

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
СУМСЬКИЙ ДЕРЖАВНИЙ УНІВЕРСИТЕТ

Кваліфікаційна наукова праця
на правах рукопису

Тищенко Костянтин Володимирович

УДК 621.316.8; 621.318.1

ДИСЕРТАЦІЯ

**ЕЛЕКТРОМЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ПЛІВКОВИХ МАТЕРІАЛІВ НА
ОСНОВІ МАГНІТНИХ МЕТАЛІВ**

01.04.07 – Фізика твердого тіла
Фізико-математичні науки

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

 К.В. Тищенко

Науковий керівник:

Проценко Іван Юхимович, заслужений діяч
науки і техніки України, д.ф.-м.н., професор

Суми – 2018

АНОТАЦІЯ

Тищенко К.В. Електро механічні властивості плівкових матеріалів на основі магнітних металів. – Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня кандидата фізико-математичних наук (доктора філософії) за спеціальністю 01.04.07 «фізика твердого тіла». Сумський державний університет, Суми, 2018.

Дисертаційна робота присвячена комплексному дослідженню електро механічних властивостей (відмітимо, що поряд із терміном «Тензорезистивні властивості» використовується термін «Електро механічні властивості» як рівнозначні) дво- і тришарових металевих плівок і плівкових сплавів на основі Fe і Pt, Gd або Ni, встановленню взаємозв'язку між структурно-фазовим станом досліджуваних систем та їх електро механічними властивостями, а також поясненню фізичних ефектів, які виникають в системах в області пружної, квазіпружної і пластичної деформації.

Для досягнення поставленої мети було проведено комплексні експериментальні та теоретичні дослідження електро механічних та механічних властивостей багатошарових плівкових систем на основі Fe, Gd і Pt та плівкових сплавів Fe_xNi_{1-x} в інтервалах деформації $\Delta\varepsilon_1 = 0 - 1\%$, $\Delta\varepsilon_2 = 0 - 2\%$ та $\Delta\varepsilon_3 = 0 - 3\%$, а також встановлено вплив зміни структурно-фазового стану досліджуваних плівок на їх електро механічні властивості.

Встановлено, що одношарові плівки Gd при малих товщинах (<10 нм.) мають квазіаморфну структуру, а при збільшенні товщини починаються процеси кристалізації, і фазовий склад відповідає системі ГЦП-Gd + ГЦК-GdH₂ + ОЦК-Gd₂O₃. Фазовий склад плівкових систем a-Gd/Fe/П (П – підкладка) та Fe/a-Gd/Fe/П включає в себе аморфну і кристалічну складову, відношення яких залежить як від концентрації атомів окремих компонент, так і товщини шару Gd.

Електроннографічні дослідження плівок Fe/Pt/П вказують на те, що система має двофазний склад, який відповідає ОЦК-Fe+ГЦК-Pt з параметрами решітки близькими до табличних значень ($a(\text{ОЦК-Fe}) = 0,286$ нм, $a(\text{ГЦК-Pt}) = 0,394$ нм).

Відмітимо, що упорядковані фази $L1_0$ -FePt і $L1_2$ -Fe₃Pt у даній роботі не фіксувалися, оскільки зразки не проходили термообробки. Дані плівки характеризуються дрібнодисперсною структурою, як і одношарові плівки Pt, з розміром зерен $L = 4 - 10$ нм.

У плівках Fe_xNi_{1-x}/Pt в залежності від концентрації компонент стабілізуються фази $FeNi_3$, $FeNi$ та α -фаза (Fe – Ni). В окремих випадках (при $c_{Fe} > 60$ ат.%) фіксується двофазний склад плівкового сплаву ГЦК- $FeNi$ + α -фаза (Fe – Ni), у той же час склад ГЦК- $FeNi_3$ + ГЦК- $FeNi$ жодного разу не спостерігався, що можна пояснити різними температурними інтервалами їх стабілізації.

З урахуванням результатів структурно-фазового стану були проведені дослідження електромеханічних властивостей. Встановлені особливості залежності опору, відносної зміни опору та межі переходу між пружною та пластичною деформацією від величини деформації та номера деформаційного циклу, як для дво-, тришарових систем і плівкових сплавів, так і їх складових компонент. На основі експериментальних даних уперше показано, що зменшення розмірів зерен призводить до зміщення межі переходу від пружної до пластичної деформації ($\epsilon_{п}$) в сторону менших деформацій. Величина коефіцієнта поздовжньої тензочутливості (КТ) η в деформаційних інтервалах $\Delta\epsilon_{l1} = 0 - 1$ та $\Delta\epsilon_{l2} = 0 - 2$ % змінюється у межах 2,7 – 9,5 од. (плівки Fe товщиною 7 – 65 нм); 4,6 – 1,7 од. (плівки Pt товщиною 20 – 80 нм.); 1,4 – 1,0 (плівки Gd товщиною 75 – 120 нм) і 9,3 – 2,8 (плівки Ni товщиною 10 – 90 нм).

Уперше отримані розмірно-концентраційні залежності інтегрального коефіцієнта повздовжньої тензочутливості η і межі переходу від пружної до пластичної деформації для дво- та тришарових плівкових систем на основі Gd і Fe та плівкових сплавів Fe_xNi_{1-x} .

Показано, що деформаційні залежності плівкових систем на основі Gd і Fe виходять на насичення при $\epsilon_{п} = 0,4 - 1,1\%$, і мають чітко виражений максимум, в якому величина η до 2 разів більша порівняно з областю насичення, що пояснюється нелінійними по деформації змінами опору та можливими

структурними змінами при деформації плівок.

У тензорезистивних властивостях плівкових сплавів $\text{Fe}_x\text{Ni}_{1-x}$ певну роль відіграють концентраційні та розмірні ефекти, а також структурні зміни, що відбуваються у плівці при деформації. Вплив розмірного фактору проявляє себе через зовнішній розмірний ефект (фуксівське розсіювання електронів на зовнішніх поверхнях плівки), який визначає розмірну залежність γ_l та внутрішній розмірний ефект (маядасівське розсіювання електронів на межах зерен), який визначає абсолютну величину γ_l . У залежності від співвідношення між ефективністю цих двох механізмів розсіювання електронів має місце різний характер залежності γ_l від d : якщо має перевагу внесок у величину КТ зерномежове розсіювання електронів, то коефіцієнт γ_l буде зростати, або, навпаки, зменшуватись при перевазі внеску у його величину поверхневого розсіювання. Якщо ж внесок двох механізмів розсіювання приблизно однаковий, то залежність γ_l від d виходить на насичення. Конкуренція даних механізмів проявляється на розмірних залежностях КТ для плівкових сплавів $\text{Fe}_x\text{Ni}_{1-x}$ при концентраціях $c_{\text{Fe}} = 25 - 75$ ат.%. Зокрема, значне відхилення від умов лінійності спостерігається на розмірних залежностях γ_l в інтервалі товщин $d > 30$ нм при концентраціях $c_{\text{Fe}} = 50$ та 64 ат.%. У даній області спостерігається аномальне збільшення коефіцієнта повздовжньої тензочутливості до $15 - 25$ одиниць, що викликано впливом розмірного фактору та зміною магнітних властивостей при зміні концентрації компонент в системі.

У системах Fe/Pt/П при товщині шару Fe від 5 до 30 нм величина коефіцієнта γ_l практично не змінюється у всіх деформаційних інтервалах і має значення від 3 до 9 одиниць.

Аналіз залежностей диференціального коефіцієнта тензочутливості (γ_m) від деформації показав, що у незалежності від складових компонент системи, їх товщини та концентрації (у випадку сплавів $\text{Fe}_x\text{Ni}_{1-x}$) при деформації до 2-х та 3-х % у електромеханічних властивостях проявляються нелінійні ефекти. Максимум на залежностях γ_m від ε_l спостерігається як при динамічній деформації зразків (швидкість деформації $\Delta l / l$ змінювалась від 0 до 0,1 %/с, l – початкова

довжина зразка), так і при статичному навантаженні.

Уперше встановлені закономірності появи нелінійних ефектів у електромеханічних властивостях тонких плівок. Показано, що поява максимуму на залежностях γ_{lm} від ε_l обумовлена нелінійними по деформації змінами питомого опору, що має місце при відповідному методі деформації або у результаті мікроструктурних змін у плівковій системі при переході від пружної до пластичної деформації. Запропоновано модель, яка описує реалізацію таких ефектів у тонких плівках.

Проведено експериментальне визначення рівня механічних макронапружень та особливостей характеру їх розмірних залежностей. Зроблено висновок, про те, що макронапруження у тонких плівках Fe, Gd, Pt і Ni в діапазоні товщин від 10 до 140 нм та плівкових структур сформованих на їх основі, не мають визначального впливу на їх електромеханічні властивості, оскільки при збільшенні значення макронапружень із ростом товщини не спостерігається підвищення інтегрального коефіцієнта тензочутливості.

Аналіз електромеханічних властивостей досліджуваних зразків показав, що експериментальні значення інтегрального коефіцієнту тензочутливості аномально малі ($\gamma < 3$ од.), що певною мірою суперечить класичній теорії тензоефекту. У рамках макроскопічного підходу запропоновані теоретичні співвідношення, які дозволяють пояснити дану особливість виходячи із міркувань, що γ враховує не тільки коефіцієнт Пуассона μ_f , але й сталу Грюнайзена g , яка визначається як $d\ln\Theta_D/d\ln V$ (Θ_D – температура Дебая, V – об'єм). На основі аналізу розрахункових даних було показано, що аномально малі значення коефіцієнта γ у тонких плівках реалізується за рахунок двох фізичних механізмів: по-перше, у всіх плівкових системах величина коефіцієнта Пуассона $\mu_f < 0,5$, якщо при деформації температура Дебая збільшується і $\mu_f > 0,5$, у випадку її зменшення; по-друге, зменшення γ пов'язано із дифузією поверхневих атомів на межі зерен, що призводить до зменшення загальної товщини плівки.

Ключові слова.

Електро механічні властивості, коефіцієнт тензочутливості, структурно-фазовий стан, нелінійний ефект, аномально малий коефіцієнт тензочутливості.

Список публікацій здобувача за темою дисертації

1. Наукові праці, в яких опубліковані основні наукові результати

1. Механічні властивості мікронних і нанорозмірних металевих плівок / О.П. Ткач, **К.В. Тищенко**, Л.В. Однорець, С.І. Проценко, Д.В. Великодний, І. Ю. Проценко // Журнал нано- та електронної фізики. – 2010. – Т.2, №1. – С. 51 – 59.
2. Особливості тензоефекту в плівках на основі ОЦК-Fe і a-Gd / **К.В. Тищенко**, Л.В. Однорець, І.Ю. Проценко // Металлофізика и новейшие технологии. – 2011. – Т. 33, № 10, – С. 1351 – 1359.
3. Великодний Д.В. Особливості тензорезистивних властивостей тонких металевих плівок при пружній та пластичній деформації / Д.В. Великодний, **К.В. Тищенко**, І.Ю. Проценко // Наносистеми, наноматеріали, нанотехнології. – 2011. – Т.9. – №3. – С. 617 – 624.
4. **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.
5. Peculiarities of the dependence of the strain coefficient on the deformation of metal films / **K.V. Tyschenko**, L.V. Odnodvoretz, C.J. Panchal, I.Yu. Protsenko // Journal of Nano- and Electronic Physics. – 2012. – V.4. – P.04014-1 – 04014-4.
6. Electrophysical properties on nanocrystalline platinum thin films / **K.V. Tyschenko**, I.M. Pazukha, T.M. Shabelnyk, I.Yu. Protsenko // Journal of Nano- and Electronic Physics. – 2013. – V.5. – №1.– P. 01029-1 – 01029-5.
7. Features strain properties thin-films: anomalous small of strain coefficient / I.Yu. Protsenko, L.V. Odnodvoretz, **K.V. Tyschenko**, M.O. Shumakova // Journal of Mechanical Engineering and Technology. – 2013. – V.1, №1. – P. 34 – 39.
8. Деформаційний, магніторезистивний і магнітодеформаційний ефекти у плівкових матеріалах на основі магнітних металів / З.М. Макуха, Д.В. Подуремне, **К.В. Тищенко**, І.Ю. Проценко // Журнал фізики та інженерії

поверхні. – 2015. – Т.13. – № 3. – С. 356 – 362.

9. Тензорезистивні властивості плівкових систем на основі пермалою та срібла / Д.О. Шуляренко, О.В. Пилипенко, **К.В. Тищенко**, І.М. Пазуха, Л.В. Однорець // Журнал нано- та електронної фізики. – 2018. – Т.10, №1. – С. 01010-1 – 01010-4.

2. Наукові праці апробаційного характеру

10. **Tyschenko K.V.** Tensoresistive Properties of Thin Film System Based on Fe and Pt / K.V. Tyschenko, I.M. Pazukha, N.I. Shumakova // Materials of XIV International conference [«Physics and technology of thin films and nanosystems»], Ivano-Frankivsk. – 2013. – P. 423.

11. **Тищенко К.** Тензорезистивні властивості тришарової тонкоплівкової системи Fe/Gd/Fe в області пружної та пластичної деформації / К. Тищенко // Матеріали міжнародної конференції студентів і молодих науковців з теоретичної та експериментальної фізики [«ЄВРИКА-2011»], Львів – 2011. – С. С35.

12. **Тищенко К.В.** Моделирование тензорезистивных свойств пленочных материалов / К.В. Тищенко, И.В. Чешко // Моделювання та інформаційні технології. Збірник наукових праць, спеціальний випуск. Матеріали міжнародної наукової конференції «Моделювання – 2010» / Київ, 2010. – С.229 – 234.

13. Pazukha I.M. Electrophysical properties of nanodimensional Pt thin films / I.M. Pazukha, **K.V. Tyschenko**, N.I. Shumakova // Proceedings of International Conferences [«Nanomaterials: Applications and Properties»], Sumy. – 2012. – V. 3. – P. 03MTF09.

14. **Tyschenko K.V.** Strain Properties of Nanodimensional Film Systems Based on Fe and Pt / K.V. Tyschenko, I.M. Pazukha, N.I. Shumakova // Proceedings of International Conferences [«Nanomaterials: Applications and Properties»], Sumy. – 2013. – V.2. –P. 01NTF25-1 – 01NTF25-4.

15. **Тищенко К.** Нелінійні ефекти в тензорезистивних властивостях плівкових сплавів на основі Fe та Ni / К. Тищенко // Матеріали міжнародної конференції студентів і молодих науковців з теоретичної та експериментальної фізики [«ЄВРИКА-2012»], Львів – 2012. – С. D13.

16. **Тищенко К.В.** Електромеханічні властивості плівок інвару / К.В. Тищенко

// Матеріали та програма науково-технічної конференції [«Фізика, електроніка, електротехніка – 2013»], Суми: СумДУ. – 2013. – С. 92.

17. **Тищенко К.В.** Дослідження деформаційних характеристик плівок на основі Ni та Fe / К.В. Тищенко // Матеріали та програма науково-технічної конференції [«Фізика, електроніка, електротехніка – 2012»], Суми: СумДУ. – 2012. – С. 120.

3. Праці, які додатково відображають наукові результати

18. Phase state formation in double-layer films systems / L.V. Odnodvoretz, S.A. Nepijko, O.P. Tkach, **K.V. Tyschenko**, I.Yu. Protsenko // Book of abstracts of 8-th International Conference [«Electronic processes in organic and inorganic materials»] / Kyiv: Naukoviy Svit. – 2010. – P.71–72.

19. **Тищенко К.В.** Автоматизований комплекс для дослідження стабільності елементів гнучкої електроніки // М.В.Васюхно, К.В. Тищенко // Матеріали та програма науково-технічної конференції [«Фізика, електроніка, електротехніка – 2018»], Суми: СумДУ. – 2018. – С. 78.

20. Protsenko I.Yu. Strain deformation properties of film materials: the problem, achievements and prospects of investigation / I.Yu. Protsenko, **K.V. Tyschenko** // Materials of XIII international conference [«Physics and technology of thin films and nanosystems»], Ivano-Frankivsk, 2011. – V. 1. – P. 72

21. Автоматизовані системи для дослідження електрофізичних властивостей плівкових матеріалів / Д.В. Великодний, О.В. Власенко, О.В. Пилипенко **К.В. Тищенко** // Програма і тези доповідей міжнародної конференції молодих учених і аспірантів [«ІЕФ-2011»], Ужгород: Мистецька лінія. – 2011. – С. 153

22. **Тищенко К.В.** Особенности деформационной зависимости коэффициента тензочувствительности в двухслойных пленках / К.В. Тищенко, З.Н. Макуха, И.Е. Проценко // Матеріали X міжнародної конференції [«Фізичні явища в твердих тілах»], Харків. – 2011. – С.88.

23. Деформаційні ефекти в тензочутливості плівкових матеріалів як чутливих елементів електроніки // А.С. Кулак, О.С. Лободюк, А.К. Рилова, **К.В. Тищенко** // Матеріали та програма науково-технічної конференції [«Фізика, електроніка, електротехніка – 2018»], Суми: СумДУ. – 2018. – С. 73.

SUMMARY

Tyschenko K.V. Electromechanical Properties of Film Materials Based on Magnetic Metals. Manuscript.

PhD thesis submitted for the degree of a candidate of physical and mathematical sciences (doctor of philosophy), speciality 01.04.07 – “Solid state physics”. – Sumy State University, Sumy, 2018

PhD thesis is devoted to the comprehensive study of electromechanical properties of two- and three-layer metal films and film alloys on the basis of Fe and Pt, Gd or Ni (it should be noted, that both terms "strain properties" and "electromechanical properties" are used as equivalent). The thesis deals with the interaction between phase state and crystal structure of investigation systems and their electromechanical properties, and explanation of the physical effects that arise in systems in the range of elastic, quasi-elastic and plastic deformation.

To achieve the goal set, the comprehensive experimental and theoretical studies of electromechanical and mechanical properties of multilayer film systems based on Fe, Gd and Pt and $\text{Fe}_x\text{Ni}_{1-x}$ film alloys in the deformation ranges $\Delta\varepsilon_1 = 0 - 1\%$, $\Delta\varepsilon_2 = 0 - 2\%$ and $\Delta\varepsilon_3 = 0 - 3\%$. The influence of phase state and crystal structure changes on electrochemical properties of investigated systems was determined.

It was demonstrated that single-layer Gd films with small thicknesses (<10 nm) have a quasi-amorphous structure. At the thickness increasing the crystallization processes begin and the phase state corresponds to the system hcp-Gd + fcc-GdH₂ + bcc-Gd₂O₃. The phase state of the a-Gd/Fe/S (S – substrate) and Fe/a-Gd/Fe/S film systems consists of an amorphous and crystalline components. The ratio of these components depends on both components concentration and Gd layer thickness.

