.	0,152	444	ОЦК-Dy ₂ O ₃	0,151 0,1537
11	сл.	0,121	203 662	ГЦП-Dy ОЦК-Dy ₂ O ₃	д.сл.	0,121	662	ОЦК-Dy ₂ O ₃	0,120 0,1219
12	д.сл.	0,108	844	ОЦК-Dy ₂ O ₃	д.сл.	0,108	844	ОЦК-Dy ₂ O ₃	0,1084

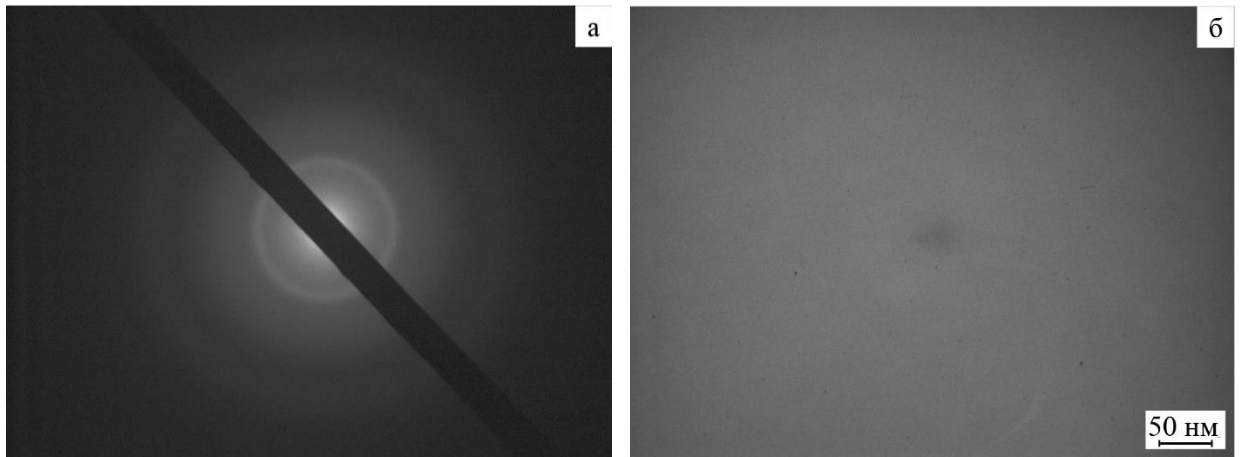


Рис. 3.3. Електронограма (а) та відповідна їй мікроструктура (б) від одношарової плівки Dy товщиною 10 нм у свіжосконденсованому стані

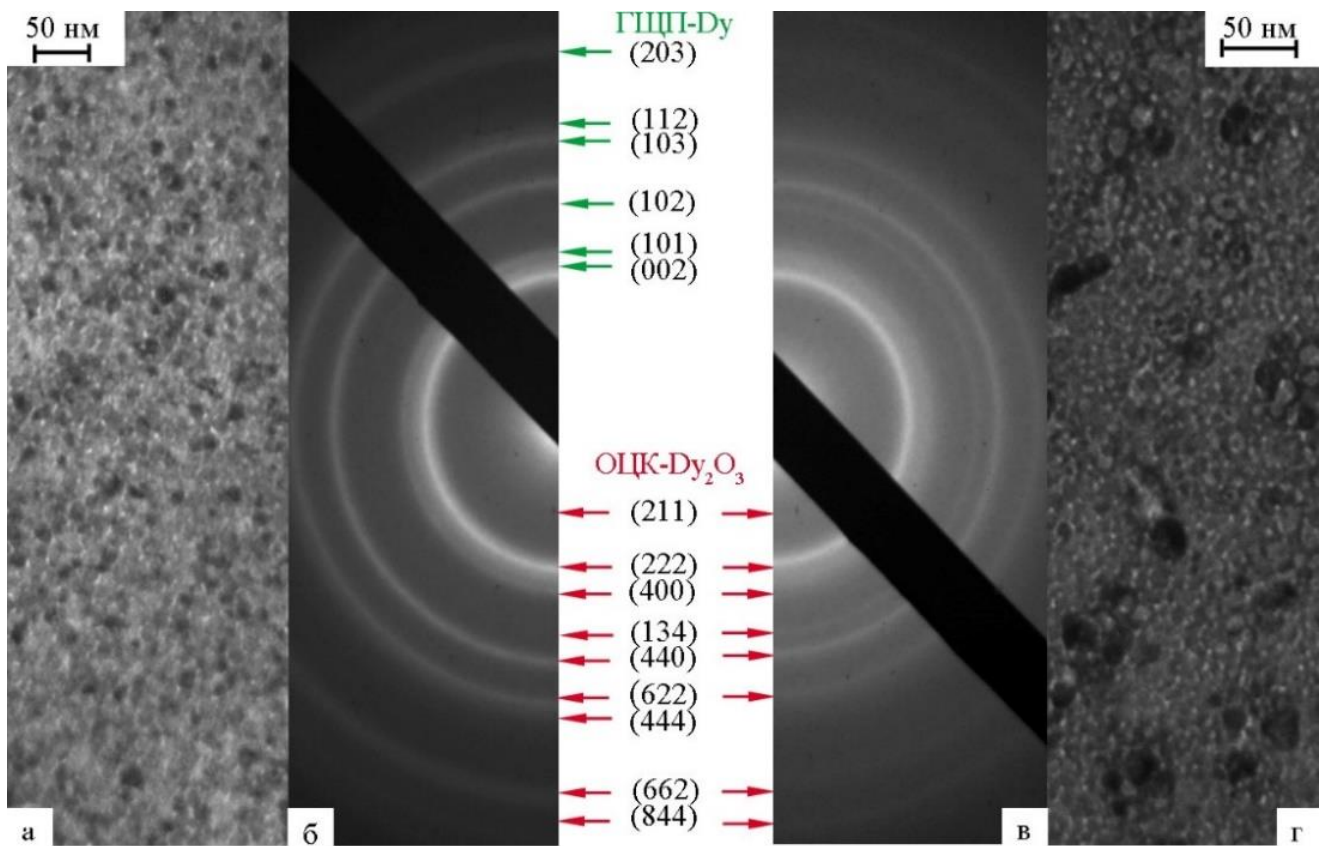


Рис. 3.4. Електронограми (б, в) та відповідні їм мікроструктури (а, г) від одношарової плівки Dy товщиною 25 нм а у свіжосконденсованому стані (а, б) та після термообробки $T_e = 700$ К (в, г)

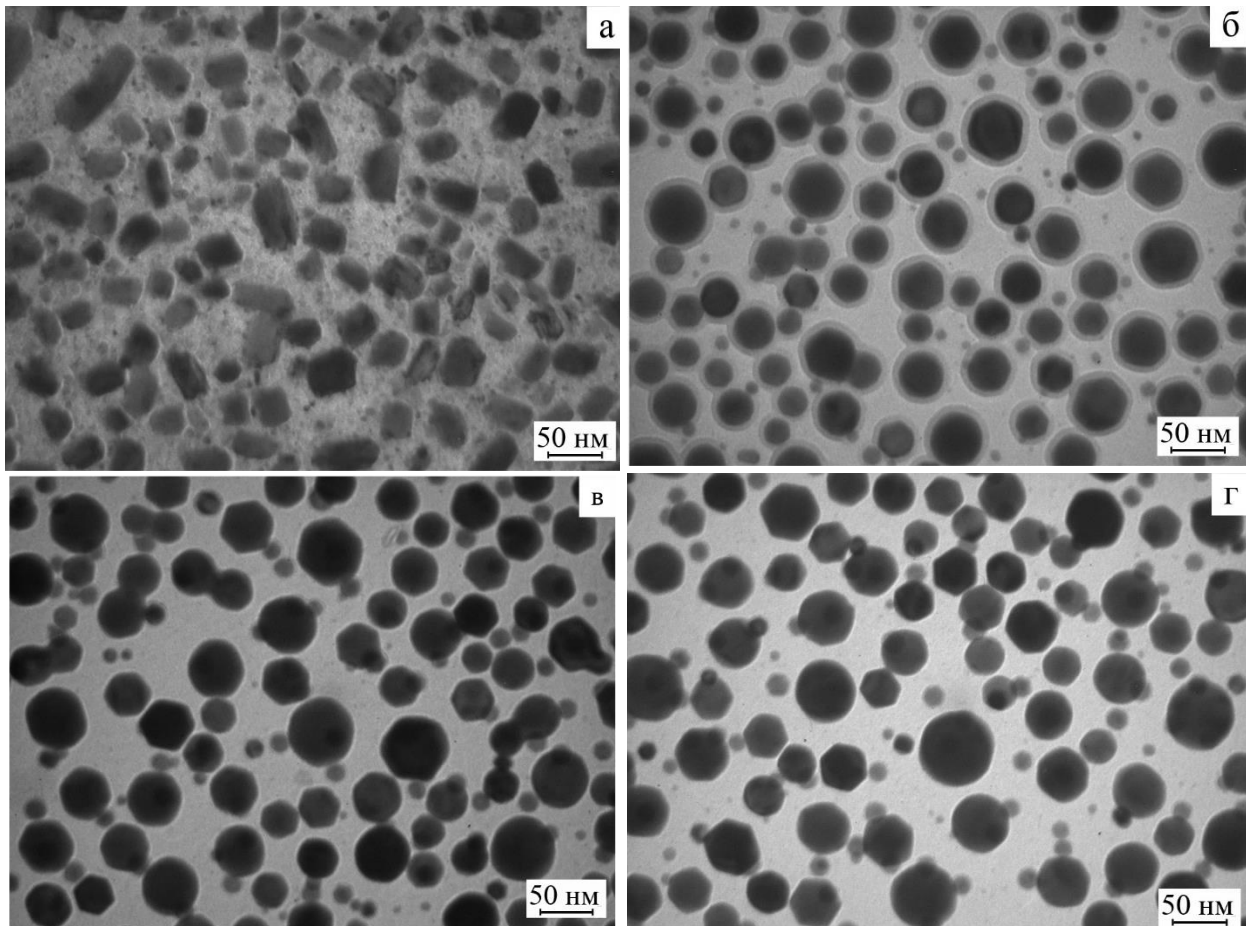


Рис. 3.5. Мікроструктура свіжосконденсованих одношарових плівок Ві товщиною 20 нм, які отримані з різними температурами підкладки: 328 К (а), 450 К (б), 473 К (в), 533 К (г).

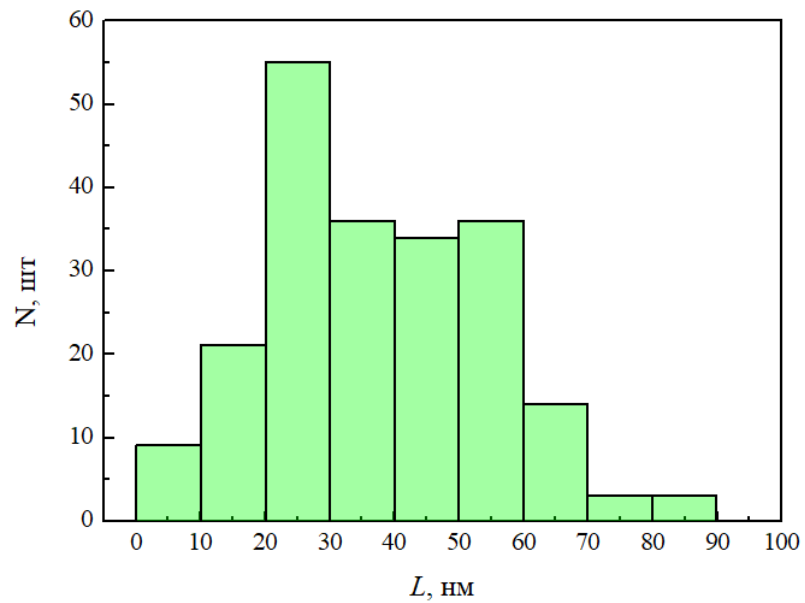


Рис.3.6. Розподіл крапель за розміром в плівці Ві товщиною 20 нм отриманого на підкладку з температурою $T_n = 533$ К

З гістограми видно, що найбільша кількість крапель у діапазоні від 20 до 30 нм, що перевищує значення кількості крапель з середнім розміром і максимальним. Отриманий результат свідчить про початок процесів плавлення, враховуючи що температура плавлення масивного Ві $T_{пл} = 545$ К. При зменшенні температури до 473 К крапельна структура зразків зберігається, при цьому їх концентрація та середній розмір зменшуються (краплі мають середній розмір менше 20 нм).

Аналіз мікрознімків зразків отриманих при температурі підкладки 450 К вказує на те, що в них відбувається зміна механізму конденсації росту плівки на «пар \rightarrow кристал». При реалізації цього механізму зовнішній вигляд кристалів у тонких плівках практично не відрізняється від тих, що були отримані при більших температурах, проте у цьому випадку фіксуються плоскі.

Для плівкових зразків, які було отримано при температурі підкладки 328 К спостерігається кристалічна структура зразка. Подібний результат отримано авторами робіт [93], у яких було досліджено кристалічну структуру плівок Ві на аморфних вуглецевих підкладках. Було встановлено, що за кімнатної температури осадження плівок, її структура відповідає крупнокристалічній, а при температурах вище температури плавлення – плівка складається зі сферичних крапель; за температур близьких до температури плавлення у розривах суцільної плівки фіксуються частинки сферичної форми.

Розглянемо фазовий склад плівок Ві. Типові електроннограми від плівки Ві у свіжосконденсованому стані наведені на рисунку 3.7 (а-в), а у таблиці 3.4 наведена її розшифровка. На електроннограмах від свіжосконденсованих зразків отриманих при різних температурах підкладки фіксуються лінії, які відповідають відбиттям від кристалографічних площин ромбодричного-Ві α -модифікації (α -Ві) [94].

Зупинимося на фазовому складі плівок, які пройшли термообробку до температури 680 К. На рисунку 3.8 (а, б) приведено типову електроннограму

та відповідну їй мікроструктуру. Від плівок Ві, на електронограмі (рис. 3.8, а) спостерігається незначне зростання інтенсивності від ліній, а на знімку кристалічної структури (рис. 3.8, б) фіксується збільшення розміру крапель, в середньому до 55 нм. Слід зазначити, що після термообробки характерна огранка навколо кристалічних крапель зникає.

Таким чином одношарові плівки Ві як у свіжосконденсованому стані так і після термообробки є однофазними та мають ромбоєдричну структуру з параметром кристалічної решітки $a = 0,455$ нм, що відповідає параметрам решітки для масивного Ві $a_0 = 0,4746$ [80]. Незначне відхилення від даних масивних зразків може бути пов'язане з тим, що Ві є хімічно активним, що призводить до проникнення у кристалічну решітку домішкових атомів [21]. Зведені результати електронографічних досліджень від одношарової плівки Ві до та після відпалювання представлено у таблиці 3.4.

Таблиця 3.4

**Розшифровка електронограм від плівкового зразка
Ві товщиною 20 нм**

№	$T_n = 460$ К				$T_e = 680$ К				d_0 , нм [80]
	I, в.о.	d_{hkl} , нм	hkl	Фазовий склад	I, в.о.	d_{hkl} , нм	hkl	Фазовий склад	
1	Д.С.	0,329	012	α -Ві	Д.С.	0,329	012	α -Ві	0,328
2	С.	0,240	104	α -Ві	С.	0,240	104	α -Ві	0,2369
3	С.	0,229	110	α -Ві	С.	0,229	110	α -Ві	0,2273
4	сл.	0,198	113	α -Ві	сл.	0,198	113	α -Ві	0,1971
5	сл.	0,187	202	α -Ві	сл.	0,187	202	α -Ві	0,1868
6	сл.	0,150	116	α -Ві	сл.	0,150	116	α -Ві	0,1491
7	сл.	0,145	122	α -Ві	сл.	0,145	122	α -Ві	0,1443
8	сл.	0,134	214	α -Ві	сл.	0,134	214	α -Ві	0,133

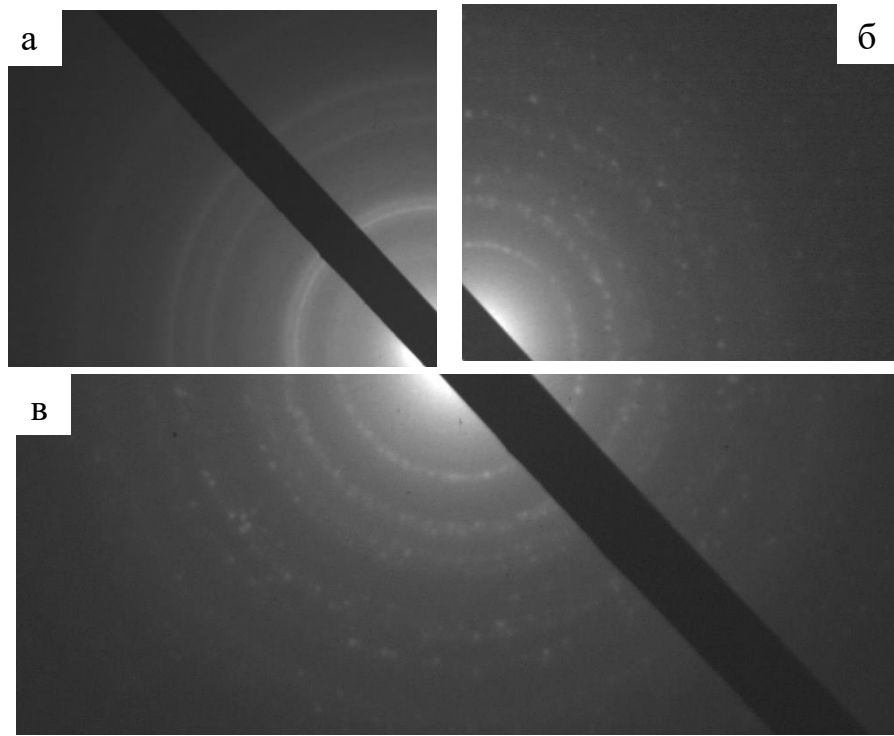


Рис. 3.7. Електронограми (а-г) від одношарової плівки Ві товщиною 20 нм у свіжосконденсованому стані, які отримані з різними температурами підкладки: 328 К (а), 450 К (б), 533 К (в)

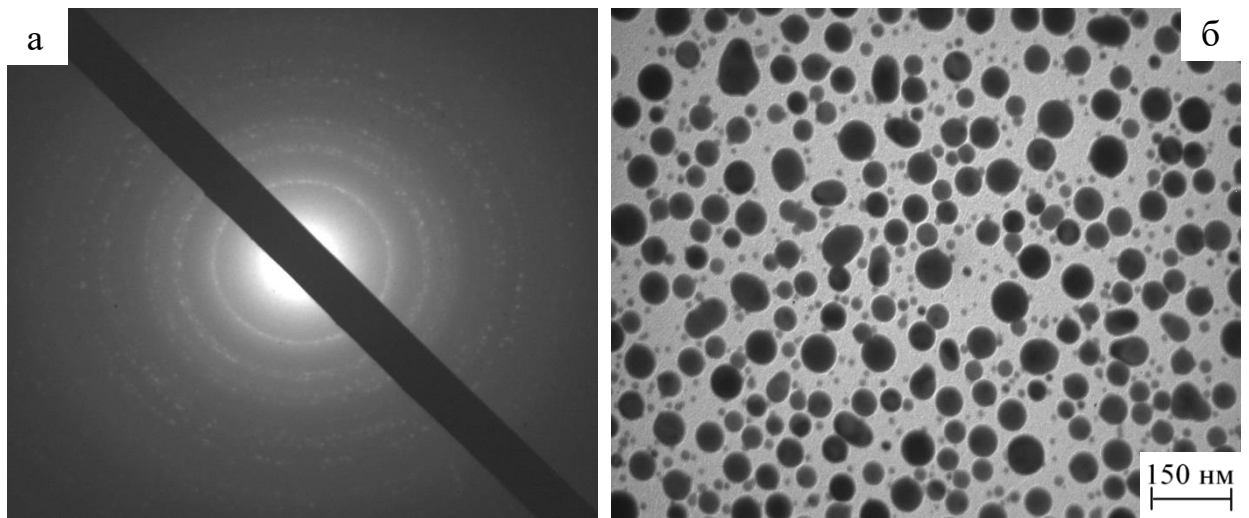


Рис.3.8. Електронограма (а) та відповідна мікроструктура (б) від одношарової плівки Ві товщиною 20 нм після термообробки $T_s = 680$ К

3.2 Фазовий склад тришарових плівок на основі Co та Ві [95, 96]

Розглянемо фазовий склад свіжосконденсованих плівкових зразків Co/Vi/Co/P. Типові електронограми та відповідні їм мікроструктури від плівок на основі Co і Ві представлено на рисунку 3.9 і рисунку 3.10 відповідно, а їх розшифровка представлена у таблиці 3.5.

Дослідження тришарових плівок показали, що такі системи знаходяться у більш складному фазовому стані. При невеликій товщині проміжного шару Ві (до 15 нм), отримано немагнітні вкраплення Ві в магнітній матриці Co (Рис.3.10 а-с). Це пояснюється тим що плівки Ві товщиною до 30 нм можуть бути не суцільними, тобто мають розриви та зернисту структуру незалежно від методу осадження [97, 98]. Крім того, Ві характеризується низькою температурою плавлення [99], що призводить до легкого проникнення атомів Co до шару Ві при конденсації верхнього шару Co.

Дослідження фазового стану показали, що свіжосконденсовані плівки мають фазовий склад ГЦП-Co + ГЦК-Co + ромбоєдричний Ві. Мікроструктури відпалених зразків (рис. 3.9.д-е) мають більш виражену кристалічну структуру, але загальний вигляд залишається незмінним. Процес термообробки в діапазоні температур до 680 К спричиняє взаємодифузю шарів Co і Ві, що призводить до утворення зернистих структур по всьому об'єму плівок і тим самим не змінюється фазовий стан, а лише відбувається збільшення кристалітів у шарах Co і Ві.

Зі збільшенням температури відпалювання до 900 К відбувається перетворення структур Co (рис. 3.9.в, г) з ГЦП у фазу ГЦК. Різкі піки в аналітичних моделях дифракції ПЕМ (рис. 3.10.б) можуть свідчити про полікристалічну структуру. Таким чином можна зробити висновок, що структура проміжного шару Ві залежить від їх концентрації в загальній тришаровій системі. При товщині Ві 5 нм і менше (зразок Co(5)/Vi(5)/Co(10)/P) відбувається повне окислення шару Ві з переходом в аморфний стан, тому гострих піків від фази Ві не спостерігалось (рис. 3.9.г,

рис.3.10.б). Зі збільшенням товщини проміжного шару з Ві понад 5 нм (зразок Co(5)/Bi(10)/Co(10)/П) фіксується тетрагональна фаза Bi_2O_3 ($\beta\text{-Bi}_2\text{O}_3$) (рис. 3.9.в, рис.3.10.б).

Слід зазначити, що термообробка впливає на розмір кристалітів обох фаз Co та Ві у різній мірі (рис. 3.11). Після відпалювання зразків на електронограмах спостерігається звуження дифракційних ліній та збільшення їх інтенсивності. Кристаліти ГЦП-Co при відпалюванні збільшуються у незначній мірі, тоді як кристаліти ГЦК-Co різко збільшуються при відпалі до 900 К, що є характерним і для одношарових плівок Co. У той же час термообробка до 680 К призводить до незначного зростання гранул Ві, хоча при зміні товщини Ві у діапазоні $d_{\text{Bi}} = 3\text{--}15\text{ нм}$ призводить до збільшення їх середнього розміру у 3 рази (рис. 3.11 b1-b4).

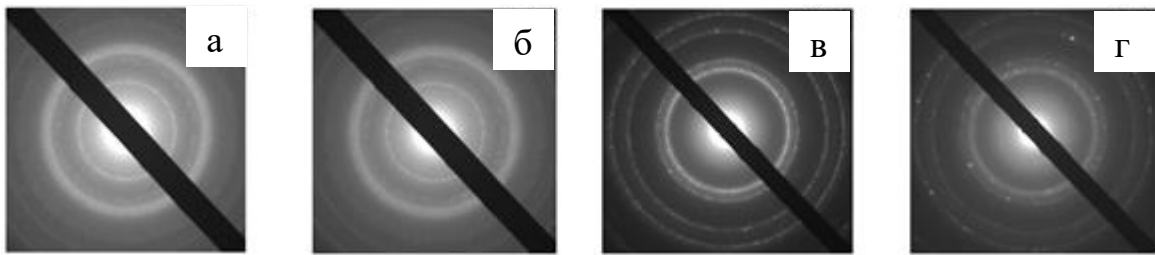


Рис.3.9. Електронограми для системи Co(5)/Bi(10)/Co(10)/П у свіжосконденсованому стані (а) і термообробки до 680 К (б), 900 К (в) та для Co(5)/Bi(5)/Co(10)/П після термообробки до 900 К (г)

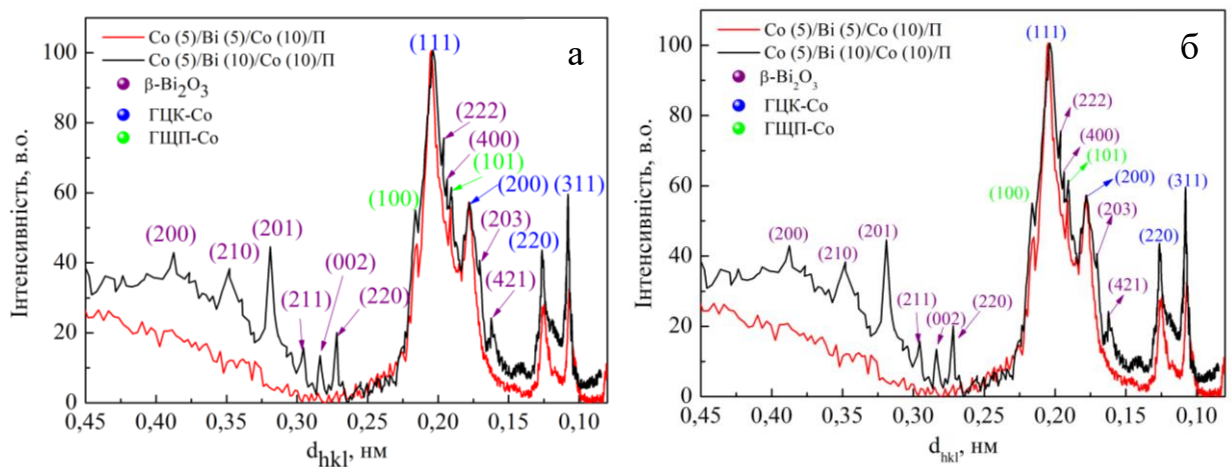


Рис.3.10. Аналіз дифракційних зображень ПЕМ (а-б) Co(5)/Bi(x)/Co(10)/П у свіжосконденсованому стані (а) і термообробки до 680 К і 900 К (б)

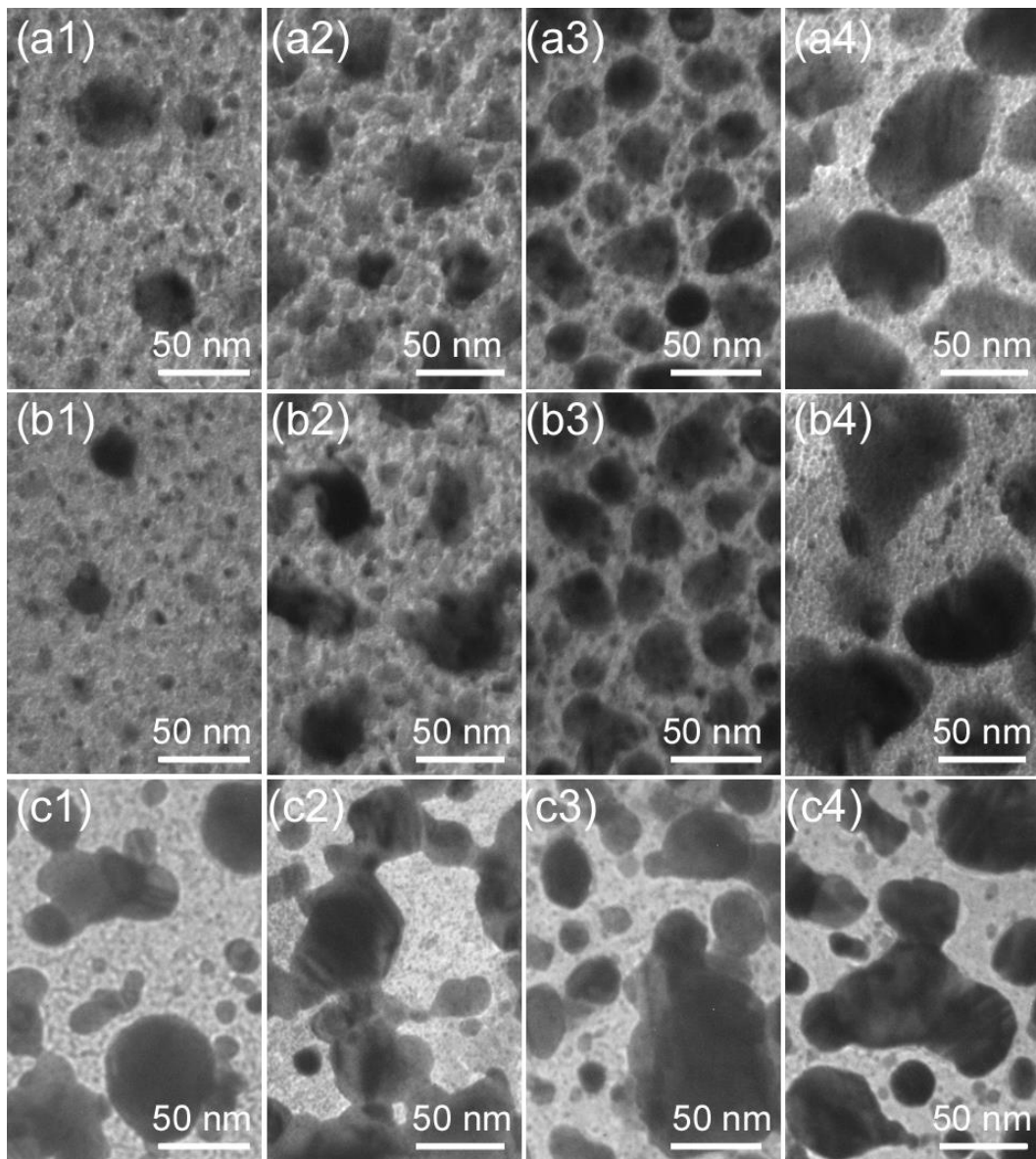


Рис. 3.10. Мікроструктури для свіжосконденсованих зразків (a1)-(a4) та після термообробки до 680 К (b1)-(b4) та до 900 К (c1)-(c4) Co(5)/V(x)/Co(10)/П плівкових систем. Товщина шару Ві становить 3 нм (a1)-(c1), 5 нм (a2)-(c2), 10 нм (a3)-(c3) і 15 нм (a4)-(c4)

Таблиця 3.5

Розшифровка електронограм від плівкового зразка Co(5)/Bi(10)/Co(10)/П

№	$T_n = 460 \text{ K}$				$T_e = 680 \text{ K}$				$T_e = 900 \text{ K}$				d_0 , нм [100]
	I, в.о.	d_{hkl} , нм	hkl	Фазовий склад	I, в.о.	d_{hkl} , нм	hkl	Фазовий склад	I, в.о.	d_{hkl} , нм	hkl	Фазовий склад	
1	Д.С.	0,327	012	α -Bi	Д.С.	0,327	012	α -Bi	-	-	-	-	0,328
2	сер.	0,236	104	α -Bi	сер.	0,236	104	α -Bi	-	-	-	-	0,235
3	сер.	0,229	110	α -Bi	сер.	0,229	110	α -Bi	-	-	-	-	0,227
4	С.	0,216	100	ГЦП-Co	С.	0,216	100	ГЦП-Co	С.	0,216	100	ГЦП-Co	0,216
5	Д.С.	0,205	111	ГЦК-Co(ДП)	Д.С.	0,205	111	ГЦК-Co	Д.С.	0,205	111	ГЦК-Co	0,204
6	Д.С.	0,192	101	ГЦП-Co	Д.С.	0,192	101	ГЦП-Co	Д.С.	0,192	101	ГЦП-Co	0,192
7	сл.	0,178	200	ГЦК-Co(ДП)	сл.	0,178	200	ГЦК-Co	сер.	0,178	200	ГЦК-Co	0,177
									Д.С.	0,162	222	β -Bi ₂ O ₃	0,161
8	сл.	0,151	116	α -Bi	сл.	0,151	116	α -Bi	сер.	-	-	-	0,150
9	сл.	0,125	110	ГЦП-Co	сл.	0,125	110	ГЦП-Co	сл.		411	β -Bi ₂ O ₃	0,125
10	сер.	0,107	201	ГЦП-Co	сер.	0,107	201	ГЦП-Co	сер.	0,107	201	ГЦП-Co	0,107

3.3 Фазовий склад та кристалічна структура тришарових плівок на основі Ni або Co та Dy [101-104]

Розглянемо фазовий склад свіжосконденсованих плівкових зразків Co/Dy/Co. Типова електронограма приведена на рисунку 3.12.a і рисунку 3.14.a. Як і у випадку одношарових плівок при ефективних товщинах менше 15 нм на електронограмах відсутні яскраво виражені лінії, що відповідають відбиттям від кристалографічних площин Dy, а лише спостерігаються два гало (рис. 3.11 a). Шари Co, як це вже було описано для одношарових плівок, мають ГЦП структуру з дефектами пакування ГЦК фази. Термообробка до 800 К і 1000 К призводить до змін фазового стану Co плівок. Як і в одношарових плівках відбувається зростання інтенсивності ліній від ГЦК-Co. Таким чином плівкові зразки мають фазовий склад ГЦП-Co + ГЦК-Co + ка-Dy.

