

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
СУМСЬКИЙ ДЕРЖАВНИЙ УНІВЕРСИТЕТ

Кваліфікаційна наукова
праця на правах рукопису

ШУЛЯРЕНКО ДЕНИС ОЛЕГОВИЧ

УДК 621.793.8; 316.8

ДИСЕРТАЦІЯ

**ТЕМПЕРАТУРНІ ТА КОНЦЕНТРАЦІЙНІ ЕФЕКТИ В ЕЛЕКТРО- І
МАГНІТОРЕЗИСТИВНИХ ВЛАСТИВОСТЯХ
БАГАТОКОМПОНЕНТНИХ ПЛІВКОВИХ НАНОСТРУКТУР**

Спеціальність 105 – Прикладна фізика і наноматеріали

Подається на здобуття наукового ступеня доктора філософії. Дисертація містить результати власних досліджень. Використання ідей, результатів і текстів інших авторів мають посилання на відповідне джерело

_____ Д.О. Шуляренко

Науковий керівник:

Пазуха Ірина Михайлівна,
кандидат фізико-математичних наук,
доцент

Суми – 2021

АНОТАЦІЯ

Шуляренко Д. О. Температурні та концентраційні ефекти в електро- і магніторезистивних властивостях багатоконпонентних плівкових наноструктур. – Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня доктора філософії за спеціальністю 105 – Прикладна фізика і наноматеріали. – Сумський державний університет, Суми, 2021.

Дисертаційна робота присвячена встановленню загальних закономірностей впливу концентраційних, розмірних та температурних ефектів на електро- і магніторезистивні властивості нанорозмірних плівкових матеріалів, сформованих на основі пермалоевого сплаву $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ та Ag.

У відповідності до поставлених задачами комплексних досліджень структурно-фазового стану та електро- і магніторезистивних властивостей нанорозмірних плівкових матеріалів на основі пермалоевого сплаву $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ (Ru) та Ag були застосовані наступні методи: одночасна та пошарова електронно-променева конденсація у вакуумі; метод кварцового резонатора для вимірювання товщини *in-situ*; методи просвічуючої електронної мікроскопії, атомно-силової мікроскопії та електронографії для дослідження кристалічної структури і фазового складу; енергодисперсійний спектральний аналіз для визначення концентраційного складу зразків; метод високоточної резистометрії при дослідженні електрофізичних та магніторезистивних властивостей. Додаткові дослідження магнітних властивостей зразків з використанням методів вібраційної і SQUID-магнітометрії дозволили провести вимірювання магнітних параметрів з високою точністю як за кімнатних ($T_{\text{вим}} = 300 \text{ K}$), так і низьких температур ($T_{\text{вим}} = 2 \text{ K}$).

Показано, що застосування вибраної методики формування зразків дозволяє отримати в одному технологічному циклі серію нанорозмірних плівкових матеріалів, концентраційний склад яких змінювалася у широких межах (від 10 до 90 ат.%).

При формуванні нанорозмірних систем (Ru+Ag)/Pt були використані

результати досліджень фазового складу та кристалічної структури одношарових плівок пермалоевого сплаву $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ та Ag. Показано, що одношарові плівки пермалоевого сплаву $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$, як і одношарові плівки Ag, до та після термообробки за $T_b = 700$ К мають однофазний склад, що відповідає ГЦК- Ni_3Fe ($\bar{a} = 0,353\text{-}0,355$ нм) та ГЦК-Ag ($\bar{a} = 0,407\text{-}0,408$ нм). Таким чином, на їх основі можуть бути сформовані нанорозмірні матеріали зі стабільними властивостями у заданому температурному інтервалі.

З'ясовано, що фазовий стан нанорозмірних плівкових матеріалів сформованих на основі пермалоевого сплаву $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ та Ag після конденсації, незалежно від концентрації атомів срібла у системі, представляє собою комбінацію ГЦК- Ni_3Fe + ГЦК-Ag з середніми значеннями параметрами ґраток \bar{a} (ГЦК- Ni_3Fe) = 0,353 нм та \bar{a} (ГЦК-Ag) = 0,407 нм. Температурна обробка досліджуваних зразків за температурного інтервалу $T_b = 300\text{-}700$ К не змінює фазовий стан системи. Нанорозмірна система залишається двофазною: ГЦК- Ni_3Fe + ГЦК-Ag з параметрами ґратки $\bar{a} = 0,356$ та 0,408 нм, відповідно.

Аналіз кристалічної структури свідчить про те, що при зростанні c_{Ag} відбувається перехід від кристалічної структури, що складається з зерен Ag впроваджених у феромагнітну матрицю пермалоевого сплаву до структури де зерна феромагнітної компоненти впроваджені у матрицю немагнітної. Даний перехід супроводжується процесом зростання середнього розміру кристалітів в системі (Pu+Ag)/П, який за температури відпалювання 500 К є незначним. У той же час, процес термообробки за $T_b = 700$ К спричиняє більш суттєві зміни у кристалічній структурі зразків залежно від концентрації c_{Ag} . За $c_{\text{Ag}} < 32$ ат.% відбувається стогранця росту зерен немагнітної компоненти як результат їх ізоляції один від одного в матриці феромагнітного матеріалу. На мікроснімках кристалічної структури зразків за $c_{\text{Ag}} = 32\text{-}60$ ат.%, можна виділити нанорозмірні зерна ($L = 2\text{-}5$ нм.) та кристаліти з середнім розміром до 50 нм, що відповідають відповідно феромагнітній та немагнітній компонентам системи. У випадку $c_{\text{Ag}} > 70$ ат.%, кристалічна структура плівкової системи (Pu+Ag)/П може бути описана так: нанорозмірні зерна феромагнітної компоненти випадковим чином розподілені в об'ємі

немагнітного матеріалу.

Встановлені закономірності в концентраційних та розмірних залежностях питомого опору, термічного коефіцієнту опору та температури заліковування дефектів для нанорозмірних матеріалів в інтервалі концентрацій $c_{\text{Ag}} = (5-95)$ ат.%. Показано, що додавання Ag до пермалоевого сплаву $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ та збільшенні концентрації c_{Ag} з 26 до 48 ат.% спричиняє зростання величини ρ у системі (Pu+Ag)/П до $2,5 \cdot 10^{-7}$ Ом·м у порівнянні з даними для одношарових плівок пермалоевого сплаву $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ за $d = 55$ нм ($\rho(\text{Pu}) = 2,0 \cdot 10^{-7}$ Ом·м). Подальше збільшення концентрації атомів Ag призводить до різкого зменшення питомого опору до величини ρ , характерної для одношарової плівки Ag(55)/П, що складає $1,7 \cdot 10^{-7}$ Ом·м, що пов'язано зі зміною у кристалічній структурі зразків. На концентраційних залежностях $\beta(c_{\text{Ag}})$ спостерігається мінімум при $c_{\text{Ag}} = 48$ ат.%, якому відповідає величина $\beta = 1,8 \cdot 10^3 \text{ K}^{-1}$.

Показано, що для нанорозмірних плівкових матеріалів (Pu+Ag)/П також є характерним прояв розмірного ефекту в терморезистивних властивостях. Зростання загальної товщини з 20 до 100 нм спричиняє різке зменшення величини питомого опору у 5-6 разів, в той час як величина ТКО збільшується у 2-3 рази.

Порівняльний аналіз експериментальних залежностей $\rho(T)$ та $\beta(T)$ для зразків, сформованих методами одночасної та пошарової конденсації, свідчить про те, що зміна методу конденсації з одночасної на пошарову не впливає на характер температурних залежностей питомого опору і ТКО, за умови, що витримані однакові загальна товщина зразків та їх концентраційний склад.

Встановлено, що амплітуда та характер польових залежностей магнітоопору нанорозмірних плівкових матеріалів, сформованих на основі пермалоевого сплаву $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ та Ag, визначаються їх концентраційним складом. Максимальне значення ізотропного магніторезистивного ефекту при вимірюванні за кімнатної температури для свіжосконденсованих зразків становить 1,85 % ($c_{\text{Ag}} = 60$ ат.% та $d = 100$ нм), а для термовідпалених – 1,80 % ($T_{\text{в}} = 500 \text{ K}$, $c_{\text{Ag}} = 60$ ат.% та $d = 60$ нм). Збільшення індукції

прикладеного зовнішнього магнітного поля з 500 мТл до 1,5 Т не впливає на форму польової залежності магнітоопору $MO(B)$: гістерезис і насичення відсутні та при цьому відбувається зростання величини MO до 2,5%. Зменшення ж температури вимірювання з 300 до 10 К супроводжується подальшим зростанням амплітуди магніторезистивного ефекту до 3,8 %. У той же час розмірні залежності магнітоопору для нанорозмірних плівкових систем (Ru+Ag)/П характеризуються наявністю максимуму $MO = 1,80\%$ за товщини 60 нм та температури 500 К. Даний максимум зміщується в бік менших товщин ($d = 50$ нм) при зростанні температури відпалювання до 700 К і становить 0,85 %.

Експериментально показано, що характер розмірної залежності MO залежить від температури обробки зразків. Для свіжесконденсованих зразків характерним є зростання MO при зростанні товщини з виходом на насичення за $d = 100$ нм. У той же час залежності $MO(d)$ для зразків після термообробки характеризуються наявністю максимуму за товщини 60 нм та температури $T_b = 500$ К, що зміщується в бік менших товщин при зростанні T_b до 700 К.

Додаткові дослідження магнітних властивостей дозволили зробити висновок, що нанорозмірні частинки пермалаю, що формується на стадії конденсації знаходяться у феромагнітному, а не суперпарамагнітному стані, що є необхідною умовою для прояву ізотропного магніторезистивного ефекту. Незначне зростання намагніченості насичення зразків після відпалювання до 500 К підтверджує висновок, зроблений на основі АФМ досліджень: у процесі термообробки за температури 500 К відбувається поступове зростання середнього розміру зерен феромагнітної компоненти.

У випадку формування нанорозмірних матеріалів з використанням методу пошарової конденсації максимальне значення ізотропного $MO = 0,35\%$ отримано у випадку багат шарової системи [Ru/Ag]₁₆/П, тобто системи з максимальною кількістю повторів бішару Ru/Ag. Це свідчить про більшу ефективність методу одночасної конденсації для реалізації ізотропного магнітоопору, величиною понад 1%.

Ключові слова: нанорозмірні матеріали, пермалоєвий сплав, срібло, пошарова і одночасна конденсація, питомий опір, термічний коефіцієнт

опору, магнітоопір, концентраційний і розмірний ефекти.

Список публікацій за темою дисертації

1. Наукові праці, у яких опубліковані основні наукові результати

1. Size and heat treatment effects in magnetoresistive properties of Ag-added $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ film systems / I.M. Pazukha, **D.O. Shuliarenko**, O.V. Pylypenko, S.I. Vorobiov, V. Tkáč, E. Čižmár // Applied Physics A. – 2021. – V. 127, No 5. – P. 306.

2. Magnetoresistive Properties of Multilayer Film Systems Based on Permalloy and Silver / I.M. Pazukha, **D.O. Shuliarenko**, S.-R. Dolgov-Gordiichuk, L.V. Odnodvorets // Physics and Chemistry of Solid State. – 2021. – V. 22, No 1. – P. 175-179.

3. Concentration and Size Effects in Electrophysical Properties of Thin Films Based on Permalloy and Silver / I.M. Pazukha, **D.O. Shuliarenko**, O.V. Pylypenko, M.S. Ovrutskyi, L.V. Odnodvorets // Physics and Chemistry of Solid State. – 2020. – V. 21, No 2. – P. 238-242.

4. Concentration and heat treatment effects in magnetoresistive properties of Ag-added $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ film systems / I.M. Pazukha, **D.O. Shuliarenko**, O.V. Pylypenko, L.V. Odnodvorets // J. Magn. Magn. Mater. – 2019. – V. 485. – P. 89-94.

5. Electrophysical Properties of Multilayer Film Systems Based on Permalloy and Silver / I.M. Pazukha, **D.O. Shuliarenko** // J. Nano- Electron. Phys. – 2019. – V. 11. – P. 03030.

6. Структурно-фазовий стан та електрофізичні властивості плівкових систем на основі пермалою і срібла / **Д.О. Шуляренко**, І.М. Пазуха, О.В. Пилипенко, Л.В. Оdnodvoreць // Наносистеми, наноматеріали, нанотехнології. – 2018. – Т. 16, № 4. – С. 0633-0644.

2. Наукові праці апробаційного характеру

7. Magnetoresistive properties of granular nanostructures based on permalloy and silver / K.S. Odnodvorets, **D.O. Shulyarenko**, I.M. Pazukha //

Proceedings of the XIII International conference “Electronics and applied physics”. – Kyiv: Taras Shevchenko National University, 2017. – P. 58-59.

8. Magnetic Properties of Pseudo Spin-Valves Py/Ag/Co / I.M. Pazukha, **D.O. Shuliarenko**, S.I. Protsenko // Proceedings of the 2018 IEEE 8th International Conference on Nanomaterials: Applications and Properties (NAP). – Zatoka: SSU, – 2018. – Part 3 – P. 03TFNMC54.

9. Magnetoresistive Properties of Thin-film Systems Based on Permalloy and Silver / I.M. Pazukha, **D.O. Shuliarenko**, O.V. Pylypenko // Proceedings of IEEE International Conference on “Nanomaterials: Applications & Properties” (NAP-2020). – 2020. – V. 1. – P. 01NMM03.

10. Овруцький А.С. Тензорезистивні властивості плівкових наносистем на основі пермалою та срібла як чутливих елементів тензодатчиків / А.С. Овруцький, **Д.О. Шуляренко**, І.М. Пазуха // Матеріали науково-технічної конференції «Фізика, електроніка, електротехніка: матеріали та програма науково-технічної конференції (ФЕЕ-2018)». – Суми: Сумський державний університет, 2018. – С. 80-81.

11. Овруцький М.С. Тонкоплівковий чутливий елемент датчика магнітного поля на основі $Ni_{80}Fe_{20}$ та Ag / М.С. Овруцький, **Д.О. Шуляренко**, І.М. Пазуха // Матеріали науково-технічної конференції «Фізика, електроніка, електротехніка: матеріали та програма науково-технічної конференції (ФЕЕ-2018)». – Суми: Сумський державний університет, 2018. – С. 82.

12. Овруцький М. Концентраційна залежність магнітоопору нанорозмірних систем на основі пермалою та срібла / М. Овруцький, **Д. Шуляренко**, І. Пазуха // Тези доповідей міжнародної конференції студентів і молодих науковців з теоретичної та експериментальної фізики Еврика-2018. – Львів: ЛНУ імені Івана Франка, 2018. – С. А22.

13. Magnetoresistive properties of nanostructured thin film systems based on $Ni_{80}Fe_{20}$ and Ag / P. Żukowski, I. Pazukha, **D. Shuliarenko**, S. Protsenko // Book of abstract of XII-th International Conference «Ion Implantation and Other

Applications of Ions and Electrons», ION 2018. – Kazimierz Dolny, Poland, 2018. – P. 129.

14. **Shuliarenko D.O.** Effect of the silver addition on magnetoresistive properties of permalloy thin films / **D.O. Shuliarenko**, I.M. Pazukha // *Матеріали V Міжнародної конференції «Сучасні проблеми фізики конденсованого стану»*. – Київ: КНУ ім. Тараса Шевченка, 2018. – С. 104-105.

15. **Shuliarenko D.O.** Electrophysical properties of nanostructured thin film systems based on Ni₈₀Fe₂₀ and Ag / **D.O. Shuliarenko**, I.M. Pazukha // *Materials of international meeting “Clusters and Nanostructured Materials (CNM-5)”*. – Uzhgorod: Uzhgorod National University, 2018. – P. 240.

16. **Шуляренко Д.О.** Вплив кількості повторів фрагменту Py/Ag на магніторезистивні властивості компонентів електронних систем / **Д.О. Шуляренко**, С.Р. Долгов-Гордійчук, І.М. Пазуха // *Матеріали науково-технічної конференції «Фізика, електроніка, електротехніка ФEE :: 2019»*. – Суми: Сумський державний університет, 2019. – С. 81.

17. **Шуляренко Д.О.** Вплив інтерфейсного розсіювання на терморезистивні властивості багат шарових плівкових систем на основі пермалою та срібла / **Д.О. Шуляренко**, О.В. Ромась, І.М. Пазуха // *Матеріали науково-технічної конференції «Фізика, електроніка, електротехніка ФEE :: 2019»*. – Суми: Сумський державний університет, 2019. – С. 25.

18. **Shuliarenko D.O.** Electrophysical Properties of Thin Film Systems Based on Permalloy and Silver Prepared by Co-evaporation Technique / **D.O. Shuliarenko**, O.V. Romas', I.M. Pazukha // *Materials XVII international conference on physics and technology of thin films and nanosystems*. – Ivano-Frankovsk: Vasyl Stefanyk PNU, 2019. – P. 264.

19. Розмірний ефект в електрофізичних властивостях елементів електронних систем на основі пермалою та срібла / **Д.О. Шуляренко**, О.В. Пилипенко, О.В. Ромась, І.М. Пазуха // *Матеріали науково-технічної конференції «Фізика, електроніка, електротехніка ФEE :: 2020»*. – Суми: Сумський державний університет, 2020. – С. 107.

20. Розмірні та температурні ефекти в магніторезистивних властивостях плівкових елементів електроніки на основі пермалою та срібла / **Д.О. Шуляренко**, О.В. Пилипенко, М.С. Овруцький, І.М. Пазуха // Матеріали науково-технічної конференції «Фізика, електроніка, електротехніка ФЕМ :: 2020». – Суми: Сумський державний університет, 2020. – С. 108.

21. **Shuliarenko D.O.** Size effect in electrophysical properties of thin films based on permalloy and silver / **D.O. Shuliarenko**, I.M. Pazukha // International Research and Practice Conference “Nanotechnology and Nanomaterials (NANO-2020). – Kyiv: LLC «Computer-publishing, information center», 2020. – P. 36.

22. Size and heat treatment effect in magnetoresistive properties of nanosized structures based on permalloy and silver / **D.O. Shuliarenko**, M.S. Ovrutskyi, O.V. Pylypenko, I.M. Pazukha // Матеріали міжнародної конференції студентів і молодих науковців з теоретичної та експериментальної фізики «ЄВРИКА-2020». – Львів: ЛНУ ім. І. Франка, 2020. – С. А17.

SUMMARY

Shuliarenko D.O. Temperature and concentration effects in electro- and magnetoresistive properties of multicomponent thin-film nanostructures. Manuscript.

Ph. D. thesis submitted for the degree of doctor of philosophy, specialty 105 – “Applied Physics and Nanomaterials”. – Sumy State University, Sumy, 2021.

Ph. D. is devoted to the establishment of general trends of influence of concentration, size, and temperature effects on electro- and magnetoresistive properties of nanosized film materials formed based on permalloy alloy $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ and Ag.

According to the purpose and the current research tasks of complex investigation of crystal structure and phase state, electro- and magnetoresistive properties of nanosized film materials based on permalloy (Py) and Ag, the

methods were used: co-evaporation and layered electron-beam condensation in a vacuum; the method of quartz resonator for *in-situ* measurement of thickness; the methods of transmission electron microscopy, atomic force microscopy, and electronography for investigation of crystal structure and phase state; energy dispersion spectral analysis to determine the composition of the samples; the method of high-precision resistometry in the study of electrophysical and magnetoresistive properties. Additional investigations of magnetic properties of samples were done using methods of vibration and SQUID-magnetometry. These allowed to carry out measurements of magnetic parameters with a high precision at room ($T_{\text{meas}} = 300$ K) and low temperatures ($T_{\text{meas}} = 2$ K).

It was demonstrated that the application of the chosen technique of forming nanosized materials allows obtaining in one technological cycle a series of nanosized film materials, the composition of which varied widely (from 5 to 95 at.%).

At the formation of (Py+Ag)/S nanosized systems, the previous investigation of phase state and crystal structure of pure permalloy $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ and Ag thin films were used. It was demonstrated that a singled-layer permalloy $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ and Ag thin films before and after annealing up to $T_{\text{ann}} = 700$ K have a single-phase state. It correspond to fcc- Ni_3Fe ($\bar{a} = 0.353\text{-}0.355$ nm) and fcc-Ag ($\bar{a} = 0.407\text{-}0.408$ nm). Thus, on their basis can be formed nanosized materials with stable properties in a given temperature range.

It was found that the phase state of nanoscale film materials based on permalloy alloy $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ and Ag after condensation, regardless of the concentration of silver atoms in the system, is a combination of fcc- Ni_3Fe + fcc-Ag with an average lattice parameter \bar{a} (fcc- Ni_3Fe) = 0.353 nm and \bar{a} (fcc-Ag) = 0.407 nm. Temperature treatment of the studied samples at a temperature range $T_{\text{ann}} = 300\text{-}700$ K does not change the phase state of the system. The nanoscale system remains two-phase (fcc- Ni_3Fe + fcc-Ag with lattice parameters $\bar{a} = 0.356$ and 0.408 nm, respectively).

Analysis of the crystal structure shows that with the growth of c_{Ag} there is a transition from the crystal structure consisting of Ag grains embedded in the

ferromagnetic matrix of the permalloy to the structure where the grains of the ferromagnetic component is embedded in the nonmagnetic matrix. Such transition This transition is accompanied by a process of growth of the average size of crystallites in the system (Py+Ag)/S, which at an annealing temperature of 500 K is insignificant. At the same time, the heat treatment process at $T_{\text{ann}} = 700$ K causes more significant changes in the crystal structure of the samples depending on the concentration of c_{Ag} . At $c_{\text{Ag}} < 32$ at.% there is a stagnation of grain growth of the nonmagnetic component as a result of their isolation from each other in the matrix of ferromagnetic material. On the images of the crystal structure of the samples at $c_{\text{Ag}} = 32-60$ at.%, it is possible to distinguish nanosized ($L = 2-5$ nm) and crystallites with an average size up to 50 nm, which correspond to the ferromagnetic and nonmagnetic components of the system, respectively. In the case of $c_{\text{Ag}} > 70$ at.%, the crystalline structure of the film system (Py+Ag)/S can be described as follows: the nanosized grains of the ferromagnetic component is randomly distributed in the volume of the nonmagnetic material.

Regularities in concentration and size dependences of resistivity, temperature coefficient of resistance, and temperature of healing of defects for nanosized materials in the range of concentrations $c_{\text{Ag}} = (10-90)$ at.% are established. It was demonstrated that the addition of Ag to the permalloy $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ and the increase in the concentration of c_{Ag} from 26 to 48 at.% causes an increase in the value of ρ in the system (Py+Ag)/S to $2.5 \cdot 10^{-7}$ Ohm·m compared with data for single-layer $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ permalloy films at $d = 55$ nm ($\rho(\text{Py}) = 2.0 \cdot 10^{-7}$ Ohm·m). A further increase in the concentration of Ag atoms leads to a sharp decrease in the resistivity to the value of ρ , characteristic of a single-layer Ag(55)/S film, which is $1.7 \cdot 10^{-7}$ Ohm·m, which is due to changes in the crystal structure of the samples. The concentration dependences of $\beta(c_{\text{Ag}})$ show a minimum at $c_{\text{Ag}} = 48$ at.%, which corresponds to the value of $\beta = 1.8 \cdot 10^3$ K⁻¹.

It is shown that nanosized film materials (Py+Ag)/S is also characterized by a display of the size effect in thermoresistive properties. The increase in the total thickness from 20 to 100 nm causes a sharp decrease in the value of resistivity 5-6 times, while the value of TCR increases by 2-3 times.

A comparative analysis of the experimental dependences $\rho(T)$ and $\beta(T)$ for

samples formed by simultaneous and layer-by-layer condensation shows that changing the condensation method from simultaneous to layer-by-layer does not affect the nature of temperature dependences of resistivity and TCR.

It is established that the amplitude and nature of the field dependences on the magnetoresistance of nanosized film materials formed based on the permalloy $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ and Ag are determined by their composite composition. The maximum value of the isotropic magnetoresistive effect for freshly condensed samples is 1.85% for samples at $c_{\text{Ag}} = 60$ at.% and $d = 100$ nm and for thermally annealed – 1.80% at $T_{\text{ann}} = 500$ K samples $c_{\text{Ag}} = 60$ at.% and $d = 60$ nm (at the measurement at room temperature). Increasing the induction of the applied external magnetic field from 500 mT to 1.5 T does not affect the shape of the field dependence of the magnetic resistance $\text{MR}(B)$. Hysteresis and saturation are absent. At the same time, there is an increase in the value of MR to 2.5%. The decrease in the measurement temperature from 300 to 4 K is accompanied by a further increase in the amplitude of the magnetoresistive effect to 3.8%. At the same time, the size dependences of the magnetoresistance for nanoscale film systems (Py+Ag)/S are characterized by the presence of a maximum $\text{MR} = 1.80\%$ at a thickness of 60 nm and a temperature of 500 K. This maximum is shifted toward smaller thicknesses ($d = 50$ nm) at the increase in annealing temperature to 700 K and is 0.85%.

It is experimentally shown that the nature of the size dependence of the MR depends on the temperature of heat treatment of the samples. As-deposited samples are characterized by an increase in MR with increasing thickness with a yield to saturation at $d = 100$ nm. At the same time, the dependences of $\text{MR}(d)$ are characterized by the presence of a maximum at a thickness of 60 nm and a temperature of 500 K, which shifts toward smaller thicknesses with increasing annealing temperature to 700 K.

Additional studies of the magnetic properties allowed us to conclude that nanosized particles of the translucent formed at the condensation stage have a ferromagnetic nature, which is a necessary condition for the manifestation of the isotropic magnetoresistive effect. A slight increase in the saturation magnetization of the samples after annealing to 500 K confirms the conclusions made based on studies by the AFM method: a gradual increase in the average size of

ferromagnetic nanoparticles observed in the process of heat treatment at a temperature of 500 K

In the case of forming nanosized materials using the layer-by-layer condensation method, the maximum value of the isotropic MR = 0.35% was obtained in the case of the multilayer system [Py/Ag]₁₆/S, i.e. the system with the maximum number of Py/Ag bilayer repeats. This indicates a greater efficiency of the method of simultaneous condensation for the implementation of isotropic magnetoresistance, greater than 1%.

Keywords: nanosized materials, permalloy, silver, co-evaporation, layer-by-layer condensation, resistivity, temperature coefficient of resistance, magnetoresistance, concentration effect, size effect.

The publication list of the applicant of PhD thesis

1. The scientific workd containing the main published scientific results

1. Size and heat treatment effects in magnetoresistive properties of Ag-added Ni₈₀Fe₂₀ film systems / I.M. Pazukha, **D.O. Shuliarenko**, O.V. Pylypenko, S.I. Vorobiov, V. Tkáč, E. Čížmár // Applied Physics A. – 2021. – V. 127, No 5. – P. 306.

2. Magnetoresistive Properties of Multilayer Film Systems Based on Permalloy and Silver / I.M. Pazukha, **D.O. Shuliarenko**, S.-R. Dolgov-Gordiichuk, L.V. Odnodvoret // Physics and Chemistry of Solid State. – 2021. – V. 22, No 1. – P. 175-179.

3. Concentration and Size Effects in Electrophysical Properties of Thin Films Based on Permalloy and Silver / I.M. Pazukha, **D.O. Shuliarenko**, O.V. Pylypenko, M.S. Ovrutskyi, L.V. Odnodvoret // Physics and Chemistry of Solid State. – 2020. – V. 21, No 2. – P. 238-242.

4. Concentration and heat treatment effects in magnetoresistive properties of Ag-added Ni₈₀Fe₂₀ film systems / I.M. Pazukha, **D.O. Shuliarenko**, O.V. Pylypenko, L.V. Odnodvoret // J. Magn. Magn. Mater. – 2019. – V. 485. – P. 89-94.

5. Electrophysical Properties of Multilayer Film Systems Based on Permalloy and Silver / I.M. Pazukha, **D.O. Shuliarenko** // J. Nano- Electron. Phys. – 2019. – V. 11. – P. 03030.

6. Structure and phase state and electrophysical properties of thin film systems based on permalloy and silver / **D.O. Shuliarenko**, I.M. Pazukha, O.V. Pylypenko, L.V. Odnodvoretz // Nanosistemi, nanomateriali, nanotechnologies. – 2018. – V. 16, No 4. – P. 0633-0644.

2. Наукові праці апробаційного характеру

7. Magnetoresistive properties of granular nanostructures based on permalloy and silver / K.S. Odnodvoretz, **D.O. Shulyarenko**, I.M. Pazukha // Proceedings of the XIII International conference “Electronics and applied physics”. – Kyiv: Taras Shevchenko National University, 2017. – P. 58-59.

8. Magnetic Properties of Pseudo Spin-Valves Py/Ag/Co / I.M. Pazukha, **D.O. Shuliarenko**, S.I. Protsenko // Proceedings of the 2018 IEEE 8th International Conference on Nanomaterials: Applications and Properties (NAP). – Zatoka: SSU, – 2018. – Part 3 – P. 03TFNMC54.

9. Magnetoresistive Properties of Thin-film Systems Based on Permalloy and Silver / I.M. Pazukha, **D.O. Shuliarenko**, O.V. Pylypenko // Proceedings of IEEE International Conference on “Nanomaterials: Applications & Properties” (NAP-2020). – 2020. – V. 1. – P. 01NMM03.

10. Ovrutskyi A.S. Strain properties of film nanosystems based on permalloy and silver as sensitive elements of the strain sensors / A.S. Ovrutskyi, **D.O. Shuliarenko**, I.M. Pazukha // Materials and program of the scientific and technical conference «Physics, electronics, electrical engineering :: 2018». – Sumy: SSU, 2018. – P. 80-81.

11. Ovrutskyi M.S. Тонкоплівковий чутливий елемент датчика магнітного поля на основі $Ni_{80}Fe_{20}$ та Ag / M.S. Ovrutskyi, **D.O. Shuliarenko**, I.M. Pazukha // Materials and program of the scientific and technical conference «Physics, electronics, electrical engineering :: 2018». – Sumy: SSU, 2018. – P. 82.

12. Ovrutskyi M. Концентраційна залежність магнітоопору нанорозмірних систем на основі пермалою та срібла / M. Ovrutskyi, **D. Shuliarenko**, I. Pazukha // Book of abstracts «International Conference of Students and Young Scientists in Theoretical and Experimental Physics HEUREKA-2018». – Lviv, 2018. – P. A22.

13. Magnetoresistive properties of nanostructured thin film systems based on $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ and Ag / P. Żukowski, I. Pazukha, **D. Shuliarenko**, S. Protsenko // Book of abstract of XII-th International Conference «Ion Implantation and Other Applications of Ions and Electrons», ION 2018. – Kazimierz Dolny, Poland, 2018. – P. 129.

14. **Shuliarenko D.O.** Effect of the silver addition on magnetoresistive properties of permalloy thin films / **D.O. Shuliarenko**, I.M. Pazukha // Materials of conference «Modern problem of condensed matter physics». – Kyiv: Taras Shevchenko National University of Kyiv, 2018. – P. 104-105.

15. **Shuliarenko D.O.** Electrophysical properties of nanostructured thin film systems based on $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ and Ag / **D.O. Shuliarenko**, I.M. Pazukha // Materials of international meeting “Clusters and Nanostructured Materials (CNM-5)”. – Uzhgorod: Uzhgorod National University, 2018. – P. 240.

16. **Shuliarenko D.O.** Influence of the number of repetitions of fragment Py/Ag on magnetoresistive properties of components of electron systems / **D.O. Shuliarenko**, S.R. Dolhov-Gordiichuk, I.M. Pazukha // Materials and program of the scientific and technical conference «Physics, electronics, electrical engineering :: 2019». – Sumy: SSU, 2019. – P. 81.

17. **Shuliarenko D.O.** Influence of interface scattering on thermoresistive properties of multilayers film systems based on permalloy and silver / **D.O. Shuliarenko**, O.V. Romas', I.M. Pazukha // Materials and program of the scientific and technical conference «Physics, electronics, electrical engineering :: 2019». – Sumy: SSU, 2019. – P. 25.

18. **Shuliarenko D.O.** Electrophysical Properties of Thin Film Systems Based on Permalloy and Silver Prepared by Co-evaporation Technique / **D.O.**

Shuliarenko, O.V. Romas', I.M. Pazukha // Materials XVII international conference on physics and technology of thin films and nanosystems. – Ivano-Frankovsk: Vasyl Stefanyk PNU, 2019. – P. 264.

19. Size effect in electrophysical properties of elements of electronic systems based on permalloy and silver / **D.O. Shuliarenko, O.V. Pylypenko, O.V. Romas', I.M. Pazukha** // Materials and program of the scientific and technical conference «Physics, electronics, electrical engineering :: 2020». – Sumy: SSU, 2020. – P. 107.

20. Size and temperature effects in magnetoresistive properties of thin-film elements of electronics based on permalloy and silver / **D.O. Shuliarenko, O.V. Pylypenko, M.S. Ovrutskyi, I.M. Pazukha** // Materials and program of the scientific and technical conference «Physics, electronics, electrical engineering :: 2020». – Sumy: SSU, 2020. – P. 108.

21. **Shuliarenko D.O.** Size effect in electrophysical properties of thin films based on permalloy and silver / **D.O. Shuliarenko, I.M. Pazukha** // International Research and Practice Conference “Nanotechnology and Nanomaterials (NANO-2020). – Kyiv: LLC «Computer-publishing, information center», 2020. – P. 36.

22. Size and heat treatment effect in magnetoresistive properties of nanosized structures based on permalloy and silver / **D.O. Shuliarenko, M.S. Ovrutskyi, O.V. Pylypenko, I.M. Pazukha** // Book of abstracts «International Conference of Students and Young Scientists in Theoretical and Experimental Physics HEUREKA-2020». – Lviv, 2020. – P. A17.

ЗМІСТ

СПИСОК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ	20
ВСТУП.....	21
РОЗДІЛ 1 ФІЗИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ПЛІВКОВИХ НАНОСТРУКТУР, СФОРМОВАНИХ НА ОСНОВІ ПЕРМАЛОЮ ТА НЕМАГНІНИХ МЕТАЛІВ (ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД).....	28
1.1 Плівкові наноструктури: принципи формування і галузі застосування ...	28
1.2 Структурно-фазовий стан.....	32
1.2.1 Особливості кристалічної структури та фазового стану пермалоєвих сплавів Ni_xFe_{1-x}	32
1.2.2 Фазовий стан та структура нанорозмірних структур на основі пермалоєвих сплавів	36
1.3 Магніторезистивні та магнітні властивості нанорозмірних структур на основі пермалоєвих сплавів	41
1.3.1 Структури типу $Ni_xFe_{1-x}/NM/Ni_xFe_{1-x}$ та $[Ni_xFe_{1-x}/NM]_n$, які сформовані методом пошарової конденсації.....	41
1.3.2 Структури типу $(Ni_xFe_{1-x}+NM)$, які сформовані методом одночасної конденсації.....	46
1.4 Електрофізичні властивості нанорозмірних систем на основі пермалоєвих сплавів	50
Висновки до розділу 1	52
РОЗДІЛ 2 МЕТОДИКА ФОРМУВАННЯ НАНОРОЗМІРНИХ ПЛІВКОВИХ МАТЕРІАЛІВ ТА ПРОВЕДЕННЯ ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНИХ ДОСЛІДЖЕНЬ.....	54
2.1. Методика формування нанорозмірних плівкових матеріалів на основі пермалоєвого сплаву $Ni_{80}Fe_{20}$ та Ag.....	55
2.2. Дослідження фазового складу і кристалічної структури.....	60
2.2.1. Застосування методів електронографії та просвічуючої електронної мікроскопії.....	60

	18
2.2.2 Атомно-силова мікроскопія	63
2.2.3 Метод енерго-дисперсійного аналізу (ЕДА)	65
2.3. Методика дослідження температурної залежності питомого опору, термічного коефіцієнту опору	67
2.4 Методика проведення досліджень магніторезистивних та магнітних властивостей	70
2.4.1 Магніторезистивний ефект	71
2.4.2 Магнітні властивості	73
Висновки до розділу 2	78
РОЗДІЛ 3 СТРУКТУРНО-ФАЗОВИЙ СТАН ТА ЕЛЕКТРОФІЗИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ПЛІВКОВИХ НАНОСТРУКТУР НА ОСНОВІ ПЕРМАЛОЮ ТА СРІБЛА	79
3.1 Структурно-фазовий стан одношарових плівок Р _y та Аg	79
3.2 Кристалічна структура та фазовий стан плівкових наноструктур на основі пермалою та срібла	84
3.3. Аналіз елементного складу	93
3.4 Розмірні та концентраційні ефекти в електрофізичних властивостях плівкових наноструктур на основі пермалою та срібла	96
3.5 Процеси електроперенесення в плівкових наноструктурах [Р _y /Аg] _n /S, сформованих методом пошарової конденсації	106
Висновки до розділу 3	112
РОЗДІЛ 4 МАГНІТОРЕЗИСТИВНІ ВЛАСТИВОСТІ ПЛІВКОВИХ НАНОСТРУКТУР НА ОСНОВІ ПЕРМАЛОЮ ТА СРІБЛА	114
4.1 Концентраційні ефекти в магніторезистивних властивостях нанорозмірних систем (Р _y +Аg)/П	114
4.2 Розмірний ефект в магніторезистивних властивостях плівкових наноструктур (Р _y +Аg)/П	124
4.3 Особливості магніторезистивних властивостей плівкових наноструктур [Р _y /Аg] _n /П, сформованих методом пошарової конденсації	131
4.4 Чутливість нанорозмірних плівкових систем до магнітного поля	138

	19
Висновки до розділу 4	142
ВИСНОВКИ	144
ПРИМІТКИ	147
СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ	148
ДОДАТОК А	166

СПИСОК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ

a, a_0 – параметр кристалічної ґратки плівки і масивних зразків;

d_{hkl} – міжплощинна відстань;

hkl – індекси Міллера;

d – товщина зразка;

П – підкладка;

$T_{\text{п}}, T_{\text{в}}, T_{\text{вим}}$ – температури підкладки, відпалювання, вимірювання;

c_{Ag} – концентрація атомів срібла;

ПЕМ – просвічуючий електронний мікроскоп;

ЕДА – енерго-дисперсійний аналіз;

АСМ – атомно-силова мікроскопія;

Ру – феромагнітний сплав пермалой $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$;

ρ – питомий опір;

ТКО (β) – термічний коефіцієнт опору;

H – напруженість магнітного поля,

B – індукція магнітного поля;

ΔR – зміна електричного опору зразків при накладанні зовнішнього магнітного поля;

R_0 – електричний опір зразка без зовнішнього магнітного поля;

МО ($\Delta R/R_0$) – магнітоопір;

ГМО – гігантський магнітоопір;

АМО – анізотропний магнітоопір;

M/M_s – нормоване значення намагніченості зразку;

M_s – намагніченість насичення;

S_B – чутливість до магнітного поля.

ВСТУП

Актуальність теми. Серед феромагнітних матеріалів, які знайшли широке практичне застосування в сучасних технологіях магнітного запису та сенсорики, можна виділити пермалоєвий сплав $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ (Py). Даний матеріал відноситься до класу магнітом'яких феромагнетиків і характеризується низьким значенням коерцитивної сили, великою намагніченістю насичення та високою магнітною сприйнятливістю. Завдяки цьому пермалоєвий сплав $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ служить базовим матеріалом при реалізації технологій магнітного запису, а також при виготовленні чутливих елементів сенсорів. Розширити галузі практичного застосування пермалоєвого сплаву $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ можна шляхом додавання до його складу третього компонента. Наприклад, шляхом додавання атомів Tb до складу пермалоєвого сплаву $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ можна досягти збільшення динамічного загасання намагніченості. Введення атомів Cu, Ag або Au дозволяє отримати нанорозмірні матеріали, у яких на межах феромагнітна наночастинка/немагнітна матриця реалізується спін-залежне розсіювання електронів, що спричиняє появу явища гігантського магнітоопору. Для збільшення ефективності процесів спін-залежного розсіювання електронів у даному випадку значна увага приділяється вибору концентраційного складу матеріалу, оскільки від концентрації магнітної компоненти буде залежати середній розмір феромагнітних наночастинок та їх розподіл в об'ємі немагнітної матриці.

Існує велика кількість робіт, які присвячені вивченню різних фізичних властивостей нанорозмірних плівкових матеріалів, сформованих на основі пермалоєвих сплавів $\text{Ni}_x\text{Fe}_{1-x}$ та благородних металів. Однак, більшість із них вивчає системи, ефективна товщина яких є більшою за 100 нм. У той же час, розвиток сучасних напрямів електроніки вимагає переходу до нанорозмірного рівня при виготовленні базових компонент та елементів. А це у свою чергу стимулює дослідників звернути свою увагу на об'єкти, ефективна товщина яких не перевищує 100 нм. Іншою важливою проблемою,

яка ще не знайшла свого вирішення є пошук матеріалів з високою температурною стабільністю характеристик, що дозволить розробити функціональні елементи зі стабільним робочими параметрами. Цього можна досягти шляхом комплексного підходу до формування нанорозмірних матеріалів та дослідження їх структурно-фазового стану і фізичних властивостей (електро- та магніторезистивних).

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

Дисертаційна робота виконана на кафедрі електроніки, загальної та прикладної фізики Сумського державного університету в рамках держбюджетних тем: «Вплив фізичних процесів на властивості спінівентильних структур на основі плівок Fe, Co та Ag, Au, Cu і магнітних наночастинок» (2015-2018 рр.) № 0116U002623; «Термостабільні металеві спін-клапани для реалізації спінових каналів в компонентах гнучкої сенсорної електроніки» (2017–2020 рр.) № 0117U003925; «Магніторезистивні та магнітооптичні властивості композиційних матеріалів з впровадженими наночастинами» (2019-2021 рр.) № 0119U100777. Дисертант брав участь у виконанні зазначених НДР як виконавець наукових досліджень та під час підготовки проміжних і заключних звітів.

Мета і завдання досліджень. Мета дисертаційної роботи полягала у встановленні загальних закономірностей впливу концентраційних, розмірних та температурних ефектів на електро- і магніторезистивні властивості нанорозмірних плівкових матеріалів, сформованих на основі пермалоевого сплаву $Ni_{80}Fe_{20}$ та Ag.

Відповідно до поставленої мети необхідно було вирішити такі задачі:

– розробити методику одержання плівкових нанорозмірних матеріалів на основі пермалоевого сплаву $Ni_{80}Fe_{20}$ та Ag, що дозволила б реалізувати в одному технологічному циклі широкий концентраційний склад;

– вивчити особливості фазового стану та кристалічної структури нанорозмірних плівкових матеріалів, сформованих на основі пермалоевого сплаву $Ni_{80}Fe_{20}$ та Ag, в широкому діапазоні концентрацій компонент

($10 < c_{\text{Ag}} < 90$ ат. %) та за загальної товщини, яка змінюється в межах від 20 до 100 нм;

– провести комплексні дослідження впливу концентраційних, розмірних та температурних ефектів на електрофізичні (питомий опір, термічний коефіцієнт опору (ТКО) і температура заліковування дефектів) та магніторезистивні (анізотропний і ізотропний магнітоопір) властивості нанорозмірних матеріалів;

– встановити як впливає методика формування нанорозмірних структур на основі пермалоевого сплаву $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ та Ag (одночасне випарування чи пошарова конденсація) на їх структурно-фазовий стан, електрофізичні та магніторезистивні властивості;

– встановити діапазон температурної стабільності магнітних характеристик досліджуваних нанорозмірних матеріалів та визначити галузі їх практичного застосування.

Об'єкт дослідження – концентраційні, розмірні та температурні ефекти в електрофізичних і магніторезистивних властивостях нанорозмірних плівкових матеріалах.

Предмет дослідження – фазовий стан, кристалічна структура, електрофізичні (питомий опір, ТКО і температура заліковування дефектів) та магніторезистивні властивості нанорозмірних плівкових матеріалів, сформованих на основі пермалоевого сплаву $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ (Pu) і Ag методами одночасної та пошарової конденсації .

Методи дослідження. Нанорозмірні плівкові матеріали формувалися методами одночасного та пошарового електронно-променевого осадження у вакуумі. Для дослідження структурних властивостей нанорозмірних матеріалів були застосовані наступні методи: електронна просвічуюча та атомно-силова мікроскопія, електронографія; енергодисперсійний рентгенівський мікроаналіз. Фізичні властивості досліджувалися методами високоточної резистометрії із використанням автоматизованих систем керування експериментом, вібраційної та надпровідної квантової (SQUID) магнітометрії.

Наукова новизна одержаних результатів. Проведене в роботі комплексні дослідження взаємозв'язку кристалічної структури, фазового складу, електрофізичних та магніторезистивних властивостей нанорозмірних плівкових матеріалів на основі пермалоєвого сплаву $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ та Ag дозволили одержати такі нові наукові результати:

1. Визначено, що фазовий склад нанорозмірних плівкових систем (Ru+Ag)/П незалежно від концентрації компонент ($c_{\text{Ag}} = 20\text{-}85$ ат. %) є двофазним, відповідає ГЦК- Ni_3Fe + ГЦК-Ag відповідно із параметрам ґратки $\bar{a} = 0,354\text{-}0,355$ і $0,407$ нм та залишається незмінним у процесі термообробки за температури $T_{\text{в}} = 700$ К. Показано, що за $c_{\text{Ag}} = 32\text{-}60$ ат.% відбувається перехід від кристалічної структури, що складається з зерен Ag впроваджених у феромагнітну матрицю пермалоєвого сплаву до структури де зерна феромагнітної компоненти впроваджені у матрицю срібла.

2. Вперше отримані концентраційні залежності питомого опору, ТКО, а також концентраційна залежність температури заліковування дефектів у нанорозмірних матеріалах на основі Ru і Ag. Показано, що зміна концентрації атомів немагнітного матеріалу в діапазоні від 20 до 85 ат.% призводить до появи мінімуму або максимуму відповідно на залежностях $\rho(c_{\text{Ag}})$ та $\beta(c_{\text{Ag}})$, що пов'язано зі змінами у кристалічній структурі зразків. Температура заліковування дефектів $T_{\text{д}}$ в інтервалі концентрацій $c_{\text{Ag}} = 20\text{-}85$ ат.% лежить у межах від 450 до 520 К.

3. Установлено, що методика формування нанорозмірних структур на основі пермалоєвого сплаву $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ та Ag (одночасне випарування чи пошарова конденсація) за ідентичних технологічних умов (ступінь вакууму, швидкість осадження, температура підкладки) не впливає на структурно-фазовий стан і дозволяє регулювати їх електрофізичні властивості (величину питомого опору і ТКО), змінюючи або концентрацію компонент, або товщину і кількість шарів в системі. Близькі значення величин ρ та β для систем $[\text{Ru}(1)/\text{Ag}(2,5)]_{16}/\text{П}$ ($\rho = 2,40 \cdot 10^{-7}$ Ом·м, $\beta = 2,23 \cdot 10^{-3}$ К $^{-1}$) та (Ru+Ag)/П за $c_{\text{Ag}} = 60$ ат.% та $d = 55$ нм. ($\rho = 2,50 \cdot 10^{-7}$ Ом·м, $\beta = 2,01 \cdot 10^{-3}$ К $^{-1}$) дозволяє

зробити висновок про подібність структури багатошарової системи до структури плівки, сформованої методом одночасної конденсації компонент.

4. Дістало подальшого розвитку вивчення магніторезистивних властивостей нанорозмірних матеріалів, сформованих на основі пермалоєвого сплаву $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ та Ag. Експериментально досліджені концентраційні ($c_{\text{Ag}} = 20\text{-}85$ ат.%), розмірні ($d = 20\text{-}100$ нм, $c_{\text{Ag}} = 60$ ат.%) та температурні (за температурних інтервалів відпалювання $T_{\text{в}} = 300\text{-}900$ К та вимірювання $T_{\text{вим}} = 10\text{-}300$ К) ефекти в магнітоопорі. Установлено, що максимальне значення ізотропного магніторезистивного ефекту для свіжосконденсованих зразків становить 1,85 % за $c_{\text{Ag}} = 60$ ат.% і $d = 100$ нм та для термовідпалених – 1,80 % за $T_{\text{в}} = 500$ К за $c_{\text{Ag}} = 60$ ат.% і $d = 60$ нм (при вимірюванні за кімнатної температури). Зменшення температури вимірювання до 10 К спричиняє зростання величини МО до 3,5 %, при цьому характер польових залежностей залишається безгістерезистним з поступовим виходом на насичення.

5. Показано, що характер розмірної залежності МО залежить від температури обробки зразків. Для свіжосконденсованих зразків у вихідному стані характерним є зростання МО при збільшенні товщини з виходом на насичення за $d = 100$ нм. У той же час залежності $\text{МО}(d)$ зразків після термообробки характеризуються наявністю максимуму за товщини 60 нм і температури відпалювання $T_{\text{в}} = 500$ К, що зміщується в бік менших товщин ($d = 50$ нм) при зростанні $T_{\text{в}}$ до 700 К.

Практичне значення отриманих результатів. Отримані експериментальні результати поглиблюють розуміння впливу методики формування нанорозмірних матеріалів на їх електрофізичні та магніторезистивні властивості. Аналіз отриманих даних стосовно впливу концентраційних, розмірних та температурних ефектів на електрофізичні та магніторезистивні властивості нанорозмірних матеріалів, дозволить розширити набір базових компонент та елементів електроніки зі стабільним робочими параметрами. Крім того проведені дослідження дозволили

визначити концентраційний склад матеріалу та умови термообробки, які необхідні для формування чутливих елементів сенсорів неелектричних величин, стабільних за різних умов експлуатації. Таким чином, результати досліджень можуть стати методологічною основою для використання даного типу матеріалів як одного з функціональних шарів елементної бази наноелектроніки чи спінтроніки, а також безпосередньо для створення чутливих елементів сенсорів магнітного поля зі стабільним в часі робочими характеристиками.

Особистий внесок здобувача полягає у самостійному пошуку і аналізі літературних джерел, проведенні наукових досліджень. Автор особисто отримував зразки, проводив дослідження структурно-фазового стану, електрофізичних і магніторезистивних властивостей, обробку та інтерпретацію отриманих результатів. Постановку задач досліджень і узагальнення результатів зроблено разом із науковим керівником канд. фіз.-мат. наук, доц. Пазухою І.М. В обговоренні результатів досліджень брали участь проф. Однорець Л.В., проф. Шкурдода Ю.О., Пилипенко О.В. та проф. Проценко І.Ю. Автором особисто підготовлено тексти статей [146, 158] і тез доповідей [124, 133, 142, 150, 151, 157], а також окремі розділи статей [113, 118, 134]. Основні наукові результати доповідались особисто автором на наукових семінарах і конференціях. Усі наукові положення і висновки, що винесені на захист, належать авторові дисертації.

Апробація результатів дисертації. Основні наукові та практичні результати роботи оприлюднені та обговорені на таких конференціях: International Research and Practice Conference “Nanotechnology and Nanomaterials (NANO-2020) (м. Київ, 2020 р.); Міжнародній конференції студентів і молодих учених з теоретичної та експериментальної фізики «ЕВРИКА» (м. Львів, 2018, 2020 рр.); Науково-технічній конференції «Фізика, електроніка, електротехніка :: ФЕЕ» (м. Суми, 2018-2021 рр.); XVII international conference on physics and technology of thin films and nanosystems (м. Івано-Франківськ, 2019 р.); XII-th International Conference «Ion

Implantation and Other Applications of Ions and Electrons», ION (Kazimierz Dolny, Poland, 2018); International Conference «Clusters and Nanostructured Materials» (м. Ужгород, 2018 р.); Міжнародній конференції «Сучасні проблеми фізики конденсованого стану» (м. Київ, 2018 р.); International Conference “Electronics and applied physics” (м. Київ, 2017 р.).

Публікації. Результати дисертаційної роботи опубліковані у 22 працях: 4 статті у фахових виданнях України, які індексуються наукометричною базою Scopus, 2 статті у закордонних виданнях і 3 статті у матеріалах конференцій, що також обліковуються БД Scopus, та 13 наукових працях у матеріалах Міжнародних та Всеукраїнських конференцій.

Структура і зміст роботи. Робота складається із вступу, чотирьох розділів, висновків та списку використаних джерел із 160 найменувань на 18 сторінках. Дисертацію викладено на 169 сторінках, із них 126 сторінок основного тексту; робота містить 58 рисунків і 7 таблиць, зокрема 30 рисунків і 5 таблиць на 28 окремих аркушах.

РОЗДІЛ 1

ФІЗИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ПЛІВКОВИХ НАНОСТРУКТУР, СФОРМОВАНИХ НА ОСНОВІ ПЕРМАЛОЮ ТА НЕМАГНІНИХ МЕТАЛІВ (ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД)

1.1 Плівкові наноструктури: принципи формування і галузі застосування

Серед усього різноманіття сучасних шляхів формування багатокомпонентних плівкових наноструктур на основі феромагнітних і немагнітних компонент можна виділити пошарову та одночасну конденсацію у вакуумі. При цьому можуть бути використані різні методи осадження складових компонент системи: термічне випарування, електронно-променеве чи магнетронне осадження, лазерна літографія тощо. Незалежно від вибраного методу на фізичні властивості сформованих наноструктур будуть впливати: ступінь вакууму і склад газів залишкової атмосфери, технології підготовки підкладки, її тип і температура у процесі формування структур, а також швидкість осадження. Зауважимо, що вибір методу пошарової або одночасної конденсації буде суттєво впливати на мікроструктуру зразків, визначати особливості протікання дифузійних процесів, магнітну анізотропію, а також механізми реалізації спін-залежного розсіювання носіїв заряду.

Використовуючи методи пошарової конденсації можуть бути сформовані як багат шарові структури загального так і періодичного типів, у той час як метод одночасної конденсації більше застосовується для формування композитних матеріалів.