Electron diffraction analysis of crystal structure of Fe/Pt/S films indicate that systems has a two-phase structure that corresponds to bcc-Fe+fcc-Pt with lattice parameters that are close to the tabular data ($a(\text{bcc-Fe}) = 0.286$ nm, $a(\text{fcc-Pt}) = 0.394$ nm). It should be noted that the ordered phases L1₀-FePt i L1₂-Fe₃Pt is not presences at the diffraction images. For our opinion, the main reason of this is

because the samples were not heat-treated. These thin films characterized by a nanodispersed structure, as well as single-layer Pt films, with a mean grain size $L = 4 - 10$ nm.

We found out that the phases FeNi_3 , FeNi and α -phase ($\text{Fe} - \text{Ni}$) stabilize in $\text{Fe}_x\text{Ni}_{1-x}/\text{S}$ films, depending on the components concentration. Noted that in some other cases (with $c_{\text{Fe}} > 60$ at.%.), the two-phase composition, which correspond to fcc- FeNi + α -phase ($\text{Fe} - \text{Ni}$), is fixed at the diffraction images for thin film alloy based on Fe and Ni. At the same time, the composition fcc- FeNi_3 + fcc- FeNi has never been observed. It can be explained by difference in temperature intervals of their stabilization.

Taking into account the results of the phase state and crystal structure investigations, electromechanical properties were observed. We found out the peculiarities of the dependence of the resistance, the relative change of the resistance and the transition bounds between the elastic and plastic strain on the value of the deformation and the number of the deformation cycles, both two-, three-layer systems and film alloys, and their components. For the first time, on the basis of experimental data, it was demonstrated that the reduction of grain size leads to a displacement of the transition point from elastic to plastic deformation (ε_t) towards smaller deformations. The value of the longitudinal strain coefficient γ_l in the deformation intervals $\Delta\varepsilon_{l1} = 0 - 1$ and $\Delta\varepsilon_{l2} = 0 - 2$ % varies within the limits of 2.7 – 9.5 units (Fe films which thickness is 7 – 65 nm); 4.6 – 1.7 units (Pt films which thickness is 20 – 80 nm); 1.4 – 1.0 (Gd films which thickness is 75 – 120 nm) and 9.3 – 2.8 (Ni films which thickness is 10 – 90 nm).

For the first time, the size-concentration dependences of the longitudinal strain coefficient γ_l and the transition boundary on elastic and plastic deformation for two- and three-layer film systems based on Gd and Fe and for $\text{Fe}_x\text{Ni}_{1-x}$ film alloys were obtained.

It have been shown that deformation dependences of film systems on the basis of Gd and Fe reach the saturation at $\varepsilon_{ls} = 0.4 - 1.1\%$, and have a clearly expressed maximum, where the value of γ_l is in 2 times larger than the saturation area. It can be

explained by nonlinear deformation changes in resistance and possible structural changes at the films deformation.

Concentration and size effects, as well as structural changes that appear in the film in the process of deformation, play a specific role in the tensorial resistive properties of $\text{Fe}_x\text{Ni}_{1-x}$ film alloys. The influence of the size factor is a result of appearing of external size effect (Fuchs's scattering of electrons at the external surfaces of the film), that determines the size dependence of γ_l and the internal size effect (Mayadas's scattering of electrons at the grain boundary), that determines the absolute value of γ_l .

The different nature of the dependence γ_l vs. d is appears subject to the relation between the efficiency of these two mechanisms of the electron scattering. If the electron scattering at the grain boundary prevail the contribution to the value of the γ_l , then the coefficient γ_l will increase, or, on the contrary, will decrease, if the contribution in its value of surface scattering prevail. If the contribution of the two scattering mechanisms is approximately the same, then the dependence of γ_l vs. d goes to saturation. The competition of these mechanisms is appears in the size dependencies of γ_l for $\text{Fe}_x\text{Ni}_{1-x}$ film alloys with concentration $c_{\text{Fe}} = 25 - 75$ at.%. In particular, a significant deviation from the linearity conditions is observed at the γ_l size dependencies within thickness range $d > 30$ nm at the concentration $c_{\text{Fe}} = 50$ and 64 at.%. Note, an abnormal increase of longitudinal strain coefficient up to 15 – 25 units in this area is observed in this range of concentration. This is caused by the influence of the size factor and the change of the magnetic properties when the concentration of components in the system changes.

The value of the γ_l in the systems Fe/Pt/S within thickness range of Fe layer from 5 to 30 nm practically does not change in all deformation intervals and it has a value from 3 to 9 units.

Analysis of the dependence of the differential strain coefficient (γ_{lm}) vs. deformation has been showed that nonlinear effects are appear in the electromechanical properties at the deformation up to 2 and 3% regardless of the system components, their thicknesses and concentrations (in the case of $\text{Fe}_x\text{Ni}_{1-x}$ alloys). The maximum at the dependences γ_{dif} vs. ε_l is observed both with dynamic deformation of the samples

(the deformation rate $\Delta l / l$ varied from 0 to 0.1% / s, l is the initial length of the sample) and with static load.

For the first time, the regular occurrence of appearance of the nonlinear effects in electromechanical properties of thin films has been ascertained. It is shown that the appearing of the maximum at the dependence γ_{dif} vs. ε_l is caused by nonlinear deformation changes in resistivity that hold at the specific deformation method or as a result of microstructural changes in the film system during the transition from elastic to plastic deformation. The model that describes the realization of such effects in thin films has been proposed.

The experimental investigation of determination the level of mechanical macroscopic stresses and the peculiarities of the nature of their size dependences by experimental method was carried. It was concluded that the macro-stresses in Fe, Gd, Pt and Ni thin films in the range of thicknesses from 10 to 140 nm and film structures that was formed on their basis, don't have the determinant influence on their electromechanical properties. There is no increase of the integral strain coefficient, when the value of macro-stresses with growing thickness increases.

The analysis of electromechanical properties of the observed samples showed that the experimental values of the integral coefficient of γ_l were abnormally small ($\gamma_l < 3$ units), that to some extent, contradicts to the classical theory of the tensor resistive effect.

The theoretical model by the macroscopic approach that allows explain this feature has been proposed. According this model longitudinal strain coefficient γ_l includes not only the Poisson's coefficient μ_f but also the Gruneisen constant g , which is defined as $d\ln\Theta_D/d\ln V$ (Θ_D is the Debye temperature, V is volume). It was shown according to the analysis of the calculated data, that the anomalous small values of the coefficient γ_l in thin films are implemented by two physical mechanisms. The first one is the Poisson's coefficient $\mu_f < 0.5$ for all film systems, if Debye temperature increases with deformation and $\mu_f > 0.5$, in the case of its reduction. The second one is the decrease of γ_l , which associated with grain boundary diffusion of surface atoms that leads to a decrease of the total thickness of the film.

Keywords.

Electromechanical properties, strain coefficient, phase state, crystal structure, nonlinear effect, abnormal small strain coefficient.

The publication list of the applicant of PhD thesis**1. The scientific works containing the main published scientific results**

1. Mechanical properties of micron and nanodimensional metal films / O.P. Tkach, L.V. Odnodvoretz, S.I. Protsenko, **K.V. Tyschenko**, I.Y. Protsenko // Journal of Nano- and Electronic Physics. – 2010. – V.2, №1. – P.51 – 59.
2. Features of tensoresistive effect in films based on B.C.C. Fe and a-Gd / **K.V. Tyschenko**, L.V. Odnodvoretz, I.Y. Protsenko // Metallofizika i Niveishie Tehnologii. – 2011. – V. 33, № 10, – P. 1351 – 1359.
3. Features of strain properties of thin metal films under elastic and plastic deformation / D.V. Velikodniy, **K.V. Tyschenko**, I.Y. Protsenko // Nanosystems, nanomaterials, nanotechnology. – 2011. – V.9. – №3. – P.617 – 624.
4. Nonlinear effects in piezoresistive features of Fe and Ni based film alloys / **K.V. Tyschenko**, I.Yu. Protsenko // Metallofizika i Niveishie Tehnologii – 2012. – V.34. – P.907 – 917.
5. Peculiarities of the dependence of the strain coefficient on the deformation of metal films / **K.V. Tyschenko**, L.V. Odnodvoretz, C.J. Panchal, I.Yu. Protsenko // Journal of Nano- and Electronic Physics. – 2012. – V.4. – P.04014-1 – 04014-4.
6. Electrophysical properties on nanocrystalline platinum thin films / **K.V. Tyschenko**, I.M. Pazukha, T.M. Shabelnyk, I.Yu. Protsenko // Journal of Nano- and Electronic Physics. – 2013. – V.5. – №1.– P. 01029-1 – 01029-5.
7. Features strain properties thin-films: anomalous small of strain coefficient / I.Yu. Protsenko, L.V. Odnodvoretz, **K.V. Tyschenko**, M.O. Shumakova // Journal of Mechanical Engineering and Technology – 2013. – V.1, №1. – P. 34 – 39.
8. Deformation, magnetoresistive and magnetic deformation effects in magnetic materials based on magnetic materials / Z.M. Makuha, D.V. Poduremne **K.V. Tyschenko**, I.Yu. Protsenko // Journal of Surface Physics and Engineering. – 2015. – V.13. – № 3. – P. 356 – 362.

9. Tensoresistive properties of film systems based on permalloy and silver / D.O. Shulyarenko, O.V. Pylypenko, **K.V. Tyschenko**, I.M. Pazukha, L.V. Odnodvoretz // Journal of Nano- and Electronic Physics. – 2018. – V.10, №1. – P.01010-1 – 01010-4.

2. The scientific works of an approbatory character

10. Tensoresistive Properties of Thin Film System Based on Fe and Pt / **K.V. Tyschenko**, I.M. Pazukha, N.I. Shumakova // Materials of XIV International conference [«Physics and technology of thin films and nanosystems»], Ivano-Frankivsk. – 2013. – P. 423.

11. Tensoresistive properties of the tri-layer thin film system Fe/Gd/Fe in the area of elastic and plastic deformation/ **K.V. Tyschenko** // Materials of the International Conference of Students and Young Scientists on Theoretical and Experimental Physics [«HEUREKA-2011»], Lviv – 2011. – P. C35.

12. Simulation of the tensoresistive properties of film materials / **K.V. Tyschenko**, I.V Cheshko // Simulation and Information Technologies. Collection of scientific works, special issue. Materials of the international scientific conference "Simulation-2010" / Kiev, 2010. - P.229 – 234.

13. Electrophysical properties of nanodimensional Pt thin films / I.M. Pazukha, **K.V. Tyschenko**, N.I. Shumakova // Proceedings of International Conference [«Nanomaterials: Applications and Properties»], Sumy. – 2012. – V. 3. – P. 03MTF09.

14. Strain Properties of Nanodimensional Film Systems Based on Fe and Pt / **K.V. Tyschenko**, I.M. Pazukha, N.I. Shumakova // Proceedings of International Conference [«Nanomaterials: Applications and Properties»], Sumy. – 2013. – V.2. – P. 01NTF25-1 – 01NTF25-4.

15. Nonlinear effects in the tensoresistive properties of film alloys based on Fe and Ni / **K.V. Tyschenko** // Materials of the International Conference of Students and Young Scientists on Theoretical and Experimental Physics [«HEUREKA –2012»], Lviv – 2012. – P. D13.

16. Electromechanical properties of invar films / **K.V. Tyschenko** // Materials and program of the scientific and technical conference [«Physics, electronics, electrical engineering – 2013»], Sumy: SSU. – 2013. – P. 92.

17. Investigation of deformation characteristics of films based on Ni and Fe / **K.V. Tyschenko** // Materials and program of the scientific and technical conference [«Physics, electronics, electrical engineering – 2012»], Sumy: SSU. – 2012. – P. 120.

3. The works that additionally contain scientific results

18. Phase state formation in double-layer films systems / L.V. Odnodvoret, S.A. Nepijko, O.P. Tkach, **K.V. Tyschenko**, I.Yu. Protsenko // Book of abstracts of 8-th International Conference [«Electronic processes in organic and inorganic materials»] / Kyiv: Naukoviy Svit. – 2010. – P.71–72.

19. **Tyschenko K.V.** Automated Complex for the Study of the Stability of Elements of Flexible Electronics M.V. Vasyukhno K.V. Tyschenko // Materials and Program of the Scientific and Technical Conference [Physics, electronics, electrical engineering – 2018], Sumy: SSU. – 2018. – P. 78.

20. Strain deformation properties of film materials: the problem, achievements and prospects of investigation / I.Yu. Protsenko, **K.V. Tyschenko** // Materials of XIII international conference [«Physics and technology of thin films and nanosystems»], Ivano-Frankivsk, 2011. – V.1. – P.72

21. Automated systems for the study of electrophysical properties of film materials / D.V. Velykodniy, O.V. Vlasenko, O.V. Pilypenko, **K.V. Tyschenko** // Program and abstracts of the international conference of young scientists and post-graduates [«IEP-2011»], Uzhgorod: – 2011. – P.153

22. Features of the deformation dependence of the coefficient of strain-sensitivity in two-layer films / **K.V. Tyschenko**, Z.N. Makukha, I.E. Protsenko // Materials of the X International Conference [«Physical phenomena in solids»], Kharkiv. – 2011. – P.88.

23. Deformation effects in the tensor resistive properties of film materials as sensitive elements of electronics / A.S. Kulak, O.S. Lobodyuk, A.K. Rylova, **K.V. Tyschenko** // Materials and Program of the Scientific and Technical Conference [Physics, electronics, electrical engineering – 2018], Sumy: SSU. – 2018. – P. 73.

ЗМІСТ

ВСТУП	18
РОЗДІЛ 1. КРИСТАЛІЧНА БУДОВА, ФАЗОУТВОРЕННЯ ТА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ПЛІВКОВИХ МАТЕРІАЛІВ (ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД)	24
1.1. Механічні властивості плівкових матеріалів в області пружної та пластичної деформації.....	24
1.1.1. Механічні властивості тонких плівок.....	28
1.1.2. Вплив деформації на електричний опір.....	30
1.2. Огляд теоретичних моделей для коефіцієнту тензочутливості.....	31
1.3. Особливості кристалічної структури та процесів фазоутворення в плівкових системах на основі Fe.....	34
1.3.1. Плівкові сплави на основі Fe та Ni.....	34
1.3.2. Плівки на основі Fe та Gd.....	36
1.3.3. Плівки на основі Fe та Pt.....	37
Висновки до розділу 1.....	40
РОЗДІЛ 2. МЕТОДИКА І ТЕХНІКА ЕКСПЕРИМЕНТУ	41
2.1. Обладнання для отримання тонких плівок.....	42
2.2. Методика дослідження електромеханічних властивостей тонких металевих плівок.....	45
2.2.1. Виготовлення підкладок та формування контактів.....	45
2.2.2. Дослідження електромеханічних властивостей методом резистометрії.....	47
2.2.3. Вимірювання макронапружень у тонких плівках.....	50
2.3. Дослідження кристалічної будови, елементного і фазового складу.....	54
2.3.1. Методи електронної мікроскопії та електронографії.....	54
2.3.2. Застосування методу енергодисперсійного мікроаналізу.....	55
Висновки до розділу 2.....	57
РОЗДІЛ 3. ФАЗОВИЙ ТА ЕЛЕМЕНТНИЙ СКЛАД ПЛІВОК НА ОСНОВІ Fe, Pt Та Gd І ПЛІВКОВОГО СПЛАВУ NiFe	58
3.1. Фазовий склад та структура плівок та сплавів на основі Fe, Ni, Pt та Gd...	59
3.1.1. Система Fe/Pt.....	67

	17
3.1.2. Системи Fe/a-Gd та Fe/a-Gd/Fe.....	69
3.1.3. Плівковий сплав Ne_xFe_{1-x}	71
3.2. Аналіз елементного складу.....	74
Висновки до розділу 3.....	78
РОЗДІЛ 4. ЕЛЕКТРОМЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ПЛІВКОВИХ МАТЕРІАЛІВ НА ОСНОВІ Fe, Ni, Pt і Gd.....	80
4.1. Електромеханічні властивості одношарових плівок Fe, Pt, Gd та Ni.....	80
4.1.1. Одношарові плівки Fe.....	80
4.1.2. Одношарові плівки Pt.....	83
4.1.3 Одношарові плівки Gd.....	87
4.1.4 Одношарові плівки Ni.....	90
4.2. Електромеханічні властивості дво- і багат шарових систем та плівкових сплавів.....	92
4.2.1. Плівкові системи a-Gd/Fe/П та Fe/a-Gd/Fe/П.....	92
4.2.2. Плівкова системи Fe/Pt/П.....	96
4.2.3 Плівкові сплави на основі Fe і Ni	99
4.3 Макронапруження у тонких плівках.....	104
Висновки до розділу 4.....	108
РОЗДІЛ 5. НЕЛІНІЙНІ ЕФЕКТИ В ДОСЛІДЖЕННІ ЕЛЕКТРОМЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ПЛІВКОВИХ МАТЕРІАЛІВ.....	110
5.1. Нелінійні ефекти розмірно-концентраційних залежностей тонких плівок.....	110
5.1.1. Плівкові системи a-Gd/Fe/П та Fe/a-Gd/Fe/П.....	110
5.1.2. Плівкові сплави на основі Fe і Ni	114
5.2 Аномально малі значення величини коефіцієнта тензочутливості.....	117
5.3. Нелінійні ефекти у електромеханічних властивостях.....	122
Висновки до розділу 5.....	126
ВИСНОВКИ.....	128
СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ.....	130
ДОДАТОК А.....	147

ВСТУП

Актуальність теми. Сучасний розвиток електронного приладобудування тісно пов'язаний із пошуком матеріалів, котрі забезпечують кращі робочі характеристики приладів. Плівкові системи на основі феромагнітних (Fe) та парамагнітних (Pt) або рідкоземельних (Gd) металів є перспективними об'єктами для спінтроніки, магнітооптики та систем високощільного зберігання інформації. Сплави на основі Ni і Fe (пермалої) у масивному стані використовуються як матеріал елементів високоточних приладів (космічні телескопи, електронні мікроскопи, високостабільні джерела струму).

Відомо, що на робочі характеристики приладів значною мірою впливають зовнішні фактори (деформації, температура, електричні та магнітні поля). Знаючи характер та величину впливу таких факторів можна спрогнозувати поведінку приладу у конкретних зовнішніх умовах та досягти високої стабільності робочих характеристик. Також відомо, що на фізичні властивості тонких плівок значною мірою впливають розмірні та концентраційні ефекти. Враховуючи цей факт, можна отримувати плівкові матеріали із наперед заданими властивостями.