Для свіжосконденсованих плівок на основі Ni і Dy при товщинах РЗ-металу менше 15 нм також спостерігається квазіаморфна фаза Dy (рис. 3.13). Таким чином плівкові зразки мають фазовий склад ГЦК-Ni + ка-Dy. Термообробка до 700 К не призводить до змін фазового стану плівок.

Типові електронограми і відповідні їм мікроструктури кристалічної структури плівок на основі Ni або Co і Dy при ефективній товщині $d_{Dy} > 15$ нм у свіжосконденсованому стані представлено на рисунку 3.14 і рисунку 3.15, їх узагальнена розшифровка приведена у таблиці 3.8 і таблиці 3.9 відповідно. Фазовий склад для шарів Ni або Co є ідентичним до одношарових плівок відповідних металів. Розглянемо більш детально фазовий склад проміжного шару Dy.

У свіжосконденсованому стані у плівках обох систем фіксуються лінії, які відповідають фазам ГЦП-Dy та ОЦК-Dy₂O₃. Лінії з відносно низькою інтенсивністю відбиття від кристалографічних площин (211), (222), (321), (440), (622) ОЦК-Dy₂O₃ близькі до ліній ГЦП-Dy, що викликає складність при інтерпретуванні фазового складу [105, 106].

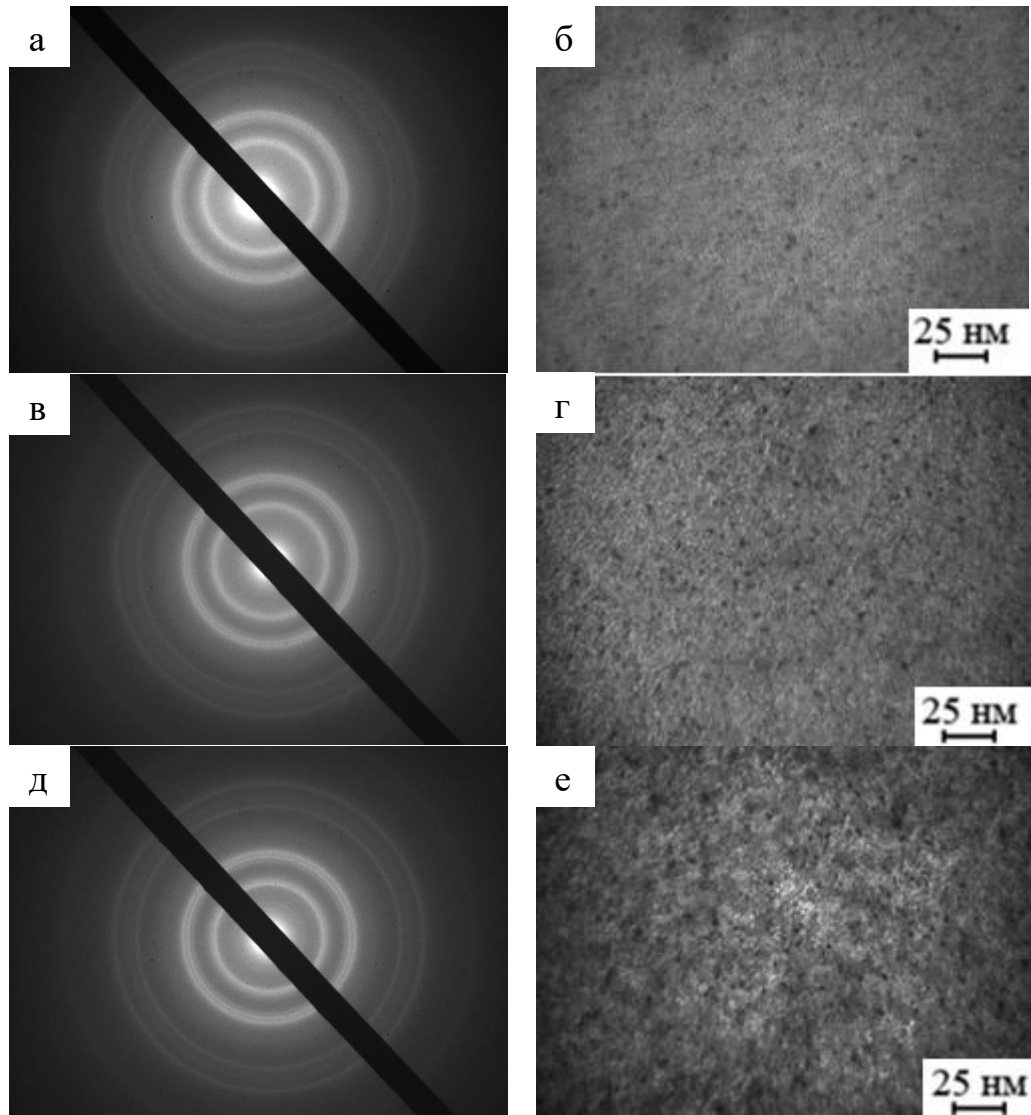


Рис. 3.12. Електронограми (а, в, д) та відповідні їм мікроструктури (б, г, е) від тришарової плівки $\text{Co}(5)/\text{Dy}(10)/\text{Co}(20)/\text{П}$ у свіжосконденсованому стані (а, б) і після термообробки $T_e = 800 \text{ K}$ (в, г) та $T_e = 1000 \text{ K}$ (д, е)

Таблиця 3.6

Розшифровка електронограм від плівкового зразка Co(5)/Dy(10)/Co(20)/П

№	$T_n = 460 \text{ K}$				$T_e = 800 \text{ K}$				$T_e = 1000 \text{ K}$				d_o , нм [80]
	I, в.о.	d_{hkl} , нм	hkl	Фазовий склад	I, в.о.	d_{hkl} , нм	hkl	Фазовий склад	I, в.о.	d_{hkl} , нм	hkl	Фазовий склад	
1	сл.	-		ка-Dy	сер.	-		ка-Dy	сер.	-		ка-Dy	
2	сер.	0,216	100	ГЦП-Co	сер.	0,215	100	ГЦП-Co	сл.	0,215	100	ГЦП-Co	0,2158
3	Д.С.	0,205	111	ГЦК-Co (ДП)	Д.С.	0,205	111	ГЦК-Co	Д.С.	0,205	111	ГЦК-Co	0,2037
4	С.	0,192	101	ГЦП-Co	С.	0,191	101	ГЦП-Co	сер.	0,191	101	ГЦП-Co	0,1915
5	д.сл.	-		ка-Dy	д.сл.	-		ка-Dy	д.сл.	-		ка-Dy	
6	сл.	0,178	200	ГЦК-Co (ДП)	сл.	0,177	200	ГЦК-Co	сл.	0,177	200	ГЦК-Co	0,1773
7	сл.	0,125	110	ГЦП-Co	сл.	0,124	110 220	ГЦП-Co ГЦК-Co	сер.	0,124	110 220	ГЦП-Co ГЦК-Co	0,125 0,1253
8	сл.	0,115	103	ГЦП-Co	сл.	0,115	103	ГЦП-Co	д.сл.	0,115	103	ГЦП-Co	0,1148
9	сер.	0,107	201	ГЦП-Co	сер.	0,106	201 311	ГЦП-Co ГЦК-Co	сер.	0,106	201 311	ГЦП-Co ГЦК-Co	0,1066 0,1066

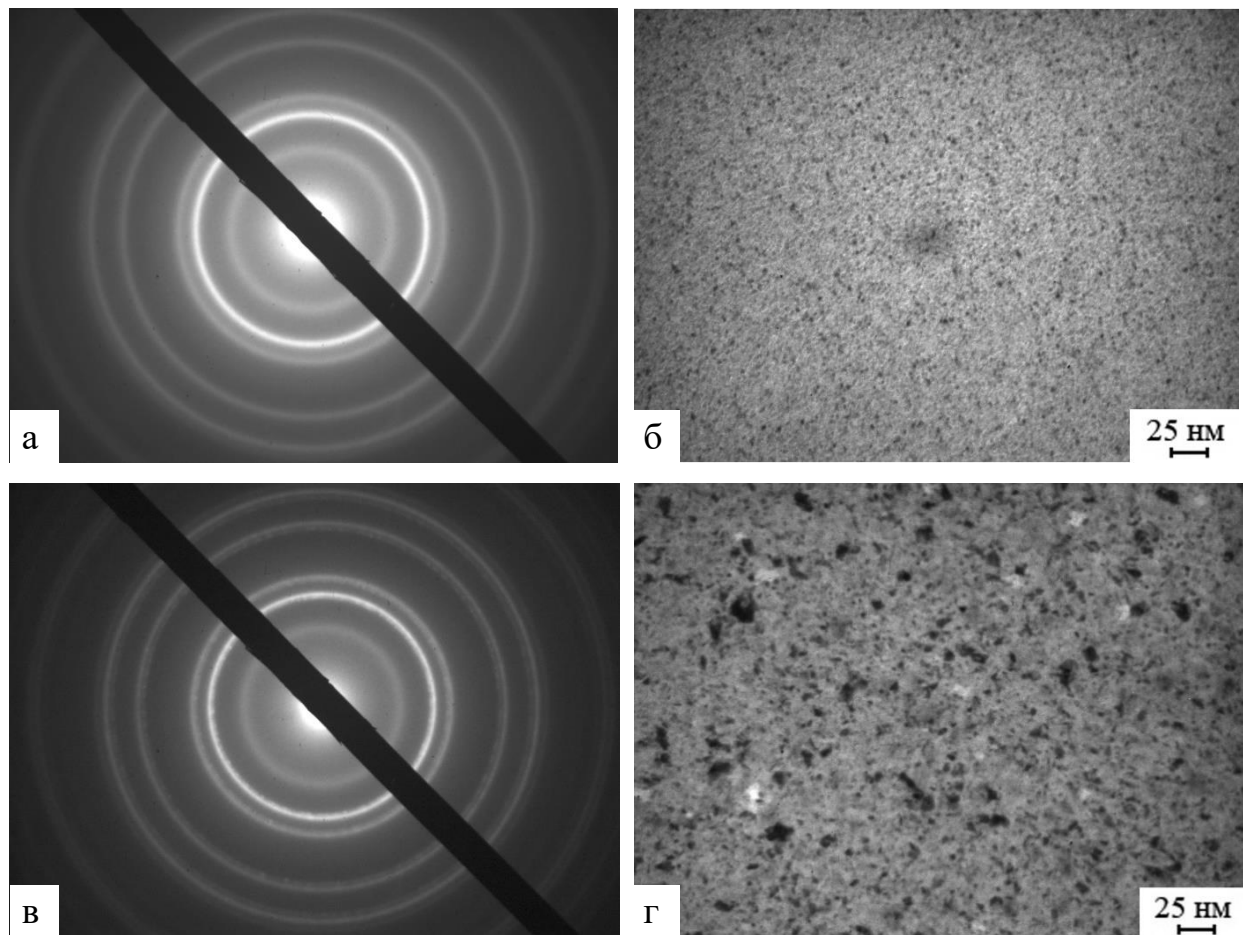


Рис. 3.13. Електронограми (а, в) та відповідні їм мікроструктури (б, г) від тришарової плівки Ni(5)/Dy(10)/Ni(20)/П у свіжосконденсованому стані (а, б) і після термообробки $T_g = 700$ К (в, г)

Таблиця 3.7

**Розшифровка електронограм від плівкового зразка
Ni(5)/Dy(10)/Ni(20)/П**

№	$T_n = 460$ К				$T_g = 700$ К				d_0 , нм [80]
	I від.од	d_{hkl} , нм	hkl	Фазовий склад	I від.од	d_{hkl} , нм	hkl	Фазовий склад	
1	сл.	-	-	ка-Dy	сер.	-	-	ка-Dy	-
2	Д.С.	0,204	111	ГЦК-Ni	Д.С.	0,205	111	ГЦК-Ni	0,2038
3	С.	0,177	200	ГЦК-Ni	С.	0,178	200	ГЦК-Ni	0,1766
4	д.сл.	-	-	ка-Dy	д.сл.	-	-	ка-Dy	-
5	С.	0,125	220	ГЦК-Ni	С.	0,125	220	ГЦК-Ni	0,125
6	С.	0,107	311	ГЦК-Ni	С.	0,107	311	ГЦК-Ni	0,1067
7	сер.	0,102	222	ГЦК-Ni	сер.	0,102	222	ГЦК-Ni	0,1022
8	сер.	0,082	331	ГЦК-Ni	сер.	0,082	331	ГЦК-Ni	0,0812
9	сер.	0,079	420	ГЦК-Ni	сер.	0,079	420	ГЦК-Ni	0,0791

Порівнюючи результати для фазового стану одношарових плівок Dy, та шарів Dy у тришарових системах звертає на себе увагу той факт, що одношарові плівки після термообробки є однофазними і мають фазовий склад ОЦК-Dy₂O₃. Шари Dy після термообробки до 700 К, 800 К, 1000 К у якості проміжного шару тришарових плівок є двофазним: ГЦП-Dy + ОЦК-Dy₂O₃. Можливою причиною такого результату є те, що верхній шар виступає у ролі захисного покриття, який зменшує інтенсивність окислювальних процесів. При збільшенні ефективної товщини прошарку з Dy у зразках зменшується вміст оксидної фази.

Таким чином, фазовий склад тришарових плівок у свіжосконденсованому стані – це ГЦП-Co + ГЦК-Co + ГЦП-Dy + ОЦК-Dy₂O₃ та ГЦК-Ni + ГЦП-Dy + ОЦК-Dy₂O₃. У тому випадку, коли товщина проміжного шару Dy менше 15 нм відбувається перехід від кристалічного стану до квазіаморфного. Після термообробки фазовий склад плівок суттєво не змінюється, а лінії на електронограмах стають більш чіткими, що свідчить про зростання кристалітів (рисунк 3.11, е). Необхідно також відзначити наступне: оскільки оксидна фаза Dy₂O₃ формується вже на стадії конденсації, то це дозволяє створити між верхнім і нижнім шарами стабільний ізоляційний шар.

Таблиця 3.8

Розшифровка електронограм від плівкового зразка Ni(5)/Dy(20)/Ni(20)/П

№	$T_n = 460 \text{ K}$				$T_e = 700 \text{ K}$			
	I, в.о.	d_{hkl} , нм	hkl	Фазовий склад	I, в.о.	d_{hkl} , нм	hkl	Фазовий склад
1	сл. Д.С.	0,433 0,306	211 222	ОЦК-Dy ₂ O ₃	сл. Д.С.	0,433 0,306	211 222	ОЦК-Dy ₂ O ₃
2	д.сл.	0,281	002	ГЦП-Dy	д.сл.	0,281	002	ГЦП-Dy
3	Д.С.	0,272	101	ГЦП-Dy	Д.С.	0,272	101	ГЦП-Dy
4	Д.С.	0,234	111	ГЦК-Ni	Д.С.	0,234	111	ГЦК-Ni
5	д.сл.	0,226	321	ОЦК-Dy ₂ O ₃	д.сл.	0,226	321	ОЦК-Dy ₂ O ₃
6	д.сл.	0,188	440	ОЦК-Dy ₂ O ₃	д.сл.	0,188	440	ОЦК-Dy ₂ O ₃
7	д.сл.	0,161	103	ГЦП-Dy	д.сл.	0,161	103	ГЦП-Dy
8	Д.С.	0,234	111	ГЦК-Ni	Д.С.	0,234	111	ГЦК-Ni
9	сер.	0,176	200	ГЦК-Ni	сер.	0,176	200	ГЦК-Ni
10	сер.	0,119	203	ГЦП-Dy	сер.	0,119	203	ГЦП-Dy
11	сл.	0,107	311	ГЦК-Ni	сл.	0,107	311	ГЦК-Ni

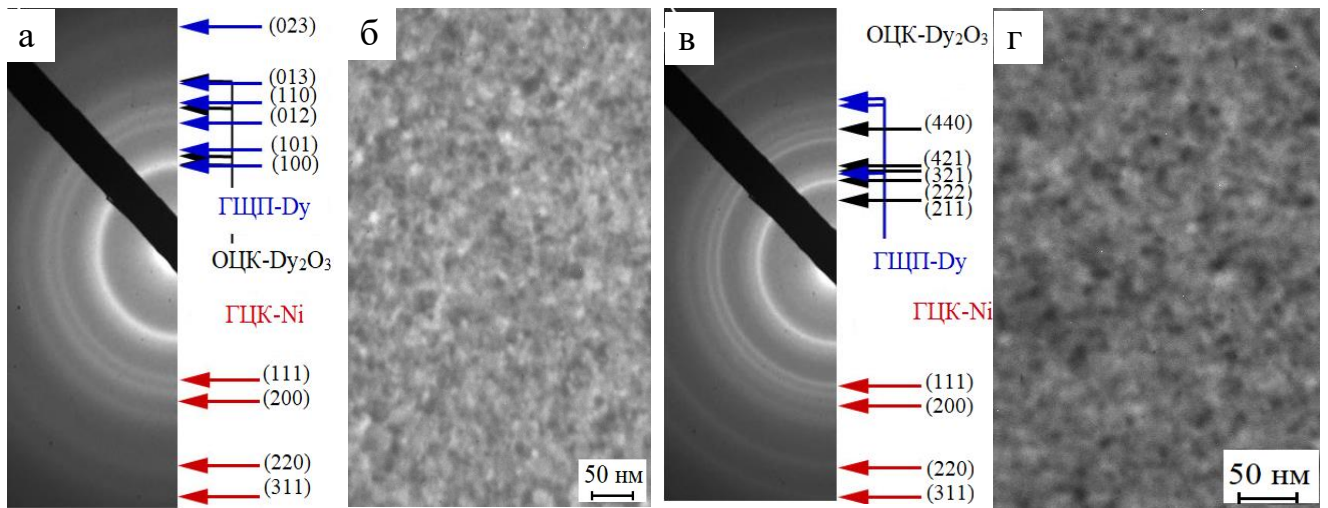


Рис. 3.14. Електронограми плівкового зразка Ni(5)/Dy(20)/Ni(20)/П (а, в) та відповідні їм мікроструктури (б, г) у свіжосконденсованому стані (а, б) та після термообробки до $T_s = 700$ К (б, г)

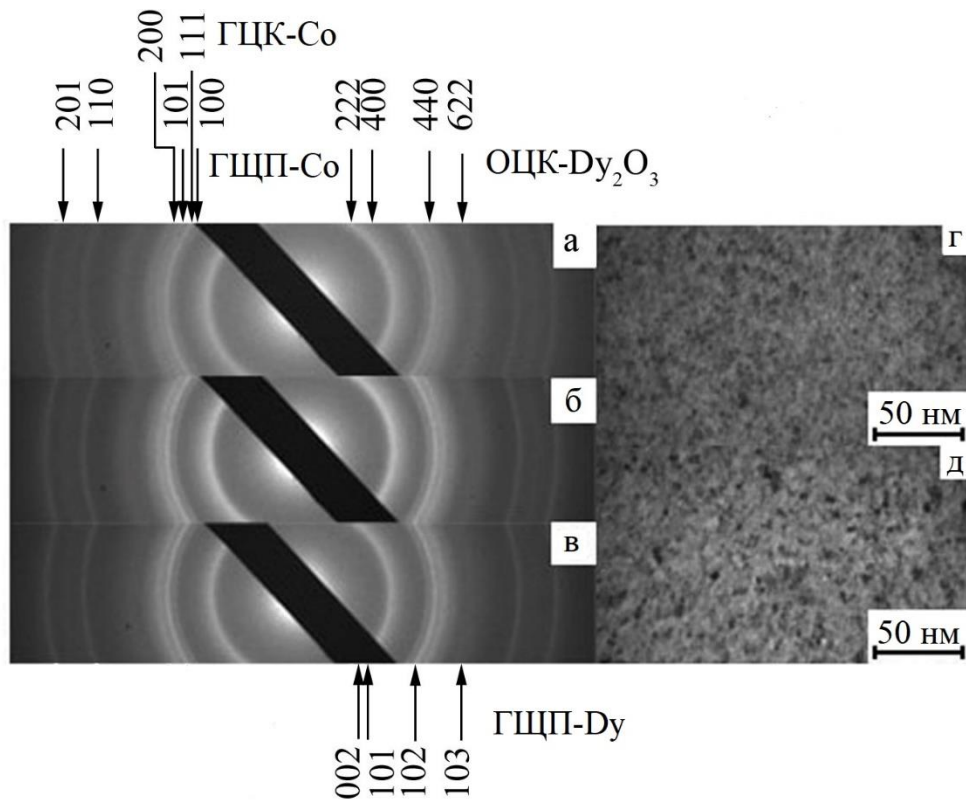


Рис.3.15. Електронограми (а-в) і відповідні їм мікроструктури (г, д) системи Co(5)/Dy(15)/Co(20)/П у свіжосконденсованому стані (а, г) і після термообробки до 800 К (б), 1000 К (в, д)

Розшифровка електронограм від плівкового зразка Co(5)/Dy(20)/Co(20)/П

№	$T_n = 460 \text{ K}$				$T_e = 800 \text{ K}$				$T_e = 1000 \text{ K}$				d_0 , нм [80]
	I, в.о.	d_{hkl} , нм	hkl	Фазовий склад	I, в.о.	d_{hkl} , нм	hkl	Фазовий склад	I, в.о.	d_{hkl} , нм	hkl	Фазовий склад	
1	Д.С.	0,306	222	ОЦК-Dy ₂ O ₃	Д.С.	0,307	222	ОЦК-Dy ₂ O ₃	Д.С.	0,307	222	ОЦК-Dy ₂ O ₃	0,307
2	д.сл.	0,283	002	ГЦП-Dy	д.сл.	0,281	002	ГЦП-Dy	д.сл.	0,281	002	ГЦП-Dy	0,2834
3	д.сл.	0,266	440	ОЦК-Dy ₂ O ₃	д.сл.	0,268	440	ОЦК-Dy ₂ O ₃	д.сл.	0,268	440	ОЦК-Dy ₂ O ₃	0,266
4	д.сл.	0,216	100	ГЦП-Co	д.сл.	0,216	100	ГЦП-Co	д.сл.	0,216	100	ГЦП-Co	0,216
5	С.	0,205	111	ГЦК-Co (ДП)	С.	0,205	111	ГЦК-Co	С.	0,205	111	ГЦК-Co	0,204
6	сер.	0,192	101	ГЦП-Co	сер.	0,191	101	ГЦП-Co	сер.	0,191	101	ГЦП-Co	0,191
7	сер.	0,179	200	ГЦК-Co (ДП)	сер.	0,178	200	ГЦК-Co	сер.	0,178	200	ГЦК-Co	0,177
8	д.сл.	0,161	103 622	ГЦП-Dy ОЦК-Dy ₂ O ₃	д.сл.	0,161	103 622	ГЦП-Dy ОЦК-Dy ₂ O ₃	д.сл.	0,161	103 622	ГЦП-Dy ОЦК-Dy ₂ O ₃	0,161 0,160
9	сл.	0,126	110	ГЦП-Co	сл.	0,126	110	ГЦП-Co	сл.	0,126	110	ГЦП-Co	0,125
10	д.сл.	0,116	103	ГЦП-Co	д.сл.	0,115	103	ГЦП-Co	д.сл.	0,115	103	ГЦП-Co	0,115
11	д.сл.	0,107	201	ГЦП-Co	д.сл.	0,107	201	ГЦП-Co	д.сл.	0,107	201	ГЦП-Co	0,107

Висновки до розділу 3

У результаті комплексного дослідження фазового складу феромагнітних одношарових плівок Co і Ni та Dy і Bi, та тришарових плівок на їх основі можна зробити наступні висновки.

1. Фазовий склад плівок Ni у свіжосконденсованому стані і після термообробки до 700 К має фазовий склад ГЦК-Ni. Оксидних фаз у плівкових зразках не було зафіксовано.

2. Одношарові плівки Co, як після конденсації так і термообробки при температурах 800 і 1000 К мають фазовий склад ГЦП-Co + ГЦК-Co.

3. При ефективних товщинах одношарових плівок Dy менше 15 нм електроннографічно фіксується квазіаморфна фаза ка-Dy, а при збільшенні товщини від 15 до 30 нм – відбуваються процеси кристалізації, таким чином у свіжосконденсованому стані плівки Dy мають фазовий склад ГЦП-Dy + ОЦК-Dy₂O₃;

– термообробка до $T_s = 800$ К і 1000 К призводить до збільшення вмісту оксидної фази.

4. Одношарові плівки Bi, як після конденсації так і термообробки до 680 К мають фазовий склад ромбоєдричний-Bi.

5. У плівковій системі на основі Co і Bi відбуваються наступні фазові перетворення: ромбоєдричний-Bi + ГЦК-Co + ГЦП-Co $\xrightarrow{680K}$ ромбоєдричний-Bi + ГЦК-Co + ГЦП-Co $\xrightarrow{900K}$ тетрагональний-Bi₂O₃ + ГЦК-Co + ГЦП-Co. Вміст оксидної фази залежить від товщини проміжного шару Bi.

6. Плівкові зразки на основі Co і Dy, як після конденсації так і термообробки при температурах 800 і 1000 К мають фазовий склад ГЦП-Co + ГЦК-Co + ГЦП-Dy + ОЦК-Dy₂O₃.

7. Плівкові зразки на основі Ni та Dy, як після конденсації так і термообробки до температури 700 К мають фазовий склад ГЦК-Ni + ГЦП-Dy + ОЦК-Dy₂O₃.

РОЗДІЛ 4 МАГНІТНІ ТА МАГНІТОРЕЗИСТИВНІ ВЛАСТИВОСТІ

Сучасний розвиток приладобудування, за рахунок постійного удосконалення методик і технологій отримання плівкових матеріалів, потребує створення багатошарових структур з необхідними характеристиками, які були б стабільними у широкому діапазоні температур, зовнішньому магнітному полі, стійкими до деформацій, тощо. Магнітні характеристики (коерцитивна сила B_c , поле насичення B_s , намагніченість насичення M_s , намагніченість насичення M_r , коефіцієнт прямокутності KII) та магніторезистивні характеристики (магнітоопір MO , чутливість S_B) багатошарових плівок визначають області для їх прикладного застосування. Структури з порівняно малими значеннями поля насичення значно перспективніші для використання їх як магніторезистивних датчиків. Варто зауважити, що магнітні та магніторезистивні характеристики тришарових та багатошарових структур суттєво залежать від товщини шарів та умов термічної обробки. Крім того, температури обробки часто приводять до утворення твердих розчинів, які в значній мірі впливають на властивості плівкових систем. Виходячи з вище сказаного нами були проведені дослідження магнітних і магніторезистивних властивостей одношарових плівок Co та Ni та тришарових плівок на їх основі з проміжними шарами з Dy або Vi і встановлено вплив на них умов термообробки та розмірних ефектів.

4.1 Одношарові плівки Co та Ni [85]

Магніторезистивні і магнітні властивості одношарових плівок Co і Ni досліджувались з метою встановлення впливу на них товщини зразка, подальшої термообробки та орієнтації прикладеного зовнішнього магнітного поля. Результати цих досліджень будуть використані при обговоренні особливостей магнітних і магніторезистивних властивостей тришарових плівок та можливих галузей їх застосування.

4.1.1 Магніторезистивні властивості

Розглянемо результати магніторезистивних досліджень одношарових плівок кобальту і нікелю товщиною у діапазоні 5–25 нм та проаналізуємо вплив товщини і термообробки на величину їх магнітоопору. На рисунку 4.1 представлено типове сімейство польових залежностей магнітоопору для свіжосконденсованих зразків Co і Ni, отриманих на підігріту до $T_n \cong 460$ К підкладку та після їх термообробки за температур 800 і 700 К відповідно, відмітимо наступне. Анізотропний характер магнітоопору (характеризується від'ємним значенням МО у поздовжній геометрії вимірювання та додатнім при поперечній та перпендикулярній геометріях), який притаманний масивним зразкам, зберігається для тонких плівок у свіжосконденсованому стані і після термообробки у всьому діапазоні досліджуваних товщин. Тобто, у випадку відносно слабких магнітних полів для повністю розмагніченого зразка спостерігається збільшення електричного опору при паралельній орієнтації векторів струму та індукції (або напруженості) зовнішнього магнітного поля та зменшення – для поперечної геометрії. Причиною анізотропного магнітоопору у феромагнетиках є взаємодія електронів провідності із зовнішніми електронами, спінові моменти яких спричиняють спонтанну намагніченість [107]. Отриманий результат може свідчити про певну термічну стабільність магніторезистивних властивостей. Розглянемо окремо отримані результати для плівок різних металів. Узагальнені результати експериментальних досліджень у трьох геометріях вимірювання до та після термообробки представлені у таблиці 4.1.

Для одношарової плівки нікелю величина магнітоопору зростає майже лінійно при збільшенні товщини у всіх геометріях вимірювання, при цьому максимальне значення $MO = 0,71\%$ фіксується для зразка товщиною 25 нм у перпендикулярній геометрії вимірювання. Аналогічний характер має і зміна коерцитивної сили. Максимальне значення $B_c = 117$ мТл фіксується у перпендикулярній геометрії для ефективної товщини 25 нм.