До структур загального типу слід віднести тришарові системи типу $FM_2/NM/FM_1$ [1-3], мультишари $[FM/NM]_n$ [4-7] та так звані спін-вентильні системи (класична – захисний шар/ $AFM/FM_2/NM/FM_1$ /підшар/підкладка та модифіковані) [8, 9], де FM – феромагнітний матеріал (Fe, Co, Ni або сплави

на їх основі), NM – немагнітний матеріал (неферромагнітні перехідні метали V, Cr, Nb, Mo, Ru, Re, Os, Ir, а також благородні метали такі як Cu, Ag, Au), AFM – антиферромагнітний матеріал (зазвичай FeMn). Серед різноманіття ферромагнітних матеріалів, що знайшли практичне застосування, можна виділити пермалоєві сплави на основі Ni та Fe, із вмістом Ni більше або дорівнює 50 ат.%. Серед пермалоєвих сплавів найбільше практичне застосування серед них знайшли сплави $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ та $\text{Ni}_{50}\text{Fe}_{50}$. Слід зауважити, що у першій спін-вентильній структурі, яка була виготовлена групою Б. Дені [10] у 1991 р., як матеріал вільного і закріпленого шарів був використаний пермалоєвий сплав $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$. У подальшому ж були розроблені різні шляхи модифікації, запропонованої Б. Дені спін-вентильної структури $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}/\text{Cu}/\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}/\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}$, у тому числі й з використанням ферромагнітних сплавів $\text{Ni}_x\text{Fe}_{1-x}$ як одного з функціональних шарів [11-14].

Досить часто увагу дослідників привертають двошарові структури типу $\text{Ni}_x\text{Fe}_{1-x}/\text{NM}$ [15, 16] або $\text{Ni}_x\text{Fe}_{1-x}/\text{AFM}$ [17, 18]. Так, наприклад, автори роботи [16] на прикладі двошарової системи $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}/\text{Au}$ показали, що спінова поляризація, яка індукується в неферромагнітному матеріалі внаслідок процесу термомагнітного охолодження-нагрівання в інтервалі температур 5-300 К, може змінити магнітотранспортні властивості сусіднього ферромагнітного шару. Особливо це проявляється у випадку, коли довжина спінової дифузії має той самий порядок, що і товщина зразка. У роботі [19] було досліджено явище обмінної взаємодії, яке виникає на межі поділу ферромагнітний/антиферромагнітний шари.

При формуванні композиційних матеріалів методом одночасної конденсації, як правило використовують дві складові компоненти з низькою взаємною розчинністю (одна магнітна, а інша немагнітна). Це дозволяє реалізувати нанорозмірну структуру, у якій наночастинки магнітної компоненти (як і у випадку шаруватих структур досить часто використовуються Fe, Co, Ni та сплави на їх основі) розподілені у немагнітній металевій (Cu, Ag, Au, C тощо) [20-26] чи діелектричній (SiO_2 ,

Al_2O_3) [27, 28] матрицях.

До основних галузей застосування багатокomпонентних плівкових наноструктур на основі феромагнітних і немагнітних компонент слід виділити наступні: прилади наноелектроніки та спітроніки (галузь, що пов'язана з розробкою приладів, заснованих на використанні спінового стану їх елементів як ідентифікаторів інформації [29, 30]) [31, 32], сенсори різного призначення [33-36], інтегровані елементи магнітної пам'яті [37-40].

На рисунку 1.1 наведені деякі приклади застосування багатокomпонентних плівкових систем:

– чутливий елемент датчика струму на основі тришарової структури $\text{NiFe}(300 \text{ нм})/\text{Cu}(100 \text{ нм})/\text{NiFe}(300 \text{ нм})$, який використовується для безконтактного вимірювання сили струму у лініях передачі сигналу та характеризується високою стабільністю робочих характеристик (величина чутливості датчика складає $7,6 \text{ Ом/Тл}$) [41];

– чутливий елемент датчика Холла на основі багатшарової структури спін-вентильного типу $\text{Ta}(5)/\text{NiFe}(16)/\text{Cu}(1.2)/\text{NiFe}(2)/\text{IrMn}(15)/\text{Ta}(5)$ (товщину в дужках вказано у нм). Характеризується високою чутливістю $S = 7.2 \cdot 10^{-2} \text{ В/Тл}$ у діапазоні магнітних полів $B = \pm 7 \cdot 10^{-4} \text{ Тл}$. Може бути використаний як детектор біологічно активних речовин низької концентрації [42];

– мініатюрний тонкоплівковий транзистор, у якому область бази – структура $\text{Pt}(2)/\text{NiFe}(3)/\text{Au}(3,5)/\text{Co}(3)/\text{Au}(4)$ – розташована між Si емітером (розміром $50 \times 50 \text{ мкм}$) і Si колектором (розміром $70 \times 70 \text{ мкм}$) [43]. Така комбінація дозволяє реалізувати два бар'єри Шотткі: Si/Pt з висотою бар'єру $0,86 \text{ еВ}$ з боку емітера та Si/Au з висотою бар'єру $0,75 \text{ еВ}$ з боку колектора. Величина магнітоструму такого транзистора становить 275% при 87 К , а чутливість $56\%/Oe$. За кімнатної температури величина магнітоструму становить 170 К . Вимірювання проводилися за струму емітера $I_e = 1 \text{ мА}$ та напрузі зміщення між базою і колектором $U_{ек} = 0 \text{ В}$.

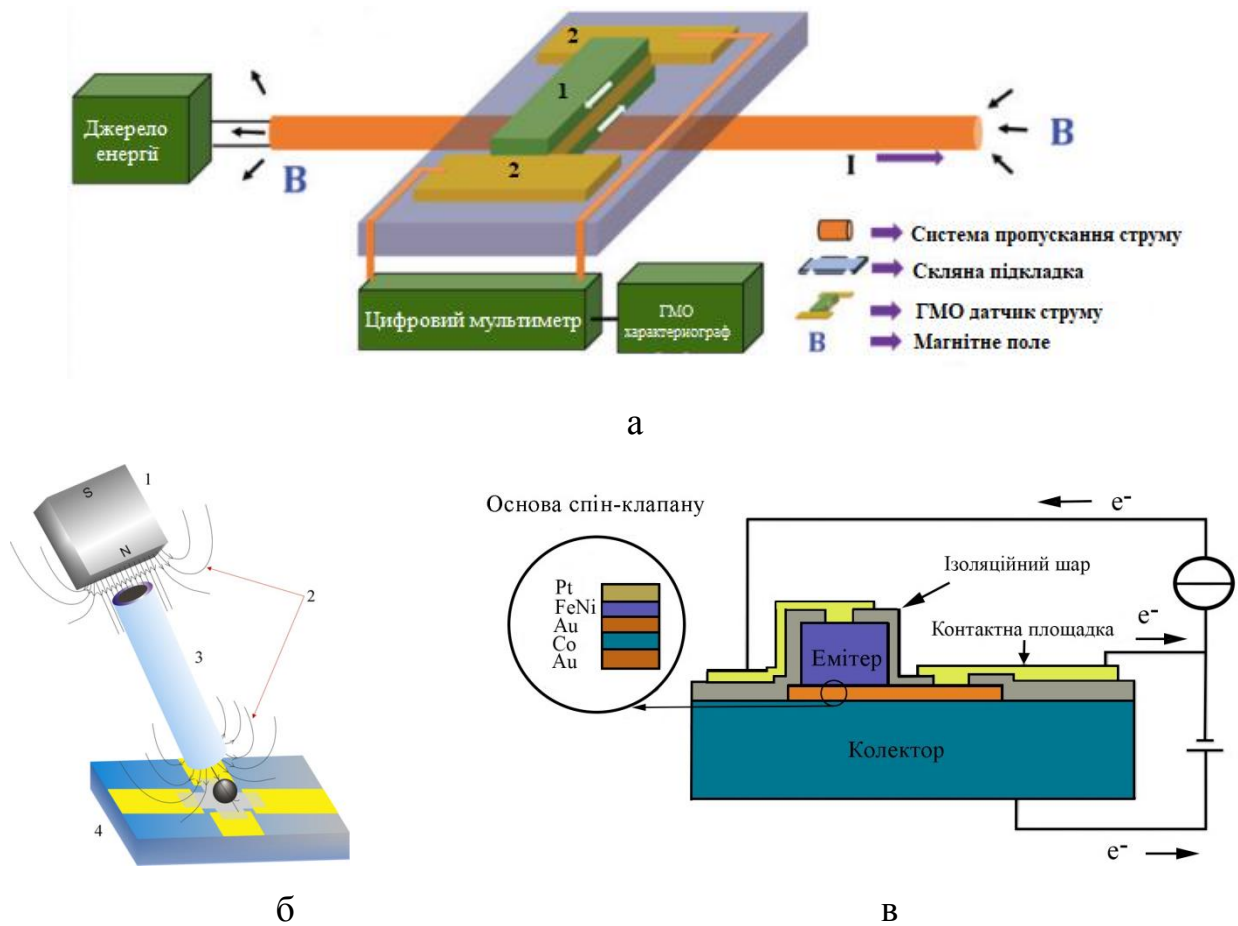


Рис. 1.1 Приклади практичного застосування плівкових наноструктур як функціонального елементу датчика струму [41] (а), датчика магнітного поля для детектування магнітних наночастинок [42] (б) та плівкового транзистора [43] (в)

Розглянемо більш детально, які особливості мають електрофізичні та магніторезистивні властивості плівкових наноструктур на основі ферромагнітних сплавів Ni_xFe_{1-x} (пермалоїв) і немагнітних матеріалів, сформованих методами одночасної та пошарової конденсації компонент. Акцент буде зроблений на системах, в яких як немагнітний матеріал використовуються благородні метали (Ag, Au та Cu).

1.2 Структурно-фазовий стан

1.2.1 Особливості кристалічної структури та фазового стану пермалоєвих сплавів $\text{Ni}_x\text{Fe}_{1-x}$

Згідно діаграми стану сплаву Ni-Fe, представленої на рисунку 1.2, стабільними кристалічними фазами є $L1_2\text{-Ni}_3\text{Fe}$ (пермалой), $L1_0\text{-NiFe}$ (еленвар), та $L1_2\text{-NiFe}_3$ (інвар) [44]. Оскільки в даній роботі плівкові наноструктури формувалися на основі сплаву $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$, то проаналізуємо більш детально область на діаграмі стану, яка відповідає пермалоєвим сплавам. Отже, концентраційна область, в якій відбувається формування за кімнатної температури упорядкованої фази $L1_2\text{-Ni}_3\text{Fe}$, відповідає діапазону $c_{\text{Ni}} = 70\text{-}90$ ат.%. Процес впорядкування-розупорядкування даної фази відбувається при нагріванні. Критична температура впорядкування залежить від концентрації атомів Ni у сплаві і досягає максимального значення при $516\text{ }^\circ\text{C}$. Формування неупорядкованої фази ГЦК- Ni_3Fe тісно пов'язано зі зніною магнітних властивостей пермалоєвих сплавів [45-47], які відносяться до магнітом'яких феромагнітних матеріалів. Температура переходу із феромагнітного у парамагнітний стан згідно діаграми стану становить $612\text{ }^\circ\text{C}$.

У роботі [48] було проаналізовано можливі механізми формування неупорядкованої фази ГЦК- Ni_3Fe за рахунок сегрегації атомів Ni та Fe або взаємної сегрегації зазначених атомів (див. рис. 1.3). Було показано, що значна доля неупорядкованих атомів Ni в об'ємі зразка пов'язана із сегрегацією Fe у вигляді кластерів атомів 5-Fe (тобто з локальним упорядкуванням NiFe). Крім того, атоми Ni, що входять до складу неупорядкованої фази Ni_3Fe , та знаходяться в оточенні найближчого атома Ni (тобто без найближчих сусідніх атомів Fe) локалізуються переважно в об'ємі, у той час як у поверхневих шарах відсоток таких атомів Ni відносно невеликий.

Детальний аналіз структурно фазового стану плівок пермалою був зроблений у роботі [49]. Було показано, що незалежно від методу отамання

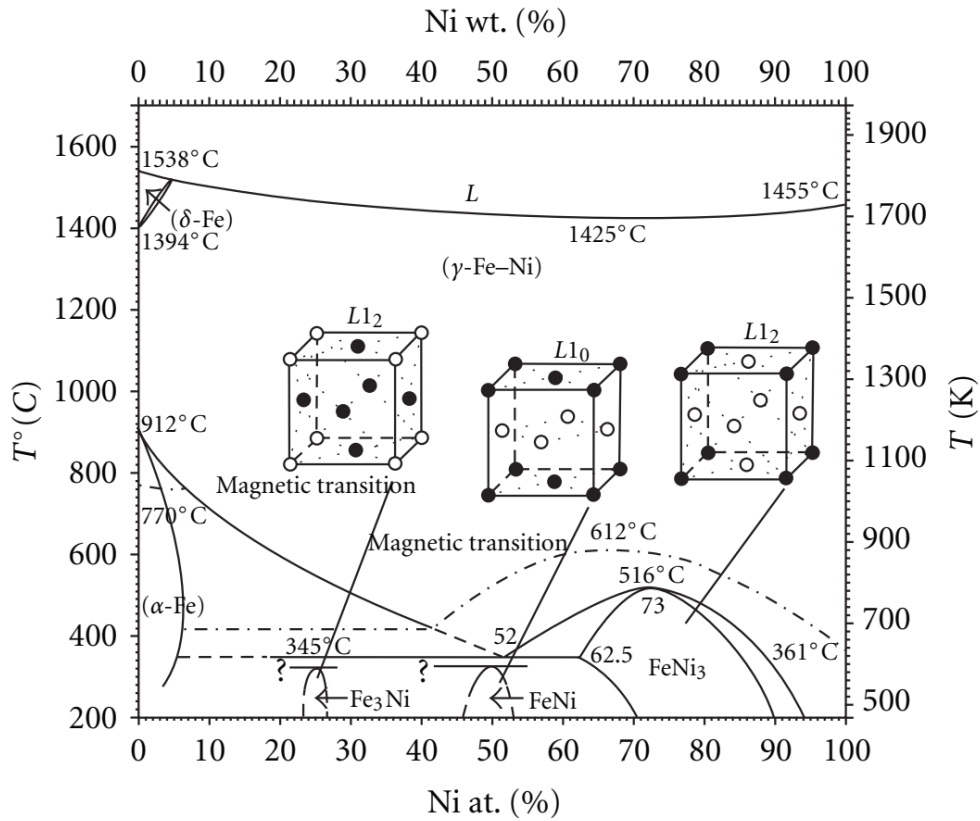


Рис. 1.2 Експериментально отримана «метастабільна» фазова діаграма сплаву Ni-Fe (символом «?» позначені неідентифіковані структури та/або магнітні стани сплавів) та розташування атомів у кристалічній ґратці упорядкованих фаз при $T = 0$ К: $L1_2$ -Ni₃Fe (пермалої), $L1_0$ -NiFe (Elinvar), and $L1_2$ -NiFe₃ (інвар) (○ – Ni, ● – Fe) [44]

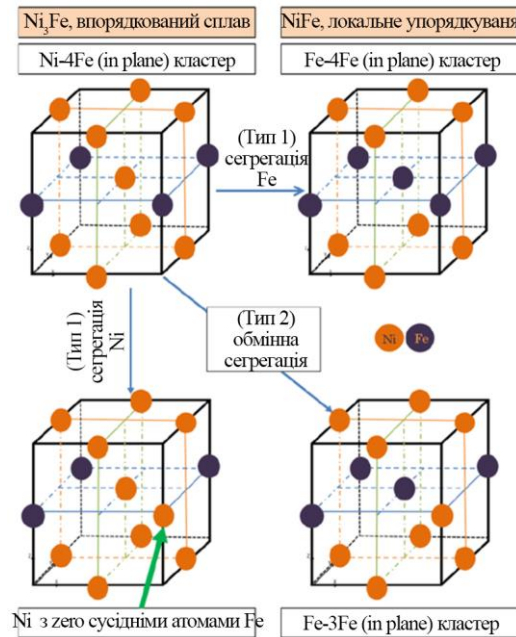


Рис. 1.3 Розташування атомів у кристалічній ґратці упорядкованої фази Ni₃Fe, а також при сегрегації атомів Fe чи Ni або обмінної сегрегації [48]

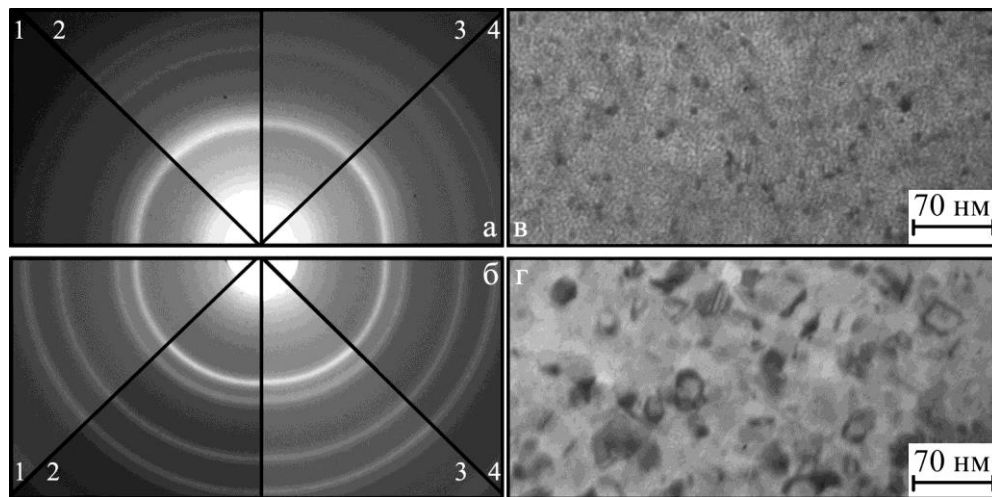


Рис. 1.4 Дифракційні картини плівок пермалоевого сплаву до (а) та після термообробки за температури $T_b = 900$ К (б) при $c_{Ni} = 50$ ат.%, 58 ат.% (2), 67 ат.% (3) і 80 ат.% (4) та світлопольне зображення кристалічної структури плівки $Ni_{80}Fe_{20}(40)/\Pi$ після осадження (в) та термообробки за $T_b = 900$ К. Із роботи [49]

пермалоевих сплавів (електролітичне осадження, магнетронне розпилення, механічне сплавлення, одночасна вакуумна конденсація) [50-53] фазовий стан зразків у плівковому стану відповідає ГЦК- Ni_3Fe , параметр ґратки при цьому змінюється у межах від 0,354 до 0,359 нм для діапазону концентрації атомів нікелю 50-80 ат.% (рис. 1.4, а). У процесі ж високотемпературного відпалювання до 900 К зміни у фазовому стані плівок пермалоевих сплавів не відбуваються, незалежно від c_{Ni} . Аналіз результатів досліджень фазового стану зразків, що пройшли термообробку, проведений у роботі [49], свідчить про збереження однофазного стану, що відповідає ГЦК- Ni_3Fe з параметром ґратки $a = (0,355-0,358)$ нм (рис. 1.4б). Необхідно, однак зазначити, що згідно робіт [54] процес термообробки за температур $T_b > 1100$ К може спричинити утворення оксидних фаз (Fe_3O_4 , Fe_2O_3 і FeO).

Кристалічна структура плівок пермалоевих сплавів типова для феромагнітних матеріалів – дрібнодисперсна і лабіринтна, середній розмір зерен якої не перевищує 10 нм (рис. 1.4в) [46]. Зауважимо, що значна увага дослідників приділяється вивченню процесів рекристалізації в тонких

плівках пермалоевих сплавів, оскільки зміни у кристалічній структурі зразків можуть спричинити зміни у їх фізичних властивостей. Так, Yuan-Tsung Chen та ін. у серії своїх робіт [55-57] показали, що зміна розміру зерна у процесі термообробки впливає не тільки на наномеханічні [55], оптичні і електричні властивості [56] плівок сплаву $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$, але й на величину поверхневої енергії [57]. У роботах Yuan-Tsung Chen та ін. були проведені дослідження структурно-фазового стану плівок сплаву $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ у діапазоні товщин $d = 30$ -150 нм до та після термообробки за температур 423 та 523 К. На рисунку 1.5а наведено зображення кристалічної структури, дифракційна картина та гістограма розподілу середнього розміру кристалітів L на прикладі зразка $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}(50 \text{ нм})/\text{П}$, відпаленого за температури 523 К протягом 1 год. Як видно з рисунку 1.5 а фазовий стан зразка відповідає ГЦК-гратці, а кристалічна структура дрібнодисперсна ($L = 7 \text{ нм}$). Також авторами робіт [55-57] була отримана розмірна залежність середнього розміру кристалітів (рис. 1.5 б). Показано, що збільшення товщини зразків з 30 до 150 нм призводить до незначного зростання L ($\cong 8 \text{ нм}$). Тобто, можна зробити

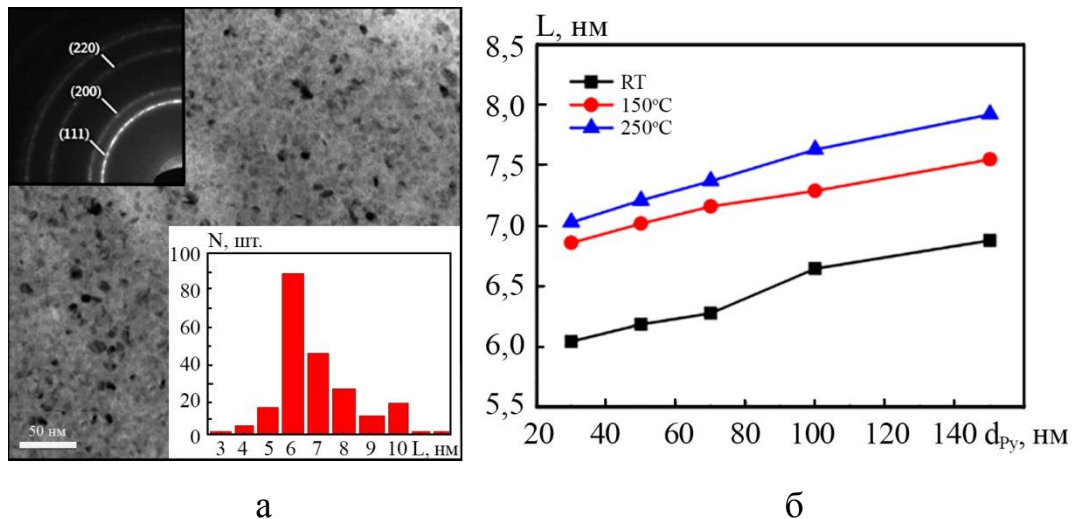


Рис. 1.5 Світлопольне зображення кристалічної структури, дифракційна картина (на вставці вгорі) і гістограма розподілу середнього розміру кристалітів (на вставці внизу) для плівки $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}(50 \text{ нм})/\text{П}$, відпаленої за $T_{\text{в}} = 523 \text{ К}$ протягом 1 год (а) та розмірна залежність середнього розміру зерна до та після термообробки (б). Адаптовано із роботи [56]

висновок, що при збільшенні товщини значних змін у кристалічній структурі фактично не відбувається. Процес термовідпалювання до температур 423 К і 523 К також не спричиняє значних рекристалізаційних процесів. У той же час, як показали автори робіт [49, 51], процес високотемпературного відпалювання за температури $T_b = 900$ К може спричинити зростання середнього розміру кристалітів до 40-50 нм (рис. 1.4г). Принципове значення також має і температура підкладки T_n . У роботі [51] було показано, що підвищення T_n у процесі формування зразків до 673 К дозволяє реалізувати структури з $L = 30-40$ нм вже на стадії конденсації, а подальший процес термообробки таких зразків до 973 К стимулює інтенсивні рекристалізаційні процеси і величина L сягає 100 нм.

1.1.2 Фазовий стан та структура нанорозмірних структур на основі пермалоевих сплавів

Як вже відмічалось раніше, що метод формування нанорозмірних структур (одночасна або пошарова конденсація) може суттєво впливати на характер протікання дифузійних процесів як при осадженні, так і при подальшій термообробці, змінюючи при цьому фазовий стан систем, спричиняючи формування твердих розчинів. Важливим з точки зору аналізу магніторезистивних та магнітних властивостей є фазовий стан саме магнітних компонент. Не менш принципове значення має й характер кристалічної структури досліджуваних матеріалів. Зміна середнього розміру зерна магнітної компоненти, особливо у випадку формування структур методом одночасної конденсації, може змінити її магнітний стан від суперпарамагнітного до феромагнітного [58]. Залежно від розміру зерен магнітної компоненти, магнітні гранули, які формуються в об'ємі немагнітної компоненти, можуть бути суперпарамагнітні та однодоменні і багатодоменні феромагнітні [59]. Зазначені стани проявляють різні магнітні властивості та впливають на характер і амплітуду магніторезистивних ефектів.

Детальний аналіз фазового складу тришарових зразків $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}/\text{Cu}/\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}/\text{П}$ після конденсації із товщинами магнітних $d_F = 10\text{-}50$ нм й немагнітних $d_N = 5\text{-}20$ нм шарів за концентрації атомів нікелю в магнітних шарах $c_{\text{Ni}} \cong 50\text{-}80$ ат.%, проведений у роботі [60], показав, що фазовий стан системи відповідає комбінації двох ГЦК ґраток: ГЦК- Ni_3Fe та ГЦК- Cu (рис. 1.6 а, в). Процес термообробки тришарових зразків $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}/\text{Cu}/\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}/\text{П}$ за температури 700 К спричиняє утворення твердих розчинів $\text{Ni}_3\text{Fe}(\text{Cu})$ при $c_{\text{Ni}} \cong 80$ ат.% та $\text{NiFe}(\text{Cu})$ при зменшенні c_{Ni} до 50 ат.%.

У роботі [59] було проаналізовано вплив концентрації компонент на структурно-фазовий стан системи $(\text{Ni}_{50}\text{Fe}_{50}+\text{Cu})/\text{П}$, отриманої методом одночасного магнетронного розпилення за кімнатної температури при концентрації атомів Cu у системі $c_{\text{Cu}} = 58, 63, 68, 75$ та 85 %. На рисунку 1.7. (на вставках) наведені дифракційні картини для плівок з різним вмістом магнітної і немагнітної компоненти. Авторами [59] показано, що незалежно від композиційного складу, на електронограмах фіксують лінії (111), (200), (220) та (311), що належать ґратці ГЦК- Cu . При цьому на електронограмах, окрім лінії (110), що належить ґратці ОЦК- NiFe , і накладається з лінією (111) ГЦК- Cu , жодної іншої лінії, що відповідає ОЦК- NiFe , не фіксується. Це на думку авторів роботи [59] свідчить про той факт, що внаслідок маленьких розмірів наночастинок магнітної компоненти, вони формують аморфну структуру. Зауважимо, що для пермалоевих сплавів $\text{Ni}_x\text{Fe}_{100-x}$ на ранніх стадіях конденсації є характерним утворення аморфної структури, яка у подальшому кристалізується. Збільшення об'ємної долі наночастинок $\text{Ni}_{50}\text{Fe}_{50}$ призводить до зростання їх середнього розміру, що супроводжується виділенням ОЦК фази із матриці Cu та проявляється у збільшенні інтенсивності лінії (200) ОЦК- NiFe (рис. 1.7 г).

Аналіз кристалічної структури підтверджує, що свіжосконденсовані плівки $(\text{Ni}_{50}\text{Fe}_{50}+\text{Cu})/\text{П}$ складаються із наночастинок $\text{Ni}_{50}\text{Fe}_{50}$, рівномірно розподілених у матриці Cu (рис. 1.7). У випадку коли об'ємна частка магнітної компоненти мала, наночастинки $\text{Ni}_{50}\text{Fe}_{50}$, що оточені матрицею Cu ,

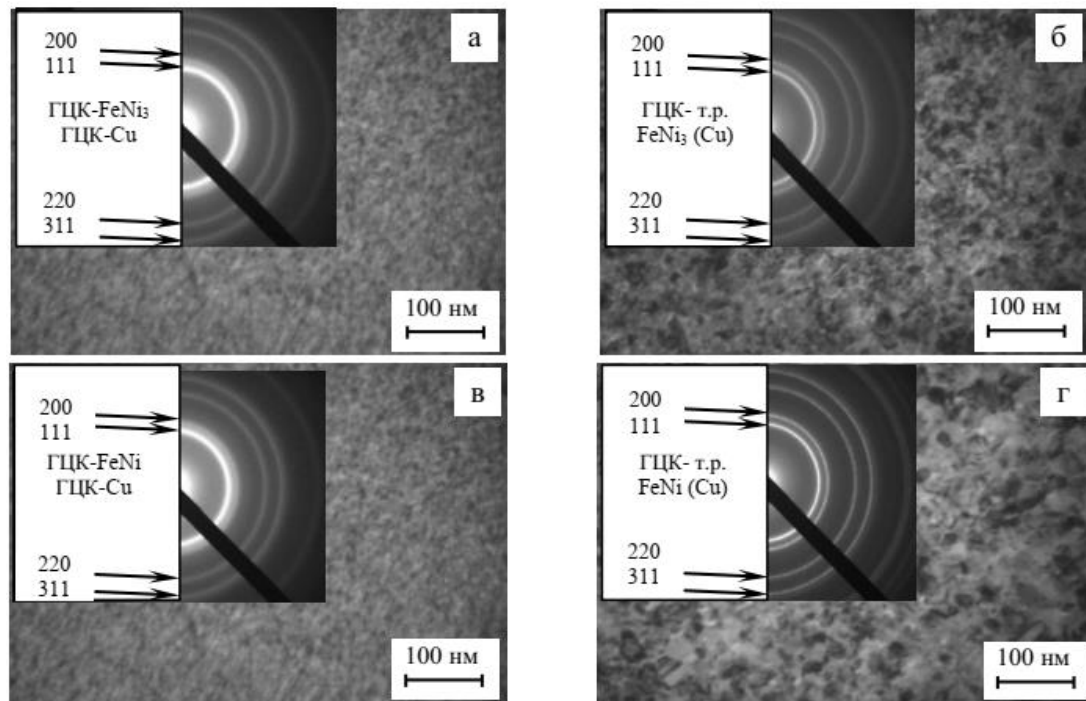


Рис. 1.6 Світлопольні зображення, отримане методом просвічуючої електронної мікроскопії, та дифракційні картини тришарових структур $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}/\text{Cu}/\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}$ після конденсації (а, в) та відпалювання за температури 700 К (б, г): а, б – $d(\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}) = 35$ нм, $d(\text{Cu}) = 10$ нм, $x = 20$ ат.%; в, г – $d(\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}) = 35$ нм, $d(\text{Cu}) = 10$ нм, $x = 60$ ат.%.
Із роботи [60]

мають рівновісну форму. Зі збільшенням об'ємної долі магнітної компоненти, наночастинки $\text{Ni}_{50}\text{Fe}_{50}$ поступово відхиляються від рівновісної форми. Розрахунки показали, що збільшення об'ємної частки магнітної компоненти з 15 до 42 % призводить до зростання середнього розміру магнітних наночастинок з 2 до 6 нм.

Аналогічні результати були отримані й в роботі [62] для системи $(\text{Fe}_{80}\text{Ni}_{20}+\text{Cu})/\text{П}$ при $c_{\text{Cu}} = 60$ ат.%, яка має двофазовий стан після конденсації. Середній розмір наночастинок магнітної компоненти згідно [62] становить 5 нм. У процесі відпалювання за $T_{\text{в}} = 673$ К протягом 60 хв. відбувається незначне зростання розміру магнітних наночастинок до 7 нм. Збільшення часу термообробки до 240 хв. призводить до коалесценції магнітних зерен та збільшення їх середнього розміру до 13 нм.

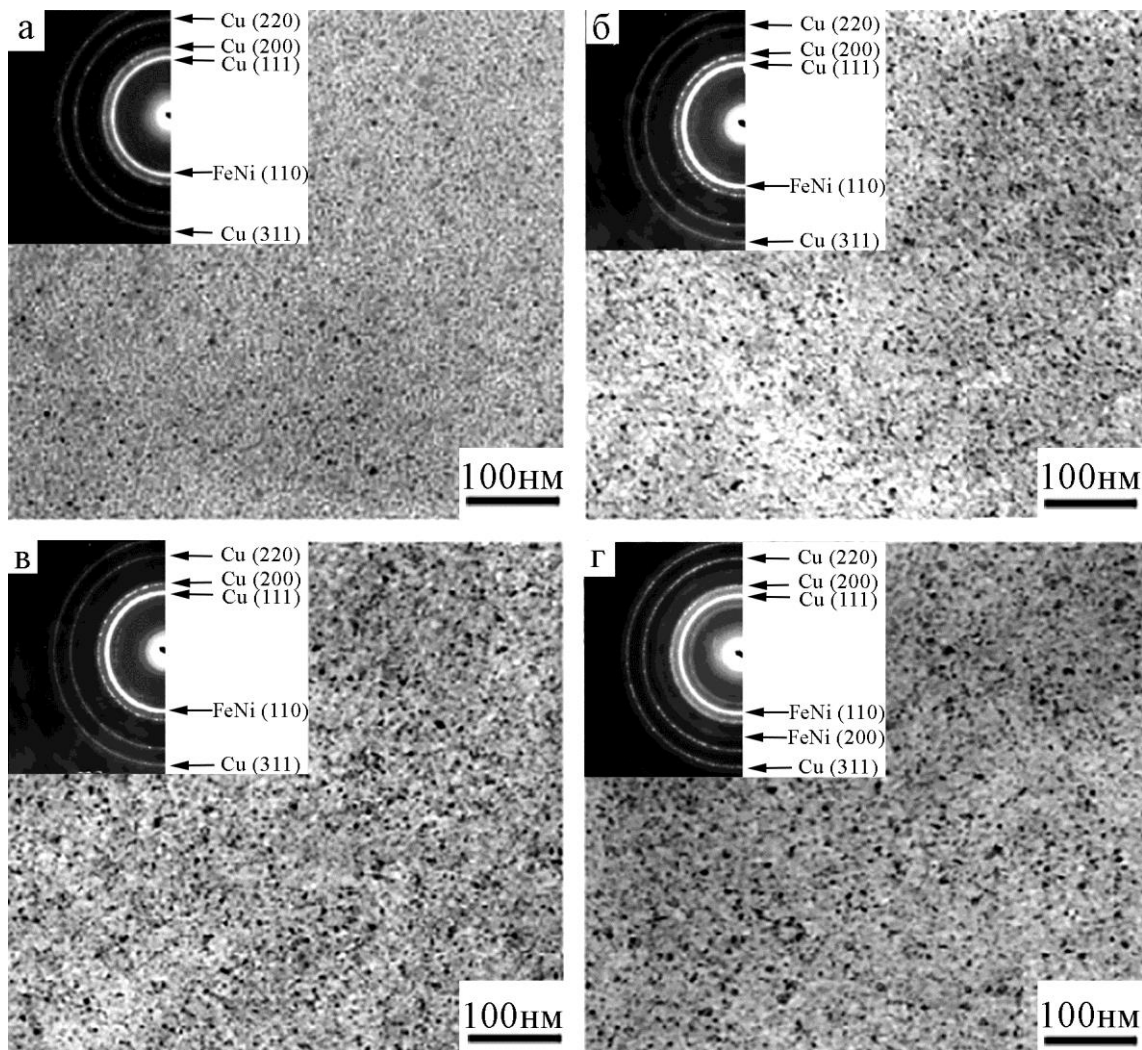


Рис. 1.7 Світлопольні зображення, отримані методом просвічуючої електронної мікроскопії, та дифракційні картини системи $(\text{Fe}_{50}\text{Ni}_{50}+\text{Cu})/\Pi$ після осадження методом одночасного магнетронного розпилення при концентрації атомів Cu у системі $c_{\text{Cu}} = 85$ (а), 65 (б), та 58 % (в). Адаптовано із роботи [59]

Дослідження фазового стану мультишару $[\text{Ni}_{81}\text{Fe}_{19}(2)/\text{Ag}(4)]_{20}/\text{П}$ методом рентгенівської дифракції [63], показало, що в процесі формування структури методом магнетронного розпилення, в системі формується сильно виражена текстура (111), що свідчить про високу якість мультишарів. Розрахунки величини міжплощинних відстаней d_{111} для фаз ГЦК- Ni_3Fe та ГЦК- Ag свідчать про незначне відхилення від табличних даних: для фази ГЦК- Ni_3Fe $d_{111} = 0,2048$ нм є дещо меншою у порівнянні з табличними даними ($d_{111} = 0,205$ нм), а для фази ГЦК- Ag $d_{111} = 0,2354$ нм – дещо збільшеною у порівнянні з табличними даними ($d_{111} = 0,235$ нм). Низьке значення шорсткості інтерфейсів $h = 0,16$ нм свідчить про досконалість як магнітних, так і немагнітних шарів по всій товщині мультишару. На думку авторів [63], той факт, що обидва матеріали мають параметри міжплощинних відстаней близькі до даних для масивних зразків свідчить про наступне. Ріст шарів відбувається незв'язно і саме дислокації, а не розширення та стискання окремої ґратки, спричиняють деформацію на межі поділу. Такий же висновок був зроблений і у роботі [64].

Для систем $(\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}+\text{Ag})/\text{П}$, отриманих методом одночасного випарування, дослідження фазового стану методом рентгенівської дифракції також свідчать про формування у процесі конденсації двофазного стану ГЦК- $\text{Ni}_3\text{Fe}+\text{ГЦК-Аg}$, який не змінюється у процесі відпалювання за температур 600, 750 та 900 К. Відпалювання тим не менш спричиняє перемішування магнітної і немагнітної компоненти та зростання середнього розміру кристалітів кожної з компонент. Для зразка із вмістом атомів Ag 64 ат.%, середній розмір зерен магнітної і немагнітної компонент зростає відповідно з 4 до 5,5 й з 9,5 нм до 11 нм за $T_{\text{в}} = 600$ К, до 9,5 й 15 нм за $T_{\text{в}} = 750$ К та до 20 нм для магнітної компоненти за $T_{\text{в}} = 900$ К.

Отже, аналізуючи дані для систем на основі пермалоевих сплавів $\text{Ni}_x\text{Fe}_{1-x}$ та благородних металів, отриманих методами одночасної та пошарової конденсації компонент, слід зазначити наступне. Незалежно від вибраного методу в системах на основі $\text{Ni}_x\text{Fe}_{1-x}$ та Cu , Ag або Au після

конденсації зберігається двофазний стан. У процесі ж термовідпалювання можливе утворення твердих розчинів. Структура ж зразків як до, так і після термовідпалювання за температури $T_b = 750$ К залишається нанорозмірною. Середній розмір зерен магнітної компоненти не перевищує 10 нм у свіжосконденсованому стані і лише високотемпературне відпалювання за температури 900 К спричиняє їх зростання до 20 нм.

Також, слід зауважити, що всі наведені дослідження стосувалися систем, загальна товщина яких перевищує 100 нм.

1.3 Магніторезистивні та магнітні властивості нанорозмірних структур на основі пермалоевих сплавів

1.3.1 Структури типу $Ni_xFe_{1-x}/NM/Ni_xFe_{1-x}$ та $[Ni_xFe_{1-x}/NM]_n$, які сформовані методом пошарової конденсації

Починаю з 1988 р., увага дослідників прикута до мультишарів, в яких базовий бішар представляє собою структуру магнітний/немагнітний матеріал. Це пов'язано з відкриттям в таких структурах ефекту гігантського магнітоопору (ГМО), зумовленого спін-залежним розсіювання електронів на межі поділу шарів та в об'ємі магнітних шарів [65]. З моменту першого спостереження ефекту ГМО у надгратках типу (001)Fe/(001)Cr, постійно ведуться пошуки нових комбінацій магнітних і немагнітних матеріалів [66], що пов'язано з використанням даних структур для магнітного запису інформації [67, 40] та у сенсорній техніці [68, 69]. Різні наукові групи до теперішнього часу намагаються вдосконалити структури, у яких реалізується ефект ГМО, з метою формування на їх основі сенсорів магнітного поля, оскільки дані структури мають такі переваги як висока чутливість та швидкість відгуку сигналу у слабких магнітних полях [70].

На сьогодні існує велика кількість робіт, присвячених дослідженню ефекту ГМО у мільтишарах Fe/Cr [71], Fe/Au [72, 73], Co/Cu [74, 75], Ni/Cu,

NiCo/Cu [76], CoFe/Cu [77], NiFe/Au/Co/Au [78] та багато інших.

Результати досліджень магніторезистивних властивостей мультишарів $[\text{Ni}_x\text{Fe}_{1-x}/\text{Cu}]_n$ представлені у серії роботі Н. Куги та ін. [79, 80]. Зокрема автори, [79, 80] показали, що величина магніторезистивного ефекту суттєвим чином залежить від товщини магнітних і немагнітних шарів і приймає максимальне значення в 10 % за товщини магнітного шару $d_{\text{NiFe}} = 3$ нм та немагнітного шару $d_{\text{Cu}} = 1$ нм (рис. 1.8). Зауважимо, що у даному випадку нанорозмірні структури отримувалися методом електролітичного осадження.

У більшості робіт, присвячених дослідженню ефекту ГМО у мультишарах $[\text{Ni}_x\text{Fe}_{1-x}/\text{Ag}]_n$, авторам не вдалося отримати достатньо велике значення амплітуди магніторезистивного ефекту. Так, наприклад, у роботі [61] для мультишару $[\text{Ni}_{81}\text{Fe}_{19}(2)/\text{Ag}(4)]_{20}/\text{П}$ величина магнітоопору не перевищує 0,2 %. У процесі відпалювання за температури 673 К відбувається зростання величини МО майже у 4,5 рази, що на думку авторів пов'язано з дифузією атомів Ag крізь магнітні шари, яка спричиняє ізоляцію кристалітів магнітної компоненти у немагнітній матриці та формування гранульованої структури. У даному випадку ефект ГМО буде реалізуватися за рахунок спін-залежного розсіювання електронів на межі магнітних зерен з немагнітною

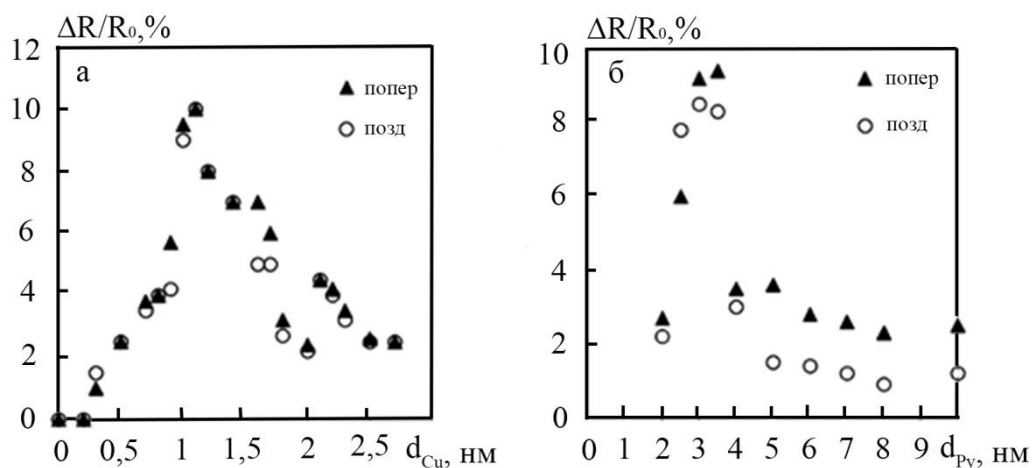


Рис. 1.8 Зміна амплітуди ГМО ефекту в мультишарах $[\text{NiFe}(d_{\text{NiFe}})/\text{Cu}(d_{\text{Cu}})]_{125}$ у залежності від товщини шару Cu (а) та шару NiFe (б). Адаптовано із роботи [80]

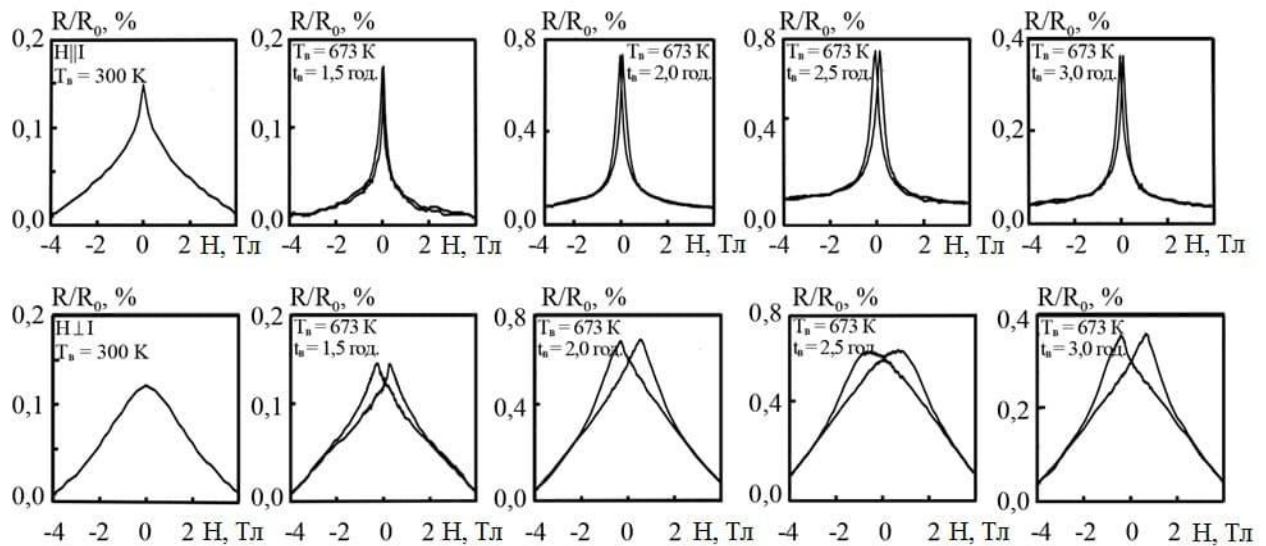


Рис. 1.9 Зміна польових залежностей магнітоопору при прикладанні магнітного поля у площині шарів та перпендикулярно шарам для мультишару $[\text{Ni}_{81}\text{Fe}_{19}(2)/\text{Ag}(4)]_{20}/\text{P}$ у залежності від часу відпалювання. Адаптовано із роботи [61]

матрицею (інтерфейсне розсіювання), а також безпосередньо в об'ємі магнітних зерен. Однак, збільшення часу відпалювання до 3 год. призводить до падіння амплітуди МО незалежно від геометрії вимірювання. Це відбувається внаслідок зростання зерен магнітної компоненти, їх коалесценції при довготривалому відпалюванні, що спричиняє перехід магнітних зерен у багатодомений стан і зменшує ефективність спінозалежного розсіювання.

Виключення становлять роботи [81, 82], автори яких а прикладі систем $[\text{Ni}_{81}\text{Fe}_{19}(1,2)/\text{Ag}(d_{\text{Ag}})]_n/\text{P}$ та $[\text{Ni}_{81}\text{Fe}_{19}(2,6)/\text{Ag}(d_{\text{Ag}})]_n/\text{P}$ загальною товщиною 500 нм, отриманих методом тріодного розпилення за постійного струму, показали, що найбільшого значення в амплітуді ГМО ефекту (11 %) можна досягти за товщини немагнітного пошарку в 1,1 нм. Саме за такої товщини реалізується антиферромагнітний зв'язок між магнітними шарами. У процесі термомагнітного відпалювання за $T_{\text{в}} = 523 \text{ K}$ та $H = 400 \text{ Oe}$ величина МО зростає до 12,2 %. Таке зростання автори пов'язують у першу чергу з прикладанням зовнішнього магнітного поля у процесі відпалювання, а не

структурними змінами у зразку.

Серед структур типу $Ni_xFe_{1-x}/NM/Ni_xFe_{1-x}$ найбільш вивченими є системи $Ni_xFe_{1-x}/Cu/Ni_xFe_{1-x}$. Детальний аналіз характеру польових залежностей у свіжосконденсованому стані та після термообробки в інтервалі температур $T_B = 300-700$ К, з урахуванням впливу концентрації нікелю у шарах Ni_xFe_{1-x} , а також товщини немагнітного прошарку на амплітуду магніторезистивного ефекту був проведений Шкурдою Ю.О. та ін. у роботах [58, 60, 83, 84].

Типові польові залежності для поздовжнього та поперечного магнітоопору отримані за кімнатної температури для тришарових зразків $Fe_xNi_{100-x}/Cu/Fe_xNi_{100-x}$ після конденсації та термовідпалювання за $T_B = 700$ К наведені на рисунку 1.10. Як видно з рисунка 1.10, плівкова система

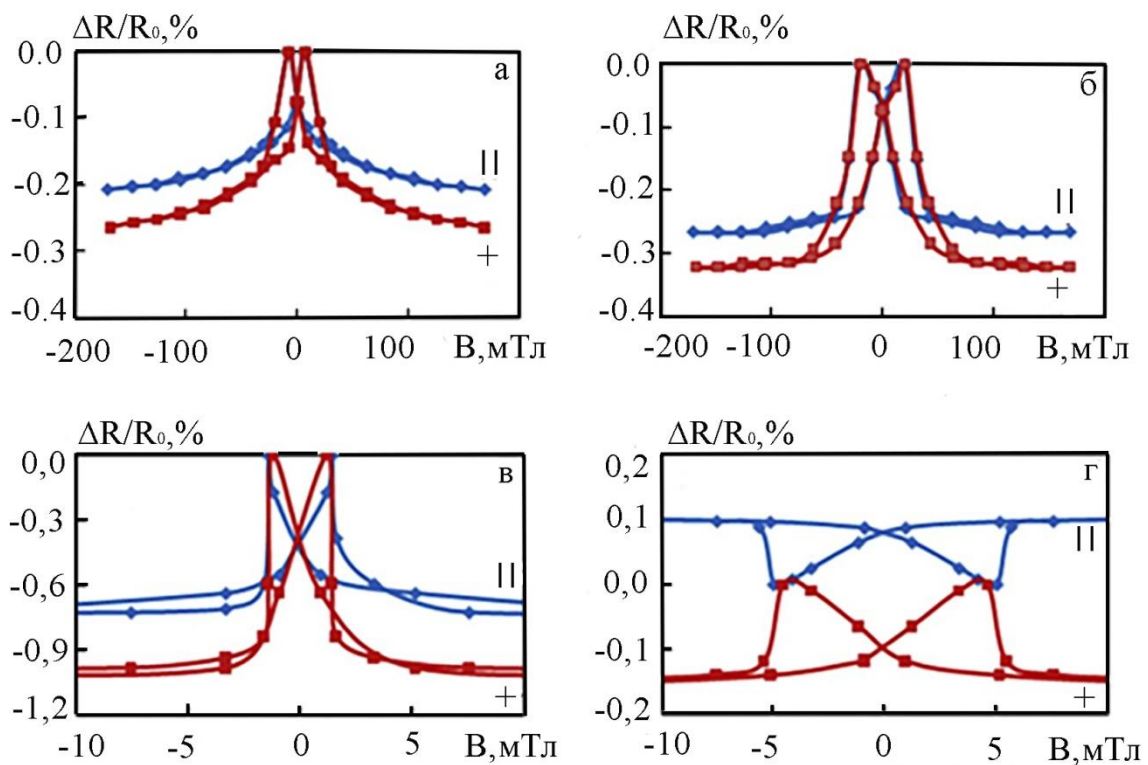


Рис. 1.10 Польові залежності поздовжнього (||) та поперечного (+) магнітоопору для тришарової системи $Fe_xNi_{100-x}/Cu/Fe_xNi_{100-x}$ після конденсації (а, в) та відпалювання за температури 700 К (б, г) при $d(Fe_xNi_{100-x}) = 20$ нм, $d(Cu) = 6$ нм, $c_{Ni} = 20$ ат.% та $d(Fe_xNi_{100-x}) = 35$ нм, $d(Cu) = 6$ нм, $c_{Ni} = 50$ ат.%. Вимірювання проводилися за кімнатної температури. Адаптовано із роботи [83]

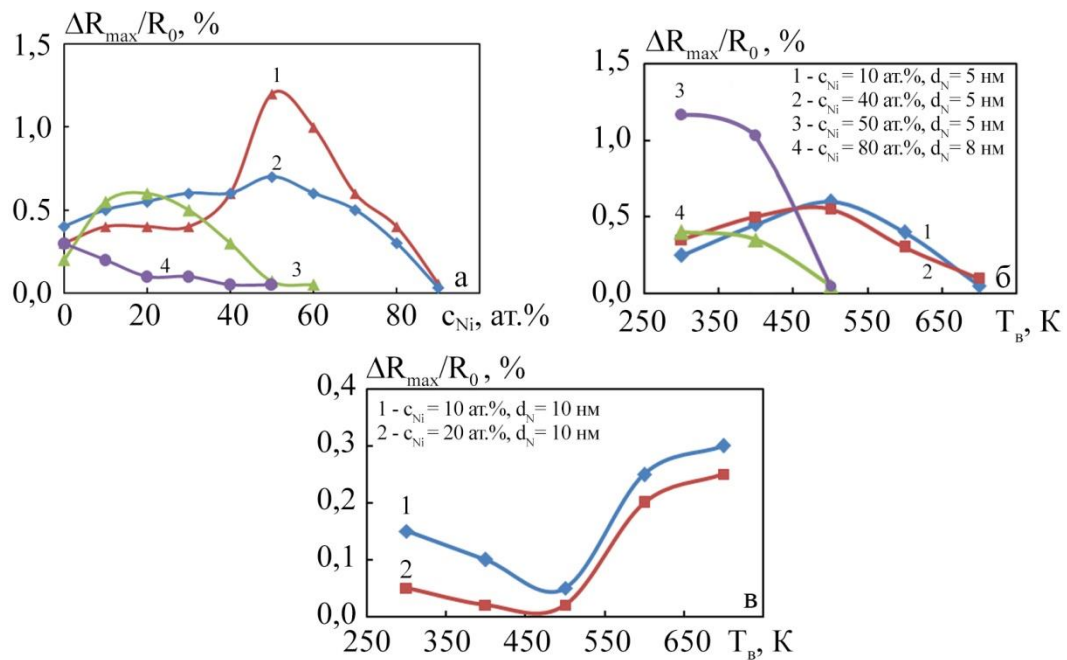


Рис. 1.11 Залежність величини ізотропного магнітоопору від концентрації атомів Ni c_{Ni} у магнітних шарах до (1) та після термовідпалювання за температури 400 (2), 550 (3) та 700 К (4) (а); температурна залежність ізотропного МО при зміні c_{Ni} у магнітних шарах та при $d_N \neq const$ (б) і $d_N = const$ (в) для системи $Fe_xNi_{100-x}/Cu/Fe_xNi_{100-x}$. Адаптовано із роботи [83]

$Fe_{80}Ni_{20}(20)/Cu(6)/Fe_{80}Ni_{20}(20)/\Pi$ характеризується ізотропним магніторезистивним ефектом до та після відпалювання, у той час як форма залежності $\Delta R/R_0(B)$ для зразка $Fe_{50}Ni_{50}(35)/Cu(6)/Fe_{50}Ni_{50}(35)/\Pi$ змінюється на анізотропний після відпалювання. Максимальна амплітуда ізотропного магнітоопору становить 1,2 % при вимірюванні за кімнатної температури для структури $Fe_xNi_{100-x}/Cu/Fe_xNi_{100-x}/\Pi$ після конденсації при $x = 50$ ат.% та $d_F = 30$ нм та $d_N = 6$ нм. Максимальна величина ізотропного МО після термообробки за температури 700 К (0,6 %) була отримана для структури $Fe_xNi_{100-x}/Cu/Fe_xNi_{100-x}$ при $x = 80$ ат.%, $d_F = 30$ нм, $d_N = 5$ нм. Також проведені автором роботи [60] дослідження магніторезистивних властивостей зазначених вище систем при зниженні температури від кімнатної до 120 К показали, що амплітуда ізотропного МО зростає в 1,3-2,2 рази, залежно від товщини та елементного складу магнітних шарів.

