

О.В. ПИЛИПЕНКО, О.С. ТАНЧЕНКО, Ю.Ю. ВОЛК, І.М. ПАЗУХА,
Ю.О. ШКУРДОДА

Сумський державний університет
(Вул. Харківська, 116, Суми 40007; e-mail: y.volk@mss.sumdu.edu.ua)

ДОСЛІДЖЕННЯ ЕЛЕКТРОПРОВІДНОСТІ ТА МАГНІТОРЕЗИСТИВНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ПЛІВКОВИХ СИСТЕМ НА ОСНОВІ $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}$ ТА SiO

УДК 539.216.2:537.622

У роботі досліджено електропровідність і магніторезистивні властивості тонких гранульованих плівок ($\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80} + \text{SiO}$)/Sub у вихідному стані та після відпалу за температури 600 K, а також дискретних багатошарових структур $[\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}(d)/\text{SiO}(5)]_5/\text{Sub}$. Показано, що поведінка магнітоопору визначається типом тонкоплівкового зразка, термічною обробкою та складом компонентів. Ізотропний магнітоопір спостерігається у гранульованих тонких плівках у вихідному стані з вмістом магнітного компонента 20–70 об.%, у гранульованих тонких плівках, відпалених за температури 600 K, із вмістом магнітного компонента 20–40 об.%, а також у дискретних багатошарових структурах, відпалених за температури 600 K, з ефективною товщиною магнітного шару 4–5 нм. Встановлено, що експоненціальна температурна залежність питомого опору спостерігається у гранульованих тонких плівках ($\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80} + \text{SiO}$)/Sub лише за вмісту магнітного компонента 20–30 об.%. На відміну від них, для дискретних багатошарових структур $[\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}(d)/\text{SiO}(5)]_5/\text{Sub}$ перехідний режим провідності спостерігається вже для $d = 3$ нм.

Ключові слова: гранульовані тонкі плівки, дискретні багатошарові структури, спільне випаровування, послідовна конденсація, магнітоопір, режим провідності.

1. Вступ

Дослідження магнітних матеріалів є актуальним напрямком у зв'язку з їх застосуванням під час розроблення носіїв інформації з високою щільністю запису даних [1], біомедичних нанороботів [2] та надчутливих сенсорів [3]. Їх використання дає змогу суттєво зменшити розміри пристроїв, одночасно підвищуючи їхню продуктивність та енер-

гоефективність, що є основою електроніки наступного покоління [4, 5]. До таких матеріалів належать феромагнітні нанокompозити на основі наночастинок феромагнітних металів, вбудованих у полімерні або неорганічні матриці. Ці структури становлять інтерес як з фундаментальної, так і з прикладної точки зору.

Особливий інтерес з погляду практичних застосувань становить їхня електропровідність у магнітному полі [6, 7]. Технічні параметри функціональних елементів на основі таких структур залежать не лише від розміру, об'ємної концентрації та форми магнітних гранул, а й від їхнього розподілу в провідній або ізолювальній матриці [8, 9]. Це зумовлює постійний пошук та вдосконалення технологій отримання таких структур і їх подальшої обробки [10, 11]. Зокрема, для отримання компо-

Цитування: Пилипенко О.В., Танченко О.С., Волк Ю.Ю., Пазуха І.М., Шкурдода Ю.О. Дослідження електропровідності та магніторезистивних властивостей плівкових систем на основі $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}$ та SiO . *Укр. фіз. журн.* **71**, № 11, 919 (2026).

© Видавець ВД “Академперіодика” НАН України, 2026. Стаття опублікована за умовами відкритого доступу за ліцензією CC BY-NC-ND (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>).