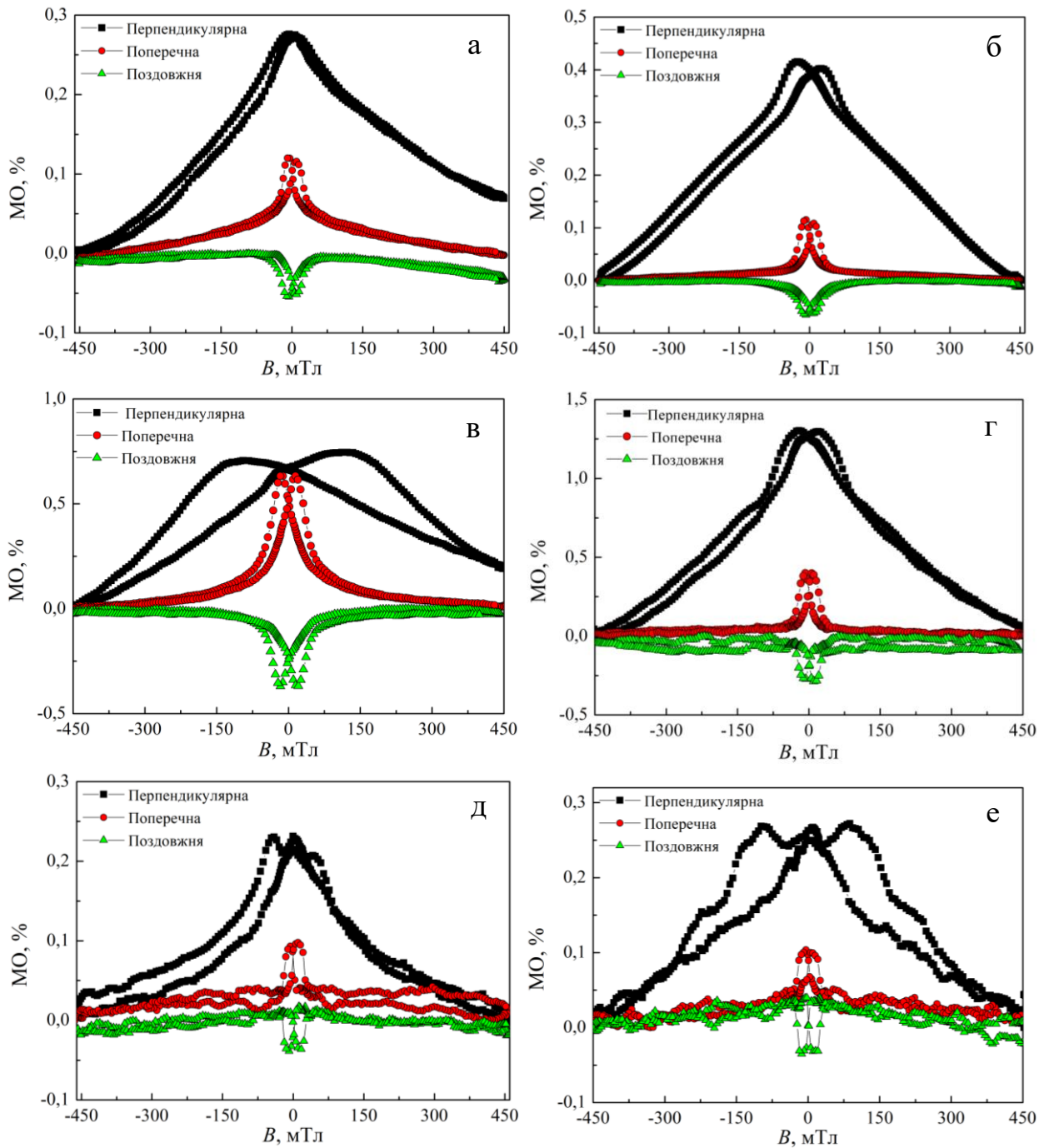


Рис. 4.1. Залежність величини магнітоопору від індукції прикладеного зовнішнього магнітного поля при трьох геометріях вимірювання: перпендикулярній (■), поперечній (●) та поздовжній (▲) для одношарових плівок у свіжосконденсованому стані: а – Ni (5)/П, в – Ni (25)/П, д – Co (20)/П; та після термообробки: б – Ni (5)/П, г – Ni (25)/П, е – Co (20)/П ($T_e = 700$ К для Ni та $T_e = 800$ К для Co). У дужках вказана товщина у нм

**Залежність величини магнітоопору та коерцитивної сили у
свіжосконденсованих та після термообробки зразках Co і Ni від
ефективної товщини при трьох геометріях вимірювання**

Зразок	T, К	МО, %			B _c , мТл		
		геометрія вимірювання					
		перпенд.	попер.	позд.	перпенд.	попер.	позд.
Co (5)/П	460	0,053	0,028	-0,013	77,5	9,9	9,6
Co (10)/П	460	0,021	0,053	0,029	153	25	24,7
	800	0,25	0,084	-0,082	35,3	9,7	17
Co (15)/П	460	0,43	0,17	-0,17	30,2	10,2	10
	800	0,37	0,18	-0,083	98	11	12,2
Co (20)/П	460	0,14	0,08	-0,005	38,4	14,3	19,5
	800	0,27	0,10	-0,075	90	9,7	14,5
	1000	0,275	0,18	-0,041	85,7	7,5	9,3
Co (25)/П	460	0,26	0,071	-0,016	25,2	10,2	14,5
	800	0,47	0,14	-0,12	63,7	11	14,7
	1000	0,24	0,16	-0,16	64,5	12,2	11,6
Ni (5)/П	460	0,28	0,13	-0,054	9,3	8,326	11,2
	700	0,42	0,12	-0,065	25,7	8,537	8,5
Ni (10)/П	460	0,35	0,21	-0,067	76,6	13	15,5
	700	0,81	0,28	-0,36	81,6	13,9	16,5
Ni (15)/П	460	0,62	0,31	-0,19	67,6	8,5	8,3
	700	0,83	0,11	-0,35	69,8	36,3	18,2
Ni (20)/П	460	0,65	0,28	-0,23	110	13,3	13,8
	700	0,78	0,29	-0,26	109	29,3	24,8
Ni (25)/П	460	0,71	0,63	-0,37	117	16,8	18,7
	700	1,3	0,41	-0,27	20,5	6,9	10,9

Термообробка зразків за температури 700 К призводить до зростання значення МО в усіх геометріях вимірювання в середньому на 65 %. Максимальне значення МО (1,3 %) було зафіксовано для плівок Ni (25)/П у перпендикулярній геометрії вимірювання. Максимальне значення для коерцитивної сили становить $B_c = 109$ мТл для зразка Ni (20)/П, при цьому для ефективної товщини 25 нм спостерігається різке зменшення величини B_c у перпендикулярній геометрії вимірювання.

Для зразків з кобальту спостерігається немонотонний характер розмірної залежності магнітоопору. Така поведінка може бути пояснена наявністю фази ГЦК-Co. Максимальне значення МО для плівок кобальту спостерігається в перпендикулярній геометрії вимірювання і становить близько 0,25 % для зразків товщиною 25 нм. Термообробка за температури 800 К призводить до збільшення значень магнітоопору і коерцитивної сили в середньому на 34 %. Такий результат може бути пов'язаний зі зростанням розміру зерен, а тому і розмірів доменів, для перемагнічування яких потрібне більше магнітне поле [108]. Максимальне значення МО фіксується в перпендикулярній геометрії і становить близько 0,5 % для зразка Co (25)/П. Подальша термообробка до 1000 К, у більшості випадків, суттєво не змінює величину МО, що може бути пов'язано з термостабілізаційними процесами у одношарових плівках.

4.1.2 Магнітні властивості

При дослідженні магнітних властивостей одношарових плівок кобальта і нікеля визначались розмірні залежності магнітних характеристик, таких як залишкова намагніченість M_r , намагніченість насичення M_s , і коерцитивність B_c та встановлення впливу на них структурно-фазового стану плівок до та після термообробки (вимірювання проводились у паралельній геометрії).

На рисунку 4.2 наведено петлі магнітного гістерезису для одношарових плівок різної товщини у свіжосконденсованому стані та після відпалювання. Відмітимо деякі закономірності отриманих результатів. У випадку плівок Co

до і після термообробки за температури 800 К при збільшенні ефективної товщини, петлі гістерезису стають вужчими (зменшується значення B_c), насичення відбувається при менших значеннях прикладеного зовнішнього магнітного поля. У плівках Ni спостерігається зворотна тенденція, тобто зі збільшенням ефективної товщини зразків петлі гістерезису стають ширшими (збільшується коерцитивність) і їх форма стає більш прямокутною. Насичення відбувається при більших значеннях прикладеного зовнішнього магнітного поля. Пояснити такі відмінності можна наступним чином.

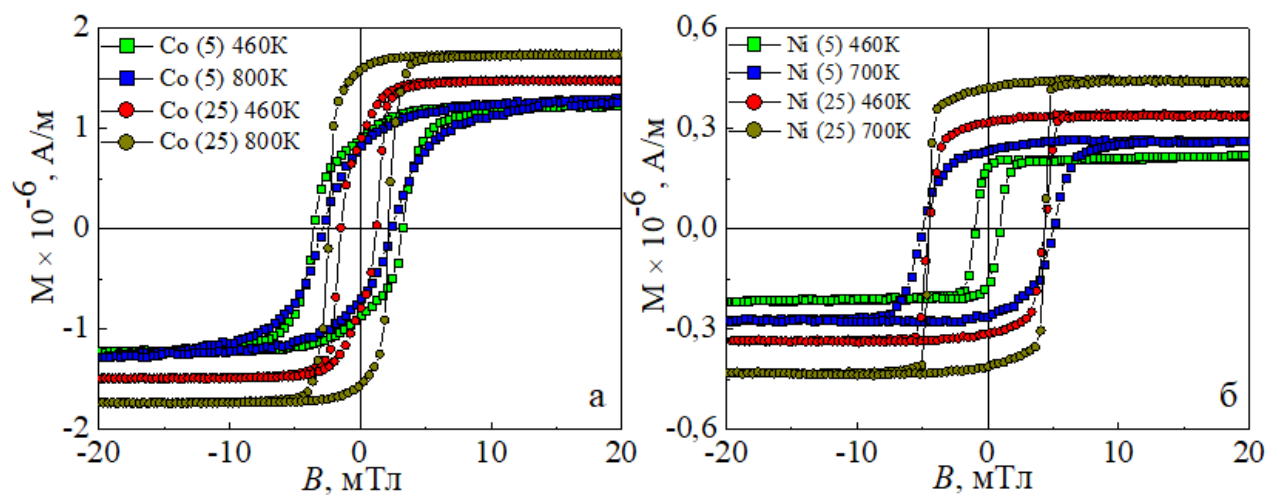


Рис. 4.2. Залежність намагніченості від прикладеного зовнішнього магнітного поля для одношарових плівок Co (а) та Ni (б) до та після термообробки за температур $T_s = 800$ К та $T_s = 700$ К відповідно

Коерцитивна сила одношарових плівок Co та Ni залежить від анізотропії (коерцитивна сила пропорційна сталій анізотропії) та від залишкових напруг. Зі зміною товщини плівки та після термообробки стала анізотропії різним чином змінюється для плівок Co та Ni. Згідно літературних даних [107-110] у залежності від металу чи сплаву стала анізотропії після термообробки може як зменшуватися так і збільшуватися. Відповідно різним чином буде змінюватися і коерцитивна сила. Загальна намагніченість тонких плівок обох металів збільшується із зростанням ефективної товщини, що є характерним для феромагнітних плівкових матеріалів.

Зазначимо, що у одношарових плівках кобальту менш виражений вплив термообробки на коерцитивність зразків, у той час як висота петель гістерезису стає більшою. Для плівок нікелю спостерігається аналогічна тенденція, виключенням є зразок з товщиною 5 нм, для якого коерцитивність збільшується 2 рази. Для всіх інших ефективних товщин не відбувається суттєвої зміни значення B_c , петлі гістерезису стають дещо вужчими і висота петель гістерезису також зростає. Значення залишкової намагніченості у свіжосконденсованому стані у плівках Ni має чітко виражену розмірну залежність, яка не спостерігається для плівок Co (див. табл. 4.2). Отримані експериментальні значення для залишкової намагніченості близькі до значень масивних зразків.

Для практичного застосування плівкових матеріалів при створенні магнітних носіїв запису та зчитування інформації, необхідно враховувати такий параметр петлі гістерезису як коефіцієнт прямокутності ($KП$). Згідно [112] це безрозмірна величина, яка визначається як відношення залишкової намагніченості при нульовій напруженості магнітного поля до намагніченості насичення на симетричній петлі гістерезису. У теорії чисельне значення $KП$ може змінюватись від 0 до 1, при цьому для практичного застосування використовуються матеріали з $KП = 0,85-0,98$ [113]. Коефіцієнт прямокутності по суті є мірою площі петлі гістерезису. Матеріали з високим коефіцієнтом прямокутності петель гістерезису доцільно використовувати для магнітного запису інформації з високою щільністю, у пристроях обробки та зберігання дискретної інформації, та ін., при цьому обов'язково необхідно звертати увагу на величину B_c , яка впливає на час відгуку [114].

Як видно з даних, які наведено на рисунку 4.3 вищі значення $KП$ мають плівки Ni та плівки Co товщиною $d \geq 15$ нм, які пройшли термообробку за температури 700 і 800 К відповідно. Максимальне значення становить 0,89 % у свіжосконденсованому стані для плівки Ni (25)/П.

**Залежності M_r , M_s , B_c одношарових плівок Co та Ni
від товщини до і після термообробки**

Зразки, нм	T , К	M_r , 10^{-6} А/м	M_s , 10^{-6} А/м	B_c , мТл
Ni (5)/П	460	0,2	0,32	0,95
	700	0,25	0,34	4,86
Ni (10)/П	460	0,22	0,27	3,07
	700	0,29	0,36	3,91
Ni (15)/П	460	0,23	0,29	3,35
	700	0,3	0,36	5,34
Ni (20)/П	460	0,28	0,33	3,49
	700	0,38	0,43	5,7
Ni (25)/П	460	0,32	0,36	4,41
	700	0,42	0,49	4,43
Co (5)/П	460	0,89	1,23	3,4
	800	0,76	1,26	2,64
Co (15)/П	460	0,87	1,39	1,52
	800	1,43	1,62	1,97
Co (20)/П	460	0,94	1,41	1,5
	800	1,47	1,64	2,18
Co (25)/П	460	0,84	1,48	1,36
	800	1,57	1,73	2,28

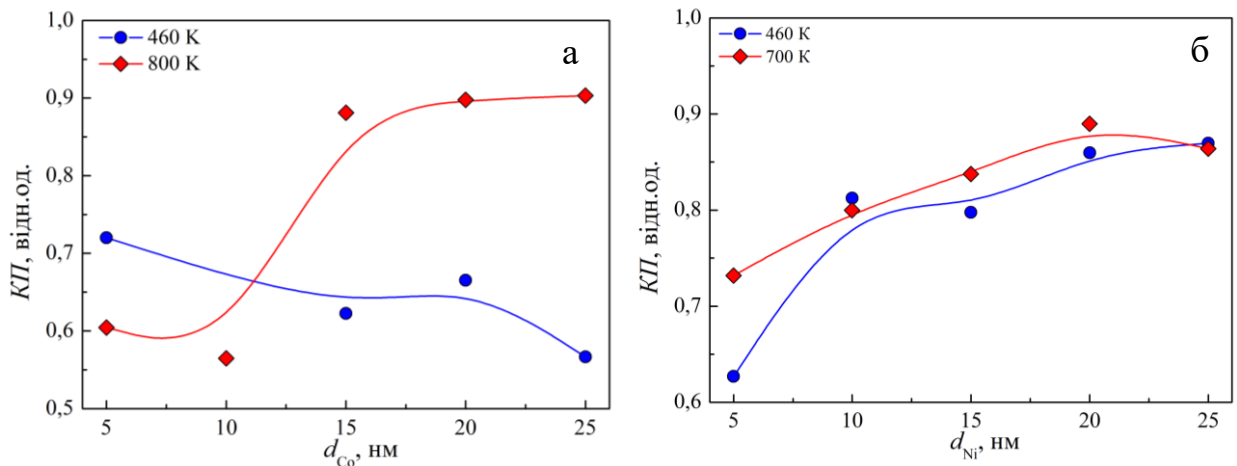


Рис. 4.3. Залежність величини коефіцієнта прямокутності від ефективної товщини одношарових плівок Co (x)/П (а) і Ni (x)/П (б) у свіжосконденсованому стані та після термообробки за температур 800 К і 700 К відповідно

Відмітимо, що для плівок Ni характерними є наближені до лінійних розмірні залежності, які зберігається і після термообробки за температури 700 К. Значення $KП$ після термообробки плівок Ni і Co збільшуються в середньому на 17 % і 30 % відповідно.

У свіжосконденсованому стані величина $KП$ для плівок кобальту зменшується зі збільшенням ефективної товщини плівки (рис. 4.3.а), при цьому після термообробки за температури 800 К значення величини $KП$ зростають зі збільшенням товщини зразка. Такий результат, ймовірно пов'язаний із збільшенням вмісту фази ГЦК-Co. Для плівок нікелю як у свіжосконденсованому стані так і після термообробки за температури 700 К значення коефіцієнту прямокутності зростає зі збільшенням ефективної товщини зразка (рис. 4.3.б).

4.2 Магніторезистивні та магнітні властивості тришарових плівкових систем на основі Co і Dy [86, 101, 115-119]

Магніторезистивні властивості плівкових систем залежать не тільки від структурно-фазового стану, а також від товщини окремих шарів (концентрації компонентів у системі) та геометрії вимірювання. Для

проведення експериментальних досліджень було отримано дві серії зразків, для яких у першому випадку змінювалась товщина прошарку з рідкоземельного Dy ($d_{Dy} = 1-20$ нм Co (5)/Dy (x)/Co (20)/П), а в другому випадку змінювалась товщина базового шару кобальту ($d_{Co} = 5-20$ нм Co (5)/Dy (10)/Co (x)/П).

На рисунку 4.4 представлено типове сімейство польових залежностей магнітоопору для яких Dy знаходиться у квазіаморфному стані при товщині прошарку $d_{Dy} = 5$ нм (рис. 4.4.а) та кристалічному при товщині $d_{Dy} = 20$ нм (рис. 4.4.б). Проаналізуємо отримані результати досліджень.

Анізотропний характер величини МО, за кімнатної температури вимірювання, зберігається незалежно від товщини феромагнетику або рідкоземельного металу. Максимальне значення для першої серії зразків становить 0,59 % і 0,69 % для другої серії, які фіксуються у перпендикулярній геометрії вимірювання, що можна пояснити наявністю осі важкого намагнічування у зазначеній геометрії. При переході до поперечної геометрії вимірювання величина МО зменшується для обох серій і максимальні значення становлять 0,32 % і 0,18 % відповідно. Узагальнені дані про величину МО та B_c наведено у таблиці 4.3. Відмітимо той факт, що при збільшенні ефективної товщини прошарку Dy величина поля насичення збільшується від 100 до 250 мТл, що в свою чергу впливає на величину чутливості плівкових зразків. Після термообробки за температури 1000 К не відбувається значного зменшення величини МО, що свідчить про температурну стійкість зразків. З отриманих результатів досліджень можна зробити висновок, що магнітоопір має найбільші значення коли Dy перебуває в квазіаморфному стані та у більшій мірі у поперечній геометрії вимірювання відображається магнітоопір шарів феромагнітного металу.

Слід зазначити, що для практичного застосування плівок як функціональних елементів датчиків магнітного поля доцільно обирати перпендикулярну геометрію. Для підтвердження цього факту нами було

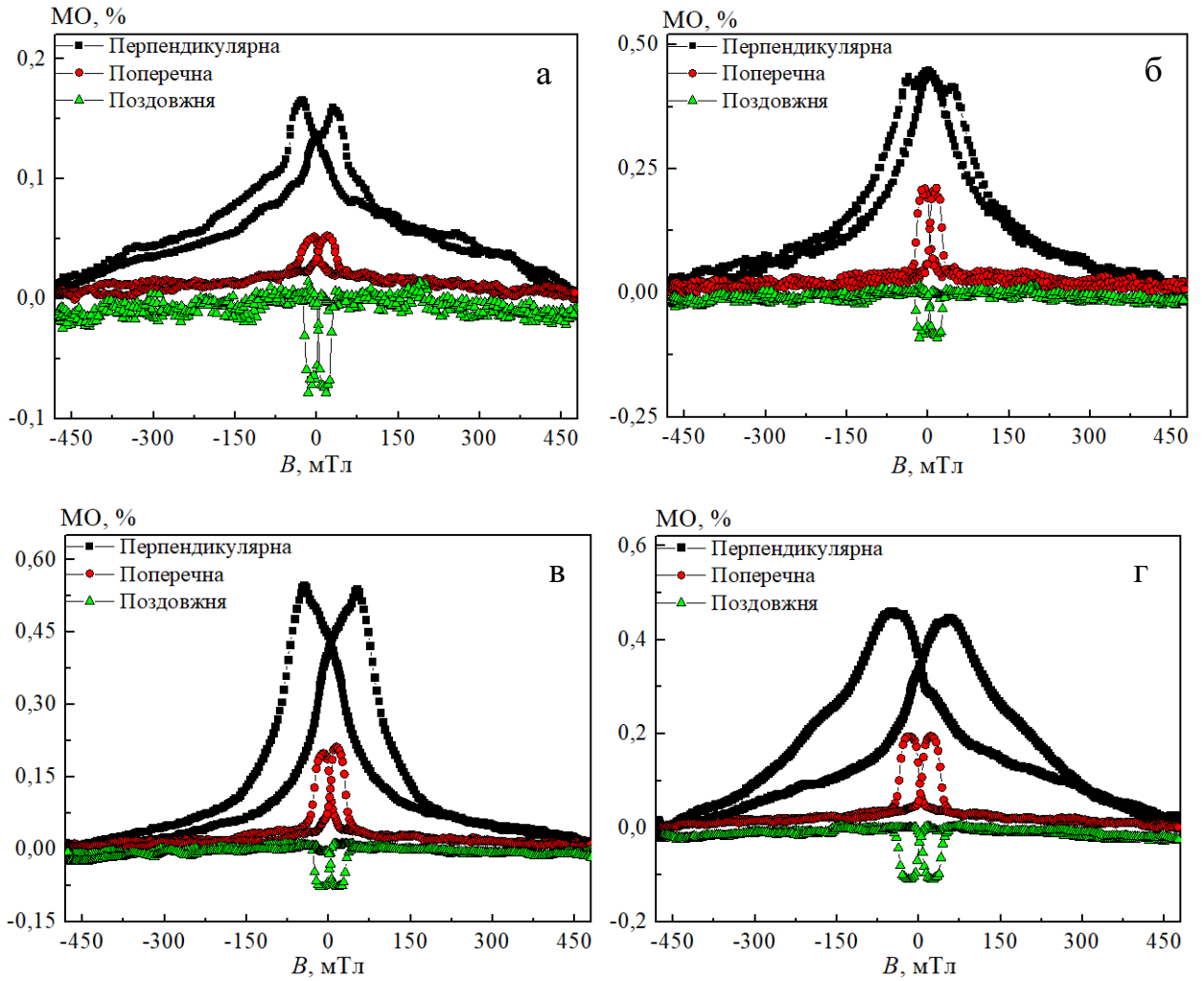


Рис. 4.4. Залежність величини магнітоопору від прикладеного зовнішнього магнітного поля при трьох геометріях вимірювання: перпендикулярній (■), поперечній (●) та поздовжній (▲) для тришарових плівкових систем у свіжосконденсованому стані: а – Co (5)/Dy (5)/Co (20)/П, в – Co (5)/Dy (20)/Co (20)/П; та після термообробки $T_{\theta} = 800$ К: б – Co (5)/Dy (5)/Co (20)/П, г – Co (5)/Dy (20)/Co (20)/П

**Залежність величини коерцитивної сили та магнітоопору від товщини
прошарку Dy і нижнього шару Co та температури термообробки для
плівкової системи Co/Dy/Co/Π**

Зразки	c_{Co} , at. %	T, К	МО, %			B_c , мТл		
			геометрія вимірювання			геометрія вимірювання		
			перпенд.	попер.	позд.	перпенд.	попер.	позд.
Co(5)/Dy(1)/Co(20)/Π	98,62	460	0,124	0,059	-0,025	41,6	15	18,4
		800	0,203	0,088	-0,055	16,7	11	19,8
Co(5)/Dy(5)/Co(20)/Π	93	460	0,17	0,05	-0,03	28	11,2	30,4
		800	0,45	0,21	-0,10	39	10,7	16,51
		1000	0,45	0,23	-0,09	50,3	10,7	19,6
Co(5)/Dy(10)/Co(20)/Π	87,74	460	0,593	0,315	-0,218	26,8	6,9	7,8
		800	0,319	0,223	-0,113	188	10,8	13,8
		1000	0,28	0,21	-0,098	136	10	11,4
Co(5)/Dy(12)/Co(20)/Π	85	460	0,48	0,21	-0,10	27,8	11,5	20,3
		800	0,40	0,21	-0,09	146	5,2	17
		1000	0,37	0,27	-0,07	95,5	9,8	11,8
Co(5)/Dy(15)/Co(20)/Π	82	460	0,40	0,16	-0,02	67,7	11,8	13,8
		800	0,43	0,12	-0,15	54,7	11,6	12,8
		1000	0,21	0,18	-0,20	153	15,8	13,8
Co(5)/Dy(20)/Co(20)/Π	78	460	0,53	0,21	-0,06	35	8	11,7
		800	0,54	0,22	-0,05	47	7,8	19,5
		1000	0,34	0,33	-0,05	137,6	9,9	17,3
Co(5)/Dy(10)/Co(5)/Π	74,12	460	0,077	0,063	-0,036	67,4	9	36
		800	0,152	0,058	-0,03	20,3	9	9,6
Co(5)/Dy(10)/Co(10)/Π	81,12	460	0,352	0,177	-0,046	46	9	14,9
		800	-	-	-	-	-	-
Co(5)/Dy(10)/Co(15)/Π	85,14	460	0,134	0,088	-0,057	120	14,2	10,2
		800	0,34	0,211	-0,161	47,7	20,5	14,3
Co(5)/Dy(10)/Co(25)/Π	90,57	460	0,685	0,178	-0,099	37,2	14,8	14,8
		800	0,31	0,134	-0,095	149	13,7	15,1

проведено дослідження впливу орієнтації зразка відносно зовнішнього магнітного поля на величину МО та коерцитивної сили. Результати таких досліджень представлені на рисунку 4.5, де показано перехід від перпендикулярної до поперечної геометрії вимірювання з кроком 10° , та у поздовжній геометрії вимірювання.

На прикладі плівкового зразка Co (5)/Du (20)/Co (20)/П, показано що у свіжосконденсованому стані (рис. 4.5.а) та після термообробки за температури 800 К (рис. 4.5 б) при переході від перпендикулярної геометрії до поперечної відбувається зменшення величини МО (з 0,53 % до 0,21 % див. рис.4.6), а значення B_c зменшується незначною мірою, при цьому характер залежності наближений до лінійного. Після термообробки за температури 1000 К (рис. 4.5.в) у перпендикулярній геометрії вимірювання фіксується різке збільшення величини B_c (до 137 мТл при тому що у свіжосконденсованому стані було 15 мТл) і зменшення величини МО до 0,34 % у перпендикулярній геометрії. На 10° відбувається збільшення МО до 0,4 % і далі монотонне незначне зменшення до 0,33 % у поперечній геометрії вимірювання. Такі різкі зміни можна пов'язати зі структурними перетвореннями у шарах Со (заліковування дефектів, поліморфний перехід ГЦП \leftrightarrow ГЦК при високих температурах термообробки).

Типовий характер залежності величин МО і B_c від кута переходу α представлено на рисунку 4.6. Як видно із цих даних величина коерцитивної сили хоч і не суттєво, але зменшується у всьому інтервалі кутів від 0° до 90° , що можна пояснити переходом від важкої осі намагнічування до легкої [120]. На інтервалі кутів 30° – 90° характер зменшення коерцитивної сили наближений до лінійного. За рахунок зменшення тиску на доменну стінку з боку магнітного поля максимальні значення магнітоопору і коерцитивної сили можна спостерігати у перпендикулярній геометрії вимірювання [121].

У таблиці 4.3 приведено узагальнені результати дослідження впливу товщини проміжного немагнітного прошарку Ду на величину магнітоопору та коерцитивну силу.

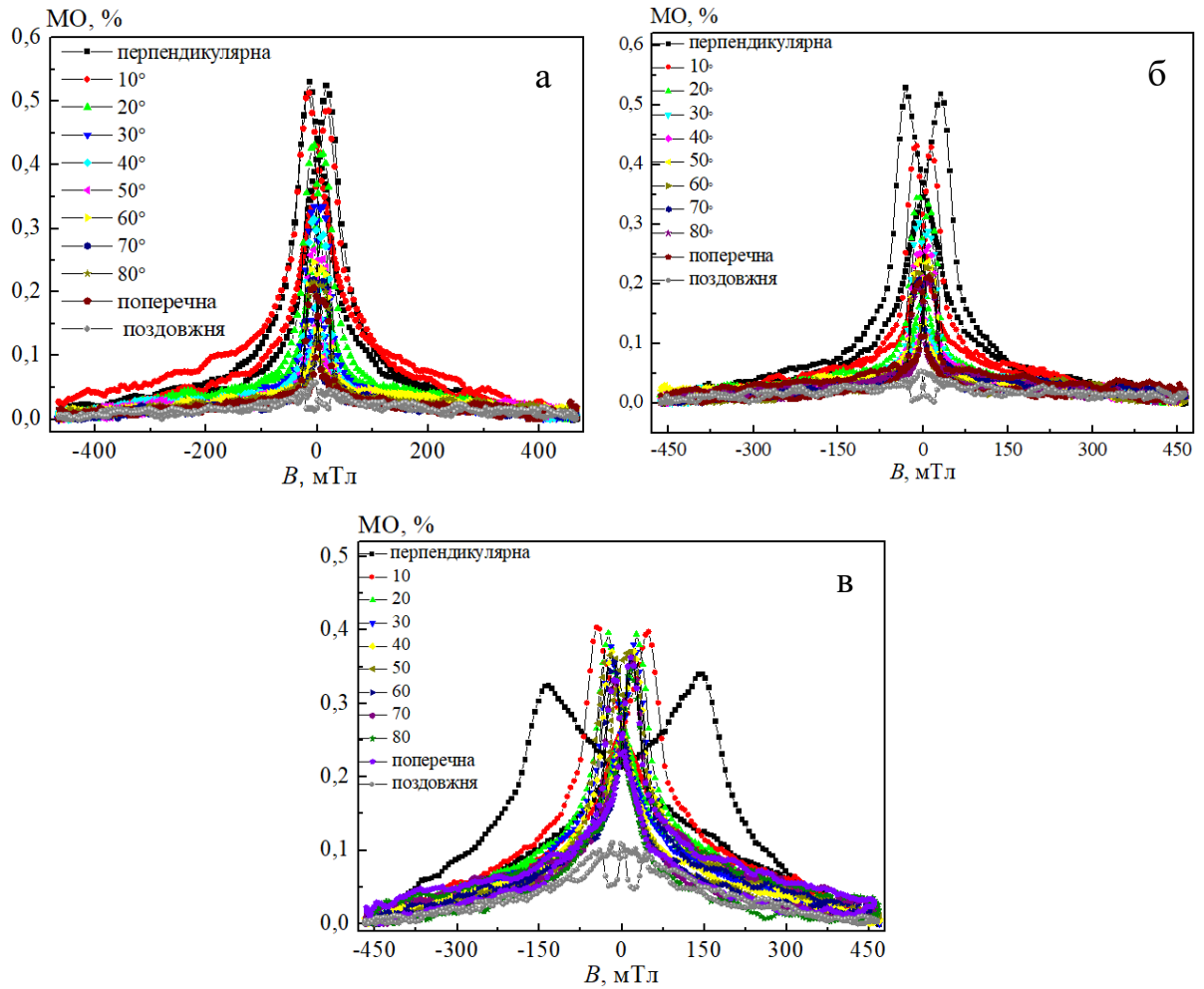


Рис. 4.5. Залежність величини магнітоопору від прикладеного зовнішнього магнітного поля при переході від перпендикулярної до поперечної геометрії та при поздовжній геометрії для плівкового зразка Co (5)/Dy (20)/Co (20)/П у свіжосконденсованому стані (а) та після термообробки за температур 800 К (б) і 1000 К (в)

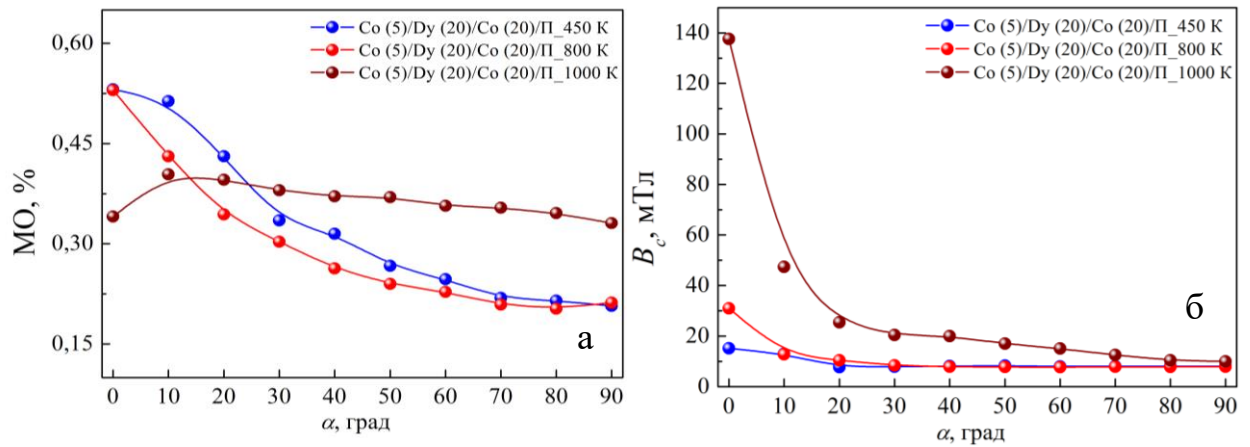


Рис. 4.6. Залежність величини МО (а) та V_c (б) від кута орієнтації зразка відносно прикладеного зовнішнього магнітного поля для плівкового зразка Co (5)/Dy (20)/Co (20)/П у свіжосконденсованому стані та після термообробки за температур 800 К і 1000 К

Аналіз результатів показав, що залежності величин МО і V_c зі збільшенням ефективної товщини проміжного і базового шарів зростають, але при цьому характер зміни обох величин немонотонний. На думку [121] такі результати пов'язані з впливом сталої анізотропії та внутрішніми напруженнями.