Насьогодні досить добре вивчені магнітні властивості плівкових систем на основі Fe і Pt та Fe і Gd. В той же час залишаються не вивченими їх електромеханічні властивості та вплив на них структурно-фазового стану. Механічні властивості сплавів на основі Fe і Ni у масивному стані вивчені досить детально. Відомі літературні дані стосовно дослідження їх механічних властивостей (мікротвердість, модуль пружності) у товстоплівковому стані ($d > 1$ мкм). Однак дослідження електромеханічних властивостей тонких плівок сплавів Fe_xNi_{1-x} у тонких плівках не проводились.

Із вищесказаного витікає доцільність комплексного дослідження електромеханічних властивостей дво- і багат шарових плівок на основі Fe і Pt та Fe і Gd, а також плівкових сплавів на основі Ni і Fe та впливу на них структурно-

фазового стану і умов отримання. Важливим завданням є пояснення нелінійних ефектів, котрі виникають при дослідженні електромеханічних властивостей тонких плівок, а також реалізації аномально малих значень коефіцієнта тензочутливості.

Зв'язок роботи із науковими програмами, планами, темами. Дисертаційна робота виконана на кафедрі прикладної фізики Сумського державного університету в рамках держбюджетних тем: «Фазовий склад, електро- і магніторезистивні властивості плівкових матеріалів із спін-залежним розсіюванням електронів» (2009–2011 рр.), № 0109U001387; «Електрофізичні і магніторезистивні властивості нанорозмірних плівкових матеріалів із спін-залежним розсіюванням електронів» (2012–2014 рр.), № 0112U001381; «Вплив фізичних процесів на властивості спін-вентильних структур на основі плівок Fe, Co та Ag, Au, Cu і магнітних наночастинок» (2016–2018 рр.)» №0116U002623; «Термостабільні металеві спін клапани для реалізації спінових каналів в компонентах гнучкої сенсорної електроніки» (2017–2020) №0117U003925; спільного проекту науково-технічного співробітництва «Фазові перетворення, дифузійні процеси і магніторезистивні властивості мультишарів на основі Fe і Pd, Pt або Ag» (2013–2014 рр.), № М/362–2012 від 20.05.2012 р. між СумДУ та Університетом Барода (м. Ваходара, Індія).

Дисертант брав участь у виконанні зазначених НДР як виконавець наукових досліджень та під час підготовки проміжних і заключних звітів.

Мета і задачі досліджень. Мета роботи полягала у проведенні комплексних досліджень електромеханічних властивостей (відмітимо, що поряд із терміном «Тензорезистивні властивості» використовується термін «електромеханічні властивості», як рівнозначний) дво- і тришарових металевих плівок і плівкових сплавів на основі Fe і Pt, Gd або Ni та поясненні фізичних ефектів, які виникають в системах в області пружної, квазіпружної і пластичної деформації.

Відповідно до поставленої мети необхідно було вирішити такі наукові

задачі:

- проведення комплексних експериментальних та теоретичних досліджень електромеханічних та механічних властивостей невідпалених багатошарових плівкових систем на основі Fe, Gd і Pt та плівкових сплавів Fe_xNi_{1-x} в інтервалі деформації до $\Delta\varepsilon_l = 0 - 1\%$, $\Delta\varepsilon_l = 0 - 2\%$ та $\Delta\varepsilon_l = 0 - 3\%$;
- встановлення впливу зміни структурно-фазового стану досліджуваних плівок на їх електромеханічні властивості;
- встановлення особливостей залежності опору, відносної зміни опору та межі переходу між пружною та пластичною деформацією від величини деформації та номера деформаційного циклу;
- вивчення особливості розмірного ефекту електромеханічних властивостей багатошарових плівкових систем на основі Fe, Gd і Pt та плівкових сплавів Fe_xNi_{1-x} ;
- експериментальне визначення рівня механічних макронапружень та характеру їх розмірних залежностей;
- встановлення впливу нелінійної залежності опору плівок від деформації на диференціальний коефіцієнт тензочутливості;
- пояснення аномально малих значень коефіцієнта тензочутливості у тонких плівках.

Об'єкт дослідження — фізичні процеси, розмірні та концентраційні ефекти у електромеханічних властивостях плівкових матеріалів на основі Fe, Gd і Pt та плівкових сплавів Fe_xNi_{1-x} .

Предмет дослідження — структурно-фазовий стан, електромеханічні та механічні властивості багатошарових плівкових систем на основі Fe, Gd і Pt та плівкових сплавів Fe_xNi_{1-x} .

Методи дослідження: термічне та електронно-променеве випаровування; резистометрія; дослідження електромеханічних властивостей за допомогою автоматизованої системи управління експериментом; дослідження механічних властивостей методом Стоні; електронна мікроскопія та електронографія; енергодисперсійний мікроаналіз.

Наукова новизна отриманих результатів. Дослідження електромеханічних властивостей плівкових матеріалів на основі магнітних металів дозволило одержати такі наукові результати:

1. Уперше досліджено електромеханічні властивості тонких плівок на основі Fe і Gd та Fe і Pt та плівкових сплавів Fe_xNi_{1-x} . Показано, що на залежностях диференціального коефіцієнта тензочутливості від деформації спостерігаються локальні максимуми; в рамках напівфеноменологічного підходу уперше пояснені причини і закономірності їх появи, запропонована модель, яка описує реалізацію таких ефектів у плівкових матеріалах. Установлено, що їх виникнення викликане нелінійною за деформацією зміною опору в плівках.

2. Установлено взаємозв'язок між структурно-фазовим станом плівок та їх електромеханічними властивостями. Показано, що зменшення розмірів зерен призводить до зміщення межі переходу від пружної до пластичної деформації ($\epsilon_{п}$) у бік менших деформацій.

3. На основі експериментальних даних уперше побудовано розмірно-концентраційні залежності коефіцієнта повздовжньої тензочутливості γ_l і межі переходу між типами деформації для дво- та тришарових плівок на основі Fe і Gd, а також плівкових сплавів Fe_xNi_{1-x} .

4. Запропоновано пояснення реалізації аномально малих значень коефіцієнта γ_l (до 3 одиниць) у тонких плівках.

Практичне значення отриманих результатів. Одержані у процесі експериментальних досліджень результати поглиблюють розуміння фізичних процесів, що відбуваються при механічному впливі на тонкі плівки, це дає можливість більш точно прогнозувати робочі характеристики чутливих елементів сенсорів деформації. Пояснення аномально малих значень коефіцієнта тензочутливості γ_l , які мають місце під час дослідження електромеханічних властивостей тонких плівок, дають більш глибокі уявлення про природу тензоефекту і дозволяють прогнозувати умови одержання та параметри плівок для реалізації відносно великих значень коефіцієнта тензочутливості.

Розроблена система одночасного дослідження електромеханічних

властивостей декількох тонкоплівкових зразків дозволяє встановити вплив кожного з шарів на електромеханічні властивості багатошарових плівок.

Особистий внесок здобувача полягає у самостійному пошуку і аналізі літературних джерел, проведенні наукових досліджень. Автор особисто отримував зразки, проводив дослідження електромеханічних, механічних, структурно-фазових властивостей, обробку й аналіз отриманих результатів. Постановку задач досліджень і узагальнення результатів зроблено разом із науковим керівником д-м. фіз.-мат. наук, проф. Проценком І.Ю. В обговоренні результатів досліджень брали участь доц. Однодворець Л.В., доц. Чешко І.В. та доц. Пазуха І.М. Автором особисто підготовлено текст статті [124] та тез доповідей [99, 105, 127, 136 – 140, 160, 161], окремі розділи статей [95, 104, 130, 131, 153, 159]. Основні наукові результати доповідались особисто автором на наукових семінарах і конференціях. Усі наукові положення й висновки, винесені на захист, належать авторові дисертації.

Апробація результатів дисертації. Основні наукові та практичні результати роботи оприлюднені та обговорені на таких конференціях: Міжнародній науковій конференції «Моделювання-2010» (Київ, 2010 р.); 8-й Міжнародній конференції «International Conference on electronic processes in organic and inorganic materials» (Київ, 2010 р.); 2-й Міжнародній конференції «Сучасні проблеми фізики конденсованого стану» (Київ, 2010 р.); 13-й Міжнародній конференції «Physics and technology of thin films and nanosystems» (Івано-Франківськ, 2011 р.); науково-технічних конференціях «Фізика, електроніка, електротехніка» (м. Суми, 2010–2014, 2016–2018 рр.); міжнародних конференціях студентів і молодих науковців із теоретичної та експериментальної фізики «ЕВРИКА» (м. Львів, 2010–2012, 2014 рр.); міжнародних конференціях «Nanomaterials: Applications and Properties» (м. Алушта, 2012, 2013 рр.).

Публікації. Результати дисертації опубліковані у 23 працях, серед яких 8 статей у фахових виданнях України, 1 стаття в зарубіжному науковому журналі, 7 з яких індексуються наукометричною базою Scopus, 3 статті у матеріалах конференцій і 11 тез доповідей.

Структура і зміст роботи. Робота складається із вступу, п'яти розділів, висновків та списку використаних джерел із 164 найменувань на 18 сторінках. Дисертацію викладено на 150 сторінках, із рних 108 сторінок основного тексту; робота містить 53 рисунки і 4 таблиці, зокрема 41 рисунок і 2 таблиці на 28 окремих аркушах.

РОЗДІЛ 1

КРИСТАЛІЧНА СТРУКТУРА, ФАЗОВИЙ СКЛАД ТА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ПЛІВКОВИХ МАТЕРІАЛІВ (ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД)

1.1. Механічні та електромеханічні властивості плівкових матеріалів в області пружної та пластичної деформації

Із експериментальних результатів відомо, що зменшення лінійних розмірів об'єкта або елементів його структури до розміру $R^* \leq 1$ мкм, хоча б по одній із координат, спричиняє суттєву зміну його механічних властивостей. При зменшенні розміру $R^* \leq 100$ нм розмірні ефекти проявляють себе ще сильніше, а при $R^* \leq 10$ нм механічні властивості можуть кардинально змінитись у порівнянні з аналогічними для масивних матеріалів [1 – 7]. Виходячи з цього, можна стверджувати, що механічні властивості твердих тіл в нанометровій області не можуть бути отримані шляхом екстраполяції з мікро- або макрообласті та потребують окремого вивчення.

Для нанорозмірних об'єктів вже на початковій стадії пластичності ріст навантаження за межу пружності, так само як і в макророзмірних, викликає пластичну деформацію, однак її характер сильно відрізняється від макроскопічної і потребує детального вивчення з використанням спеціальних методик. Перші спроби вимірювання міцності наноконтакту були зроблені в роботах [8 – 10]. Аналіз отриманих результатів показав, що у відпалених кристалах Au було досягнуто напруження зсуву, сумірне із теоретичним критичним значенням міцності на здвиг τ_c . Експериментальна установка була змонтована в колоні просвічуючого електронного мікроскопу (ПЕМ), що дало можливість реалізувати «in situ» спостереження пластичної деформації зразків, але не дозволило виявити закономірності переходу від пружної до пластичної деформації.

Метод «in situ» просвічуючої електронної мікроскопії досить часто використовується при вивченні еволюції мікроструктур у процесі деформації

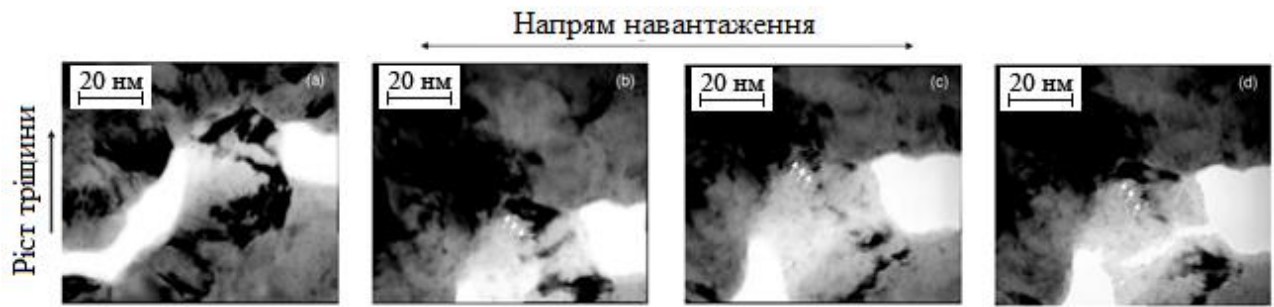


Рис. 1.1. Мікроснімки кристалічної структури нанокристалічних плівок Cu, отримані в процесі «in situ» деформації в колоні ПЕМ. Із роботи [13]

нанокристалічних плівкових зразків [11 – 13]. На рис. 1.1 представлені мікроснімки, отримані методом ПЕМ, які дозволяють відслідкувати рух дислокацій в процесі деформації плівок Cu [13].

Слід зауважити, що відомі методи дослідження механічних властивостей тонкоплівкових зразків дозволяють проводити дослідження тонко- і товстоплівкових зразків як у вільному стані, так і на різних типах підкладок [14 – 16]. Схематичні зображення різних типів пристроїв представлені на рис. 1.2 – 1.4.

Серія робіт А. М. Глезера та ін. [17 – 20] присвячена вивченню впливу на механічні властивості технічних сплавів різних факторів: загартовування з рідкої фази, легування металами, мегапластичної деформації та ін. У роботі [20] розглянуто вплив легування хромом і ванадієм (ступінь легованості до 4 ат.%) на механічні властивості масивних сплавів на основі Fe і Co в упорядкованому та розупорядкованому станах при температурах 77 і 293 К, а також досліджено вплив термічної обробки на фізико-механічні властивості. Показано, що легування такими металами як Cr, так і V покращує механічні властивості сплаву, а саме, спостерігається збільшення межі текучості та ступеня пластичної деформації до руйнування, а термічна обробка підвищує пластичність сплавів на основі Fe і Co. Авторами роботи [18] було показано, що використання методики загартування з рідкої фази призводить до підвищення пластичності сплавів на основі Fe і Co, а також індукції магнітного насичення і магнітострикції, що дає можливість отримання нелегованого пермендюра.

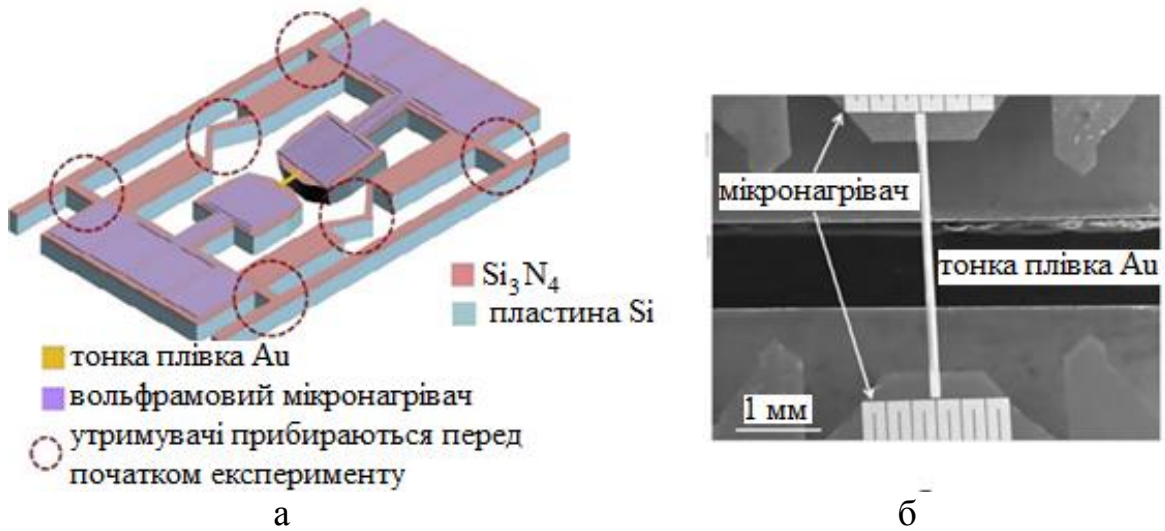


Рис. 1.2. Схематичне зображення пристрою для дослідження механічних властивостей тонкоплівкових зразків (а) та мікрознімок вільної плівки Au (б), розміщеної у даному пристрої. Із роботи [14]

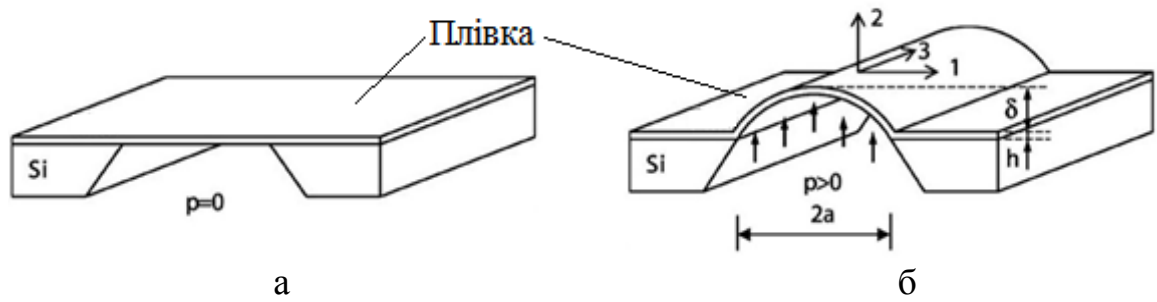


Рис. 1.3. Схематичне зображення пристрою для дослідження механічних властивостей тонкоплівкових зразків до (а) та після прикладення навантаження (б). Із роботи [15]

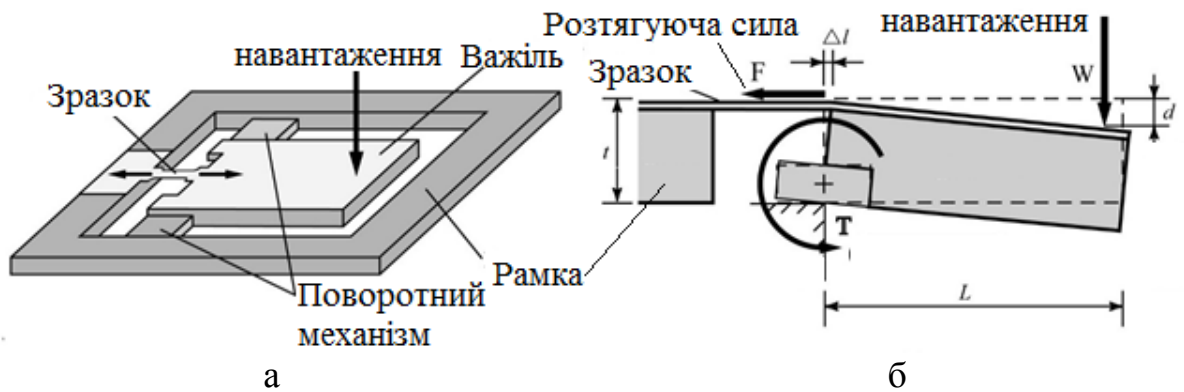


Рис. 1.4. Схематичне зображення деформаційного пристрою (а) та принцип реалізації деформації плівки на розтяг (б). Із роботи [16]

Основні закономірності зміни механічних властивостей фольг товщиною 30 мкм аморфного сплаву $\text{Ni}_{44}\text{Fe}_{29}\text{Co}_{15}\text{Si}_2\text{B}_{10}$ в процесі мегапластичної деформації (МПД) в камері Бріджмена при різних температурах розглянуті у роботі [17]. Показано, що при МПД спостерігаються процеси нанокристалізації з утворенням кристалітів розміром менше 10 нм, внаслідок чого змінюється механізм деформації. Також авторами зроблено висновок, що суттєва зміна мікротвердості на ранніх стадіях МПД найбільш імовірно відбувається внаслідок перерозподілу областей вільного об'єму і перебудови локальної атомної структури в межах аморфної області.