ISSN 2071-0194. *Укр. фіз. журн.* 2026. Т. 71, № 11

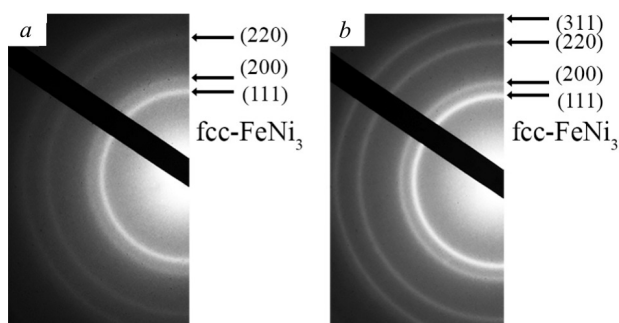


Рис. 1. Дифрактограми для відпаленої за температури 600 К тонкої плівки $(\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80} + \text{SiO})/\text{Sub}$ з вмістом магнітного матеріалу $x = 40$ об.%. (а) та дискретних багатопшарових структур $[\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}(4)/\text{SiO}(5)]_5/\text{Sub}$ (б)

зиційних матеріалів метал-ізолятор застосовують метод послідовного вакуумного випаровування з подальшою термічною обробкою [12, 13]. Такий підхід дає змогу отримувати композиційні матеріали з аморфною ізолювальною матрицею, вільною від атомів феромагнітного металу, та магнітними зернами майже однакового розміру, розміри яких можна регулювати відповідно до потреб.

Ця робота має на меті провести порівняльний аналіз електротранспортних і магнітних властивостей гранульованих матеріалів на основі $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}$ та SiO , отриманих методом електронно-променевого спільного випаровування та послідовного випаровування.

2. Експериментальна частина

Для виконання поставлених завдань було виготовлено дві серії зразків.

Першу серію отримували методом спільного електронно-променевого випаровування з двох незалежних джерел ($\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}$ та SiO) у високовакуумній камері за базового тиску 10^{-4} Па. Осадження проводили за кімнатної температури підкладки. Як підкладку використовували склокерамічні пластини. Було отримано тонкі плівки $(\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80} + \text{SiO})/\text{Sub}$ загальною товщиною 80 нм та з часткою магнітного компонента $x = 20$ –80 об.%. Швидкість осадження становила 0,1 нм/с як для $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}$, так і для плівок SiO , і контролювалася за допомогою двох незалежних кварцових датчиків.

Другу серію готували методом послідовного електронно-променевого випаровування за іденти-

чних умов вакууму та параметрів осадження. У результаті отримували дискретні багатопшарові структури $[\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}(d)/\text{SiO}(5)]_5/\text{Sub}$ з товщиною магнітного шару $d = 4$ –8 нм. Зразки обох серій надалі відпалювали в діапазоні температур 300–600 К у вакуумі за тиску 10^{-4} Па.

Для визначення складу зразків використовували енергодисперсійний спектрометр (EDS), приєднаний до SEO-SEM. Кристалічну структуру зразків досліджували за допомогою трансмісійного електронного мікроскопа TEM-125К.

Магніторезистивні властивості вимірювали за допомогою апаратно-програмного комплексу в геометрії струму в площині (current-in-plane) у зовнішньому магнітному полі напруженістю в діапазоні від 0 до 600 мТл. Усі вимірювання проводили за кімнатної температури. Вимірювальний струм становив $I = 1$ мА. Поздовжній магнітоопір (магнітне поле в площині зразка та паралельно струму) і поперечний магнітоопір (магнітне поле в площині зразка та перпендикулярно до струму) розраховували за рівняннями

$$\text{MR} = \frac{R(B) - R(B_0)}{R(B_0)}, \quad (1)$$

де $R(B)$ – поточне значення опору в магнітному полі B , а $R(B_0)$ – опір зразка в магнітному полі B_0 .

3. Результати та обговорення

Спочатку досліджували структурні властивості тонкоплівкових систем $(\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80} + \text{SiO})/\text{Sub}$ та $[\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}(d)/\text{SiO}(5)]_5/\text{Sub}$. Після термічної обробки кристалічна структура зразків обох серій відповідала fcc- FeNi_3 незалежно від складу зразка. На рис. 1 наведено типову дифракційну картину для тонкої плівки $(\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80} + \text{SiO})/\text{Sub}$ з вмістом магнітного матеріалу $x = 40$ об.%, відпаленої за температури 600 К, а також для дискретних багатопшарових структур $[\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}(4)/\text{SiO}(5)]_5/\text{Sub}$.