Термообробка зразків за температури 800 К не призводить до зміни характеру досліджуваних залежностей, але впливає на їх величину (див. табл. 4.3). Значення МО і V_c у більшості випадків збільшуються у всіх геометріях вимірювання. Термообробка за температури 1000 К призводить до незначного зменшення величини МО у перпендикулярній геометрії, і зворотна тенденція у поперечній і поздовжній геометріях.

Порівнявши значення МО і V_c (дані з табл. 4.1 та 4.3) одношарових плівок кобальту та тришарових систем з однаковою ефективною товщиною 25 нм можна відмітити, що у тришарових системах значення величин магнітоопору і коерцитивної сили є вищими.

Розглянемо результати дослідження магнітних властивостей тришарових плівок. Як відомо [122, 123], у тришарових плівках коерцитивна сила визначається компонентою, обумовленою обмінним зв'язком

ферромагнітних шарів B_C^* , і компонентою, обумовленою закріпленням доменної стінки структурними дефектами B_C^0 [122, 123]:

$$B_C = B_C^* + B_C^0 \quad (4.1)$$

Структурними дефектами полікристалічних плівок є межі зерен, дисперсія осей кристалографічної анізотропії, шорсткості поверхні. Це дефекти, розміри яких і відстані між якими менші за ширину доменної стінки [122, 123]. Межу зерна можна представити у вигляді плоского прошарку шириною a . Речовина в міжзеренній межі має іншу структуру, ніж в об'ємі зерна. Намагніченість у межі між зернами M_{gb} менша за намагніченість насичення зерна M_S на ΔM_S . Усередині такої межі є розмагнічуюче поле [122, 123]. Доменна стінка, яка зміщується, взаємодіє з міжзеренною межею, і ця взаємодія носить магнітостатичний характер.

Як правило [122, 123], у подібних структурах кристалографічні осі легкого намагнічування (ОЛН) лежать у площині плівки й хаотично розорієнтовані по напрямках. При русі доменної стінки змінюється кут між намагніченістю й напрямком ОЛН кристаліта, тобто змінюється енергія анізотропії, що й визначає силу взаємодії доменної стінки із кристалітом.

Нерівності поверхні плівки можна представити у вигляді ямок на поверхні. Під час руху доменної стінки через таку ямку змінюється її магнітостатична енергія [123]. Компоненту коерцитивної сили, обумовленої структурними дефектами, можна представити у вигляді [123]:

$$B_C^0 = C \frac{\sum_i \langle F_i^2 \rangle^{2/3}}{M_S d^{4/3} \gamma^{1/3} \delta}, \quad (4.2)$$

де d – товщина плівки;

γ і δ – густина поверхневої енергії та ширина доменної межі;

C – коефіцієнт пропорційності;

F_i – сила взаємодії доменної стінки зі структурними дефектами типу i .

Компонента коерцитивної сили, обумовлена структурними дефектами B_C^0 , за даними робіт [122, 123], узгоджується з величиною B_C одношарових плівок Co , де коерцитивна сила викликана закріпленням доменної стінки структурними дефектами.

Згідно з даними у роботі [123] в тришарових плівках $Co/Cu/Co/П$ осциляція обмінного зв'язку між шарами кобальту від феромагнітного до антиферомагнітного при зміні товщини мідного прошарку обумовлює зміну компоненти коерцитивної сили B_C^* . Оцінка компоненти B_C^* для шарів кобальту, пов'язаних відповідно феромагнітно й антиферомагнітно, показала, що B_C^* у 6 разів більша для плівок з антиферомагнітним зв'язком. Варто зазначити, що для зразків з ослабленою обмінною взаємодією компонентою коерцитивної сили B_C^* можна знехтувати.

Розглянемо отримані експериментальні дослідження магнітних властивостей у паралельній геометрії вимірювання. На рисунку 4.7 поряд із системами обох серій із тришарових плівок з різною товщиною шару d_{Dy} та d_{Co} для порівняння наведені криві $M(B)$ для одношарової плівки Co (25)/П. Узагальнені дані для намагніченості насиченості та залишкової намагніченості представлені в таблиці 4.4.

Як видно з рисунку 4.7.а при збільшенні ефективної товщини прошарку відбувається зменшення величини залишкової намагніченості і збільшується величина намагніченості насичення, при цьому характер залежності немонотонний. Максимальні значення M_r і M_s фіксуються для зразків з прошарком з квазіаморфного диспрозію. У загальному випадку при додаванні проміжного шару форма петель гістерезису не змінюється і є аналогічною до одношарової плівки Co . Збільшення значень B_c зі збільшенням d_{Dy} обумовлено змішуванням атомів Co та Dy на межах шарів під час конденсації та збільшення концентрації гранул Co . Для серії зразків, у яких змінювалась ефективна товщина базового шару з кобальту величини M_r і M_s зростають зі збільшенням товщини шару феромагнетика, при цьому характер залежності є немонотонним.

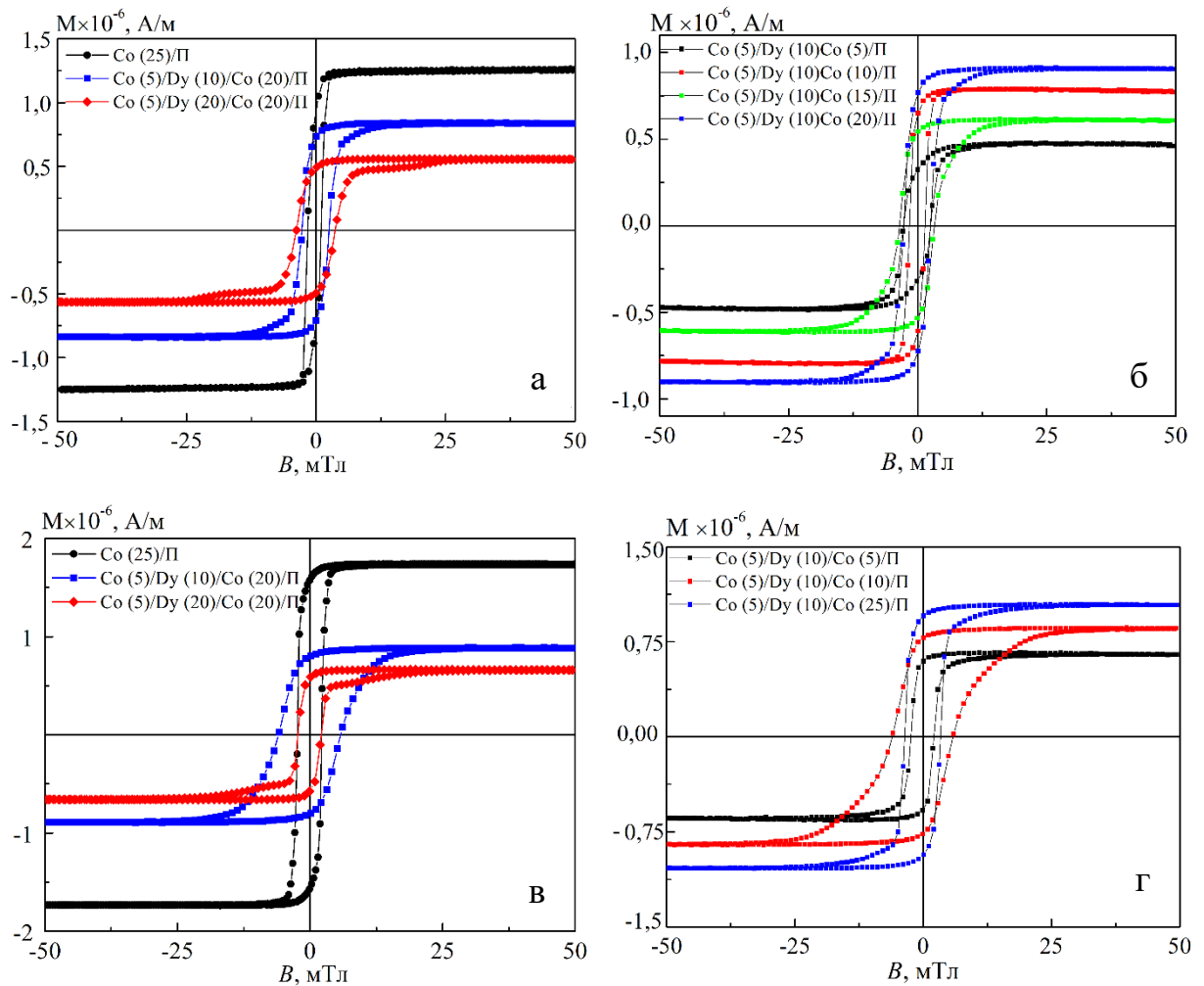


Рис. 4.7. Залежність намагніченості від прикладеного зовнішнього магнітного поля для одношарової плівки Co та тришарових плівкових систем Co (5)/Dy (x)/Co (20)/П (а) і Co (5)/Dy (10)/Co (x)/П (б) у свіжосконденсованому стані та після термообробки за температури 800 К (в, г)

**Залежності величин намагніченості насичення, залишкової
намагніченості та коерцитивної сили тришарових плівкових систем від
товщини Dy та Co до і після термообробки**

Система	B_c , мТл		M_r , 10^{-6} А/м		M_s , 10^{-6} А/м	
	460 К	800 К	460 К	800 К	460 К	800 К
Co (5)/Dy (1)/Co (20)/П	1,30	1,62	1,01	0,93	1,44	1,08
Co (5)/Dy (5)/Co (20)/П	1,77	-	0,72	-	1,00	-
Co (5)/Dy (10)/Co (20)/П	2,63	5,86	0,72	0,80	0,84	0,93
Co (5)/Dy (15)/Co (20)/П	3,15	-	0,53	-	0,61	-
Co (5)/Dy (20)/Co (20)/П	3,75	2,20	0,49	0,58	0,56	0,67
Co (5)/Dy (10)/Co (5)/П	2,63	-	0,32	-	0,48	-
Co (5)/Dy (10)/Co (10)/П	1,51	-	0,63	-	0,79	-
Co (5)/Dy (10)/Co (15)/П	3,39	-	0,53	-	0,61	-
	460 К	700 К	460 К	700 К	460 К	700 К
Ni (5)/Dy (1)/Ni (20)/П	3,94	5,14	0,30	0,29	0,36	0,35
Ni (5)/Dy (5)/Ni (20)/П	3,51	-	0,27	-	0,32	-
Ni (5)/Dy (10)/Ni (20)/П	2,98	4,52	0,22	0,20	0,28	0,24
Ni (5)/Dy (15)/Ni (20)/П	2,95	5,11	0,18	0,11	0,25	0,14
Ni (5)/Dy (20)/Ni (20)/П	3,76	-	0,14	-	0,19	-

Порівнюючи значення величин M_r і M_s для одношарової плівки кобальту та тришарової системи з однаковою товщиною феромагнетика рівною 25 нм можна відмітити, що вони зменшились, при цьому значення B_c навпаки збільшилися. Процес термообробки за температури 800 К призводить до збільшення значень B_c , M_s і M_r і незначної зміни форми петель гістерезису для обох серій зразків (рис. 4.7.в, г).

На рисунку 4.8 представлено залежність величини $KП$ при зміні проміжного шару з диспрозію (рис. 4.8.а) і базового шару Co (рис.4.8.б). Для обох серій зразків збільшення ефективної товщини змінного шару приводить до збільшення коефіцієнту прямокутності, з 0,7 до 0,87 у першому випадку, та з 0,67 до 0,85 у другому випадку. Характер зміни залежності у обох випадках є немонотонним. Після термообробки за температури 800 К фіксується незначне зменшення величини $KП$ при мінімальній товщині з Du для першої серії зразків і збільшення для другої, при чому її характер зміни залежності більш чітко виражений і наближений до лінійного (рис. 4.8 б).

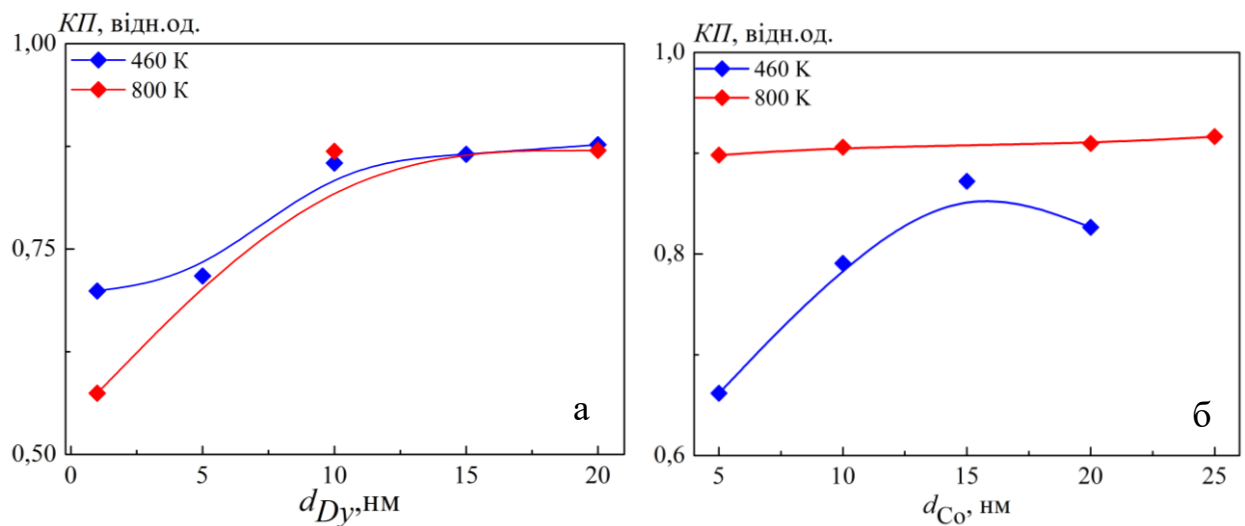


Рис. 4.8. Залежність величини $KП$ у свіжосконденсованому стані та після термообробки за температури 800 К при зміні проміжного шару з Du (а) і при зміні ефективної товщини базового шару Co (б)

4.3 Магніторезистивні та магнітні властивості тришарових плівкових систем на основі Ni та Dy [102, 104, 124-126]

Розглянемо результати експериментальних досліджень магніторезистивних та магнітних властивостей тришарових плівок на основі Ni та Dy. Слід зазначити, що для системи Ni/Dy/Ni/П порівняно з одношаровими плівками Ni спостерігається аналогічний характер поведінки МО як у свіжосконденсованому так і відпаленому станах.

На рисунку 4.9 представлено типове сімейство польових залежностей магнітоопору тришарових плівок для яких Dy знаходиться у квазіаморфному стані при товщині прошарку $d_{Dy} = 10$ нм та кристалічному при товщині $d_{Dy} = 20$ нм. Проаналізуємо отримані результати дослідження та порівняємо з результатами для одношарової плівки нікелю.

Отже, зберігається анізотропний характер МО і додавання прошарку з Dy не змінює форму магніторезистивних кривих. У той же час величина МО залежить від товщини прошарку Dy. Варто зазначити, що наявність немагнітних прошарків може приводити до появи непрямой обмінної взаємодії між феромагнітними шарами. Це означає, що при зміні товщини шару Dy може відбуватися перехід від феромагнітної до антиферомагнітної взаємодії магнітних шарів і навпаки. При цьому характер залежності МО і коерцитивної сили від товщини прошарку є немонотонним.

Термообробка зразків за температури 700 К показують зворотній характер поведінки розмірної залежності МО. У відпалених системах інтерфейс між ФМ та немагнітними шарами став більш дифузним, оскільки атоми Ni проникають через шар Dy, розмиваючи межі розділу. У результаті товщина немагнітного шару зменшується, викликаючи зміну характеру взаємодії між феромагнітними шарами.

Максимальне значення величини МО складає при $d_{Dy} = 20$ нм у перпендикулярній геометрії вимірювання (1,7%), що в 2,5 рази більше, ніж для тонкої плівки Ni товщиною 25 нм у свіжосконденсованому стані (табл.4.3).

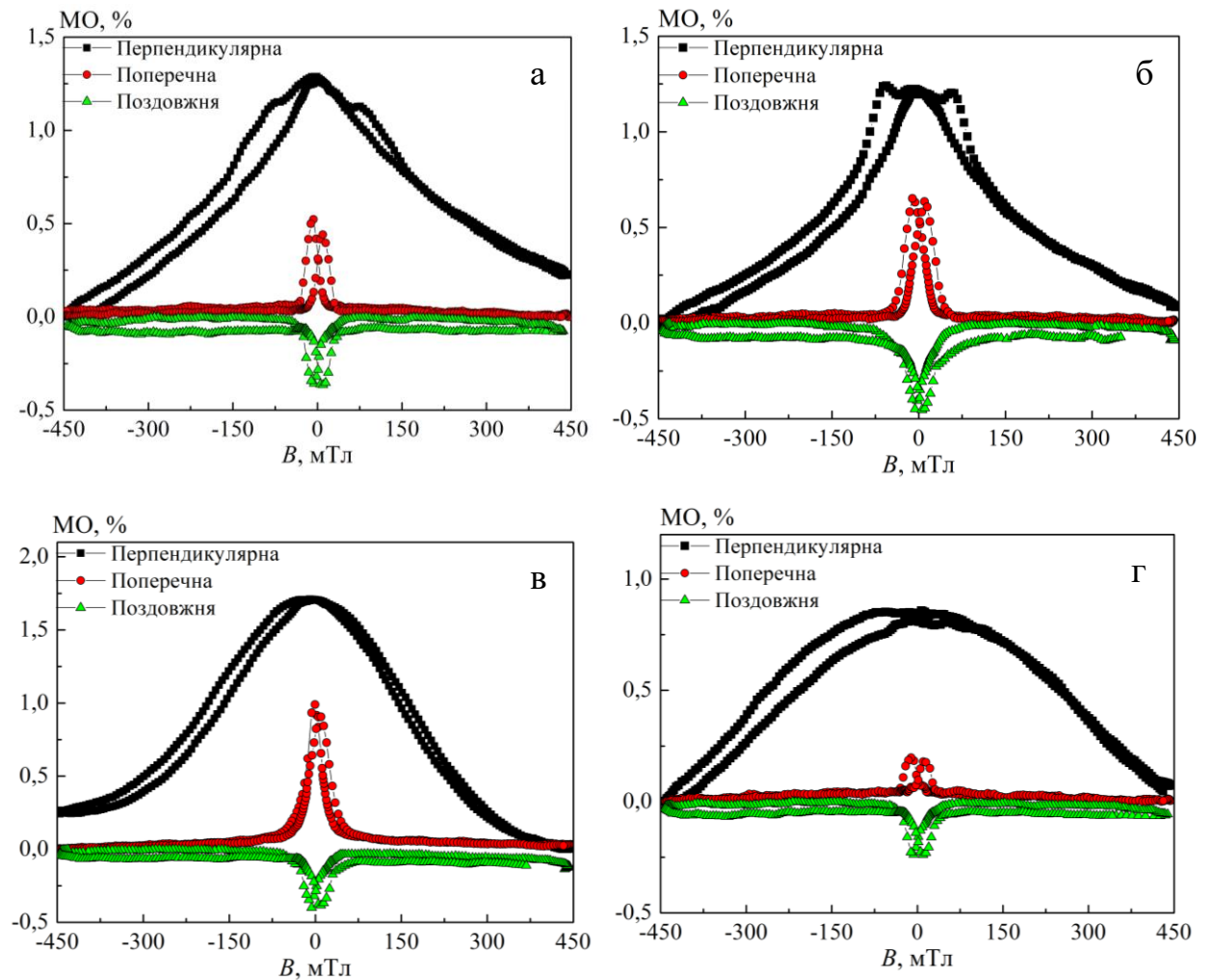


Рис. 4.9. Залежність величини магнітоопору від прикладеного зовнішнього магнітного поля при трьох геометріях вимірювання: перпендикулярній (■), поперечній (●) та поздовжній (▲) для тришарових плівкових систем у свіжосконденсованому стані: а – Ni (5)/Dy (10)/Ni (20)/Π, в – Ni (5)/Dy (20)/Ni (20)/Π; та після термообробки $T_{\theta} = 700$ К: б – Ni (5)/Dy (10)/Ni (20)/Π, г – Ni (5)/Dy (20)/Ni (20)/Π

**Залежність величини магнітоопору та коерцитивної сили у
свіжосконденсованих та після термообробки зразках
Ni (5)/Dy (x)/Ni (20)/Π та Ni (5)/Dy (10)/Ni (x)/Π**

Система	c_{Ni} , ат.%	Т, К	МО, %			B_c , мТл		
			перп.	попер.	позд.	перп.	попер.	позд.
Ni(5)/Dy(1)/Ni(20)/Π	98,63	460	1,29	0,83	-0,309	50,48	8,57	8,23
		700	1,25	0,7	-0,368	37,59	10,68	8,69
Ni(5)/Dy(5)/Ni(20)/Π	93,51	460	0,79	0,28	-0,43	99,18	10,79	5,97
		700	-	-	-	-	-	-
Ni(5)/Dy(10)/Ni(20)/Π	87,81	460	1,29	0,52	-0,356	10,3	8,37	8,03
		700	1,24	0,65	-0,448	55,93	10,41	6,13
Ni(5)/Dy(15)/Ni(20)/Π	82,77	460	1,13	0,45	-0,345	56,49	10,62	6,12
		700	-	-	-	-	-	-
Ni(5)/Dy(20)/Ni(20)/Π	78,27	460	1,71	0,99	-0,4	9,71	8,25	8,04
		700	0,85	0,2	-0,237	24,45	10,47	8,3
Ni(5)/Dy(30)/Ni(20)/Π	70,60	460	0,67	0,14	0,212	31,02	13,81	15,52
		700	-	-	-	-	-	-
Ni(5)/Dy(10)/Ni(5)/Π	74,24	460	0,22	0,11	-0,021	7,33	8,06	7,18
		700	0,24	0,064	-0,028	10,5	5,79	5,73
Ni(5)/Dy(10)/Ni(10)/Π	81,21	460	0,64	0,34	-0,22	23,76	8,3	6,3
		700	-	-	-	-	-	-
Ni(5)/Dy(10)/Ni(15)/Π	85,22	460	0,64	0,16	-0,094	39,8	8,63	8,07
		700	-	-	-	-	-	-
Ni(5)/Dy(10)/Ni(25)/Π	89,63	460	1,42	0,47	-0,491	37,91	6,62	8,91
		700	1,2	0,31	-0,207	22,31	8,51	8,45

Розглянемо більш детально магнітні властивості плівкових систем. У випадку серії зразків Ni (5)/Dy (x)/Ni (20)/П ефект додавання проміжного шару Dy можна розділити на інтервали товщини. Для діапазону товщин $d_{Dy} = 1-15$ нм у зразках фіксується зменшення величини B_c (див. рис. 4.10). Можливо, коли шар Dy знаходиться в квазіаморфному стані, то шари Ni і Dy слабо перемішуються на інтерфейсах під час осадження у порівнянні з системою Co/Dy/Co. Цей висновок підтверджується результатами, представленими в літературі [127-129]. Ймовірно, процес кристалізації шару Dy стимулює інтенсивну дифузію верхнього шару Ni під час осадження та розмивання інтерфейсу, яке впливає на рух стінок домену, і тому величина коерцитивної сили збільшується. Вплив дифузії інтерфейсу збільшується при термообробці за температури 700 К. Характер зміни величин M_s і M_r зі збільшенням товщиною шару Dy до і після відпалювання подібний до залежностей отриманих для систем Co/Dy/Co. Для зразків з товщиною диспрозію більше 20 нм спостерігаються характерні перегини, які зникають після термообробки за температури 700 К (рис. 4.10). У порівнянні одношарової плівки нікелю з тришаровою системою аналогічної в сумі товщини шару феромагнетика можна відмітити, що значення величин M_s , M_r і B_c у тришарових системах зменшились як у свіжосконденсованому стані так і після термообробки зразків.

На рисунку 4.11 представлено залежність величини коефіцієнта прямокутності при зміні проміжного шару диспрозію (рис. 4.11.а) і базового шару з нікелю (рис. 4.11.б). Для першої серії зразків при збільшенні ефективної товщини шару з Dy відбувається зменшення величини KPI із немонотонним характером залежності. Після термообробки зразків за температури 700 К фіксується несуттєве збільшення величини KPI , тенденція зміни залежності залишається такою ж. Для другої серії зразків фіксується зростання величини KPI зі збільшенням ефективної товщини базового шару з нікелю, характер залежності зміни є немонотонним, термообробка зразків

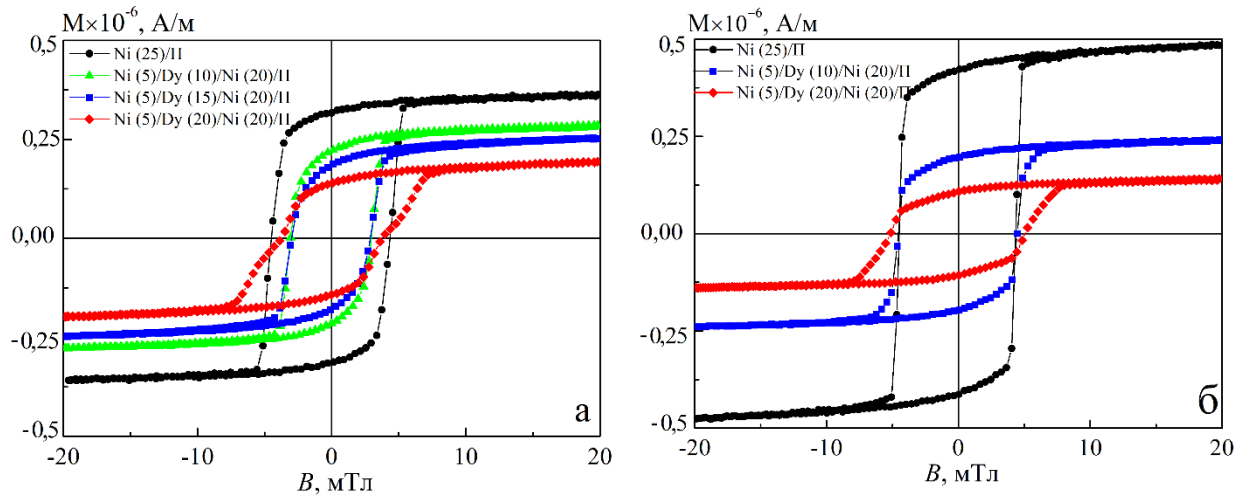


Рис.4.10. Залежність величини намагніченості від прикладеного зовнішнього магнітного поля для тришарових плівкових систем Ni (5)/Dy (x)/Ni (20)/I1 (а) до та після термообробки за температури $T_e = 700$ К (б)

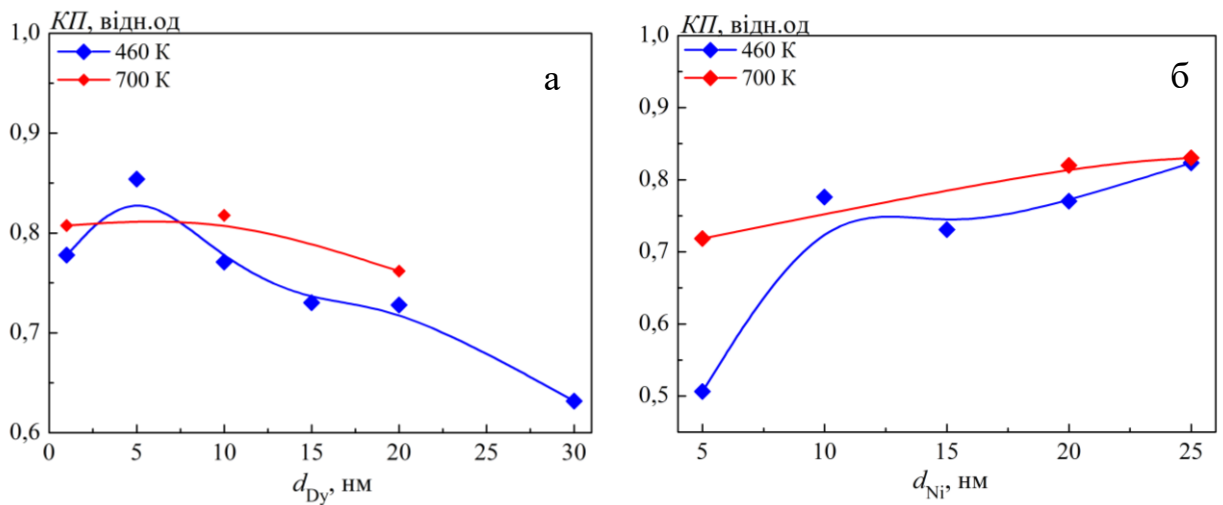


Рис.4.11. Залежність величини коефіцієнта прямокутності у свіжосконденсованому стані та після термообробки за температури 700 К при зміні проміжного шару з Dy (а) та ефективної товщини нижнього шару Ni (б)

приводить до збільшення величини коефіцієнта прямокутності, та не впливає на характер залежності. Узагальнемо результати порівняння тришарових плівкових систем Co/Dy/Co та Ni/Dy/Ni від товщини проміжного шару з диспрозію та відмітимо наступні закономірності.

У обох випадках у тришарових плівках при збільшенні ефективної товщини Dy відбувається зменшення величин M_s , M_r з подібним характером зміни залежностей, при чому для системи Ni/Dy/Ni характер залежності наближений до лінійного. Зміна величина B_c демонструє протилежну тенденцію, тобто у випадку системи Ni/Dy/Ni зростає, а для системи Co/Dy/Co зменшується при збільшенні ефективної товщини. Такий результат можна пояснити відмінністю між магнітними властивостями Ni та Co.