У роботах [21 – 22] проведені дослідження лазерного та теплового впливу на аморфні масивні матеріали та фольги на основі Zr, Cu, Ni, Fe, Cr та Al. Даний аналіз здійснювався шляхом опромінювання поверхні зразків зфокусованим лазерним пучком. Мікротвердість вимірювалась безпосередньо в зоні взаємодії з пучком та на різних відстанях від неї. Було встановлено, що під дією лазерного опромінення відбувається збільшення мікротвердості зразків. Аналогічний ефект також спостерігається і при відпалюванні зразків в печі. Найбільш імовірно, що підвищення мікротвердості відбувається внаслідок зміни структури зразків, а саме за рахунок процесу кристалізації аморфного сплаву в місці опромінення лазером. Дана характеристика матеріалу монотонно зменшується з віддаленням від області взаємодії і на відстані 200 мкм приймає значення характерне для неопроміненого зразка. Проведені у роботі [22] дослідження впливу дестабілізуючих факторів (опромінення) на фізико-механічні характеристики фольг аморфних сплавів на основі Fe показали, що при механічних випробуваннях методом одновісного розтягування після зняття навантаження на поверхні зразків утворюються лінії деформації (зміщення), розміщені перпендикулярно осі навантаження. Розмір та число цих ліній зменшується з ростом температури відпалювання, а їх наявність говорить про локалізований характер деформації. При подальшій деформації такі лінії стають центрами зародження мікротріщин, які сприяють руйнуванню зразка. Зменшення ж числа ліній зі збільшенням температури відпалювання свідчить на

користь того факту, що в процесі нагрівання зразка відбувається зміна типу деформації від локалізованого до однорідного гомогенного [22].

1.1.1 Механічні властивості тонких плівок

Тензорезистивні та механічні властивості масивних матеріалів, фольг і тонких дротів довгий час знаходяться в полі зору дослідників, (див., наприклад [23, 24]) та вивчені досить детально. Проблема дослідження тензоефекту в багатошарових плівкових системах при дії відносно великих (більше 1%) статичних та динамічних деформаційних полів знайшла розвиток лише в останні роки. Маловивченим також залишається питання про механізми деформації, механічні властивості та вплив особливостей кристалічної будови на електромеханічні властивості тонких плівок.

Дослідження механічних властивостей крупнозернистих (розмір зерен більше 1,5 мкм) і дрібнозернистих (менше 0,5 мкм) плівок Au в інтервалі товщин $0,2 \div 2$ мкм були проведені авторами робіт [25, 26]. Було встановлено, що в першому випадку механічні властивості тонкоплівкових зразків відповідають даним для масивних зразків, за винятком низької пластичності плівок, а при переході до дрібнозернистих зразків спостерігалася сильна залежність механічних властивостей від швидкості деформації.

У роботі [27] представлені результати дослідження розмірного ефекту в пластичності плівок Cu, Al та Au (інтервал товщин від 0,2 до 1 мкм). Отримані деформаційні діаграми (для прикладу на рис. 1.5 наведені діаграми для плівок Au) дозволили авторам визначити модуль Юнга і встановити особливості їх механічних властивостей. Так, наприклад, у плівках Cu при зменшенні товщини від 1 до 0,2 мкм межа текучості збільшуються від 160 до 345 МПа, а в плівках Al товщиною 0,2 мкм не спостерігається пластичність і вони крихко руйнуються при напруженні 375 МПа.

Перехід від пружної до пластичної деформації спостерігається при поздовжній деформації $\varepsilon_{\text{п}} \cong 0,25\%$ для плівок Al; $0,1 \div 0,2\%$ для Cu і $0,05 \div 0,15\%$

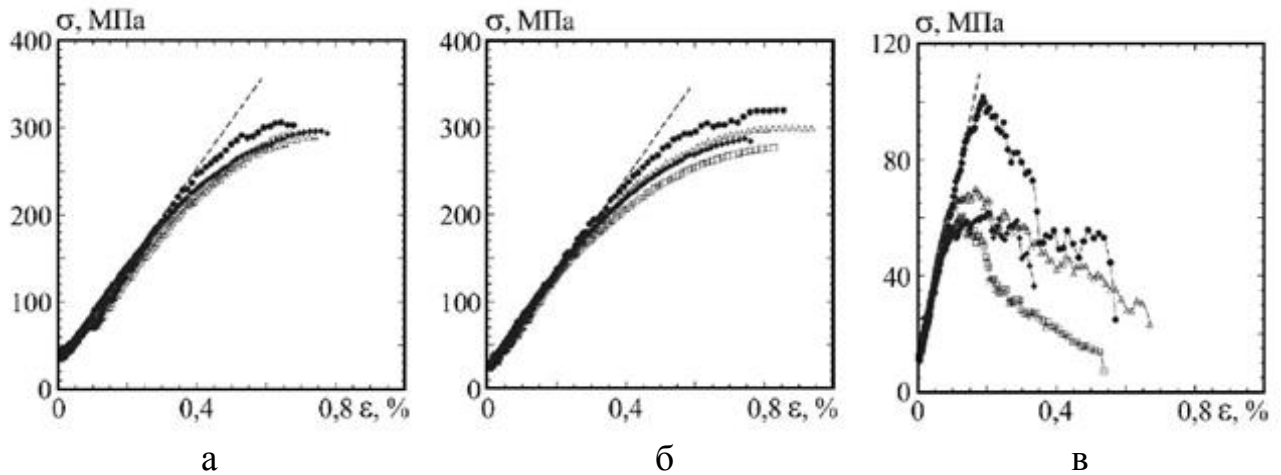


Рис. 1.5. Деформаційні діаграми для плівок Au товщиною 0,3 (а); 0,5 (б) та 1 мкм (в). Із роботи [27]

для Au, що відповідає даним, отриманим авторами роботи [28] для плівок Pd товщиною 4 мкм ($\varepsilon_{\text{п}} \cong 0,25\%$) і багат шарової плівкової гетероструктури на основі Mo і Cu з товщиною окремих шарів 15 нм ($\varepsilon_{\text{п}} \cong 0,235\%$). Аналогічні результати для плівок мікронної товщини також були отримані в роботах [29 – 32]. Було проведено дослідження розмірних залежностей механічних властивостей (межа пружності і міцності ($\sigma_{\text{м}}$) та модуль Юнга) для епітаксіальних, полікристалічних орієнтованих і квазіаморфних плівок Au товщиною 50 – 1500 нм. Показано, що $\varepsilon_{\text{п}} \leq 1\%$, а $\sigma_{\text{м}}$ і E не мають чіткої кореляції із товщиною плівок, хоча спостерігається тенденція їх зменшення із збільшенням товщини з проходженням залежностей через максимум [29]. Відмічається значне збільшення $\sigma_{\text{м}}$ у порівнянні з масивними зразками: 20 – 48 МПа (плівки); 10 – 15 МПа (відпалені зразки масивного Au) та 20 – 30 МПа («вуси»). У той же час модуль Юнга має дещо меншу величину у порівнянні з масивними монокристалами: 4 – 8 ГПа (плівки) і 4,2 – 11,4 ГПа (масивні монокристали), що узгоджуються із результатами робіт [33, 34], в яких шляхом моделювання процесів молекулярної динаміки вивчались механічні властивості нанокристалічних плівок Cr і Nb.

У зв'язку з високою функціональністю багатокомпонентні матеріали

знайшли широке використання як чутливі елементи приладобудування і сенсорної техніки (терморезисторів, тензодатчиків, надрешіток та ін.), а перспективи їх використання пов'язані із стабільністю характеристик у широкому температурному діапазоні під дією деформаційних і магнітних полів (див., наприклад, [35]).

Науковою групою під керівництвом Береснева В.М. розроблено комплексний підхід до вивчення і прогнозування фізико-технологічних основ формування багатошарових нітридних покриттів на основі металів з точки зору їх практичного використання як матеріалів з покращеними механічними і експлуатаційними параметрами. Так, у роботах [36 – 38] викладені основи методів формування надтвердих багатокомпонентних покриттів на основі тугоплавких металів та Si і N. Доведено, що регулювання тиску реакційного газу дозволяє контролювати концентрацію легких елементів у складі синтезованого покриття [36]. Установлено вплив товщини шарів на механічні характеристики багатошарових покриттів на основі нітридів молібдену і хрому, сформованих під дією від'ємного потенціалу зміщення [37]. Визначено закономірності формування та фізичні фактори, які впливають на структурний стан і фазовий склад нітридних покриттів на основі багатокомпонентних сплавів [38].

1.1.2 Вплив деформації на електричний опір

Комплексний аналіз механізмів та особливостей впливу деформації на електричний опір був проведений у роботі [39]. Авторами роботи [40] були проведені дослідження механічних властивостей аморфних сплавів на основі Fe та Co методом резистометрії при двох методах деформації: всебічному стисненні та одновісному розтягуванні за методикою, описаною в [41]. Також авторами розглянуто питання впливу деформації на структуру тонких плівок та її взаємозв'язок з коефіцієнтом тензочутливості.

Аналіз впливу геометричних факторів на величину зміни опору аморфних сплавів при деформації показав, що їх вплив щонайменше у два рази менший у

порівнянні з факторами, обумовленими природою аморфного стану. До таких самих висновків прийшли автори роботи [42], які експериментально показали, що для аморфного сплаву $\text{Fe}_{86}\text{B}_{14}$ значення η складає 22 а для $\text{Fe}_{82}\text{Si}_2\text{B}_{16}$ 28 одиниць.

Вплив кількісного вмісту кристалічної фази на величину η аморфних сплавів експериментально досліджено в роботі [43]. Кристалізація аморфної фази здійснювалась циклічним нагріванням зразка до температури $T \cong 640 \text{ K}$ з наступним охолодженням. Показано, що при кристалізації зразків величина коефіцієнту повздожньої тензочутливості зменшується від 0,024 для аморфного сплаву до 0,015 при концентрації кристалічної фази 0,85.

Проведений вище аналіз експериментальних робіт вказує на те, що основна увага авторів приділяється, у першу чергу, дослідженню взаємозв'язку між механічними властивостями і структурним станом зразка. При цьому, як і відзначалося в роботах [44, 45], практично відсутні дослідження тензорезистивного ефекту в металевих плівках в області великих деформацій (до 2%), яка включає в себе пружну, квазіпружну і пластичну деформацію.

1.2. Огляд теоретичних моделей для коефіцієнту тензочутливості

Теоретичні дослідження електромеханічних (тензорезистивних) властивостей тонких плівок розпочались наприкінці 80-х років ХХ століття. На прикладі двошарових монокристалічних плівок було показано [46, 47], що при збільшенні товщини одного з шарів, при фіксованій товщині іншого, величина коефіцієнта тензочутливості (КТ) системи вцілому наближається до величини η плівки шару, товщина якого збільшується, та навпаки, зменшуючи його товщину, КТ прямує до η шару сталої товщини. На основі цього було зроблено висновок, що багатошарову плівкову систему можна розглядати як паралельне з'єднання одношарових плівок. Більш детально дана методика була розглянута в роботі [48], а у подальшому значною мірою розвинута в роботі [49].

При теоретичному прогнозуванні електромеханічних властивостей двошарової плівкової системи, автори роботи [50] розглядають три можливі випадки: плівка представляє собою двошарову систему, в якій зберігається індивідуальність окремих шарів (1); гомогенну систему у вигляді плівкового сплаву по всій товщині вихідної двошарової системи (2); двошарову систему з утворенням проміжного шару сплаву на межі їх поділу (3).

Коефіцієнт тензочутливості тонкоплівкового зразка залежить від його геометричних розмірів та у випадку коли струм протікає у напрямку деформації його експериментальне значення буде визначатися через питомий опір за наступним співвідношенням: $\gamma_\ell^\rho = d \ln \rho / d \ln \ell$, де ℓ – довжина плівки, $d \ln \ell = d\ell / \ell = d\varepsilon_\ell$ – повздожня деформація.

При розробці математичних моделей необхідно враховувати, що у випадках (1) та (3) плівкові системи можуть бути представлені, як паралельне з'єднання одношарових плівок, по аналогії з роботами [46, 47, 51, 52]. У випадку, коли зберігається індивідуальність шарів, питомий опір дво- чи тришарової системи розраховується за співвідношеннями:

$$\rho = \frac{\rho_1 \rho_2 (d_1 + d_2)}{\rho_1 d_2 + \rho_2 d_1} \text{ та } \rho = \frac{\rho_1 \rho_2 \rho_3 (d_1 + d_2 + d_3)}{\rho_2 \rho_3 d_1 + \rho_1 \rho_3 d_2 + \rho_1 \rho_2 d_3}. \quad (1.1)$$

У випадку плівкового сплаву, співвідношення для ρ можна записати наступним чином: $\rho = \rho_1 c_1 + \rho_2 c_2$, де c – концентрація кожної з компонент.

Таким чином співвідношення для γ_ℓ^ρ для випадків (1) та (2) можна представити наступним чином:

$$\begin{aligned} \gamma_\ell^\rho &= \gamma_{\ell_1}^\rho + \gamma_{\ell_2}^\rho + \frac{d_1 \mu_1 + d_2 \mu_2}{d_1 + d_2} - \frac{\gamma_{\ell_1}^\rho \rho_1 d_2 - \rho_1 d_2 \mu_2 + \gamma_{\ell_2}^\rho \rho_2 d_1 - \rho_2 d_1 \mu_1}{\rho_1 d_2 + \rho_2 d_1} \cong \\ &\cong \gamma_{\ell_1}^\rho + \gamma_{\ell_2}^\rho - \frac{\gamma_{\ell_1}^\rho \rho_1 d_2 + \gamma_{\ell_2}^\rho \rho_2 d_1}{\rho_1 d_2 + \rho_2 d_1}, \end{aligned} \quad (1.2)$$

де μ_i – коефіцієнт Пуассона i -го шару;

$$\begin{aligned} \gamma_\ell^\rho &= \frac{\gamma_{\ell 1}^\rho \rho_1 c_1 + \rho_1 c_1 \gamma_{\ell 1}^c + \gamma_{\ell 2}^\rho \rho_2 c_2 + \rho_2 c_2 \gamma_{\ell 2}^c}{c_1 \rho_1 + c_2 \rho_2} \cong \\ &\cong \frac{\gamma_{\ell 1}^\rho \rho_1 c_1 + \gamma_{\ell 2}^\rho \rho_2 c_2}{c_1 \rho_1 + c_2 \rho_2} = \frac{\gamma_{\ell 1}^\rho}{1 + \frac{c_2 \rho_2}{c_1 \rho_1}} + \frac{\gamma_{\ell 2}^\rho}{1 + \frac{c_1 \rho_1}{c_2 \rho_2}}, \end{aligned} \quad (1.3)$$

де $\gamma_{\ell i}^c = \frac{d \ln c_i}{d \ln \ell}$ – відносна зміна концентрації при деформації; c_i – концентрації атомів i -го елемента у плівковій системі, яка розраховується за формулою:

$$c_i = \frac{D_i d_i \mu_i^{-1}}{D_1 d_1 \mu_1^{-1} + D_2 d_2 \mu_2^{-1}}, \quad (1.4)$$

де D_i та μ_i – густина і молярна маса речовини i -го шару.

Для отримання співвідношення для випадку (3) в [50] використовується геометрична модель двошарової системи із проміжним шаром твердого розчину (сплаву) біля інтерфейсу. У чисельнику вихідного співвідношення були знехтувані доданки, пропорційні $\mu(d_i \mu_i \rho_i \rho_k)$, оскільки їх величина на декілька порядків менша за інші. За аналогією із випадком (2) вираз для γ_ℓ^ρ може бути поданий у наступному вигляді:

$$\begin{aligned} \gamma_\ell^\rho &\cong \gamma_{\ell 1}^\rho + \gamma_{\ell c}^\rho + \gamma_{\ell 2}^\rho - \frac{(d_1 - d_1'')(\gamma_{\ell c}^\rho \rho_c \rho_2 + \gamma_{\ell 2}^\rho \rho_c \rho_2) + (d_2 - d_2'')(\gamma_{\ell c}^\rho \rho_c \rho_1 + \gamma_{\ell 1}^\rho \rho_c \rho_1)}{(d_1 - d_1'') \rho_c \rho_2 + (d_2 - d_2'') \rho_c \rho_1 + (d_1'' + d_2'') \rho_1 \rho_2} + \\ &+ \frac{(d_1'' + d_2'')(\gamma_{\ell 1}^\rho \rho_1 \rho_2 + \gamma_{\ell 2}^\rho \rho_1 \rho_2)}{(d_1 - d_1'') \rho_c \rho_2 + (d_2 - d_2'') \rho_c \rho_1 + (d_1'' + d_2'') \rho_1 \rho_2}, \end{aligned} \quad (1.5)$$

Застосовуючи такі позначення $A_1 = (d_1 - d_1'') \rho_c \rho_2$, $A_2 = (d_2 - d_2'') \rho_c \rho_1$ та $A_3 = (d_1'' + d_2'') \rho_1 \rho_2$, співвідношення (1.7) можна записати в спрощеному, зручному для апробації виді:

$$\gamma_\ell^\rho \cong \gamma_{\ell 1}^\rho + \gamma_{\ell c}^\rho + \gamma_{\ell 2}^\rho - \frac{A_1(\gamma_{\ell c}^\rho + \gamma_{\ell 2}^\rho) + A_2(\gamma_{\ell c}^\rho + \gamma_{\ell 1}^\rho) + A_3(\gamma_{\ell 1}^\rho + \gamma_{\ell 2}^\rho)}{A_1 + A_2 + A_3}, \quad (1.5')$$

Між γ_ℓ^p і експериментальними величинами КТ, що вимірюються через відносну зміну опору, існує взаємозв'язок, який враховується при апробації співвідношення (1.7'): $\gamma_\ell = \gamma_\ell^p + 1 + 2\mu_f$, де μ_f – коефіцієнт Пуассона матеріалу плівки.