Розглянемо особливості магніторезистивного ефекту у вихідних та відпалених (за температури 600 К) гранульованих тонких плівках $(\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20} + \text{SiO})/\text{Sub}$ (рис. 2) та дискретних багатопшарових структурах $[\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}(d)/\text{SiO}(5)]_5/\text{Sub}$ (рис. 3). На рис. 2, а та 2, с показано польові залежності магнітоопору для гранульованих тонких плівок. Як видно, ізотропний магнітоопір спостерігається в усіх щойно осаджених зразках загальною товщиною 80 нм та з часткою магнітного ком-

понента 20–70 об.%. Збіг польових залежностей у поздовжній та поперечній геометріях вимірювання свідчить про те, що ці тонкі плівки є ізотропними гранульованими системами [9, 14]. Отже, у таких тонких плівках реалізується спін-залежне тунелювання, що зумовлює тунельний магнітоопір [15]. Польова залежність магнітоопору не демонструє тенденції до насичення в магнітних полях до 0,5 Тл. Величина ізотропного магнітоопору за кімнатної температури становить 0,04–0,1%.

Поведінка щойно осаджених дискретних багатошарових структур $[\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}(d)/\text{SiO}(5)]_5/\text{Sub}$ (рис. 3, *a* та 3, *c*) суттєво відрізняється. Для всіх щойно осаджених зразків, отриманих методом послідовної конденсації, спостерігається анізотропний магнітоопір [16]: він є додатним у поздовжній геометрії вимірювання та від'ємним у поперечній. Така поведінка є типовою для одношарової структурно суцільної тонкої плівки сплаву $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ [17, 18]. Очевидно, що в таких структурах у процесі конденсації утворюються нескінченні феромагнітні кластери всередині одного шару навіть за ефективної товщини магнітного шару 4 нм. У результаті ці структури є електрично неперервними. Формування протяжних феромагнітних кластерів є причиною появи анізотропного магнітоопору, який виникає внаслідок взаємодії електронів провідності з електронами зовнішніх оболонок, спінові моменти яких зумовлюють наявність спонтанної намагніченості.

Розглянемо тепер вплив відпалу на польову залежність та величину магнітоопору в гранульованих тонких плівках і дискретних багатошарових структурах. Слід зазначити, що для гранульованих тонких плівок відпал за температури 600 К змінює характер польових залежностей магнітоопору лише для плівок з $x = 50$ –70 об.%. (рис. 2, *b*). Після відпалу спостерігається перехід до анізотропії магнітоопору. Таку поведінку можна пояснити зростанням магнітних гранул та поліпшенням кристалічної структури. Як наслідок, величина анізотропного магнітоопору збільшується і стає визначальною.

Для гранульованих тонких плівок з $x = 20$ –30 об.%. відпал за температури 600 К не змінює характер польових залежностей магнітоопору (рис. 2, *d*). Спостерігається незначне збільшення поздовжнього магнітоопору та більш виражене збільшення поперечного магнітоопору.

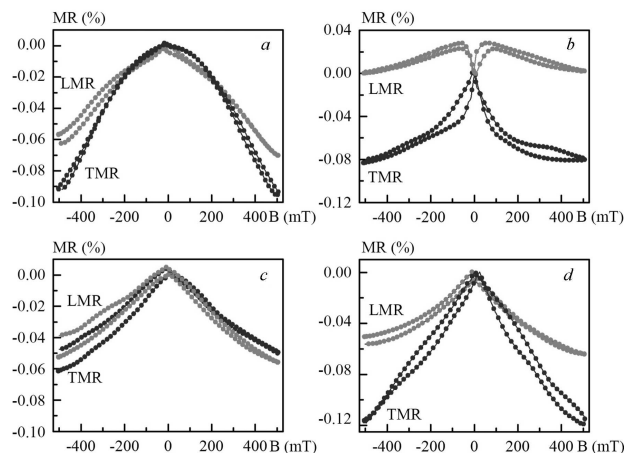


Рис. 2. Польові залежності поздовжнього та поперечного магнітоопорів для щойно осаджених (*a*, *c*) та відпалених за температури 600 К (*b*, *d*) тонких плівок $(\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80} + \text{SiO})/\text{Sub}$ із загальною товщиною 80 нм та вмістом $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}$ 70 об.%. (*a*, *b*) та 28 об.%. (*c*, *d*)