4.4 Магніторезистивні та магнітні властивості тришарових плівкових систем на основі Co і Bi [95, 96, 116,130]

З урахуванням даних, приведених у попередньому розділі про кристалічну структуру зразків Co/Bi/Co, згідно яких, плівки отримані за температури підкладки 453 К і менше мають кристалічні зерна, а при більших температурах – сферичні краплі, було вирішено отримувати зразки за $T_n = 453$ К. Типові польові криві магнітоопору у трьох геометріях вимірювання для плівкового зразка Co(5)/Bi(5)/Co(10)/П наведені на рисунку 4.12. Слід звернути увагу, по-перше, що у перпендикулярній, поперечній та поздовжній геометрії вимірювання польові залежності для свіжосконденсованих і відпалених зразків за температури 680 К демонструють різну поведінку. Компонент анізотропного магнітоопору з'являється у польових залежностях МО (збільшення МО спостерігається для поздовжньої геометрії, тоді як МО зменшується для поперечної геометрії при переході від перпендикулярної). Значення МО невеликі (менше 0,1%) в обох геометріях і дещо збільшуються після термообробки за температури 680 К. Це пояснюється незмінним фазовим станом плівки при відпалюванні і повільним зростанням розмірів гранул Bi.

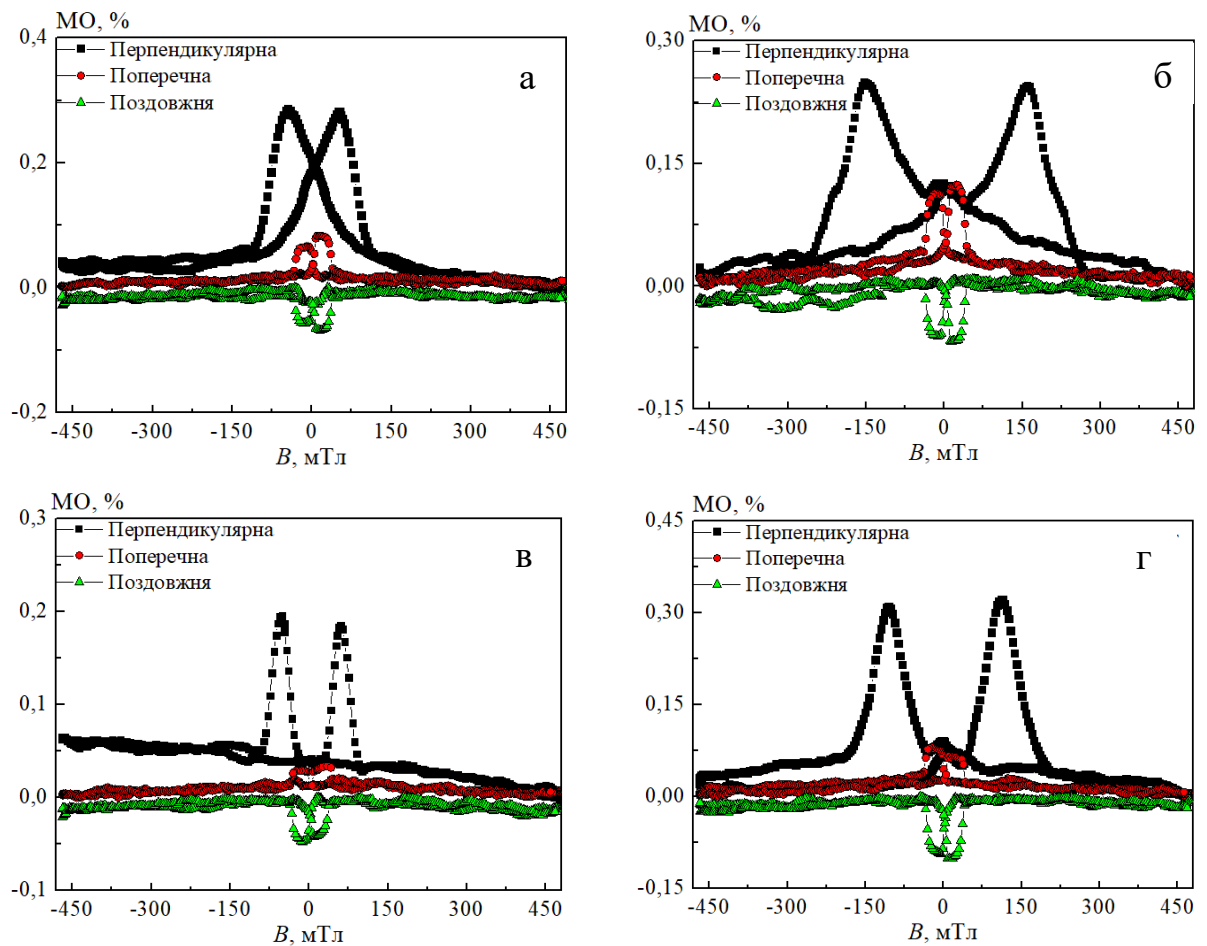


Рис.4.12. Магнітоопір, виміряний при кімнатній температурі для плівок Co (5)/Vi (15)/Co (20)/П (а, б) та Co (5)/Vi (5)/Co (20)/П у свіжосконденсованому та відпалених при 680 К станах у перпендикулярній, поздовжній та поперечній геометріях вимірювання

Невисокі значення величини МО тришарових плівок в першу чергу можна пояснити їх високим опором. Крім того, вимірювання МО проводили при малому значенні вимірювального струму ($I = 0,1 \text{ mA}$). Після термообробки за температури 900 К значення МО значно збільшується, що пов'язано з перетворенням з домінуючої фази ГЦП-Co у ГЦК-Co.

На рисунку 4.13 показано як змінюється магнітоопір з товщиною прошарку із Ві для тришарових систем плівки Co/Vi/Co після конденсації та відпалювання при 680 К у трьох геометріях вимірювання. Немонотонний характер розмірної залежності МО для класичних тришарових структур свідчить про осциляційну залежність обмінної взаємодії між електронами провідності [131]. У нашому випадку така поведінка може бути обумовлена зміною сталої анізотропії та зміною внутрішніх напружень.

Слід зазначити, що як системи Co (5)/Vi (x)/Co (10)/П, так і Co (5)/Vi (x)/Co (20)/П демонструють подібну поведінку магнітоопору при різних геометріях та температури термообробки. Збільшення товщини нижнього шару Co призводить до збільшення концентрації Co (c_{Co}) у загальній системі, а магнітоопір тришарових плівок Co/Vi/Co при високій концентрації Co визначається його вкладом. Цей результат відповідає даним, отриманим у роботі [131]. Після термообробки відбувається незначне зменшення величини МО і різке збільшення коерцитивної сили у перпендикулярній геометрії вимірювання. У таблиці 4.6 представлено узагальнені результати значень величин МО та B_c . Для більш конкретного розуміння як змінюються значення величини і характер кривих залежності МО було досліджено перехід від перпендикулярної геометрії до поперечної з кроком 10° (рис.4.13, рис.4.14).

Максимальні значення величини магнітоопору та коерцитивної сили фіксуються у перпендикулярній геометрії вимірювання і становлять 0,15 % і 98 мТл відповідно. Їх значення зменшуються при переході до поперечної геометрії вимірювання, на ділянці 30° – 90° характер залежності від кута α наближається до лінійного.

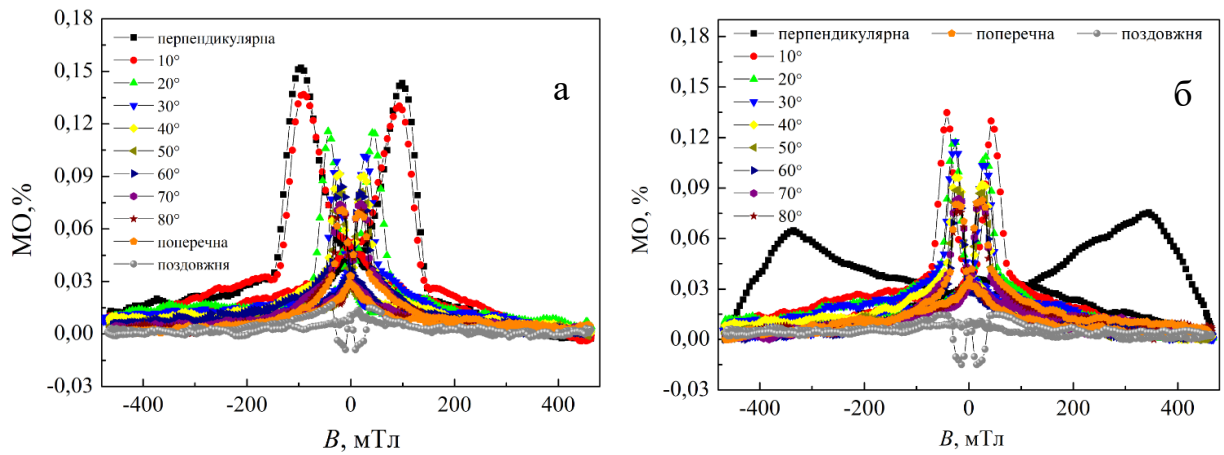


Рис. 4.13. Залежність величини MO від прикладеного зовнішнього магнітного поля при переході від перпендикулярної до поперечної геометрії та при поздовжній геометрії для плівкової системи $Co(5)/Bi(15)/Co(10)/PI$ свіжосконденсованої (а) та після термообробки до 680 К (б)

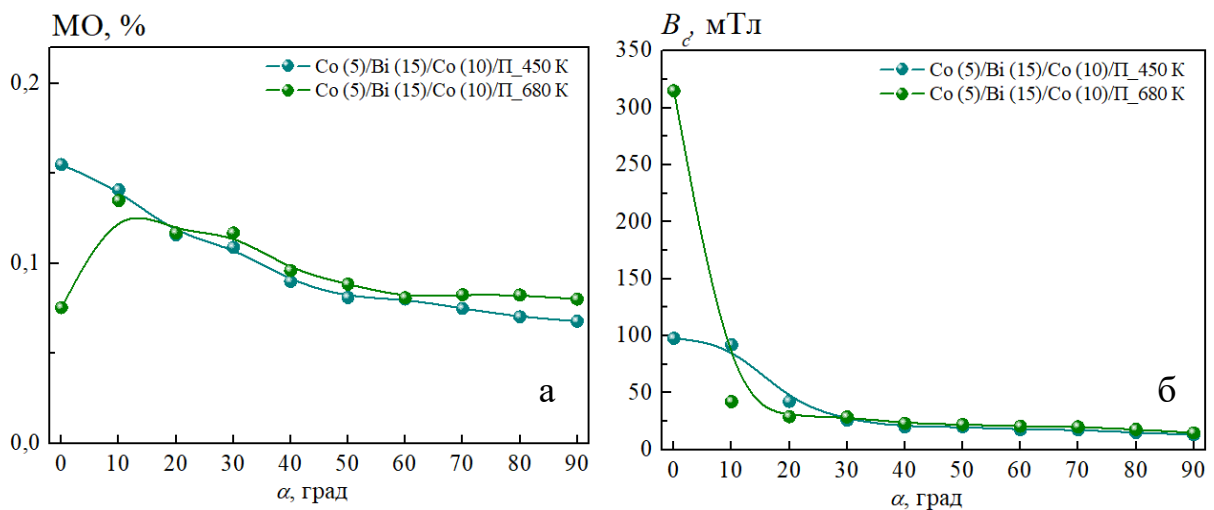


Рис. 4.14. Залежність величини MO (а) та B_c (б) від кута орієнтації зразка відносно прикладеного зовнішнього магнітного поля для плівкового зразка $Co(5)/Bi(15)/Co(10)/PI$ у свіжосконденсованому стані та після термообробки за температур 680 К

**Залежність величини магнітоопору та коерцитивної сили у
свіжосконденсованих та після термообробки зразках Co(5)/Bi(x)/Co(20)/П
та Co(5)/Bi(10)/Co(x)/П**

Система	c_{Co} , ат.%	T, К	МО, %			B_c , мТл		
			геометрія вимірювання					
			перп.	попер.	позд.	перп.	попер.	позд.
Co (5)/Bi (3)/Co (20)/П	96,4	460	0,2	0,04	-0,05	52	37	9
		680	0,32	0,08	-0,10	104	32	19
Co (5)/Bi (5)/Co (20)/П	94,2	460	0,09	0,02	-0,03	37	37	35
		680	0,22	0,2	-0,1	63	7	9
Co (5)/Bi (10)/Co (20)/П	88,9	460	0,11	0,05	-0,03	24	13	8
		680	0,3	0,1	-0,05	110	17	22
Co (5)/Bi (12)/Co (20)/П	87	460	0,24	0,06	-0,04	71	16	15
		680	0,17	0,1	-0,06	138	8	8
Co (5)/Bi (15)/Co (20)/П	84,3	460	0,04	0,03	-0,01	23	24	21
		680	0,14	0,16	-0,06	182	41	43
Co (5)/Bi (20)/Co (20)/П	80,1	460	0,01	0,05	-0,04	90	6	11
		680	0,09	0,07	-0,04	143	33	36
Co (5)/Bi (30)/Co (20)/П	72,8	460	0,03	0,02	-0,02	109	29	21
		680	0,11	0,08	-0,08	174	54	55
Co(5)/Bi(10)/Co(5)/П	76,29	460	0,06	0,06	0,04	161	43	34
Co(5)/Bi(10)/Co(10)/П	82,83	460	0,09	0,04	-0,01	49	29	11
Co(5)/Bi(10)/Co(25)/П	90,61	460	0,08	0,02	-0,01	66	21	12
Co(5)/Bi(3)/Co(10)/П	94,2	300	0,17	0,05	-0,03	141	19	12
		680	0,15	0,05	-0,04	175	18	20
Co(5)/Bi(5)/Co(10)/П	90,6	300	0,19	0,05	-0,03	192	26	11
		680	0,14	0,04	-0,02	147	16	25
		900	0,3	0,29	-0,1	128	20	27
Co(5)/Bi(7)/Co(10)/П	87,3	300	0,08	0,07	-0,04	307	14	28
		680	0,14	0,08	-0,04	95	16	16
		900	0,23	0,38	-0,1	58	28	17
Co(5)/Bi(10)/Co(10)/П	82,8	300	0,14	0,16	-0,07	105	21	23
		680	0,19	0,15	-0,07	107	27	33
		900	0,13	0,22	-0,1	135	38	58
Co(5)/Bi(12)/Co(10)/П	80,1	300	0,19	0,10	-0,08	27	17	16
		680	0,20	0,06	-0,04	111	18	22
		900	0,16	0,23	-0,11	26	33	35
Co(5)/Bi(15)/Co(10)/П	76,3	300	0,03	0,05	-0,03	191	33	55
		680	0,01	0,02	-0,01	170	37	55
Co(5)/Bi(20)/Co(10)/П	70,7	300	0,22	0,11	-0,03	133	15	23
		680	0,16	0,10	-0,08	178	22	26

Після термообробки за температури 680 К значення B_c у перпендикулярній геометрії збільшується в 3 рази, а величина МО зменшується майже в 2 рази. На 10° величина МО зростає до значення 0,13 %, а величина B_c зменшується до 45 мТл. На ділянці кутів 20° – 90° спостерігається поступове зменшення МО і B_c з характером залежності наближеним до лінійного.

Розглянемо магнітні властивості тришарових систем, типові петлі намагнічування плівок Co(5)/Bi(x)/Co(20)/П з різною товщиною шару Bi (d_{Bi} = 5–30 нм) у свіжосконденсованому стані (рис.4.15.а) і після термічної обробки за температури 680 К (рис. 4.15. б).

Усі петлі гістерезису мають форму, близьку до прямокутної з невисокими значеннями коерцитивності B_c . Збільшення товщини шару Bi призводить до зміни намагніченості насичення та коерцитивності, квадратність кривих намагніченості зберігається. Вплив товщини на величину залишкової намагніченості, намагніченості насичення та коерцитивної сили зі збільшенням товщини шару Bi до і після термообробки представлено на рис.4.16. Криві $M_s(d_{Bi})$ і $M_r(d_{Bi})$ зменшуються лінійно (рис. 4.16.а). Цей результат підтверджує висновок про формування зернистих структур на стадії конденсації, тобто інтерфейси між шарами Co і Bi не утворюються навіть при пошаровому осадженні шарів. Крім того, такий характер зміни значень M_s і M_r може бути пов'язане з розладом зернистої структури, цей результат узгоджується з літературними даними [132]. Процес термообробки не змінює характеру кривих.

Значення M_s і M_r після термообробки зросли і стали приблизно в 1,5 рази вище при меншій товщині шару Bi (d_{Bi} = 5–10 нм). Вплив термообробки слабкий, особливо при d_{Bi} = 30 нм. На рисунку 4.16.б видно, що коерцитивність тришарових систем менше 5 мТл у свіжосконденсованому стані та при збільшенні товщини шару Bi не відбувається суттєвої зміни B_c . Термообробка зразків призводить до значного збільшення B_c , що може бути пояснено розташуванням доменних стінок у результаті перемішування

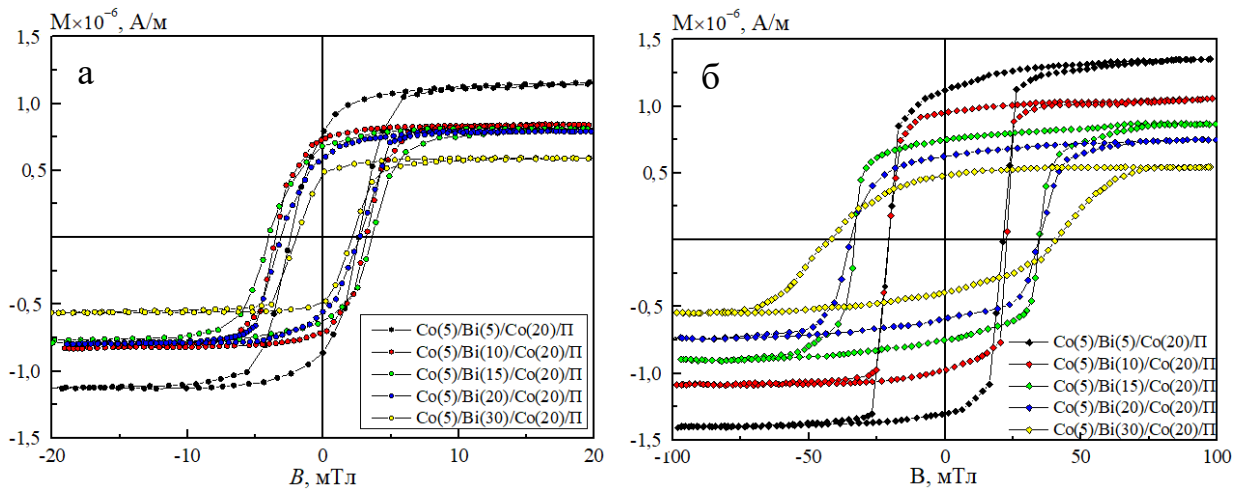


Рис. 4.15. Типові петлі намагнічування плівок $\text{Co}(5)/\text{Bi}(x)/\text{Co}(20)/\text{Pt}$ з різною товщиною шару Bi ($d_{\text{Bi}} = 5\text{--}30$ нм) у свіжосконденсованому стані (а) і після термічної обробки при 680 К (б)

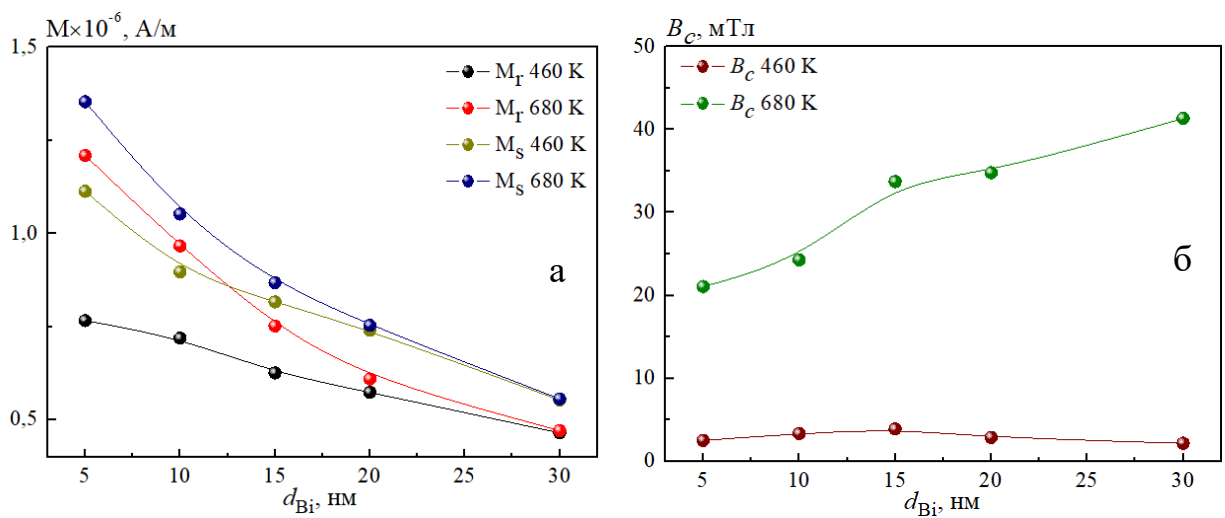


Рис. 4.16. Зміна величини M_s та M_r і B_c зі збільшенням товщини шару Bi до і після термообробки

між шарами Ві та Со та утворення гранульованих структур по всьому об'єму систем. Крім того, збільшення V_c супроводжується зміною форми петлі гістерезису (рис. 4.15.б). Коерцитивність досягає максимального значення 41 мТл при $d_{Bi} = 30$ нм. Цей результат може бути пов'язаний зі зміною ширини доменної стінки при термічній обробці, що було пояснено у роботі [122].

Результати розрахунків величини $KП$ при зміні проміжного шару Ві та базового шару Со показали наступне. Для першої серії зразків відбувається збільшення величини коефіцієнта прямокутності петель гістерезису при збільшенні ефективної товщини прошарку з Ві у проміжку до 0,86 при цьому характером залежності є немонотонним. Після термообробки зразків за температури 680 К відбувається зростання величини $KП$ у діапазоні до 0,91 характер зміни залежності не змінюється. Для другої серії зразків також фіксується зростання величини $KП$ зі збільшенням ефективної товщини шарів з Ві, характер залежності зміни є немонотонним, термообробка зразків приводить до збільшення величини коефіцієнта прямокутності, та не впливає на характер поведінки залежності (табл.4.7).

Таблиця 4.7

**Залежність величини коефіцієнта прямокутності у
свіжосконденсованих та після термообробки зразках
Co(5)/Bi(x)/Co(20)/П та Co(5)/Bi(10)/Co(x)/П**

Система	T, K	$d_{Bi}, нм$				
		5	10	15	20	30
Co(5)/Bi(x)/Co(20)/П	460	0,69	0,86	0,77	0,78	0,84
Co(5)/Bi(x)/Co(20)/П	680	0,89	0,91	0,86	0,81	0,85
		$d_{Co}, нм$				
		5	10	15	20	25
Co(5)/Bi(10)/Co(x)/П	460	0,87	0,3	0,77	0,86	0,82
Co(5)/Bi(10)/Co(x)/П	680	0,89	-	0,8	0,91	0,9

4.5 Узагальнення результатів з точки зору практичного застосування

Дослідження залежності магнітних характеристик від напрямку прикладеного зовнішнього поля є важливим при створенні чутливих елементів сенсорів. У залежності від області застосування до плівкових систем висувається ряд необхідних вимог, а саме висока чутливість до магнітного поля, стабільність магнітних характеристики у широкому діапазоні температур, високий коефіцієнт прямокутності петель гістерезису (максимально близький до одиниці), тощо. Таким чином, були проведені дослідження, які показують залежність магнітних характеристик від напрямку магнітного поля у свіжосконденсованому стані та після термообробки.

При дослідженні тришарових плівкових систем необхідно враховувати, що в магнітні властивості системи вносять певний вклад одношарові плівки феромагнетиків. У роботі [133] зазначається, що у полікристалічних феромагнітних плівках фіксується анізотропія їх магнітних характеристик, що підтверджують і наші дослідження, яка залежить від товщини зразка і температури термообробки.

На рисунку 4.17 представлено типові залежності намагніченості при різних кутах орієнтації зразка у паралельній геометрії вимірювання (лінії індукції магнітного поля паралельні до поверхні зразка) з кроком повороту 15° для одношарових плівок феромагнітних металів. Аналіз результатів досліджень для одношарових плівок Co показав, що вони мають більш яскраво виражену анізотропію, що може бути пояснено наявністю ГЦК-Co фази, що у свою чергу призводить до того, що дефекти розташовуються у хаотичному порядку по всьому об'єму зразка. Після термообробки до 800 K анізотропія стає менш вираженою за рахунок зменшення вмісту ГЦК фази Co після заліковування дефектів. Величина коерцитивної сили після термообробки несуттєво збільшується.

У порівнянні з плівками Co, плівки Ni мають більш однорідну магнітну структуру, тому анізотропія магнітних властивостей проявляється не так виражено. Термообробка зразків до 700 К не призводить до суттєвої зміни коерцитивної сили, проте форма петель гістерезису стає більш квадратною.

У тришарових плівкових системах Co/Dy/Co (рис. 4.18.в, г) у свіжосконденсованому стані форма петель гістерезису аналогічна до одношарових плівок, коли диспрозій перебуває у квазіаморфному стані, що свідчить про перевагу феромагнітного зв'язку у плівках. При товщинах прошарку з Dy, які відповідають кристалічному стану на петлях гістерезису з'являються перегини перед виходом на насичення, що вказує на пошарове перемагнічування шарів за рахунок утворення антиферомагнітної взаємодії між шарами кобальту.

Після термообробки за температури 800 К перегини на петлях гістерезису не зникають і значення коерцитивної сили суттєво не змінюється, а для зразка з квазіаморфним Dy петлі стають ширшими, тобто відбувається збільшення коерцитивної сили, що може бути пов'язано із структурно-фазовим станом тришарової плівки.

При додаванні проміжного шару з Vi у тришарові системи на основі Co (рис.4.18.д, е) форма петель дещо відрізняється від форми одношарових плівок феромагнетика. Анізотропія магнітних характеристик має менш яскраво виражений характер, при цьому значення коерцитивної сили більше на порядок. Після термообробки до 680К суттєвих змін не відбувається.

Тришарові плівки Ni/Dy/Ni аналогічно до попередніх систем мають форму схожу на форму петель гістерезису одношарових плівок нікеля (рис.4.18.а, б), незалежно від структурного стану прошарку з рідкоземельного металу. Після термообробки за температури 700 К зміни форми не відбувається.

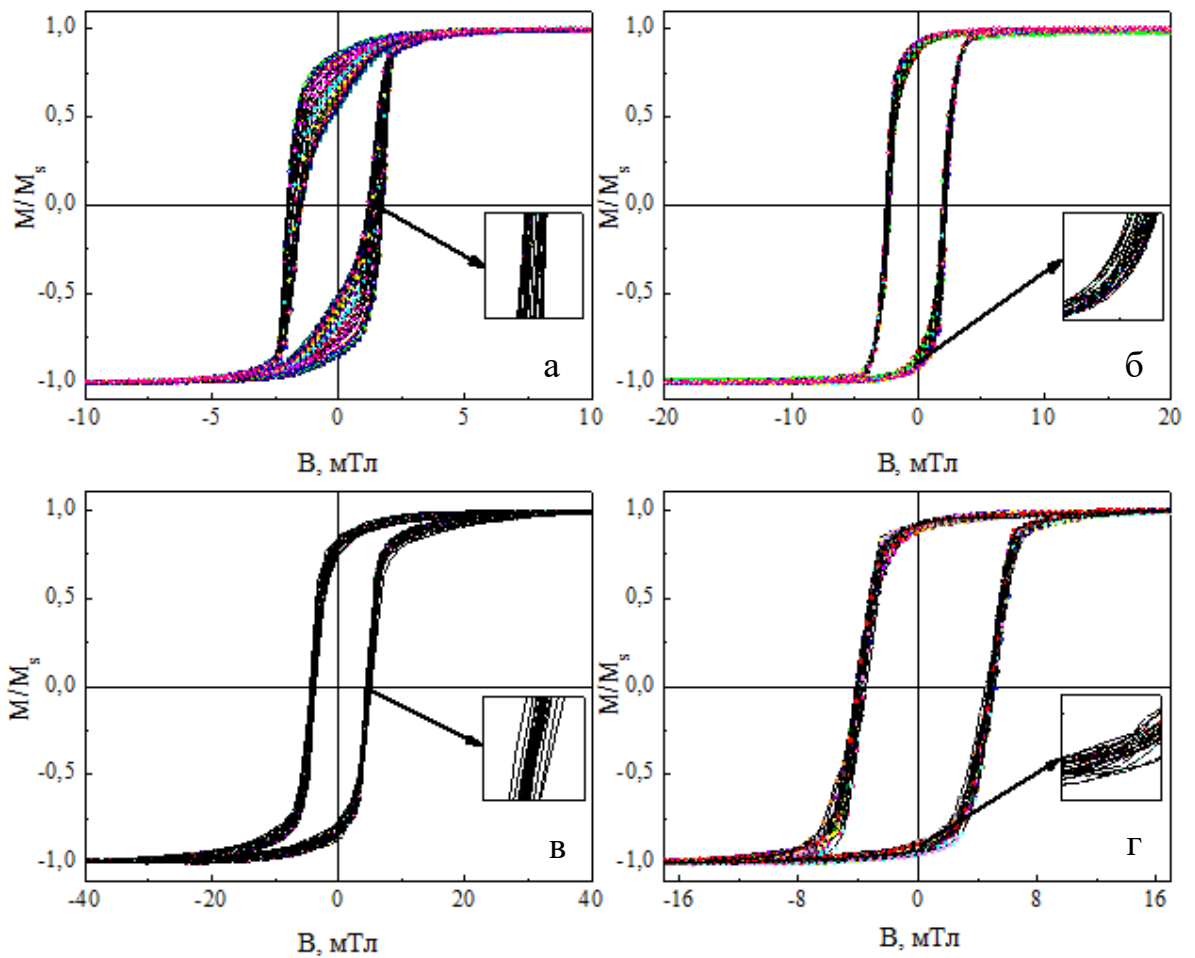


Рис. 4.17. Залежність нормованої намагніченості при різних кутах орієнтації зразка від прикладеного зовнішнього магнітного поля у паралельній геометрії вимірювання для плівок Co (25) (а, б) та Ni (25) (в, г) у свіжосконденсованому стані (а, в) та після термообробки (б, г)

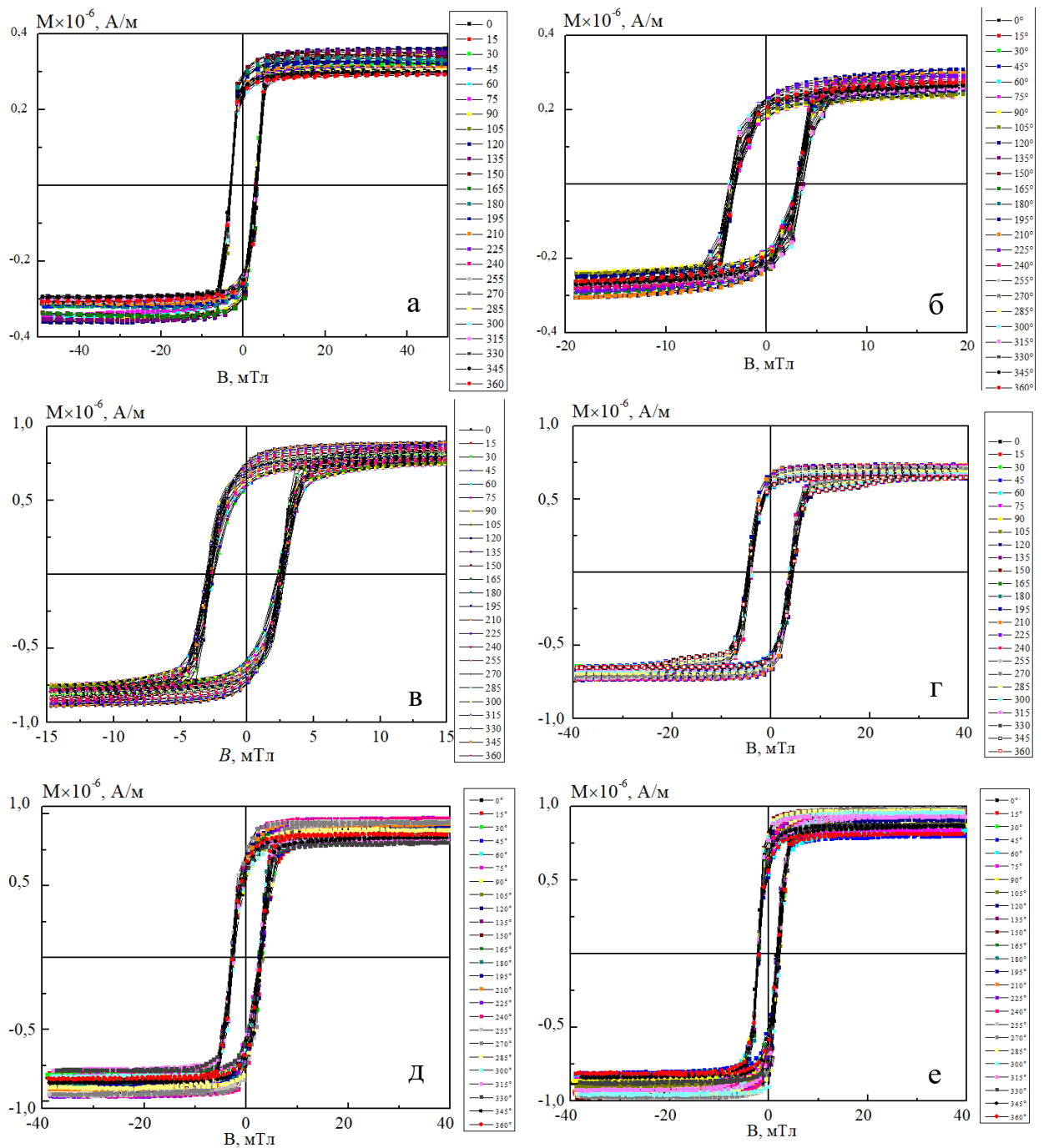


Рис. 4.18. Залежність намагніченості при різних кутах орієнтації зразка від прикладеного зовнішнього магнітного поля в паралельній геометрії вимірювання у невідпаленому стані: а) Ni(5)/Dy(10)/Ni(20)/П, б) Ni(5)/Dy(20)/Ni(20)/П, в) Co(5)/Dy(10)/Co(20)/П, г) Co(5)/Dy(20)/Co(20)/П д) Co(5)/Bi(5)/Co(20)/П, е) Co(5)/Bi(15)/Co(20)/П

У досить сильному магнітному полі $B \geq B_s$ (B_s – поле насичення) монокристал, або полікристалічний феромагнетик, намагнічені до насичення у напрямку поля, при зменшенні магнітного поля відбуваються процеси обертання. Вектори спонтанної намагніченості монокристала або окремих кристалітів полікристала починають повертатися, орієнтуючись уздовж найближчих осей легкого намагнічування. Подальше перемагнічування феромагнетику відбувається шляхом зсуву границь між доменами. Для того, щоб відбулося перемагнічування домену, необхідно, щоб у ньому утворювався «зародок» перемагнічування [134-136].