1.3.2 Структури типу $(\text{Ni}_x\text{Fe}_{1-x}+\text{NM})$, сформовані методом одночасної конденсації

У випадку формування нанорозмірних структур шляхом одночасної конденсації на підкладку двох металевих компонент (однієї магнітної, а іншої немагнітної) з обмеженою взаємною розчинністю відбувається формування структур в яких дві металеві компоненти (внаслідок їх не змішуваності) мають тенденцію до сегрегації, що призводить до утворення невеликих магнітних наночастинок розподілених в об'ємі немагнітної матриці. Для зразків у свіжосконденсованому стані розмір магнітних частинок та ступінь перемішування компонент залежить від ступеня нерозчинності двох матеріалів та температури підкладки під час осадження. Магнітні властивості таких структур можуть бути досить різноманітними внаслідок значної зміни розмірів магнітних наночастинок та ширини немагнітних каналів, а саме у цих системах може проявлятися феромагнітна, суперпарамагнітна поведінка, а також властивості характерні для спінового скла та кластерного спінового скла.

Згідно даних роботи [85] можна виділити три основні внески у магнітоопір таких нанорозмірних структур. Перший – гігантський магнітоопір, природа якого така сама як і у ГМО, що спостерігається у мультиширах. Другий - розсіювання на магнітних флуктуаціях. Ця складова магнітоопору існує у будь-якому феромагнітному матеріалі навколо температури впорядкування. Третій – ізотропний магнітоопір (АМО), пов'язаний зі спін-орбітальною взаємодією в магнітному матеріалі.

Для того, щоб перша складова була домінуючою, необхідне виконання певних умов. По-перше, концентрація магнітної компоненти не повинна перевищувати певного значення, для того щоб запобігти формуванню багатодомених феромагнітних наночастинок. По-друге, парамагнітні коливання, які виникають вище температури впорядкування в оболонці магнітних частинок, повинні бути максимально зменшені, оскільки вони

індукують сильне «спін-фліп»-розсіювання електронів провідності. По-третє, відстань між магнітними частинками повинна бути меншою, ніж довжина дифузії «спін-фліп» в немагнітній матриці. Насправді ця відстань повинна бути якомога меншою (щоб уникнути паразитного розсіювання в немагнітній матриці), але при цьому не спричиняти виникнення феромагнітної взаємодії між магнітними зернами. Оптимальний розмір частинок передбачити непросто, оскільки він залежить від кількох параметрів, таких як довжина вільного пробігу носіїв заряду у магнітному і немагнітному матеріалах, а також відносного внеску спін-залежного розсіювання в об'ємі магнітних частинок та на межі магнітна частинка/немагнітна матриця.

Аналіз робіт [59, 85-88], присвячених експериментальному дослідженню магніторезистивних властивостей структур $(\text{Ni}_x\text{Fe}_{1-x}+\text{NM})$, сформованих методом одночасної конденсації, підтверджує висновок, що величина і характер магніторезистивного ефекту в таких структурах суттєвим чином залежить від концентрації компонент. Теоретичні й експериментальні дослідження явища ГМО [89, 90] в нанорозмірних структурах даного типу свідчать про той факт, що наявність багатодоменних магнітних наночастинок негативно впливає на ефективність спін-залежного розсіювання, у той час як наявність суперпарамагнітних та однодоменних магнітних наночастинок відіграє ключову роль. У роботах [89, 90] було встановлено, що певна монотонна залежність між розмірами наночастинок та величиною ефекту відсутня. Для кожної конкретної системи, в якій реалізується ГМО, максимальне значення ефекту фіксується при певному середньому розмірі магнітних наночастинок за даної температури обробки.

На рисунку 1.12 а показано, що величина МО в системі $(\text{Ni}_{50}\text{Fe}_{50}+\text{Cu})/\text{П}$ сягає свого максимального значення 1,8 % при вмісту Cu у 68 % [59]. З іншого боку автори роботи [59] показали, що чутливість магнітоопору плівкових зразків до магнітного поля також залежить від концентрації компонент і сягає максимально значення при вмісту Cu також у 68 %. На основі даних результатів автори [59] зробили висновок, що дана концентрація є оптимальною

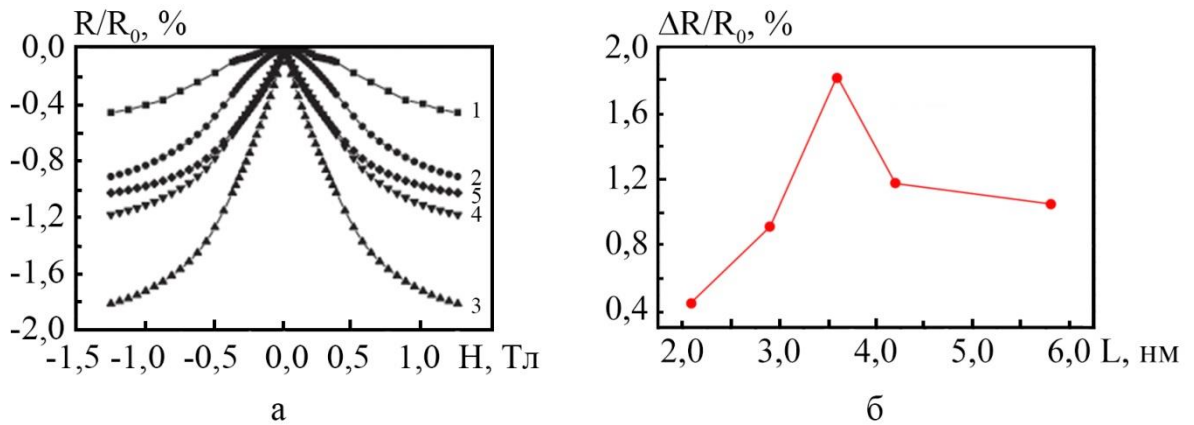


Рис. 1.12 Залежність величини магнітоопору від концентрації компонент (а) та від середнього розміру зерна магнітної компоненти (б) в системі $(\text{Ni}_{50}\text{Fe}_{50}+\text{Cu})/\text{П}$ за вмісту $\text{Cu } x$, %: 1 – 85, 2 – 75, 3 – 68, 4 – 63 та 5 – 58. Адаптовано з роботи [59]

для реалізації в системі $(\text{Ni}_{50}\text{Fe}_{50}+\text{Cu})/\text{П}$ ефекту ГМО. Додаткові дослідження структури даних зразків показали, що величина магніторезистивного ефекту змінювалася немонотонно при збільшенні середнього розміру магнітних наночастинок і досягає максимуму при $L = 3,5$ нм. Подальше ж зростання величини L спричиняє падіння амплітуди МО ефекту, що пояснюється формуванням багатодоменного магнітного стану в ізольованих магнітних наночастинках [89].

Концентраційна залежність амплітуди МО для плівкової системи $(\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}+\text{Ag})/\text{П}$ наведена на рисунку 1.13. У магнітних полях $B = 8,2$ кОе максимальна величина ізотропного магнітоопору при вимірюванні за кімнатної температури сягає 6% для зразків, що пройшли термообробку за

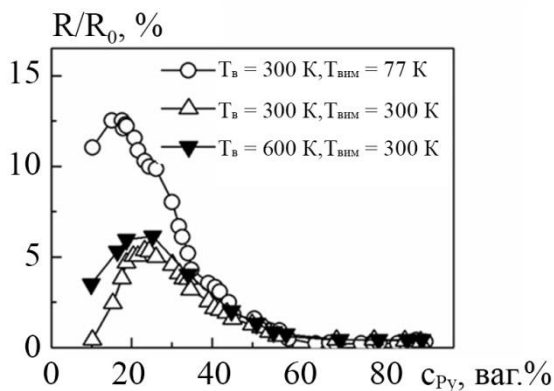


Рис. 1.13 Концентраційна залежність амплітуди МО для плівкової системи $(\text{Py}+\text{Ag})/\text{П}$ ($d = 200$ нм). Адаптовано із роботи [87]

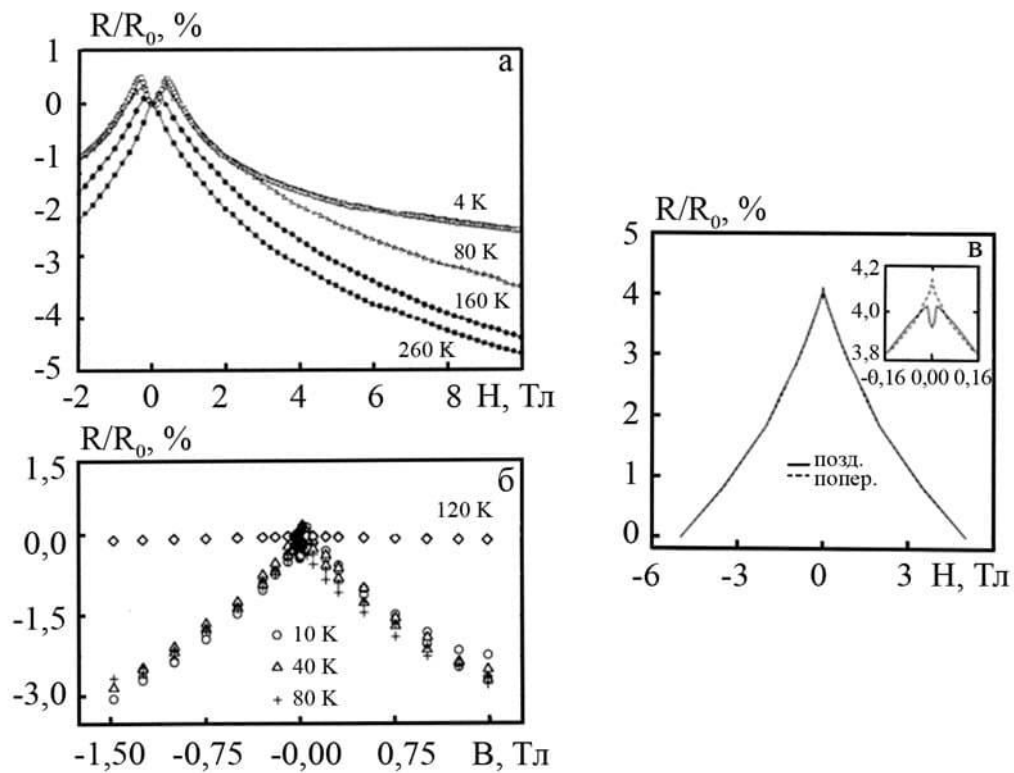


Рис. 1.14 Польові залежності магнітоопору для структури типу $(\text{Ni}_x\text{Fe}_{1-x} + \text{NM})$, сформовані методом одночасної конденсації: $(\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20} + \text{Ag})/\text{Pi}$, $c_{\text{Ag}} = 65$ ат.%, $d = 1$ мкм (а), $(\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20} + \text{Au})/\text{Pi}$, $c_{\text{Au}} = 70$ ат.%, $d = 150$ нм (б) та $(\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20} + \text{Cu})/\text{Pi}$, $c_{\text{Cu}} = 60$ ат.% (в). Адаптовано відповідно з робіт [85, 87, 88]

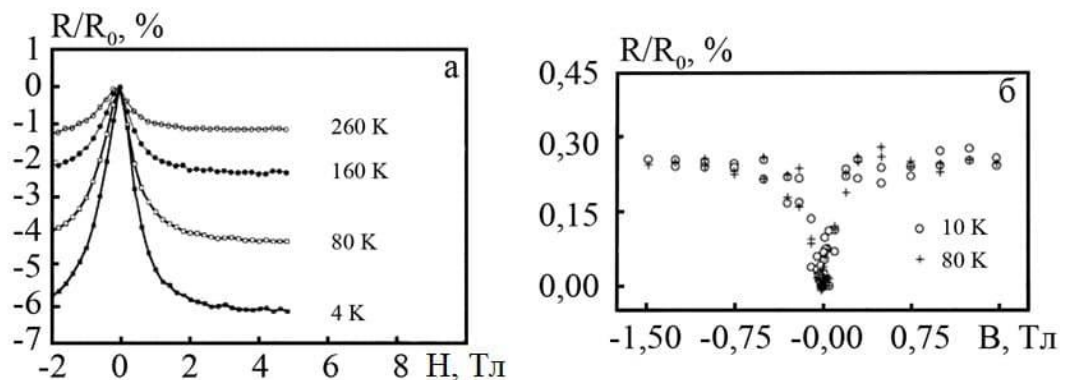


Рис. 1.15 Польові залежності магнітоопору для структур $(\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20} + \text{Ag})/\text{Pi}$, ($d = 1$ мкм, $c_{\text{Ag}} = 65$ ат.%) за $T_{\text{B}} = 820$ К (а), $(\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20} + \text{Au})/\text{Pi}$ ($d = 150$ нм, $c_{\text{Au}} = 70$ ат.%) за $T_{\text{B}} = 673$ К (б). Адаптовано відповідно з робіт [85, 87]

$T_b = 600$ К протягом 2 годин, та 13% для свіжосконденсованих зразків при зменшенні температури вимірювання до 77 К. Оптимальною у даному випадку є концентрація магнітної компоненти у 21 ваг.%.

За формою польових залежностей МО можна виділити три типи: округлі (рис. 1.12 а, позиція 1); з гострим максимумом (рис. 1.12 а, позиція 3) та з подвійними максимумами в області малих полів, поява яких спричинена анізотропною складовою магнітоопору ефекту (рис. 1.14 а, в). Зниження температури вимірювання може призвести як до значного зростання величини МО, як у випадку системи $(\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}+\text{Ag})/\text{П}$ [87], так і падіння у два рази – системи $(\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}+\text{Ag})/\text{П}$ [85] та $(\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}+\text{Cu})/\text{П}$ [88]. По-різному впливає і процес термообробки на форму польових залежностей і величину МО (рис. 1.15). І якщо у випадку системи $(\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}+\text{Ag})/\text{П}$ магнітоопір залишається від'ємним (при цьому зникають подвійні максимуми в області слабких полів), то для системи $(\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}+\text{Cu})/\text{П}$ магнітоопір змінює свій знак, зменшується за величиною в 10 разів, а залежність $\text{МО}(B)$ при цьому змінює свій характер.

1.4 Електрофізичні властивості нанорозмірних систем на основі пермалоєвих сплавів

Незважаючи на значний інтерес до магніторезистивних властивостей нанорозмірних матеріалів на основі пермалоєвих сплавів, їх електрофізичні властивості (питомий опір (ρ) і термічний коефіцієнт опору (β)) вивчені лише епізодично. Так, наприклад, у роботі [91] представлена залежність величини питомого опору, вимірюної за кімнатної температури, від температури відпалювання зразка для системи $\text{Si}/\text{Ta}(5)/[\text{Ag}(d_{\text{Ag}})/\text{NiFe}(d_{\text{NiFe}})]_{10}/\text{Ta}(5)$ (рис. 1.16 а). Дана температурна залежність питомого опору характеризується різким зменшенням величини ρ після відпалювання за 553 К, у діапазоні $T_b = 553-673$ К фіксується плато, а при $T_b > 673$ К знову відбувається різке падіння питомого опору. Аналіз температурної залежності нормованого значення опору $R(T)/R(270)$ свідчить про те, що при збільшенні

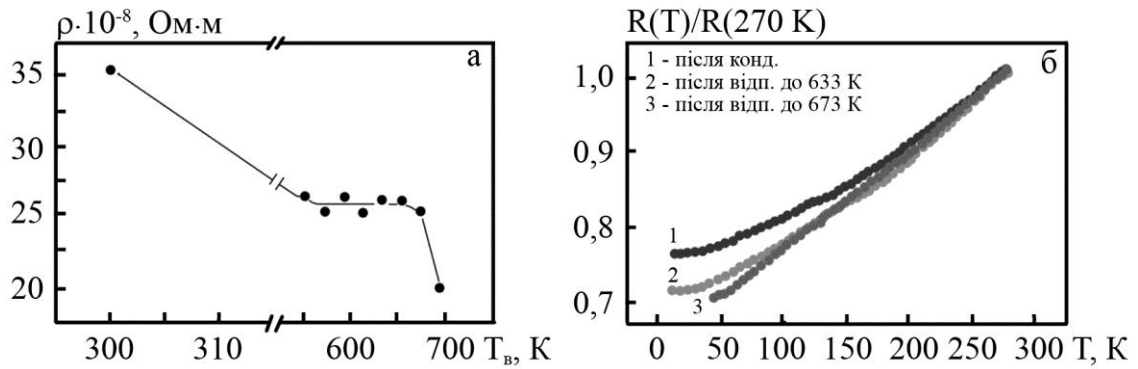


Рис. 1.16 Залежність величини питомого опору ρ , вимірної за кімнатної температури, від температури відпалювання зразка (а) та температурна залежність нормованої величини опору (б) для системи $\text{Si/Ta(5)/[Ag}(d_{\text{Ag}}\text{)/NiFe}(d_{\text{NiFe}}\text{)]}_{10}\text{/Ta(5)}$. Адаптовано із роботи [91]

T_b відхилення від лінійності даної залежності зменшується.

Для тришарової систем $\text{Fe}_{50}\text{Ni}_{50}/\text{Cu(Ag)}/\text{Fe}_{50}\text{Ni}_{50}$ при товщинах магнітного $d_{\text{NiFe}} = \text{const}$ та немагнітного $d_{\text{Cu,Ag}} = 2\text{-}30$ нм шарів величина питомого опору після відпалювання за температури 700 К змінюється наступним чином: при $d_{\text{Cu,Ag}} < 10$ нм має місце зменшення ρ при зростанні T_b , а при $d_{\text{Cu,Ag}} > 20$ нм – зменшується до $T_b = 550$ К, після чого відбувається незначне зростання питомого опору при збільшенні T_b до 700 К [69].

У випадку систем $(\text{Ni}_x\text{Fe}_{1-x} + \text{NM})$ експериментальні дослідження електрофізичних властивостей також проводилися епізодично. Так у роботі [93] температурні залежності питомого опору і ТКО приведені лише для системи $(\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20} + \text{Ag})/\text{П}$ при $c_{\text{Ag}} = 63$ ат.% та для вузького діапазону товщин $d = 10\text{-}30$ нм. Було показано, що при збільшенні d відбувається зменшення ρ з $5,7 \cdot 10^{-7}$ Ом·м до $3,1 \cdot 10^{-7}$ Ом·м та відповідне зростання величини ТКО з $1,5 \cdot 10^{-3} \text{ K}^{-1}$ до $2,5 \cdot 10^{-3} \text{ K}^{-1}$, що автори [93] пов'язують із проявом розмірних ефектів в електрофізичних властивостях тонких металевих плівок [94, 95].

У роботі [85] також були проведені дослідження температурної залежності опору для системи $(\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20} + \text{Ag})/\text{П}$ за $c_{\text{Ag}} = 60\text{-}90$ ат.%, однак загальна товщина досліджуваних зразків була значно більшою ($d = 1$ мкм).

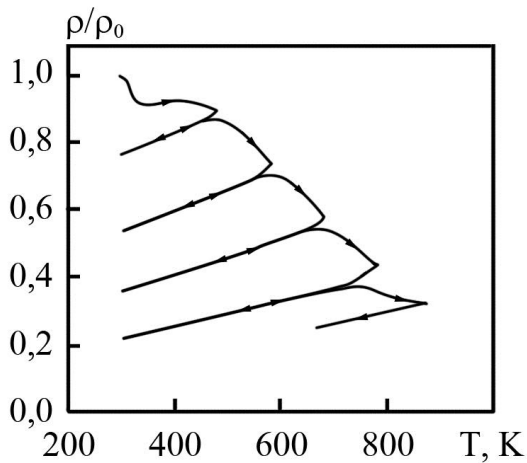


Рис. 1.17 Температурна залежність величини ρ/ρ_0 , де ρ – питомий опір зразка, що змінюється у процесі відпалювання, ρ_0 – питомий опір зразка після конденсації для плівки $(\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}+\text{Ag})/\text{П}$, $c_{\text{Ag}} = 80$ ат.%, $d = 1$ мкм (швидкість відпалювання 2 К/хв.). Адаптовано з роботи [85]

Було показано, що для заданої концентрації компонент питомий опір зразків дорівнює $30\text{-}50 \cdot 10^{-8}$ Ом·м за кімнатної температури. У процесі відпалювання величина ρ зменшується у 5-10 разів. Приклад температурної залежності питомого опору наведено на рисунку 1.17. Характер даної залежності пов'язаний з проявом фононного і магнітного розсіювання електронів (оборотні зміни ρ) та змінами у структурі зразку (незворотне зменшення ρ).

Висновки до розділу 1

1. До основних галузей застосування багатокомпонентних плівкових наноструктур на основі феромагнітних і немагнітних компонент слід виділити наступні: прилади наноелектроніки та спінтроніки (галузь, що пов'язана з розробкою приладів, заснованих на використанні спінового стану їх елементів як ідентифікаторів інформації), сенсори різного призначення, інтегровані елементи магнітної пам'яті.

2. На фізичні властивості багатокомпонентних плівкових наноструктур впливають як технологічні умови: ступінь вакууму і склад газів залишкової атмосфери, технології підготовки підкладки, її типу і температури у процесі формування структур, швидкість осадження. При цьому вибір пошарового або одночасного методу формування даних систем суттєво впливає на мікроструктуру зразків, визначає особливості протікання дифузійних

процесів, магнітну анізотропію, а також механізми реалізації спін-залежного розсіювання носіїв заряду.

3. Для систем на основі пермалоевих сплавів $\text{Ni}_x\text{Fe}_{1-x}$ та благородних металів (Cu, Ag або Au) не залежно від вибраного методу після конденсації зберігається двофазний стан. У процесі ж термовідпалювання можливе утворення твердих розчинів. Структура зразків як до, так і після термовідпалювання за температур $T_B = 750 \text{ K}$ залишається нанорозмірною. Середній розмір зерен магнітної компоненти не перевищує 6 нм у свіжоконденсованому стані і лише високотемпературне відпалювання за температури 900 K спричиняє їх зростання до 20 нм.

4. Сучасний етап розвитку електроніки стимулює перехід до нового нанорозмірного рівня при формуванні електронних приладів, який передбачає використання функціональних елементів з відносно малою загальною товщиною (менше ніж 100 нм). У даному випадку важливу роль у фізичних властивостях починають відігравати так звані розмірні ефекти. Тим не менш, для нанорозмірних систем на основі пермалоевих сплавів $\text{Ni}_x\text{Fe}_{1-x}$ та благородних металів (Cu, Ag або Au), сформованих методом одночасної конденсації компонент, комплексні дослідження структурно-фазового стану, магніторезистивних та електрофізичних властивостей в умовах прояву розмірних ефектів залишаються дуже обмеженими.

РОЗДІЛ 2

МЕТОДИКА ФОРМУВАННЯ НАНОРОЗМІРНИХ ПЛІВКОВИХ МАТЕРІАЛІВ ТА ПРОВЕДЕННЯ ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНИХ ДОСЛІДЖЕНЬ

За результатами аналізу літературного огляду було визначено мету дисертаційної роботи: встановлення загальних закономірностей впливу концентраційних, розмірних та температурних ефектів на електро- (питомий опір та термічний коефіцієнт опору) і магніторезистивні (ізотропний та анізотропний магнітоопір) властивості нанорозмірних плівкових матеріалів, сформованих на основі пермалоєвого сплаву $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ та Ag. Для коректної оцінки отриманих результатів будуть проведені додаткові дослідження фазового стану та кристалічної структури в умовах термообробки та зміни концентраційного складу матеріалів. Крім того будуть проведені дослідження магнітних властивостей нанорозмірних матеріалів з метою визначення їх магнітного стану у залежності від концентрації компонент. Важливим також стає питання визначення умов та методики формування нанорозмірних матеріалів з точки зору формування на їх основі функціональних елементів з покращеними характеристиками, стабільними в часі та під впливом факторів зовнішнього середовища (в першу чергу температури).

Для реалізації поставленої мети були використані наступні методи дослідження:

- методи одночасної та пошарової електронно-променевої конденсації у вакуумі для формування нанорозмірних матеріалів на основі пермалоєвого сплаву $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ та Ag;

- метод кварцового резонатора для прицезійного вимірювання та контролю товщини досліджуваних зразків у процесі їх формування;

- метод енергодисперсійного аналізу для визначення хімічного, елементного та концентраційного складу нанорозмірних плівкових матеріалів;

- методи електронографії та просвічуючої електронної мікроскопії для вивчення особливостей фазового стану та кристалічної структури зразків у процесі термообробки та при зміні концентраційного складу;
- метод атомно-силової мікроскопії для дослідження морфології поверхні;
- метод високоточної резистометрії із використанням автоматизованих систем управління експериментом з метою вивчення температурних залежностей питомого опору та термічного коефіцієнту опору;
- дослідження польових залежностей магнітоопору в трьох геометріях вимірювання: поздовжньої, поперечної та перпендикулярній;
- методи вібраційної магнітометрії та SQUID-магнітометрії для вимірювання магнітних характеристик.

2.1. Методика формування нанорозмірних плівкових матеріалів на основі пермалоєвого сплаву $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ та Ag

Нанорозмірні плівкові матеріали на основі пермалоєвого сплаву $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ та Ag формувалися методом одночасного електронно-променевого осадження в робочому об'ємі вакуумної установки ВУП-5М (рис. 2.1). Вакуум у процесі формування зразків підтримувався на рівні 10^{-4} Па за рахунок вакуумної системи, до складу якої входять пароструменевий насос НВДМ-160 з попередньою відкачкою механічним форвакуумним насосом 2НВД-5ДМ. Контроль за ступенем вакууму здійснювався за допомогою перетворювачів ПМТ-2 та ПМІ-2 [96]. Вихідними матеріалами для отримання досліджуваних матеріалів були метали високої чистоти: промисловий пермалоєвий сплав 79 НМ (79-80 мас.% Ni, 2-5 мас.% Mo, 13-16 мас.% Fe) та Ag(999,99). Зразки формувалися одночасно на декількох ситалових підкладках, які були розташовані в ряд. Для цього був виготовлений підкладкотримач особливої конструкції, на якому розташовувалось в ряд між двома кварцовими резонаторами до 10 підкладок одночасно (рис. 2.2). Це дозволило отримати в одному технологічному

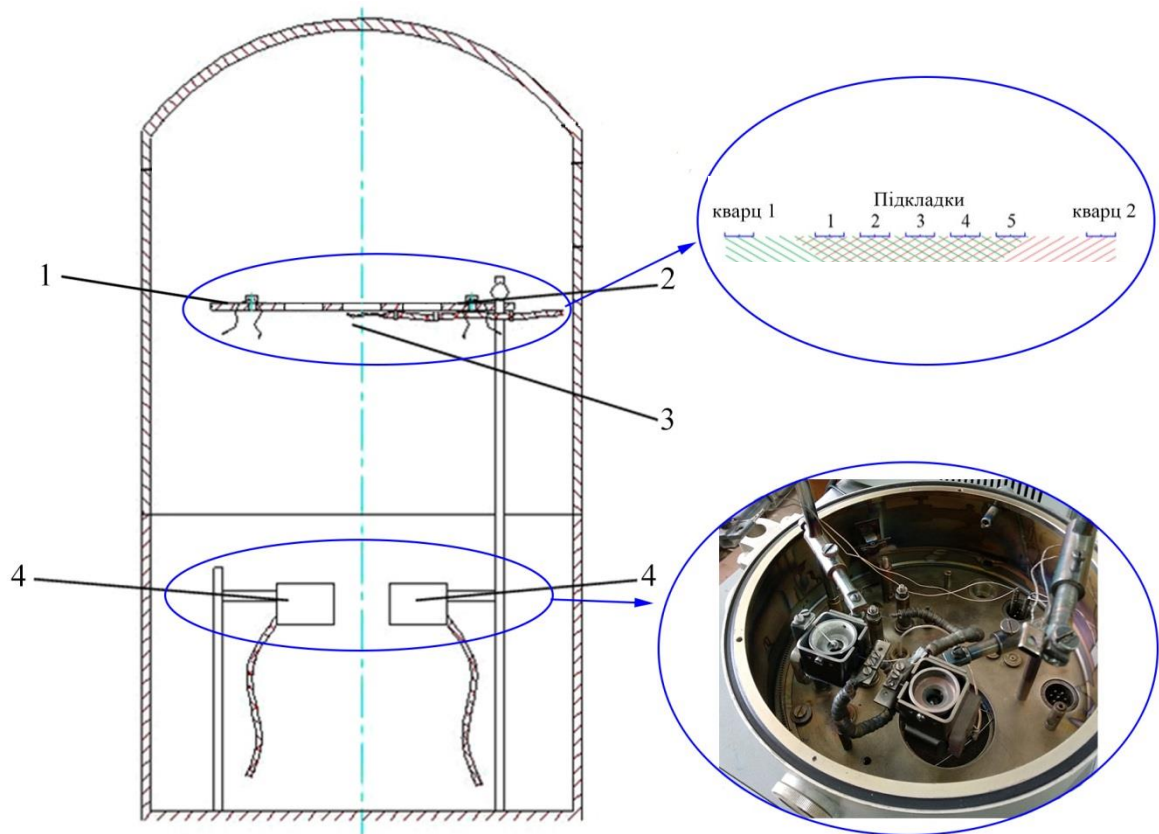


Рис. 2.1 Схема робочої камери установки ВУП-5М: 1 – підкладкотримач; 2 – кварцевий резонатор; 3 – термопапа для контролю температури підкладки; 4 – електронно-променева гармата

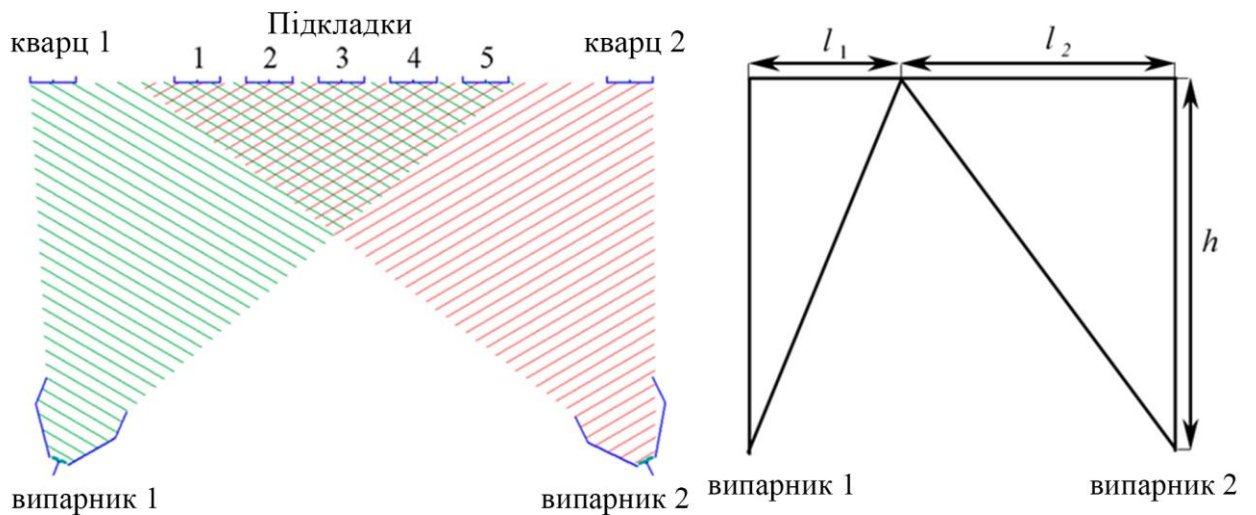


Рис. 2.2 Геометрія системи випарники-підкладки-вимірювачі товщини для отримання плівкових сплавів з різною концентрацією компонент (а) та підрахунку їх концентрації (б)

циклі серію нанорозмірних плівкових матеріалів, концентраційний склад яких змінювалася у широких межах (від 5 до 95 ат.%).

Відомо [97], метод електронно-променевого випарування дозволяє змінювати швидкість випарування металів у досить широких межах ($\omega = 0,1-10$ нм/хв.). Саме тому у даній роботі у був вибраний даний метод для випарування як пермалоевого сплаву $Ni_{80}Fe_{20}$, так і благородного металу Ag, оскільки він дозволяє реалізувати необхідну, виходячи із задач осадження, швидкість випарування. Вона була однаковою для обох джерел і становила 3-5 нм/хв.

Висока точність контролю товщини матеріалів у процесі конденсації забезпечувалася за рахунок використання “*in situ*” методу кварцового резонатора. Принцип вимірювання товщини даного методу базується на зміні частоти кварцевої пластини внаслідок зміни маси кварцевої пластини за рахунок осадженого матеріалу [98]. Для того щоб, виключити вплив температури на якість роботи кварцу, був обраний кварц РГ-08, що характеризується низьким температурним коефіцієнтом лінійного розширення за кімнатної температури. Для вимірювання частоти вихідного сигналу був використаний частотомір побудований на мікроконтролері ATmega 328, який дозволяє реалізувати передачу даних через послідовний інтерфейс USB на персональний комп’ютер. Для покращення процесу візуалізації та більш якісного контролю товщини осаджуваних матеріалів у середовищі програмування Arduino було розроблено спеціальне програмне забезпечення. Дана програма дозволила реалізувати розрахунок таких параметрів як миттєва швидкість конденсації, загальна товщина та концентрація компонент. Зауважимо, що розроблений програмно-апаратний комплекс досить простий для користувачів. Перед початком конденсації необхідно лише ввести дані стосовно густини обраних матеріалів, приєднати дроти до кварцевих резонаторів, подати живлення до приладу та натиснути кнопку Start/restart.

Розрахунок товщини тонкоплівкового зразка проводиться за наступним

співвідношенням [99] і контролюється за допомогою програми в автоматичному режимі:

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

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 неї плівки відповідно.

Розрахунок ефективної товщини окремих компонент для заданої точки підкладки П здійснювався виходячи із геометрії взаємного розташування випарників, підкладок та кварцових пластин. Співвідношення для визначення товщини точкового випарника згідно [100] має вид:

$$d_1 = d_{01} \cdot \left[1 + \left(\frac{l_1}{h} \right)^2 \right]^{\frac{3}{2}}, \quad d_2 = d_{02} \cdot \left[1 + \left(\frac{l_2}{h} \right)^2 \right]^{\frac{3}{2}}, \quad (2.2)$$

де d_0 – товщина плівки в точці над випарником.

Розрахункові дані для товщин d_1 та d_2 для кожного з точкових випарників (співвідношення (2.2)) були використані при розрахунках концентрації компонент для всіх досліджуваних зразків (при цьому враховувалося, що процес конденсації проводився безперервно зі сталою швидкістю) за співвідношенням:

$$c_1 = \frac{D_1 d_1 \mu_1^{-1}}{D_1 d_1 \mu_1^{-1} + D_2 d_2 \mu_2^{-1}}, \quad (2.3)$$

де D – густина матеріалу; d – ефективна товщина компонентів плівкового зразка; μ – молярна маса елементів.

Хімічний склад і співвідношення концентрацій елементів контролювалися методом енергодисперсійного аналізу (прилад Tescan VEGA3), який детально буде описаний у подальшому.

Також для формування нанорозмірних плівкових матеріалів була застосована методика пошарової електронно-променевої конденсації. У даному випадку підкладки розташовувалися на підкладкотримачі барабанного типу, 3D-модель якого представлена на рисунку 2.3. Особливість даної конструкції полягає в тому, що обертаючи барабан в одному технологічному циклі можна отримати до 10 багатошарових зразків $[Ru/Ag]_n/P$, що мають однакову загальну товщину та різну кількість повторів бішару Ru/Ag в системі. Важливим з технологічної точки зору, а також точного визначення товщини окремих шарів було витримати відстань від поверхні катода електронно-променевої гармати до підкладки та двох

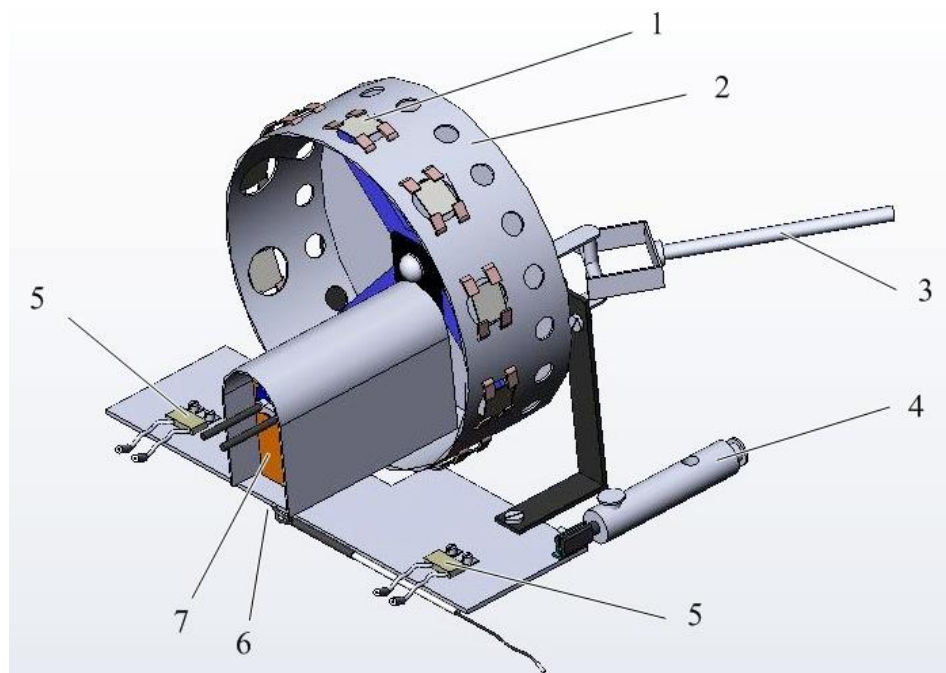


Рис. 2.3 3D-модель підкладкотримача барабанного типу: 1 – підкладки, на яких формувалися плівкові зразки; 2 – тримач підкладок (барабан); 3 – привід для обертання тримача; 4 – тримач для закріплення конструкції у вакуумній камері; 5 – кварцеві пластини для контролю товщини осадженого матеріалу; 6 – термопара для контролю температури підкладки; 7 – нагрівач

пластин кварцу, що використовувалася для контролю товщини окремих шарів. У даному випадку дана відстань становила 10 см. Також конструкція підкладкотримача була укомплектована нагрівачем з екранами, що давало змогу за не обхідності реалізовувати конденсацію зразків на підігріті підкладки. Для контролю температури підкладки (T_n) у процесі конденсації до підкладки підводилася термопара.

2.2. Дослідження фазового складу і кристалічної структури

2.2.1. Застосування методів електроннографії та просвічуючої електронної мікроскопії

Результати попередніх робіт, присвячених дослідження структурно-фазового стану тонкоплівкових нанорозмірних матеріалів, свідчать про те що як фазовий стан, так і кристалічна структура зразків визначаються у першу чергу умовами їх формування (ступінь вакууму у вакуумній камері, щоб запобігти окислювальним процесам, швидкість конденсації, температури підкладки під час випарування тощо). Важливе значення для коректної оцінки електрофізичних та магніторезистивних властивостей мають також зміни у кристалічній структурі та фазовому стані, які відбуваються у процесі температурної обробки зразків. Тому при дослідженні всіх нанорозмірних плівкових матеріалів на основі пермалоєвого сплаву $Ni_{80}Fe_{20}$ та Ag для всього досліджуваного діапазону концентрацій та товщин, незалежно від методу конденсації (пошарова чи одночасна), контролювався їх структурно-фазовий стан. Проведення електроннографічних та електронно-мікроскопічних досліджень було реалізовано шляхом використання просвічуючого електронного мікроскопу ПЕМ-125К (Selmi, Україна, рис. 2.4а). Широкий діапазон збільшень $((1-200) \cdot 10^3$ разів) у так званому режимі роботи «світле поле» (рис. 2.4в), дозволяє досліджувати тонкоплівкові зразки з високою роздільною здатністю. При цьому точність визначення параметру кристалічної ґратки становить $\pm 0,001$ нм. Особливістю проведення

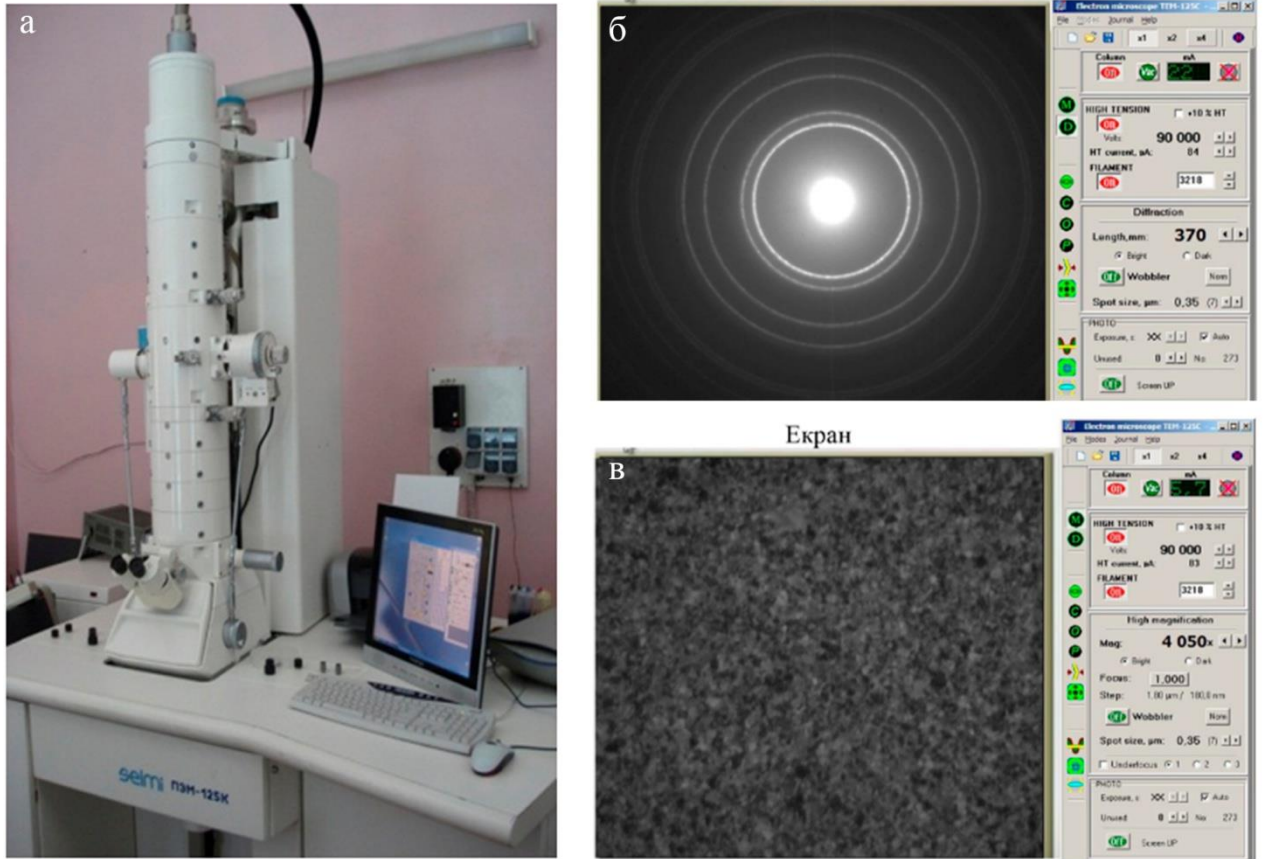


Рис. 2.4 Зовнішній вигляд приладу ПЕМ-125К (а) та скріншоти програми при роботі в режимі дифракція (б) та режимі великих збільшень (б)

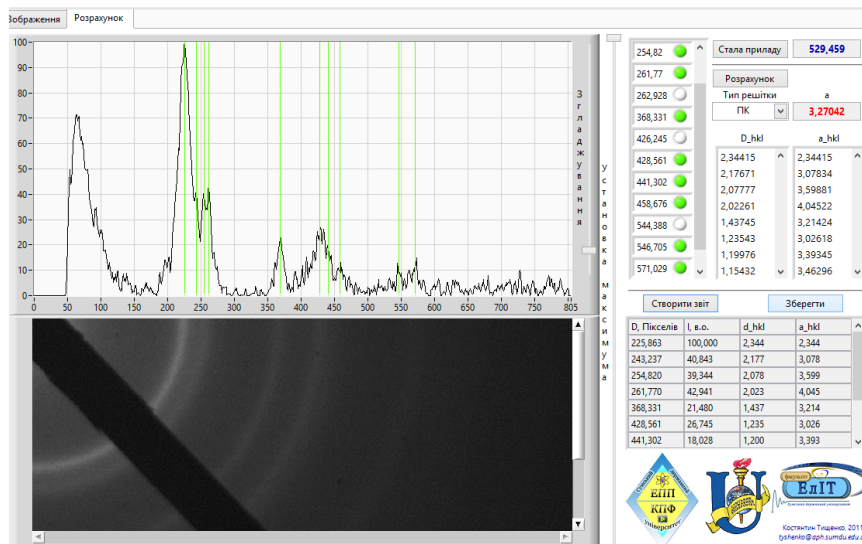


Рис. 2.5 Зовнішній вигляд вікна програми LabVIEW для аналізу електронограм

електронографічних досліджень є використання як підкладок плівок вуглецю, попередньо сконденсованих на монокристалу NaCl та препаративаних на мікроскопічні мідні або платинові сіточки. Мікроскопічні сіточки з препаративаними плівками вуглецю розміщувалися у вакуумній камері на столику поруч з підкладками для досліджень електрофізичних та магніторезистивних властивостей.

У процесі термообробки зразків для електронографічних досліджень використовувався мідний столик з екранами. Безпосередньо самі зразки розміщувалися між двома ситаловими пластинами. Це було зроблено для того, щоб покращити фіксацію зразків на поверхні столика, а також запобігти термодифузії атомів міді з мідного столика у плівковий зразок.

Обробка отриманих в режимі «дифракція» електронограм (рис. 2.4б) для всіх досліджуваних нанорозмірних плівкових матеріалів проводилося шляхом використання стандартної методики, яка детально описана в роботах [101, 102]. Дана процедура відбувається у два етапи. На першому проводиться визначення сталої приладу (C) на основі дифракційної картини від тонкої еталонної плівки Al (еталон), товщина якої як правило становить 30-40 нм. На другому етапі відбувається визначення діаметрів дифракційних кілець (D_{hkl}), та через сталу приладу відбуваються розрахунки міжплощинних відстаней (d_{hkl}), які їм відповідають. Параметр ґратки (a_{hkl}) визначається за допомогою співвідношень для кристалів кубічної сингонії:

$$C = D_{hkl}^0 \cdot d_{hkl}^0, \rightarrow d_{hkl} = \frac{C}{D_{hkl}}, \rightarrow a_{hkl} = d_{hkl} \sqrt{h^2 + k^2 + l^2}. \quad (2.4)$$

Для спрощення процедури аналізу картин дифракції у роботі використовувалося програмне забезпечення, розроблене у середовищі LabVIEW, детально описане у роботі [103]. Зовнішній вигляд вікна програми LabVIEW для аналізу електронограм наведений на рисунку 2.5. Програма дозволяє за положенням піків на отриманих спектрах для еталонного зразка

визначити сталу приладу та провести безпосередню розшифровку електронограм від досліджуваних зразків за методикою, описаною вище. Перевагами використання даної програми, по-перше, є можливість видаляти з отриманого спектру фон, який не несе в собі корисної інформації; а, по-друге, проводити операції згладжування, що дозволяє знизити рівень шумів, пов'язаних з оцифровуванням зображення. Усунення фону та зниження рівня шумів дозволяє провести аналіз дифракційних кілець малої інтенсивності, а також з високою точністю визначити інтенсивності всіх дифракційних кілець по відношенню до найяскравішого та визначити їх ширину.

2.2.2 Атомно-силова мікроскопія

Метод атомно-силової мікроскопії використовувався з метою проведення досліджень морфології поверхні у двох режимах: топографічному та профільному (тривимірне зображення), а також для розрахунків статистичних параметрів, що пов'язані з шорсткістю поверхні. Також на основі отриманих АСМ знімків будувалися профілі поверхні вздовж заданої прямої. Це дозволило зробити аналіз зміни розмірів зерен магнітної та немагнітної компонент у процесі температурної обробки зразків. Також перевагою даного методу, у порівнянні з електронографічним, є можливість проводити дослідження плівкових зразків на масивних підкладках. Для досліджень був використаний атомно-силовий мікроскоп Dimension Edge компанії Bruker (рис. 2.6), який керується за допомогою спеціального програмного забезпечення та знаходиться в Університеті Павла Йозефа Шафарика в Кошицях (Словаччина).

При скануванні були застосовані два типи зондів [104]:

– перший тип – зонди TESPА виробництва компанії BRUCKER. Область сканування становила $2,0 \times 2,0$ мкм з роздільною здатністю зображення 1024 точки на лінію. При цьому величина радіусу округлення (r)

становить близько 15-20 нм;

– ультра гострі зонди TESPA-SS ($r < 5$ нм). Використання даного типу зондів дозволяє значно підвищити роздільну здатність та провести аналіз вибраної ділянки на поверхні тонкоплівкового зразка.

Важливою умовою, яку необхідно виконати для отримання АСМ зображень високої якості, є встановлення чіткого горизонтального положення поверхні досліджуваного зразка відносно зонда. Також у процесі сканування фіксуються поодинокі випадки зриву голки. Це призводить до появи аномальних викидів даних та збільшує похибку вимірювань і негативно впливає на достовірність досліджень. У зв'язку з цим при обробці отриманих АСМ зображень застосовувалося спеціальне програмне забезпечення Gwyddion, яке забезпечує детальний аналіз зображень, отриманих з використанням АСМ Dimension Edge. Інтерфейс програми дозволяє профільтрувати відхилення положення зразків відносно зонду;

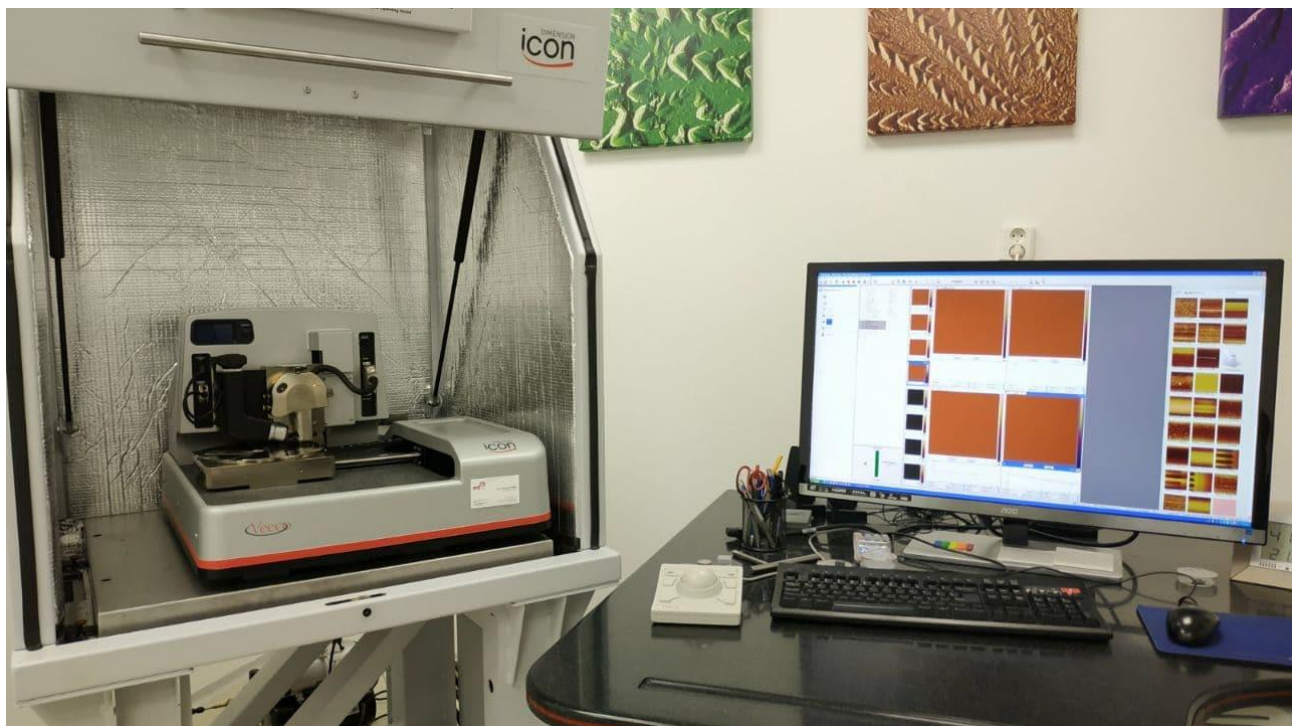


Рис. 2.6 Загальний вигляд атомно-силового мікроскопу (Bruker, Dimension Icon AFM)

зриви зонду при різкій зміні висоти рельєфу поверхні; аномальні викиди сигналу від детектора; зсув зображення відносно початкового положення тощо.