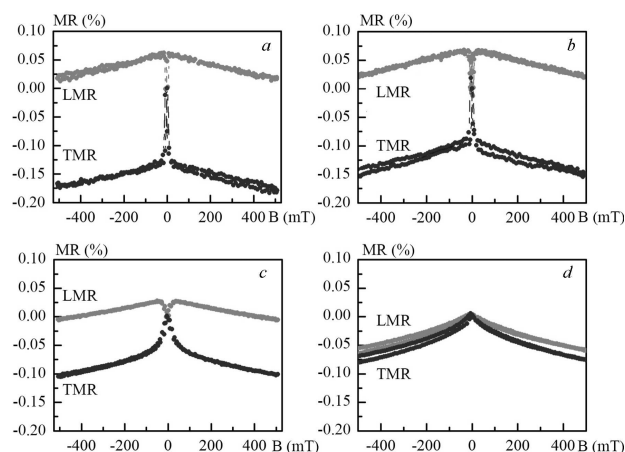


Рис. 3. Польові залежності поздовжнього та поперечного магнітоопорів для щойно осаджених (*a*, *c*) та відпалених за температури 600 К (*b*, *d*) багатошарових систем $[\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}(d) + \text{SiO}(5)]_5/\text{Sub}$ з товщиною шару $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}$ $d = 8$ нм (*a*, *b*) та 4 нм (*c*, *d*)

Для дискретних багатошарових структур $[\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}(d)/\text{SiO}(5)]_5/\text{Sub}$ з товщиною $d = 4$ нм, відпалених за температури 600 К, також спостерігається зміна характеру магнітоопору (рис. 3, *d*). Як показано на рис. 3, *d*, польова залежність магнітоопору є ізотропною як у поздовжній, так і в поперечній геометріях вимірювання. Очевидно, що причиною зміни характеру польових залежностей у випадку дискретних багатошарових структур є збільшення середнього розміру зерен

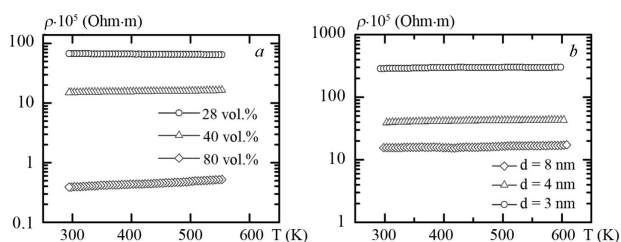


Рис. 4. Температурні залежності питомого опору для тонких плівок $(\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80} + \text{SiO})/\text{Sub}$ з загальною товщиною 80 нм та різним вмістом $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}$ (a) та багатошарових систем $[\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}(d) + \text{SiO}(5)]_5/\text{Sub}$ різної товщини (b)

та зменшення їхньої концентрації. Це призводить до формування магнітних гранул, розділених ізолювальними каналами завширшки 1–2 нм. У таких структурах ізолювальні шари зберігають свою індивідуальність і перешкоджають прямому феромагнітному обмінові між гранулами (як між сусідніми металевими шарами, так і всередині одного шару), водночас забезпечуючи тунелювання між гранулами [19, 20].

Для дискретних багатошарових структур $[\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}(d)/\text{SiO}(5)]_5/\text{Sub}$ з товщиною $d = 8$ нм відпал за температури 600 К не призводить до змін ані характеру магнітоопору, ані його величини (рис. 3, b).

Для правильної інтерпретації механізмів провідності в гранульованих і шаруватих плівках було проведено детальний аналіз температурної залежності питомого опору. На рис. 4 показано температурну залежність питомого опору в інтервалі 300–600 К для обох серій зразків. Для гранульованих тонких плівок $(\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80} + \text{SiO})/\text{Sub}$ з вмістом магнітного компонента 20–30 об. % спостерігається експоненціальна температурна залежність з від'ємним температурним коефіцієнтом опору (ТКО) (рис. 4, a). Отже, у таких тонких плівках реалізується ізоляційний режим провідності. Цей режим провідності можна пояснити термічно активованим тунелюванням електронів між металевими гранулами, розділеними ізолювальним каналом. Такий механізм характерний для тонких плівок з концентрацією металевої фази нижче порога перколяції [21, 22]. Ці результати добре узгоджуються з наведеним вище дослідженням магнітоопору.