Розглянута модель хоч і дає відносно хороше узгодження з експериментом, але не враховує всі фізичні процеси, які відбуваються на мікроскопічному рівні, тому існує певна розбіжність експериментальних та розрахункових даних.

1.3. Особливості кристалічної структури та процесів фазоутворення в плівкових системах і сплавах на основі Fe

Якщо на даному етапі роботи зробити проміжний висновок, то слід зазначити, що для покращення механічних і електромеханічних характеристик, збільшення інтервалу пружної деформації та підвищення термостабільності, необхідно використовувати багатокомпонентні зразки у вигляді сплавів чи мультишарів [53 – 55]. При цьому дослідження їх властивостей треба починати з аналізу можливих дифузійних процесів та процесів фазоутворення, оскільки останні фактори можуть суттєво вплинути на характеристики матеріалів.

Як базовий компонент можуть бути використані феромагнітні плівки Fe, властивості яких детально вивчені як з експериментальної, так і теоретичної точок зору. Як другий компонент слід застосовувати матеріали, які близькі за своїми властивостями до Fe або, навпаки, кардинально відмінні. Наприклад, це можуть бути структури типу: феромагнетик Fe – феромагнетик Ni; феромагнетик Fe – парамагнітний благородний метал Pt та феромагнетик Fe – парамагнітний рідкоземельний метал Gd.

1.3.1. Плівкові сплави на основі Fe та Ni

Концентраційні та температурні залежності фазового складу, електрофізичних і механічних властивостей для сплавів на основі Fe та Ni у

масивному стані вже детально вивчені [40, 56 – 57]. Характеризуючи фазовий склад сплавів $\text{Fe}_x\text{Ni}_{1-x}$, автори [56, 57, 59] вказують на три характерні концентраційні області, в яких стабілізуються фази пермалою (FeNi_3 і FeNi) при концентрації атомів Fe (c_{Fe}) до 50 ат.%; інвару при c_{Fe} близької до 64 ат.% та α -фази ($\text{Fe} - \text{Ni}$) при $c_{\text{Fe}} \cong 75$ ат.%. Згідно даних робіт [56, 57, 59, 62] фази FeNi_3 та FeNi мають ГЦК решітку із параметром $a = 0,354 - 0,359$ нм або $0,359 - 0,361$ нм, відповідно. α -фаза ($\text{Fe} - \text{Ni}$) має ОЦК решітку із $a = 0,286$ нм, що дуже близько до величини параметру ОЦК – Fe $a = 0,284$ нм. Можливо хімічний склад цієї фази відповідає інвару Fe_3Ni , але це питання залишається відкритим [57]. На рис. 1.6 та 1.7 представлені приклади дифракційних картин та мікроснімків кристалічної будови для плівок пермалою [60] та інвару [61] відповідно.

Відмітимо, що сплави на основі Fe та Ni мають цікаву концентраційну область з центром при $c_{\text{Fe}} = 64$ ат.% (інварна область), в якій відбувається різка зміна їх властивостей: падіння намагніченості насичення, термічний коефіцієнт розширення приймає від'ємні значення, спостерігається аномальна температурна поведінка модуля Юнга, питомої теплоємності та ін. [59, 63, 64]. Зважаючи на те, що інварний ефект зникає при температурах вище температури Кюрі, у роботі [63] висувається припущення, що даний ефект має магнітну природу, при цьому фіксуються одночасно дві модифікації γ -фази: низькоспінова та високоспінова (феромагнітна). Ще один підхід до пояснення інварного ефекту зроблено в роботі [65], де висувається припущення щодо його хімічної або структурної природи. Варто зазначити, що навіть зважаючи на велику кількість робіт присвячених даному питанню, однозначна гіпотеза інварної області на сьогодні відсутня.

1.3.2. Плівки на основі Fe та Gd

Особливості кристалічної структури багат шарових плівок на основі ОЦК-Fe і a - або ГЦП-Gd постійно знаходяться в полі зору дослідників [66]. Автори [67] відмічають, що магнітні властивості багат шарових плівкових систем

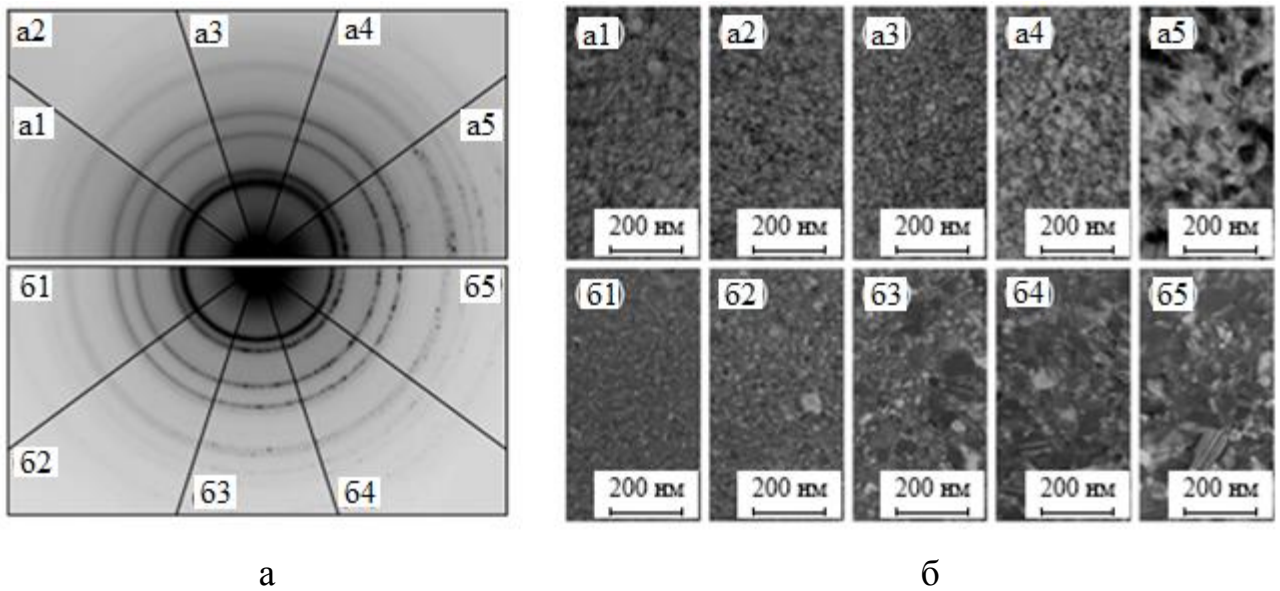


Рис. 1.6. Зміна характеру дифракційної картини (а) та кристалічної структури (б) для плівок пермаллою у залежності від температури підкладки (а1 – а5) та температури відпалювання (б1 – б5). Температура, К: а1 – 300; а2 – 370; а3 – 470; а4 – 570; а5 – 670; б1 – 570; б2 – 670; б3 – 770; б4 – 870; б5 – 970. Із роботи [57].

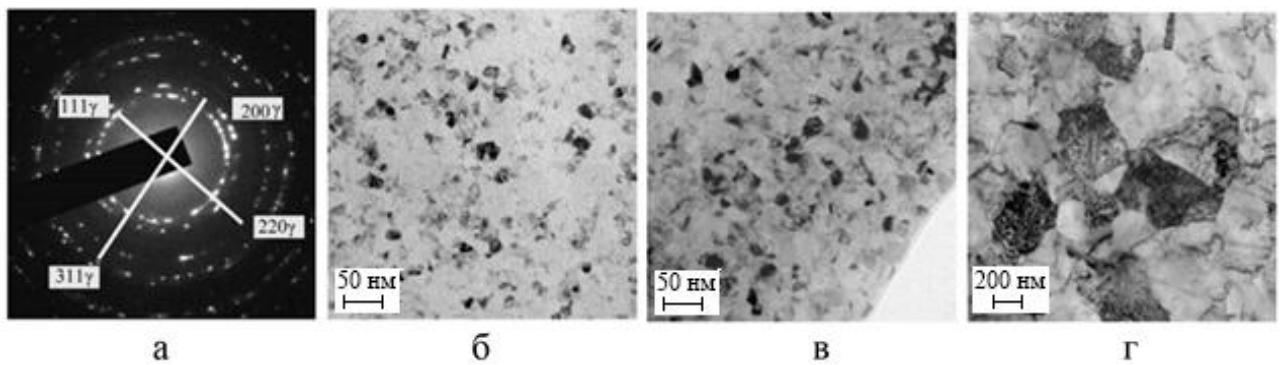


Рис. 1.7. Дифракційна картина (а) та мікроснімки кристалічної структури після одержання (б) та відпалювання до температур 523 К (в) та 673 К (г) для сплаву інвару. Із роботи [58]

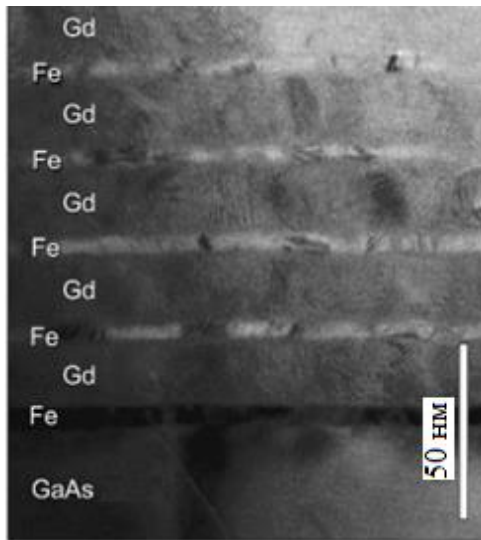


Рис. 1.8. Cross-section мікроснімок багат шарової плівкової системи $[\text{Fe}/\text{Gd}]_n$. Із роботи [69]

Fe/Gd суттєво залежать від структурного стану (аморфний (*a*) чи кристалічний) плівок як Fe , так і Gd . Згідно даних [67, 69] перехід $a \rightarrow$ ОЦК у плівках Fe відбувається при $d \cong 1,7$ нм [13], а плівки Gd при $d < 15$ нм знаходяться в аморфному стані (фіксується два гало з ефективними міжплощинними відстанями 0,28 і 0,18 нм, на основі яких у більш товстих шарах формуються лінії (002) і (102) ГЦП- Gd), а в інтервалі товщин $15 < d < 40$ нм система знаходиться в аморфно-кристалічному стані [69]. Ці висновки до деякої міри підтверджуються електронно-мікроскопічними знімками, одержаними методом cross-section у режимі високої роздільної здатності, на яких шари Gd мають розупорядковану структуру на відміну від шарів Fe , які знаходяться у кристалічному стані (рис 1.8) [70].

Результати робіт [66, 71, 72], в яких плівкові зразки одержували шляхом одночасної конденсації компонент [66] або випаровуванням сполук GdFe_2 , GdFe_5 та $\text{Gd}_2\text{Fe}_{17}$ [71], дозволяють зробити висновок, що і в цьому випадку плівкові сплави мають аморфну будову. Це пов'язано з тим, що фазовий склад плівок Gd дуже чутливий до умов одержання. Зокрема, згідно даних [73, 74], у процесі конденсації Gd у технологічному вакуумі ($p \cong 10^{-3} - 10^{-4}$ Па) в плівках стабілізується ГЦК-фаза GdH_2 (параметер решітки $a = 0,524 - 0,560$ нм), яка при термовідпалюванні при $T \cong 400$ К [74] розпадається з одночасним утворенням оксиду Gd_2O_3 [74 – 76].

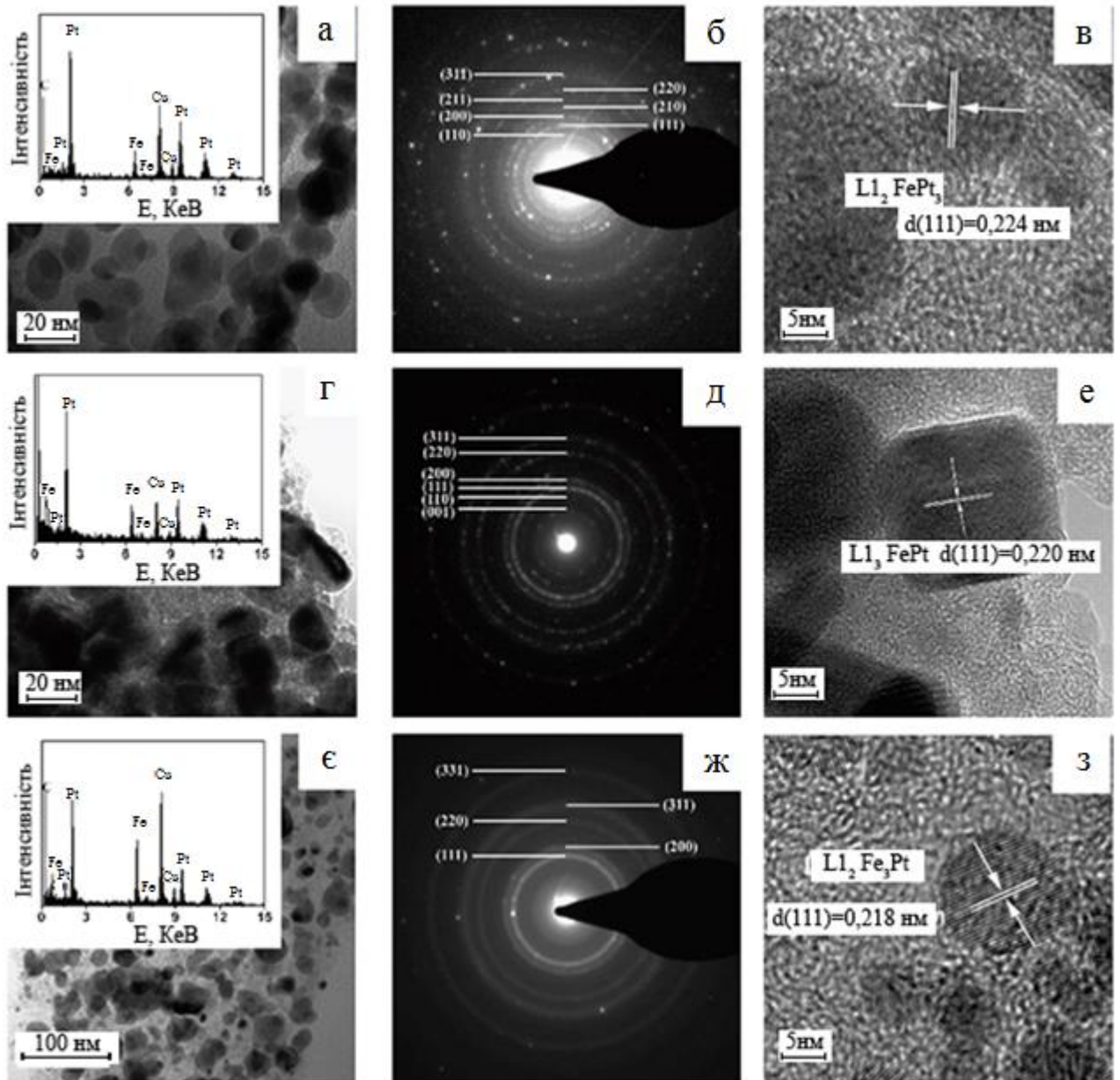


Рис. 1.9. Мікроснімки кристалічної структури від наночастинок плівкових сплавів $\text{Fe}_{30}\text{Pt}_{70}$ (а), $\text{Fe}_{60}\text{Pt}_{40}$ (г) і $\text{Fe}_{80}\text{Pt}_{20}$ (е); NPs та відповідні їм енергодисперсійні спектри (на вставках (а), (г) і (е)); дифракційні картини (б), (д) і (ж) та мікроснімки ПЕМ високої роздільної здатності (в), (е) і (з) фаз FePt_3 , FePt і Fe_3Pt . Із роботи [77]

1.3.3. Плівки на основі Fe та Pt

Згідно діаграми стану [77, 78], сплави на основі Fe і Pt мають три упорядковані фази: FePt_3 ($L1_2$, структурний тип AuCu_3 – кубічна решітка), FePt ($L1_0$, структурний тип AuCu – гранецентрована тетрагональна решітка) та Fe_3Pt ($L1_2$, структурний тип AuCu_3 – кубічна решітка), формування яких відбувається відповідно при температурах 1623, 1573 і 1108 К [77, 79 – 81]. Однак, осаджені при температурі $T \approx 300$ К плівки мають неупорядковану ГЦК структуру (фаза $A1$), атоми Fe та Pt в кристалічній решітці якої розміщуються хаотично [82 – 84]. Для формування у плівці упорядкованої фази $L1_0$, яка є найбільш перспективною з точки зору практичного використання, необхідно проводити високотемпературне відпалювання з точно підібраним режимом [83, 85 – 87]. Прикладом є робота [77], де були реалізовані умови для формування всіх трьох зазначених вище фаз (рис. 1.9) для наночастинок $\text{Fe}_x\text{Pt}_{1-x}$ ($x = 30 - 80$ ат.%).

У роботі [88] авторами були проведені дослідження дифузійних процесів у плівковій системі Fe/Pt/П. Дане питання має важливе прикладне значення, оскільки умови отримання плівок впливають на розподіл вакансій, і, як наслідок, на дифузійні процеси. Експериментально було отримано дифузійні профілі фольг Fe та Pt, які пройшли термообробку протягом 25 годин у вакуумі $\sim 10^{-4}$ Па

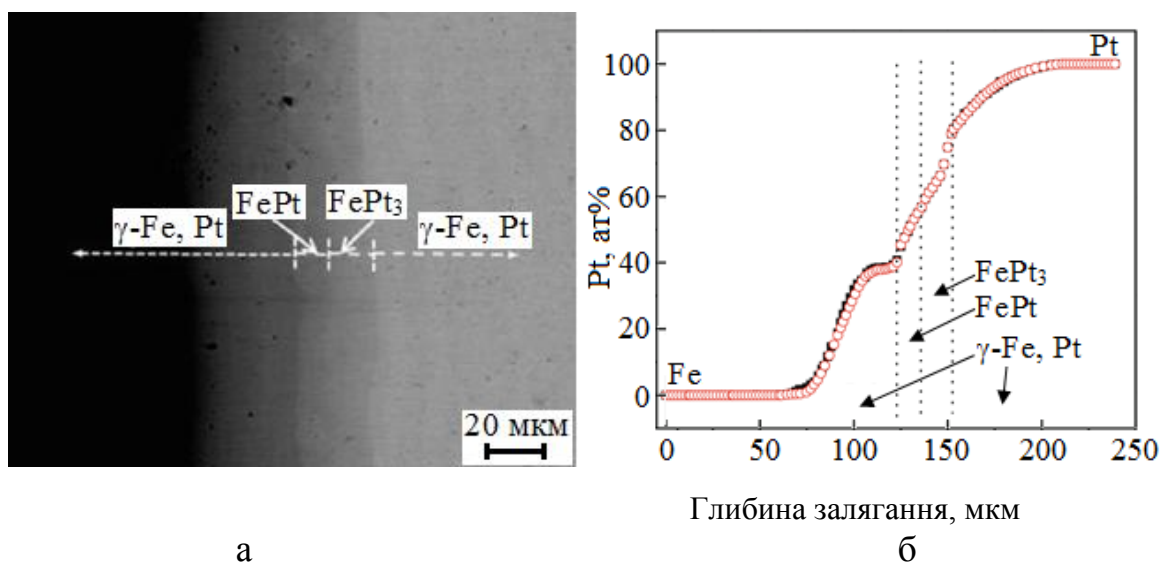


Рис. 1.10. Межа поділу шарів (а) та дифузійний профіль (б) в системі Fe/Pt. Із роботи [88]

при температурах від 1323 до 1423 К. На рис 1.10 показано характер межі поділу шарів Fe та Pt та розподіл утворених внаслідок дифузії, фаз поблизу неї, а також дифузійний профіль системи [88]. З метою пониження температури фазового переходу $A1 \rightarrow L1_0$ автори робіт [82, 83] запропонували розмістити проміжний шар Ag між двох шарів сплаву FePt, що дозволило зменшити температуру утворення фази $L1_0$ з 1000 до 900 К. Зниження температури переходу також може бути досягнуте шляхом застосування процесу опромінення зразків іонами Ag^+ з енергією 50 кеВ. (температура упорядкування $L1_0$ знижується до 575 К [89]).