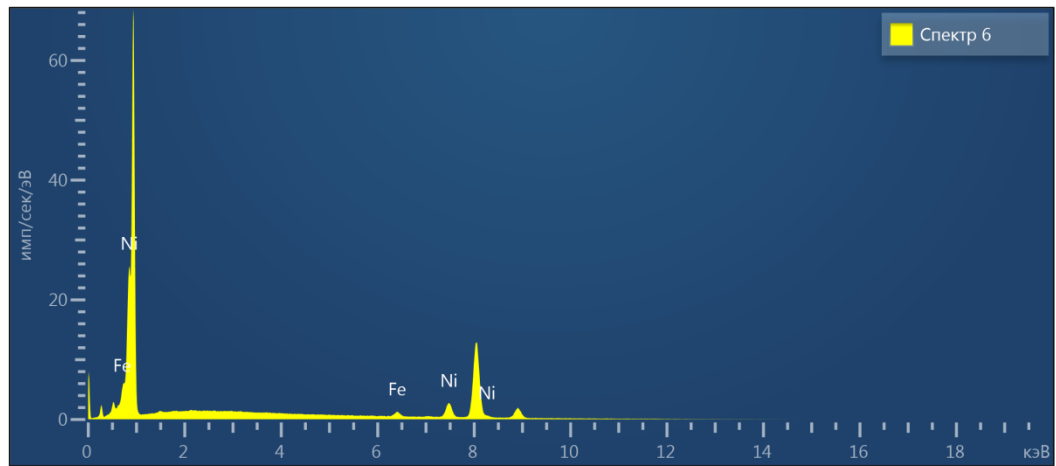
2.2.3 Метод енерго-дисперсійного аналізу (ЕДА)

Метод енерго-дисперсійного аналізу використовувався з метою визначення концентраційного складу досліджуваних нанорозмірних плівкових матеріалів, а також для контролю чистоти отриманих зразків. Дослідження проводилися на приладі SEO-SEM Inspect S50-B [105] та приставки енергодисперсійного спектрометра AZtecOne з детектором X-MaxN20 від Oxford Instruments [106] на базі центру колективного користування в Сумському державному університеті. Методика ЕДА базується на тому, що пучок електронів потрапляє на поверхню зразка та взаємодіє з матеріалом, у наслідок чого виникає, в тому числі, характеристичне рентгенівське випромінювання, яке реєструється напівпровідниковим детектором. Система обробки сигналу потім розділяє рентгенівські фотони по енергіям і, таким чином, отримується повний спектр, за яким можна аналізувати елементний склад зразку. У процесі кількісного аналізу досліджуваних зразків розраховується процентна концентрація певного елемента. Для визначення з високою точністю (до 1 ат.%) концентрації легких елементів у аналізаторах використовуються достатньо широко розповсюджені методи, а саме метод ZAF-коррекції і метод Phi-Rho-Z. Методи цифрової фільтрації використовуються для виключення із загального спектру характеристичного рентгенівського випромінювання фоного спектру, який є результатом виникнення безперервного рентгенівського випромінювання. Крім того використання енергодисперсійного спектрометра AZtecOne з детектором X-MaxN20 дозволяє отримати карти розподілу елементів у поверхневому шарі зразку.



а

б



в

Рис. 2.7 Загальний вигляд растрового електронного мікроскопу INSPECT S50 (а) та ЕДА приставки X-Max Oxford Instruments (б) та типовий ЕДА спектр, отриманий від плівки пермалоевого сплаву $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ (в)

У даній роботі для більш коректного проведення аналізу нанорозмірних плівкових матеріалів як підкладки використовувалися кремнієві пластини. На рисунку 2.7 представлений зовнішній вигляд растрового мікроскопу та наведений приклад спектру ЕДА, що був знятий від плівки пермалоєвого сплаву $Ni_{80}Fe_{20}$.

2.3. Методика дослідження температурної залежності питомого опору, термічного коефіцієнту опору

Дослідження температурних залежностей питомого опору нанорозмірних плівкових матеріалів проводилося у камері вакуумної установки ВУП-5М (тиск газів залишкової атмосфери $p \cong 10^{-4}$ Па). При цьому була використані система, 3D-модель якої наведена на рисунку 2.8.

Вольфрамова спіраль з дроту товщиною 0,3 мм або галогенна лампочка потужністю 100 Вт були використані як нагрівач, який розміщувався у корпусі з нержавіючої сталі з подвійним екрануванням. При вимірюванні

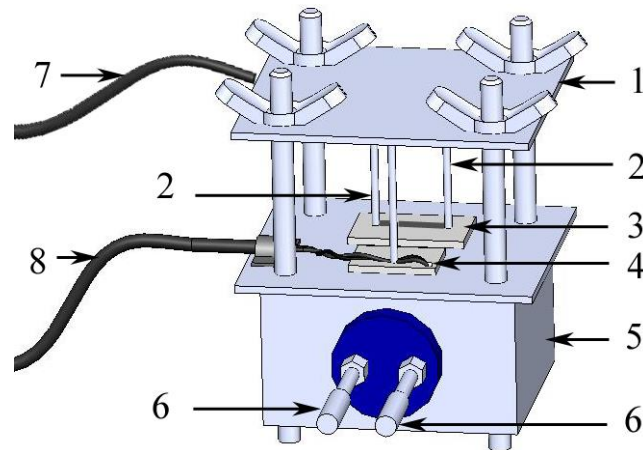


Рис. 2.8 3D-модель системи нагрівач-зразок-електричні контакти: 1 – тримач електричних контактів для вимірювання опору; 2 – електричні контакти телескопічного типу; 3 – підкладка з нанесеним на неї плівковим зразком; 4 – термопара; 5 – корпус нагрівача; 6 – контакти нагрівача; 7 – дроти для вимірювання опору; 8 – дроти для вимірювання температури

електрофізичних параметрів були застосовані електричні контакти телескопічного типу. Це дозволило провести дослідження безпосередньо від плівкового зразка та не наносити додатково на поверхню підкладки контактні майданчики. Це окрім того, що дозволило зменшити теплові втрати, які виникають при використанні громіздких контактів прижимного типу, а також скоротити затрати ресурсів, матеріалів та часу експериментальних досліджень. Єдина вимога, яка висувалася до зразків при викростанні контактів телескопічного типу полягала у чіткому дотриманні їх геометричних розмірів. Дана вимога була виконана шляхом використання масок з геометричними розмірами 1×10 мм, виготовлених із нержавіючої сталі з високою точністю.

Термообробка плівкових свіжосконденсованих зразків здійснювалася, як правило, протягом двох циклів «нагрівання↔охолодження» у температурному інтервалі, який визначався температурою заліковування дефектів у плівковому зразку. Виходячи з експериментальних даних, були побудовані температурні залежності питомого опору $\rho(T)$. Величина термічного коефіцієнту опору розраховувалася виходячи з даних для другого циклу охолодження за співвідношенням $\beta = (1/R(300))(\Delta R/\Delta T)$, де $R(300)$ – початкове значення опору, $\Delta T = 5$ К. Контроль швидкості нагрівання зразків, запис та обробку експериментальних даних (опір та температура) здійснювалися у автоматизованому режимі, для реалізації якого був розроблений програмно-апаратний комплекс. Структурна схема автоматизованої системи для дослідження терморезистивних властивостей плівкових матеріалів представлена на рисунку 2.9а.

Програмне забезпечення для керування експериментальним обладнанням у процесі здійснення термообробки було розроблено у середовищі графічного програмування LabVIEW. Програма побудована у стилі багатівіконного інтерфейсу. На рисунку 2.9б представлено головне вікно програми. На вкладинках головного вікна програми розташовані елементи керування (вони задають параметри термообробки, зчитування

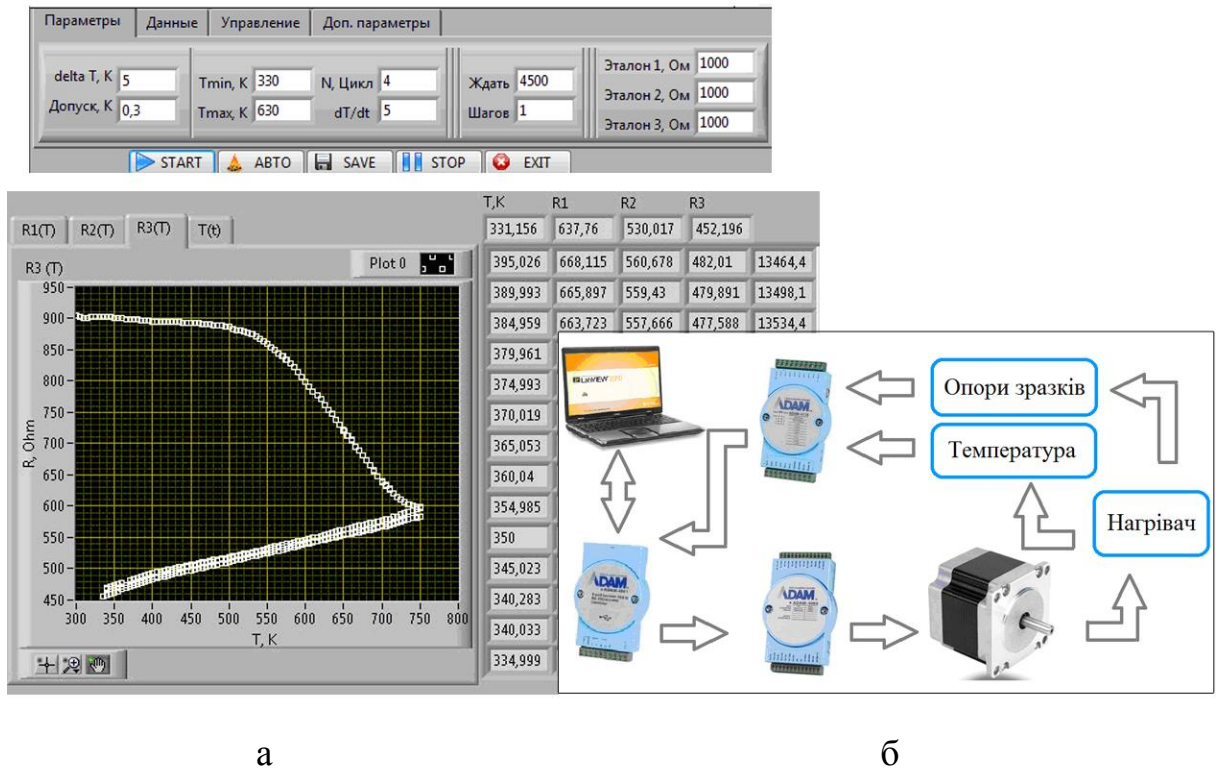


Рис. 2.9 Зовнішній вигляд головного вікна програми для автоматичного відпалювання зразків за схемою «нагрів - охолодження» (а) та структурна схема автоматизованої системи для дослідження терморезистивних властивостей плівкових матеріалів (б)

інформації та роботи програмно-апаратного комплексу) та деякі з елементів виводу інформації. Керування джерелом струму нагрівача здійснювалося з ПК через релейний модуль ADAM-4068, контроль температури – термопара j -типу, підключеної до ПК, через АЦП ADAM-4118.

Вимірювання електричного опору проводилось за чотирьохточковою схемою з використанням 8 каналних 16 бітних сигма-дельта АЦП ADAM-4018 і ADAM-4118 [107, 108]. Для визначення величини опору кожного зразка було сконструйовано окремий вимірювальний контур на основі постійних резисторів високого класу точності.

2.4 Методика проведення досліджень магніторезистивних та магнітних властивостей

У першу чергу слід зазначити, що при дослідженні магніторезистивних та магнітних властивостей нанорозмірних плівкових матеріалів були два типи підкладок: пластини полікристалічного ситалу з геометричними розмірами 10×10 мм та пластини монокристалічного кремнію покриті захисним шаром нітриду кремнію.

З метою вивчення температурних ефектів у магніторезистивних і магнітних властивостях нанорозмірних плівкових матеріалах, всі досліджувані зразки проходили термообробку за схемою «нагрівання \rightarrow витримка за заданій температурі протягом 20 хв. \rightarrow охолодження до кімнатної температури». Процес термообробки зразків здійснювався шляхом використання тієї ж системи, що була використана для вивчення терморезистивних характеристик. Використання мідного столику дозволило реалізувати рівномірний прогрів плівки площа якої становить 20 см^2 . Рівномірний прогрів столику та зразків забезпечувався використанням екранів та мінімальним контактом даної конструкції зі стінками вакуумної камери. Контакт термопари при цьому фіксувався безпосередньо на ситаловій пластині такого ж розміру, як і ті, на які було сконденсовано досліджувані плівкові системи. Крім того слід зазначити, що геометричні розміри поверхні столика дозволяють розміщувати на ньому одночасно до 10 зразків. Тобто термообробка зразків однієї серії (їх загальна кількість становила як правило 8 штук) була реалізована за ідентичних вакуумних і температурних умов. Температура відпалювання T_v зразків варіювалася в межах від 400 до 800 К, що дозволило детально проаналізувати вплив температури на магніторезистивні властивості нанорозмірних плівкових матеріалів, що досліджувалися у даній роботі.

2.4.1. Магніторезистивний ефект

Дослідження магніторезистивних властивостей свіжесконденсованих термооброблених за різних температур нанорозмірних плівкових матеріалів виконувалося за кімнатної температури $T \cong 300$ К з використанням чотириточкової схеми вимірювання електричного опору в змінному магнітному полі. Магнітне поле забезпечувалося електромагнітами, а максимальна величина магнітної індукції B складала 600 мТл. Досліджуваний зразок закріплювався на підкладкотримачі, який розташовувався між сердечниками магніту та мав можливість обертатися, змінюючи кут між площиною зразка та напрямком ліній магнітної індукції (рис. 2.10). Це на ряду з взаємоперпендикулярним розташуванням контактів, через які подавався струм ($I = 1$ мА) та вимірювалась напруга, дало можливість проводити вимірювання в трьох геометріях (перпендикулярній, поздовжній та поперечній).

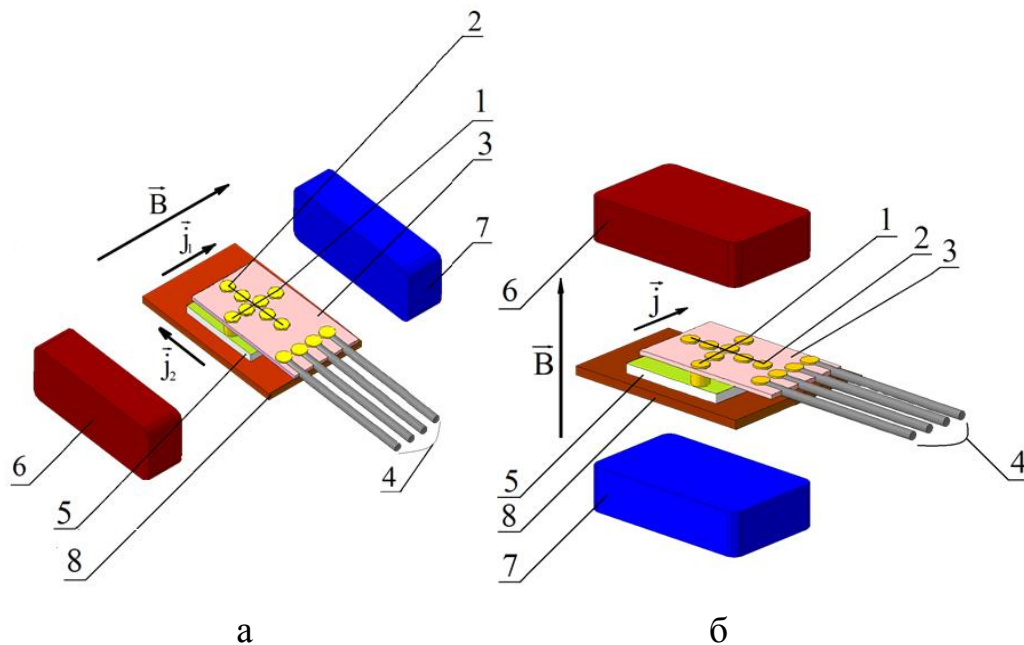


Рис. 2.10 Схематичне підключення контактів та розташування зразка по відношенню до полюсів магніту при вимірюванні магнітоопору у поздовжній і поперечній (а) та перпендикулярній (б) геометріях вимірювання: 1, 2 – притискні контакти; 3 – підкладка з притискними контактами; 4 – виводи для підключення омметра; 5 – досліджуваний зразок; 6, 7 – електромагніти; 8 – підкладкотримач

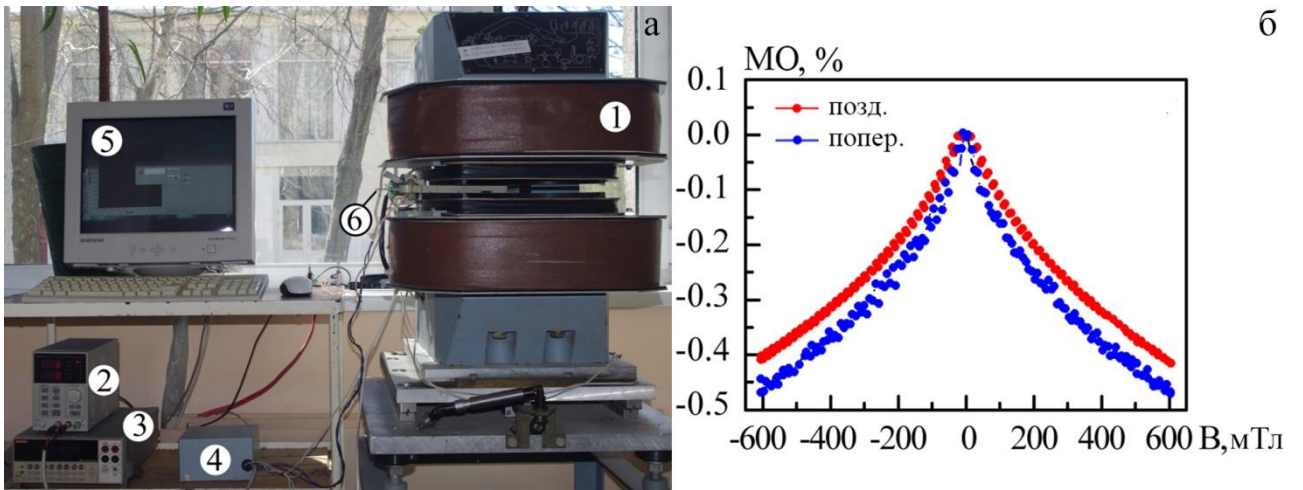


Рис. 2.11 Автоматизований комплекс для дослідження магніторезистивних властивостей (а): 1 – електромагніти; 2 – блок живлення Korad KA3005P; 3 – мультиметр Keithley 2000D; 4 – блок реле-перемикачів; 5 – програмне середовище LabVIEW; 6 – модуль повороту зразка; приклад залежностей $MO(B)$ (б)

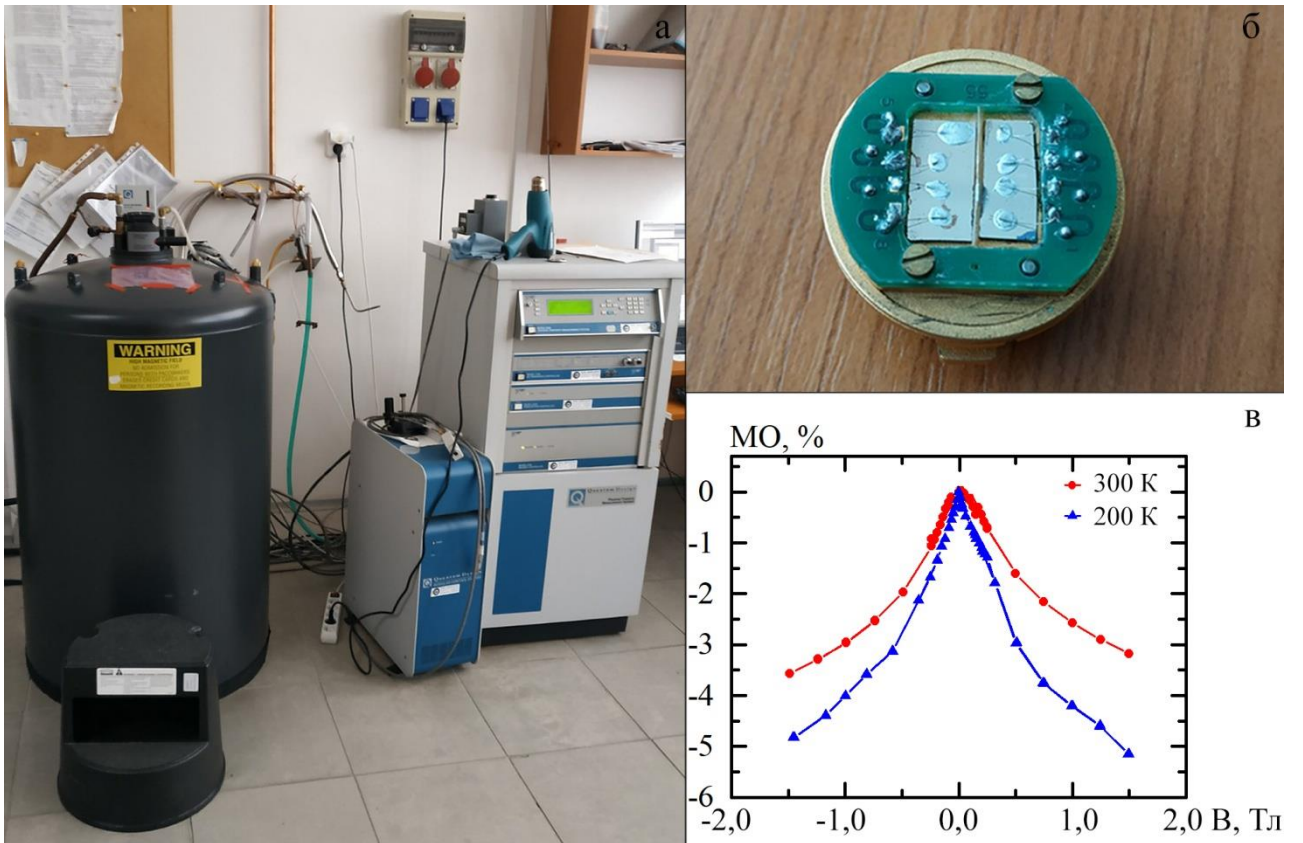


Рис. 2.12 Установка Quantum Design для дослідження магніторезистивних властивостей при охолодженні зразків від 300 до 10 К (а), зразок на підкладці з нанесеними контактним стрічка (б) та приклад залежностей $MO(B)$ (в)

Вимірювання проводилися в автоматизованому режимі з використанням спеціально розробленої програми та апаратної частини. Автоматизований комплекс складається з електромагніту, уніполярного блока живлення електромагніту Philips PM 2811, мультиметра для вимірювання опору Keithley 2000 Digital, 12-ти бітного АЦП-ЦАП NI USB 6008, системи реле для зміни полярності магнітного поля та модуля повороту зразка. Більш детальний опис принципу роботи та процедури вимірювань наведено у роботі [109].

Розрахунки величини магнітоопору проводилися за співвідношенням:

$$MO = \frac{\Delta R}{R(0)} = \frac{R(B) - R(0)}{R(0)}, \quad (2.4)$$

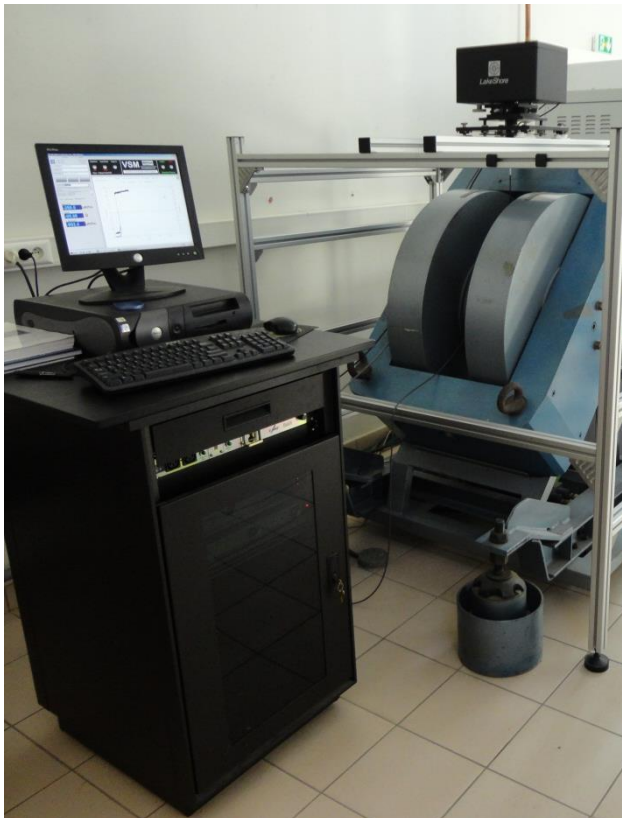
де $R(B)$ – опір плівки при заданому полі; $R(0)$ – опір плівки за відсутності зовнішнього магнітного поля.

2.4.2 Магнітні властивості

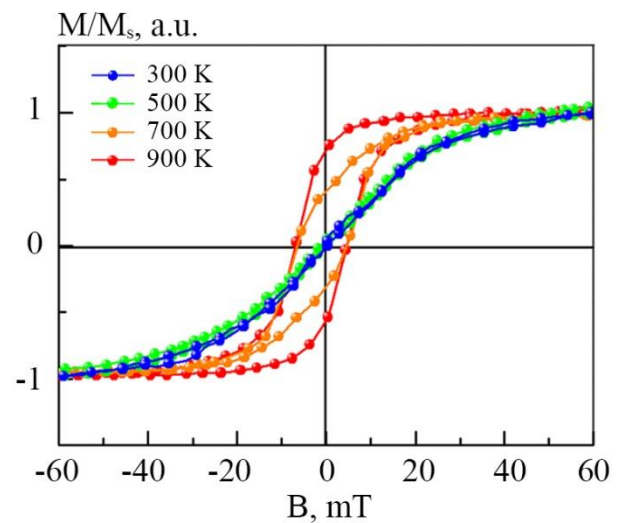
Значна увага до досліджень магнітних властивостей нанорозмірних плівкових матеріалів пов'язана з їх практичним застосуванням у приладах спінтроніки. Складність у досліджень нанорозмірних зразків пов'язана у першу чергу зі здатністю приладів вимірювати малі значення намагніченості з високою точністю. Серед найпоширеніших методів можна виділити методи вібраційної магнітометрії (VSM) (рис. 2.13а), магнітометрії градієнту змінного поля (AGFM) та магнітометрії на основі SQUID-технології (MPMS Quantum Design) (рис. 2.14а).

Методика вібраційної магнітометрії базується на індукційному методі вимірювання магнітних властивостей магнітних матеріалів. Інформацію про магнітні параметри (намагніченість насичення, залишкова намагніченість коерцитивна сила,) отримується з петель магнітного гістерезису. У даному

випадку досліджуваний зразок розміщується у середину системи, що складається з чотирьох нерухомих вимірювальних котушок у коливальний рух за допомогою електродинамічного вібратора з частотою коливань 100-1000 Гц та амплітудою до 1 мм. Особливість конструкції є така, що кожна з котушок розташовуються на полюсах електромагніту, що власне і є джерелом зовнішнього магнітного поля. При цьому на кожному полюсі пари котушок з'єднані «зустрічно», а пари між собою – «послідовно». Зразок розташовується таким чином, щоб вісь коливань була спрямована паралельно площині котушок, а магнітний момент зразка, індукований магнітним полем, орієнтований перпендикулярно їх площині. Зразок приводиться у



а



б

Рис. 2.13 Зовнішній вигляд вібраційного магнітометра VSM-7312 (а) та приклад польових залежностей нормованої намагніченості виміряних у геометрії “in-plane” для свіжосконденсованих (300 K) та відпалених за температур 500, 700 та 900 K плівкової наноструктури (Pу+Ag)/П за загальної товщини $d = 55$ нм та концентрації $c_{Ag} = 60$ ат.%

коливальний стан. Рух зразка вгору спричиняє зростання магнітного потоку у верхніх котушках та відповідне зменшення в нижніх. При цьому електрорушійні сили, що виникають у верхніх і нижніх котушках, будуть мати різні знаки. Однак, внаслідок зустрічного з'єднання котушок ЕРС будуть додаватися. Аналогічний процес відбувається при русі зразка вниз. За рахунок зміни однорідного поля електромагніту в котушках виникають взаємнокомпенсуючі сигнали. Застосування даної схеми з'єднання вимірювальних котушок, по-перше, дозволяє виділити сигнали від досліджуваного зразка, а, по-друге, звести до мінімуму “паразитні” сигнали від зовнішніх однорідних магнітних полів [110].

Вібраційний магнітометр складається з наступних частин: електромагніт, блок вібратора, блок живлення, система контролерів (прилади контролю та вимірювання сигналів) та автоматизована система керування. Чутливість методу вібраційної магнітометрії, яка реалізується на сучасних VSM промислового виробництва становить $0,5 \cdot 10^{-9} \text{ А} \cdot \text{м}^2$. Як правило, підсилювачі сигналу використовуються у випадку вимірювань з високою чутливістю. Приклад польових залежностей нормованої намагніченості вимірюваних у геометрії “in-plane” (лінії індукції магнітного поля спрямовуються паралельно поверхні досліджуваного зразка).

До приладів нового покоління відноситься магнітометр на основі SQUID-технології (Superconducting Quantum Interference Device) MPMS 3 виробництва Quantum Design (рис. 2.14а). Він був використаний при проведенні додаткових досліджень магнітних властивостей нанорозмірних матеріалів за низьких температур. Теоретичні основи методу SQUID, детально описані у роботі [111]. Особливість даної технології полягає у тому, що принцип роботи магніту приладу MPMS 3 базується на явищі надпровідності. У зв'язку з цим магніт розміщується у кріостаті із гелійнітрогеновим охолодженням. Наявність кріостату також дозволяє проводити дослідження за температурного інтервалу $T_b = 1,8\text{-}400 \text{ К}$. Магніт індукуює поле до 7 Т, мінімальний крок зміни складає 0,03 мТл, а швидкість

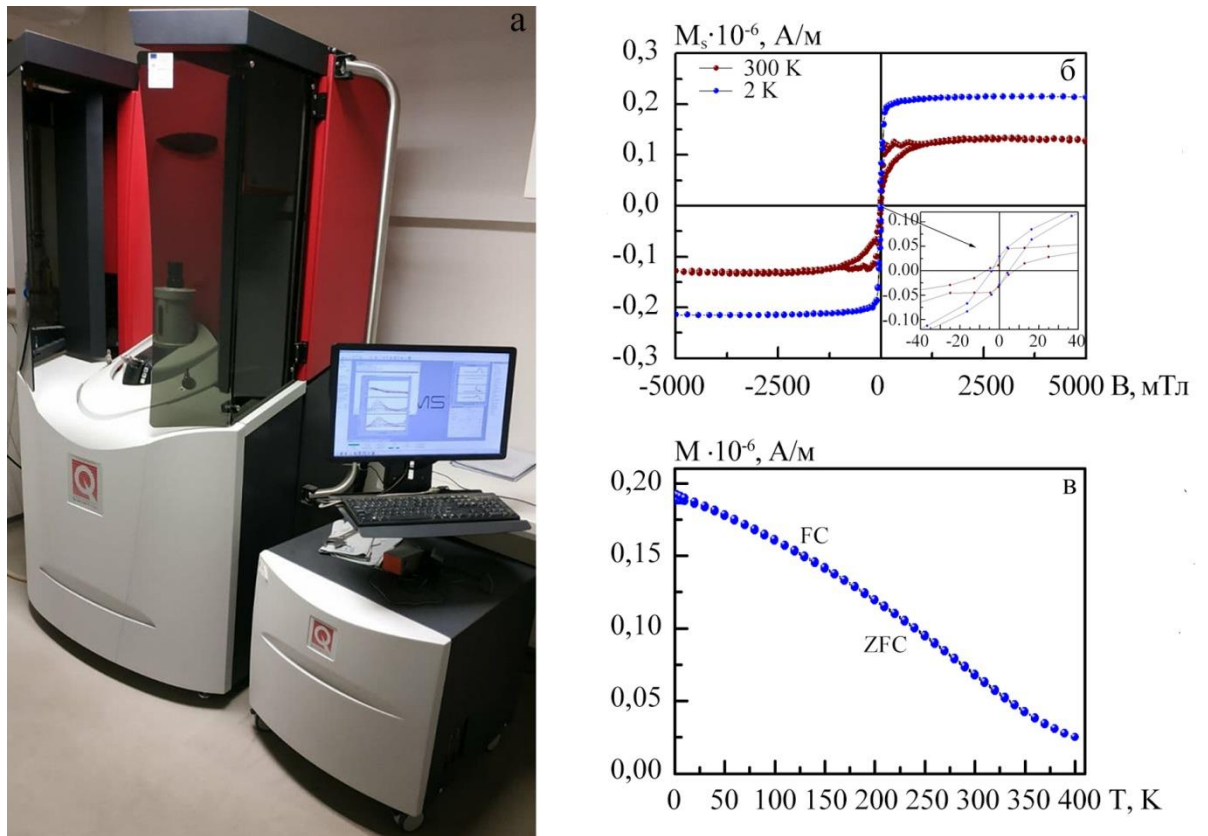


Рис. 2.14 Зовнішній вигляд SQUID магнітометра MPMS 3 (а) та приклади залежності намагніченості від індукції прикладеного зовнішнього магнітного поля за паралельної орієнтації прикладеного магнітного поля при вимірюванні за температур 300 та 2 К (б) та ZFC-FC залежності, отримані при вимірюванні в процесі охолодження у магнітному полі індукцією 10 мТл за паралельної орієнтації прикладеного зовнішнього магнітного поля (в) для свіжосконденсованої плівкової наноструктури (Pу+Ag)/П за концентрації $c_{Ag} = 60$ ат.% та загальної товщини $d = 80$ нм

зміни магнітного поля – від 0,4 до 70 мТл/с. Контроль над магнітним полем у системі MPMS реалізуються у автоматичному режимі за допомогою гібридного аналого-цифрового контролера з системою QuickSwitch. Вимірювальна система SQUID-VSM базується на індуктивному зв'язку двох переходів Джозефсона з надпровідною котушкою, яка виконує функцію градієнтометра другого порядку. SQUID-коло [111] використовується як детектор у колі зворотного зв'язку, тому сигнал отримується у вигляді змінної вихідної напруги, яка пропорційна зміні магнітного потоку через детектувальну котушку. Для того, щоб реалізувати максимальну чутливість, досліджуваний зразок здійснює коливальні рухи зі сталою частотою у діапазоні від 0,1 до 1000 Гц та амплітудою від 0,1 до 8 мм безпосередньо через детектувальну котушку. При кожному коливанні фіксується сигнал вихідної напруги, після чого інтегрується і перетворюється на магнітний момент як вихідний сигнал від досліджуваного зразка. Чутливість магнітометра MPMS 3 становить 10^{-11} А·м². Система горизонтального повороту зразка, якою обладнаний магнітометр, що дозволяє отримувати дані щодо анізотропії властивостей у площині [112]. Приклад залежності намагніченості від індукції прикладеного зовнішнього магнітного поля за паралельної орієнтації прикладеного магнітного поля при вимірюванні за температур 300 та 2 К наведено на рисунку 2.14б.

Температурні дослідження намагніченості $M(T)$ знімалися за діапазону температур 2-400 К при прикладанні магнітного поля індукцією $B = 10$ мТл у двох режимах: zero-field-cooled (ZFC) та field-cooled (FC). Спочатку вимірювання проводилися у ZFC режимі, тобто спочатку зразок охолоджувався до найнижчої температури вимірювань за нульової індукції магнітного поля. Після цього вмикалося магнітне поле і вимірювання продовжувалися вже при нагріві зразка до температури 400 К. На наступному етапі досліджень магнітне поле підтримувалося постійним (FC режим), зразок охолоджувався до 2 К, після чого знову нагрівався до 400 К. Приклад ZFC-FC залежності, отриманої при вимірюванні в процесі

охолодження зразка у магнітному полі індукцією 100 мТл за паралельної орієнтації прикладеного зовнішнього магнітного поля наведено на рисунку 2.14в.

Висновки до розділу 2

1. У відповідності до поставлених задачами комплексних досліджень структурно-фазового стану та електро- і магніторезистивних властивостей нанорозмірних плівкових матеріалів на основі пермалоєвого сплаву $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ (Py) та Ag були застосовані наступні методи: одночасна та пошарова електронно-променева конденсація у вакуумі; метод кварцового резонатора для вимірювання товщини *in-situ*; методи просвічуючої електронної мікроскопії, атомно-силової мікроскопії та електронографії для дослідження кристалічної структури і фазового складу; енергодисперсійний спектральний аналіз для визначення концентраційного складу зразків; метод високоточної резистометрії при дослідженні електрофізичних та магніторезистивних властивостей.

2. Додаткові дослідження магнітних властивостей зразків проводилися з використанням методів вібраційної і SQUID-магнітометрії, що забезпечують вимірювання магнітних параметрів з високою точністю як за кімнатних ($T_{\text{вим}} = 300 \text{ K}$), так і низьких температур ($T_{\text{вим}} = 2 \text{ K}$).

3. Термообробка отриманих нанорозмірних плівкових матеріалів на основі пермалоєвого сплаву $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ та Ag за температурного інтервалу $T_{\text{в}} = 300\text{-}800 \text{ K}$ дозволила визначення діапазон температурної стабільності характеристик досліджуваних нанорозмірних матеріалів.

4. Виходячи з вимогом високої точності при визначенні товщини зразків, а також точності вимірювання опору при дослідженні електро- та магніторезистивних властивостей нанорозмірних матеріалів, дані фізичні величини вимірювалися за використання автоматизованих комплексів та комп'ютерних програм.

РОЗДІЛ 3

СТРУКТУРНО-ФАЗОВИЙ СТАН ТА ЕЛЕКТРОФІЗИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ПЛІВКОВИХ НАНОСТРУКТУР НА ОСНОВІ ПЕРМАЛОЮ ТА СРІБЛА

3.1 Структурно-фазовий стан одношарових плівок Pu та Ag [113]

Значний вплив на електрофізичні властивості нанорозмірних плівкових систем можуть мати процеси конденсаційно-стимульованої та термодифузії. Дані процеси можуть спричинити зміни у фазовому стані зразків як на етапі формування зразків (у процесі конденсація можуть відбутися зміни у стехеометричному складі сформованих матеріалів по відношенню до їх вихідного складу), так і у процесі подальшої термообробки. Крім того важливе значення має морфологія магнітних наночастинок, що формуються в об'ємі немагнітної матриці. Зміна морфології магнітних наночастинок при зміні концентрації магнітної і немагнітної компонент може спричинити зміни у величинах магнітоопору та його чутливості до зміни прикладеного магнітного поля. Таким чином важливим є дослідження структурно-фазового стану сформованих на основі пермалоевого сплаву $Ni_{80}Fe_{20}$ та Ag нанорозмірних плівкових матеріалів з точки зору розуміння їх електрофізичних та магніторезистивних властивостей.

При формуванні нанорозмірних систем $(Pu+Ag)/P$ були використані результати попередніх досліджень фазового складу та кристалічної структури одношарових плівок пермалоевого сплаву $Ni_{80}Fe_{20}$ та Ag . Це було необхідно для того, щоб підібрати технологічні параметри (температура підкладки та її тип, швидкість конденсації тощо) такими, щоб отримані зразки не містили домішкових фаз (оксиди, карбіди, нітриди тощо) та мали кристалічну, а не аморфну, структуру.

На рисунку 3.1 наведені приклад результатів досліджень структурно-фазового стану складових компонентів нанорозмірних систем $(Pu+Ag)/P$, а

саме дифракційні картини та кристалічна структура від одношарових плівок Ru(25)/П та Ag(25)/П у невідпаленому та відпаленому за $T_b = 700$ К станах. Приклад розшифровки електронограм від зразків до та після термообробки наведено у таблиці 3.1.

Результати електронографічних досліджень показали, що одношарові плівки пермалоевого сплаву $Ni_{80}Fe_{20}$ після конденсації (рис. 3.1а) мають однофазний склад, що відповідає ГЦК- Ni_3Fe з параметром ґратки $\bar{a} = 0,353-0,355$ нм. Відмітимо, що електронографічно оксидні фази не були зафіксовані, що свідчить про дотримання необхідних технологічних умов. На електронограмах від зразків, що пройшли термообробку за $T_b = 700$ К фіксується фазовий склад, що відповідає ГЦК- Ni_3Fe . При цьому спостерігається незначне збільшеним параметром ґратки ($\bar{a} = 0,356$ нм). Звертає на себе увагу відсутність додаткових ліній на електронограмі від зразка Ru(25)/П після термовідпалювання до 700 К та подальшого охолодження до кімнатної температури (рис. 3.1 в). Це свідчить про те, що домішкові фази (оксиди, карбіди чи нітриди) у процесі термообробки не утворюються, що узгоджується з літературними даними. Так, наприклад, автори роботи [51] спостерігали формування оксидних фаз у плівках пермалоевих сплавів Ni_xFe_{1-x} , лише при термообробці та температур вищих за 900 К. Отже можна зробити висновок, що фазовий стан одношарових плівок пермалоевого сплаву $Ni_{80}Fe_{20}$ при термообробці у температурному інтервалі $T_b = 300-700$ К залишається незмінним і відповідає ГЦК- Ni_3Fe .

Аналізуючи кристалічну структуру одношарових плівок пермалоевого сплаву $Ni_{80}Fe_{20}$ до та після термообробки (рис. 3.1.б,в), можна відмітити наступне. По-перше, плівки мають типову для феромагнітних матеріалів дрібнодисперсну лабіринту структуру з середнім розміром кристалітів $L = 3-5$ нм. Рекристалізаційні процеси, що відбуваються у зразках при термообробці у температурному інтервалі $T_b = 300-700$ К, не призводять до суттєвих змін у кристалічній структурі. Вона залишається дрібнодисперсною з середнім розміром кристалітів $L = 6-8$ нм. Порівнюючи даний результат з

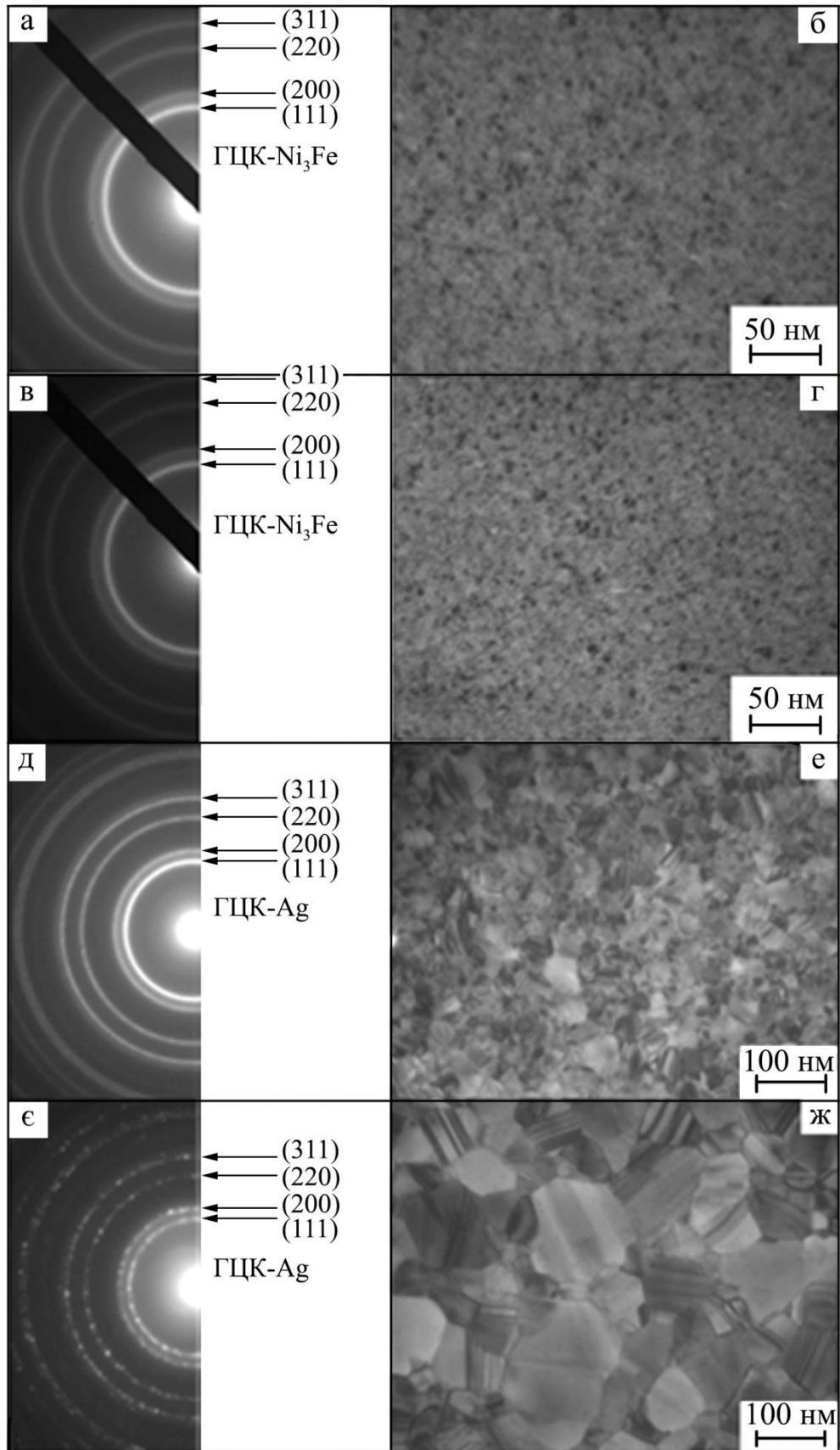


Рис. 3.1. Дифракційні картини та мікроснімки кристалічної структури одношарових плівок Ru(25)/П (а-г) та Ag(25)/П (д-ж) у невідпаленому (а, б, д, е) та відпаленому за $T_b = 700$ К станах (в, г, е, ж)

Розшифровка дифракційних картин плівок Ag(25) та Ru(25) до та після термообробки за $T_B=700$ К

Плівка	№	Невідпалені					$T_B = 700$ К					d_{hkl}^0 , нм [114, 115]
		I , в.о.	d_{hkl} , нм	hkl	фаза	a_{hkl} , нм	I , в.о.	d_{hkl} , нм	hkl	фаза	a_{hkl} , нм	
Ag	1	Д.С.	0,235	111	ГЦК-Ag	0,408	Д.С.	0,235	111	ГЦК-Ag	0,408	0,236
	2	С.	0,204	200		0,407	С.	0,204	200		0,408	0,204
	3	сер.	0,143	220		0,408	сер.	0,144	220		0,407	0,144
	4	сер.	0,122	311		0,406	сер.	0,123	311		0,408	0,123
	5	сл.	0,117	222		0,406	сл.	0,118	222		0,407	0,117
	6	сл.	0,102	400		0,407	сл.	0,102	400		0,408	0,102
	$\bar{a} = 0,407$ нм						$\bar{a} = 0,408$ нм					
Ru	1	Д.С.	0,204	111	ГЦК-Ni ₃ Fe	0,353	Д.С.	0,205	111	ГЦК-Ni ₃ Fe	0,355	0,204
	2	сер.	0,177	200		0,354	сер.	0,178	200		0,356	0,177
	3	сер.	0,125	220		0,353	сер.	0,126	220		0,356	0,125
	4	сл.	0,106	311		0,351	сл.	0,107	311		0,355	0,106
	5	д.сл.	0,102	222		0,353	д.сл.	0,103	222		0,356	0,102
	$\bar{a} = 0,353$ нм						$\bar{a} = 0,356$ нм					

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

літературними відмітимо, що вони добре узгоджуються. Подібний результат був отриманий і для зразків, отриманих методом магнетронного розпилення [116]. Згідно [116], процес термовідпалювання за температури 523 К фактично не змінює кристалічну структуру, величина L зростає з 4,7 до 5,3 нм.

На рисунку 3.1 (позиції д-ж) представлені типові для одношарових плівок Ag дифракційні картини та мікроснімки кристалічної структури до та після термообробки за температури 700 К. Результати розрахунку електроннограм представлені у таблиці 3.1. Плівки Ag, як і плівки пермалоевого сплаву $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$, також мають ГЦК-гратку з параметром \bar{a} (Ag) = 0,407 нм. Даний результат відповідає табличним даним для масивних зразків срібла ($a_0 = 0,408$ нм [114]). У процесі температурної обробки за $T_b = 700$ К фазовий стан не змінюється і відповідає ГЦК структурі з параметром $\bar{a} = 0,408$ нм. Про це свідчать електроннограми представлені на рисунку 3.1д, а також результати їх розшифровки, представлені у таблиці 3.1. Відсутність додаткових ліній свідчить про той факт, що домішкові фази у процесі термообробки не утворюються або знаходяться в незначній кількості, що електроннографічно не фіксуються.

Аналіз кристалічної структури одношарових плівок Ag показав, що вони на відміну від плівок пермалоевого сплаву $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ крупнокристалічні з середнім розміром $L = 20$ нм (рис. 3.1е). Відпалювання за температури 700 К призводить до зростання середнього розміру кристалітів у 5-6 разів як результат протікання інтенсивних рекристалізаційних процесів (рис. 3.1ж). Значне зростання кристалітів за відпалювання тонких плівок Ag супроводжується появою значної кількості рефлексів на дифракційних кільцях від зразків, що пройшли термообробку (рис. 3.1є).

Підсумовуючи результати досліджень одношарових плівок пермалоевого сплаву $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ та Ag, можна зробити висновок, що термообробка за $T_b = 300-700$ К не вносить змін у їх фазовий стан. Таким чином, на їх основі можуть бути сформовані нанорозмірні матеріали зі стабільними властивостями у заданому температурному інтервалі.

3.2 Кристалічна структура та фазовий стан плівкових наноструктур на основі пермалою та срібла [117-120]

Перейдемо до аналізу особливостей структурно-фазового стану нанорозмірних плівкових матеріалів на основі пермалоевого сплаву $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ та Ag, досліджених у даній роботі. Дані дослідження проводилися для зразків, товщина яких змінювалася у діапазоні $d = 20\text{-}100$ нм. Важливим було також проаналізувати і вплив концентрації компонент на фазовий стан і кристалічну структуру досліджуваних зразків. У зв'язку з цим дані дослідження проводилися також і для всього концентраційного діапазону ($c_{\text{Ag}} = 20\text{-}85$ ат.%).

На рисунках 3.2 та 3.3 наведені типові електронोगрами та мікроснімки кристалічної структури для плівкової системи (Pу+Ag)/П за загальної товщини $d = 55$ нм та $c_{\text{Ag}} = 60$ ат.% відповідно після конденсації та термообробки до температури 500 К. Вибір даної температури обумовлений тим, що, як буде показано далі, для всіх досліджуваних зразків температура заліковування дефектів знаходиться у температурному інтервалі $T = 300\text{-}500$ К. З метою проведення більш точного аналізу фазового стану системи (Pу+Ag)/П, в процесі формування зразків було отримані і окремі зразки компонентів системи. Це дозволяє виключити всі додаткові фактори, що можуть спричинити зміни у фазовому стані зразків (швидкість конденсації, температура підкладки, ступінь вакууму тощо). Також це дозволить більш коректно проаналізувати зміни у кристалічній структурі плівок пермалоевого сплаву $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$, яві відбуваються при додаванні атомів Ag. Відповідні електронोगрами та мікроснімки кристалічної структури для складових компонентів системи (Pу+Ag)/П до та після відпалювання за $T_{\text{в}} = 500$ К також наведені на рисунках 3.2 та 3.3. Результати розшифровки електронोगрам для плівкової системи (Pу+Ag)/П до та після відпалювання зведені у таблиці 3.2. Результати розрахунків електронोगрам складових компонентів (Pу та Ag) не наводяться, оскільки вони дублюють дані, представлені у таблиці 3.1.