Для дискретних багатошарових структур експоненціальна температурна залежність не спостерігається навіть за ефективної товщини магнітного шару 3 нм (рис. 4, b). Для дискретних багатошаро-

вих структур $[\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}(3) + \text{SiO}(5)]_5/\text{Sub}$ питомий опір залишається практично незмінним до 600 К, а ТКО близький до нуля. Очевидно, за таких товщин шарів формується нескінченний металевий кластер; водночас також зберігається значна кількість ізованих металевих гранул. У результаті реалізується перехідний режим провідності. Як зазначалося вище, за такої ефективної товщини магнітного шару спостерігається ізотропний магнітоопір. Однак його величина вдвічі менша, ніж у гранульованих тонких плівках, отриманих спільним випаровуванням. Це свідчить про те, що за однакового складу компонентів у гранульованих тонких плівках формується більша кількість дрібних металевих частинок, ніж у дискретних багатошарових структурах.

Для всіх тонких плівок $(\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80} + \text{SiO})/\text{Sub}$ з вмістом магнітного компонента понад 30 об. % та для всіх дискретних багатошарових структур $[\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}(d) + \text{SiO}(5)]_5/\text{Sub}$ з товщиною $d > 3$ нм спостерігаються типові металеві температурні залежності питомого опору. Отже, електричні процеси перенесення в таких зразках визначаються провідністю через електрично суцільні металеві кластери та розсіянням електронів провідності на межах метал-ізолятор, межах зерен, домішках і фононах [23].

4. Висновки

На основі результатів дослідження електротранспортних і магніторезистивних властивостей гранульованих тонких плівок $(\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80} + \text{SiO})/\text{Sub}$, отриманих методом спільного випаровування, та дискретних багатошарових структур $[\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}(d) + \text{SiO}(5)]_5/\text{Sub}$, отриманих методом послідовної конденсації, можна виокремити такі особливості.

- Ізотропний магнітоопір спостерігається в щойно осаджених гранульованих тонких плівках $(\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80} + \text{SiO})/\text{Sub}$ у широкому діапазоні вмісту магнітного компонента $x = 20$ –70 об. %. На відміну від них, у всіх щойно осаджених дискретних багатошарових структур $[\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}(d)/\text{SiO}(5)]_5/\text{Sub}$ з товщиною $d = 4$ –10 нм спостерігається лише анізотропний магнітоопір.

- Після відпалу за температури 600 К у гранульованих тонких плівках з $x = 40$ –70 об. % відбувається перехід до анізотропного магнітоопору. Протилежна тенденція спостерігається після відпалу за температури 600 К у дискретних багатошарових

структурах з товщиною $d = 4-5$ нм, що свідчить про перехід до ізотропного магнітоопору.

• Експоненціальна температурна залежність питомого опору з від'ємним ТКО спостерігається для гранульованих тонких плівок $(\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80} + \text{SiO})/\text{Sub}$ лише за вмісту магнітного компонента $x = 20-30$ об.%. Для дискретних багатопшарових структур $[\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}(d)/\text{SiO}(5)]_5/\text{Sub}$ питомий опір лише незначно збільшується зі зростанням температури до 600 К (ТКО близький до нуля) навіть для товщини $d = 3$ нм. Ці особливості зумовлені тим, що за однакового складу зразків $(\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20} + \text{SiO})/\text{Sub}$ та $[\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}(d)/\text{SiO}(5)]_5/\text{Sub}$ гранульовані тонкі плівки містять більшу кількість дрібних металевих частинок, ніж дискретні багатопшарові структури.

Ця робота виконувалася за фінансової підтримки Програми НАТО “Наука заради миру та безпеки” (проект № G6131) та Міністерства освіти і науки України (проекти № 0224U033036 та 0126U000589).