Висновки до розділу 1

1. Для можливості прогнозування електромеханічних властивостей плівкових систем розроблені теоретичні моделі для випадків: двошарової плівки, в якій зберігається індивідуальність окремих шарів; гомогенної системи у вигляді плівкового сплаву по всій товщині системи; двошарової системи з утворенням проміжного шару сплаву на межі поділу шарів.

2. Результати досліджень кристалічної структури і фазового складу плівкових систем на основі Fe і Ni, Pt, Gd показують наступне:

– у сплавах на основі Fe і Ni в залежності від концентрації компонент стабілізуються три фази: ГЦК- $FeNi_3$, ГЦК- $FeNi$ та α -фаза (Fe – Ni). При $c_{Fe} = 64$ ат.% в такій бінарній системі спостерігається ряд аномальних ефектів, а саме, різке падіння намагніченості насичення, зміна знака температурного коефіцієнта розширення, аномальна поведінка модуля Юнга і питомої теплоємності та ін.

– у плівкових системах на основі Fe і Pt в залежності від умов одержання, режиму термообробки та концентрації компонент можлива стабілізація впорядкованих фаз: Fe_3Pt , FePt і $FePt_3$.

– структурно-фазовий стан плівок на основі Fe і Gd сильно залежить від умов отримання та товщини окремих шарів. Внаслідок хімічної активності Gd вже на стадії конденсації можливе утворення гібридних або оксидних фаз Gd.

РОЗДІЛ 2

МЕТОДИКА І ТЕХНІКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Після проведення аналізу літературних даних стосовно дослідження механічних, електромеханічних властивостей тонких плівок та процесів фазоутворення у багатошарових системах та сплавах, було сформульовано основний напрям досліджень та виконано підбір експериментальних методик, які забезпечать виконання поставленої задачі та отримання необхідних експериментальних результатів.

Поставлена у роботі задача була реалізована в декілька етапів:

Першим етапом було вдосконалення відомих методів проведення процесу вакуумної конденсації з використанням сучасних засобів автоматизації фізичного експерименту. Було створено систему, що забезпечувала отримання тонких плівок із заданою товщиною. Також було розроблено систему, яка дозволяла отримувати комбінацію із трьох плівкових систем на одній підкладці в одному технологічному циклі та одночасно досліджувати їх електромеханічні властивості.

На другому етапі виконано комплексний аналіз фазового складу та структури досліджуваних плівкових систем та їх компонент. Це дало можливість надалі встановити особливості електромеханічних властивостей плівок у залежності від їх фазового складу та мікроструктури.

Третім етапом було, безпосередньо, дослідження електромеханічних властивостей плівок Fe/Pt, Fe/Gd, Fe/Gd/Fe та плівкових сплавів на основі Fe та Ni. Для визначення внеску в електромеханічні властивості багатокомпонентних плівок окремої складової, було досліджено аналогічні характеристики кожної із них у вигляді одношарових плівок.

Вибір металів у даній роботі обумовлений тим фактором, що системи на основі феромагнітних (Fe) та парамагнітних (Pt) або рідкоземельних (Gd) металів є перспективними об'єктами для спінтроніки, магнітооптики та систем високощільного зберігання інформації, а сплави на основі Fe і Ni (пермалої та

інвари) у масивному стані широко використовуються у приладобудуванні, як матеріал елементів високоточних приладів (космічні телескопи, електронні мікроскопи, високостабільні джерела струму) та є перспективним матеріалом для наноелектроніки.

2.1. Обладнання для отримання тонких плівок [90]

Тонкі плівки Fe, Pt і Gd та системи на їх основі, а також сплави на основі Fe і Ni отримувалися методом термічного (Fe і Ni) та електронно-променевого (Pt і Gd) випаровування у вакуумній камері установки ВУП-5М з тиском залишкових газів $\sim 10^{-4}$ Па. Для отримання плівок з наперед заданою товщиною було модернізовано систему, що більш детально описана в [91, 92]. Зокрема, модифіковано систему відкриття заслінки з допомогою електромагніта, що забезпечило її більш швидке приведення в дію. Для керування електромагнітом було використано релейний модуль ADAM-4068 та перетворювач інтерфейсів ADAM-4561, з допомогою якого систему можна під'єднувати до USB порту комп'ютера (раніше використовувався інтерфейс LPT). Це дало змогу використовувати новітнє комп'ютерне обладнання. Також з урахуванням апаратних змін конструкції було розроблене нове програмне забезпечення в середовищі LabVIEW для управління системою напівавтоматичної конденсації (рис. 2.1). Ця система в процесі конденсації вимірює падіння частоти на кристалі кварцу та перераховує його в товщину плівки. При досягненні заданої товщини система автоматично закриває заслінку між випарником та зразком, тим самим припиняючи процес конденсації. Дана система дає змогу отримувати плівки із наперед заданою товщиною з похибкою близько 1 нм. Після закінчення експерименту загальна товщина зразків перевірялась методом оптичної інтерферометрії Лінника. Напівавтоматична система конденсації також дає змогу вимірювати опір кожного з трьох зразків у процесі конденсації (за допомогою АЦП ADAM-4018 та вимірювальної схеми) і працювати в режимі «отримання зразка із заданим опором», тобто зупиняти конденсацію при

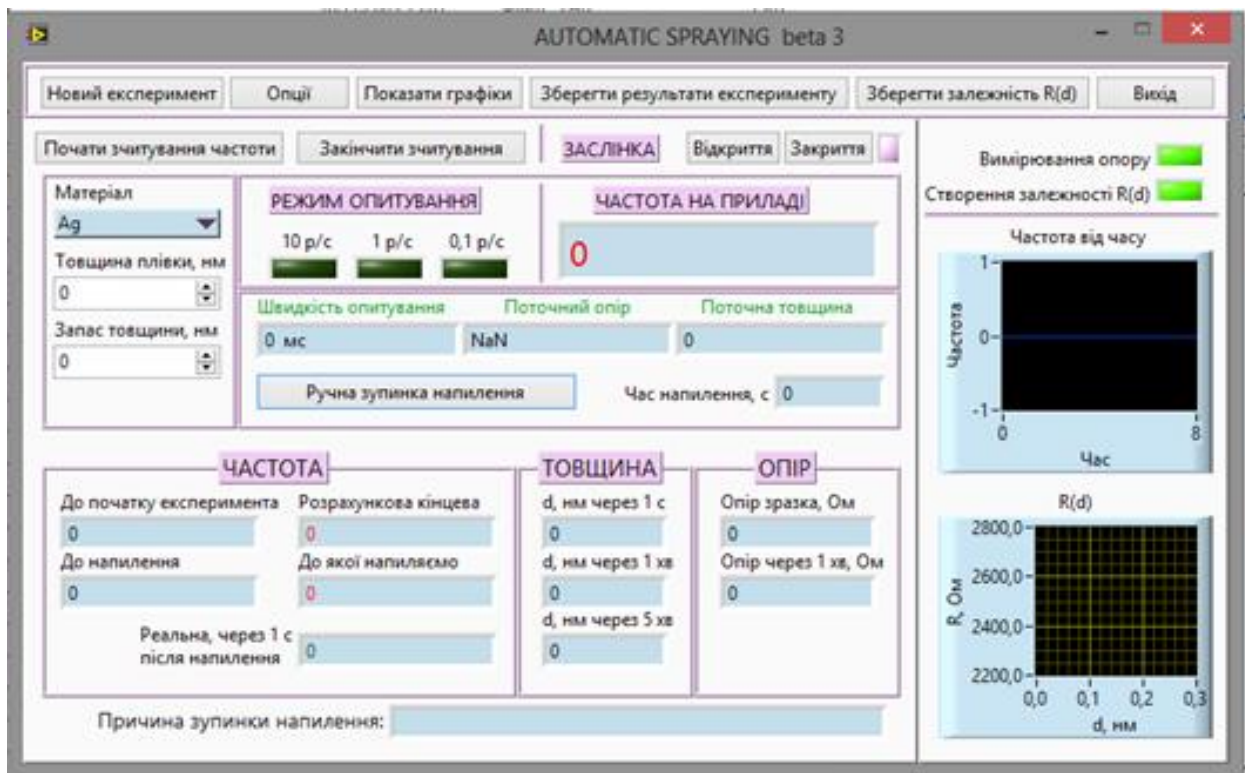


Рис. 2.1. Інтерфейс програмного забезпечення для напівавтоматичної конденсації плівок

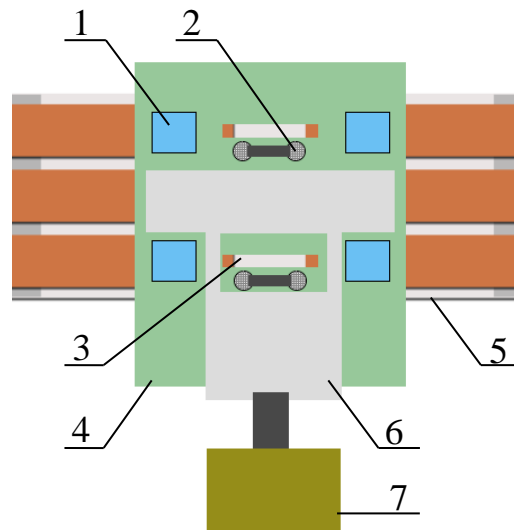


Рис. 2.2. Схематичне зображення системи для формування трьох зразків на підкладці: 1 – скляна пластина для інтерферометричних вимірювань або енергодисперсійного мікроаналізу; 2 – сіточка з вуглецевою плівкою; 3 – «віконце» для конденсації зразка; 4 – маска; 5 – підкладка з контактами; 6 – заслінка; 7 – кроковий двигун

досягненні певного значення опору, паралельно вимірюючи падіння частоти на кристалі кварцу, можна визначати товщину зразків.

Падіння частоти на кристалі кварцу вимірювалось за допомогою частотоміра власної конструкції [93], який підключається до комп'ютера через інтерфейс USB. Розроблений частотомір апаратно базується на мікроконтролері AVR ATmega 328P та дозволяє окрім вимірювання частоти на кристалі кварцу ввести за допомогою кнопкової клавіатури параметри для осаджуваного шару – густину матеріалу та необхідну товщину.

Максимальна швидкість зчитування частоти приладом – 10 разів за секунду, що, разом з малою інерційністю системи конденсації, забезпечує достатню швидкість реакції на досягнення потрібної товщини плівки і дає змогу вчасно зупинити процес конденсації.

Слід зауважити, що загальна затримка закриття заслінки може досягати 0,3 секунди (з урахуванням швидкості зчитування падіння частоти, реакції електромагнітів та реле на отриманий сигнал, а також часові затрати на виконання математичних операцій). Для зменшення результуючої похибки у системі на програмному рівні, управляючий сигнал на реле увімкнення електромагнітом подається дещо раніше досягнення потрібної товщини (використовується модель прогнозування, входним параметром якої є середня швидкість конденсації в поточному експерименті).

Для коректного аналізу вкладу окремих шарів в електромеханічні властивості багат шарових плівкових систем було розроблено новий підхід до проведення досліджень. Зокрема нами розроблено систему, яка дозволяла конденсувати та вимірювати в одному технологічному циклі електромеханічні властивості двошарової системи та кожного її шару окремо (рис. 2.2).

Для цього було використано систему рухомих масок, що приводились в дію програмно керованим кроковим двигуном. Вона дозволяла сформувати на одній підкладці три плівки (двошарову систему та кожен її шар окремо). Також у цій системі передбачені місця, де розміщуються сіточки з вуглецевою підкладкою для електронно-мікроскопічних досліджень та скляні пластини для наступного

вимірювання товщини інтерферометричним методом та / або енергодисперсійного мікроаналізу. Змінюючи конструкцію рухомих масок можна досягти необхідну конфігурацію отримуваної плівкової системи (наприклад для дослідження складових тришарової системи або фрагменту мультишару).

Сплави на основі Fe та Ni з заданою концентрацією отримувались сплавленням у тиглі вихідних компонент. Методом зважування нами отримувались наважки металів, після чого у вакуумній камері проводилось їх сплавлення. Оскільки температури плавлення та кипіння цих металів близькі, передчасного випарування однієї з компонент не відбувалось і розрахункова концентрація у вихідному сплаві зберігалась, що підтверджено дослідженнями енергодисперсійним методом.

2.2. Методика дослідження електромеханічних властивостей тонких металевих плівок [90, 94 – 96]

2.2.1. Виготовлення підкладок та формування контактів

У дослідженнях нами використовувались підкладки (рис. 2.3) з плівки полістиролу товщиною 0,1 мм з алюмінієвими кріпленнями. Такі підкладки хоч і мають низьку температурну стійкість (до 500 K), але зберігають пружні властивості до деформації 5%, що повністю задовольняє наші потреби, оскільки в роботі не здійснювалось нагрівання до температур вище 450 K та деформування зразків більше 3%. Також полістиролова плівка має низьку шорсткість поверхні (менше 2 нм), що забезпечує малий вплив на структуру досліджуваних плівок.

При вимірюванні електромеханічних властивостей тонких плівок слід мати на увазі, що їх опір може змінюватись, в різних експериментах, в досить широкому інтервалі, від декількох Ом до кОм, тому велику увагу слід приділяти виготовленню підкладок та контактних майданчиків, які б мали як можна менший вплив на результати вимірювань. Відповідно до цього нами

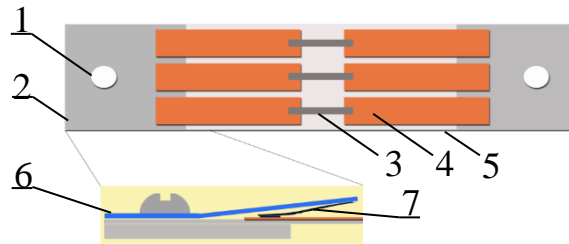


Рис. 2.3. Схематична будова підкладки та електричних контактів для вимірювання електромеханічних властивостей тонких плівок: 1 – отвори для закріплення підкладки; 2 – алюмінієві кріплення; 3 – досліджуваний зразок; 4 – контактні майданчики 5 – полістиролова підкладка; 6 – кріплення притискного контакта; 7 – притискний контакт

використовувалася методика виготовлення та підготовки підкладок з струмопровідними контактними майданчиками, що детально описана у роботі [97].

На поверхні полістиролу шляхом вакуумної конденсації через маску формувалися контактні майданчики з Cu (товщина $d \cong 100$ нм). Для покращення адгезії Cu до полістиролу використовувався тонкий (10 – 15 нм) прошарок Cr. Після вакуумного напилення контактні майданчики потовщувались до $d \cong 2$ мкм електрохімічним методом у водному розчині мідного купоросу. В процесі потовщення підкладка поступово витягувалась із розчину, внаслідок чого забезпечувався надійний контакт досліджуваного зразка з контактними майданчиками. Проведення даної операції дозволяє отримати контактні майданчики загальним опором $R < 1$ Ом, які мають мінімальний вплив на результати вимірювань електромеханічних властивостей. Для під'єднання підкладки до вимірювальної схеми була розроблена система з шести притискних контактів, що забезпечували добрий електричний контакт схеми зі зразками, запобігали пошкодженню контактних майданчиків.

2.2.2. Дослідження електромеханічних властивостей методом резистометрії

Для дослідження електромеханічних властивостей тонких плівок нами була модернізована вимірювальна система, що більш детально описана у роботі [94]. Це дало можливість досліджувати в одному робочому циклі три різні (або однакові) тонкоплівкові зразки на одній підкладці. У процесі досліджень нами отримувались робочі залежності опору та його відносної зміни у залежності від деформації.

Вимірювальна система складається з 16-бітного сігма-дельта АЦП ADAM-4018; релейного модуля ADAM-4068, який управляє режимом роботи приводу мікрогвинта (двигуна); перетворювач інтерфейсів USB → RS232 / 422 / 485 ADAM-4561; асинхронного двигуна Д-219П1У3 та веб-камери з роздільною здатністю 640x480 пікселів.

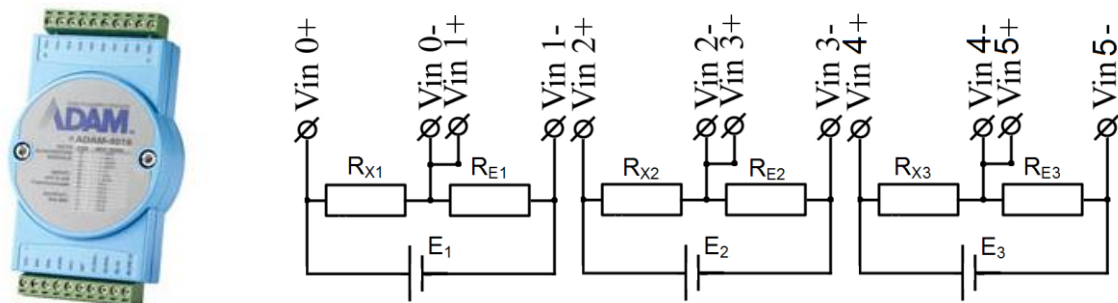


Рис. 2.4. Зовнішній вигляд АЦП ADAM-4018 та схема його включення для вимірювання опору зразків: R_{X1} , R_{X2} , R_{X3} – досліджувані зразки; R_{E1} , R_{E2} , R_{E3} – резистори відомого номіналу (еталони); $V_{in 0} - V_{in 5}$ – входи АЦП

Вимірювання електричного опору кожного зі зразків здійснювалось за чотирьохточковою схемою з використанням вимірювальної схеми та 16-ти бітного АЦП ADAM-4018 (рис. 2.4). Даний АЦП має 8 незалежних входів для вимірювання напруги в діапазоні 0 – 2,5 В. Заданий діапазон напруг у схемі забезпечується перемиканням еталонних резисторів та регулюванням рівня

напруги на вході схеми. З урахуванням усіх апаратних особливостей вимірювальної схеми забезпечується точність вимірювання за напругою не гірше 0,0001 В.