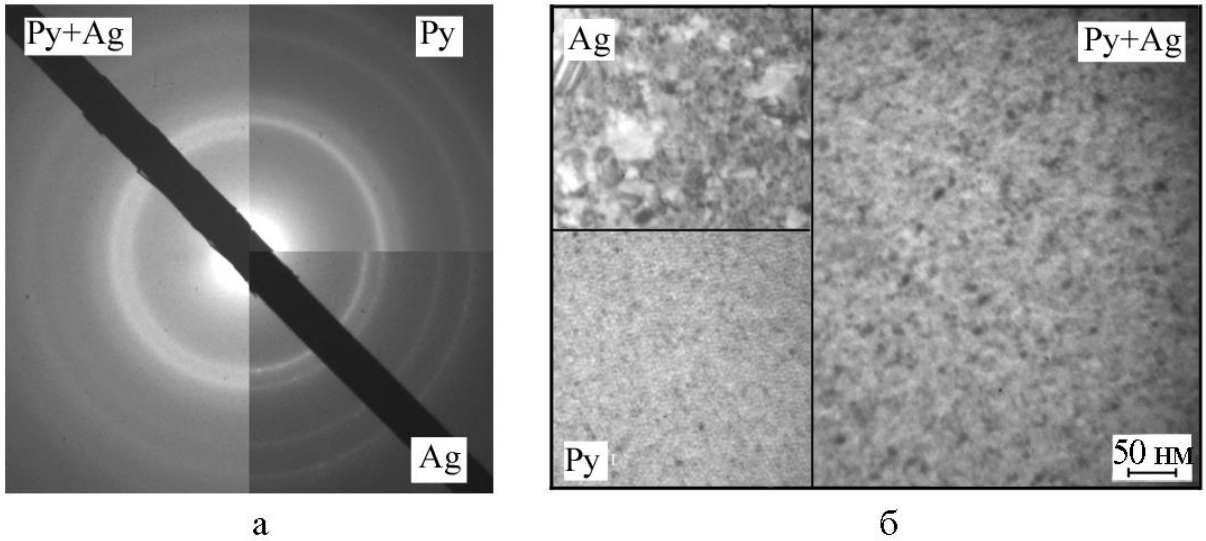


Рис. 3.2 Дифракційні картини (а) та мікроснімки кристалічної структури (б) плівкової системи (Py+Ag)/П за $c_{Ag} = 60$ ат.% і $d = 55$ нм та його складових компонент після конденсації

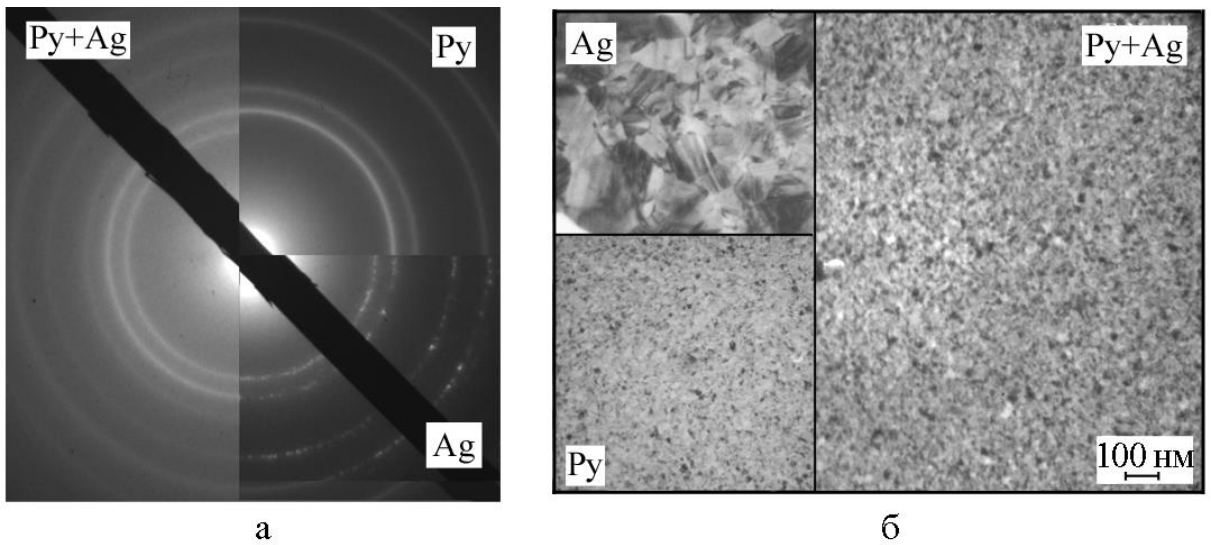


Рис. 3.3 Дифракційні картини (а) та мікроснімки кристалічної структури (б) плівкової системи (Py+Ag)/П за $c_{Ag} = 60$ ат.% і $d = 55$ нм та його складових компонент після термообробки за $T_B = 500$ К

Розшифровка дифракційної картини плівкової системи (Pу+Ag)/П до та після термообробки за $T_b = 500$ та 700 К

№	(Pу+Ag)/П, $c_{Ag} = 60$ ат.%, $d = 55$ нм 300 К				(Pу+Ag)/П, $c_{Ag} = 60$ ат.%, $d = 55$ нм 500 К				(Pу+Ag)/П, $c_{Ag} = 60$ ат.%, $d = 55$ нм 700 К				d_{hkl}^0 , нм [114, 115]
	d_{hkl} , нм	hkl	фаза	a , нм	d_{hkl} , нм	hkl	фаза	a , нм	d_{hkl} , нм	hkl	фаза	a , нм	
1	0,235	111	ГЦК-Ag	0,407	0,236	111	ГЦК-Ag	0,408	0,236	111	ГЦК-Ag	0,408	0,236
3	0,204	200	ГЦК-Ag	0,408	0,204	200	ГЦК-Ag	0,409	0,204	200	ГЦК-Ag	0,409	0,204
		111	ГЦК-Ni ₃ Fe	0,353		111	ГЦК-Ni ₃ Fe	0,355		111	ГЦК-Ni ₃ Fe	0,355	0,204
5	0,176	200	ГЦК-Ni ₃ Fe	0,353	0,177	200	ГЦК-Ni ₃ Fe	0,354	0,179	200	ГЦК-Ni ₃ Fe	0,358	0,177
6	0,144	220	ГЦК-Ag	0,407	0,144	220	ГЦК-Ag	0,407	0,144	220	ГЦК-Ag	0,408	0,144
7	0,123	311	ГЦК-Ag	0,408	0,123	311	ГЦК-Ag	0,408	0,123	311	ГЦК-Ag	0,408	0,123
		220	ГЦК-Ni ₃ Fe	0,350	0,125	220	ГЦК-Ni ₃ Fe	0,354	0,126	220	ГЦК-Ni ₃ Fe	0,356	0,125
	0,107	311	ГЦК-Ni ₃ Fe	0,354	0,107	311	ГЦК-Ni ₃ Fe	0,355	0,108	311	ГЦК-Ni ₃ Fe	0,357	0,106
\bar{a} (ГЦК-Ag) = 0,407 нм; \bar{a} (ГЦК-Ni ₃ Fe) = 0,353 нм.				\bar{a} (ГЦК-Ag) = 0,408 нм; \bar{a} (ГЦК-Ni ₃ Fe) = 0,355 нм.				\bar{a} (ГЦК-Ag) = 0,408 нм; \bar{a} (ГЦК-Ni ₃ Fe) = 0,357 нм.					
a_0 (ГЦК-Ag) = 0,408 нм; a_0 (ГЦК-Ni ₃ Fe) = 0,354 нм.													

Аналіз отриманих даних показав, що фазовий стан зразків після конденсації, незалежно від концентрації атомів срібла у системі, представляє собою поєднання двох ГЦК-граток, які достатньо чітко співпадають з дифракційними картинами для одношарових зразків пермалою та срібла. Отже, можна зробити висновок, в системі (Pу+Ag)/П фіксується двофазний склад, який відповідає поєднанню граток ГЦК-Ni₃Fe + ГЦК-Ag з середніми значеннями параметрами \bar{a} (ГЦК-Ni₃Fe) = 0,353 нм та \bar{a} (ГЦК-Ag) = 0,407 нм. Це також відповідає даним для складових компонентів системи: ГЦК-Ag з параметром гратки $\bar{a} = 0,407$ нм для срібла та ГЦК-Ni₃Fe з параметром гратки $\bar{a} = 0,354$ нм для пермалоєвого сплаву Ni₈₀Fe₂₀. Ці результати також у межах похибки експерименту відповідають величинам параметра гратки для масивних матеріалів [114, 115]. Відсутність додаткових ліній на електронограмах як від системи (Pу+Ag)/П, так і від її складових компонент, свідчить про дотримання умов формування зразків.

Аналізуючи розподіл інтенсивностей ліній на електронограмах слід відмітити, що внаслідок співпадання ліній з міжплощинними відстанями $d_{200}(\text{Ag})$ і $d_{111}(\text{Ni}_3\text{Fe})$ та $d_{311}(\text{Ag})$ і $d_{220}(\text{Ni}_3\text{Fe})$ на електронограмах від плівкової системи (Pу+Ag)/П відбувається перерозподіл інтенсивностей на дифракційній картині (рис. 3.2а). Також на електронограмі для зразка на основі пермалоєвого сплаву Ni₈₀Fe₂₀ і Ag, дифракційні кільця є дещо розмитими. Це пов'язано з тим, що зразок у вихідному стані має нанокристалічну структуру. Даний висновок підтверджують результати досліджень кристалічної структури зразків після конденсації, які представлені на рисунку 3.2б. Порівнюючи мікроснімки кристалічної структури від зразка (Pу+Ag)/П та його немагнітної складової компонент необхідно також відмітити, що використання методу одночасної конденсації при формуванні нанорозмірних матеріалів призводить до суттєвого зменшення середнього розмірів кристалітів, що належать фазі ГЦК-Ag. На нашу думку, це відбувається саме внаслідок додавання магнітної компоненти, яка у вихідному стані має типову для феромагнітних матеріалів

лабіринтну структуру з середнім розміром зерна, що не перевищує 5 нм. Нанорозмірні кристали магнітного матеріалу при одночасній конденсації сповільнюють зростання кристалів немагнітного матеріалу в об'ємі зразка. Такий висновок узгоджується з даними роботи [59], авторами якої на прикладі системи (Pу+Cu)/П було показано, що за $c_{Cu} = 68$ ат.% середній розмір зерна магнітної компоненти становить 3,5 нм.

Процес термовідпалювання зразка не призводить до змін його фазового стану (рис. 3.3а). Нанорозмірна система, сформована на основі пермалоєвого сплаву $Ni_{80}Fe_{20}$ і Ag залишається двофазною (ГЦК- Ni_3Fe + ГЦК-Ag з параметрами ґратки $\bar{a} = 0,356$ та $0,408$ нм, відповідно). Хоча при цьому вплив процесу термообробки на кристаліти магнітного і немагнітного матеріалів буде різний. Нанорозмірні зерна пермалою, які несуттєво зростають у процесі відпалювання, залишаються нанорозмірними і їх середній розмір не перевищують 5 нм. У той же час кристаліти Ag зростають більш суттєво, хоча і не настільки суттєво у порівнянні з одношаровими плівками Ag (рис. 3.3б).

Оскільки дослідження магніторезистивних властивостей плівкових наноматеріалів, сформованих на основі пермалоєвого сплаву $Ni_{80}Fe_{20}$ і Ag, у більшості випадків проводилися для температурного діапазону $T_B = 300-700$ К, то також були проведені дослідження того як змінюється фазовий стан системи (Pу+Ag)/П при термообробці за даних температур.

Рисунок 3.4 ілюструє приклади електроннограм для системи (Pу+Ag)/П за $c_{Ag} = 34$ ат.% та $d = 80$ нм до та після термообробки за $T_B = 500$ та 700 К. Зазначимо, що збільшення температури термообробки до 700 К не змінює фазовий стан системи. Дифракційні кільця, що належать фазам ГЦК Ni_3Fe та ГЦК-Ag є чіткішими при зростанні температури відпалювання, що свідчить про вдосконалення кристалічної структури зразків. Результати розрахунку електроннограм для зразків після термообробки за $T_B = 700$ К, що наведені у таблиці 3.2, свідчать про незначне зростання параметра ґратки з $0,355$ нм до $0,357$ нм для ГЦК- Ni_3Fe та менше ніж на $0,001$ нм для ГЦК-Ag.

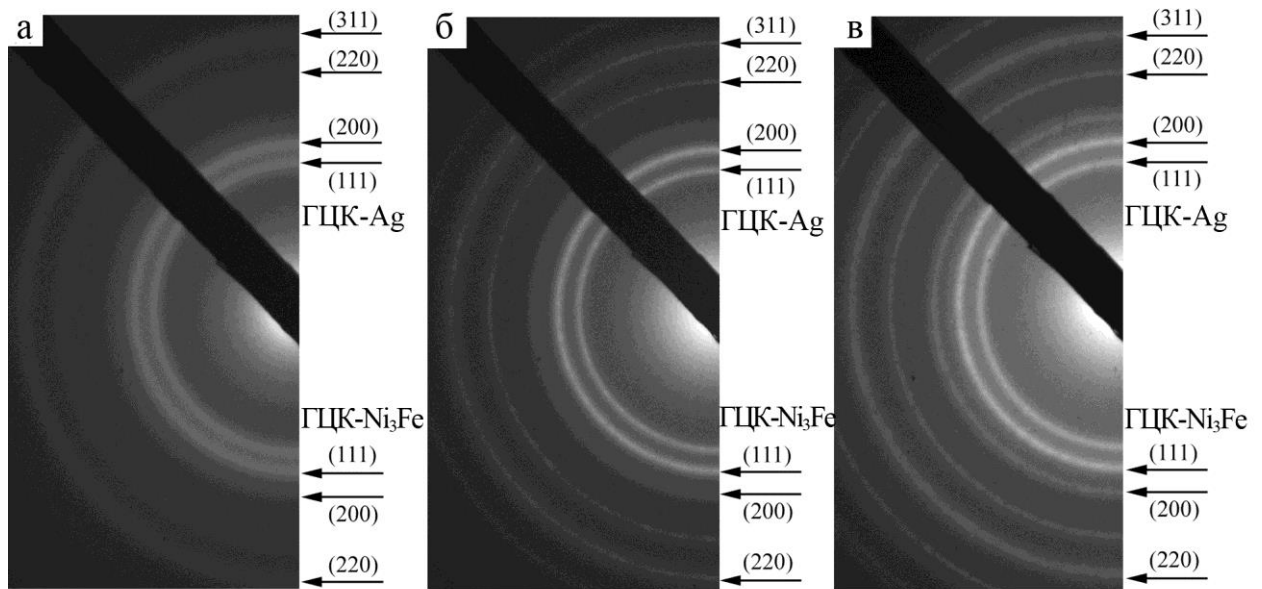


Рис. 3.4. Дифракційні картини від плівкової системи (Pу+Ag)/П за $c_{\text{Ag}} = 34$ ат.%, та $d = 80$ нм після конденсації (а) та термообробки за $T_{\text{в}} = 500$ К (б) 700 К (в)

Зазначимо також, що зміна концентрації немагнітної компоненти у діапазоні $c_{\text{Ag}} = 20-85$ ат.% не впливає на фазовий склад зразків, але призводить до змін у їх кристалічній структурі, а саме змінює розподіл зерен магнітної компоненти у об'ємі зразка.

На рисунку 3.5 представлені мікроснімки кристалічної структури плівкових систем (Pу+Ag)/П до та після термообробки за температур 500 та 700 К за різного концентраційного складу. Мікроснімки представлені на позиціях (1)-(4) рисунку 3.5а дозволяють прослідкувати, що при зростанні c_{Ag} відбувається перехід від кристалічної структури, що складається з зерен Ag впроваджених у феромагнітну матрицю пермалоевого сплаву до структури де зерна феромагнітної компоненти впроваджені у матрицю немагнітної. Даний перехід супроводжується процесом зростання середнього розміру кристалітів в системі (Pу+Ag)/П, який за температури відпалювання 500 К є незначним (рис. 3.5б). У той же час, процес термообробки за $T_{\text{в}} = 700$ К спричиняє більш суттєві зміни у кристалічній структурі зразків залежно від концентрації немагнітної компоненти (рис. 3.5в). Для зразків з концентрацію атомів

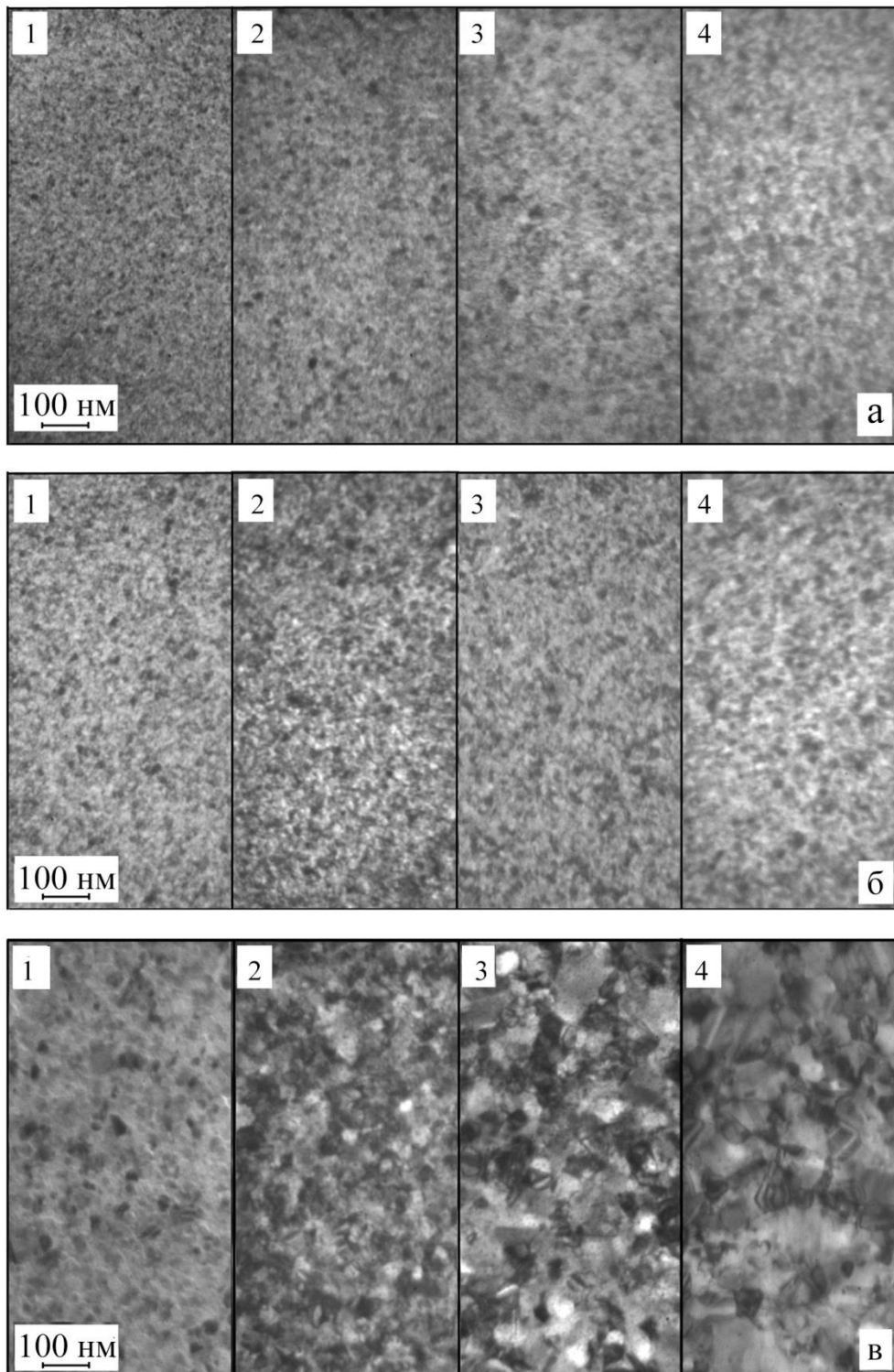


Рис. 3.5. Мікрознімки кристалічної структури від плівкової системи (Ru+Ag)/П за $c_{Ag} = 20$ (1), 32 (2), 60 (3), 78 ат.% (4) та $d = 55$ нм після конденсації (а) та термообробки за $T_b = 500$ К (б) 700 К (в)

срібла $c_{Ag} < 32$ ат.%, (позиція 1 рисунку 3.5), відбувається стогранція росту зерен немагнітної компоненти як результат їх ізоляції один від одного в матриці феромагнітного матеріалу. При збільшенні концентрації Ag, що додається до пермалоевого сплаву $Ni_{80}Fe_{20}$, до $c_{Ag} = 32-60$ ат.% (позиції 2, 3 рисунку 3.5), на мікрознімках кристалічної структури зразків можна виділити зерна двох типів: нанорозмірні ($L = 2-5$ нм) та кристаліти з середнім розміром до 50 нм, що відповідають відповідно феромагнітній та немагнітній компонентам системи. У випадку великої концентрації атомів срібла ($c_{Ag} > 70$ ат.%), кристалічна структура плівкової системи (Pу+Ag)/П може бути описана так: нанорозмірні зерна феромагнітної компоненти випадковим чином розподілені в об'ємі немагнітного матеріалу.

Відомо, що до одних з недоліків методу просвічуючої електронної мікроскопії слід віднести те, що використовуючи даний метод можна зробити лише аналіз геометричних розмірів кристалітів у горизонтальній площині та неможливо отримати тривимірне зображення поверхні нанорозмірних матеріалів.

У зв'язку з цим у даній роботі були проведені додаткові дослідження морфології поверхні нанорозмірних матеріалів на основі пермалоевого сплаву $Ni_{80}Fe_{20}$ і Ag з використанням методу атомно-силової мікроскопії у топографічному режимі. Крім того, використовуючи спеціальне програмне забезпечення призначене для інтерпретації АСМ зображення, були розраховані статистичний параметр шорсткості (β) та побудовані профілі поверхні, що дозволяють проаналізувати зміни розміру зерен у процесі термообробки. На рисунку 3.6 представлені АСМ зображення плівкової системи (Pу+Ag)/П за $c_{Ag} = 60$ ат.% та $d = 20$ (а, б) і 60 нм (в, г) до (а, в) та після термообробки за 500 К (б, г). Аналіз АСМ зображень підтверджує висновок, що в процесі термообробки зразків до 500 К відбувається незначне зростання середнього розміру кристалітів. Крім того, зі вставок на рисунку 3.6 видно, що зображення також, як і випадку досліджень методом просвічуючої мікроскопії для зразків з $c_{Ag} = 60$ ат.% чітко фіксуються

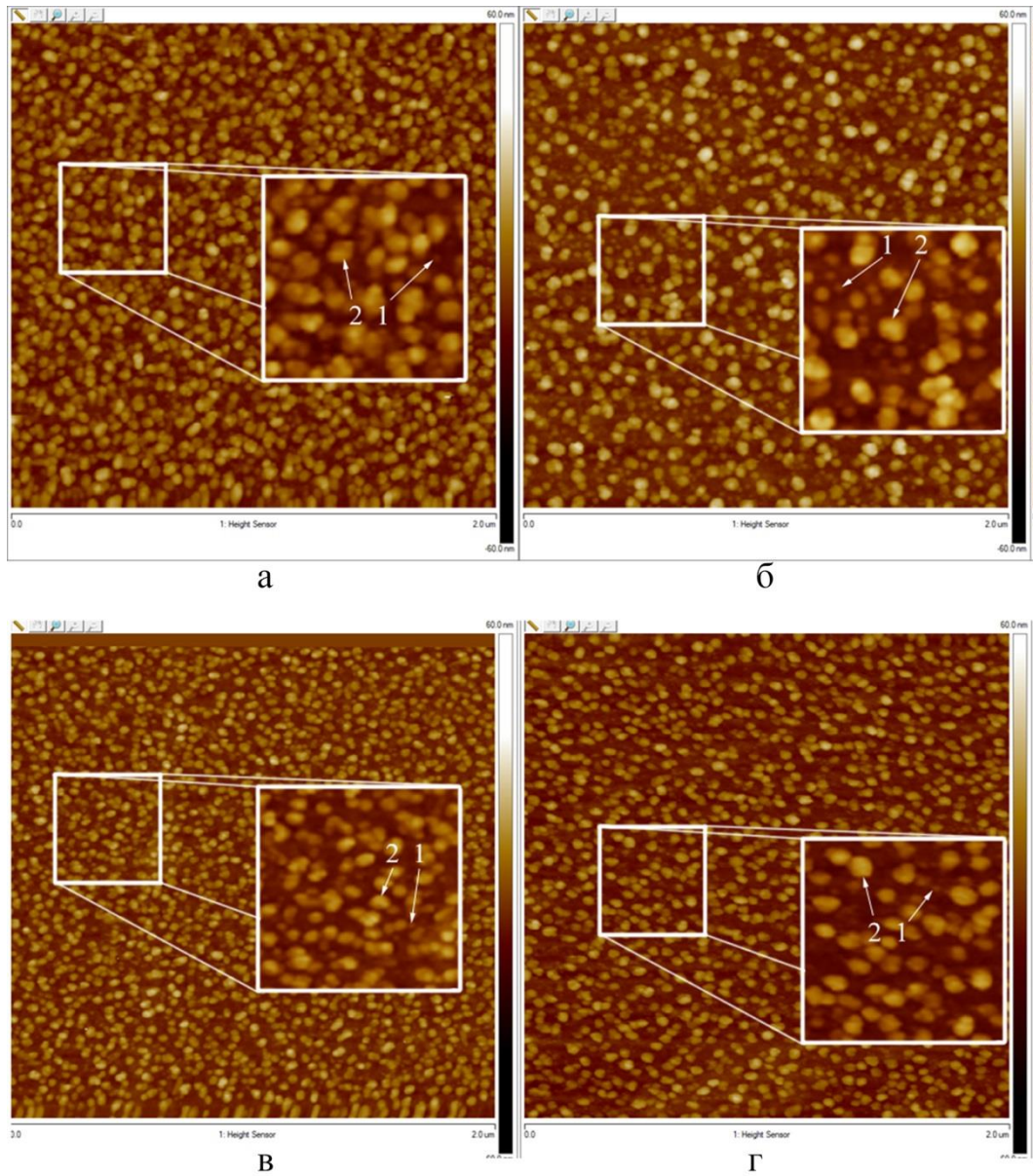


Рис. 3.6. АСМ зображення поверхні плівкової системи (Pu+Ag)/Пі за $c_{\text{Ag}} = 60$ ат.% та $d = 20$ (а, б) та 60 нм (в, г) після конденсації (а, в) та термообробки за $T_{\text{в}} = 500$ К (б, в)

зерна двох типів: перший тип зерен є нанорозмірним з $L = 2-5$ нм (позначений як «1» на АСМ зображеннях), а другий – це зерна з середнім розміром кристалітів до 30 нм (позначений як «2» на АСМ зображеннях). На нашу думку ці два типи зерен відповідають феромагнітній (1) та немагнітній (2) компонентам зразка. Процес термообробки за 500 К супроводжується незначним зростання середнього розміру зерен обох типів (рис. 3.6б, д).

Розрахунки статистичного параметру шорсткості для зразків після термообробки, свідчать про зростання параметра β (з 5,29 до 7,97 нм за $d = 20$ нм та з 6,55 до 7,44 нм за $d = 60$ нм). Це також підтверджує висновок про зростання середнього розміру кристалітів при термообробці.

3.3. Аналіз елементного складу [113, 120, 121]

Оскільки досліджувані нанорозмірні матеріали складаються з двох вихідних компонент (пермалоевого сплаву $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$), які по-різному можуть бути розподілені у об'ємі матеріалу, то для розуміння особливостей їх електрофізичних, магніторезистивних властивостей необхідне точне визначення їх концентрації на етапі формування. Відхилення від запланованого концентраційного складу може завадити отримати прогнозовані фізичні властивості.

Для визначення концентраційного складу нанорозмірних матеріалів на основі Ru і Ag , а також вихідного пермалоевого сплаву, був використаний метод енергодисперсійного аналізу. Приклади ЕДС спектрів наведені на рисунку 3.7. Порівняльний аналіз експериментальних даних концентраційного складу одношарових плівок сплаву $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ та нанорозмірних плівкових систем ($\text{Ru}+\text{Ag}$), отриманих методом EDA, відповідно з вихідними та розрахунковими даними зведений у таблиці 3.4. Аналізуючі дані спектри, необхідно відмітити наступне: одношарові плівки пермалоевого сплаву $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ мають хімічний склад 20 ат. % Fe + 80 ат. % Ni (рис. 3.7а); уточнена концентрація компонент досліджуваних нанорозмірних структур ($\text{Ru}+\text{Ag}$)/П та показано, що

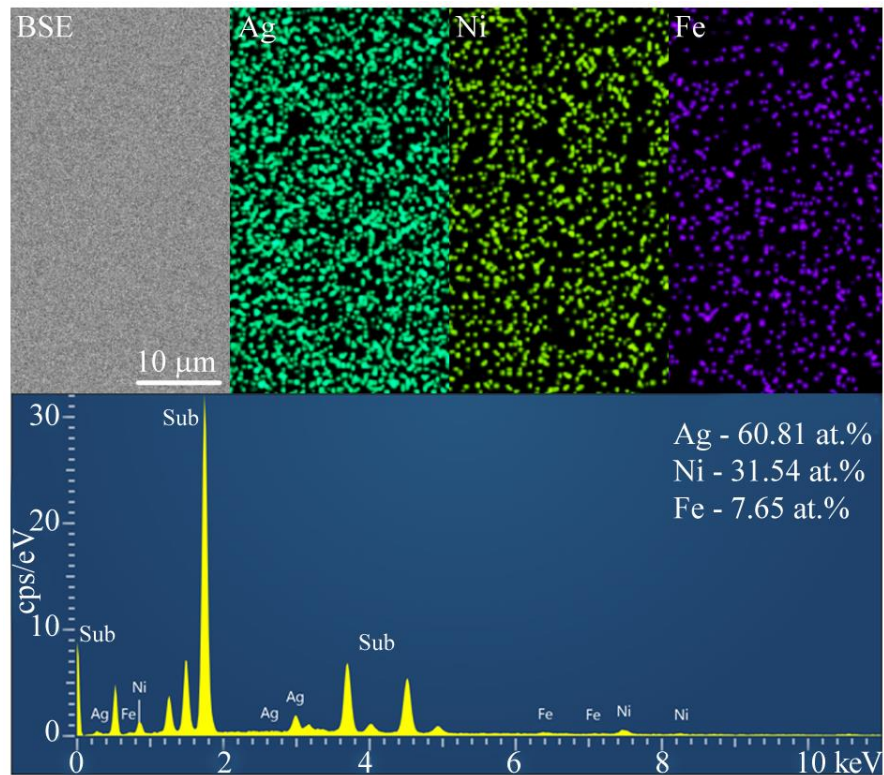


Рис. 3.7. Композиційні ЕДС карти елементів та ЕДС спектр від тонкої плівки сплаву від плівкової системи (Pу+Ag)/П за $d = 55$ нм та $c_{Ag} = 60$ ат.%(б)

Порівняльний аналіз експериментальних даних композиційного складу одношарових плівок сплаву $Ni_{80}Fe_{20}$ та нанорозмірних плівкових систем (Pу+Ag), отриманих методом EDA, відповідно з вихідними та розрахунковими даними

Загальна товщина, нм	Метод енергодисперсійного мікроаналізу	Вихідна концентрація компонент
Одношарова плівка сплаву $Ni_{80}Fe_{20}$		
		c_{Ni} у вихідному сплаві, ат.%
20	78	80
50	80	80
70	81	80
Плівкова система (Pу+Ag)		
		Розрахунок c_{Ag} , ат.% за співвідношенням (2.3)
55	25	26
55	38	36
55	49	48
55	61	60
55	75	77
55	82	80

відхилення розрахункових даних композиційного складу за співвідношенням (2.3) співпадає з експериментальними даними з точністю до 3 ат.%; домішкові елементи на спектрах відсутні, присутні лише піки, що відповідають матеріалу підкладки.

Також для реалізації ефективного спін-залежного розсіювання, в нанорозмірних матеріалах, сформованих на основі пермалоєвого сплаву $Ni_{80}Fe_{20}$ та Ag, необхідно, щоб розподіл магнітної і немагнітної компоненти в системі був рівномірним. Для визначення характеру розподілу елементів в об'ємі плівкових зразків з використанням методу ЕДС були отримані композиційні карти елементів: Ni та Fe (для одношарових плівок пермалоєвого сплаву $Ni_{80}Fe_{20}$) та Ag, Ni та Fe (для системи (Py+Ag)/П) (рис. 3.7). Було отримано, що відхилення концентрації по всьому об'єму зразків не перевищує 1 ат.%. Це дозволяє зробити висновок про ефективність використання методу одночасної конденсації при формуванні плівкових нанорозмірних матеріалів.

3.4 Розмірні та концентраційні ефекти в електрофізичних властивостях плівкових наноструктур на основі пермалою та срібла [113, 119, 122-126]

Метою досліджень, представлених у даній частині роботи було дослідження концентраційних ефектів в електрофізичних властивостях нанорозмірних плівкових зразків (Py+Ag)/П. Вивченню даного питання завжди приділяється значна увага дослідників, оскільки, питомий опір – фізична величина, що є одним із базових параметрів, що визначає електромеханічні, електронні, магніторезистивні та інші властивості нанорозмірних плівкових матеріалів.

Оскільки на сьогоднішній день вже накопичений певний експериментальний матеріал стосовно терморезистивних властивостей компонентів (плівок пермалоєвого сплаву $Ni_{80}Fe_{20}$ та Ag [127, 128]),

досліджуваних у даній роботі нанорозмірних матеріалів, тому лише визначимо їх основні особливості.

1. Величина питомого опору тонких плівок пермалоєвого сплаву $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ у сівжосконденсовному стані змінюється у межах від $10 \cdot 10^{-6}$ до $5 \cdot 10^{-7}$ Ом·м в інтервалі товщин $d = 10-50$ нм та зменшується не більше ніж у 2-3 рази після термообробки за $T_{\text{в}} = 550$ К $\rho \sim (10^{-6}-10^{-7})$ Ом·м, що є характерним для плівок Ру [116]. Великі значення ρ можна пояснити як проявом розмірного ефекту у тонких плівках [129], так і високою дефектністю структури отриманих зразків. Як було показано вище, середній розмір кристалітів плівок пермалоєвого сплаву $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ не перевищує 5 нм у сівжосконденсованому стані для заданого діапазону $d = 10-50$ нм. У процесі термовідпалювання за $T_{\text{в}} = 550$ К структура залишається нанорозмірною ($L = 5-7$ нм).

2. Величина питомого опору тонких плівок Ag у сівжосконденсовному стані не перевищує $1 \cdot 10^{-7}$ Ом·м за $d = 10-80$ нм. Термостабілізаційні процеси за $T_{\text{в}} = 550$ К спричиняють зменшення ρ у 1,1-1,4 рази (у результаті $\rho \sim 10^{-8}$ Ом·м). Менші на порядок значення питомого опору для плівок Ag, порівняно з плівками пермалоєвого сплаву $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$, можна пояснити відмінністю у їх кристалічній структурі. Структура одношарових плівок Ag у сівжосконденсованому стані складається із зерен з чіткою огранкою та середнім розміром $L = (15-20)$ нм, який зростає у 5-6 разів внаслідок протікання термостабілізаційних процесів.

3. Характер залежностей $\rho(d)$ та $\beta(d)$ (див. рис. 3.9) як для плівок пермалоєвого сплаву $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$, так і плівок Ag є типовим для плівкових матеріалів, в яких проявляється розмірний ефект. Значення ρ зменшується за зростання товщини плівкового матеріалу, поступово наближаючись до асимптотичного значення ρ_{∞} . Значення β , яке є обернено пропорційне величині ρ , зростає за зростання d з виходом на насичення (експоненто у даному випадку є величина β_{∞} , що характризуює полікристалічний зразок з

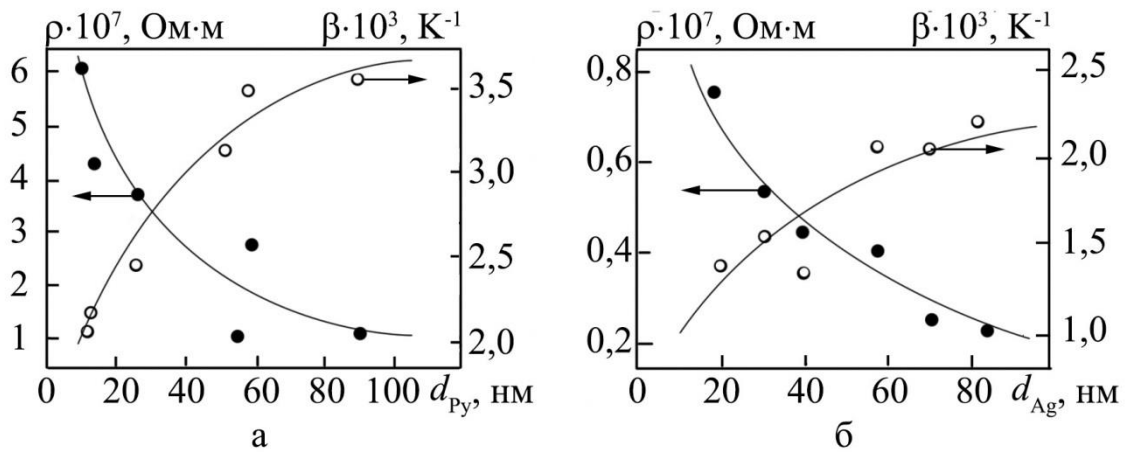


Рис. 3.9. Залежності $\rho(d)$ та $\beta(d)$ для плівок пермалоєвого сплаву $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ (а) та Ag (б)

товщиною $d \rightarrow \infty$.

Причина такого характеру залежностей $\rho(d)$ та $\beta(d)$ є прояв таких додаткових механізмів розсіювання електронів в об'ємі зразка як поверхневе та зерномежеве.

У першому розділі даної роботи було показано, що термообробка нанорозмірних матеріалів, сформованих на основі пермалоєвих сплавів $\text{Ni}_x\text{Fe}_{1-x}$ та немагнітних металів (Ag , Au чи Cu), впливає на характер та амплітуду магніторезистивних ефектів, що реалізуються у них. У зв'язку з цим важливим є дослідити як змінюється величина питомого опору таких нанорозмірних матеріалів у процесі термообробки. Крім того не менш важливим є визначення величини термічного коефіцієнту опору, яка характеризує чутливість зміни опору при зміні температури. Також важливим фактором, який може спричинити зміни у величинах питомого опору і ТКО, може бути зміна концентрації компонент у системі та загальної товщини зразків.

З метою визначення концентраційних, розмірних та температурних ефектів в електрофізичних властивостях нанорозмірних матеріалів $(\text{Py}+\text{Ag})/\text{Pi}$ були отримані температурні залежності питомого опору для двох серій зразків:

I серія – плівкові системи $(\text{Py}+\text{Ag})/\text{Pi}$ однакової загальної товщини

$d = 55 \text{ нм} = \text{const}$, в яких концентрація атомів срібла змінювалася у діапазоні від 20 до 85 ат.%;

II серія – плівкові системи (Pу+Ag)/П за $c_{\text{Ag}} = 60 \text{ ат.}\% = \text{const}$, товщина яких змінювалася в інтервалі від 20 до 100 нм.

Для свіжосконденсованих зразків першої серії було визначено, що величина $\rho = 2 \cdot 7 \cdot 10^{-7} \text{ Ом}\cdot\text{м}$ виміряної за кімнатної температури. Це корелює з даними для складових компонент системи, наведеними вище. Температурний діапазон досліджень обмежувався температурою відпалювання $T_b = 550 \text{ К}$, оскільки для всіх зразків даної серії температура заліковування дефектів T_d не перевищувала 520 К. Під температурою заліковування дефектів слід розуміти температуру, при якій на I циклі термообробки спостерігається мінімум питомого опору на температурній залежності питомого опору. Відомо, що на її величину впливають не тільки процеси заліковування дефектів і рекристалізації, а також і швидкість конденсації.

Приклади залежностей $\rho(T)$ для системи (Pу+Ag)/П за концентрації $c_{\text{Ag}} = 26, 48 \text{ і } 77 \text{ ат.}\%$ наведені на рисунку 3.10. Відмітимо, що на температурних залежностях питомого опору для всіх зразків, незалежно від концентрації компонент, можна виділити відмінність першого циклу нагрівання від подальших циклів охолодження та «нагрівання \leftrightarrow охолодження». Необоротні зміни питомого опору на I циклі нагрівання пов'язані зі структурними змінами у зразку (рекристалізація та заліковування дефектів). Відмітимо, що рекристалізаційні процеси розпочинаються при нагріванні зразків не більше ніж до 320 К. Лінійна залежність величини ρ при зміні температури спостерігається при охолодженні на I циклі та при «нагрівання \leftrightarrow охолодження» II циклі. Це типово для плівок металів і пов'язано з процесами високотемпературної електрон-фононої та електрон-магнітної взаємодії. У результаті відпалювання величина ρ зменшується від 1,5 до 3 разів та має порядок $10^{-7} \text{ Ом}\cdot\text{м}$.

На вставках рисунку 3.10 наведені температурні залежності диференціального ТКО (розрахунки проводилися за другим циклом

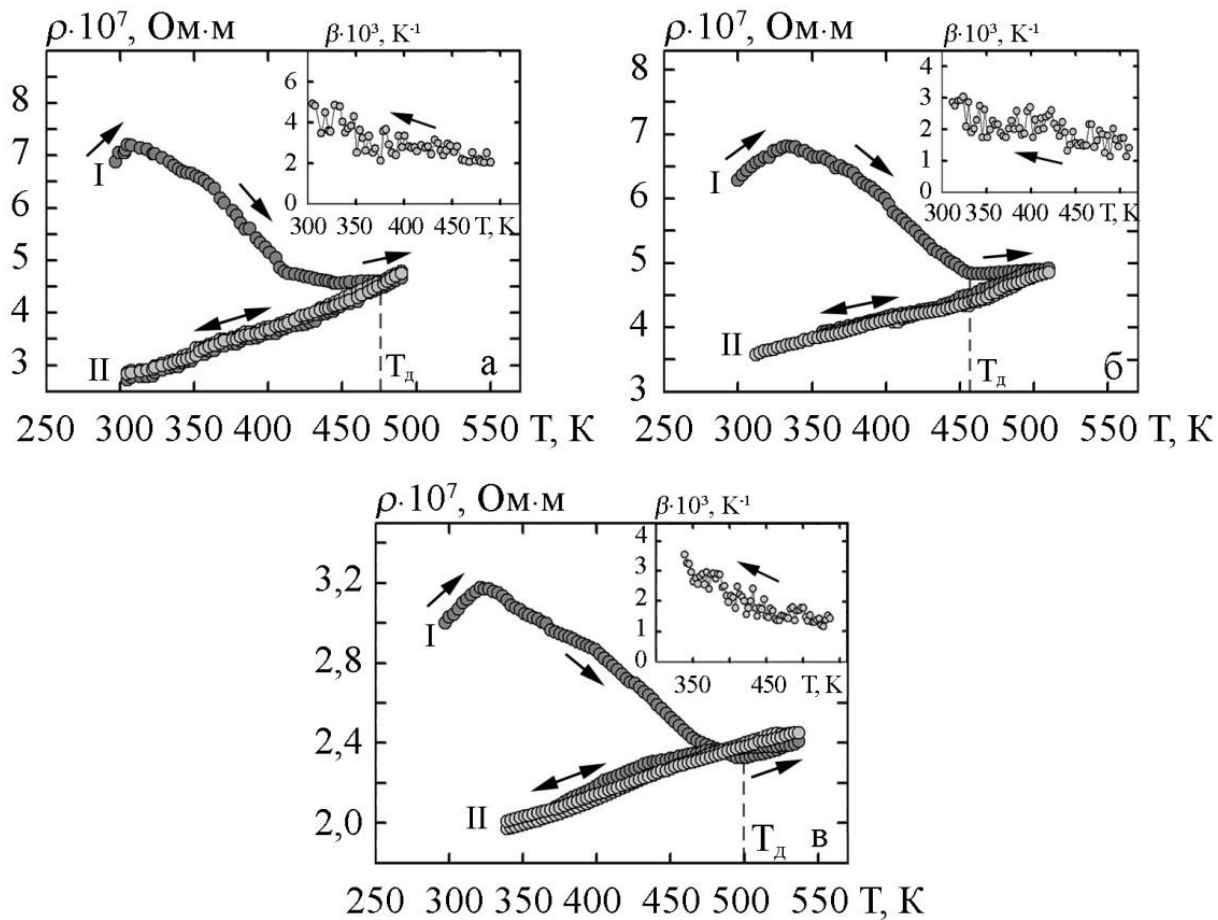


Рис. 3.9. Температурні залежності питомого опору та ТКО (на вставках) для плівкової системи (Ru+Ag)/Pi за $d = 55$ нм та $c_{Ag} = 26$ (а), 48 (б) та 77 ат.% (в) для двох циклів «нагрівання↔охолодження»

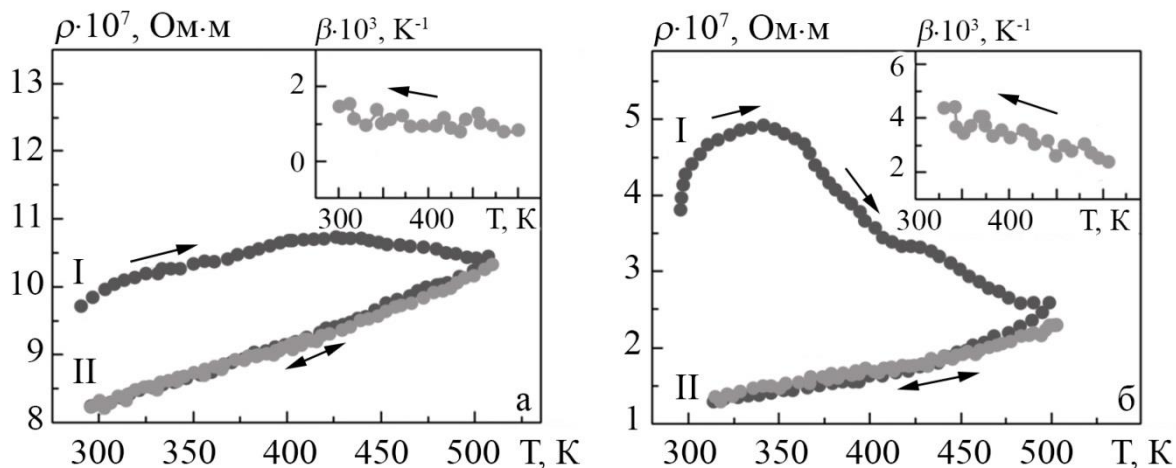


Рис. 3.10. Температурні залежності питомого опору та ТКО (на вставках) для плівкової системи (Ru+Ag)/Pi за $c_{Ag} = 60$ ат.% та $d = 20$ нм (а) та 80 нм (б) для двох циклів «нагрівання↔охолодження»

охолодження за співвідношенням $\beta_{dif} = \frac{1}{R_i} \frac{dR_i}{dT}$). Виходячи з означення термічного коефіцієнту опору, логічним є факт, що $\beta \sim 1/T$. Також як і у випадку величини питомого опору, зміна концентрації компонент в системі (Pу+Ag)/П не змінює характер температурних залежностей ТКО. Величина інтегрального ТКО, що визначалася за співвідношенням $\beta_{int} = \frac{1}{R_n} \frac{\Delta R}{\Delta T}$, для всіх зразків І серії має порядок 10^{-3} K^{-1} .

Аналізуючи результати досліджень терморезистивних властивостей зразків ІІ серії, слід відмітити, що зменшення загальної товщини системи (Pу+Ag)/П до 20 нм впливає на зовнішній вигляд залежності $\rho(T)$ на І циклі нагрівання. Затяжний характер температурної залежності питомого опору в цьому випадку свідчить про високу дефектність структури нанорозмірних плівок, сформованих на основі пермалоєвого сплаву $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$, що також є характерним і для одношарових плівок $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$.

Узагальнена концентраційна залежність величини питомого опору $\rho(c_{Ag})$ та термічного коефіцієнту опору $\beta(c_{Ag})$ наведені на рисунку 3.11 (позиції а). З рисунку 3.11а можна зробити висновок, що додавання Ag до пермалоєвого сплаву $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ та збільшенні концентрації c_{Ag} з 26 до 48 ат.% спричиняє зростання величини ρ у системі (Pу+Ag)/П до $2,5 \cdot 10^{-7} \text{ Ом} \cdot \text{м}$ у порівнянні з даними для одношарових плівок пермалоєвого сплаву $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ за $d = 55 \text{ нм}$ ($\rho(\text{Pу}) = 2,0 \cdot 10^{-7} \text{ Ом} \cdot \text{м}$). Подальше збільшення концентрації атомів Ag призводить до різкого зменшення питомого опору до величини ρ , характерної для одношарової плівки Ag(55)/П, що складає $1,7 \cdot 10^{-7} \text{ Ом} \cdot \text{м}$. Це пов'язано зі змінами у кристалічній структурі зразків. За концентрації $c_{Ag} = 63-85 \text{ ат.}\%$ зменшується концентрація кристалітів феромагнітної компоненти і вони все менше і менше стримують ріст кристалітів немагнітного Ag у процесі конденсації та термообробки. Такий висновок зроблений на підставі результатів досліджень кристалічної структури нанорозмірних матеріалів (Pу+Ag)/П, представлених на рисунку 3.5.

Концентраційна залежність ТКО при цьому характеризується наявністю мінімуму за $c_{Ag} = 48$ ат.%, що відповідає величині $\beta = 1,8 \cdot 10^{-3} \text{ K}^{-1}$ (рис. 3.11.а). Відповідно, додавання Ag до пермалоєвого сплаву $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ та збільшенні концентрації c_{Ag} з 26 до 48 ат.% спричиняє поступове зменшення величини ТКО. Слід, однак, відмітити, що даний мінімум не є таким ярко вираженим, якщо порівнювати концентраційні залежності $\rho(c_{Ag})$ та $\beta(c_{Ag})$.

Слід також зазначити, що сучасні тенденції розвитку сенсорної електроніки вимагають комплексного підходу до вивчення не тільки терморезистивних властивостей нанорозмірних плівкових матеріалів з метою створення на їх основі сенсорів неелектричних величин з високою температурною стабільністю робочих параметрів. Також цікавими з точки зору практичного застосування є дослідження їх тензорезистивних властивостей з метою створення багатофункціональних сенсорів [130, 131]. У зв'язку з цим у даній роботі також були проведені додаткові дослідження особливостей розмірних ($d = 10\text{-}60$ нм) та концентраційних ($c_{Ag} = 15\text{-}80$ ат.%) залежностей інтегрального $(\gamma)_{int}$ та диференціального $(\gamma)_{dif}$ коефіцієнтів тензочутливості для нанорозмірних плівкових матеріалів на основі пермалоєвого сплаву $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ та срібла [121, 132]. Було показано, що як і у випадку концентраційної залежності $\rho(c_{Ag})$ на графіку $(\gamma)_{int}$ від c_{Ag} також спостерігається максимум, який однак є зміщеним у бік менших концентрації атомів срібла ($c_{Ag} = 30\text{-}35$ ат.%). Появу даного максимуму також слід пов'язати зі структурними змінами у зразках (зміна характеру розподілу кристалітів та їх середнього розміру при зміні концентрації компонент). Збільшення товщини зразків з 10 до 60 нм не впливає на положення максимуму на концентраційній залежності $(\gamma)_{int}$, однак суттєво впливає на його величину (відбувається зростання $(\gamma)_{int}$ з 6, 7 до 22 од.). Це свідчить про вплив розмірного фактору на тензорезистивні властивості досліджуваних матеріалів.

Про зміну характеру кристалічної структури зразків свідчить також і концентраційна залежність температури заліковування дефектів (рис. 3.11б).