1. B.J. Chen, M. Zeng, K.H. Khoo, D. Das, X. Fong, S. Fukami, S. Li, W. Zhao, S.S.P. Parkin, S.N. Piramanayagam, S.T. Lim. Spintronic devices for high-density memory and neuromorphic computing – A review. *Mater. Today* **70**, 193 (2023).
2. X. Deng, Y. Su, M. Xu, D. Gong, J. Cai, M. Akhter, K. Chen, S. Li, J. Pan, C. Gao, D. Li, W. Zhang, W. Xu. Magnetic micro/nanorobots for biological detection and targeted delivery. *Biosens. Bioelectron.* **222**, 114960 (2023).
3. N. Afonso, C. Lopes, G. Siqueira, M.A. Correa, A. Morais, J. Laranjeira, F. Vaz, M. Andrichsky, A. Ferreira. The duality of thermal and magnetic properties of Ni-Ta thin films: A new generation of sensing devices. *Measurement* **246**, 116758 (2025).
4. Yuanwei Lin. Ultra-thin films in electronics and microelectronics. In: *Comprehensive Polymer Science (Second Edition)*. Edited by S.S. Ray (Elsevier, 2026), p. 547.
5. Mengjuan Mi, Han Xiao, Lixuan Yu, Yingxu Zhang, Yuanshuo Wang, Qiang Cao, Yilin Wang. Two-dimensional magnetic materials for spintronic devices. *Mater. Today Nano* **24**, 100408 (2023).
6. M. Nichterwitz, S. Honnali, J. Zehner, S. Schneider, D. Pohl, S. Schiemenz, S.T.B. Goennenwein, K. Nielsch, K. Leistner. Control of positive and negative magnetoresistance in iron oxide-iron nanocomposite thin films for tunable magnetoelectric nanodevices. *ACS Appl. Electron. Mater.* **2**, 2543 (2020).
7. Bao-Huei Huang, Yu-Hsiang Fu, Chao-Cheng Kaun, Yu-Hui Tang. Determining perpendicular magnetic anisotropy in Fe/MgO/Fe magnetic tunnel junction: A DFT-based spin-orbit torque method. *J. Magn. Magn. Mater.* **585**, 171098 (2023).
8. I.M. Pazukha, Yu.O. Shkurdoda. Crystal structure, phase state, and magnetoresistive properties of nanostructured thin-film systems based on permalloy and noble metals. *Prog. Phys. Met.* **23**, 613 (2022).
9. I.M. Pazukha, V.V. Shchotkin, Yu.O. Shkurdoda. Structure, magnetic and magnetoresistive properties of composite materials based on ferromagnetic metals and alloys with different types of dielectric matrix. *Prog. Phys. Met.* **20**, 672 (2019).
10. V.B. Tarelnyk, Ie.V. Konoplianchenko, O.P. Gaponova, N.V. Tarelnyk, V.S. Martsynkovskyy, B.O. Sarzhanov, O.A. Sarzhanov, B. Antoszewski. Effect of laser processing on the qualitative parameters of protective abrasion-resistant coatings. *Powder Metall. Met. Ceram.* **58**, 703 (2020).
11. J.B. Wang, L.S. Wang, H.Z. Guo, M. Lei, Q.F. Zhang, G.H. Yue, Y. Chen, D.L. Peng. Structural and magnetic properties of $\text{Fe}_{65}\text{Co}_{35}@ \text{Ni}_{0.5}\text{Zn}_{0.5}\text{Fe}_2\text{O}_4$ composite thin films prepared by a novel nanocomposite technology. *J. Alloys Compd.* **608**, 323 (2014).
12. Xiaoli Li, Yanchun Li, Yana Shi, Fanfan Du, Yuhao Bai, Zhiyong Quan, Xiaohong Xu. Electrically-controlled resistance and magnetoresistance in a SiO_2 -Co film. *Mater. Lett.* **194**, 227 (2017).
13. J.C. Denardin, M. Knobel, L.S. Dorneles, L.F. Schelp. Structural, magnetic and transport properties of discontinuous granular multilayers. *J. Magn. Magn. Mater.* **294**, 206 (2005).
14. I. Shpetnyi, S. Vorobiov, V. Komanicky, I. Iatsunskyi, V. Grebinaha, Yu.I. Gorobets, V. Tkachenko, P. Skokowski, T. Luciński, S. Jurga. Thickness and composition dependences of magnetic and magnetoresistive properties of $\text{Co}_x\text{Ag}_{100-x}$ alloy thin films. *J. Magn. Magn. Mater.* **527**, 167762 (2021).
15. O. Vitayaya, P.Z.Z. Nehan, D.R. Munazat, M.T.E. Manawan, B. Kurniawan. Magnetoresistance (MR) properties of magnetic materials. *RSC Adv.* **14**, 18617 (2024).
16. P. Ritzinger, K. Výborný. Anisotropic magnetoresistance: materials, models and applications. *R. Soc. Open Sci.* **10**, 230564 (2023).
17. G.W. Huang, F.T. Yuan, P.H. Lin, K.Y. Wei, H.W. Chang. Enhancement of anisotropic magnetoresistance for NiFe films with IrMn capping layer. *Surf. Coat. Technol.* **525**, 133325 (2026).
18. Shuyun Wang, Tiejun Gao, Cuntao Wang, Jianfang He. Studies of anisotropic magnetoresistance and magnetic property of $\text{Ni}_{81}\text{Fe}_{19}$ ultra-thin films with the lower base vacuum. *J. Alloys Compd.* **554**, 405 (2013).
19. M.A.S. Boff, B. Canto, F. Mesquita, R. Hinrichs, G.L.F. Fraga, L.G. Pereira. Non-ohmic behavior of metal-insulator granular thin films in low-field regime ($eV \ll k_B T$). *J. Appl. Phys.* **120**, 155103 (2016).
20. Ping Sheng. Electronic transport in granular metal films. *Philos. Mag. B* **65**, 357 (1992).
21. E.B. Dokukin, R.V. Erhan, A.Kh. Islamov, M.E. Dokukin, N.S. Perov, E.A. Gan'shina. Formation of the magnetic fractal structure in Co-SiO_2 granular nanocomposite