Перемагнічування здійснюється в тому випадку, якщо зародки перемагнічування будуть досить великі, більші критичних розмірів. Незворотні процеси зсуву границь між доменами приводять до появи залишкової намагніченості і є причиною магнітного гістерезису. До незворотного намагнічування й гістерезису можуть привести також процеси обертання вектора спонтанної намагніченості [135]. Якщо зразок має кінцеві розміри й неізотричну форму, то з'являється анізотропія форми, яка приводить до гістерезису. При зміні знака поля намагніченість тільки тоді займе протилежний напрямок, коли величина протилежно спрямованого поля досягне деякого значення B_0 (критичне поле). Поле B_0 повинне бути таким, щоб енергія зразка в зовнішньому магнітному полі перевершила по величині енергію анізотропії форми. Інакше кажучи, анізотропія форми створює потенційний бар'єр для спонтанної намагніченості, і цей бар'єр буде переборений тільки в досить великому по величині протилежному полі B_0 . Отже, при наявності анізотропії форми намагніченість уже не впливає відразу за змінами магнітного поля. Вона змінює свій напрямок стрибком при $B \geq B_0$. У цьому випадку має місце магнітний гістерезис, обумовлений незворотним обертанням спонтанної намагніченості [134-136].

Наявність зовнішнього магнітного поля також, звичайно, приводить до анізотропії з одним напрямком легкого намагнічування. У міру збільшення напруженості поля, цей напрямок стає усе більш кращим. Незворотні зміни

намагніченості, що приводять до гістерезису, є наслідком зміни магнітної анізотропії, викликані тими або іншими причинами, у тому числі впливом магнітного поля [135-137].

При дослідженні магнітних властивостей плівкових систем як функціональних елементів датчиків повороту потрібно також враховувати вплив на магнітні характеристики зразка напрямку зовнішнього магнітного поля. З цією метою були проведені дослідження зміни залишкової намагніченості (рис.4.19, рис 4.20), намагніченості насичення та величини коерцитивної сили (рис.4.21, рис 4.22) при зміні напрямку магнітного поля при паралельній геометрії вимірювання з кроком у 15° у полярних координатах для одно- та тришарових плівкових систем у свіжосконденсованому стані та після термообробки.

Як видно, з рисунку 4.19.а, одношарові плівки кобальту у свіжосконденсованому стані мають одну вісь легкого намагнічування. Отримані нами результати співпадають з результатами [21], де досліджувались магнітні властивості плівок з обмінним зв'язком. Величина анізотропії магнітних властивостей кобальту більш виражена ніж у плівках нікеля, що може бути пов'язаним з двофазним станом у свіжосконденсованому стані. Після термообробки до 800 К анізотропія магнітних властивостей стає менш вираженою.

Явище обертання магнітної анізотропії є типовим для плівок на основі феромагнітних і рідкоземельних металів і воно не залежить від структурно-фазового стану, товщини або концентрації компонент та температури вимірювання, однак змінюється його величина і амплітуда [138, 139].

Порівнюючи отримані дані для одношарових плівок Ni та Co та тришарові системи з додаванням прошарків, можна зробити висновок, що тришарові системи є більш стабільними. Магнітна анізотропія залишається у всіх випадках проте стає менш вираженою, що дає можливість розглядати зазначені системи у галузі приладобудування.

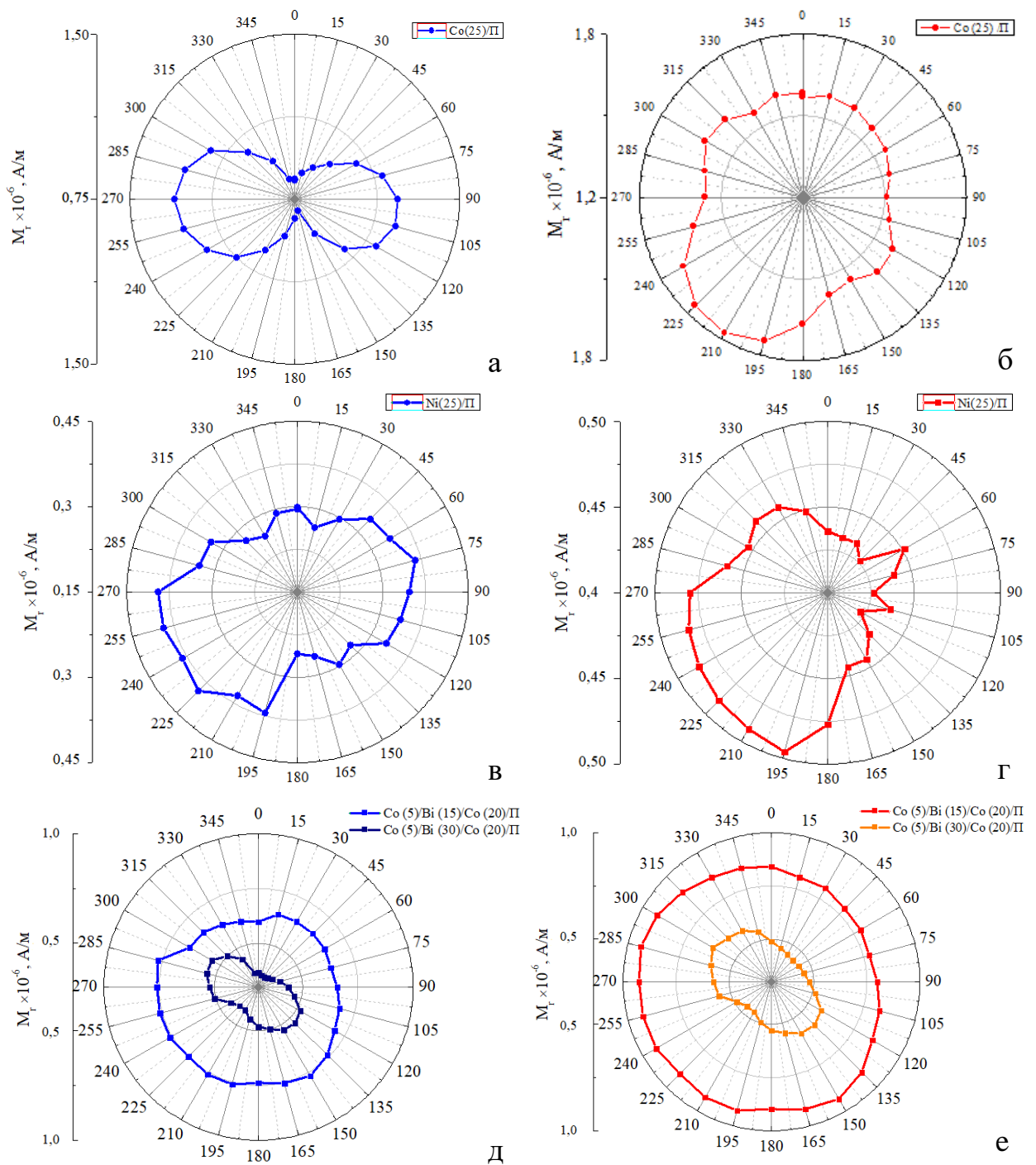


Рис. 4.19. Залежність залишкової намагніченості у полярних координатах від напруженості прикладеного зовнішнього магнітного поля при зміні орієнтації зразка у паралельній геометрії вимірювання для: Co (25)/П (а, б), Ni (25)/П (в, г), Co (5)/Bi (x)/Co (20)/П (д, е) у свіжосконденсованому стані (а, в, д) та після термообробки (б, г, е)

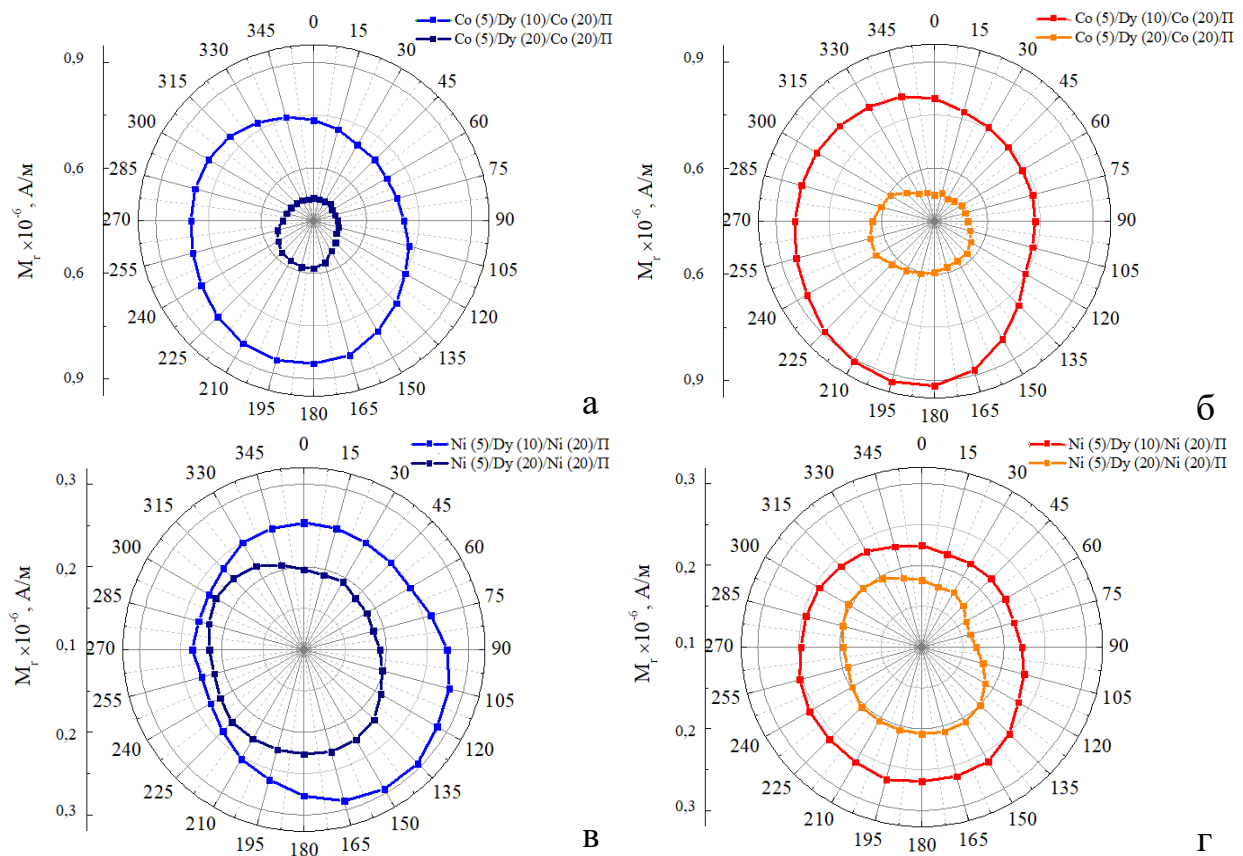
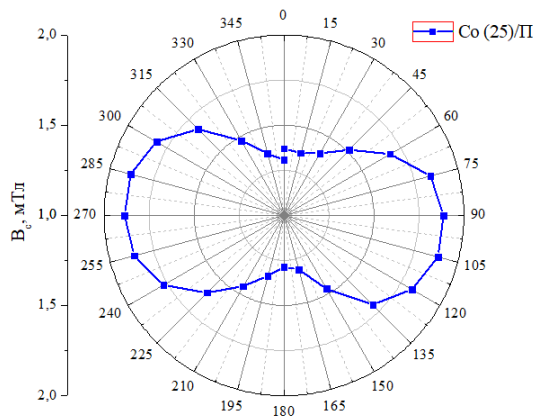
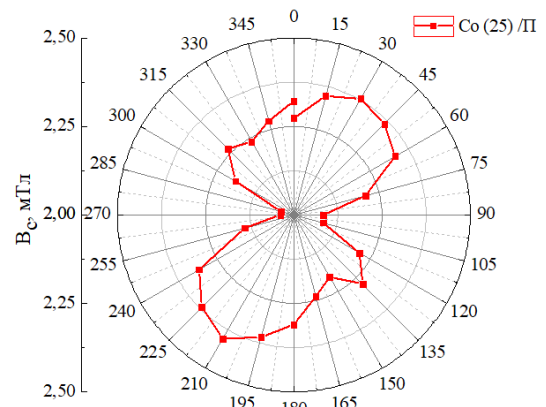


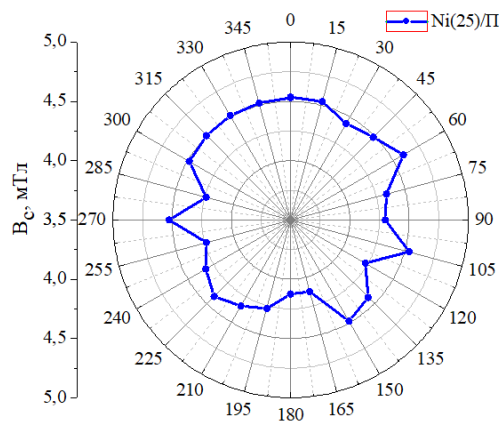
Рис. 4.20. Залежність залишкової намагніченості у полярних координатах від напруженості прикладеного зовнішнього магнітного поля при зміні орієнтації зразка у паралельній геометрії вимірювання для: Co (5)/Dy (x)/Co (20)/П (а, б) та Ni (5)/Dy (x)/Ni 20)/П (в, г) до (а, в) та після термообробки (б, г)



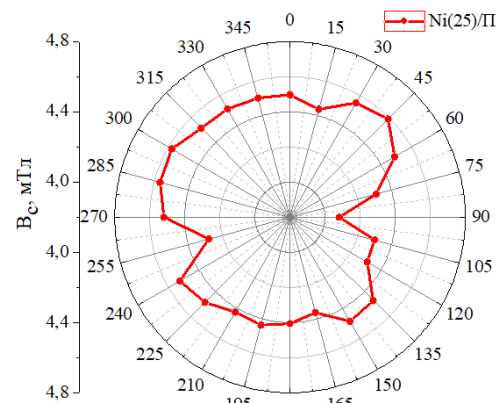
а



б



в



г

Рис. 4.21. Залежність коерцитивної сили від кута орієнтації зразка у зовнішньому магнітному полі у паралельній геометрії для одношарових плівок Co (а, б) та Ni (в, г) товщиною 25 нм у свіжсконденсованому стані (а, в) та після термообробки до 800 К (б) і 700 К (г) відповідно

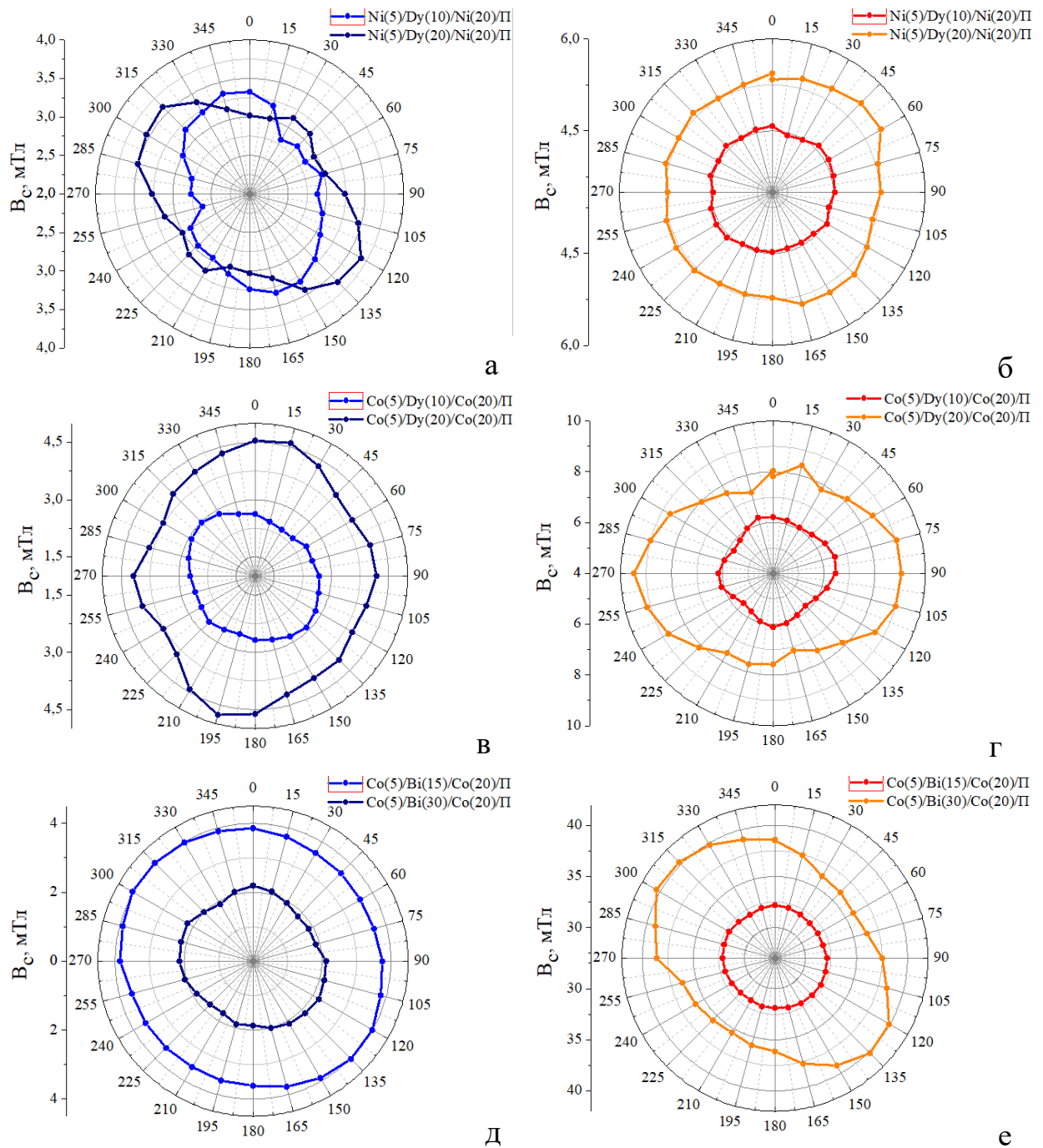


Рис. 4.22. Залежність коерцитивної сили від кута орієнтації зразка у зовнішньому магнітному полі у паралельній геометрії для тришарових плівок $\text{Ni}(5)/\text{Dy}(x)/\text{Ni}(20)/\Pi$ (а, б) $\text{Co}(5)/\text{Dy}(x)/\text{Co}(20)/\Pi$ (в, г) та до (а, в) та $\text{Co}(5)/\text{Bi}(x)/\text{Co}(20)/\Pi$ (д, е) у свіжосконденсованому стані (а, в, д) та після термообробки (б, г, е)

Термообробка плівкових зразків у всіх випадках не призводить до суттєвої зміни величини залишкової намагніченості та коерцитивної сили від кута орієнтації зразка при паралельній геометрії вимірювання у зовнішньому магнітному полі. Також у таких системах зберігається анізотропія в площині плівки.

У роботі [140] відзначалось, що наявні структурні дефекти у плівкових системах безпосередньо впливають на наявність у системі магнітної анізотропії, тому цей факт обов'язково необхідно враховувати при оцінці характеру поведінки і величини коерцитивної сили. Наявність структурних дефектів, таких як границі зерен, шороховатості поверхні та дефекти пакування у системі дозволяє визначити величина залишкової намагніченості M_r .

Величина коерцитивної сили B_c залежить від структурно-фазового стану магнітних шарів. У плівкових системах на основі Ni, Co, Dy або Ві магнітні властивості системи головним чином визначаються станом шарів феромагнетику. На рисунках 4.23, 4.24 представлені типові залежності намагніченості при повороті зразка від паралельної до перпендикулярної (90°) геометрії вимірювання у свіжосконденсованому стані та після термообробки. Як видно з графіків на рисунку 4.23-4.24, для усіх випадків відбувається характерне збільшення коерцитивної сили при повороті зразка від 0° до 90° .

Оскільки у феромагнітних плівках наявні осі легкої намагніченості, то у більшості випадків вектор намагніченості розташований у площині плівки, що збігається з паралельною геометрією вимірювання ($\alpha = 0^\circ$). У роботі було зазначено [137], що при зміні кута між віссю легкого намагнічування та напрямком зовнішнього магнітного поля визначається складовою поля $B_c \cos \alpha$, (при $\alpha = 90^\circ$ зміщення доменної стінки не відбувається). Із отриманої залежності автори роботи [137] запропонували наступну формулу для визначення анізотропії коерцитивної сили:

$$B_c = \frac{B_c(0)}{\cos\alpha} \quad (4.3)$$

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

На залежностях B_c від α для плівок отриманих експериментальним шляхом у свіжосконденсованому стані для обох феромагнетиків та тришарових системах на їх основі можна розділити на дві ділянки з різним характером зміни коерцитивної сили. На інтервалі кутів від $\alpha = 0^\circ$ до $\alpha = 50^\circ$ збільшення величини B_c відбувається незначною мірою і добре узгоджується з розрахунковими даними. На інтервалі кутів α від 60° до 90° відбувається різке збільшення величини B_c . Термообробка не впливає на характер залежності як в одно- так і тришарових плівкових системах.

Аналіз залежності залишкової намагніченості та намагніченості насичення при переході від паралельної геометрії вимірювання до перпендикулярної не залежно від товщини зразків та прошарків показав, що дані характеристики зменшуються зі збільшенням кута повороту як у свіжосконденсованому стані так і після термообробки. Характер залежностей наближений до лінійного у більшості випадків.

Розрахункові та експериментальні дані (рис. 4.25) кількісно узгоджуються в інтервалі кутів від $\alpha = 0^\circ$ – 60° . Відпалювання зразків призводить до зменшення відповідності даних експерименту з розрахунковими при $\alpha \rightarrow 90^\circ$. Як видно з графіку найкращим чином розрахункові та експериментальні дані узгоджуються для тришарової системи на основі Co/Dy/Co, як у свіжосконденсованому стані так і після термообробки за температури 800 К. Таким чином для даної плівкової системи можна прогнозувати величину коерцитивної сили при переході до перпендикулярної геометрії вимірювання маючи лише значення, отримані при дослідженні у паралельній геометрії вимірювання.

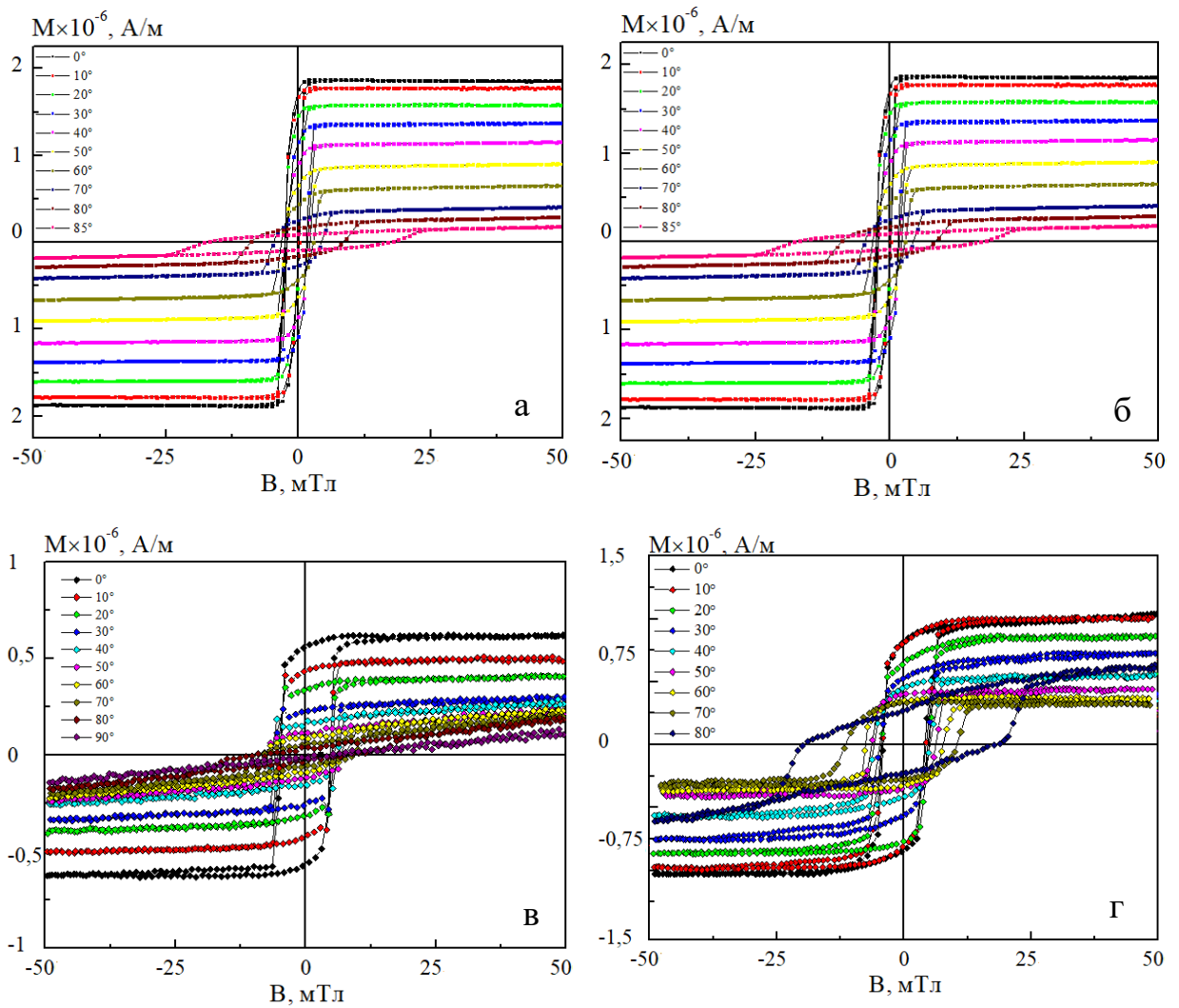


Рис.4.23. Залежність намагніченості від прикладеного зовнішнього магнітного поля для одношарових плівок Co (25)/Π і Ni (25)/Π при переході від паралельної до перпендикулярної геометрії вимірювання у свіжосконденсованому стані (а, в) та після термообробки (б, г)

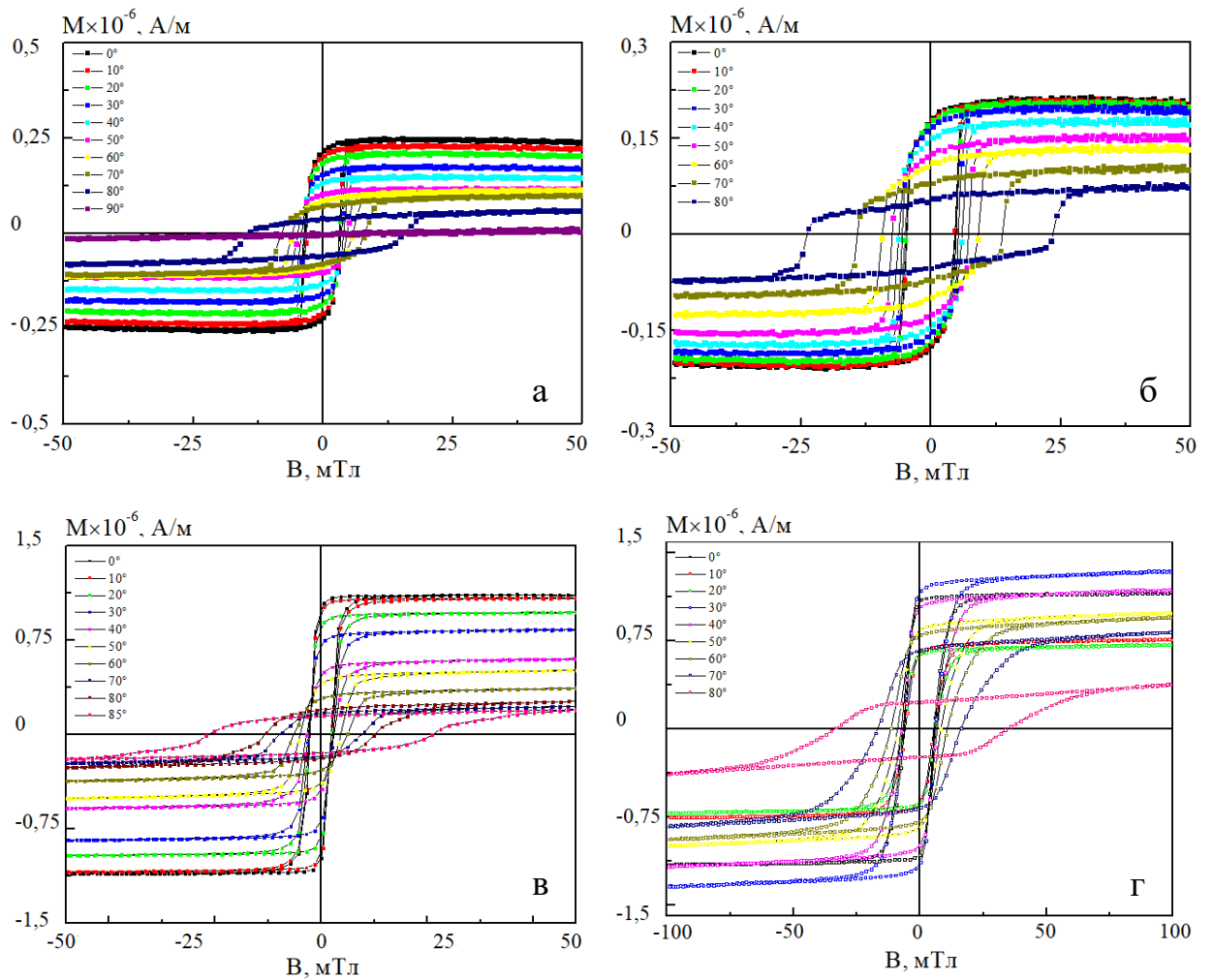


Рис.4.24. Залежність намагніченості від прикладеного зовнішнього магнітного поля при переході від паралельної до перпендикулярної геометрії вимірювання для систем у свіжосконденсованому стані та після термообробки: Ni(5)/Dy(10)/Ni(20)/П – а, б; Co(5)/Dy(10)/Co(20)/П – в, г