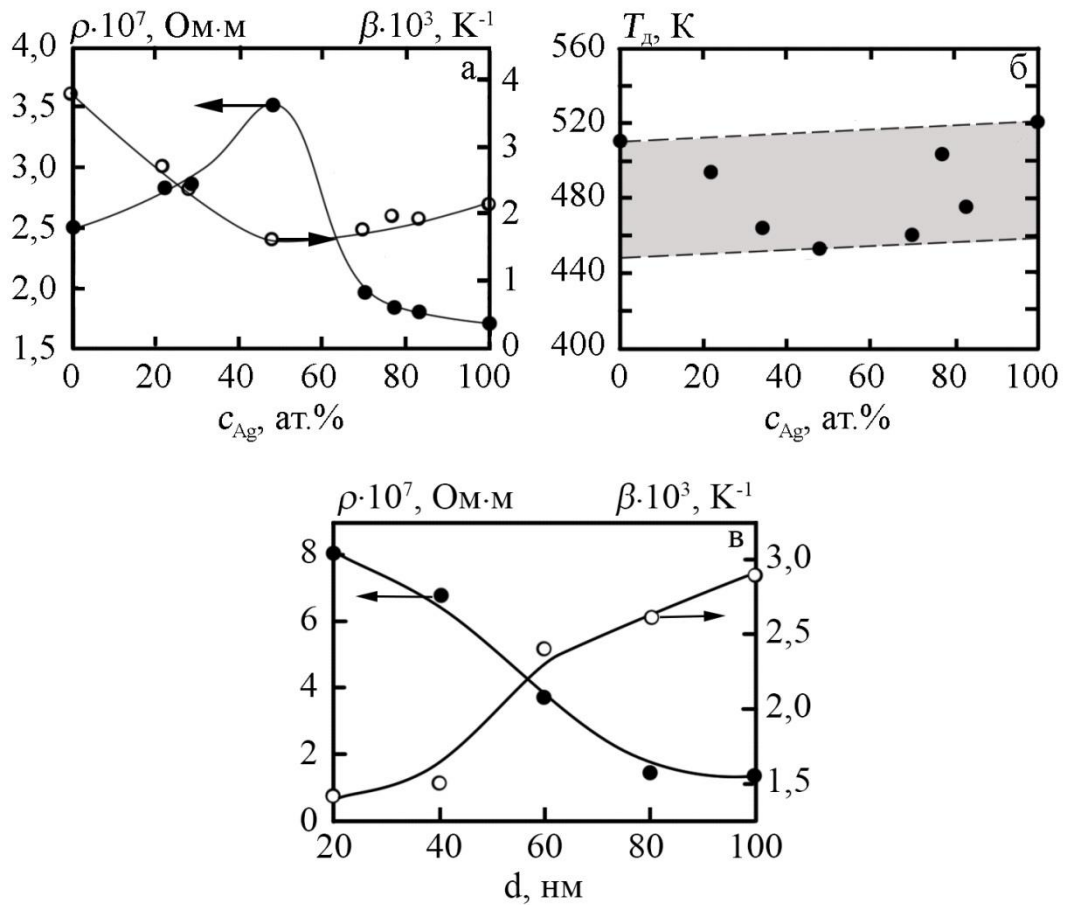


Рис. 3.11. Залежності питомого опору, термічного коефіцієнту опору (а) і температури заліковування дефектів $T_{\text{д}}$ (б) від концентрації атомів срібла ($d = 55 \text{ нм}$) (а, б) та від загальної товщини плівкової системи (Ру+Аг)/П (в)

Як було показано на рисунку 3.5, при зміні концентрації компонент нанорозмірного плівкового матеріалу, сформованого на основі пермалоєвого сплаву $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ та Ag, відбуваються зміни у середній концентрації та тип структурних дефектів (вакансій, дефектів пакування, меж зерен). А саме, за $c_{\text{Ag}} < 50$ ат.% структура плівкового матеріалу є нанорозмірною з середнім розміром кристалітів $L = 5$ нм. При цьому до основного механізму заліковування дефектів слід віднести процес заліковування вакансій атомами із залишкової атмосфери (N, O, C, H) і частково атомами Ag. Зростання вмісту атомів Ag в системі (Ru+Ag)/П супроводжується збільшенням величини L та зростанням концентрації кристалітів з дефектами пакування. Як результат у діапазоні концентрацій $c_{\text{Ag}} = 20-50$ ат.% відбувається зміна структури зразків, що супроводжується переходом від структури з переважаючими дефектами типу вакансійних комплексів до структури, для якої характерні дефекти пакування. Зазначимо також, що концентраційна залежність температури заліковування дефектів $T_{\text{д}}(c_{\text{Ag}})$ (рис. 3.11б) має також нелінійний характер. Це як і у випадку залежностей $\beta(c_{\text{Ag}})$ та $\rho(c_{\text{Ag}})$ пов'язано із заліковуванням дефектів (вакансійних комплексів та дефектів пакування) і частково рекристалізаційними процесами. Зазначимо, що останній висновок не був підтверджений експериментально та носить чисто гіпотетичний характер. Він дозволяє лише якісно пояснити експериментально отриману концентраційну залежність $T_{\text{д}}(c_{\text{Ag}})$.

На рисунку 3.11в наведені розмірні залежності величини питомого опору та ТКО $\rho(d)$ та $\beta(d)$ отримані за $c_{\text{Ag}} = 60$ ат.% = *const*. Аналізуючи дану залежність, відмічаємо, що для нанорозмірних плівкових матеріалів (Ru+Ag)/П також є характерним прояв розмірного ефекту в терморезистивних властивостях. Зростання загальної товщини системи (Ru+Ag)/П з 20 до 100 нм спричиняє різке зменшення величини питомого опору у 5-6 разів, в той час як величина ТКО збільшується у 2-3 рази. Враховуючи той факт, що концентрація компонент в системі, сформованій на основі пермалоєвого сплаву $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ та Ag, залишається для зразків II серії

Розрахункові та експериментальні значення величини питомого опору та ТКО для плівки (Pу+Ag)/П загальною товщиною 55 нм при різних концентраціях атомів срібла

Концентрація c_{Ag} , ат.%	$\rho_{експ} \cdot 10^7$, Ом·м	$\beta_{експ} \cdot 10^3$, К ⁻¹	$\beta_{розр} \cdot 10^3$, К ⁻¹	$\left \frac{\beta_{експ} - \beta_{розр}}{\beta_{експ}} \right $, %
20	2,70	3,05	2,76	9
26	2,83	2,72	2,65	2
48	3,52	1,80	2,15	19
70	1,96	1,87	2,08	11
77	1,84	1,94	2,00	3
82	1,80	1,90	1,80	5

незмінною, можна зробити наступний висновок. Зміна у величинах ρ та β при зростанні загальної товщини системи пов'язана з проявом розмірних ефектів. Основним фактором, що спричиняють його появу є внесок зростання ймовірності розсіювання електронів на зовнішніх поверхнях плівки та в об'ємі на межах зерен внаслідок зменшення товщини зразків.

З метою реалізації подальшого прогнозування електрофізичних властивостей нанорозмірних матеріалів, сформованих на основі пермалоєвого сплаву Ni₈₀Fe₂₀ та Ag, була проведена апробація макроскопічної моделі для ТКО. На нашу думку, у даному випадку, оскільки системи формувалися методом одночасної конденсації компонент, найбільш для апробації підходить вираз для термічного коефіцієнту опору плівкового сплаву [128]:

$$\beta \cong \frac{\beta_{Pу}}{1 + \frac{c_{Ag}\rho_{Ag}}{c_{Pу}\rho_{Pу}}} + \frac{\beta_{Ag}}{1 + \frac{c_{Pу}\rho_{Pу}}{c_{Ag}\rho_{Ag}}}$$

Результати розрахунків та експериментальні значення ТКО системи (Pу+Ag)/П за $d = 55$ нм та $c_{Ag} = 20-82$ ат.% після термообробки за $T_b = 550$ К наведені у таблиці 3.5. Точність співпадіння експериментальних та

розрахункових даних для ТКО не перевищує 19%. Це є максимальне значення, яке відповідає мінімуму на концентраційній залежності ТКО.

3.5 Процеси електроперенесення в плівкових наноструктурах [Pу/Ag]_n/П, сформованих методом пошарової конденсації [118, 133, 134]

Як вже відмічалось раніше, метод формування нанорозмірних структур (одночасна або пошарова конденсація) може суттєво впливати на характер протікання дифузійних процесів як при осадженні, так і при подальшій термообробці, змінюючи при цьому фазовий стан систем, спричиняючи формування твердих розчинів.

У попередньому пункті були представлені дослідження електрофізичних властивостей нанорозмірних плівкових систем (Pу+Ag)/П у залежності від концентрації компонент та загальної товщини системи. Було показано, що зміна концентрації немагнітної компоненти в діапазоні $c_{Ag} = 20-85$ ат.% спричиняє появу відповідно мінімуму і максимуму на концентраційних залежностях ρ та β за концентрації атомів Ag 48 ат.%. Дані особливості пов'язані зі змінами, які відбуваються у кристалічній структурі зразків при зміні c_{Ag} .

На даному етапі роботи нами була поставлена задача встановити чи буде впливати методика формування нанорозмірних плівкових систем на їх електрофізичні властивості. Тобто ставилася задача сформувати нанорозмірну систему на основі Pу та Ag методом пошарової конденсації шляхом збільшення кількості шарів у системі при збереженні загальної товщини системи незмінною ($d_{заг} = 54$ нм = *const*) за рахунок зменшення товщини окремих шарів бішару Pу/Ag. Вихідною була обрана двошарова плівкова система Pу(16)/Ag(38)/П. Вибір товщини шарів був зроблений виходячи з результатів дослідження електрофізичних властивостей системи (Pу+Ag)/П та відповідає концентрації атомів Ag 48 ат.%.

З літератури відомо [135-137], що електрофізичні властивості

багатошарових плівкових систем суттєво залежать від кількості інтерфейсів в системі. Отже, для правильної інтерпретації та коректної оцінки отриманих результатів, при формуванні серії зразків $[\text{Ru}/\text{Ag}]_n/\text{П}$ кількість повторів бішару Ru/Ag (n) збільшувалася з 2 до 16, а загальна товщина і концентрація компонент залишалися незмінними. Збільшення величини n при незмінній $d_{\text{заг}}$ досягалося за рахунок зменшення товщини окремих шарів. При цьому окрім незмінної $d_{\text{заг}}$ витримувалася і стала концентрація компонент ($c_{\text{Ag}} = 48$ ат.%) за рахунок підбору товщин шарів d_{Ru} і d_{Ag} . У результаті були отримані наступні плівкові системи: $[\text{Ru}(8)/\text{Ag}(19)]_2/\text{П}$; $[\text{Ru}(4)/\text{Ag}(9,5)]_4/\text{П}$, $[\text{Ru}(2)/\text{Ag}(5)]_8/\text{П}$, та $[\text{Ru}(1)/\text{Ag}(2,5)]_{16}/\text{П}$. Схематична структура сформованих багатошарових систем $[\text{Ru}/\text{Ag}]_n/\text{П}$ представлена на рисунку 3.12.

Розглянемо результати досліджень електрофізичних властивостей багатошарових плівкових систем $[\text{Ru}/\text{Ag}]_n/\text{П}$. На рисунку 3.13 представлені температурні залежності питомого опору $\rho(T)$ та термічного коефіцієнту $\beta(T)$ за кількості повторів бішару у системі $n = 1, 2, 8, 16$. Температурний інтервал досліджень електрофізичних властивостей у даному випадку, як і у випадку нанорозмірних систем $(\text{Ru}+\text{Ag})/\text{П}$, обмежувався температурою $T_{\text{в}} = 550$ К,

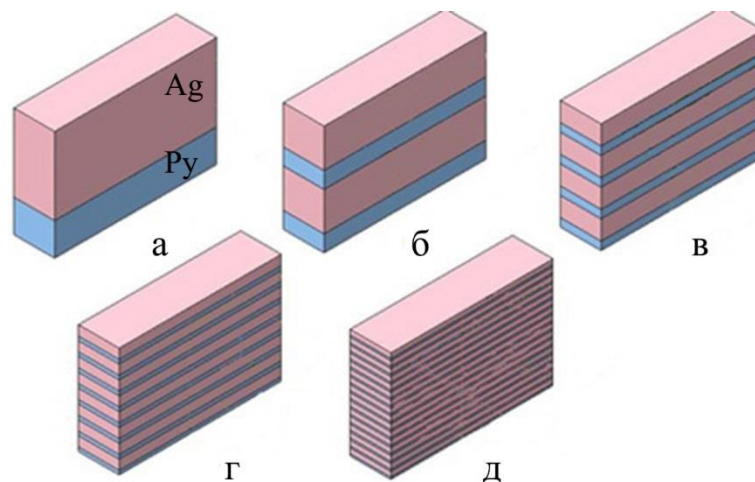


Рис. 3.12. Схематична структура багатошарових плівкових систем $[\text{Ru}/\text{Ag}]_n/\text{П}$ за загальної товщини $d = 54$ нм = const та різної кількості повторів бішару n : 2 (б), 4 (в), 8 (г) та 16 (д). Вихідною була двохарова структура $[\text{Ru}(16)/\text{Ag}(38)]/\text{П}$ (а)

оскільки для всіх досліджуваних зразків температура заліковування дефектів не перевищує 530 К. Аналізуючи залежності $\rho(T)$ та $\beta(T)$, представлені на рисунку 3.13, можна зробити висновок, що їх характер пов'язаний з процесами, що відбуваються в об'ємі зразка, такими як:

1) незворотне зменшення значення величини питомого опору на перших циклах нагрівання. Даний процес пов'язаний з процесом рекристалізації та процесом заліковування дефектів. Дані процеси спричиняють зростання рухливості носіїв заряду у зразках та зменшують ймовірність розсіювання електронів на межах зерен та дефектах [128];

2) наступний процес охолодження призводить до появи типової для металів температурної залежності опору. Величина ρ спадає за лінійним законом при охолодженні зразка до кімнатної температури. Відмітимо, що характер залежності $\rho(T)$ залишається лінійним і на другому циклі «нагрівання \leftrightarrow охолодження» також. З графіків $\beta(T)$ можна побачити, що величина ТКО спадає при зростанні температури, тобто має місце залежність $\beta \sim 1/T$ (вставки на рисунку 3.13).

Вцілому ж слід зазначити, що зміна кількості повторів бішару у системі $[\text{Py}/\text{Ag}]_n/\text{П}$ не змінює загального характеру температурних залежностей питомого опору та ТКО. Також відмічаємо, що зміна методу конденсації з одночасної на пошарову не впливає на характер залежностей $\rho(T)$ та $\beta(T)$.

Як і у випадку нанорозмірних плівкових системи $(\text{Py}+\text{Ag})/\text{П}$, які формувалися методом одночасної конденсації, величина питомого опору та ТКО для багатшарових плівкових систем $[\text{Py}/\text{Ag}]_n/\text{П}$ має порядок $\rho \sim 10^{-7}$ Ом·м та $\beta \sim 10^{-3}$ К $^{-1}$, відповідно, незалежно від кількості повторів бішару n в системі. Це пов'язано з високою дефектністю зразків у свіжосконденсованому стані. Результат еволюції величини питомого опору та термічного коефіцієнту опору при збільшенні кількості повторів бішару в системі проілюстровано на рисунку 3.14. Слід відмітити, що величина питомого опору багатшарової плівкової системи $[\text{Py}/\text{Ag}]_n/\text{П}$ зростає з $0,78 \cdot 10^{-7}$ до $2,40 \cdot 10^{-7}$ Ом·м при збільшенні n з 1 до 16. У той же час,

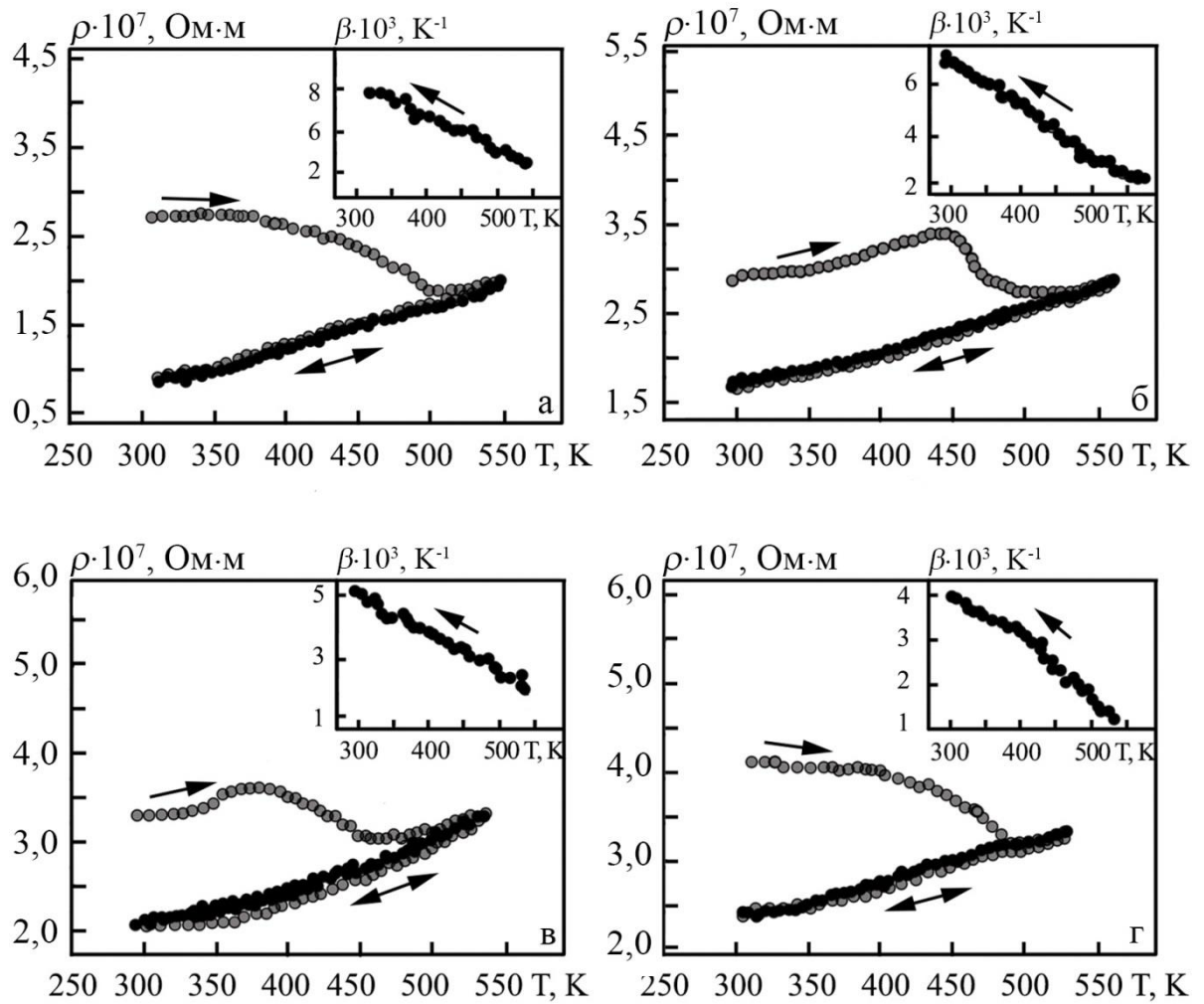


Рис. 3.12. Температурні залежності питомого опору та ТКО (на вставках) для багат шарової плівкової системи $[Py/Ag]_n/Pi$ за $d = 54 \text{ нм} = \text{const}$ та різної кількості повторів бішару n : 1 (а), 2 (б), 8 (в) та 16 (г). Вихідна структура – $Py(16)/Ag(38)/Pi$

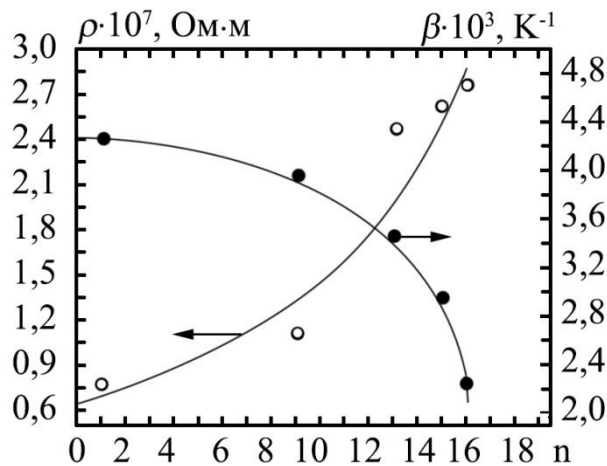


Рис. 3.14 Залежність питомого опору та термічного коефіцієнту опору від кількості повторів бішару n у багатошаровій плівковій системі $[\text{Ru}/\text{Ag}]_n/\text{П}$

величина ТКО зменшується з $4,70 \cdot 10^{-3}$ до $2,23 \cdot 10^{-3} \text{ K}^{-1}$. Оскільки, у даному випадку загальна товщина системи залишалася незмінною, то така зміна величини ρ та β може бути пов'язана зі зростанням ймовірності розсіювання електронів на межах поділу шарів (тобто так званого інтерфейсного розсіювання) [138] при збільшенні кількості фрагментів у системі.

Порівняльний аналіз величин ρ та β для багатошарової плівкової системи $[\text{Ru}(1)/\text{Ag}(2,5)]_{16}/\text{П}$ ($\rho = 2,40 \cdot 10^{-7} \text{ Ом} \cdot \text{м}$, $\beta = 2,23 \cdot 10^{-3} \text{ K}^{-1}$) та нанорозмірної плівкової системи, сформованої на основі Ru та Ag з використанням методу одночасної конденсації, за $c_{\text{Ag}} = 60 \text{ ат.}\%$ та загальною товщиною 55 нм [113] ($\rho = 2,50 \cdot 10^{-7} \text{ Ом} \cdot \text{м}$, $\beta = 2,01 \cdot 10^{-3} \text{ K}^{-1}$) дозволяє зробити висновок те, що дані результати до великої міри подібні. При цьому необхідно взяти до уваги той факт, що у багатошаровій плівковій системі $[\text{Ru}(1)/\text{Ag}(2,5)]_{16}/\text{П}$ ефективна товщина окремих шарів не перевищує 5 нм. Вже на етапі конденсації кожен з шарів в системі є несучільним. Отже, структура багатошарової системи стає подібною до структури, що формується методом одночасної конденсації двох компонент.

Відмітимо також, що як було показано у роботі [113], в багатошарових плівкових системах $[\text{Ru}/\text{Ag}]_n/\text{П}$, як і у випадку структур $(\text{Ru}+\text{Ag})/\text{П}$ фіксується

двофазний стан ГЦК-Ni₃Fe + ГЦК-Ag, який залишається незмінним у процесі температурної обробки за температури $T_b = 550$ К.

Проведені розрахунки величини β для двошарової системи – Ru(16)/Ag(38)/П за співвідношенням для ТКО біпластини [128]

$$\beta = \beta_1 + \beta_2 + \frac{d_1\alpha_1 + d_2\alpha_2}{d_1 + d_2} - \frac{\beta_1\rho_1d_2 + \rho_1d_2\alpha_2 + \beta_2\rho_2d_1 + \rho_2d_1\alpha_1}{\rho_1d_2 + \rho_2d_1} \cong \beta_1 + \beta_2 +$$

$$+ \frac{\beta_1\rho_1d_2 + \beta_2\rho_2d_1}{\rho_1d_2 + \rho_2d_1}, \text{ де } \alpha_i = \frac{d \ln l_i}{dT} - \text{ термічний коефіцієнт лінійного}$$

розширення, показав, що в системі зберігається індивідуальність окремих шарів. Відхилення експериментальних даних від розрахункових за співвідношенням для ТКО біпластини не перевищує 12%.

Для системи з найбільшою кількістю повторів [Ru(1)/Ag(2,5)]₁₆/П апробація експериментальних даних проводилася за співвідношенням для ТКО твердого розчину, оскільки як вже зазначалося вище, окремі шари структури є несучільними. Таким чином відбувається розмиття інтерфейсів магнітний/немагнітний шар та порушення у періодичності системи в цілому. Порівняльний аналіз величин $\beta_{\text{розрах}} = 2,15 \cdot 10^{-3} \text{ K}^{-1}$ та $\beta_{\text{експ}} = 2,25 \cdot 10^{-3} \text{ K}^{-1}$ свідчить про незначне відхилення експериментальних даних від розрахункових (не більше 5 %). Зазначимо, що даний результати виявився навіть кращим у порівнянні з даними, наведеними у таблиці 3.5 для нанорозмірної структури (Ru+Ag)/П за $c_{\text{Ag}} = 48$ ат. %.

Таким чином можна зробити висновок, що методика формування нанорозмірних структур на основі пермалоєвого сплаву Ni₈₀Fe₂₀ та Ag (одночасне випарування чи пошарова конденсація) не впливає на структурно-фазовий стан і дозволяє регулювати їх електрофізичні властивості (величину питомого опору і ТКО), змінюючи або концентрацію компонент, або товщину і кількість шарів в системі. Однак, як буде показано, у наступному розділі, методика формування є одним із ключових факторів, що визначає магніторезистивні властивості нанорозмірних систем на основі пермалоєвого сплаву Ni₈₀Fe₂₀ та Ag.

Висновки до розділу 3

1. Фазовий склад нанорозмірних плівкових систем (Pу+Ag)/П незалежно від концентрації компонент ($c_{Ag} = 20-85$ ат. %,) є двофазним, відповідає ГЦК-Ni₃Fe + ГЦК-Ag із параметрам ґратки \bar{a} (ГЦК-Ni₃Fe) = 0,354-0,355 та \bar{a} (ГЦК-Ag) = 0,407 нм та залишається незмінним у процесі термообробки за температури $T_B = 700$ К.

2. Аналіз кристалічної структури зразків методами просвічуючої електронної та атомно-силової мікроскопії показав, що в системі (Pу+Ag)/П за $c_{Ag} = 32-60$ ат.% відбувається перехід від кристалічної структури, що складається з зерен Ag впроваджених у феромагнітну матрицю пермалоевого сплаву, до структури де зерна феромагнітної компоненти впроваджені у матрицю немагнітної.

3. Порівняльний аналіз експериментальних температурних залежностей $\rho(T)$ та $\beta(T)$ нанорозмірних плівкових матеріалів, сформованих на основі пермалоевого сплаву Ni₈₀Fe₂₀ та Ag показав, що:

- характер температурних залежностей питомого опору і ТКО є типовим для складових компонент системи, при цьому ρ має величину порядку 10^{-7} Ом·м, а β – 10^{-3} К⁻¹;

- на концентраційній залежності питомого опору спостерігається максимум при $c_{Ag} = 48$ ат. %, якому відповідає величина $\rho = 3,5 \cdot 10^{-7}$ Ом·м, що пов'язано зі змінами типу та середньої концентрації структурних дефектів (поступовий перехід від дефектів вакансійного типу при $c_{Ag} = 50$ ат.% до появи дефектів пакування), а також середнього розміру зерен кристалічної структури;

- на залежності $\beta(c_{Ag})$ спостерігається мінімум при $c_{Ag} = 48$ ат. %, якому відповідає величина $\beta = 1,8 \cdot 10^3$ К⁻¹;

- температура заліковування дефектів T_d в інтервалі концентрацій $c_{Ag} = 20-85$ ат.% лежить у межах від 450 до 520 К.

4. Порівняльний аналіз експериментальних залежностей $\rho(T)$ та $\beta(T)$

багатошарових плівкових систем $[\text{Ru}/\text{Ag}]_n/\text{П}$ однакової загальної товщини ($d = 54 \text{ нм} = \text{const}$), показав, що збільшення кількості повторів бішару Ru/Ag за рахунок зменшення товщини окремих шарів з 1 до 16 спричиняє зростання величини ρ з $0,78 \cdot 10^{-7}$ до $2,40 \cdot 10^{-7} \text{ Ом} \cdot \text{м}$, та зменшення β з $4,70 \cdot 10^{-3}$ до $2,23 \cdot 10^{-3} \text{ К}^{-1}$. Головна причина такої зміни питомого опору і ТКО, враховуючи незмінний фазовий стан та однакові умови формування всіх досліджуваних зразків, пов'язана зі зростанням ймовірності інтерфейсного розсіювання внаслідок збільшення кількості повторів бішару Ru/Ag за незмінної загальної товщини. Інша причина це порушення структурної суцільності шарів при зменшенні їх ефективної товщини.

РОЗДІЛ 4

МАГНІТОРЕЗИСТИВНІ ВЛАСТИВОСТІ ПЛІВКОВИХ НАНОСТРУКТУР НА ОСНОВІ ПЕРМАЛОЮ ТА СРІБЛА

Виходячи з даних літературного огляду, нанорозмірним плівковим матеріалам, сформовані на основі пермалоевих сплавів Ni_xFe_{1-x} та Ag, властива лінійна зміна величини питомого опору у зовнішньому магнітному полі, мале значення ТКО та задовільна температурна стабільність. При цьому згідно [49, 126, 139] у даному типі матеріалів можна реалізувати ізотропний та анізотропний магніторезистивні ефекти. Величина ізотропного та анізотропного МО залежить не тільки від методу та умов формування, а й від концентраційного складу, загальної товщини системи, температур термообробки та вимірювання.

4.1 Концентраційні ефекти в магніторезистивних властивостях нанорозмірних систем (Pу+Ag)/П [117, 140-146]

Дослідження магніторезистивних властивостей нанорозмірних плівкових матеріалів, які сформовані на основі пермалоевого сплаву $Ni_{80}Fe_{20}$ та Ag, загальною товщиною $d = 55$ нм у діапазоні концентрації $c_{Ag} = 20$ -85 ат.% свідчать про те, що амплітуда та характер польових залежностей МО визначаються концентраційним складом. На рисунку 4.1 приведені приклади залежностей $MO(B)$ для двох геометрій вимірювання: поздовжньої та поперечної (вимірювання проводилися за кімнатної температури). Польові залежності магнітоопру наведені для свіжосконденсованих зразків (Pу+Ag)/П за $c_{Ag} = 20, 32, 60$ та 78 ат.% (відповідно позиції а-г рисунку 4.1). Розглянемо їх більш детально.

Нанорозмірні матеріали на основі пермалоевого сплаву $Ni_{80}Fe_{20}$ та Ag за концентрацій $c_{Ag} \leq 20$ ат.% характеризуються анізотропним магніторезистивним ефектом. З літератури відомо [147], що даний ϵ

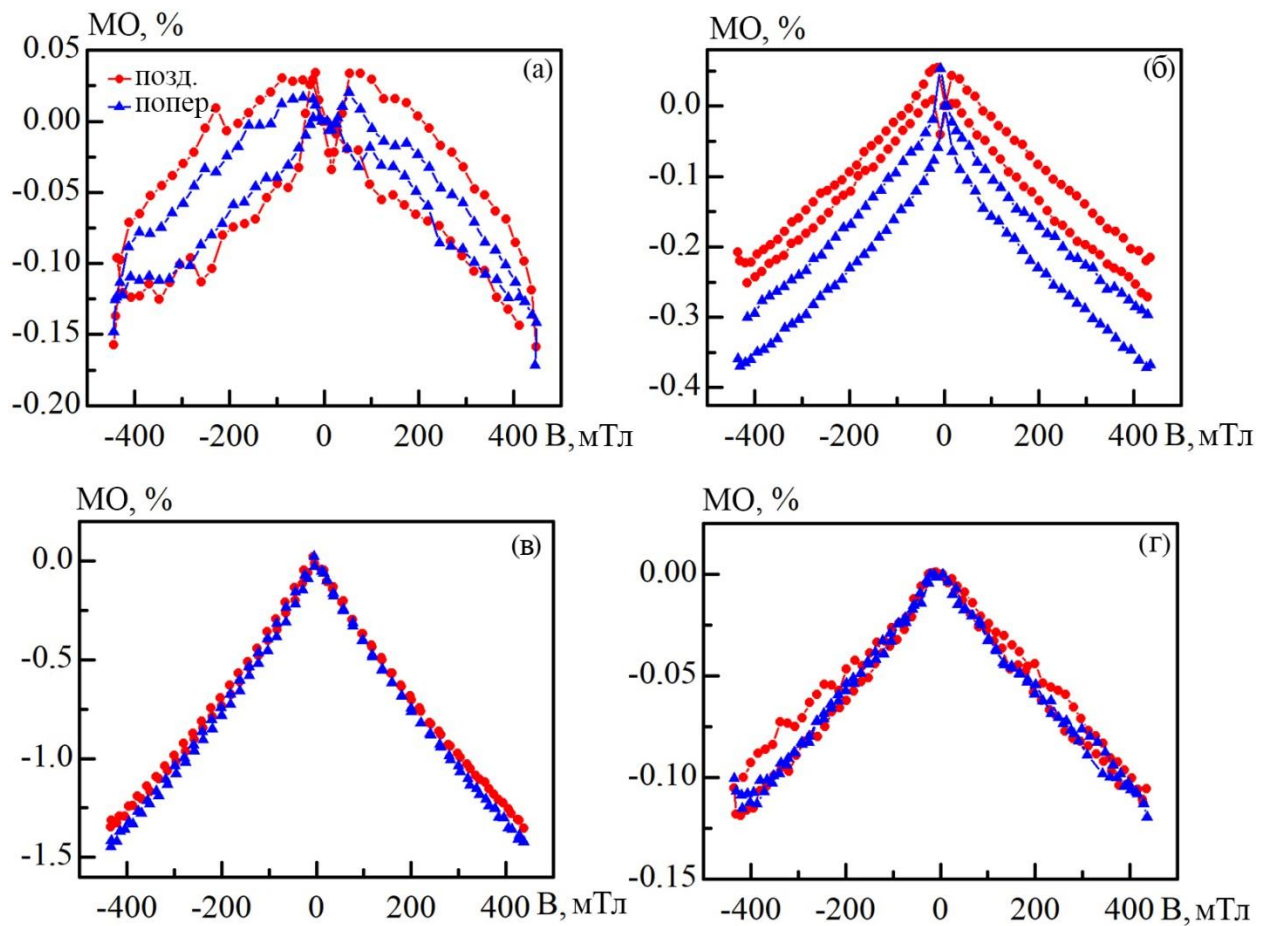


Рис. 4.1 Залежності поздовжнього та поперечного магнітоопору від індукції прикладеного зовнішнього магнітного поля для плівкової наноструктури (Py+Ag)/П за загальної товщини $d = 55$ нм та концентрації $c_{Ag} = 20$ (а), 32 (б), 60 (в) та 78 ат.% (г)

характерним для пермалоєвих сплавів Ni_xFe_{1-x} , як у масивному, так і у тонкоплівковому станах [99-101] та визначається взаємною орієнтацією векторів намагніченості та густини у зразку [98]. Тому, доволі очікувано, що у зразках (Pу+Ag)/П за $c_{Ag} \leq 20$ ат.%, структура яких складається з великих кластерів феромагнітної компоненти, а ізольовані феромагнітні частинки практично відсутні, залежності $MO(B)$ мають гістерезисний характер (рис. 4.1 а). Збільшення концентрації немагнітної компоненти до 32 ат.% спричиняє зміну форми залежності магнітоопору від індукції магнітного поля. Дана форма характерна для ізотропного МО з наявним гістерезисом та відсутністю насичення (рис. 4.1 б). Це свідчить про збільшення кількості ізольованих феромагнітних наночастинок в об'ємі плівкового матеріалу. Однак, неспівпадіння залежностей $MO(B)$ для поздовжньої та поперечної геометрій вимірювання, свідчить і про присутність великих феромагнітних кластерів, які спричиняють появу анізотропного МО, який впливає на величину ефекту ізотропного МО. Іншими словами, якщо напрямки векторів густини струму \mathbf{j} та локальної намагніченості у феромагнітних кластерах \mathbf{M} будуть однонаправленими, то результатом впливу АМО ефекту є зменшення амплітуди ізотропного МО. Якщо ж вони будуть спрямовані у площині плівкового зразка поперечно, то величина ізотропного магнітоопору буде збільшуватися. Зауважимо також, що збільшення c_{Ag} до 32 ат.% призводить до зростання амплітуди МО, що свідчить про зростання ефективності спин-залежного розсіювання електронів.

Безгістерезисний характер залежностей магнітоопору від індукції прикладеного магнітного поля (причому залежності у поздовжній та поперечній геометріях повністю співпадають) виникає при збільшенні концентрації c_{Ag} до 60 ат.% (рис. 4.1в). Залежність величини МО від B є майже лінійною і не виходить на насичення у магнітних полях з індукцією до 500 мТл. Це пов'язано зі зміною у кристалічній структурі зразків та їх магнітного стану. Збільшення концентрації атомів немагнітної компоненти призводить до збільшення кількості ізольованих магнітних наночастинок. Їх

розподіл в об'ємі плівкового зразка стає більш рівномірним. Про це свідчать результати аналізу структури зразків методом АФМ. Середні розміри магнітних наночастинок та ширина немагнітних каналів досягають величин, за яких відбувається зменшення ймовірність розсіювання електронів на немагнітних зернах. У той же час не просто зростає ефективність процесу розсіювання електронів на магнітних інтерфейсах та в об'ємі магнітних наночастинок, а й стає переважаючою. Це також призводить і до подальшого зростання амплітуди МО до 1,45%.

Нанорозмірні плівкові зразки (Pу+Ag)/П за концентрації немагнітної компоненти $c_{Ag} = 78$ ат.% також характеризуються проявом ізотропного магніторезистивного ефекту та безгістерезисними польовими залежностями МО без насичення у полях до 500 мТ. Однак при цьому амплітуда ефекту суттєво падає (менша за 0,1 %). Це пов'язано з тим, що кристалічна структура нанорозмірного плівкового матеріалу складається з ансамблю малих не взаємодіючих феромагнітних наночастинок, що мають випадковим чином розподілені магнітні моменти.

Результуюча залежність величини ізотропного МО від концентрації немагнітної компоненти, для двох геометрії вимірювання (поперечної та поздовжньої) представлена на рисунку 4.2. Аналізуючи дану залежність, слід зазначити, що для діапазону $c_{Ag} = 20-52$ ат.% характерним є незначне зростання поздовжнього та поперечного МО. За $c_{Ag} = 60$ ат.% відбувається різке зростання амплітуди МО до 1,45%, після чого різко падає і в діапазоні концентрації $c_{Ag} = 72-82$ ат.% монотонно зменшується, хоча і не зникає повністю.

Отриманий результат стосовно концентраційної залежності нанорозмірних плівкових матеріалів, сформованих на основі пермалоевого сплаву $Ni_{80}Fe_{20}$ та Ag відповідають літературним даним для систем (Pу+Ag)/П, що були сформовані з використанням методу одночасної конденсації компонент у вакуумі [51, 148].

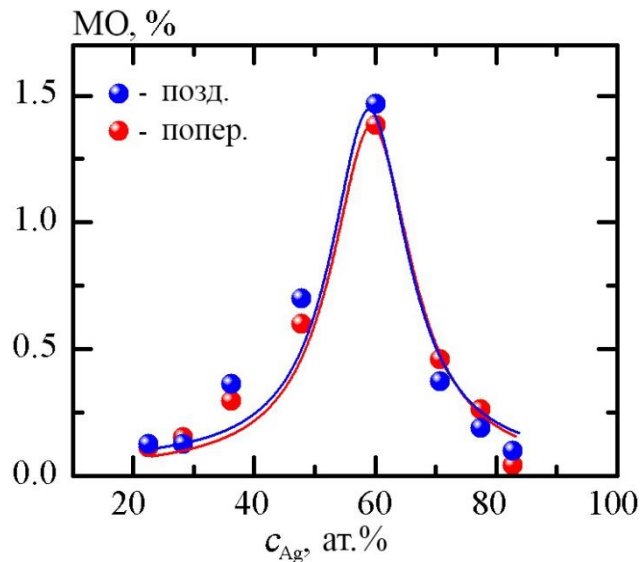


Рис. 4.2 Залежність амплітуди поздовжнього та поперечного магнітоопору від концентрації немагнітної компоненти для свіжосконденсованих плівкових наноструктур (Py+Ag)/П за загальної товщини $d = 55$ нм

На рисунку 4.3 представлені залежності поздовжнього та поперечного магнітоопору від індукції прикладеного зовнішнього магнітного поля для відпалених за температур 400, 500, 600 та 700 К плівкових наноструктур (Py+Ag)/П за загальної товщини $d = 55$ нм. Оскільки максимальне значення МО було отримано для структури з концентраційним вмістом атомів срібла в 60 ат.%, то саме для даної наноструктури й наводяться залежності $MO(B)$ після термообробки зразків. Аналізуючи дані залежності, слід відмітити наступне. Ізотропний характер залежностей $MO(B)$, обумовлений спін-залежним розсіювання електронів, зберігається після термообробки за $T_B = 400$ та 500 К (рис. 4.3 а,б). При цьому амплітуда магніторезистивного ефекту зростає відповідно до 1,55 та 1,82 %. Згідно результатів досліджень структурно-фазового стану системи (Py+Ag)/П, що були наведені у попередньому розділі, у процесі термообробки за $T_B = 500$ К в системі зберігається двофазний стан ГЦК-Ag + ГЦК-Ni₃Fe. Таким чином, однією з ймовірних причин зростання величини МО є збільшення середнього розміру

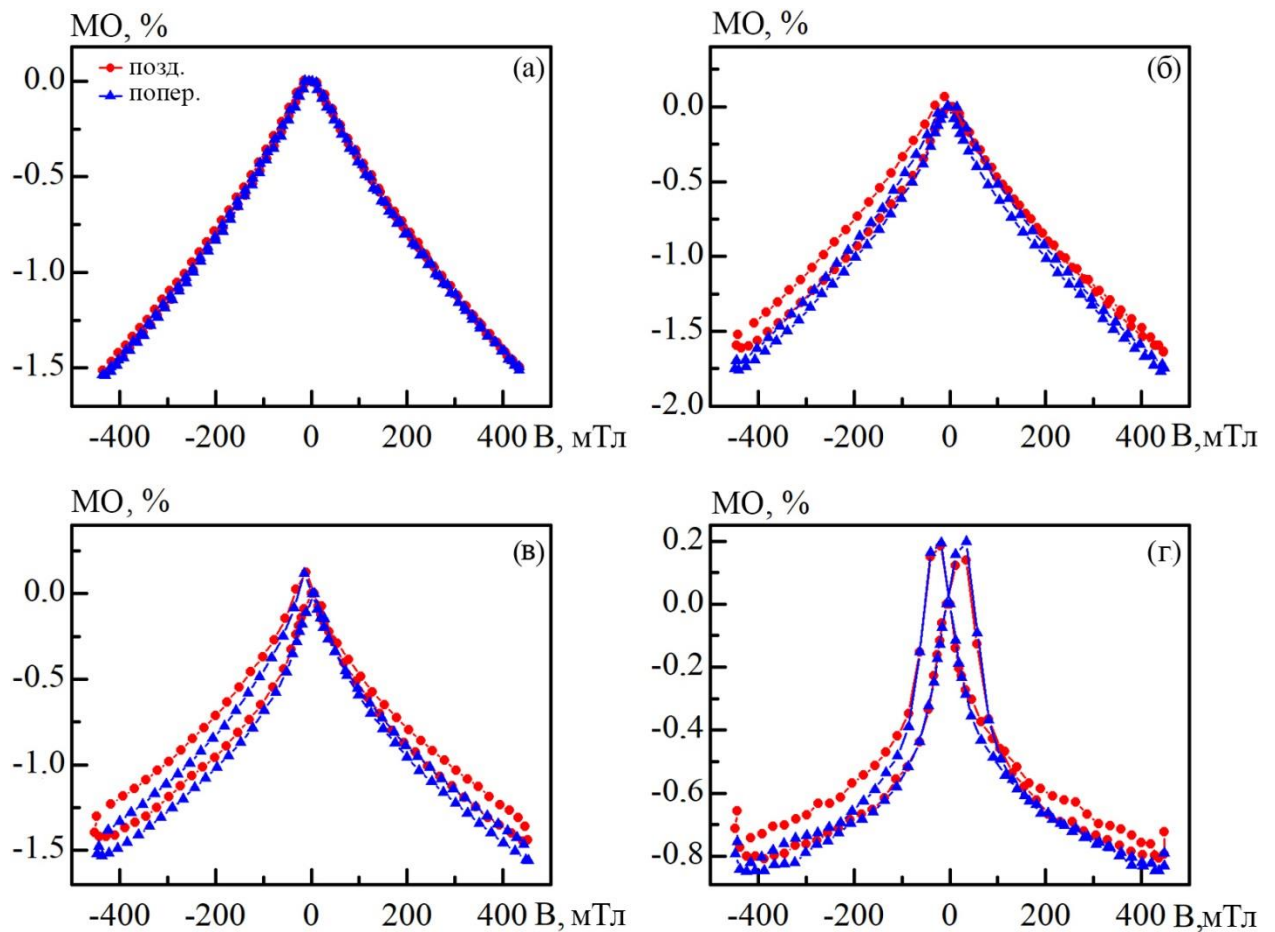


Рис. 4.3 Залежності поздовжнього та поперечного магнітоопору від індукції прикладеного зовнішнього магнітного поля для плівкової наноструктури (Py+Ag)/П за загальної товщини $d = 55$ нм та концентрації немагнітної компоненти $c_{Ag} = 60$ ат.% після відпалювання за температур 400 (а), 500 (б), 600 (в) та 700 К (г)

ферромагнітних наночастинок, зменшення магнітних областей з суперпарамагнітним упорядкуванням та відповідне зростання кількості магнітних областей з ферромагнітним упорядкуванням [149]. Наслідком цього стає зростання ймовірності спін-залежного розсіювання на інтерфейсах ферромагнітна наночастинка/немагнітна матриця та збільшення амплітуди магніторезистивного ефекту.

Поступове падіння амплітуди магніторезистивного ефекту починає проявлятися вже після відпалювання за температури 600 К (рис. 4.3 в). Хоча при цьому змін у формі залежностей $MO(B)$ не відбувається. Вони залишаються ізотропними, тобто спостерігається зменшення величини опору при збільшенні індукції прикладеного магнітного поля. Таку поведінку також можна пов'язати зі зміною у кристалічній структурі зразків. Послаблення ролі спін-залежного розсіювання пов'язано з посиленням ефективності електрон-фононного розсіювання внаслідок формування наночастинок, що знаходяться у багатодоменному стані. Крім того зростання ймовірності електрон-фононного розсіювання перешкоджає проходженню електронів від одного ферромагнітного зерна до іншого [59].

Високотемпературне відпалювання за $T_B = 700$ К змінює форму польових залежностей поздовжнього та поперечного МО. Для обох геометрій характерною є поява коерцитивності та насичення (рис. 4.3 г). Це вказує на те, що магнітний стан зразків продовжує змінюватися. Внаслідок коалісценції ферромагнітних наночастинок відбувається подальше формування багатодоменної структури.

На рисунку 4.4 представлена узагальнююча температурна залежність магнітоопору, виміряного у поздовжній та поперечній геометріях, для інтервалу температур $T_B = 300-900$ К. Як видно з рисунка 4.3, критичне падіння амплітуди МО ефекту відбувається після високотемпературного відпалювання за температури 900 К. Хоча при цьому ефект повністю не зникає, а відбувається перехід від ізотропного до анізотропного магніторезистивного ефекту. Причиною цього є інтенсивні дифузійні

процеси, які спричиняють формування великих феромагнітних кластерів по всьому об'єму зразка. Магнітна поведінка таких кластерів подібна до магнітного стану суцільних феромагнітних плівок. А як було зазначено вище, для одношарових плівок пермалоевого сплаву $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ характерним є прояв саме анізотропного МО.

Для того, що краще зрозуміти фізичні причини зміни поведінки магнітоопору у процесі відпалювання зразків, слід проаналізувати температурні залежності величини питомого опору ρ та $\Delta R_{\max} = R(B_0) - R(B_{\max})$ (рис. 4.4). Для побудови температурної залежності питомого опору, були використані дані величини ρ , виміряні після відпалювання зразка до заданої температури та відповідного охолодження. Аналізуючи дані залежності слід відмітити наступне. По-перше, у температурному інтервалі $T_b = 300\text{-}900\text{ K}$ величина ρ нанорозмірної структури $(\text{Pb}+\text{Ag})/\text{P}$ за $c_{\text{Ag}} = 60\text{ ат.}\%$ у поздовжній і поперечній геометріях вимірювання зменшується з $3 \cdot 10^{-7}\text{ Ом}\cdot\text{м}$ до $1 \cdot 10^{-7}\text{ Ом}\cdot\text{м}$ (рис. 4.4 а). Основними причинами такого зменшення є процеси дифузії та заліковування дефектів, а також рекристалізаційні процеси, що відбуваються в процесі термообробки

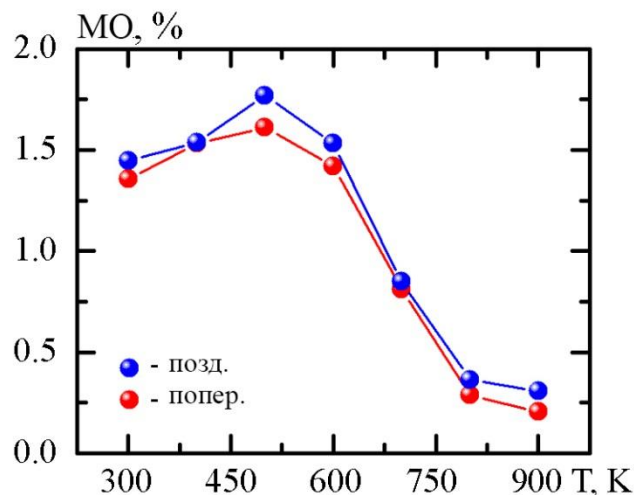


Рис. 4.4 Температурні залежності поздовжнього та поперечного магнітоопору для плівкової наноструктури $(\text{Pb}+\text{Ag})/\text{P}$ за загальної товщини $d = 55\text{ нм}$ та концентрації $c_{\text{Ag}} = 60\text{ ат.}\%$

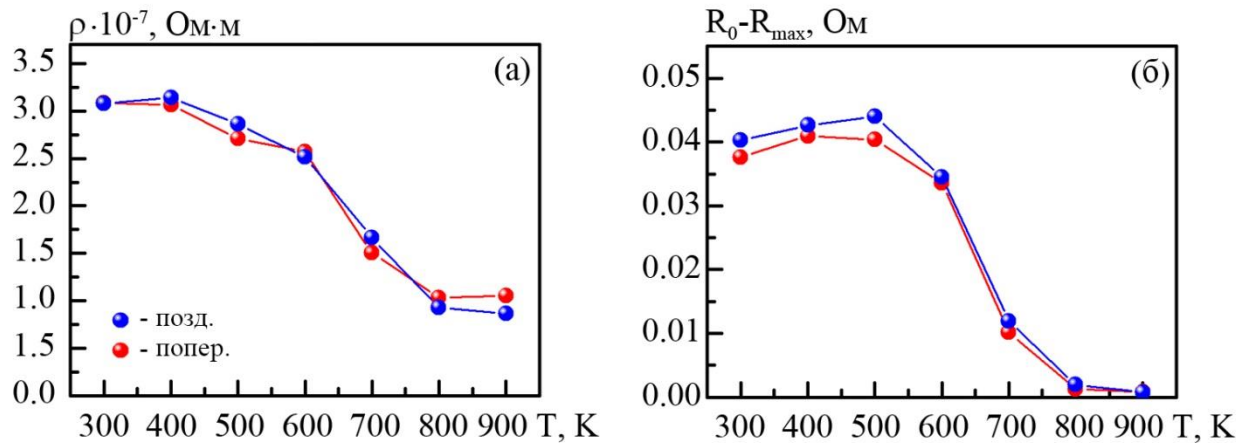


Рис. 4.5 Температурні залежності питомого опору (а) та величини ΔR_{max} для для плівкової наноструктури (Py+Ag)/Pi за загальної товщини $d = 55$ нм та концентрації $c_{Ag} = 60$ ат.%

зразків. У той же час слід відмітити, що низькотемпературне відпалювання за 500 К спричиняє зростання величини ΔR_{max} у 1,1 рази (рис. 4.4 б). Таке зростання величини ΔR_{max} після термообробки зразків за $T_b = 500$ К як раз і пов'язано зі змінами умов спін-залежного розсіювання носіїв заряду. Отже зростання величини МО у 1,2 рази (як в поперечній, так і поздовжній геометріях вимірювання) після відпалювання за $T_b = 500$ К є наслідком відповідного зменшення та збільшення величин ρ та ΔR_{max} . Процес високотемпературної термообробки призводить до зменшення як величини ρ , так і величини ΔR_{max} , що й спричиняє падіння амплітуди МО.

Для підтвердження висновків про зміни магнітного стану нанорозмірних плівкових матеріалів на основі пермалоевого сплаву $Ni_{80}Fe_{20}$ та Ag, були проведені додаткові дослідження їх магнітних властивостей, проведені методом вібраційної магнітометрії (прилад VSM Lake Shore Model). Польові залежності нормованої намагніченості виміряні у геометрії “in-plane” для свідосконденсованих (300 К) та відпалених за температур 500, 700 та 900 К представлені на прикладі зразка (Py+Ag)/Pi за загальної товщини $d = 55$ нм та $c_{Ag} = 60$ ат. Зазначимо, що всі вимірювання польових

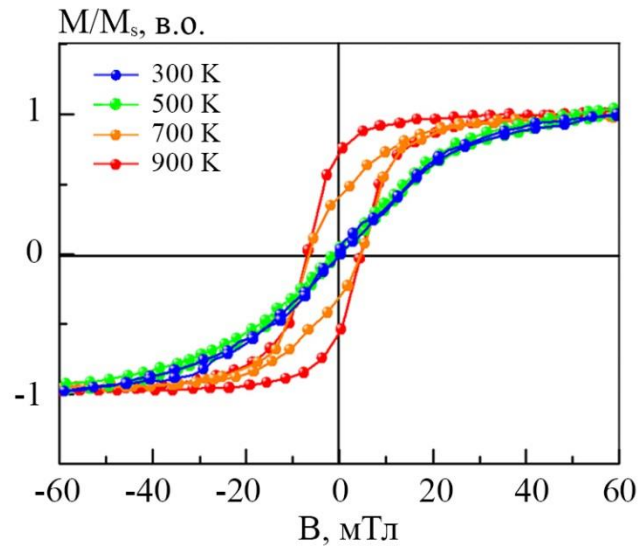


Рис. 4.6 Польові залежності нормованої намагніченості виміряні у геометрії “in-plane” для свіжосконденсованих (300 K) та відпалених за температур 500, 700 та 900 K для плівкової наноструктури (Cu+Ag)/П за загальної товщини $d = 55$ нм та концентрації $c_{Ag} = 60$ ат.%

залежностей $M/M_s(B)$ проводилися за кімнатної температури.

Отже, нанорозмірні плівкові структури, сформовані на основі пермалоєвого сплаву $Ni_{80}Fe_{20}$ та Ag, після конденсації проявляють незначну гістерезисну поведінку. При збільшенні індукції прикладеного магнітного поля спостерігається зростання величини нормованої намагніченості. Наявність нахилу на $M/M_s(B)$ свідчить про не повне перемагнічування у зразках за кімнатної температури. Подібна поведінка намагнічування має місце і після відпалювання зразка за температури 500 K. Такий результат корелює з результатами досліджень магніторезистивних властивостей. Зростання температури відпалювання до 700 K супроводжується зміною форми петлі магнітного гістерезису. При цьому величина коерцитивної сили мала і не перевищує 10 мТл. Високотемпературна термообробка за $T_b = 900$ K призводить до зміни форми петлі магнітного гістерезису. Вона набуває прямокутної форми. Величина коерцитивної сили в даному випадку зростає, але не суттєво. Даний результат підтверджує висновок про коалесценцію феромагнітних наночастинок та утворення багатодоменного магнітного стану

в об'ємі зразка.