Також було модернізовано програмне забезпечення управління експериментом під оновлену апаратну базу. Зокрема була розширена можливість вимірювання робочих залежностей трьох зразків, розроблено та інтегровано модуль попередньої обробки та аналізу даних. Програмне забезпечення дозволяє проводити експеримент за наперед заданим сценарієм (без втручання оператора): змінювати інтервал та швидкість деформації; здійснювати попередню обробку результатів, зокрема розбивання за циклами та діапазонами вимірювання та у напівавтоматичному режимі знаходити точки переходу від пружної до пластичної деформації, аналізуючи зміну кута нахилу робочої залежності.

Дослідження електромеханічних властивостей здійснювалось нами з використанням деформаційної машини (рис. 2.5) на базі мікрогвинта (ціна поділки – 0,02 мм). Контроль обертання здійснювався через веб-камеру з використанням програмного забезпечення описаного вище. Програма виконує розпізнавання поділок мікрогвинта та контролює його обертання використовуючи функції модуля машинного зору LabVIEW (NI IMAQ Vision Development Module). Приведення в рух мікрогвинта здійснювалось

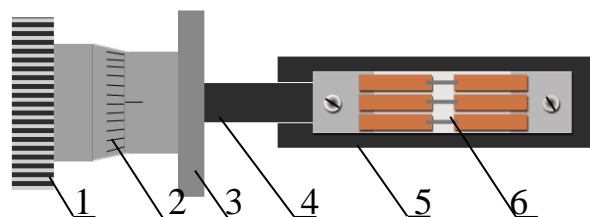


Рис. 2.5. Деформаційна машина для дослідження електромеханічних властивостей тонких плівок: 1 – шестерня для під'єднання двигуна; 2 – шкала мікрогвинта; 3 – фланець для під'єднання до вакуумної камери; 4 – шток мікрогвинта; 5 – деформувальний столик; 6 – підкладка з досліджуваними зразками

асинхронним двигуном Д-219П1УЗ через редуктор, використання якого необхідне для зменшення обертаючого моменту, та збільшення зусилля, що передається від двигуна. Керування приводом виконувала управляюча програма через релейний модуль ADAM-4068.

Основним параметром, який визначався нами виходячи з робочих залежностей $\Delta R / R(0)$ ($\Delta R = R(\varepsilon_l) - R(0)$) від ε_l , був перехід від пружної до пластичної деформації ($\varepsilon_{п}$). Методика його визначення проілюстрована на рис. 2.6а. Оскільки, перехід між типами деформації відбувається не миттєво, а певною мірою розтягнутий по деформації, то нами визначається усереднена величина деформації переходу. Для визначення межі переходу на графіку залежності $\Delta R / R(0)$ від ε_l проводяться дві дотичні (перед початком та після зміни кута нахилу) до залежності, в місці перетину яких і знаходиться величина $\varepsilon_{п}$.

Виходячи з деформаційних залежностей у роботі було проведено розрахунок чисельних значень диференціального (миттєвого) коефіцієнта тензочутливості γ_{lm} ($\gamma_{lm} = \frac{1}{R_i(\varepsilon_l)} \frac{dR_i}{d\varepsilon_{li}}$, де $d\varepsilon_{li}$ – нескінченно малий i -й інтервал деформації; $R_i(\varepsilon_l)$ – опір на початку $d\varepsilon_{li}$) та інтегрального (середнього) γ_l ($\gamma_l = \frac{1}{R(0)} \frac{R(\varepsilon_l) - R(0)}{\Delta\varepsilon_l}$, де $\Delta\varepsilon_l$ – увесь інтервал деформації).

На залежностях диференціального значення коефіцієнта тензочутливості від деформації у всьому діапазоні товщин спостерігається нелінійність залежності (локальний пік), величина якого залежить від складу та товщини конкретного зразка. Важливим параметром, виходячи з нелінійності залежності, є величина $\varepsilon_{п}$ (рис. 2.6 б), яка більша за $\varepsilon_{п}$, і визначає область найбільшої чутливості електричного опору до деформації.

Для вимірювання величини $\varepsilon_{п}$ було розроблено програмне забезпечення (ПЗ) з функцією графічного аналізу деформаційних залежностей. Архітектурно програма побудована на основі однопоточного кінцевого автомату на базі черги.

Дана концепція була обрана з погляду на те, що логічна послідовність операцій виконується за командою оператора і немає жодної точки входу, посередництвом котрої можна було б перервати роботу алгоритму або ж отримати із зовні певні дані. Використання черги у програмному забезпеченні дозволяє виконувати всі розрахункові операції після завершення дій, які виконує користувач, що забезпечує низьке використання апаратних ресурсів та хороший відгук програми на дії користувача. Графічний інтерфейс користувача даного ПЗ має простий та інтуїтивно зрозумілий дизайн (рис. 2.7): кнопки відкриття, збереження файлу, запам'ятовування значення $\varepsilon_{п}$ (позиція 1); відображення значень $\varepsilon_{п}$ (позиція 2) та робоче поле (позиція 3).

На робочому полі відображається один з циклів (обирається користувачем) деформаційної залежності опору плівкового зразка, а також три точки, з'єднані лініями, котрі можна довільно переміщувати по робочій площині. Розмістивши точки таким чином, щоб обидві лінії були дотичними до залежності до і після «перегину» у точці їх перетину отримаємо значення межі переходу між типами деформації ($\varepsilon_{п}$). Виміряні значення, можна зберегти до файлу для подальшої обробки. Для зручності роботи у ПЗ реалізована функція ручного масштабування графіка за допомогою вертикального та горизонтального «повзунків» з двома керуючими елементами, що дає змогу виконувати гнучке масштабування.

2.2.3. Вимірювання макронапружень у тонких плівках

Вимірювання величини макронапружень у одношарових плівках Fe, Ni та Gd проводилося механічним способом, суть якого полягає у контролі деформації підкладки в процесі конденсації плівки (метод Стоні). Процедуру вимірювання макронапружень даним методом схематично показано на рис. 2.8. Підкладка відомих геометричних розмірів одним кінцем жорстко закріплювалась, в той час як інший кінець міг вільно рухатись під дією напружень у нанесеній на неї плівці. Для розрахунку величини макронапружень нами було використано

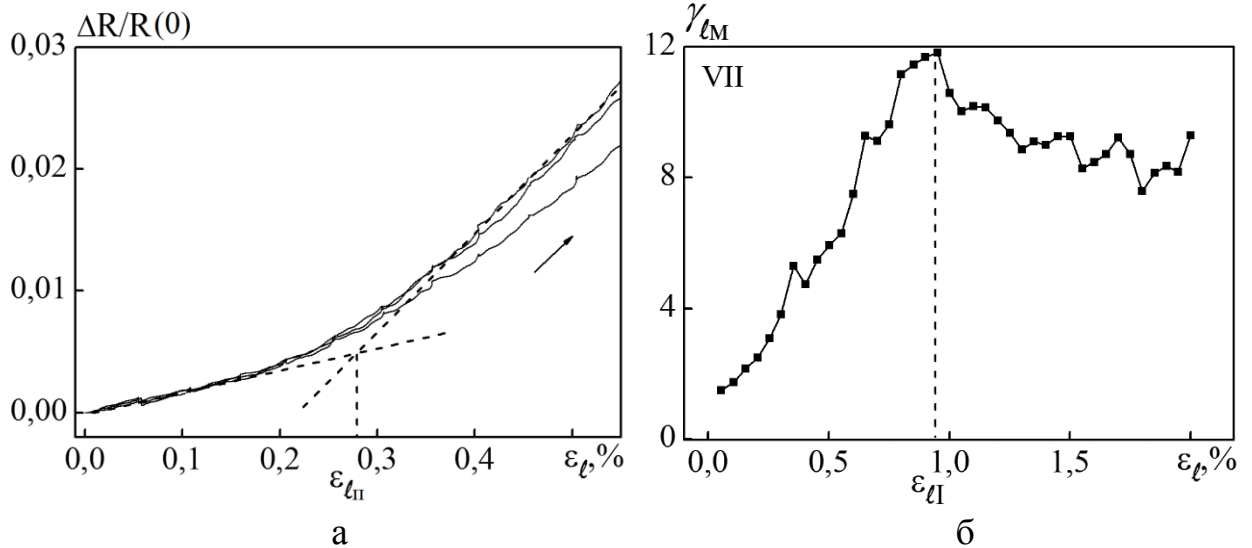


Рис. 2.6. Методика визначення переходу від пружної до пластичної деформації (а) та деформації, при якій спостерігається перший максимум (б)

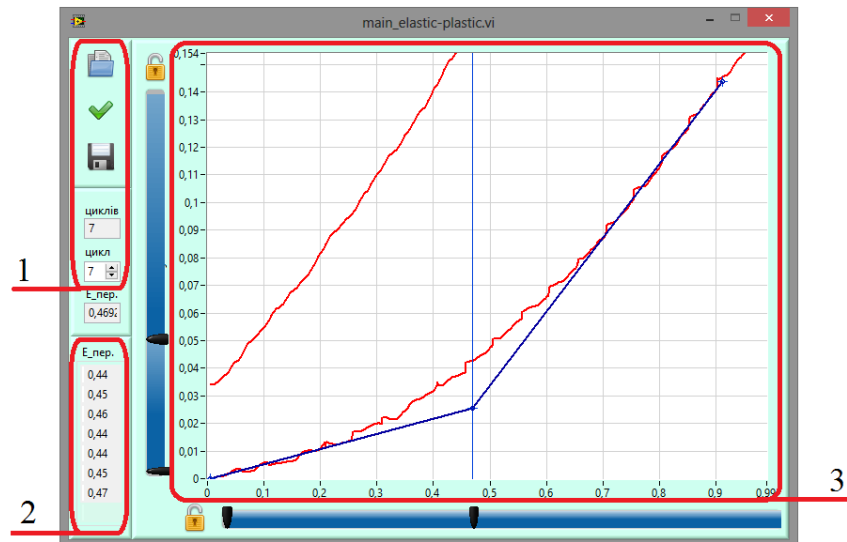


Рис. 2.7. Інтерфейс програмного забезпечення для визначення межі переходу між пружною і пластичною деформацією

наступне співвідношення:

$$S = \frac{Eh^2 \delta}{3dl^2}, \quad (2.1)$$

де E – модуль Юнга для матеріалу плівки; h – товщина підкладки; l – довжина підкладки; d – товщина плівки; δ – зміщення вільного кінця підкладки.

Така методика розрахунку може бути використана лише за умови $d \ll h$. Дана умова повністю задовольняє обраним нами параметрам підкладки та діапазону товщин осаджуваних плівок.

Для більш точного визначення величини зміщення вільного кінця підкладки у процесі осадження у вакуумній камері було змонтовано пристрій проведення та реєстрації ходу експерименту (рис. 2.9). У середині камери розміщувались випарник (2) і підкладка (1), остання закріплювалась вертикально, для виключення впливу власної ваги на величину зміщення. Зовні вакуумної камери розміщувалась система реєстрації, котра складалась із оптичного мікроскопа (3) та камери (4), підключеної до комп'ютера.

У процесі осадження зображення вільного кінця підкладки із камери передавалось на комп'ютер та записувалось у відео форматі, після чого в уповільненому режимі відображення можна з високою точністю визначити деформацію підкладки внаслідок дії напружень. Для контролю товщини у ході експерименту нами проводилось вимірювання падіння частоти на кристалі кварцу та перевірялось інтерферометричним методом.

Для вибору матеріалу підкладки було проведено серію вимірювань макронапружень у плівках Fe на різних типах підкладок (рис. 2.10). У якості тестових зразків було використано наступні матеріали: полістирол (товщина $d = 0,1$ мм); слюда ($d = 0,15$ мм); молібден ($d = 0,05$ мм) та сталь ($d = 0,03$ мм). Отримані значення макронапружень показали, що їх величина виміряна на полістиролі, молібдені і сталі однакова, в той же час результати отримані на підкладках із слюди значно відрізняються від решти. Зважаючи на те, що підкладки із полістиролу при великих товщинах осаджуваних на них в процесі

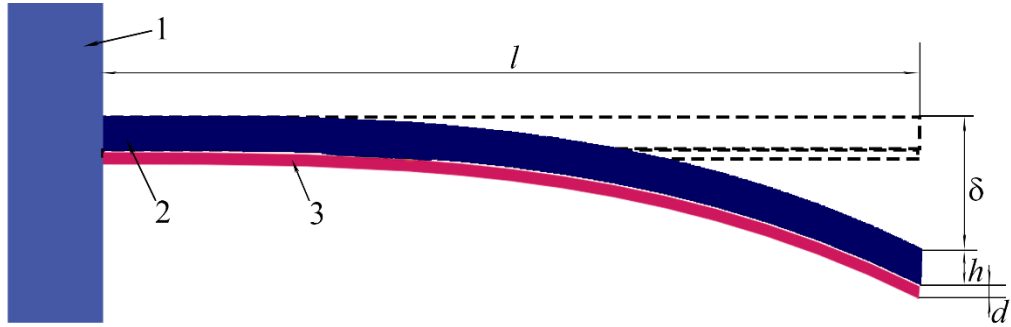


Рис. 2.8. Методика вимірювання макронапружень методом Стоні.

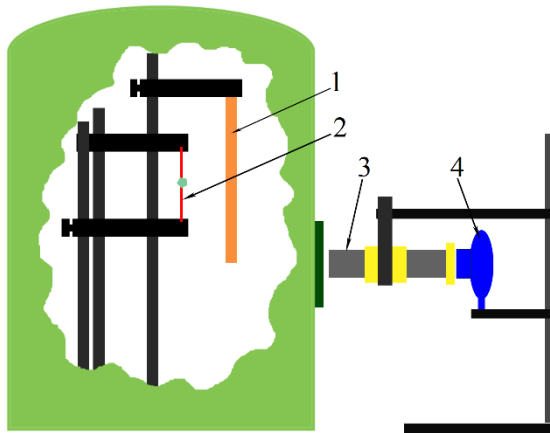


Рис. 2.9. Схема установки для вимірювання макронапружень:

1 – підкладка, 2 – випарник, 3 – оптичний мікроскоп, 4 – web-камера

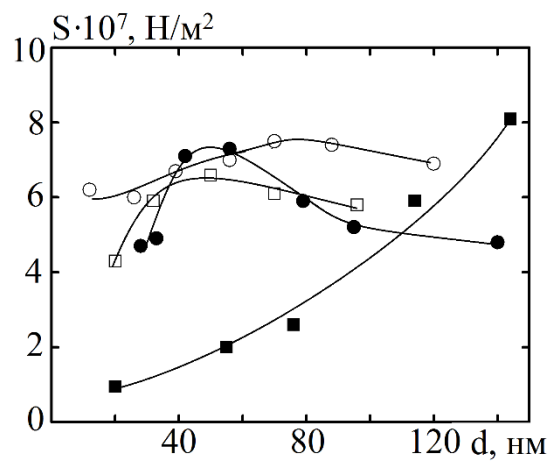


Рис. 2.10. Макронапруження у плівках Fe на різних підкладках. Матеріал підкладок: ■ – слюда, □ – полістирол, ● – сталь, ○ – молібден

вимірювання плівок починали поводити себе нестабільно, для подальших вимірювань було обрано підкладки із сталі.

2.3. Дослідження кристалічної будови, елементного та фазового складу [99]

2.3.1. Методи електронної мікроскопії та електроннографії

Для отримання інформації щодо кристалічної будови досліджуваних плівок (розміри кристалів, дефекти кристалічної будови) та їх кристалічну решітку (тип та параметр решітки) нами було використано методи електронної мікроскопії та дифракції електронів (прилад ПЕМ – 125К).

Аналіз фазового складу методом електроннографії проводився із використанням еталону (нами використовувалась плівка Al з товщиною $d \approx 30$ нм). Дана методика детально описана в роботі [98].

При аналізі картин дифракції, що були отримані від нанокристалічних та аморфоподібних плівок виникає потреба виміряти радіуси кілець, які мають малу інтенсивність або взагалі знаходяться на «рівні шуму». Це досить складно зробити, використовуючи традиційні методи вимірювання, тому нами було розроблено програмне забезпечення в середовищі програмування LabVIEW 2010, яке архітектурно базується на асинхронному багатопоточному кінцевому автоматі. Лицьову панель розробленого додатку показано на рис. 2.11.

Першим етапом роботи програмного забезпечення є установка центру дифракційної картини. Вона здійснюється переміщенням на зображенні за допомогою миші зв'язаних між собою елементів ROI (дві взаємно перпендикулярні лінії та коло з центром у місці їх перетину). Для аналізу дифракції нами була використана методика розкладання зображення у спектр світлової інтенсивності за допомогою функції LineProfile [100], що входить до комплексу модуля машинного зору NI IMAQ Vision Development Module. Далі проводилось видалення фону з отриманого спектру, який не несе в собі

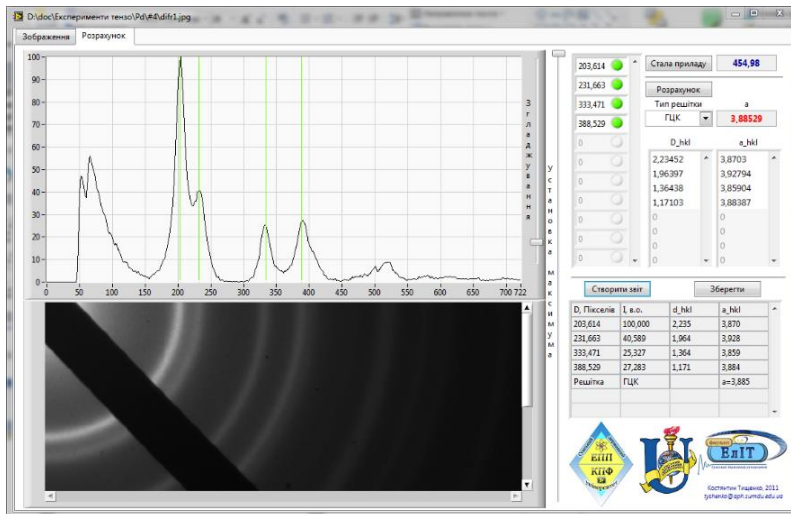


Рис. 2.11. Лицьова панель програмного забезпечення для аналізу картин дифракції

корисної інформації. Математична нормалізація здійснювалася за алгоритмами, використаними в роботі [101], після чого проводилась процедура згладжування для пониження рівня шуму, пов'язаного з оцифровуванням зображення. Найбільший фон на зображеннях виникає у центрі дифракційної картини. По мірі віддалення від центру відбувається поступове зменшення фону. Його виникнення пов'язане з особливостями роботи цифрової камери, зменшенням інтенсивності зображення з віддаленням від його центру та ефектом «засвічування» зображення поблизу дуже яскравих об'єктів. Лінія фону представляє собою поліноміальну функцію, що проходить по нижній межі корисного сигналу. На отриманих спектрах користувач відмічає положення піків, після чого проводиться визначення сталої приладу та розшифрування дифракційних картин за методикою, описаною вище. Основними перевагами даного програмного забезпечення є знаходження на електронограмах місцеположення кілець малої інтенсивності, точне визначення інтенсивності всіх кілець відносно найяскравішого та можливість аналізу їх ширини.