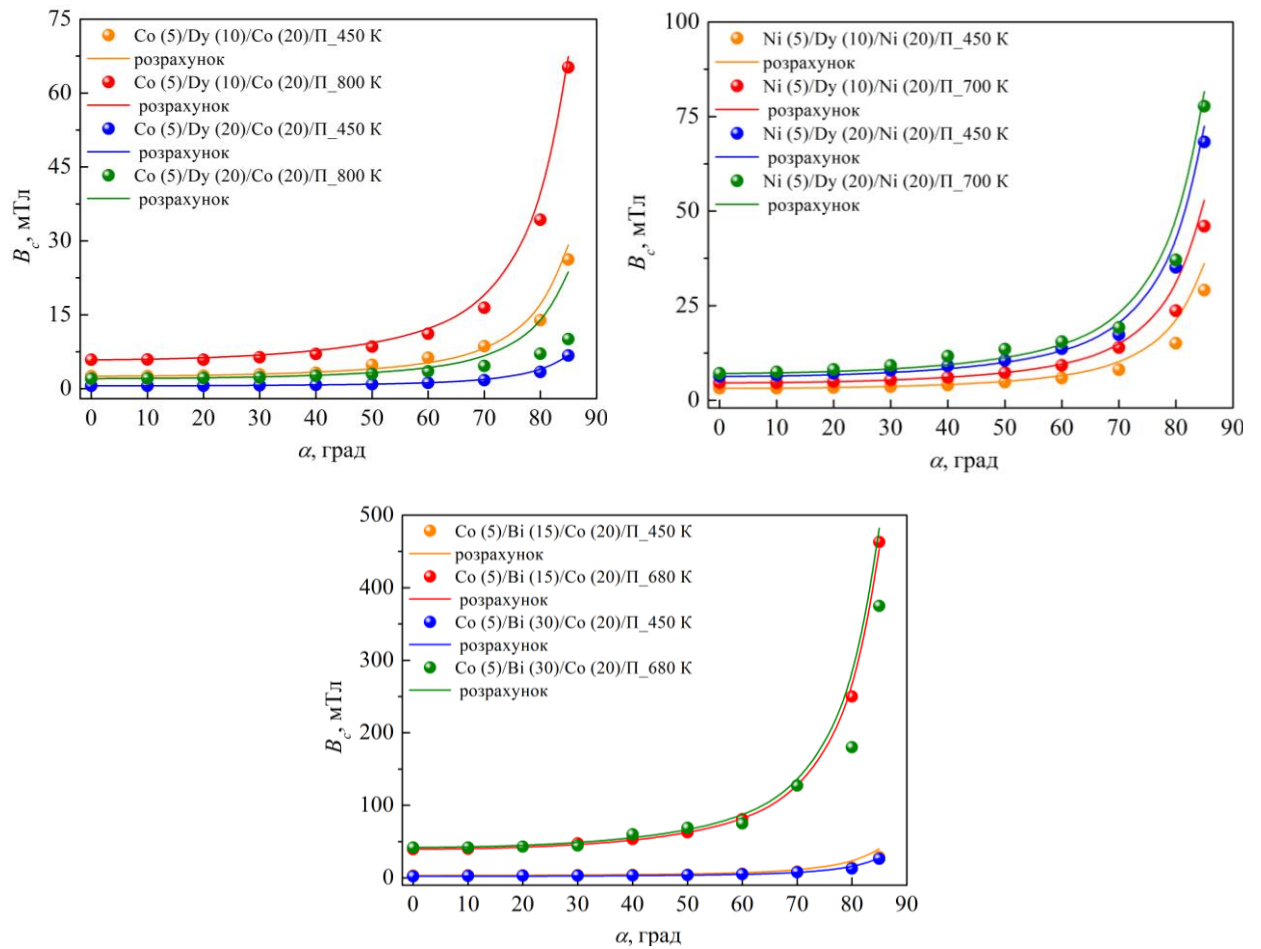


Рис. 4.25. Експериментальні (точки) та розрахункові (лінії) залежності коерцитивної сили при переході від паралельної до перпендикулярної геометрії мірювання в свіжосконденсованому стані і після термообробки

На основі отриманих у роботі даних про магнітні та магніторезистивні властивості та впливу на них структурно-фазового стану необхідно зробити висновки про можливе практичне застосування тришарових плівкових систем як функціональних елементів. Одним із можливих варіантів використання є у якості чутливих елементів АМР-датчиків [70, 141-144].

АМР-датчики або просто магніторезистивні датчики – це датчики у яких принцип роботи базується на ефекті анізотропного магнітоопору. Даний ефект є квантово-механічним і полягає в зміні опору зразка феромагнітного матеріалу в залежності від кута напрямку вектора намагніченості зразка по відношенню до напрямку протікання електричного струму через нього, а також від величини напруженості зовнішнього магнітного поля. Важливу роль при цьому відіграє те під яким кутом протікає струм по відношенню до напрямку кристалічної решітки зразка, який називають віссю легкого намагнічування (уздовж нього з самого початку орієнтовані магнітні домени). Напрямок осі легкого намагнічування на виробництві може задаватися підмагнічуванням зразка при осадженні.

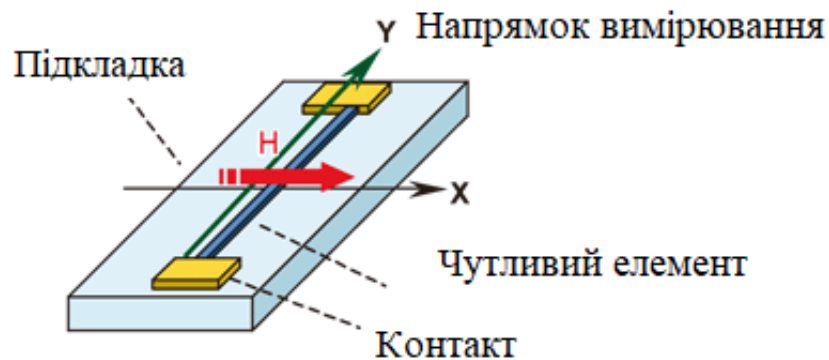


Рис. 4.27. Спрощена схема АМР-датчика. Адаптовано з роботи [70]

Згідно такої конструкції датчика на монтажну плату наноситься шар чутливого матеріалу, на який зверху кріпляться контакти, після цього його можна монтувати в корпус. Для такого типу датчика опір плівки вимірюється за формулою:

$$R = R_0 + \Delta R \cos^2 \alpha, \quad (4.4)$$

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

ΔR – різниця між максимальним і мінімальним значенням опору плівки;
 α – кут між вектором намагніченості плівки та напрямком зовнішнього магнітного поля.

Подібна до попередньої схеми, структура зі сформованими на ній контактними майданчиками і чутливим елементом, яка схематично представлена на рис.4.28 була представлена у роботі [101]:

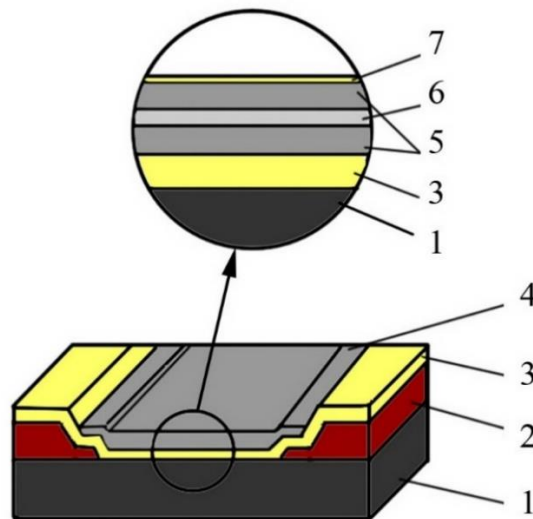


Рис. 4.28 Схематична структура зразка, який був використаний для дослідження магніторезистивних властивостей чутливого елемента датчика магнітного поля: 1 – підкладка; 2 – мідні контактні площадки; 3 – плівка Ag; 4 – чутливий елемент; 5 – плівка Z; 6 – плівка Du або Gd, 7 – захисне покриття (плівка Ag). Адаптовано із роботи [101]

Згідно відношення (4.4) куту $\alpha=90^\circ$ відповідає мінімальний опір плівки, а при відсутності поля – максимальний опір. АМР-датчики знайшли широке застосування в автомобільній техніці, в умовах жорсткої експлуатації (підвищенні забруднення, перепади температури, механічні вібрації). Окрім

того, за рахунок чутливості їх можна використовувати для детектування слабких полів у навігаційних схемах. Для збільшення чутливості резистори з чутливими елементами вмикають за мостовою схемою (рис.4.29). У такому випадку опір резистора буде змінюватися лінійно при зміні напрямку намагніченості. Результуючий диференціальний сигнал буде лінійною функцією амплітуди зовнішнього магнітного поля. Кожне плече моста з алюмінієвими перемичками формують з декількох магніторезистивних плівок, паралельно орієнтованих на підкладці. Такі мостові датчики з зазубреними смугами застосовуються для вимірювання швидкості, кутів повороту, струму і слабких полів. Їх основні характеристики: висока чутливість, лінійність, можливість визначити напрямок поля.

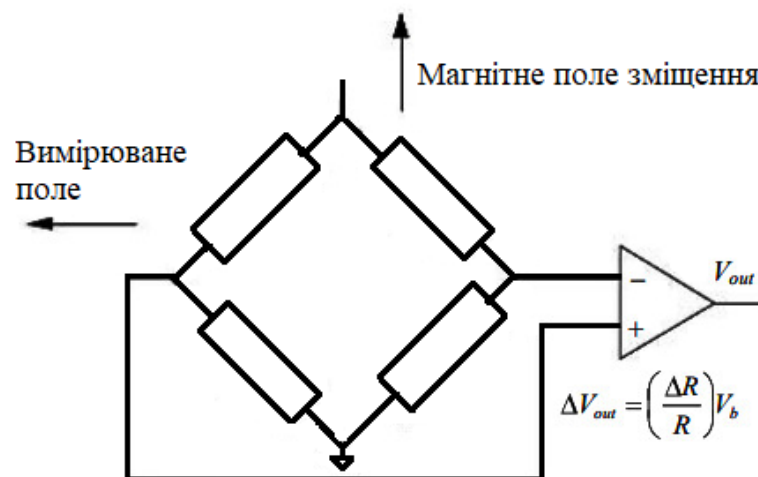


Рис.4.29. Мостова схема з'єднання магніторезистивних датчиків.
Адаптовано з роботи [142]

Оскільки такий тип датчиків можна використовувати для вимірювання кутів повороту, нами на прикладі тришарових плівкових систем було розглянуто перехід від перпендикулярної геометрії вимірювання до поперечної та при поздовжній (див. підрозділи 4.2 і 4.4). Отримані експериментальні дані можуть виступати у ролі робочих характеристик чутливого елемента датчика кутів. Слід відмітити, що досліджені плівкові системи на основі Co і Du та Co і Vi мають характеристики, наближені до

лінійних у діапазоні кутів 30° – 90° у свіжосконденсованому стані та після термообробки. Така особливість важлива при формуванні структури чутливого елемента, оскільки датчик повинен реагувати на зміну магнітного поля незалежно від геометрії вимірювання. При переході від перпендикулярної геометрії вимірювання до поперечної чутливість до магнітного поля падає не залежно від температури термообробки.

Іншим важливим показником АМР-датчика є величина чутливості до магнітного поля, яка забезпечує швидке реагування датчика на зміну вхідного сигналу або високу точність вимірювання при детектуванні слабких полів.

Максимальне значення чутливості плівкової системи до магнітного поля (вимірюється у $\%/Tл$) дає інформацію про співвідношення величин магнітоопору і поля насичення, визначається за формулою приведеною у літературі [146, 147]:

$$S_B = |(\Delta R/R(B_s))_{\max}/\Delta B|, \quad (4.5)$$

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

ΔB – зміна магнітної індукції від насичення B_s до розмагнічування.

Результати розрахунків величини S_B у трьох геометріях вимірювання для одно- та тришарових плівкових систем у свіжосконденсованому стані та після термообробки приведені у таблиці 4.8. Згідно наведених експериментальних даних як одношарові плівки так і тришарові плівки на основі Ni характеризуються більшою магнітною чутливістю до магнітного у всіх геометріях вимірювання. При цьому внесення прошарку з рідкоземельного Ду у системи на основі Co/Dу та Ni/Dу приводить до зростання величини S_B , у порівнянні з одношаровими плівками. Термообробка зразків в усіх системах не призводить до значних змін величини магнітної чутливості.

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

Структура чутливого елемента	$S_B, \%/T$					
	$T_n = 460 \text{ K}$			$T = 800 \text{ K}$		
	геометрія вимірювання			геометрія вимірювання		
	перпенд.	попер.	позд.	перпенд.	попер.	позд.
Co(5)/П	0,2	0,4	0,1	-	-	-
Co(15)/П	1,4	1,3	0,9	1,04	1,1	0,5
Co(20)/П	0,6	0,4	0,1	0,7	0,5	0,4
Co(25)/П	1,1	0,4	0,1	1,5	0,6	0,9
Co (5)/Dy (5)/Co (20)/П	1,2	0,5	0,3	2,6	1,8	1,1
Co (5)/Dy (10)/Co (20)/П	3,1	2,6	2,5	1,1	2,5	1,2
Co (5)/Dy (15)/Co (20)/П	2,3	1,7	0,2	2,6	1,3	1,6
Co (5)/Dy (20)/Co (25)/П	2,6	2,4	0,7	2,8	2,5	0,5
	$T_n = 460 \text{ K}$			$T = 680 \text{ K}$		
Co (5)/Bi (5)/Co (20)/П	0,6	0,2	0,3	0,8	1,2	1,1
Co (5)/Bi (10)/Co (20)/П	0,8	0,5	0,3	1,4	1,0	0,5
Co (5)/Bi (15)/Co (20)/П	0,3	0,3	0,1	0,5	0,8	0,5
Co (5)/Bi (20)/Co (25)/П	0,2	0,6	0,4	0,4	0,6	0,3
	$T = 460 \text{ K}$			$T = 700 \text{ K}$		
Ni (15)/П	3,3	2,9	1,5	4,1	1,8	2,5
Ni (20)/П	2,8	2,5	1,7	3,4	2,2	1,8
Ni (25)/П	3,0	3,4	2,7	2,9	2,8	2,1
Ni (5)/Dy (5)/Ni (20)/П	2,1	1,0	2,2	-	-	-
Ni (5)/Dy (10)/Ni (20)/П	4,4	1,8	1,6	3,6	2,2	1,5
Ni (5)/Dy (15)/Ni (20)/П	3,3	1,5	1,7	-	-	-
Ni (5)/Dy (20)/Ni (25)/П	4,1	3,4	2,2	3,2	2,8	2,7

Виходячи з отриманих експериментальних даних можна сказати, що плівки на основі Co/Vi та Co/ Du будуть мати стабільні робочі характеристики у діапазоні температур 300 – 680 (800) К, відповідно. Для комерційних магнітних АМР-датчиків використовуються одношарові плівки або плівкові системи з чутливістю до магнітного поля у діапазоні 2–4 %/Тл [146-147], що відповідає значенням отриманих у нашій роботі. Такий результат підтверджує перспективність їх використання.

Іншим перспективним напрямком використання плівкових систем є магнітне середовище запису інформації [148-152]. При виготовленні високощільних носіїв звертають увагу на матеріали з коефіцієнтом прямокутності наближеним до 1. У свіжосконденсованому стані плівкові системи на основі Co/Vi мають коефіцієнт прямокутності до 0,86, а після термообробки до 680 К це значення збільшується до 0,91. Таким чином така плівкова система є найбільш перспективною з досліджених нами у дисертаційній роботі для магнітного середовища запису інформації.

Основні вимоги, яким мають відповідати матеріали для магнітного запису це надійність і достовірність записаної інформації, мінімальний час переключення та температурна стабільність. За надійність та достовірність записаних даних відповідає коерцитивна сила матеріалу.

Відносно велике значення керцитивної сили впливає на вартість виробів, оскільки необхідно більші магнітні поля для перемагнічування матеріалів, і навпаки при низьких значеннях матеріал може перемагнітити зовнішнє магнітне поле, що призведе до часткової або повної втрати даних. Для зменшення розмірів магнітних носіїв збільшується щільність запису, а тому зменшується відстань між комірками. Це призводить до того, що з'являється необхідність зменшувати поле перемагнічування, для того щоб не перемагнітити «зайву» комірку.

Одним із можливих шляхів вирішення даної проблеми є термомагнітний спосіб запису (локальний підігрів лазером лише необхідної комірки). Це достатньо нова технологія запису, таку систему запису ще називають

термоасистованою системою запису або HAMR (Heat Assisted Magnetic Recording). Цей метод передбачає короткочасний (~ 1 пс) нагрів ділянки, на яку проводиться запис, до температури 380–400 К. При проходженні головки над робочим шаром він нагрівається променем лазера, внаслідок чого зменшується магнітна сприйнятливність феромагнетика робочого шару, а значить і зменшення площі гістерезису, що дає можливість переводити магнітний стан індукції зі стану «0» в «1» і навпаки. Після проходження головки над нагрітою ділянкою її температура відновлюється до норми і петля гістерезису відновлює свою попередню форму. Такий спосіб зберігання інформації дозволяє досягнути її щільності до 10 Тбіт/дюйм². Плівкові системи на основі Co/Vi є термостабільними у необхідному діапазоні температур, що дає можливість розглядати їх як перспективні матеріали.

Висновки до розділу 4

1. У одношарових плівках Co і Ni, у свіжосконденсованому стані і після термообробки спостерігається немонотонний характер розмірної залежності величини коерцитивної сили від товщини зразків.

2. При ефективних товщинах прошарків на основі Dy більше 20 нм на залежностях намагніченості від прикладеного зовнішнього магнітного поля з'являються характерні перегини, що свідчить про пошарове перемагнічування шарів.

3. Для систем із кристалічним прошарком на основі Dy коерцитивна сила має більше значення, ніж з квазіаморфним;

4. Термовідпалювання у більшості випадків призводить до зростання величини коерцитивної сили;

5. Величина залишкової намагніченості та намагніченості насичення при переході від паралельної геометрії вимірювання до перпендикулярної для всіх систем у більшості випадків зменшується з характером наближеним до лінійного.

6. Для тришарових плівок Co/Vi/Co петлі гістерезису характеризується високим коефіцієнтом прямокутності, на який фактично не впливає термообробка, яскраво вираженої розмірної залежності від товщини прошарку не спостерігалось.

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

8. Максимальні значення величини магнітоопору плівкові системи Co/Dy/Co та Ni/Dy/Ni мають коли Dy перебуває у квазіаморфному стані.

9. Залежність величини магнітоопору від прикладеного зовнішнього магнітного поля у плівках феромагнетиків до і після термообробки має анізотропний характер при кімнатних температурах вимірювання, максимальні значення фіксуються у перпендикулярній геометрії вимірювання.

10. Плівки на основі Co/Vi/Co та Co/Dy/Co на основі даних залежності МО від зміни орієнтації зразка можна розглядати плівкові системи як чутливі елементи індукційних датчиків;

11. На основі отриманих даних про величину чутливості до зовнішнього магнітного поля плівкові системи Ni/Dy/Ni можна розглядати як функціональний елемент датчика реагування на зміну магнітного поля незалежно від геометрії вимірювання.

12. Плівкові системи Co/Vi/Co виходячи з даних про величину коефіцієнта прямокутності можна розглядати як середовище для магнітного запису інформації.

ВИСНОВКИ

У дисертаційній роботі було вирішено задачі з комплексного дослідження фазового складу та кристалічної структури, магніторезистивних і магнітних властивостей приладових структур у вигляді тришарових плівкових систем на основі Ni або Co з додаванням проміжних шарів із Dy або Bi. З огляду на це можна зробити такі висновки:

1. Для одношарових плівок Ni, Co, Dy та Bi виявляються такі особливості їх структурно-фазового стану:

– плівки Ni у свіжосконденсованому стані та після відпалювання до 700 К є однофазними і мають ГЦК-структуру з параметром решітки близьким до масивних зразків;

– плівки Co у свіжосконденсованому стані та після термообробки за температур 800 і 1000 К мають фазовий склад ГЦП-Co + ГЦК-Co;

– залежно від ефективної товщини одношарових плівок Dy їх фазовий склад відповідає квазіаморфному ($d_{Dy} < 15$ нм) та за збільшення товщини – кристалічному; свіжосконденсовані плівки ($d_{Dy} > 15$ нм) мають фазовий склад ГЦП-Dy + ОЦК-Dy₂O₃; термообробка до 700 К призводить до повного окислення плівок до ОЦК-Dy₂O₃;

– плівки Bi у свіжосконденсованому стані та після термообробки до 680 К є однофазними та відповідають фазі ромбоєдричного Bi; структура плівкових зразків залежить від температури підкладки під час конденсації: при $T_n = 328-450$ К спостерігається кристалічна структура, при $T_n = 473-533$ К – спостерігається крапельна структура.

2. Фазовий склад тришарових плівок до та після термообробки визначається фазовим складом окремих компонентів системи:

– у свіжосконденсованому стані в системі Co/Bi/Co фіксуються фази ГЦП-Co, ГЦК-Co, α -Bi; після термообробки до 680 К відбувається часткове окислення шарів Bi;

– після термообробки до 900 К за товщини $d_{Bi} \leq 5$ нм відбувається повне окислення шару Ві з переходом у аморфний стан, а зі збільшенням товщини шару на основі Ві фіксується тетрагональна фаза Bi_2O_3 ;

– у плівкових системах на основі Ni або Co та Dy ($d_{Dy} < 15$ нм) до і після термообробки фазовий склад є таким: ГЦК-Ni + ка-Dy та ГЦП-Co + ГЦК-Co + ка-Dy;

– у разі збільшення ефективної товщини проміжного шару з Dy він стає кристалічним (у свіжосконденсованому стані та після термообробки в плівках обох систем фіксуються лінії, що відповідають фазам ГЦП-Dy та ОЦК-Dy₂O₃).

3. Дослідження магнітних властивостей одношарових плівок Co і Ni та тришарових систем на їх основі з додаванням Dy або Ві засвідчило таке:

– в одношарових плівках Co до та після термообробки не спостерігається чітко вираженої розмірної залежності магнітних характеристик, у плівках Ni до термообробки розмірний характер залежності магнітних характеристик від ефективної товщини плівок більш виражений;

– у тришарових плівкових системах на основі Ni або Co та Dy з $d_{Dy} > 20$ нм спостерігаються перегини на петлях гістерезису, що свідчить про пошарове перемагнічування; плівки з прошарком із квазіаморфного Dy мають меншу коерцитивність;

– у тришарових плівках Co/Vi/Co до термообробки коерцитивність не залежить від товщини прошарку з Ві;

– збільшення товщини шару Ві від 5 нм до 30 нм призводить до зменшення величин намагніченості насичення та залишкової намагніченості;

– після термообробки в одно- і тришарових плівках у більшості випадків відбувається зростання величини коерцитивної сили, намагніченості насичення та залишкової намагніченості;

– експериментальні дані про залежність величини коерцитивної сили від кута переходу від паралельної до перпендикулярної геометрії вимірювання

кількісно узгоджуються з розрахунковими на підставі закону анізотропії коерцитивної сили; найкращий збіг спостерігається для системи на основі Co і Dy, що дозволяє розглядати їх як чутливі елементи індукційних датчиків;

– найвищі значення коефіцієнта прямокутності 0,8–0,91 спостерігаються для системи Co/Vi/Co після термообробки.

4. За допомогою досліджень магніторезистивних властивостей одно- та тришарових плівок визначено такі закономірності:

– для всіх зразків фіксується анізотропний характер магнітоопору за кімнатної температури вимірювання;

– для тришарових плівок залежність магнітоопору від товщини квазіаморфного шару Dy має немонотонний характер;

– у разі переходу прошарку Dy із квазіаморфного стану в кристалічний зникає немонотонний характер залежностей МО від ефективної товщини Dy;

– максимальні значення МО для систем на основі Ni або Co та Dy спостерігаються в перпендикулярній геометрії вимірювання, коли Dy перебуває в квазіаморфному стані;

– для системи на основі Co та Vi максимальні значення спостерігаються за найбільших його товщин у системі в перпендикулярній геометрії вимірювання;

– при переході від перпендикулярної до поперечної геометрії вимірювання для систем Co/Vi/Co в інтервалі кутів від 0° до 90° , а для Co/Dy/Co – від 30° до 90° встановлено близький до лінійного характер залежності МО від зміни орієнтації зразка, що дозволяє розглядати такі плівкові системи як чутливі елементи індукційних датчиків;

– найвищі значення чутливості до зовнішнього магнітного поля (2,5–3 %/Тл) для плівкової системи Ni/Dy/Ni дозволяють розглядати її як функціональний елемент датчика реагування на зміну магнітного поля незалежно від геометрії вимірювання.

ПРИМІТКИ

Основні результати дисертаційної роботи опубліковані у співавторстві з Чорноусом А.М., Пазухою І.М., Воробйовим С.І. та Шпетним І.О.

Чорноус А.М. – запропонував тематику дисертаційної роботи та вніс визначальний внесок у постановку всіх задач. Обговорення та узагальнення результатів досліджень магнітних властивостей зроблено спільно з науковими керівниками проф. С. Манжином, Пазуха І.М., Воробйов С.І., Шкурдода Ю.О. – брали активну участь у обговоренні результатів досліджень. Дослідження магнітних властивостей методом вібраційної магнітометрії були проведені за участі д.-ф. Т. Хауета (Університет Лотарингії, м. Нансі, Франція).

Вважаю приємним своїм обов'язком висловити щиру подяку своїм науковим керівникам: д.ф.-м.н., професору Чорноусу А.М. за вибір теми дисертаційної роботи, зацікавленість і увагу до результатів роботи та повсякденну допомогу і підтримку; проф. С. Манжину за консультації та обговорення результатів, можливість пройти стажування у провідному закордонному університеті та виконати дослідження на сучасному устаткуванні. Особливу подяку хочу висловити завідувачу кафедри електроніки, загальної та прикладної фізики д.ф.-м.н., професору Проценку І.Ю. за участь в обговоренні отриманих результатів та всебічну підтримку. Хочу подякувати за допомогу у проведенні досліджень магнітних властивостей та обговоренні їх результатів д.-ф. Т. Хауету. Також хочу щиро подякувати к.ф.-м.н. Воробйову С.І., к.ф.-м.н. Пазусі І.М., д.ф.-м.н., доц. Шкурдоді Ю.О. за участь в обговоренні отриманих результатів та консультуванні під час підготовки дисертації. Я також виражаю щиру подяку всьому колективу кафедри комп'ютерних наук за моральну підтримку та колективу кафедри електроніки, загальної та прикладної фізики за активне обговорення результатів дисертаційної роботи на наукових семінарах.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Dieny B. Opportunities and challenges for spintronics in the microelectronics industry / B. Dieny, I. L. Prejbeanu, P. Bortolotti et al. // *Nature Electronics*. – 2020. – V.3. – P. 446–459.
2. Manchon A. Current-induced spin-orbit torques in ferromagnetic and antiferromagnetic systems/ A. Manchon, J. Železný, I. M. Miron et al. // *Rev. Mod. Phys.* – 2019. – V.91. – P. 035004-1–035004-80.
3. Mangin S. Engineered materials for all-optical helicity-dependent magnetic switching / S. Mangin, M. Gottwald, C.H. Lambert et al. // *Nature materials*. – 2014. V.13. – P. 286-292.
4. Andrieu S. Co/Ni multilayers for spintronics: High spin polarization and tunable magnetic anisotropy / S. Andrieu, T. Hauet, M. Gottwald et al. // *Physical review materials*. – 2018. – V.2. – P. 064410.
5. Фізичні основи спінтроники: [навчальний посібник] / О.І. Товстолиткін, М.О. Боровий, В.В. Курилюк, Ю.А. Куницький. – Вінниця: Нілан-ЛТД, 2014. – 500 с.
6. Politova G.A. Multifunctional phenomena in Tb-Dy-Gd(Ho)-Co(Al) compounds with a Laves phase structure: Magnetostriction and magnetocaloric effect / G.A. Politova, I.S.Tereshina, J.Cwik // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2020. – V. 843. № 30 – P. 155887.
7. Xu C. The influence of external magnetic field and femtosecond laser pulses on the anomalous Kerr loops in GdFeCo amorphous film / C. Xu, J. Weng, H. Li, W. Xiong // *Optik*. – 2014. – V. 125. № 6 – P. 1735-1738.
8. Garcia N., Kao Y.H., Strongin M. Galvanomagnetic Studies of Bismuth Films in the Quantum-Size-Effect Region. // *Phys. Rev. B*. – 1972. – V. 5 №6. – P. 2029–2039.
9. Moskvina A. and Zenkov A. Bismuth-induced increase of the magneto-optical effects in iron garnets: a theoretical analysis // *J. Phys.: Condens. Matter*. – 2002. – V. 14 №.28. – P. 6957–6968.

10. Nur-E-Alam M. Recent developments in magneto-optic garnet-type thin-film materials synthesis / M. Nur-E-Alam, M. Vasiliev, V. Kotov and K. Alameh // *Procedia Engineering*. – 2014. – V. 76. – P. 61-73.
11. Siu G. Magnons and acoustic phonons in $Y_{3-x}Bi_xFe_5O_{12}$ / G. Siu, C. Lee // *Phys. Rev.* – 2001. – V. 64. – P. 094421-1–094421-9.
12. Tumansky S. Thin film magnetoresistive sensors / S. Tumansky // IOP Publishing Ltd. – 2001. – P. 1–576.
13. Svalov A.V. Structure and Magnetic Properties of Thin Permalloy Films Near the “Transcritical” State / A.V.Svalov, I.R. Aseguinolaza, A. Garcia-Arribas, I. Orue, et al. // *IEEE Trans. Magn.* – 2010. – V. 46. № 2. – P. 333–336.
14. Ферт А. Происхождение, развитие и перспективы спинтроники / А. Ферт // *УФН*. – 2008. – Т. 178. № 12. – С. 1336–1348.
15. Stebliy M.E Vortex manipulation and chirality control in asymmetric bilayer nanomagnets / M.E. Stebliy, A.V. Ognev, A.S. Samardak, A.G. Kolesnikov et al. // *J. Appl. Phys.* – 2015. – V. 117. – P. 17A317-1–17A317-3.
16. Касаткин С.И. Спинтронные магниторезистивные элементы и приборы на их основе / С.И. Касаткин, Н.П. Васильева, А.М. Муравьев // М.: Электронинформ. – 2005. – С.1–168.
17. Васьковский В. О. Магнетизм наносистем на основе редкоземельных и 3d-переходных металлов: [хрестоматия] / В. О. Васьковского. – Екатеринбург: ИОНЦ, 2007. – 265 с.
18. Гольдшмидт Х. Дж. Сплавы внедрения / Х. Дж Гольдшмидт. – М.: Мир, 1971. – Т. 2. – 464 с.
19. Zinkevich M. Thermodynamics of rare earth sesquioxides / M. Zinkevich // *Prog. Mater. Sci.* – 2007. – V. 52. – P. 597–647.
20. Васьковский В.О. Структурные и магнитные фазовые превращения в многослойных пленках гадолиния / В.О. Васьковский, А.В. Свалов, А.В. Горбунов [и др.]. // *ФТТ*. – 2001. – Т. 43, № 4. – С. 672 – 677.