Підсумовуючи все вище сказане, слід зазначити, що у залежності від концентрації компонент нанорозмірні плівкові матеріали, сформовані на основі пермалоевого сплаву $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ та Ag , проявляють різний тип магніторезистивного ефекту. За незначної концентрації атомів Ag проявляється анізотропний МО, в той час як збільшення c_{Ag} до 32 ат.% призводить до появи ізотропного магніторезистивного ефекту. Максимальне значення ізотропного МО фіксується за $c_{\text{Ag}} = 60$ ат.%. Крім того, дані матеріали характеризуються незначною коерцитивністю та великими полями насичення, що є важливим при формуванні чутливих елементів сенсорів магнітних полів.

3.2 Розмірний ефект в магніторезистивних властивостях плівкових наноструктур (Py+Ag)/П [127, 150, 151]

Сучасний етап розвитку електроніки супроводжується переходом до нанорозмірного рівня виготовлення елементної бази, який вимагає використання функціональних елементів загальної товщини яких відносно мала (не більша за 100 нм). Відомо також, що фізичні властивості тонкоплівкових матеріалів на відміну від масивних, суттєво залежать від товщини. Наприклад, величина питомого опору тонкої металевої плівки товщиною 20 нм може бути на один, або навіть на декілька порядків, вищою за величину питомого опору товстої плівки товщиною 100 нм [152]. Це пов'язано з двома причинами. Перша – залежність кристалічної структури тонких плівок від умов конденсації. Друга – залежність величини питомого опору від співвідношення між товщиною зразка та середньою довжиною вільного пробігу електронів [94]. Магніторезистивні властивості тонких плівок також змінюються при зміні товщини [74, 90, 153-155]. Отже, дослідження впливу розмірного ефекту на магніторезистивні властивості нанорозмірних феромагнітних систем є однією із актуальних задач як з

фундаментальної, так і прикладної точок зору. Не зважаючи на це, як показав літературний огляд, на сьогоднішній день досить мало робіт, пов'язаних з вивченням впливу товщини на магніторезистивні властивості нанорозмірних плівок на основі пермалоєвих сплавів Ni_xFe_{1-x} , отриманих методом одночасної конденсації компонент.

У зв'язку з цим, нами були проведені дослідження магніторезистивних властивостей нанорозмірних систем на основі пермалоєвого сплаву $Ni_{80}Fe_{20}$ та Ag, отриманих методом одночасної конденсації, загальна товщина яких змінювалася в межах від 20 до 100 нм. Величина концентрації немагнітної компоненти була обрана 60 ат.%, оскільки за даної концентрації, як було показано вище, вдалося отримати максимальне значення ізотропного МО. Також, було проаналізовано і вплив температури відпалювання і вимірювання на величину магніторезистивного ефекту.

Згідно наших досліджень магніторезистивних властивостей свіжесконденсованих нанорозмірних плівкових систем (Pу+Ag)/П в діапазоні товщин $20 \leq d \leq 100$ нм (рис. 4.7), польові залежності МО мають ізотропний характер у поздовжній та поперечній геометріях. Для всіх зразків, магнітоопір плівок в обох геометріях зменшується при збільшенні індукції прикладеного зовнішнього магнітного поля, при цьому польові залежності поздовжнього та поперечного МО співпадають в рамках похибки вимірювання. Також особливістю даних залежностей є відсутність гістерезису та насичення у магнітних полях до 600 мТл. Це пов'язано з наявністю маленьких однодоменних магнітних наночастинок, що формуються у процесі конденсації та потребують великих полів для перемагнічування.

Результати дослідження магніторезистивних властивостей досліджуваних зразків після відпалювання за температур 500 та 700 К суттєво різняться. Зміну форми польових залежностей поздовжнього та поперечного магнітоопору для плівкових зразків (Pу+Ag)/П у процесі термообробки ілюструє рисунок 4.7. З рисунка 4.7 б видно, що відпалювання

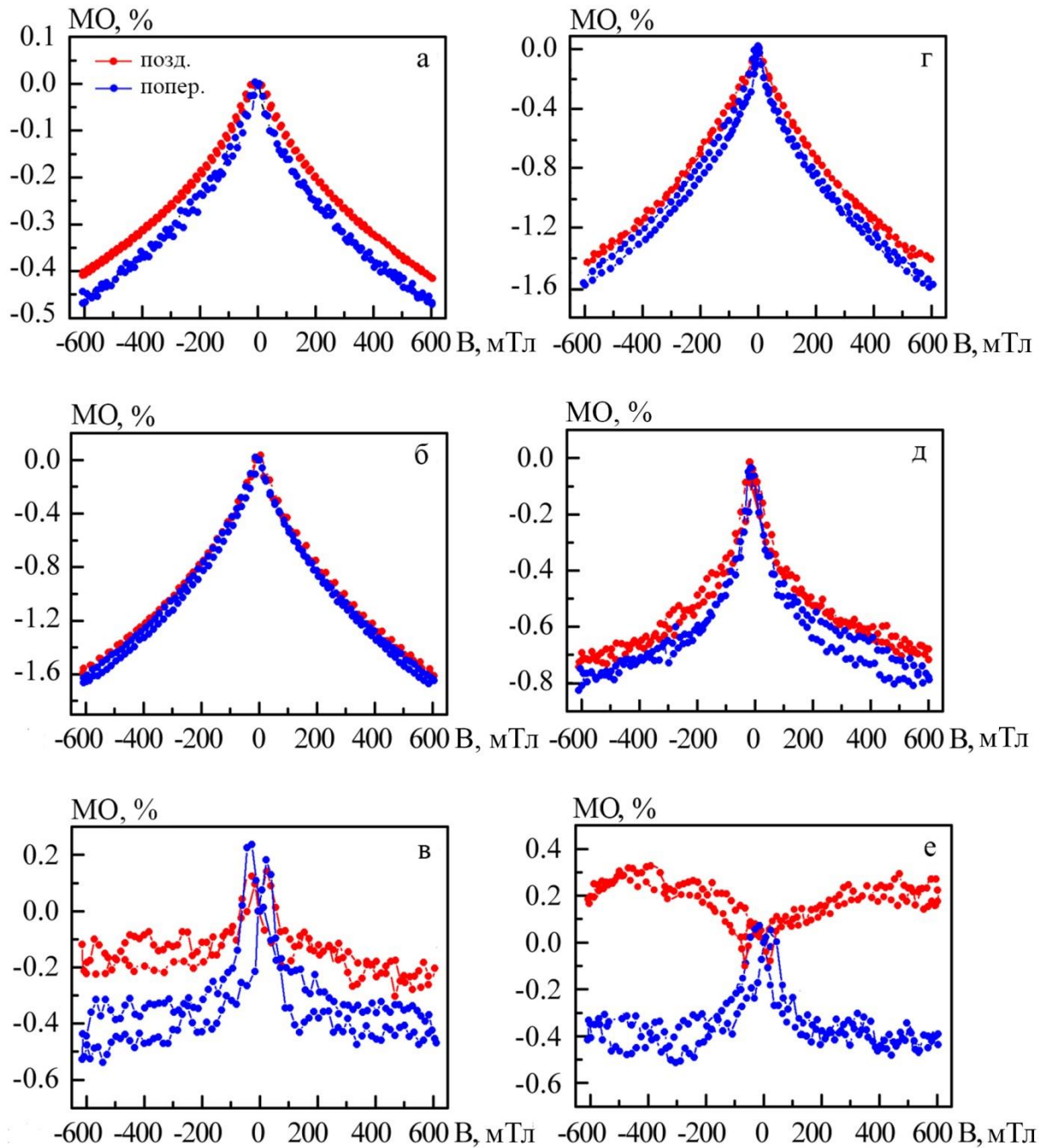


Рис. 4.7 Польові залежності поздовжнього та поперечного магнітоопору для пліткових наноструктур (Au+Ag)/Pt за концентрації $c_{Ag} = 60$ ат.% та загальної товщини $d = 40$ (а-в) і 80 нм (г-е) у свіжосконденсованому стані (а, г) та після термовідпалювання за $T_b = 500$ К (б, д) і 700 К (в, е)

зразків ефективною товщиною $d = 40$ нм за температури 500 К призводить до збільшення величини МО та ефект залишається ізотропним. Це пов'язано зі змінами у кристалічній структурі зразків, а саме її покращенням внаслідок протікання рекристалізаційних процесів. У випадку зразків з ефективною товщиною $d = 40$ нм, магніторезистивний ефект залишається ізотропним після відпалювання за температури 500 К, однак його величина починає зменшуватися. Дана поведінка пов'язана також зі змінами у кристалічній структурі зразків. У процесі температурної обробки відбувається зростання феромагнітних зерен, вони дотикаються один одного, відбувається процес коалесценції, що призводить до формування багатодоменних наночастинок. Як наслідок змінюється магнітна конфігурація системи, що й призводить до послаблення магніторезистивного ефекту [156].

Після відпалювання за температури 700 К відбуваються ще більші зміни у магніторезистивних властивостях досліджуваних систем у залежності від їх товщини (рис. 4.7 в, г). Для зразків з відносно невеликою ефективною товщиною (рис. 4.7 в), на залежності $MO(B)$ з'являється гістерезис. Крім того, у полях до 70 мТл виникає додатній МО, який переходить у від'ємний при збільшенні індукції магнітного поля. Відмітимо, що величина поперечного МО у даному випадку у два рази більша ніж величина поздовжнього МО. Різниця у амплітудах поперечного та поздовжнього магнітоопору спричинена проявом ефекту анізотропного магнітоопору. Наявність анізотропного МО у слабких магнітних полях та від'ємного МО у більш сильних можна пояснити тим, що і великі феромагнітні кластери і маленькі ізольовані наночастинок присутні в об'ємі плівкового зразка. У даному випадку, структура плівки є наближеною до порогу перколяції у двовимірній плівковій системі. Для зразків з відносно великою загальною товщиною (рис. 4.7 е), залежності $MO(B)$ приймають форму типову для суцільних феромагнітних плівок, що свідчить про наявність переважаючої кількості великих феромагнітних кластерів у зразку. У наслідок цього в системі спостерігається анізотропний магніторезистивний ефект.

Розмірні залежності величини магнітоопору для свіжесконденсованих та відпалених нанорозмірних плівок на основі пермалоевого сплаву $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ представлені на рисунку 4.8. Отже, для зразків у свіжесконденсованому стані характерним є зростання величини ізотропного МО при зростанні товщини з виходом на насичення за $d = 100$ нм (МО = 1,85 %). У той же час розмірні залежності магнітоопору для нанорозмірних плівкових систем (Ру+Аг)/П характеризуються наявністю максимуму МО = 1,80 % за товщини 60 нм та температури 500 К. Даний максимум зміщується в бік менших товщин ($d = 50$ нм) при зростанні температури відпалювання до 700 К і становить 0,85 %.

Рисунок 4.9 ілюструє результати дослідження магніторезистивних властивостей за різних температур вимірювання на прикладі зразка загальною товщиною $d = 60$ нм, відпаленого за температури $T_B = 500$ К. Дані вимірювання проводилися у поздовжній геометрії у зовнішньому магнітному полі індукцією до 1,5 Тл. Зауважимо, що збільшення індукції прикладеного зовнішнього магнітного поля не впливає на форму польової залежності магнітоопору $\text{MO}(B)$. Гістерезис та насичення відсутні. В той же час, відбувається зростання величини МО. Вона збільшується при зменшенні

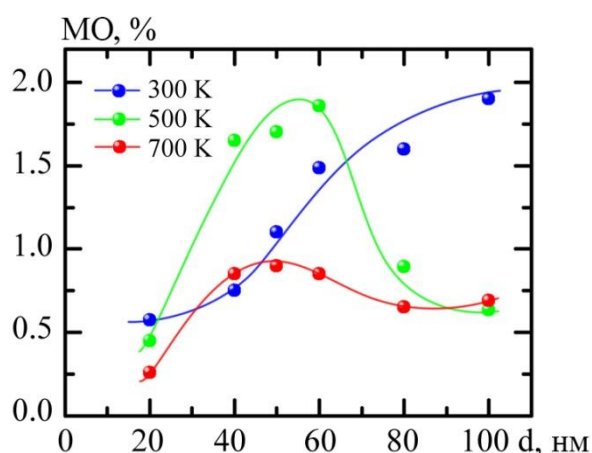


Рис. 4.8 Розмірні залежності магнітоопору для плівкових наноструктур (Ру+Аг)/П за концентрації $c_{\text{Ag}} = 60$ ат.% до та після термовідпалювання за $T_B = 500$ та 700 К

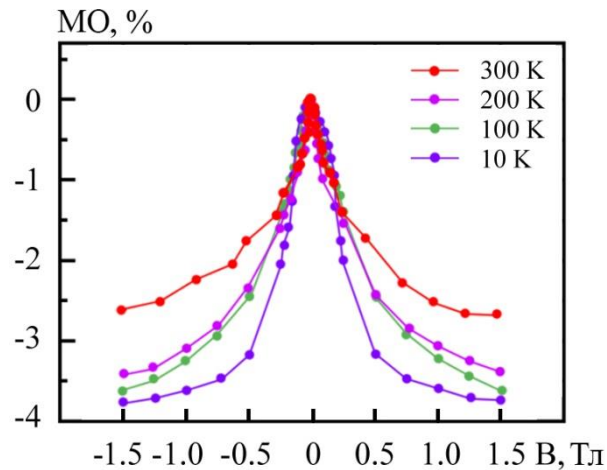


Рис. 4.9 Польові залежності поздовжнього магнітоопору за різних температур вимірювання для плівкової наноструктури (Py+Ag)/П за концентрації $c_{Ag} = 60$ ат.% та загальної товщини $d = 60$ нм

температури вимірювання та досягає 3,8 % за температури 10 К.

Для підтвердження висновку, що досліджувані зразки знаходяться у одно- або багатодоменному феромагнітному стані, а не у суперпарамагнітному, були проведені дослідження їх магнітних властивостей. На рисунку 4.10 представлені криві намагнічування у прикладеному зовнішньому магнітному полі індукцією до 5 Т за температур 2 та 300 К для нанорозмірних систем (Py+Ag)/П загальною товщиною $d = 80$ нм до та після відпалювання за температурами 500 К. Свіжосконденсовані та відпалені зразки проявляють незначний гістерезис за температури вимірювання 300 К. Чітко виражена феромагнітна поведінка спостерігається при зменшенні температури вимірювань до 2 К. Це підтверджує висновок про те, що нанорозмірні феромагнітні наночастинки, що утворюються в процесі конденсації, повністю намагнічуються у магнітних полях з індукцією $B = 1,5$ Тл за низьких температур вимірювання. Величина намагніченості насичення дуже мала і становить 0,13 та $0,21 \cdot 10^{-6}$ А/м за температур вимірювання 300 та 2 К, відповідно. Величина коерцитивної сили не перевищує 5 мТл як при вимірювання за температури

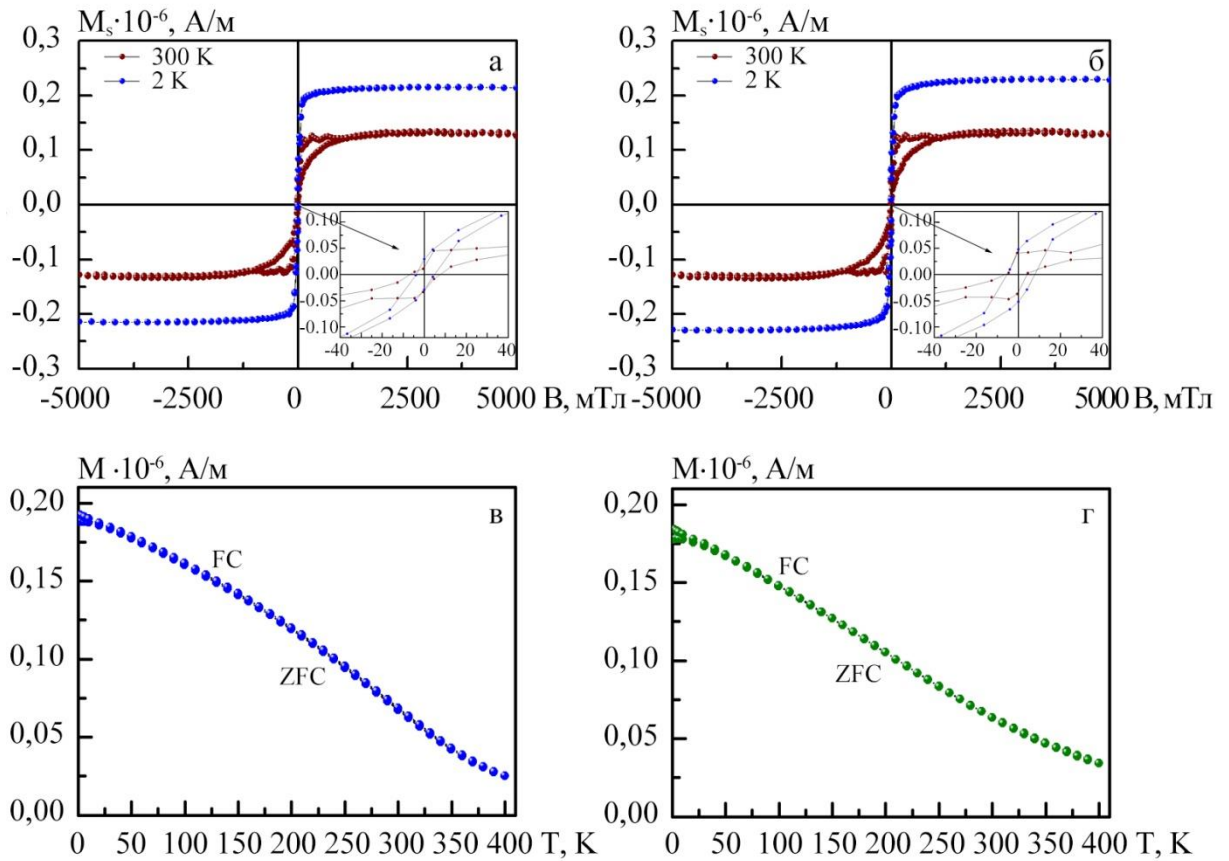


Рис. 4.10 Залежність намагніченості від індукції прикладеного зовнішнього магнітного поля за паралельної орієнтації прикладеного магнітного поля при вимірюванні за температур 300 та 2 К (а, б); ZFC-FC залежності, отримані при вимірюванні в процесі охолодження у магнітному полі індукцією 100 мТл за паралельної орієнтації прикладеного зовнішнього магнітного поля (в, г) для свіжосконденсованих (а, в) та відпалених за $T_b = 500$ К (б, г) плівкової наноструктури (Py+Ag)/Пі за концентрації $c_{Ag} = 60$ ат.% та загальної товщини $d = 80$ нм

300 К, так і за температури 2 К. Незначне збільшення величини намагніченості насичення, яке спостерігається після відпалювання зразків за температури 500 К (рис. 4.10 б) підтверджує той висновок, що у процесі відпалювання відбувається незначене зростання середнього розміру феромагнітних наночастинок.

Наведені висновки також підтверджуються температурними залежностями намагніченості, вимірними у зовнішньому магнітному полі з індукцією $B = 100$ мТл. ZFC та FC залежності характеризуються зростанням намагніченості при зменшенні температури, що свідчить про наявність феромагнітного упорядкування (рис. 4.10 в, г). Крім того, як видно з рисунку 4.10 в, г, фактично не має різниці між M_{ZFC} та M_{FC} при охолодженні у зовнішньому магнітному полі з індукцією 100 мТл. Лише незначна різниця у величині намагнічування має місце для зразків до та після термовідпалювання.

4.3 Особливості магніторезистивних властивостей плівкових наноструктур $[Ru/Ag]_n/Pt$, сформованих методом пошарової конденсації [157, 158]

У третьому розділі роботи було показано, що методика формування нанорозмірних структур на основі пермалоевого сплаву $Ni_{80}Fe_{20}$ та Ag (одночасне випарування чи пошарова конденсація) не впливає на структурно-фазовий стан і дозволяє регулювати їх електрофізичні властивості (величину питомого опору і ТКО), змінюючи або концентрацію компонент, або товщину і кількість шарів в системі. Порівняльний аналіз величин ρ та β для багат шарової плівкової системи $[Ru(1)/Ag(2,5)]_{16}/Pt$ та нанорозмірної плівкової системи, сформованої на основі Ru та Ag з використанням методу одночасної конденсації, за $c_{Ag} = 60$ ат.% та загальною товщиною 55 нм дозволив зробити висновок про до великої міри подібність даних результатів. Отже, для отримання нанорозмірної структури, подібної до тієї, що

формується методом одночасної конденсації двох компонент, також може бути застосована пошарова конденсація, при цьому, однак, ефективна товщина окремих шарів не повинна перевищувати 5 нм.

У даному пункті буде показано ефективність застосування методу пошарової конденсації для реалізації ізотропного магнітоопору, величиною понад 1%, на прикладі нанорозмірних систем на основі пермалоевого сплаву $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ та Ag.

На рисунку 4.11 представлені польові залежності поздовжнього та поперечного магнітоопору для плівкових систем $\text{Py}(16)/\text{Ag}(32)/\text{П}$, $[\text{Py}(8)/\text{Ag}(19)]_2/\text{П}$, $[\text{Py}(2)/\text{Ag}(5)]_8/\text{П}$ та $[\text{Py}(1)/\text{Ag}(2.5)]_{16}/\text{П}$ у свіжосконденсованому стані. Як і очікувалося, свіжосконденсована двошарова система $\text{Py}(16)/\text{Ag}(32)/\text{П}$ характеризується анізотропною формою польових залежностей МО (рис. 4.11а). Залежності $\text{MO}(B)$ у поздовжній та поперечній геометріях є розвернутими одна відносно одної. Така поведінка є типовою для структурно суцільних тонких плівок пермалоевого [126]. Величина МО для обох геометрій не перевищує 0,1%, що є дещо нижчим у порівнянні з літературними даними [7, 61]. На нашу думку, це пов'язано з тим, що шар Ag, який у даному випадку виконує функцію захисного покриття та має відносно велику товщину, призводить до шунтування сигналу від феромагнітного шару. У випадку багатошарової системи $[\text{Py}(8)/\text{Ag}(19)]_2/\text{П}$ спостерігається зміна форми залежності $\text{MO}(B)$. Має місце розворот польової залежності магнітоопору для поздовжньої геометрії та накладання її на польову залежність у поперечній геометрії вимірювання. Така форма є типовою для ізотропного магніторезистивного ефекту. При цьому спостерігається як гістерезис так і насичення у відносно слабких магнітних полях ($B_s < 100$ мТл) (рис. 4.11б). Причиною виникнення гістерезису є затримка зміщення доменних стінок (т.зв. незворотне зміщення), незворотне обертання спонтанної намагніченості та затримка утворення й росту зародків намагнічення. Дана система може бути представлена у вигляді тришарової структури FM/NM/FM з додаванням верхнього захисного

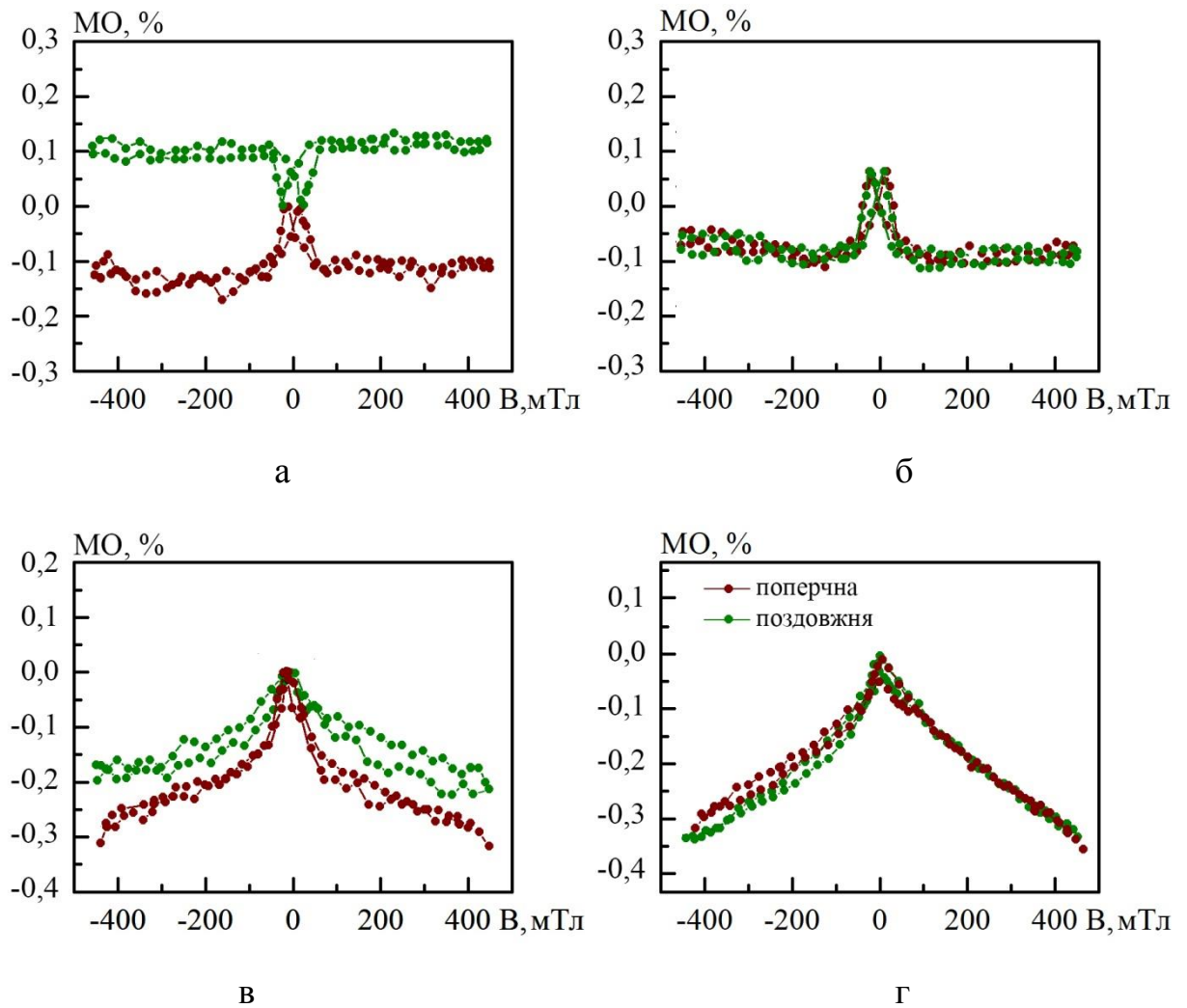


Рис. 4.11 Польові залежності магнітоопору для багатошарових плівкових систем $[\text{Py}(16)/\text{Ag}(38)]/\text{П}$ (а); $[\text{Py}(8)/\text{Ag}(19)]_2/\text{П}$ (б), $[\text{Py}(2)/\text{Ag}(5)]_8/\text{П}$ (в) та $[\text{Py}(1)/\text{Ag}(2,5)]_{16}/\text{П}$ (г) у свіжосконденсованому стані ($d_{\text{зар}} = 54 \text{ нм} = \text{const}$)

покриття. Даний результат корелює з результатами досліджень магніторезистивних властивостей тришарової системи $\text{Fe}_{0,2}\text{Co}_{0,8}/\text{Cu}/\text{Fe}_{0,2}\text{Co}_{0,8}$, наведеними у роботі [159]. Величина магнітоопору при збільшенні кількості повторів бішару Py/Ag у системі $[\text{Py}/\text{Ag}]_n/\text{П}$ до $n = 2$ не змінюється (не перебільшує 0,1 %).

Зміна типу магнітоопору спостерігається при подальшому збільшенні кількості бішару Py/Ag у системі $[\text{Py}/\text{Ag}]_n/\text{П}$. Як видно з рисунків 4.11в та 4.11г, зовсім інший тип залежності $\text{MO}(B)$ спостерігається у випадку коли $n = 8$ та 16. Негативний магнітоопір фіксується у поздовжній та поперечній геометріях вимірювання, тобто спостерігається перехід від антиферомагнітного до феромагнітного упорядкування магнітних моментів. При цьому навіть у магнітних полях до 500 мТл не спостерігається. Наслідком цього є те, що електричний опір зразків зменшується та виникає ефект гігантського магнітоопору [160]. Основною причиною реалізації ефекту ГМО є реалізація т. зв. спін-залежного розсіювання носіїв заряду електронів. Виникнення спін-залежного розсіювання пов'язано з тим, що «мінітарні» та «мажоритарні» носіїв заряду розсіюються за рахунок різних механізмів («мінітарні» та «мажоритарні» електрони це електрони зі спінами, які мають різну орієнтацію відносно напрямку намагніченості магнітних шарів або наночастинок, що розсіюють електрони).

Зазначимо, що у структурах $[\text{Py}/\text{Ag}]_n/\text{П}$, де $n = 8$ або 16, як зазначалося у попередньому розділі, для яких ефективна товщина феромагнітного і немагнітного шарів не перевищує 5 нм, відбувається порушення індивідуальності окремих шарів. В результаті структура мультишару стає подібною до структури нанорозмірної системи, сформованої методом одночасної конденсації компонент. Тобто складається з ізольованих немагнітною матрицею феромагнітних наночастинок [86]. Особливістю багатошарової системи $[\text{Py}/\text{Ag}]_8/\text{П}$ є те, що польові залежності поздовжнього і поперечного магнітоопору не співпадають (рис. 4.11в), а величина поперечного МО більша за величину поздовжнього МО. Причиною цього є

те, що в даній системі в процесі конденсації формуються багатодоменні феромагнітні наночастинки, або навіть кластери, що й впливає на величину магніторезистивного ефекту [85].

Амплітуда магнітоопору залишається невеликою. Максимальне значення 0,35% отримано у випадку багат шарової системи $[\text{Py}/\text{Ag}]_{16}/\text{П}$, тобто системи з максимальною кількістю повторів бішару Py/Ag . Даний результат узгоджується з даними роботи [61], присвяченої дослідженню магніторезистивних властивостей мультишару $[\text{Ni}_{81}\text{Fe}_{19}(2)/\text{Ag}(4)]_{20}/\text{П}$.

Вміст немагнітної компоненти для всіх зразків, сформованих методом пошарової конденсації, відповідає 48 ат.%. Порівнюючи величину магнітоопору для системи $[\text{Py}(1)/\text{Ag}(2,5)]_{16}/\text{П}$ ($\text{МО} = 0,35\%$) та системи $(\text{Py}+\text{Ag})/\text{П}$ за концентрації $c_{\text{Ag}} = 48\text{ ат.}\%$ ($\text{МО} = 0,7\%$), зазначимо наступне. Враховуючи, що загальна товщина зразків, отриманих різними методами, фактично однакова і становить 56 нм та 55 нм, відповідно, а величина магнітоопору відрізняється у два рази, то можна зробити висновок, що метод одночасної конденсації є більш ефективних з точки зору отримання більших значень МО.

Розглянемо, як впливає процес відпалювання на магніторезистивні властивості багат шарових систем $[\text{Py}/\text{Ag}]_n/\text{П}$ (рис. 4.12). Як видно з рисунка 4.12, процес відпалювання за температури 500 К не змінює форми польових залежностей магнітоопору для всіх досліджуваних системи. Лише спостерігається незначне зміщення екстремумів на залежностях $\text{МО}(B)$. Для зразка при $n < 4$, зменшення величини амплітуди магніторезистивного ефекту пов'язана з процесами коалесценції магнітних наночастинок та переорієнтацією зерен Ag у процесі відпалювання. Це спричиняє розмиття інтерфейсів магнітна наночастинка/немагнітна матриця, та, як наслідок, призводить для послаблення ефективності спін-залежного розсіювання електронів і відповідно підсилення ефективності електрон-фононного розсіювання. Збільшення ймовірності процесу електрон-фононного

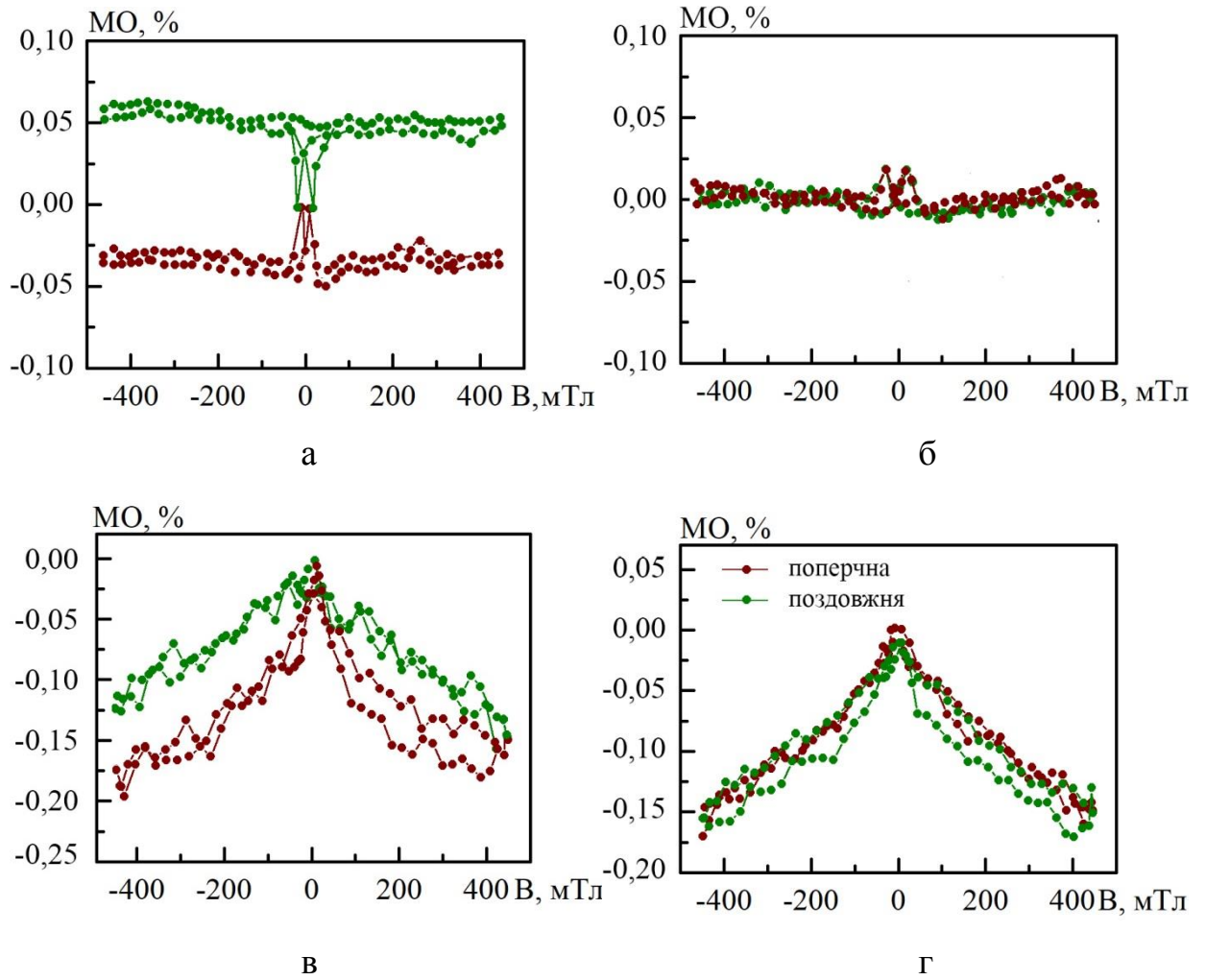


Рис. 4.12 Польові залежності магнітоопору для багат шарових плівкових систем $[Ru(16)/Ag(38)]/P$ (а); $[Ru(8)/Ag(19)]_2/P$ (б), $[Ru(2)/Ag(5)]_8/P$ (в) та $[Ru(1)/Ag(2,5)]_{16}/P$ (г) після термообробки за 500 К

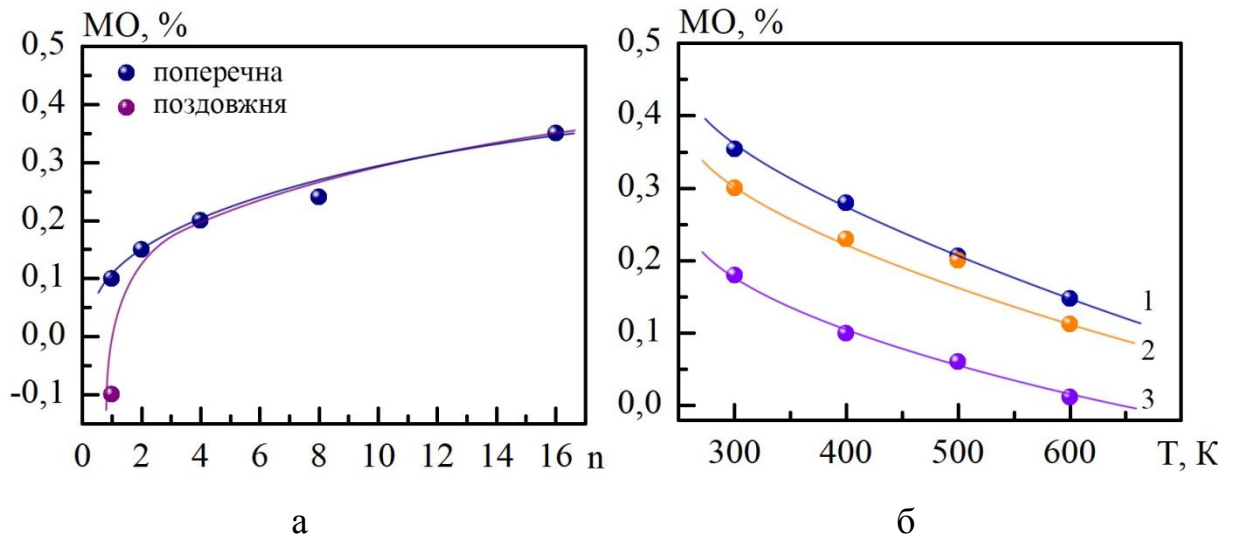


Рис. 4.13 Залежність магнітоопору від кількості повторів бішару n у багатошаровій плівковій системі $[\text{Py}/\text{Ag}]_n/\text{П}$ (а) та температурна залежність магнітоопору для систем $[\text{Py}(4)/\text{Ag}(9,5)]_4/\text{П}$ (1), $[\text{Py}(2)/\text{Ag}(5)]_8/\text{П}$ (2) та $[\text{Py}(1)/\text{Ag}(2,5)]_{16}/\text{П}$ (3) (б)

перешкоджає проходженню електронів від однієї ферромагнітної наночастинки до іншої [62].

Результуюча залежність зміни величини магнітоопору при збільшенні кількості повторів бішару n у багатошаровій системі $[\text{Py}/\text{Ag}]_n/\text{П}$, а також температурні залежності магнітоопору представлені на рисунку 4.13. Отже, ще раз зазначимо, що збільшення величини n з 2 до 16 за незмінної загальної товщини системи спричиняє перехід від анізотропного до ізотропного МО та зростання величини останнього з 0,1 % до 0,35 % (рис. 4.13а). У процесі відпалювання до 600 К магніторезистивний ефект зменшується, але не зникає повністю (рис. 4.13б). У випадку одночасної конденсації ізотропний характер залежностей $\text{MO}(B)$ також зберігається після відпалювання за $T_b = 500$ К, однак амплітуда ефекту при цьому зростає у 1,5 рази та лише за $T_b = 700$ К у відбувається суттєве зменшення величини МО. Це ще раз свідчить на користь методу одночасної конденсації з точки зору температурної стабільності магніторезистивних властивостей нанорозмірних систем.

4.4 Чутливість нанорозмірних плівкових систем до магнітного поля

Одним із важливих параметрів, який характеризує нанорозмірні плівкові матеріали й визначає галузі їх практичного застосування, є чутливість до магнітного поля. Аналіз літературних даних свідчить про те, що більшість нанорозмірних плівкових матеріалів, навіть ті в яких проявляється ефект гігантського магнітоопору, як правило характеризуються не високою чутливістю. Це пов'язано з тим, що великі значення ефекту (до 60 %) досягаються у достатньо сильних полях (близько 160 кА/м). І як наслідок, плівковий чутливий елемент, сформований на основі такого матеріалу, має чутливість буде $\sim 10^{-4} \%$ /(А/м). При виборі матеріалів для формування чутливих елементів сенсорів або компонентів мікроелектроніки, слід також звернути увагу на величину параметра такого як поле насичення B_s . Величина поля насичення, так же як і величина магніторезистивного ефекту, визначає чутливість плівкового матеріалу до магнітного поля. Також слід враховувати і той факт, що рекристалізаційні і дифузійні процеси, або фазові перетворення, які відбуваються в процесі температурної обробки зразків також можуть змінити величину як МО, так і B_s .

У даній роботі розрахунки чутливості досліджуваних нанорозмірних плівкових матеріалів до магнітного поля були проведені за співвідношенням

$$S_B = \left| \frac{(\Delta R / R(B_s))_{\max}}{\Delta B} \right|,$$

де $\Delta R/R(B_s)$ – максимальне значення магнітоопору; ΔB – зміна магнітної індукції від насичення (або максимального значення) B_s до розмагнічування B_c , величина якої фактично дорівнює $\Delta B = B_s + B_c$ (рис. 4.14).

Зазначимо, що величина S_B , як правило вимірюється в %/Тл (або в %/(кА/м)) та свідчить про те як співвідносяться між собою величини магнітоопору та поля насичення.

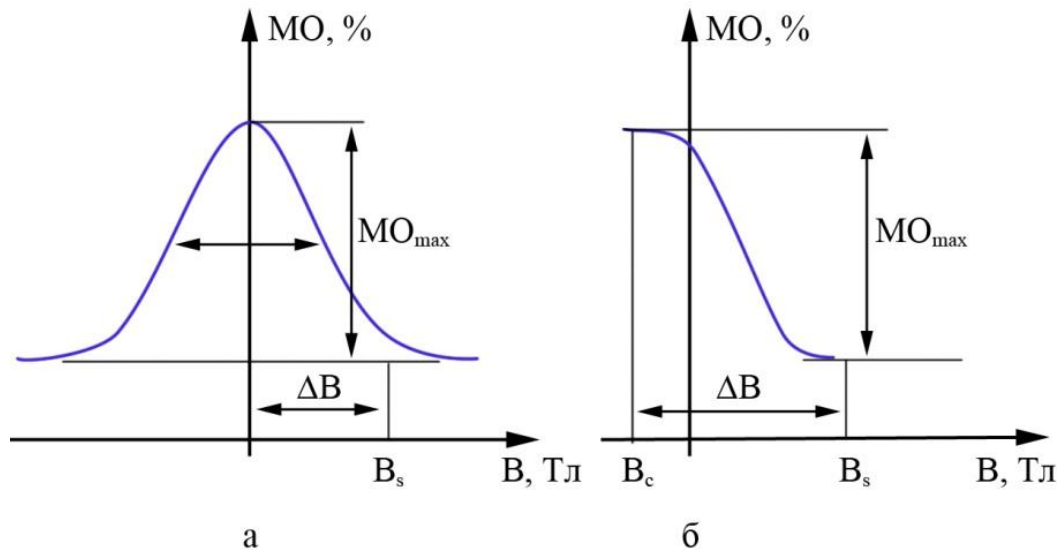


Рис. 4.14 Схема визначення чутливості до магнітного поля для випадку магніторезистивної залежності без (а) і з гістерезисом (б) [9]

Результати розрахунків, що наведені у таблицях 4.1 та 4.2 свідчать про те, що величина B_s для свіжосконденсованих нанорозмірних плівкових матеріалів (Pу+Ag)/П, залежить від композиційного складу та від загальної товщини системи. Основним недоліком досліджуваних зразків є достатньо великі поля насичення. Для всіх досліджуваних нанорозмірних матеріалів польові залежності не виходять на насичення при прикладанні зовнішнього магнітного поля індукцією до 600 мТл. І навіть збільшення величини B до 1,5 Тл не призводить до повного перемагнічування. Це робить їх непридатними для використання у пристроях для запису та зчитування інформації. Однак, реалізація величини MO до 2% дозволяє забезпечити чутливість $S_B = 4 \text{ \%}/\text{Тл}$. Крім того, оскільки залежності $MO(B)$ для нанорозмірних плівкових матеріалів (Pу+Ag)/П за $c_{Ag} = 60 \text{ ат.}\%$ характеризуються фактично лінійною залежністю величини MO від індукції прикладного магнітного поля, то можна говорити про ефективність застосування даних матеріалів при виготовленні чутливих елементів сенсорів неелектричних величин.

Чутливість нанорозмірних плівкових матеріалів (Pу+ Ag)/П загальною товщиною 55 нм після термовідпалювання за $T_B = 300, 400, 500, 600, 700$ К

Концентрація c_{Ag} , ат.%	S_B , %/ГЛ														
	перпендикулярна геометрія					поперечна геометрія					поздовжня геометрія				
	300 К	400 К	500 К	600 К	700 К	300 К	400 К	500 К	600 К	700 К	300 К	400 К	500 К	600 К	700 К
82	0,1	0,1	0,3	0,7	1,1	0,2	0,4	0,5	1,0	1,7	0,1	0,4	0,6	1,0	1,6
78	0,2	0,3	0,6	1,1	1,3	0,4	0,4	0,6	1,0	1,9	0,5	0,5	0,6	1,1	1,6
70	0,7	0,8	1,1	1,5	1,9	0,8	0,9	1,2	1,6	2,3	0,9	1,0	1,2	1,9	2,3
60	2,9	3,1	4,0	3,3	2,8	2,9	3,1	4,0	3,3	2,5	2,9	3,1	4,0	3,1	2,5
45	1,0	1,1	1,0	0,5	1,9	1,4	1,6	1,3	0,8	2,3	1,2	1,4	1,2	0,8	1,3
32	0,6	0,5	0,7	0,5	2,5	0,7	0,6	0,6	0,6	1,2	0,6	0,7	0,5	0,2	0,6
28	0,3	0,5	0,3	0,1	1,4	0,3	0,4	0,3	0,2	0,8	0,3	0,4	0,3	0,2	0,4
20	0,2	0,2	0,2	0,2	1,4	0,3	0,3	0,2	0,2	0,5	0,2	0,3	0,3	0,2	0,4

Чутливість нанорозмірних плівкових матеріалів (Pу+ Ag)/П за $c_{Ag} = 60$ ат.% після термовідпалювання за $T_B = 300, 500, 700$ К

$d, \text{ нм}$	$S_B, \text{ \%/Тл}$								
	Поздовжня геометрія			Перпендикулярна геометрія			Поперечна геометрія		
	300 К	500 К	700 К	300 К	500 К	700 К	300 К	500 К	700 К
60	1,7	2,0	0,4	1,7	2,0	0,8	1,7	2,0	0,8
80	2,5	1,7	1,2	2,5	1,7	1,5	2,5	1,7	0,7
100	4,0	3,1	2,4	4,0	3,1	2,3	4,0	3,1	2,0

Практично для всіх зразків не залежно від композиційного складу процес відпалювання до 500 К приводить до покращання чутливості до магнітного поля нанорозмірних матеріалів (Pу+Ag)/П. Максимальне значення чутливості, яке було отримано становить 4 %/Тл для зразка з $c_{Ag} = 60$ ат.% та $d = 55$ нм. Характер зміни S_B у процесі відпалювання прямо пов'язаний як зі зростання величини МО у процесі термообробки зразків.

Підсумовуючи все вище сказане, слід зазначити наступне. Перевагою досліджуваних матеріалів є також їх достатньо висока стабільність у часі та у процесі термообробки. Найбільше значення у 1,8 % було отримано для нанорозмірних плівкових матеріалів (Pу+ Ag)/П за $c_{Ag} = 60$ ат.% та $d = 60$ нм термостабілізованих за $T_B = 500$ К. Такі нанорозмірні плівкові матеріали доцільно використовувати для детектування магнітних полів у діапазоні до 600 мТл. Величина чутливості $S_B = 4$ %/Тл дозволяє реалізувати процес детектування полів з високою точністю. Чутливі елементи сенсорів, сформовані на їх основі будуть характеризуватися високою точністю вимірювання, мати менші похибки, збільшену роздільну здатність.

Висновки до розділу 4

1. Величина магніторезистивного ефекту залежить від концентрації атомів Ag ($c_{\text{Ag}} = 20\text{-}85$ ат.%) та сягає свого максимального значення 1,47% за концентрації немагнітної компоненти $c_{\text{Ag}} = 60$ ат.%. Термообробка за температур 400 та 500 К спричиняє подальше зростання амплітуди МО для всього діапазону концентрацій з максимумом 1,8 % за $c_{\text{Ag}} = 60$ ат.%. Подальше збільшення температури термообробки спричиняє до поступового зменшення за 600 К та різкого падіння за температурами 900 К, що пов'язано зі структурними змінами у композитних матеріалах.

2. Дослідження впливу розмірного ефекту на магніторезистивні властивості нанорозмірних плівкових матеріалів на основі пермалоевого сплаву $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ та Ag показали, що величина МО ефекту залежить загальної товщини зразка і сягає максимального значення 1,8 % за кімнатної температури за $d = 100$ нм. При цьому для зразків з товщиною $d \leq 60$ нм, процес термообробки приводить до зростання величини МО, сам ефект же залишається ізотропним. Це є наслідком зменшення дефектності структури у процесі термообробки. У випадку плівкових зразків товщиною $d > 60$ нм, МО ефект залишається ізотропним, однак його величина вже за $T_b = 500$ К починає зменшуватися.

3. Додаткові дослідження магнітних властивостей дозволили зробити висновок, що нанорозмірні частинки перелаю, що формується на стадії конденсації мають феромагнітну природу, що є необхідною умовою для прояву ізотропного магніторезистивного ефекту. Незначне зростання нанмагніченості насичення зразків після відпалювання до 500 К підтверджує висновки, зроблені на основі досліджень методом АФМ: у процесі термообробки за температурами 500 К відбувається незначене зростання феромагнітних наночастинок.

4. Використання методу пошарової конденсації дозволяє отримати $\text{МО} = 0,1\text{-}0,3$ % у залежності від кількості повторів бішару $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}/\text{Ag}$ у

багатошаровій системі. При цьому ізотропний характер польових залежностей МО спостерігається лише для систем $[\text{Pb}/\text{Ag}]_n/\text{P}$ при $n = 8$ та 16 . Для систем $[\text{Pb}/\text{Ag}]_n/\text{P}$ при $n = 2$ та 4 процес термообробки вже за $T_{\text{в}} = 400 \text{ K}$ спричиняє падіння амплітуди МО у $2,5$. У випадку систем з кількістю повторі шарів $n = 8, 16$ зменшення величини МО відбувається при температурі відпалювання $T_{\text{в}} = 500 \text{ K}$ в середньому у $1,2$ рази.

ВИСНОВКИ

У результаті виконання роботи була розв'язана важлива проблема плівкового наноматеріалознавства, а саме встановлена кореляція між кристалічною структурою, фазовим складом, електрофізичними та магніторезистивними властивостями нанорозмірних плівкових матеріалів на основі пермалоєвого сплаву $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ та Ag. Висновки можна сформулювати таким чином.

1. При формуванні нанорозмірних систем (Pu+Ag)/П були використані результати досліджень фазового складу та кристалічної структури одношарових плівок пермалоєвого сплаву $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ та Ag, які свідчать про те, що складові компоненти системи до та після термообробки за $T_b = 700$ К мають однофазний склад, що відповідає ГЦК- Ni_3Fe ($\bar{a} = 0,353\text{-}0,355$ нм) та ГЦК-Ag ($\bar{a} = 0,407\text{-}0,408$ нм). Таким чином, на їх основі можуть бути сформовані нанорозмірні матеріали зі стабільними властивостями у заданому температурному інтервалі.

2. Фазовий стан нанорозмірних плівкових матеріалів (Pu+Ag)/П після конденсації, незалежно від концентрації атомів срібла у системі та загальної товщини системи, представляє собою комбінацію ГЦК- Ni_3Fe + ГЦК-Ag з середніми значеннями параметрами ґраток 0,353 нм та 0,407 нм, відповідно. Температурна обробка досліджуваних зразків за $T_b = 300\text{-}700$ К не змінює фазовий стан системи. Він залишається двофазним, при цьому відбувається незначне зростання параметрами ґратки (\bar{a} (ГЦК- Ni_3Fe) = 0,356 та \bar{a} (ГЦК-Ag) = 0,408 нм, відповідно). Заміна методу формування зразків з одночасного до пошарового осадження не впливає на фазовий стан системи.

3. Аналіз кристалічної структури свідчить про те, що при зростанні c_{Ag} відбувається перехід від кристалічної структури, що складається з зерен Ag впроваджених у феромагнітну матрицю пермалоєвого сплаву до структури де зерна феромагнітної компоненти впроваджені у матрицю немагнітної. Даний перехід супроводжується процесом зростання середнього розміру кристалітів за $T_b = 700$ К з 5-7 до 20-30 нм.