- system at percolation threshold. *Phys. Status Solidi B* **250**, 1656 (2013).
22. A. García-García, A. Vovk, J.A. Pardo, P. Strichovanec, C. Magén, E. Snoeck, P.A. Algarabel, J.M. De Teresa, L. Morellón, M.R. Ibarra. Determination of the percolation threshold in Fe/MgO magnetic granular multilayers. *J. Phys.: Condens. Matter* **22**, 056003 (2010).
23. C.R. Tellier, A.J. Tosser. *Size Effects in Thin Films* (Elsevier, 1982) [ISBN: 978-0-444-42106-7].

Одержано 12.05.26

Переклад українською мовою О. Войтенка

*O.V. Pylypenko, O.S. Tanchenko,
Yu.Iu. Volk, I.M. Pazukha, Yu.O. Shkurdoda*

INVESTIGATION OF ELECTRICAL
CONDUCTIVITY AND MAGNETORESISTIVE
PROPERTIES OF THIN-FILM SYSTEMS
BASED ON $\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}$ AND SiO

This work explores the electrical conductivity and magnetoresistive properties of as-deposited and annealed at

600 K $(\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80} + \text{SiO})/\text{Sub}$ granular thin films and $[\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}(d)/\text{SiO}(5)]_5/\text{Sub}$ discontinuous multilayers. It is shown that the magnetoresistance behavior is governed by the type of thin-film sample, the heat treatment, and the composition of components. Isotropic magnetoresistance is exhibited by the as-deposited granular thin films with a magnetic component volume content of 20–70 vol.%, by the granular thin films annealed at 600 K with a magnetic component volume content of 20–40 vol.%, and by the discontinuous multilayers annealed at 600 K with an effective magnetic-layer thickness of 4–5 nm. It has been established that an exponential temperature dependence of the resistivity is observed in $(\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80} + \text{SiO})/\text{Sub}$ granular thin films with a magnetic component volume content of only 20–30 vol.%. In contrast, for $[\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{80}(d)/\text{SiO}(5)]_5/\text{Sub}$ discontinuous multilayers, the transition regime of conductivity is already observed at $d = 3$ nm.

Keywords: granular thin films, discontinuous multilayers, co-evaporation, sequential condensation, magnetoresistance, regime of conductance.