21. 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.
22. Goswami A. Dielectric behavior of dysprosium oxide films / A. Goswami, R. Ramesh Varma // *Thin Solid Films*. – 1975. – V. 28. – P. 157 – 165.
23. Yue M. Structure and magnetic properties of bulk nanocrystalline Dy metal prepared by spark plasma sintering / M. Yue, K.J. Wang, W. Q. Liu et al. // *Appl. Phys. Lett.* – 2008. – V. 93. – P. 202501.
24. Shevchenko N. B. Preparation and characterization of Dy nanoparticles / N. B. Shevchenko, J. A. Christodoulides, G. C. Hadjipanayis // *J. Appl. Phys.* – 1999. – V. 74, № 10. – P. 1478 – 1480.
25. Yang K. Epitaxial film growth and metastable phases of single crystal Dy by molecular beam epitaxy / K. Yang, H. Homma, I. K. Schuller, // *J. Appl. Phys.* – 1988. – V.63, № 8. – P.4066–4068
26. Devyaterikov D. I. Magnetic properties of Dy thin films grown on Al_2O_3 substrates with different crystallographic orientations / D.I. Devyaterikov, V.O. Vas'kovsky, V.D. Zhaketo et al. // *Phys. Met. Metallogr.* – 2020. – V. 121, № 12. – P. 1127–1131.
27. Сухов В.Н. Плавление поликристаллических плёнок свинца и висмута на аморфных углеродных подложках / В.Н. Сухов, С.В Дукаров, И.Г. Чурилов, С.И. Петрушенко и др. // *Физическая инженерия поверхности*. – 2012. – Т. 10, № 4. – С. 308–314.
28. Гладких Н.Т. Формирование островковых наносистем в результате самоорганизации при плавлении конденсированных пленок Bi и Sn на Si / Н.Т. Гладких, А.П. Крышталь, Р.В. Сухов // *Наносистемы, наноматериалы, нанотехнологии: Зб. наук. пр.* – К.: РВВ ИМФ. – 2010. – Т. 8, № 1. – С. 79–90.
29. Гладких Н.Т. Изменение морфологической структуры конденсированных пленок Sn, Bi и Sn-Bi на C-подложке при плавлении↔кристаллизации / Н.Т. Гладких, А.П. Крышталь, Р.В. Сухов, Л.Н. Чепурная // *Вопросы атомной науки и техники*. – 2009. – № 4. – С. 293–297.

30. Колендовский М.М. Переохлаждение при кристаллизации пленок висмута на германиевой подложке / М.М. Колендовский, С.И. Богатыренко, А.П. Крышталь, Н.Т. Гладких и др. // Адгезия расплавов и пайка материалов. – 2007. – № 40. – С. 55–62.
31. Богатыренко С.И. Плавление и кристаллизация в слоистой пленочной системе Ge-Bi / С.И. Богатыренко, Н.Т. Гладких, С.В. Дукаров, А.П. Крышталь // ФИП. – 2004.– Т.2, №1-2.– С. 32-36.
32. Грабов В.М. Атомно-силова мікроскопія поверхні кристалів і плівок вісмуту / В.М. Грабов, Е.В. Демідов, В.А. Комаров // Матеріалознавство.– 2009.– Т. 42, № 1.– С. 1726-7714.
33. Комаров В.А. Механизмы рассеяния носителей заряда в пленках висмута // Термоэлектрики и их применения: доклады VIII межгосударственного семинара. – СанктПетербург, ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН. – 2002. – С. 237-242.
34. Leontie L. On the photoconductivity of Bi₂O₃ in thin films / L. Leontie, M. Caraman, G.I. Rusu // J. Optoelect. Adv. Mater. – 2000. – V.2. – P.385-389.
35. Leontie L. Structural and optical characteristics of bismuth oxide thin films / L. Leontie, M. Caraman, M. Alexe, C. Harnagea // Surface Science. 2002. V.507–510. – P.480–485.
36. Гладких Н. Т., Дукаров С. В., Крышталь А. П., Ларин В. И., Сухов В. Н., Богатыренко С. И. Поверхностные явления и фазовые превращения в конденсированных пленках (монография). Харьков, ХНУ им. В.Н.Каразина. – 2004. – 276 с
37. Taminion A. Magnetization depth profile of (Fe / Dy) multilayers / A. Taminion, F. Ott, P.-E. Berche et al. // J. Magn. Magn. Mater. – 2008. – V. 320. – P. 2650 – 2659.
38. Taminion A. Three-dimensional atom probe investigation of Fe / Dy multilayers /
A. Tamion, E. Cadel, C. Bordel et al.// Scripta Mater. –2006. – V. 54. – P. 671 – 675.

39. Phase structure and magnetocaloric effect of $(\text{Tb}_{1-x}\text{Dy}_x)\text{Co}_2$ alloys / Z. Yinghong, C. Xiang, Z. Kaiwen [et al.] // *J. Rare Earth.* – 2008. – V.26, No. 5. – P. 749 – 752.
40. Interlayer coupling in a trilayer junction having bismuth as spacer layer / Jen-Hwa Hsu, D. R. Sahu // *Applied Physics Letters.* – 2005. – Vol. 86. – P. 3.
41. Shalygina E. Influence of Bi on the magnetic and magneto-optical properties of Co/Bi/Co and Bi/Co thin-film systems / E. Shalygina, A. Svalov, A. Kharlamova, E. Ganshina et al. // *Jpn. J. Appl. Phys.* – 2016. – V. 55. – P. 07MF01-1–07MF01-6.
42. Shalygina E.E. Exchange interaction in Co/Bi/Co thin-film systems with Bi interlayer / E.E. Shalygina, A.M. Kharlamova, G.V. Kurlyandskaya, A.V. Svalov // *Journal of Magnetism and Magnetic Materials.* – 2017. – V. 440. – P. 136–139.
43. Harada Y. Structural analysis and magnetic properties of Fe/Bi system / Y. Harada, Y. Nakanishi, N. Yoshimoto, et al. // *Physica B.* – 2003. – V. 329-333. – P. 1109-1110.
44. Christides C. Exchange bias and negative magnetoresistance in [Co/Bi/Co]/IrMn thin films / C. Christides, Th. Speliotis // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2010. – V. 322. – P. 65–68.
45. Casper F. Gigant magnetoresistance in semiconducting DyNiBi / F. Casper, C. Felser // *Solid State Commun.* – 2008. – V.148. – P.17 – 177.
46. Stanley F.E. Inverse giant magnetoresistance in rare-earth / transition metal multilayers / F.E. Stanley, M. Perez, C.H. Marrows et al. // *Europhys. Lett.* – 2000. – V. 49. – P. 528 – 533.
47. Marrows C. H., PhD Thesis, University of Leeds (1997).

48. Henkel G. Analysis of Fe/Er multilayers prepared by electron-beam evaporation / G. Henkel, K.W. Geng, F. Pan, R.H. Yao // J. Appl. Phys. – 2008. – V. 104. – P. 073902-1 – 073902-6.
49. Vaezzadeh M. Surface-induced transitions in Fe/Gd multilayers studied by magnetoresistance measurements / M. Vaezzadeh, B. George, G. Marchal // Phys. Rev. B. – 1994. – V. 50, № 9. – P. 6113 – 6118.
50. Zhang H. Magnetoresistance of electrochemically fabricated Bi nanowires / H. Zhang, H. Liu, Z. Ye, et al. // Physica B. – 2008. – V. 403. – P. 1550-1551.
51. Christides C. Magneto-transport properties of [Co/Bi]_n wire structures / C. Christides, Th. Speliotis, M. Chatzichristidi, et al. // J. Magn. Magn. Mater. – 2008. – V. 320. – P. 720-724.
52. Н. В. Кудреватых, А. С. Волегов Магнетизм редкоземельных металлов и их интерметаллических соединений Екатеринбург Издательство Уральского университета 2015 202 с.
53. Christides C. Magneto-transport properties of [Co/Bi]_n wire structures / C. Christides, Th. Speliotis, M. Chatzichristidi, et al. // J. Magn. Magn. Mater. – 2008. – V. 320. – P. 720-724.
54. Андреевко А.С. Магнитные свойства аморфных сплавов редкоземельных металлов с переходными 3d-металлами / А.С. Андреевко, С.А. Никитин // УФН. – 1997. – Т. 167, № 6. – С. 605 – 622.
55. К.П. Белов. Редкоземельные магнетики и их применение. Наука, М. (1980).
56. С.А. Никитин. Магнитные свойства редкоземельных металлов и сплавов. Изд-во МГУ, М. (1989).
57. Gangulee A. Magnetic properties of amorphous Co-Gd-Mo-Ar thin films / A. Gangulee, R.J. Kobliska // J. Appl. Phys. – 1978. – V. 49, № 7. – P. 4169 – 4173.
58. Morishita T. Magnetism and structure of compositionally modulated Fe-Gd thin films / T. Morishita, Y. Togami, K. Tsushima // J. Phys. Soc. Jpn. – 1985. – V. 54, №1. – P. 37–40.

59. Demirtas S. Effect of parallel and antiparallel configuration on magnetic damping in Co/Ag/Co/Gd/S / S. Demirtas, M. B. Salamon, A. R. Koymen // *J. Appl. Phys.* – 2011. – V. 109. – P. 113919-1 – 113919-4.
60. Фролов Г.И. Исследование параметров переходного слоя в обменно-связанной пленочной структуре NiFe / DyCo / Г.И. Фролов, В.А. Середкин, В.Ю. Яковчук // *ФТТ.* – 2011. – Т.53, № 7. – С.1279 – 1283.
61. Эффекты обменного взаимодействия в двухслойных пленках $Dy_xCo_{1-x}/NiFe$ вблизи компенсационных составов аморфных сплавов DyCo / Р.С. Исхаков, В.А. Середкин, С.В. Столяр [и др.] // *Письма в ЖЭТф.* – 2004. – Т.80, № 10. – С.743.
62. Hellman F. Unexpected unidirectional anisotropy in amorphous Tb-Fe/Ni-Fe-Mo bilayer films / F. Hellman, R. B. van Dover, E. M. Gyorgy // *Appl. Phys. Lett.* – 1987. – V. 50, № 5. – P. 296.
63. Wan H. Magnetic properties of amorphous Dy-Co films with different thickness / H. Wan, A. Tsoukatos, G.C. Hadjipanayis // *J. Magn. Magn. Mater.* – 1993. – V. 125. – P. 157 – 160.
64. Tamion A. Influence of the interface local chemistry on the magnetic anisotropy of (Fe/Dy) multilayers / A. Tamion, E. Cadel, C. Bordel [et al.] // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2005. – V. 290-291. – P. 238 – 241.
65. Патрин, Г. С., Яковчук, В. Ю., Еремин, Е. В., Зайцев, А. В. Магниторезонансные исследования межслоевых взаимодействий в трехслойных пленках FeNi/Bi/FeNi // *Труды 11го Международного симпозиума «Упорядочение в минералах и сплавах».* — 2008. — С. 105–108.
66. Patrin G., Yakovchuk V. and Velikanov D. Influence of semimetal spacer on magnetic properties in NiFe/Bi/NiFe trilayer films // *Phys. Lett. A.* — 2007. — Vol. 363. — P. 164–167.
67. Jen-Hwa Hsua and Sahu D. R. Interlayer coupling in a trilayer junction having bismuth as spacer layer // *Appl. Phys. Lett.* — 2005. — Vol. 86. — P. 195501-1 – 195501-3.

68. Aryn S. Teja Synthesis, properties, and applications of magnetic iron oxide nanoparticles/ Aryn S. Teja, Pei-Yoong Koh // Progress in Crystal Growth and Characterization of Materials. – 2009. – V.55, №1 – 2. – P.22–45.
69. P. Dimitrova Thin film integrated AMR sensor for linear position measurements / P. Dimitrova, S. Andreev, L. Popova // Sensors and Actuators A. – 2008. – V. 147. – P. 387–390.
70. А. Борисов Современные АМР-датчики для детектирования скорости, положения и слабых магнитных полей / Борисов А. // Компоненты и технологии. – 2006. – № 7. – С. 65–70.
71. Проценко І.Ю. Технологія одержання і застосування плівкових матеріалів / Проценко І.Ю., Шумакова Н.І. // Суми: Вид-во СумДУ, 2007. – 198 с.
72. Пилипенко О. В. Електрофізичні та магніторезистивні властивості плівкових систем на основі Fe, Ni та Ag або Au: дис. канд. фіз.-мат. наук : 01.04.07 / Пилипенко О. В. – Суми, 2019. – 179 с.
73. Соломахо В.Л., Томилин Р.И., Цитович Б.В., Юдовин Л.Г. Справочник конструктора-приборостроителя. Проектирование. Основные нормы. Минск: Высшая школа, 1988. 272 с.
74. Sauerbrey G. Verwendung von Schwingquarzen zur Wigung diinner Schichten und zur Mikrowigung // Zeitschrift fuer Physik. – 1995. – V.55. – P.206–222.
75. Забіла Є.О. Фізико-механічні процеси у тонкоплівковому тензорезисторі [Текст] / Є.О. Забіла, І.Ю. Проценко // Вісник Сумського державного університету. Серія Фізика, математика, механіка. – 2005. – №4(76). – С. 108-124
76. Зленко В. Автоматизований комплекс досліджень терморезистивних властивостей наноструктурованих плівкових систем / В. Зленко, С.І. Проценко, Р. Сафаріч // Ж. нано- та електрон. фіз. – 2009.– Т. 1, № 2. – С. 29 – 35.
77. Программное обеспечение для распознавания и анализа дифракционных картин полученных методом просвечивающей электронной микроскопии/ С.И. Проценко, Д.Н. Костюк // Сборник трудов конференции

- «Образовательные, научные и инженерные приложения в среде LabVIEW и технологии National Instruments». – М.: РУДН, 2010. – С.88 – 90.
78. Проценко І.Ю. Прилади і методи дослідження плівкових матеріалів / І.Ю. Проценко, А.М. Черноус, С.І. Проценко; [навч. посібник]; за заг. ред. проф. Проценка І.Ю.– Суми: СумДУ, 2007. – 264 с.
79. Проценко І.Ю. Технологія одержання і фізичні властивості плівкових матеріалів та основи мікроелектроніки: лабораторні і практичні заняття [навч. посібник] / І.Ю. Проценко, Л.В. Олександров. – Суми: СумДУ, 2011. – 232 с.
80. Горелик С.С. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. Приложение / С.С. Горелик, Л.И. Расторгуев, Ю.А. Скаков. – М.: Металлургия, 193 1970. – 107 с.
81. Webster J.G. Measurement, Instrumentation, and Sensors Handbook Second Edition: Electromagnetic, Optical, Radiation, Chemical, and Biomedical Measurement. – CRC Press, Taylor & Francis Group, 2014. – 1921 p.
82. Воробйов С.І. Вплив процесів фазоутворення на магнітні і магніторезистивні властивості приладових структур на основі Fe (Co) та Gd: дис. канд. фіз.-мат. наук: 01.04.01 / Воробйов С.І. – Суми, 2015. – 200 с.
83. Програмно-аппаратный комплекс для исследования магниторезистивных свойств в сменной геометрии поля / Костюк Д.Н., Демиденко М.Г., Проценко С.И. // Сборник трудов «Десятой международной научно-практической конференции «Образовательные, научные и инженерные приложения в среде LabVIEW и технологии National Instruments 2011».– М: Российский университет дружбы народов, 2011.– С. 498 – 500.
84. Магніторезистивні властивості спін-вентильних структур на основі Co та Cu або Au / М.Г. Демиденко, С.І. Проценко, Д.М. Костюк [та ін.] // Ж. нано-та електрон. фіз.–2011.– Т.3, № 4. – С. 106 – 113
85. Магнетні та магнеторезистивні властивості плівок феромагнітних металів / С.І. Воробйов, Я.М. Литвиненко, І.О. Шпетний, О.В. Шутілева, А.М.

- Чорноус // *Металлофиз. новейшие технол.* – 2015. – Т. 37, № 8. – С. 1049 – 1062.
86. The phase composition and magnetic properties of film systems based on Fe (Co) and Gd (Dy) / S.I. Vorobiov, I.V. Cheshko, A.M. Chornous, H. Shirzadfar, O.V. Shutylieva // *Journal of Nano- and Electronic Physics.* – 2014. – V.6. – P. 02022–1–8.
87. Структурно-фазовий стан, стабільність інтерфейсів та електрофізичні властивості двошарових плівкових систем (огляд) / С.І. Проценко, І.В. Чешко, Д.В. Великодний [та ін.] // *Успехи физ. мет.* – 2007. – Т. 8, № 4. – С. 247 – 278.
88. Самсонов В.Г. Физико-химические свойства элементов. Справочник / В.Г. Самсонов. – К.: Наукова думка, 1965
89. Горбачева Т.Б. Рентгенография твердых сплавов / Т.Б. Горбачева. – М.: Металлургия, 1985
90. Фазовая диаграмма ГЦК→ГП-перехода в малых частицах кобальта / А.И. Кузьменко, Т.А. Прокофьева, И.Е. Проценко [и др.] // *Изв. АН СССР, сер. физ.* – 1986. – Т. 50, № 8. – С. 1590 – 1592.
91. Говорун Т. П. Розмірний ефект в електрофізичних властивостях плівок Cu, Ni та Co з тонкими металевим або діелектричним покриттям: дис. канд. фіз.-мат. наук: 01.04.07 / Говорун Т. П. – Суми, 2009. – 174 с.
92. Annealing behaviour of structural and magnetic properties of evaporated Co thin films / M. Jergel, I. Cheshko, Y. Halahovets [et al.] // *J. Phys. D: Appl. Phys.* – 2009. – V. 42. – P. 135406-1 – 135406-8.
93. Дукаров С.В. Зростання острівцевих плівок під час конденсації за механізмом пара-рідина / С.В. Дукаров, С.І. Петрушенко, В.М. Сухов // *Ж. нано- електрон. фіз.* – 2018. Т.10, № 1, – С. 01023-1–01023-7.
94. Physical characteristics of thermally evaporated Bismuth thin films / N.Z. El-Sayed // *Vacuum.* – 2006. – V.80. – P. 860–863.

95. The annealing effect on structure, magnetoresistance and magnetic properties of Co/Bi/Co thin films / S.I. Vorobiov, O.V. Shutylieva, I.M. Pazukha, A.M. Chornous // European Physical Journal Plus. – 2016. – V. 131. – P. 203–1–7.
96. Костян І.М. Дослідження структурно-фазового стану і магніторезистивних властивостей плівкових систем на основі Co та Bi / І.М. Костян, О.В. Шутілева, І.О. Шпетний // ФЕЕ-2013: матеріали та програма науково-технічної конференції. – Суми : СумДУ, 2013. – С. 103.
97. M. Nakada, N. Oshima, M. Okada, Jpn J. Appl. Phys. 35 (2A), 714 (1996).
98. G. Fuchs, C. Montandon, M. Treilleux, J. Dumas, B. Cabaud, P. Melinon, A. Hoareau, J. Phys. D: Appl. Phys. 26, 1114 (1993).
99. S. Parkin, R. Bhadra, K. Roche. Phys. Rev. Lett. 66, 2152 (1991).
100. Powder Diffraction Data File, The Joint Committee on Powder Diffraction Standards, International Center for Diffraction Data, Card № 00-044-1246.
101. Sensitive element of the magnetic field sensor based on three-layer film system Co/X/Co (X = Dy, Gd) / S.I. Vorobiov, O.V. Shutylieva, I.M. Pazukha, A.M. Chornous // Technical Physics. – 2014. – Vol. 59. – P. 1644–1649.
102. Modification of magnetoresistance and magnetic properties of Ni thin films by adding Dy interlayer / S.I. Vorobiov, T.M. Shabelnyk, O.V. Shutylieva, I.M. Pazukha, A.M. Chornous // Materials Research Express. – 2018. – V. 5. – P. 036412–1–12.
103. Shutyleva O.V. Structural phase state and magnetic properties of three-layer film systems based on Ni/Dy/Ni / O.V. Shutylieva, S.I. Vorobiov // International conference of students and young researchers in theoretical and experimental physics, Heureka-2014. – Lviv, 2014. – P. 123.
104. Шабельник Т.М. Структурно-фазовий стан, магнітні та магніторезистивні властивості тришарових плівок на основі Ni та Dy / Т.М. Шабельник, О.В. Шутілева, С.І. Воробйов // ФЕЕ-2016: матеріали та програма науково-технічної конференції. – Суми : СумДУ, 2016. – С. 126-127.

105. Powder Diffraction Data File, The Joint Committee on Powder Diffraction Standards, International Center for Diffraction Data, Card № 96-101-0591.
106. Powder Diffraction Data File, The Joint Committee on Powder Diffraction Standards, International Center for Diffraction Data, Card № 7429-91-6.
107. Вонсовский, С. В. Магнетизм / С. В. Вонсовский // М.: Издательство «Наука», 1971. — 1032 с.
108. Hubert A. Magnetic Domains: The Analysis of Magnetic Microstructures / A. Hubert, R. Schäfer., 2008. – 719 с. – (Springer). – (Corr. 3rd ed.).
109. Елисеев А. А. Функциональные наноматериалы: учебное пособие / А.А. Елисеев, А. В. Лукашин. – М.: Физматлит, 2010. – 454 с.
110. Поплавко Ю.М. Основы физики магнитных явлений в кристаллах Киев, НТУУ «КПИ», 2007. – 227 с.
111. Пул Ч. Мир материалов и технологий. Нанотехнологии / Ч. Пул, Ф. Оуэнс. – Москва: Техносфера, 2004. – 327 с.
112. Кекало, И. Б. Физическое металловедение прецизионных сплавов. Сплавы с особыми магнитными свойствами: Учебник для ВУЗов / И. Б. Кекало, Б. А. Самарин // М.: Металлургия, 1989. – 496 с.
113. F. Fiorillo; Measurement and Characterization of Magnetic Materials, Elsevier Academic Press; 2004
114. What is the Magnetic Hysteresis Loop [Электронный ресурс] // Arnold Magnetic Technologies. – 2015. – Режим доступа до ресурсу: https://www.arnoldmagnetics.com/wp-content/uploads/2017/10/FINAL_Tech-Library_Tech-Notes_Hysteresis-Loop.pdf.
115. Effect of separated layer thickness on magnetoresistance and magnetic properties of Co/Dy/Co and Ni/Dy/Ni film systems / Т.М. Shabelnyk, О.В. Shutylieva, S.I. Vorobiov, I.M. Pazukha, А.М. Chornous // International Journal of Modern Physics B. – 2018. – Vol. 32. – P. 1750275–1–10.
116. The dependence of the magnetoresistance on the orientation of three-layer film systems based on Co/n/Co (n = Gd, Dy, Bi) in an external magnetic field / S.I.

- Vorobiov, O.V. Shutylieva, A.M. Chornous // Proc. NAP. – 2013. – V. 2. – P. 01NFPMM08–1–4.
117. Vorobiov S.I. Study of magnetoresistive properties of thin film systems based on Co and Gd or Dy / S.I. Vorobiov, O.V. Shutylieva, I.O. Shpetnyi, A.M. Chornous // International Conference of the Physics and Technology of Thin Films and Nanosystems, ICPTTFN-XIV. – Ivano-Frankivsk, 2013. – P. 424.
118. Шутилєва О.В. Дослідження магнітних властивостей тришарових плівкових систем на основі Co та Dy / О.В. Шутилєва, Х. Ширзадфар, С.І. Воробйов // ФЕЕ-2014: матеріали та програма науково-технічної конференції. – Суми : СумДУ, 2014. – С. 115.
119. Shutyleva O.V. Magnetic properties three-layers film systems based on Co and Gd or Dy / S.I. Vorobiov, O.V. Shutylieva, A.M. Chornous // International Conference of the Physics and Technology of Thin Films and Nanosystems, International research and practice conference «Nanotechnology and nanomaterials». – Yaremche-Lviv, 2014. – P. 271.
120. Bakonyi I. Electrodeposited multilayer films with giant magnetoresistance (GMR): progress and problems / I. Bakonyi, L. Peter // Prog. Mater Sci. – 2010. – V. 55. – P. 107– 245.
121. Barman A. Chapter one – Time-domain study of magnetization dynamics in magnetic thin films and micro- and nanostructures / A.Barman, A. Haldar // Solid State Phys. – 2014. – V. 65. P. 1 – 108.
122. Структура и магнитные свойства отожженных пленок Co/Cu/Co / Л.А. Чеботкевич, Ю.Д. Воробьев, И.Н. Буркова [и др.] //ФММ. – 2000. – Т. 89, № 3. – С. 56 – 61.
123. Влияние кристаллической структуры и межслоевой обменной связи на коэрцитивную силу Co/Cu/Co – пленок / Л.А Чеботкевич, Ю.Д. Воробьев, А.С. Самардак, А.В. Огнев // ФТТ. – 2003. – Т. 45, № 5. – С. 863 – 866.
124. Шутилєва О.В. Дослідження магнітних властивостей тришарових плівкових систем на основі Ni та Dy / О.В. Шутилєва // ФЕЕ-2015:

матеріали та програма науково-технічної конференції. – Суми : СумДУ, 2015. – С. 146.

125. Shutyleva O.V. Magnetic properties of three-layers film systems based on Ni and Dy / S. I. Vorobiov, O.V. Shutyleva, A.M. Chornous // 3-rd International research and practice conference «Nanotechnology and Nanomaterials» (NANO-2015) – Yaremche-Lviv, 2015. – P. 271.
126. Шабельник Т.М. Вплив товщини немагнітного прошарку із Dy на магніторезистивні властивості тришарових плівок Ni/Dy/Ni / Т.М. Шабельник, О.В. Шутилєва // ФФЕ-2017: матеріали та програма науково-технічної конференції. – Суми : СумДУ, 2017. – С. 102.
127. J. A. Gonzalez et al., J. Phys. Condens. Matter. 14, 5061 (2002),
128. J. A. Alonso et al., J. Phys. Condens. Matter. 14, 8913 (2002),
129. T. Schmidt and H. Hoffmann, J. Magn. Magn. Mater. 248, 181 (2002),
130. Shutyleva O. Influence of the heat treatment on the magnetoresistive properties of film systems based on Co and Cr, Bi or Gd / O. Shutyleva, D. Kondrakhova, S. Vorobiov, A. Chornous // International conference of students and young researchers in theoretical and experimental physics, Heureka-2013. – Lviv, 2013. – P. A30.
131. Oscillatory magnetic exchange coupling through thin copper layers / S. S. P. Parkin, R. Bhadra, and K. P. Roche // Phys. Rev. Lett. – 1991. – V.66. – P.2152.
132. Honda S. Magnetic and transport properties of alternately deposited Co-Bi films / S. Honda, Y. Nagata, //J. Appl. Phys. – 2003. – V. 93. – P. 5538
133. Чешко І.В. Магнітооптичні та магніторезистивні властивості плівкових функціональних елементів на основі Co і Cu та Ag / Чешко І.В., Проценко С.І., Шифалович П. // Вісник СумДУ. Серія: Фізика, математика, механіка. – 2008. – № 2. – С. 103 – 110.
134. Миловзоров В. П. Электромагнитные устройства автоматики: Учебник для вузов. – 4-е изд., перераб. и доп. / В. П. Миловзоров. – М.: Высш. школа, 1983. – 408 с.

135. Орлов И. А. Основы вычислительной техники и организация вычислительных работ. Учеб. пособие для техникумов / И.А. Орлов. – М.: «Энергия», 1971. – 272 с
136. Stoner E. C. A Mechanism of magnetic hysteresis in heterogeneous alloys / E. C. Stoner, E. P. Wohlfarth // *Phil. Trans. R. Soc. Lond. A.* – 1948. – V. 240, № A826. – P. 599 – 642.
137. Кандаурова Г.С. Природа магнитного гистерезиса / Г.С. Кандаурова // *Соровский образовательный журнал.* – 1997. № 1. – С. 100 – 106
138. Vector magnetisation measurements on thermally evaporated CoCr multilayers 168 and solid solutions for spintronic applications / Chiolerio A., Martino P., Coisson M. et. al. // *J. Mag. Magn. Mat.* – 2009. – V.321. – P.3099 – 3103.
139. Svalov A.V. Rotational magnetic anisotropy in amorphous Gd-Co films / A.V. Svalov, O.I. Bepalko // *J. Magn. Magn. Mater.* – 1995. – V. 148, № 1-2. – P. 134 – 135.
140. Магнитные свойства массивов эпитаксиальных нанодисков Co, упакованных на атомарно-гладких и вицинальных подложках Si / Чеботкевич Л.А., Ермаков К.С., Огнев А.В. [и др.] // *ФТТ*, 2011. – Т.53, № 11. – С. 2152 – 2156.
141. А.В. Воробьев Математическая модель анизотропного магниторезистивного датчика для инженерных расчетов/ А.В. Воробьев // *Вестник УГАТУ / Электроника, измерительная техника, радиотехника и связь/* Т. 16, № 1 (46). – С. 161 – 166.
142. Игнатъев А.А. Магнитометрия слабых магнитных полей / А.А. Игнатъев, М.Н. Куликов, А.В. Маханьков, А.В. Прозоркевич // *Гетеромагнитная микроэлектроника: сб. науч. тр.* – Саратов: Изд-во Саратов. ун-та, 2013. – Вып. 15: Гетеромагнитная микро- и наноэлектроника. Методические аспекты физического образования. – С. 11-32.
143. Магнитные материалы микро- и наноэлектроники: [учеб. пособие] / А. Л. Семенов, А. А. Гаврилюк, Н. К. Душутин, Ю. В. Ясюкевич. – Иркутск: Изд-во ИГУ, 2012. – 147 с.

144. Tumanski S. Thin film magnetoresistive sensors – London: Institute of Physics Publishing, 2001. – 441 p.
145. Giant magnetoresistance and its application in recording heads / К.-М.Н. Lensen, H.W. van Kesteren, Th.G.S.M. Rijkse [et al.] // Sens. Actua. A. – 1997. – V. 60. – P. 90-97.
146. Бараночников М.Л. Микромагнитоэлектроника. Т. 1. / М.Л. Бараночников. – 2001. М.: ДМК Пресс, 2001. – 544 с.
147. P. Ripka Magnetic sensors and magnetometers, Artech House Publ. 2000; ISBN-1- 580533-057-5.
148. Ultrafast path for optical magnetization reversal via a strongly nonequilibrium state / K. Vahaplar, A. M. Kalashnikova, A. V. Kimel [et al.] // Phys. Rev. Lett. – 2009. – V. 103, № 11. – P. 117201-1 – 117201-4.
149. Engineered materials for all-optical helicity-dependent magnetic switching / S. Mangin, M. Gottwald, C.-H. Lambert [et al.] // Nat. Mater. – 2014. – V. 13. – P. 286 – 292.
150. Perpendicular exchange bias in ferrimagnetic spin valves / F. Radu, R. Abrudan, I. Radu [et al.] // Nat. Commun. – 2012. – V. 3. – P. 1 – 7.
151. Explaining the paradoxical diversity of ultrafast laser-induced demagnetization B. Koopmans, G. Malinowski, F. Dalla Longa [et al.] // Nat. Mater. – 2010. – V. 9. – P. 259 – 265.
152. Kief M.T. Materials for heat-assisted magnetic recording / M. T. Kief, R.H. Victora // MRS Bulletin. – 2018. V. 43, №2. – P. 87–92.