4. Для нанорозмірних плівкових матеріалів, сформованих на основі пермалоевого сплаву $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ та Ag, експериментально досліджені концентраційні ($c_{\text{Ag}} = 10\text{-}90$ ат. %), температурні ($T_{\text{в}} = 300\text{-}550$ K) та розмірні ($d = 20\text{-}100$ нм) ефекти в електрофізичних властивостях та встановлено, що:

- на концентраційних залежностях питомого опору $\rho(c_{\text{Ag}})$ та термічного коефіцієнту опору спостерігаються відповідні мінімум та максимум за $c_{\text{Ag}} = 48$ ат.%, що пов'язано зі змінами у кристалічній структурі зразків. Температура заліковування дефектів $T_{\text{д}}$ при цьому змінюється у межах від 450 до 520 K;

- для нанорозмірних плівкових матеріалів також є характерним прояв розмірного ефекту в терморезистивних властивостях. Зростання загальної товщини з 20 до 100 нм спричиняє різке зменшення величини питомого опору у 5-6 разів, в той час як величина ТКО збільшується у 2-3 рази;

- порівняльний аналіз експериментальних залежностей $\rho(T)$ та $\beta(T)$ для зразків, сформованих методами одночасної та пошарової конденсації, свідчить про те, що зміна методу конденсації з одночасної на пошарову не впливає на характер температурних залежностей питомого опору і ТКО;

- збільшення кількості повторів бішару Pb/Ag в систем $[\text{Pb}/\text{Ag}]_n/\text{П}$ за рахунок зменшення товщини окремих шарів з 1 до 16 ($d = 54$ нм = const), спричиняє зростання величини ρ з $0,78 \cdot 10^{-7}$ до $2,40 \cdot 10^{-7}$ Ом·м, та зменшення β з $4,70 \cdot 10^{-3}$ до $2,23 \cdot 10^{-3}$ K $^{-1}$, що пов'язано зі зростанням ймовірності інтерфейсного розсіювання внаслідок збільшення кількості повторів бішару та порушенням структурної суцільності шарів при зменшенні їх ефективної товщини.

5. Експериментально досліджені концентраційні, розмірні та температурні (за температурних інтервалів відпалювання $T_{\text{в}} = 300\text{-}900$ K та вимірювання $T_{\text{вим}} = 10\text{-}300$ K) ефекти в магніторезистивних властивостях дозволили встановити наступне:

- встановлено, що величина магніторезистивного ефекту залежить від концентрації атомів Ag в системі, загальної товщини системи. Максимальне

значення ізотропного магніторезистивного ефекту для свіжосконденсованих зразків ($MO = 1,85\%$) отримано за $c_{Ag} = 60$ ат.% та $d = 100$ нм (при вимірюванні за кімнатної температури);

– показано, що в діапазоні товщин $20 \leq d \leq 100$ нм та $c_{Ag} = 60$ ат.% польові залежності MO ізотропні, а характер розмірної залежності магнітоопору визначається умовами термообробки зразків;

– збільшення індукції прикладеного зовнішнього магнітного поля з 500 мТл до 1,5 Т не впливає на форму залежності $MO(B)$ (гістерезис та насичення відсутні), спричиняє зростання величини магніторезистивного ефекту в 1,3 рази. Зменшення температури вимірювання з 300 до 10 К супроводжується подальшим зростання амплітуди MO до 3,8 %;

– використання методу пошарової конденсації дозволяє отримати ізотропний $MO = 0,1-0,3\%$ лише для систем $[Py/Ag]_n/П$ при $n = 8$ та 16 (що на порядок менше ніж при одночасній конденсації), який вже за температури відпалювання $T_B = 500K$ зменшується в середньому у 1,2 рази.

6. Додаткові дослідження магнітних властивостей дозволили зробити висновок, що нанорозмірні частинки пермалою, що формується на стадії конденсації мають феромагнітну природу, що є необхідною умовою для прояву ізотропного магніторезистивного ефекту. Незначне зростання намагніченості насичення зразків після відпалювання до 500 К підтверджує висновки, зроблені на основі досліджень методом АФМ: у процесі термообробки за температури 500 К відбувається поступове зростання середнього розміру феромагнітних наночастинок.

ПРИМІТКИ

Основні результати опубліковані у співавторстві із науковим керівником к.ф.-м.н., доцентом Пазухою І.М., старшим викладачем кафедри електроніки, загальної та прикладної фізики Пилипенком О.В. та д.ф.-м.н., професором Однодворець Л.В.

Висловлюю подяку к.ф.-м.н. Воробйову С.І. за допомогу у проведенні експериментальних досліджень магнітних властивостей плівкових зразків.

Вважаю приємним обов'язком висловити щирі подяку науковому керівнику к.ф.-м.н., доценту Пазусі Ірині Михайлівні за запропоновану тему дисертаційної роботи та постійну допомогу і цінні рекомендації при її виконанні.

Особливу подяку хочу висловити завідувачу кафедри електроніки, загальної та прикладної фізики д.ф.-м.н., професору Проценку І.Ю. та д.ф.-м.н., професору Шкурдоді Ю.О. за висококваліфіковані рекомендації при обговоренні результатів роботи.

Автор вдячний викладачам, аспірантам і співробітникам кафедри електроніки, загальної та прикладної фізики Сумського державного університету за допомогу і моральну підтримку при виконанні дисертаційної роботи.

Особливу подяку висловлюю своїй родині за терпіння, турботу та постійну підтримку.

СПИСОК ЛІТЕАТУРНИХ ДЖЕРЕЛ

1. NiFe/Cr/NiFe trilayered nanostructures grown on Al₂O₃ flexible sheet / A.L.R. Souza, M.R. Araujo, W. Acchar [et al.] // Appl. Phys. A. – 2019. – V. 125. – P. 236.
2. Microstructure and magnetic properties of Ta/Ni₈₁Fe₁₉/Ta tri-layer thin films on mono-like cast silicons / Yu Wang, S. Zou, S. Xu [et al.] // J. Magn. Magn. Mater. – 2020. – V. 494. – P. 165820.
3. Effect of sputtering parameters and sample size on giant magnetoimpedance effect in NiFe and NiFe/Cu/NiFe films / L. Chen, L. Z. Yong, L. Chong [et al.] // Mater. Sci. Eng. B. – 2010. – V.172. – P. 101–107.
4. Kuru H. Characterizations of NiCu/Cu Multilayers: Dependence of Nonmagnetic Layer Thickness / H. Kuru, H. Kockar, M. Alper // J. Supercond. Nov. Magn. – 2013. – V. 26. – P. 779–784.
5. Relation between ferromagnetic layer thickness (NiCu) and properties of NiCu/Cu multilayers / H. Kuru, H. Kockar, M. Alper [et al.] // J. Mater. Sci.: Mater. Electron. – 2015. – V. 26. – P. 5014–5021.
6. Kuru H. Giant magnetoresistance (GMR) behaviour of electrodeposited NiFe/Cu Multilayers: Dependence of non-magnetic and magnetic layer thicknesses / H. Kuru, H. Kockar, M. Alper // J. Magn. Magn. Mater. – 2017. – V. 444. – P. 132–139.
7. Magnetostatically induced giant magnetoresistance in patterned NiFe/Ag multilayer thin films / T. Hylton, T. M. Parker, K. Coffey [et al.] // Appl. Phys. Lett. – 1995. – V. 67. – P. 1154–1156.
8. Dieny B. Spin valves // Magneto-electronic ; Ed. M. Johnson. – Academic Press, 2004. – Chap. 2. – P. 67–149.
9. Пазуха І. М. Псевдоспін-вентильні структури: принципи формування, магніті та магніторезистивні властивості / І. М. Пазуха, С. І. Проценко, І. В. Чешко, Ю. О. Шкурдода ; за заг. ред. проф. С. І. Проценка та доц. І. М. Пазухи – Суми : Сумський державний університет, 2019. – 158 с.

10. Spin-valve effect in soft ferromagnetic sandwiches / B. Dieny, V. S. Speriosu, B. A. Gurney [et al.] // *J. Magn. Magn. Mater.* – 1991. – V. 93. – P. 101–104.
11. Magnetic transport property of NiFe/WSe₂/NiFe spin valve structure / Z. Kangkang, Y. Xing, H. Jun [et al.] // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2017. – V. 432. – P. 10–13.
12. Effects of Nb buffer layer on superconducting and magnetic behavior of IrMn/NiFe/Nb/NiFe spin-valves / H.U. Chacón, M. Sousa, F. Litterst [et al.] // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2015. –V. 390. –P. 114–117.
13. Spin injection in NiFe/Au/NiFe spin valves / K. Janghae, J. Changa, S. Hana [et al.] // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2006. – V.304. – P. 273–275.
14. Jiang Y. [Ni₈₀Fe₂₀/Cu/Co/Cu] spin-valve multilayers electrodeposited on NiFe buffer layers / Y. Jiang, S.W. Yao, W.G. Zhang // *Thin Solid Films.* – 2008. –V. 516. – P 3210.
15. Domain wall depinning in Ni₈₀Fe₂₀/Pt bilayer nanostrips under the combined action of magnetic field and spin-orbit torque / T. Wei, Z. Zhou, X. Wang [et al.] // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2019. – V. 482. – P. 274–279.
16. Anand K. Magneto-thermal transport behavior in freestanding Ni₈₀Fe₂₀/Au bilayer thin films / K. Anand. C. Paul, S. Kumar // *Solid State Commun.* – 2020. –V. 307. – P. 113811.
17. Higher ferromagnetic resonance frequency in NiFe/FeMn film obtained by flash annealing in reversing field / W. Zhen, B. Dai1, Y. Ren [et al.] // *J. Mater. Sci. Mater.* – 2019. –V. 30. – P.18328–18335.
18. Magnetic anisotropies and rotational hysteresis in Ni₈₁Fe₁₉/Fe₅₀Mn₅₀ films: A study by torque magnetometry and anisotropic magnetoresistance / O.E. Silva, J.V. de Siqueira, P.R. Kern [et al.] // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2018. –V. 451. – P. 507–514.
19. O’Grady K. A new paradigm for exchange bias in polycrystalline thin films / K. A. O’Grady, L. E. Fernandez-Outon, G. Vallejo-Fernandez // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2010. –V. 322. – P. 883–899.
20. Khan W. Effect of Target Composition and Sputtering Deposition Parameters

on the Functional Properties of Nitrogenized Ag-Permalloy Flexible Thin Films Deposited on Polymer Substrates / W. Khan, Q. Wang, X. Jin, // *Materials*. – 2018. –V. 11. – P. 439.

21. Magnetic Properties of FeNi-Based Thin Film Materials with Different Additives / C. Liang, C. Gooneratne, Q. Wang [et al.] // *Biosensors*. – 2014. – V. 4. –P. 189–203.
22. Jiang, J.S. Magnetic properties and giant magnetoresistance of granular permalloy in silver / J.S. Jiang, J.Q. Xiao, C. Chien // *Appl. Phys. Lett.* – 1992. – V. 61. – P. 2362–2364.
23. Mechanical alloying of the FeNi–Ag system / G. Gonzalez, D. Ibarra, J. Ochoa, [et al.] // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2007. – P. 434–435.
24. Rozenberg E. Structural and magnetic properties of $\text{Pb}_{0.53}(\text{NiFe})_{0.47}$ granular film / J. Pelleg, D. Mogilyansky, B. Revzi [et al.] // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2000. – P. 201–203.
25. Guruprasad M. Origin of large positive magnetoresistance in permalloy ($\text{Ni}_{0.8}\text{Fe}_{0.2}$)–graphite granular composites / M. Guruprasad, V. Srinivas, V.V. Rao // *J. Alloys Compd.* – 2009. –V. 484. –P. 851–855.
26. Guruprasad M. Observation of enhanced positive magnetoresistance at low temperatures in $\text{Ni}_{0.8}\text{Fe}_{0.2}/\text{C}$ granular composites / M. Guruprasad, V. Srinivas, V.V. Rao [et al.] // *J. Alloys Compd.* – 2010. –V. 504. –P. 110–114.
27. Structural and magnetic properties of near surface superparamagnetic $\text{Ni}_{1-x}\text{Fe}_x$ nanoparticles in SiO_2 formed by low energy dual ion implantation with different fluences / V.M. Williams, J. Kennedy, P. Murmu [et al.] // *Appl. Surf. Sci.* – 2018. –V. 449. – P. 399–404.
28. The effect of different Fe concentrations on the structural and magnetic properties of near surface superparamagnetic $\text{Ni}_{1-x}\text{Fe}_x$ nanoparticles in SiO_2 made by dual low energy ion implantation / V.M. Grant, J. Kennedy, P. Murmu [et al.] // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2019. – V. 473. – P. 125–130.
29. Товстолиткін О. І. Фізичні основи спітроніки : навчальний посібник / О. І. Товстолиткін, М. О. Боровий, В. В. Курилюк, Ю. А. Куницький // –

- В. : ТОВ [«Нілан-ЛТД»], 2014. – 500 с.
30. Куницький Ю. А. Основи спінтроники: матеріали, прилади та пристрої : навчальний посібник / Ю. А. Куницький, В. В. Курилюк, ЛВ. Одноворець, І. Ю. Проценко. – Суми : СумДУ, 2013. – 127 с.
 31. Template-grown NiFe/Cu/NiFe nanowires for spin transfer devices / L. Piraux, K. Renard, R. Guillemet [et al.] // Nano Letters. – 2007. – V.7. – P. 25563.
 32. Structural and magnetic properties of Ni₇₈Fe₂₂ thin films sandwiched between low-softening-point glasses and application in spin devices / M. Takahiro, S. Mori, T. Komine [et al.] // Appl. Surf. Sci. – 2016. – V.390. – P. 666–674.
 33. Marius V. Using permalloy based planar hall effect sensors to capture and detect superparamagnetic beads for lab on a chip applications / V. Marius, A. Marioara // J. Magn. Magn. Mater. – 2015. – V. 381. – P. 481–487.
 34. Luonga V. Exchange biased spin valve-based gating flux sensor / V. Luonga, Anh Tuan Nguyena, Anh Tue Nguyen // Measurement. – 2018. – V. 115. – P. 173–177.
 35. Guo Y. Multilayer anisotropic magnetoresistive angle sensor / Y. Guo, Y. Deng, S. Wang // Sensors and Actuators A. – 2017. – V. 263. – P. 159–165.
 36. Luonga V. Exchange biased spin valve-based gating flux sensor / V. Luonga, A. T. Nguyena, A. T. Nguyen // Measurement. – 2018. – V. 115. – P. 173–177.
 37. Stuart S. Magnetic Domain-Wall Racetrack Memory / S. Stuart, M. Hayashi, L. Thomas // Science. – 2008. – V. 320. – P. 190–194.
 38. The dual spin valve head for high density recording / Hua-Ching, F. Tong, K. Stoev [et al.] // J. Magn. Magn. Mater. – 2002. – V. 239. – P. 106.
 39. Shumacher H.W. Magnetic Random Access Memory (MRAM) // Encyclopedia of Materials: Science and Technology. – 2007. – P. 1 – 6.
 40. Radu F. Ferrimagnetic Heterostructures for Application in Magnetic Recording / F. Radu, J. Sanchez-Barriga // Novel Magnetic Nanostructures. –

2018. – Chapt. 9. – P. 267-331.
41. Current Sensor based on Nanocrystalline NiFe/Cu/NiFe Thin Film / V.V. Kondalkar, Xiang Li, Sangsik Yang [et al.] // *Procedia Eng.* – 2016. – V. 168. – P.675 – 679.
 42. Tran Quang Hung. Spin-valve planar Hall sensor for single bead detection / Tran Quang Hung, Sunjong Oh, Jong-Ryul Jeong [et al.] // *Sens. Actuat. A: Phys.* – 2010. – V. 157. – P. 42–46.
 43. Fabrication technology for miniaturization of the spin-valve transistor / S. D. Kim, O. M. J. van Erve, R. Jansen [et al.] // *Sens. Actuat.* – 2001. – V. 91. – P. 166–168.
 44. Vernyhora I. V. Thermodynamics of f.c.c.-Ni-Fe Alloys in a Static Applied Magnetic Field / I. V. Vernyhora, V. A. Tatarenko, S. M. Bokoch, // *ISRN Thermodynamics* – 2012. – V. 5402. – P. 917836.
 45. Order–disorder studies and magnetic properties of mechanically alloyed nanocrystalline Ni₃Fe alloy / C. Chinnasamy, A. Narayanasamy, N. Ponpandian [et al.] // *Mater. Sci. Eng.* – 2001. – V.304–306. – P. 408–412.
 46. Influence of the magnetic state on the chemical order-disorder transition temperature in Fe-Ni permalloy / M. Ekholm, H. Zapolsky, A.V. Ruban [et al.] // *Phys. Rev. Lett.* – 2010. – V. 105. – P. 167208.
 47. Monte Carlo investigation of the correlation between magnetic and chemical ordering in NiFe alloys / I. Vernyhora, D. Ledue, R. Patte [et al.] // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2010. – V. 322. – P. 2465–2470.
 48. M. Anil. NiFe local ordering in segregated Ni₃Fe alloys: A simulation study using angular dependent potential / M. Anil G. Deo, P. A. Apte // *Comput. Mater. Sci.* – 2018. – V. 153. – P. 449–460.
 49. Литвиненко Я. М. Структурно-фазовий стан, магніторезистивні та магнітні властивості плівок пермалою / Я. М. Литвиненко, І. М. Пазуха, О. В. Пилипенко, В. В. Бібик // *Металлофізика и новейшие технологии.* – 2015. – Т. 37, № 10. – С. 1001–1017.
 50. Marita Y. Structural Characterization of Electrodeposited Nickel-iron Alloy

- Films / Y. Marita, I. I. Yaacob // Mater. Sci. Forum. – 2010. – V.654–656. – P. 2430–2433.
51. Structural, magnetic, and transport properties of Permalloy for spintronic experiments / G. Nahrwold, J.M. Scholtyssek, S. Motl-Ziegler [et al.] // J. Appl. Phys. – 2010. – V.108. – P. 013907–013914.
 52. Bahrami A.H. The effect of Si addition on the microstructure and magnetic properties of Permalloy prepared by mechanical alloying method / A.H. Bahrami, S. Sharafi, H. A. Baghbaderani // Advan. Pow. Tech. – 2013. – V.24. – P.235 – 241.
 53. Тищенко К.В. Нелінійні ефекти в тензорезистивних властивостях плівкових стопів на основі Fe та Ni / К.В. Тищенко, І.Ю. Проценко // Металлофізика и новейшие технологии. – 2012. – Т.34. – С. 907 – 917.
 54. Бібик В.В., Гричановська Т.М., Проценко І.Ю. Електрофізичні властивості плівкових систем на основі Ni та Fe// Металлофіз. новейшие технол. – 2005. – Т.27, № 6. – С.775–784.
 55. Chen Y. Effect of grain size on nanomechanical property Ni₈₀Fe₂₀ thin film / Y. Chen, C. Wu // Intermetallics. – 2013. – V. 34. – P. 89–93.
 56. Chen Y. Effect of grain size on optical and electrical properties of Ni₈₀Fe₂₀ thin films / Y. Chen, J.Tseng, S.H. Lin, T.S. Sheu // J. Magn. Magn. Mater. – 2014. – V. 360. – P.87–91.
 57. Chen Y. The structure and surface energy of Ni₈₀Fe₂₀ thin films / Y. Chen, C. Chen, T. Wu // Appl. Surf. Sci. – 2015. – V. 351. – P. 946–949.
 58. Шкурдода, Ю.О. Електрофізичні і магніторезистивні властивості несиметричних та гранульованих систем в умовах протікання твердофазних реакцій: автореферат... д-р фіз.-мат. наук, спец.: 01.04.01 – фізика приладів, елементів і систем / Шкурдода Ю. О. – Суми : СумДУ, 2018. – 41 с.
 59. Changzheng W. Nanoparticle morphology in FeNi-Cu granular films with giant magnetoresistance / W. Changzheng, X Xiao, H Hu [et al.] // Phys. B. – 2007. – V.392. – P.72–78.

60. Shkurdoda Y.O. Effect of thermomagnetic treatment on magnetoresistive properties of trilayer thin films based on $\text{Fe}_x\text{Ni}_{100-x}$ and Cu / Y.O. Shkurdoda, I.M. Pazukha, A.M. Chornous // *Intermetallics*. – 2018. – V. 93. – P. 1–5.
61. Stavroyiannis S. Annealing time dependence of structural and magnetotransport properties of $\text{Ni}_{81}\text{Fe}_{19}(2\text{ nm})/\text{Ag}(4\text{ nm})$ multilayers / S. Stavroyiannis // *Mater. Sci. Eng.* – 2002. – V. 90, No 2. – P. 180–184.
62. Microstructure, magnetic and transport properties of melt-spun $\text{Cu}_{60}(\text{Ni}_{0.8}\text{Fe}_{0.2})_{40}$ alloys, / Y.K. Yang, L.H. Chen, Y.H. Chang [et al.] // *J. Magn. Magn. Mater.* – 1998. – V.189. – P.195-201.
63. Stavroyiannis S. Annealing time dependence of structural and magnetotransport properties of $\text{Ni}_{81}\text{Fe}_{19}(2\text{ nm})/\text{Ag}(4\text{ nm})$ multilayers // *Mater. Sci. Eng.* – 2002. – V. 90, No 2. – P. 180–184.
64. Christides C. Structural, magnetic, and magnetotransport properties of NiFe/Ag asdeposited multilayers for variable NiFe and Ag layer thickness / C. Christides, S. Stavroyiannis, D. Niarchos// *J. Appl. Phys.* – 1996. – V.80. – P. 4512–4518.
65. Giant magnetoresistance of (001)Fe/(001)Cr magnetic superlattices / M.N. Baibich, J.M. Broto, A. Fert [et al.] // *Phys. Rev. Lett.* – 1988. – V.61. – P. 2472–2475.
66. Fert A. Spintronics, from giant magnetoresistance to magnetic skyrmions and topological insulators / A. Fert, F. Nguyen, V. Dau // *Comp. Rend. Phys.* – 2019. – V.7–8. – P 817–831.
67. Chappert C. The emergence of spin electronics in data storage / C. Chappert, A. Fert, F.N. Van Dau // *Nature Mater.* – 2007. – V.6, No 11. – P. 813–823.
68. Highly sensitive giant magnetoresistance (GMR) based ultra low differential pressure sensor / P. Umesh, S. Subramaniam, I. R. Kulkarni [et al.] // *Sens. Actuat. A: Phys.* – 2018. – V.280. – P.125–131.
69. Recent Developments of Magnetoresistive Sensors for Industrial Applications / L. Jogschies, D. Klaas, R. Kruppe // *Sensors*. – 2015. – V.15. – P.28665.
70. Mitra D. Development of Sensors Based on Giant Magnetoresistance Material

- / D. Mitra, R. Mitra // *Procedia Eng.* – 2012. – V.32. – P. 60–68.
71. The influence of the atomic scale interface roughness on the GMR effect in Fe/Cr multilayers / M. Kac, A. Dobrowolska, A. Polit [et al.] // *J. Alloy Compd.* – 2020. – V.824. – P.153877.
72. Spin-dependent transport in Fe and Fe/Au multilayers / T. L. Monchesky, A. Enders, R. Urban [et al.] // *Phys. Rev. B.* – 2005. – V.71. – P.214440.
73. Odnodvoret's L.V. Physical Properties of Film Alloys Based on Ferromagnetic and Noble Metals (Review). I. Film Materials Based on Fe and Ag or Au / L.V. Odnodvoret's, I.Yu. Protsenko, Yu.M. Shabelnyk [et al.] // *J. Nano-Electron. Phys.* – 2016. – V.8, No 3. – P. 03034.
74. Zsurzsa S. Magnetic and magnetoresistance studies of nanometric electrodeposited Co films and Co/Cu layered structures: Influence of magnetic layer thickness / S. Zsurzsa, L. Péter, L.F. Kiss // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2017. – V.421. – P.194–206.
75. Physical Properties of Film Alloys Based on Ferromagnetic and Noble Metals (review). II. Film Materials Based on Co and Ag or Au / I.V. Cheshko, L.V. Odnodvoret's, I.Yu. Protsenko [et al.] // *J. Nano-Electron. Phys.* – 2016. – V.8, No 4. – P.04028–04035.
76. Nabiyouni G. Growth, Characterization and Magnetoresistive Study of Electrodeposited Ni/Cu and Co-Ni/Cu Multilayers / G. Nabiyouni, W. Schwarzacher. // *J. Cryst. Growth.* – 2005. – V. 275, No 1–2. – P.1259–1262.
77. The effect of Fe content in Electrodeposited CoFe/Cu Multilayers on Structural and Magnetoresistance Characterizations / A Tekgül, M. Alper, H. Kockar [et al.] // *J. Nanosci. Nanotechnol.* – 2010. – V.10. – P. 7783–7786.
78. Urbaniak M. Stability of perpendicular anisotropy in NiFe/Au/Co/Au multilayers / M. Urbaniak, F. Stobiecki, B. Szymanski // *J. Alloys Compd.* – 2008. – V. 454. – P.57–60.
79. Kuru H. A study on total thickness dependency: microstructural, magnetoresistance and magnetic properties of electrochemically deposited

- permalloy based multilayers / H. Kuru, H. Kockar, M. Alper // J. Mater. Sci.: Mater. Electron. – 2015. – V.26. – P. 5009–5013.
80. Kuru H. Giant magnetoresistance (GMR) behaviour of electrodeposited NiFe/Cu Multilayers: Dependence of non-magnetic and magnetic layer thicknesses / H. Kuru, H. Kockar, M. Alper // J. Magn. Magn. Mater. – 2017. – V.444. – P. 132–139.
81. Magnetoresistance of microscopic strips of thin (NiFe/Ag) multilayers with large hi-quadratic coupling / S. Young, B. Dieny, B. Rodmacq [et al.] // J. Magn. Magn. Mater. – 1996. – V.162. – P. 38-42.
82. Bouat S. Thermal stability of sputtered Ni₈₁Fe₁₉/Ag multilayers / S. Bouat, S. Auffret, B. Rodmacq // J. Magn. Magn. Mater. – 1997. – V.165. – P. 338–341.
83. The influence of the concentration of components in magnetic layers on the magnetoresistive properties of three-layer film systems based on Fe_xNi_{1-x} and Cu / Y. O. Shkurdoda, A. M. Chornous, Y. M. Shabelnyk [et al.] // J. Magn. Magn. Mater. – 2017. – V. 443. – P. 190–194.
84. Shkurdoda Y. O. The influence of structural and phase state on the magnetoresistive properties of film systems based on Fe_xNi_{100-x} and Cu / Y. O. Shkurdoda // J. Nano- Electron. Phys. – 2017. – V. 9, No 4. – P. 04008.
85. Dieny B. Structural, magnetic and transport properties of NiFe_xAg_(1-x) heterogeneous alloys / B. Dieny, S.R. Teixeira, B. Rodmacq [et al.] // J. Magn. Magn. Mater. – 1994. – V.130. – P.197–215.
86. Pohorilyi A. Magnetic properties of heterogeneous (FeNi)–Ag films in a wide composition range / A. Pohorilyi, A. Kravets, E. Shypil // Thin Solid Films. – 2003. – V.423, №2. – P. 218–223.
87. Magnetic and magnetoresistive properties of nanostructured Au-NiFe films / E. Rozenberg, A.I. Shames, G. Gorodetsky [et al.] // J. Magn. Magn. Mater. – 1999. – V.203. – P. 102–104.
88. Yang Y.K. Microstructure, magnetic and transport properties of melt-spun Cu₆₀(Ni_{0.8}Fe_{0.2})₄₀ alloys, / Y.K. Yang, L.H. Chen, Y.H. Chang // J. Magn.

- Magn. Mater. – 1998. – V.189. – P. 195-201.
89. A phenomenological theory of the granular size effect on the giant magnetoresistance of granular films / C. Wang, Z. Guo, Y. Rong // J. Magn. Mater. – 2004. – V.277. – P. 273–280.
 90. Wang C. Designs of higher tunnelling giant magnetoresistance in granular films // C. Wang, Y. Rong, T.Y. Hsu (Xu Zuyao) // Mater. Lett. – 2006. – V. 60. – P. 379–382.
 91. Morphological changes induced by thermal anneals in NiFe/Ag multilayers; their relation to the resistive and magnetoresistive properties / E. Rozenberg, J. Pelleg, M.P. Dariel [et al.] // Thin Solid Films. – 1997. – V.310. – P. 171–176.
 92. Шкурдода Ю.О. Структура, електропровідність та магніторезистивні властивості нанокристалічних плівкових систем на основі Co, FeNi, Cu та Ag: автореферат... канд. фіз.-мат. наук, спец.: 01.04.07 – фізика твердого тіла / Шкурдода Ю. О. – Суми : СумДУ, 2008. – 20 с.
 93. Pazukha I.M. A comprehensive investigation of electrophysical and magnetoresistive properties of thin films based on permalloy and silver / I. M. Pazukha, O. V. Pylypenko, L. V. Odnodvoretz // Mater. Res. Express. – 2018. – V. 5, No 10. – P. 106409–106416.
 94. Tellier C.R. Size effects in thin films / C.R. Tellier, A.J. Tosser. – Amsterdam – Oxford – New York: Elsevier, 1982. – 310 p.
 95. Фізичні властивості плівкових матеріалів мікро- і наноелектроніки : навч. посіб.: у 2-х ч. Ч.1 / І. М. Пазуха, І. Ю. Проценко, І. В. Чешко ; за заг. ред. І.Ю. Проценка. – Суми : СумДУ, 2014. – 230 с.
 96. Техническое описание и инструкция по эксплуатации. 2.950.161 ГО. Вакуумный универсальный пост ВУП – 5М.
 97. Sproul William D. Physical vapor deposition tool coatings // Surface and Coatings Technology. – 1996. – V.81. – P.1-7.
 98. Sauerbrey G. Verwendung von Schwingquarzen zur Wägung diinner Schichten und zur Mikrowägung // Zeitschrift fuer Physik. – 1995. – V.55. –

P.206–222.

99. Забіла Є.О. Фізико-механічні процеси у тонкоплівковому тензорезисторі / Є.О. Забіла, І.Ю. Проценко // Вісник Сумського державного університету. Серія Фізика, математика, механіка. – 2005. – №4(76). – С. 108-124.
100. Odnodvoretz L.V. Physical Properties of Film Alloys Based on Ferromagnetic and Noble Metals (Review). I. Film Materials Based on Fe and Ag or Au / L.V. Odnodvoretz, I.Yu. Protsenko, Yu.M. Shabelnyk [et al.] // Журнал нано- та електронної фізики. - 2016. - Т.8, №3. – С.03034.
101. 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.
102. Проценко І.Ю. Технологія одержання і фізичні властивості плівкових матеріалів та основи мікроелектроніки: лабораторні і практичні заняття [навч. посібник] / І.Ю. Проценко, Л.В. Однедворець. – Суми: СумДУ, 2011. – 232 с.
103. Тищенко К.В. Програмне забезпечення для розшифрування картин дифракції за спектром інтенсивності / К.В. Тищенко // Матеріали II наукового семінару [«Сучасні проблеми наноелектроніки»], Суми: СумДПУ ім. А.С.Макаренка. – 2011. – С. 60 – 62.
104. Dimension Edge Atomic Force Microscope System – http://www.brukeraxs.com/dimension_edge_atomic_force_microscope.html.
105. SEO-SEM Inspect S50-B – <http://www.seo.sumy.ua/ElectronMicroscopy/ElectronMicroscopy.html>
106. AZtecOne від Oxford Instruments – <https://nano.oxinst.com/products/aztec/aztecone>
107. Зленко В.О. Автоматизированный комплекс исследований терморезистивных свойств наноструктурированных пленочных систем / Зленко В.О., Проценко С.І., Сафаріч Р.// ЖНЕФ. – 2009. – Т.1, №2. – С.34 – 42.

108. Великодний Д.В. Автоматизовані системи для дослідження електрофізичних властивостей плівкових матеріалів / Великодний Д.В., Власенко О.В., Пилипенко О.В., Тищенко К.В. // Міжнародна конференція молодих учених і аспірантів «ІЕФ-2011». – Ужгород, 2011. – С. 153.
109. Демиденко М.Г. Магніторезистивні властивості спін-вентильних структур на основі Со та Си або Au / Демиденко М.Г., Проценко С.І., Костюк Д.М., та ін. // J. Nano- Electron. Phys. – 2011. – Т.3, №4. – С.106–113.
110. <http://www.microsense.net/products-vsm-torque-magnetometer.html>
111. The SQUID handbook. V.II: SQUID design, fabrication, and application / Ed. J. Clarke, A. Braginski. – Weinheim: WILEY-VCH, 2006. – 634 p.
112. <https://www.qdusa.com/products/mpms3.html>
113. Шуляренко Д.О., Пазуха І.М., Пилипенко О.В., Однодворець Л.В. Структурно-фазовий стан та електрофізичні властивості плівкових систем на основі пермалою і срібла // Наносистеми, наноматеріали, нанотехнології. – 2018. – Т. 16, № 4. – С. 0633 – 0644.
114. Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скаков Ю.А. Рентгенографический и электронографический анализ металлов. – Москва: ГНТИ, 1963. – 126 с.
115. Gasior W. Heat of formation of FeNi70, FeNi73. 5 and FeNi80 ordered alloys from the homogenous region of the FeNi3 phase / W. Gasior, Z. Moser, A. Debski // J. Alloy. Compd. – 2009. – V.487. – V.132. – P.132-137.
116. Yuan-Tsung Chen. Effect of grain size on optical and electrical properties of Ni₈₀Fe₂₀ thin films / Yuan-Tsung Chen, Jiun-Yi Tseng, S.H. Lin, T.S. Sheu // J. Magn. Magn. Mater. – 2014. – V.360. – P.87 – 91.
117. Pazukha I.M., Shuliarenko D.O., Pylypenko O.V., Odnodvoretz L.V., Concentration and heat treatment effects on magnetoresistive properties of Ag-added Ni₈₀Fe₂₀ film systems // J. Magn. Magn. Mater. – 2019. – V. 485. – P. 89–94.
118. Pazukha I.M., Shuliarenko D.O., Electrophysical Properties of Multilayer Film

Systems Based on Permalloy and Silver // J. Nano- Electron. Phys. – 2019. – V. 11. – P. 03030.

119. Pazukha I.M., Shuliarenko D.O., Pylypenko O.V., Ovrutskyi M.S., Odnodvoretz L.V. Concentration and Size Effects in Electrophysical Properties of Thin Films Based on Permalloy and Silver // Physics and Chemistry of Solid State. – 2020. – V. 21, No 2. – P. 238–242.
120. Size and heat treatment effects in magnetoresistive properties of Ag-added Ni₈₀Fe₂₀ film systems / I.M. Pazukha, D.O. Shuliarenko, O.V. Pylypenko, S.I. Vorobiov, V. Tkáč, E. Čížmár // Applied Physics A. – 2021. – V. 127, No 5. – P. 306.
121. Шуляренко Д.О., Пилипенко О.В., Тищенко К.В., Пазуха І.М., Однодворець Л.В. Тензорезистивні властивості плівкових наноструктур на основі пермалою та срібла // Журнал Нано- та Електронної Фізики. – 2018. – Т. 10, № 1. – P. 01011-1– 01011-4.
122. Shuliarenko D.O., Pazukha I.M. Electrophysical properties of nanostructured thin film systems based on Ni₈₀Fe₂₀ and Ag // Materials of international meeting “Clusters and Nanostructured Materials (CNM-5)”. – Uzhgorod: Uzhgorod National University, 2018. – P. 240.
123. Shuliarenko D.O., Romas' O.V., Pazukha I.M. Electrophysical Properties of Thin Film Systems Based on Permalloy and Silver Prepared by Co-evaporation Technique // Materials XVII international conference on physics and technology of thin films and nanosystems. – Ivano-Frankovsk: Vasyl Stefanyk PNU, 2019. – P. 264.
124. Шуляренко Д.О., Пилипенко О.В., Ромась О.В., Пазуха І.М. Розмірний ефект в електрофізичних властивостях елементів електронних систем на основі пермалою та срібла // Матеріали науково-технічної конференції «Фізика, електроніка, електротехніка ФЕМ :: 2020». – Суми: Сумський державний університет, Суми, 2020. – С. 107.
125. Shuliarenko D.O., Pazukha I.M. Size effect in electrophysical properties of thin films based on permalloy and silver // International Research and Practice

Conference “Nanotechnology and Nanomaterials (NANO-2020). – Kyiv: LLC «Computer-publishing, information center», 2020. – P. 36.

126. Пилипенко О.В. Електрофізичні та магніторезистивні властивості плівок сплаву $Ni_{80}Fe_{20}$ / О.В. Пилипенко, А.С. Овруцький, І.М. Пазуха, Л.В. Однорець // Журнал нано- та електроної фізики. – 2016. – Т.8, №1. – С. 03022-1 – 03022-5.
127. Однорець Л.В. Електрофізичні та магніторезистивні властивості плівкових матеріалів в умовах фазоутворення: монографія / Л.В.Однорець, С.І. Проценко, А.М. Черноус; за заг. ред. проф. І.Ю. Проценка. – Суми: СумДУ, 2011. – 203 с.
128. Проценко І.Ю. Тонкі металеві плівки (технологія та властивості)/ І.Ю.Проценко, В. А. Саєнко. – Суми : Вид-во СумДУ, 2002. – 187 с.
129. Фізичні властивості плівкових матеріалів мікро- і наноелектроніки : навч. посіб. : у 2-х ч. Ч.2 / І. М. Пазуха, І. Ю. Проценко, І. В. Чешко ; За заг. ред. І.Ю. Проценка. – Суми : СумДУ, 2014. – 212 с.
130. Electrical resistance of island-containing thin metal interconnects on polymer substrates under high strain / D.P.Wang, F.Y.Biga, A.Zaslavsky et al. // J.Appl. Phys. – 2005. – V.98. – P.086107-1 – 086107-3.
131. Sensor and microelectronic elements based on nanoscale granular systems (review) / S.A. Nepijko, D. Kutnyakhov, L.V. Odnodvoret, S.I. Protsenko, G.J. Schonhense // J. Nanopart. Res. – 2011. – V.12 (13). – P.6263 – 6281.
132. Овруцький А.С., Шуляренко Д.О., Пазуха І.М. Тензорезистивні властивості плівкових наносистем на основі пермалою та срібла як чутливих елементів тензодатчиків // Матеріали науково-технічної конференції «Фізика, електроніка, електротехніка: матеріали та програма науково-технічної конференції (ФЕЕ-2018)». – Суми: Сумський державний університет, 2018. – С. 80-81.
133. Шуляренко Д.О., Ромась О.В., Пазуха І.М. Вплив інтерфейсного розсіювання на терморезистивні властивості багат шарових плівкових систем на основі пермалою та срібла // Матеріали науково-технічної

конференції «Фізика, електроніка, електротехніка ФЕЕ :: 2019». – Суми: Сумський державний університет, Суми, 2019. – С. 25.

134. Concentration and Size Effects in Electrophysical Properties of Thin Films Based on Permalloy and Silver / Pazukha I.M., Shuliarenko D.O., Pylypenko O.V., Ovrutskyi M.S., Odnodvoretz L.V. // *Physics and Chemistry of Solid State*. – 2020. – V. 21, No 2. – P. 238-242.
135. Resistivity of Ti/Al multilayered thin films / R. Banerjee, R. Ahuja, S. Swaminathan et al. // *Thin Solid Films*. – 1995. – V.269. – P.29 - 35.
136. Bailey W.E., Wang S.X., Tsybmal E.Yu. Electronic scattering from Co/Cu interfaces: In situ measurement and comparison with theory // *Phys.Rev.B*. – 2000. – V.61, №2. – P.1330 - 1335.
137. Dekhtyaruk L.V., Pazukha I.M., Protsenko I.Yu. Procedure for estimating the contribution of interface scattering of electrons to the specific resistance and the temperature coefficient of resistance of films // *Ukr. J. Phys.* – 2006. – V. 51, No 7. – P. 728-732.
138. Пазуха І.М. Вплив інтерфейсного розсіювання на електрофізичні властивості плівкових матеріалів / І.М. Пазуха, С.І. Проценко // *Вісник СумДУ. Серія: Фізика, математика, механіка*. – 2005. – № 8(80). – С. 148 – 153.
139. Nagura H. Influence of third elements on the anisotropic magnetoresistance in permalloy films / H. Nagura, K. Saito, K. Takanashi, H. Fujimori // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2000. – V.212. – P.53-58.
140. Odnodvoretz K.S., Shulyarenko D.O., Pazukha I.M. Magnetoresistive properties of granular nanostructures based on permalloy and silver // *Proceedings of the XIII International conference “Electronics and applied physics”*. – Kyiv: Taras Shevchenko National University, 2017. – P. 58-59
141. Pazukha I.M., Shuliarenko D.O., Protsenko S.I. Magnetic Properties of Pseudo Spin-Valves Py/Ag/Co // *Proceedings of the 2018 IEEE 8th International Conference on Nanomaterials: Applications and Properties (NAP)*. – Zatoka: SSU, 2018. – Part 3 – P. 03TFNMC54

142. Овруцький М.С., Шуляренко Д.О., Пазуха І.М. Тонкоплівковий чутливий елемент датчика магнітного поля на основі $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ та Ag // Матеріали науково-технічної конференції «Фізика, електроніка, електротехніка: матеріали та програма науково-технічної конференції (ФЕЕ-2018)». – Суми: Сумський державний університет, 2018. – С. 82.
143. Овруцький М., Шуляренко Д., Пазуха І. Концентраційна залежність магнітоопору нанорозмірних систем на основі пермалою та срібла // Тези доповідей міжнародної конференції студентів і молодих науковців з теоретичної та експериментальної фізики Еврика-2018. – Львів: ЛНУ імені Івана Франка, 2018. – С. А22.
144. Żukowski P., Pazukha I., Shuliarenko D., Protsenko S. Magnetoresistive properties of nanostructured thin film systems based on $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ and Ag // Book of abstract of XII-th International Conference «Ion Implantation and Other Applications of Ions and Electrons», ION 2018. – Kazimierz Dolny, Poland, 2018. – P. 129.
145. Shuliarenko D.O., Pazukha I.M. Effect of the silver addition on magnetoresistive properties of permalloy thin films // Матеріали V Міжнародної конференції «Сучасні проблеми фізики конденсованого стану». – Київ: КНУ ім. Тараса Шевченка 2018. – С. 104-105.
146. Pazukha I.M., Shuliarenko D.O., Pylypenko O.V. Magnetoresistive Properties of Thin-film Systems Based on Permalloy and Silver // Proceedings of IEEE International Conference on “Nanomaterials: Applications & Properties” (NAP-2020). – 2020. – V. 1. – P. 01NMM03 (Scopus, без IF).
147. Effects of Rapid Recurrent Thermal Annealing on Giant Magnetoresistance NiFe/Ag Multilayers / Wen Qi-Ye, Zang Huai-Wu, Jiang Xiang-et al. // Chin. Phys. Lett. – 2003. – V. 20. – P. 2242.
148. Воробйов С.І. Магнетні та магнето резистивні властивості плівок ферромагнітних металів / С.І. Воробйов, Я.М. Литвиненко, І.О. Шпетний, та ін. // Металлофиз. новейшие технол. – 2015. – Т. 37, №8. – С. 1049-1062.

149. Studies of anisotropic magnetoresistance and magnetic property of $\text{Ni}_{81}\text{Fe}_{19}$ ultra-thin films with the lower base vacuum / Shuyun Wang, Tiejun Gao, Cuntao Wang et al. // *J. Alloy and Compnd.* – 2013. – V.554. – P. 405-407.
150. Шуляренко Д.О., Пилипенко О.В., Овруцький М.С., Пазуха І.М. Розмірні та температурні ефекти в магніторезистивних властивостях плівкових елементів електроніки на основі пермалою та срібла // *Матеріали науково-технічної конференції «Фізика, електроніка, електротехніка ФЕМ :: 2020».* – Суми: Сумський державний університет, Суми, 2020. – С. 108.
151. Shuliarenko D.O., Ovrutskyi M.S., Pylypenko O.V., Pazukha I.M. Size and heat treatment effect in magnetoresistive properties of nanosized structures based on permalloy and silver // *Матеріали міжнародної конференції студентів і молодих науковців з теоретичної та експериментальної фізики «ЕВРИКА-2020».* – Львів: ЛНУ ім. І. Франка, 2020. – С. А17.
152. Gall D., The search for the most conductive metal for narrow interconnects lines / *J. Appl. Phys.* – 2020. – V. 127. – P. 050901.
153. Samal D., Venkateswarlu D., Anil Kumar P.S., Influence of finite size effect on magnetic and magnetotransport properties of $\text{La}_{0.5}\text{Sr}_{0.5}\text{CoO}_3$ thin films // *Solid State Communic.* – 2010. – V. 150. – P. 576-580.
154. Shkurdoda Yu.O., Pazukha I.M., Chornous A.M., Peculiarity of magnetoresistance of discontinuous ferromagnetic thin films // *Int. J. Min. Met. Mater.* – 2017. – V. 24. – P. 1459-163.
155. Jia M., Zeng F., Xiao X., Zhou C., Hu X., Wu Y., Thickness-dependent angular dependent magnetoresistance in single-crystalline Co film and Co/Pt heterostructures // *J. Magn. Magn. Mater.* – 2020. – V. 4508. – P. 166863.
156. Hütten A., Bernardi J., Nelson C., Thomas G., Lorentz microscopy of giant magnetoresistive Au-Co alloys // *phys. stat. sol. (a).* – 1995. – V. 150. – P. 171.
157. Шуляренко Д.О., Долгов-Гордійчук С.Р., Пазуха І.М. Вплив кількості

повторів фрагменту Pu/Ag на магніторезистивні властивості компонентів електронних систем // Матеріали науково-технічної конференції «Фізика, електроніка, електротехніка ФЕМ :: 2019». – Суми: Сумський державний університет, Суми, 2019. – С. 81.

158. Magnetoresistive Properties of Multilayer Film Systems Based on Permalloy and Silver / I.M. Pazukha, D.O. Shuliarenko, S.-R. Dolgov-Gordiichuk, L.V. Odnodvoretz // Physics and Chemistry of Solid State. – 2021. – V. 22, No 1. – P. 175-179.
159. Saltykov D.I., Shkurdoda Yu.O., Protsenko I.Yu. Influence of Heat Treatment Conditions on the Magnetoresistive Properties of Three-layer Structures $Fe_{0,2}Co_{0,8}/Cu/Fe_{0,2}Co_{0,8}$ / Journal of Nano- Electronic Physics. – 2018. – V. 10, No4. – P. 04031.
160. Liu Chang, Min Wang, Lei Liu, Siwei Luo, Pan Xiao, A brief introduction to giant magnetoresistance <https://arxiv.org/ftp/arxiv/papers/1412/1412.7691.pdf>

ДОДАТОК А

СПИСОК ПУБЛІКАЦІЙ ЗДОБУВАЧА ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

1. Наукові праці, у яких опубліковані основні наукові результати

1. Size and heat treatment effects in magnetoresistive properties of Ag-added $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ film systems / I.M. Pazukha, **D.O. Shuliarenko**, O.V. Pylypenko, S.I. Vorobiov, V. Tkáč, E. Čížmár // Applied Physics A. – 2021. – V. 127, No 5. – P. 306.

2. Magnetoresistive Properties of Multilayer Film Systems Based on Permalloy and Silver / I.M. Pazukha, **D.O. Shuliarenko**, S.-R. Dolgov-Gordiichuk, L.V. Odnodvoretz // Physics and Chemistry of Solid State. – 2021. – V. 22, No 1. – P. 175-179.

3. Concentration and Size Effects in Electrophysical Properties of Thin Films Based on Permalloy and Silver / I.M. Pazukha, **D.O. Shuliarenko**, O.V. Pylypenko, M.S. Ovrutskyi, L.V. Odnodvoretz // Physics and Chemistry of Solid State. – 2020. – V. 21, No 2. – P. 238-242.

4. Concentration and heat treatment effects in magnetoresistive properties of Ag-added $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ film systems / I.M. Pazukha, **D.O. Shuliarenko**, O.V. Pylypenko, L.V. Odnodvoretz // J. Magn. Magn. Mater. – 2019. – V. 485. – P. 89-94.

5. Electrophysical Properties of Multilayer Film Systems Based on Permalloy and Silver / I.M. Pazukha, **D.O. Shuliarenko** // J. Nano- Electron. Phys. – 2019. – V. 11. – P. 03030.

6. Структурно-фазовий стан та електрофізичні властивості плівкових систем на основі пермалою і срібла / **Д.О. Шуляренко**, І.М. Пазуха, О.В. Пилипенко, Л.В. Оdnodvoretz // Наносистеми, наноматеріали, нанотехнології. – 2018. – Т. 16, № 4. – С. 0633-0644.

2. Наукові праці апробаційного характеру

7. Magnetoresistive properties of granular nanostructures based on

permalloy and silver / K.S. Odnodvoretz, **D.O. Shulyarenko**, I.M. Pazukha // Proceedings of the XIII International conference “Electronics and applied physics”. – Kyiv: Taras Shevchenko National University, 2017. – P. 58-59.

8. Magnetic Properties of Pseudo Spin-Valves Py/Ag/Co / I.M. Pazukha, **D.O. Shuliarenko**, S.I. Protsenko // Proceedings of the 2018 IEEE 8th International Conference on Nanomaterials: Applications and Properties (NAP). – Zatoka: SSU, – 2018. – Part 3 – P. 03TFNMC54.

9. Magnetoresistive Properties of Thin-film Systems Based on Permalloy and Silver / I.M. Pazukha, **D.O. Shuliarenko**, O.V. Pylypenko // Proceedings of IEEE International Conference on “Nanomaterials: Applications & Properties” (NAP-2020). – 2020. – V. 1. – P. 01NMM03.

10. Овруцький А.С. Тензорезистивні властивості плівкових наносистем на основі пермалою та срібла як чутливих елементів тензодатчиків / А.С. Овруцький, **Д.О. Шуляренко**, І.М. Пазуха // Матеріали науково-технічної конференції «Фізика, електроніка, електротехніка: матеріали та програма науково-технічної конференції (ФЕЕ-2018)». – Суми: Сумський державний університет, 2018. – С. 80-81.

11. Овруцький М.С. Тонкоплівковий чутливий елемент датчика магнітного поля на основі $Ni_{80}Fe_{20}$ та Ag / М.С. Овруцький, **Д.О. Шуляренко**, І.М. Пазуха // Матеріали науково-технічної конференції «Фізика, електроніка, електротехніка: матеріали та програма науково-технічної конференції (ФЕЕ-2018)». – Суми: Сумський державний університет, 2018. – С. 82.

12. Овруцький М. Концентраційна залежність магнітоопору нанорозмірних систем на основі пермалою та срібла / М. Овруцький, **Д. Шуляренко**, І. Пазуха // Тези доповідей міжнародної конференції студентів і молодих науковців з теоретичної та експериментальної фізики Еврика-2018. – Львів: ЛНУ імені Івана Франка, 2018. – С. А22.

13. Magnetoresistive properties of nanostructured thin film systems based on $Ni_{80}Fe_{20}$ and Ag / P. Żukowski, I. Pazukha, **D. Shuliarenko**, S. Protsenko // Book

of abstract of XII-th International Conference «Ion Implantation and Other Applications of Ions and Electrons», ION 2018. – Kazimierz Dolny, Poland, 2018. – P. 129.

14. **Shuliarenko D.O.** Effect of the silver addition on magnetoresistive properties of permalloy thin films / **D.O. Shuliarenko**, I.M. Pazukha // *Матеріали V Міжнародної конференції «Сучасні проблеми фізики конденсованого стану»*. – Київ: КНУ ім. Тараса Шевченка, 2018. – С. 104-105.

15. **Shuliarenko D.O.** Electrophysical properties of nanostructured thin film systems based on Ni₈₀Fe₂₀ and Ag / **D.O. Shuliarenko**, I.M. Pazukha // *Materials of international meeting “Clusters and Nanostructured Materials (CNM-5)”*. – Uzhgorod: Uzhgorod National University, 2018. – P. 240.

16. **Шуляренко Д.О.** Вплив кількості повторів фрагменту Ru/Ag на магніторезистивні властивості компонентів електронних систем / **Д.О. Шуляренко**, С.Р. Долгов-Гордійчук, І.М. Пазуха // *Матеріали науково-технічної конференції «Фізика, електроніка, електротехніка ФЕМ :: 2019»*. – Суми: Сумський державний університет, 2019. – С. 81.

17. **Шуляренко Д.О.** Вплив інтерфейсного розсіювання на терморезистивні властивості багатошарових плівкових систем на основі пермалою та срібла / **Д.О. Шуляренко**, О.В. Ромась, І.М. Пазуха // *Матеріали науково-технічної конференції «Фізика, електроніка, електротехніка ФЕМ :: 2019»*. – Суми: Сумський державний університет, 2019. – С. 25.

18. **Shuliarenko D.O.** Electrophysical Properties of Thin Film Systems Based on Permalloy and Silver Prepared by Co-evaporation Technique / **D.O. Shuliarenko**, O.V. Romas', I.M. Pazukha // *Materials XVII international conference on physics and technology of thin films and nanosystems*. – Ivano-Frankovsk: Vasyl Stefanyk PNU, 2019. – P. 264.

19. Розмірний ефект в електрофізичних властивостях елементів електронних систем на основі пермалою та срібла / **Д.О. Шуляренко**, О.В. Пилипенко, О.В. Ромась, І.М. Пазуха // *Матеріали науково-технічної конференції «Фізика, електроніка, електротехніка ФЕМ :: 2020»*. – Суми:

Сумський державний університет, 2020. – С. 107.

20. Розмірні та температурні ефекти в магніторезистивних властивостях плівкових елементів електроніки на основі пермалою та срібла / **Д.О. Шуляренко**, О.В. Пилипенко, М.С. Овруцький, І.М. Пазуха // Матеріали науково-технічної конференції «Фізика, електроніка, електротехніка ФЕМ :: 2020». – Суми: Сумський державний університет, 2020. – С. 108.

21. **Shuliarenko D.O.** Size effect in electrophysical properties of thin films based on permalloy and silver / **D.O. Shuliarenko**, I.M. Pazukha // International Research and Practice Conference “Nanotechnology and Nanomaterials (NANO-2020). – Kyiv: LLC «Computer-publishing, information center», 2020. – P. 36.

22. Size and heat treatment effect in magnetoresistive properties of nanosized structures based on permalloy and silver / **D.O. Shuliarenko**, M.S. Ovrutskyi, O.V. Pylypenko, I.M. Pazukha // Матеріали міжнародної конференції студентів і молодих науковців з теоретичної та експериментальної фізики «ЕВРИКА-2020». – Львів: ЛНУ ім. І. Франка, 2020. – С. А17.