2.3.2. Застосування методу енергодисперсійного мікроаналізу

Для правильної інтерпретації електромеханічних властивостей та фазового складу тонких плівок важливо точно знати концентрацію компонент в них. Для розв'язання цієї задачі нами був використаний метод енергодисперсійного

мікроаналізу на растровому електронному мікроскопі з мікроаналізатором РЕММА – 102. Він дозволяє аналізувати якісний та кількісний склад досліджуваних зразків за енергією квантів характеристичного рентгенівського випромінювання та проводити обробку з використанням спеціалізованого програмного забезпечення.

При аналізі плівок з малим атомним номером (Fe, Ni) було використано прискорюючу напругу $U = 20$ кВ, а для Pt та Gd – 30 кВ; час накопичення сигналу від зразка складав 100 с. Обробка отриманих спектрів проводилась нами в два етапи. Перший етап – якісний аналіз хімічного складу, який проводився визначенням приналежності піків на спектрі певному хімічному елементу за його положенням. Другий етап – кількісний аналіз, який використовувався для визначення концентрації компонент у зразку. Останній проводився за площею відповідних компонентам піків на спектрі з урахуванням поправок.

Аналіз кількісного складу тонких плівок методом енергодисперсійного мікроаналізу представляє собою досить просту аналітичну задачу, яка певною мірою простіша, чим дослідження масивних зразків. По мірі зменшення товщини досліджуваного зразка роль матричних ефектів стає малозначущою і ними можна знехтувати. Так, у тонких зразках майже відсутнє пружне розсіювання, вплив атомного номера, поглинання випромінювання та флуоресценція. У той же час основним фактором, який необхідно враховувати при кількісному аналізі тонких плівок, є фактор відносної елементної чутливості k_{AB} (так званий фактор Кліффа – Лорімера), який розраховується згідно [102] за співвідношенням $k_{AB} = \frac{c_A}{c_B} \frac{I_B}{I_A}$, де c – концентрація компоненти,

I – її інтенсивність

Фактор відносної елементної чутливості зазвичай розраховується для кожного елемента окремо по відношенню до кремнію з використанням спеціальних еталонів на кожному конкретному приладі окремо. Це необхідно для урахування особливостей приладу, таких як ефективність детектора, поглинання рентгенівського випромінювання вікном та ін. Критична товщина,

до якої можна не враховувати всі фактори окрім відносної елементної чутливості, для всіх елементів, має значення більше 10 мкм, що набагато більше, аніж товщина досліджуваних нами плівок.

Висновки до розділу 2

1. У відповідності до поставлених задач дослідження у роботі були використані наступні методи і методики: методи термічного випарування та електронно-променевого осадження у вакуумі для отримання тонкоплівкових зразків; методи кварцового резонатора та оптичної інтерферометрії для вимірювання товщини плівок; метод резистометрії для вимірювання опору зразків у процесі дослідження електромеханічних властивостей; метод енергодисперсійного мікроаналізу для дослідження хімічного складу плівок та концентрації компонент в них; метод просвічуючої електронної мікроскопії для дослідження кристалічної будови та метод електроннографії для дослідження фазового складу плівок.

2. Система вимірювання опору дозволяє досліджувати в одному технологічному циклі електромеханічні властивості трьох окремих зразків, розміщених на одній підкладці. Формування окремих зразків забезпечується системою рухомих масок, під'єднаних до крокового двигуна, керування яким здійснюється з комп'ютера.

3. Розкладання дифракційних картин за інтенсивністю дозволяє проводити їх детальний аналіз, оскільки дає можливість фіксувати дифракційні кільця малої інтенсивності та такі, що знаходяться близько одне до одного.

4. Метод енергодисперсійного мікроаналізу дозволяє проводити точний аналіз хімічного складу плівок та знаходити концентрацію необхідних компонент в системі із забезпеченням похибки менше 5 ат.%, що повністю задовольняє вимогам експерименту.

РОЗДІЛ 3

ФАЗОВИЙ ТА ЕЛЕМЕНТНИЙ СКЛАД ПЛІВОК НА ОСНОВІ Fe, Pt та Gd І ПЛІВКОВОГО СПЛАВУ FeNi

Дослідження структури та фазового стану одношарових плівок та багатошарових плівкових систем і сплавів на їх основі проводилось з метою установлення кореляції між структурно-фазовим станом плівок та їх властивостями. Відомо, що у багатошарових плівках вже в процесі осадження можуть утворюватись тверді розчини як на межі поділу шарів, так і по усій товщині зразка. Також внаслідок твердофазних реакцій у плівках відбуваються процеси фазоутворення та часткового або повного окиснення (так звані процеси старіння плівок). Відомо, що механічні властивості сполук металів (сплави, тверді розчини, евтектики) можуть значним чином відрізнитись від аналогічних для чистих металів, тому вивчення фазоутворення є важливим ще і з точки зору правильної інтерпретації результатів дослідження електромеханічних властивостей багатошарових плівок та плівкових сплавів.

Отже, перш ніж перейти до аналізу результатів вивчення процесів фазоутворення у дво- та тришарових плівкових системах на основі Fe, Pt або Gd, а також плівкових сплавах Fe_xNi_{1-x} при різній концентрації компонент, розглянемо дані електронографічних та електронно-мікроскопічних досліджень для одношарових плівок Fe, Ni, Pt та Gd, на основі яких відбувається формування досліджуваних систем Fe/Pt, Fe/Gd та Fe_xNi_{1-x} . Інформація про можливі процеси фазоутворення в них дозволить більш коректно проаналізувати електромеханічні властивості.

Зазначимо також, що дослідження структурних характеристик одношарових плівкових зразків проводилося в широкому інтервалі товщин $d = 5 - 90$ нм для того, щоб врахувати зміни структурно-фазового стану, які відбуваються внаслідок зміни його ефективної товщини. Дослідження проводилися лише для свіжесконденсованих зразків, оскільки вивчення електромеханічних властивостей плівкових структур на основі Fe і Pt або Gd, а

також плівкових сплавів $\text{Fe}_x\text{Ni}_{1-x}$ здійснювалося також лише для зразків після конденсації і відповідних досліджень присвячених впливу температурного фактора на електромеханічні властивості не здійснювалося.

3.1. Фазовий склад та структура плівок та сплавів на основі Fe, Ni, Pt та Gd [103 – 105]

Отримання плівок для електронно-мікроскопічних досліджень проводилося у вакуумній камері установки ВУП–5М при тиску залишкових газів $\sim 10^{-4}$ Па методами електронно-променевого (Pt, Gd) та термічного (Fe, Ni, $\text{Fe}_x\text{Ni}_{1-x}$) випаровування на вуглецеві підкладки.

Дослідження фазового стану та кристалічної структури плівок Pt проводилося в інтервалі товщин $d = 5-80$ нм. Результати досліджень (типіві знімки кристалічної структури, дифракційні картини для зразків різної товщини, а також спектри дифракції) наведені на рис. 3.1. Аналіз ширини та відповідно інтенсивності ліній на електронограмах, зроблений на основі спектрів дифракції показав наступне. Як видно з рис. 3.1 а-в невідпалені одношарові плівки Pt мають нанодисперсну структуру з розміром кристалітів $L = 2-6$ нм. Згідно даних роботи [106] тонкі плівки Pt, отримані методом електронно-променевого випарування мають розміри кристалітів від 5 до 25 нм в інтервалі $d = 5-65$ нм, при цьому на розмірній залежності середнього розміру кристалітів спостерігається максимум при $d = 40$ нм. Зменшення величини L при $d > 40$ нм авторами роботи [106] пояснюється збільшенням швидкості осадження зразків з 0,08 до 0,10-0,11 нм/с. Однозначно ж можна сказати, що кристаліти мають розміри значно менші, ніж відповідні товщини плівок.

За результатами розшифрування електронограм, зведених у таблиці 3.1 та на рис. 3.1 г-е, можна зробити висновок, що плівки Pt мають фазовий склад, який відповідає ГЦК решітці з параметром $a = 0,394 \pm 0,001$ нм, що дещо більше у порівнянні зі значенням для масивного матеріалу ($a_0(\text{Pt}) = 0,392$ нм [107]). Домішкові фази електронографічно не спостерігалися, що свідчить про те, що

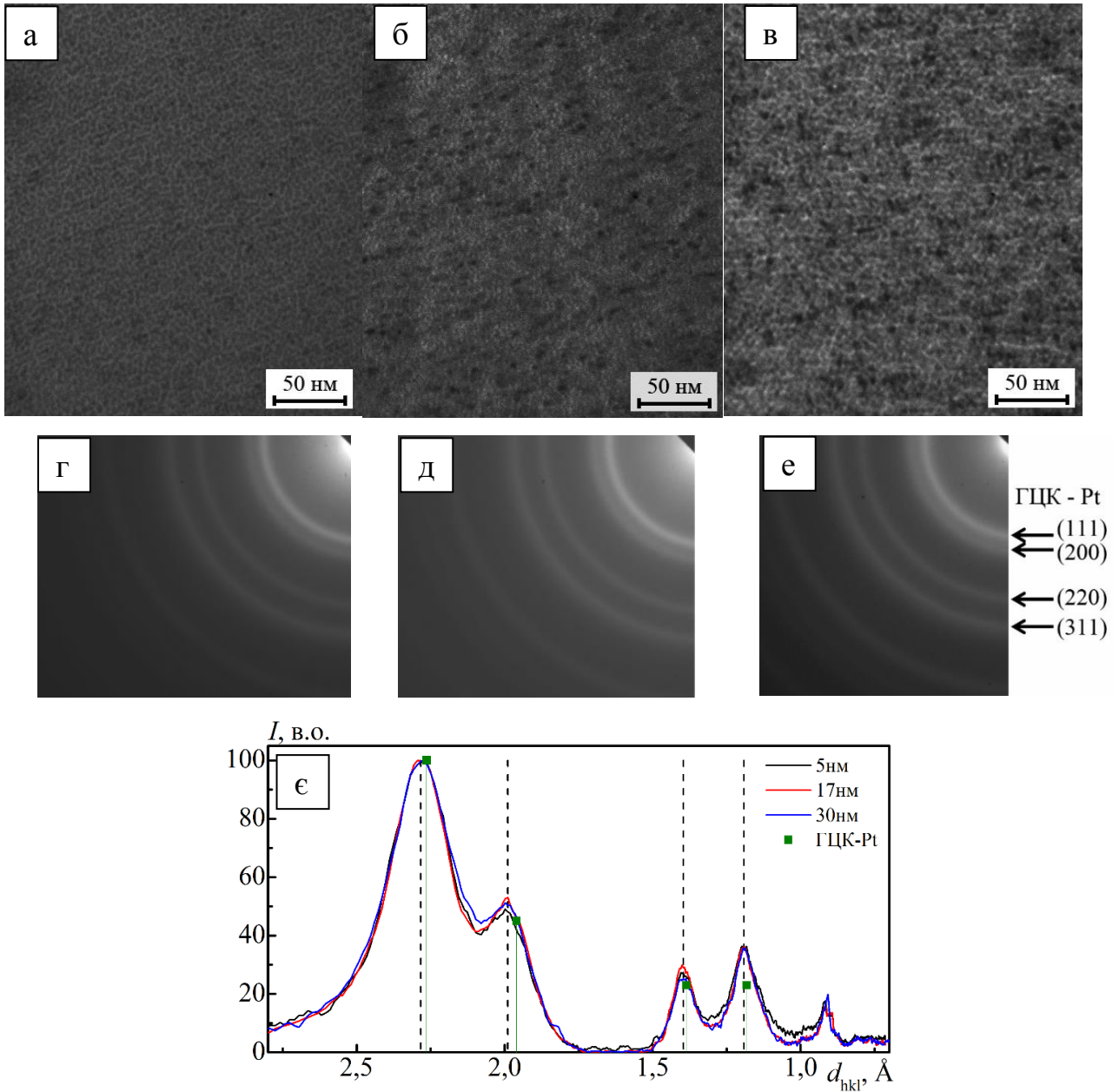


Рис. 3.1. Кристалічна будова (а – в), електронोगрами (г – е) та спектр дифракції (ε) плівок Pt товщиною $d = 5$ (а, г), 17 (б, д) та 30 нм (в, е). Символом ■ позначені місцеположення дифракційних ліній згідно [107]

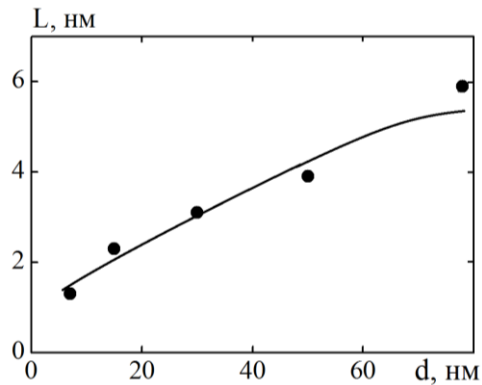


Рис. 3.2. Залежність розміру кристалітів плівок Pt від товщини

Розшифрування електронограм від плівки Pt (17)

№ п/п	$I, \%$	$d_{hkl}, \text{нм}$	hkl	$a, \text{нм}$
1	100	0,227	111	0,394
2	46	0,197	200	0,394
3	25	0,139	220	0,394
4	34	0,119	311	0,393
$a (\text{Pt}) = 0,394 \pm 0,001 \text{ нм (ГЦК)}$				
$a_0 (\text{Pt}) = 0,392 \text{ нм [107]}$				

підібрані умови осадження дозволяють отримати зразки високої чистоти. Відмітимо також, що аналіз спектрів дифракції, представлених на рис. 3.1 є для одношарових плівок Pt, показав, що для всього інтервалу досліджуваних товщин зразки мають незмінний фазовий склад, який відповідає ГЦК структурі з параметром ґратки, як описано вище дещо більшим у порівнянні з даними для масивних зразків Pt, без наявності оксидних, нітридних, карбідних або яких-небудь інших домішкових фаз. Спектри дифракції для зразків товщиною $d = 5, 17$ та 30 нм фактично накладаються один на одного, а отже параметр ґратки для тонких плівок Pt при збільшенні товщини залишається незмінним.

У роботі було проведено електронографічне дослідження фазового стану плівок Gd, товщина яких змінювалася в межах від 18 до 75 нм . Приклади мікроснімків кристалічної структури, електронограм та спектрів дифракції від відносно тонких ($d = 18 \text{ нм}$) та товстих ($d = 75 \text{ нм}$) плівок Gd представлені на рисунку 3.4. З літературних даних [69, 74, 75, 108, 109] відомо, що структура та фазовий склад рідкоземельних плівок Gd має аморфний характер. При цьому ступінь розупорядкування їх структури, згідно роботи [109], сильно залежить не тільки від умов одержання (ступінь вакууму, температури підкладки під час конденсації та ін.), а й від ефективної товщини плівок. Автори роботи [109] показали, що при ефективних товщина ($d_{\text{еф}}$) плівок Gd менших 10 нм на електронограмах спостерігається квазіаморфна фаза. Поступове збільшення товщини призводить до появи зародків кристалічної фази ГЦП-Gd, яка на мікроструктурі проявляється у вигляді світлих точок [74]. Авторами робіт [74,

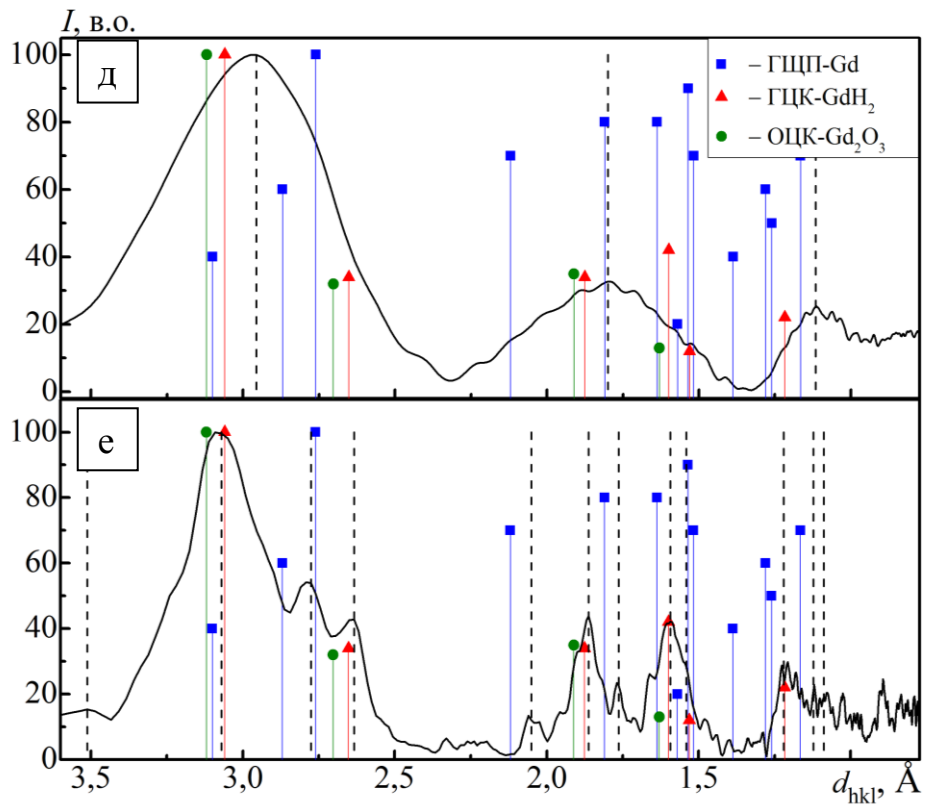
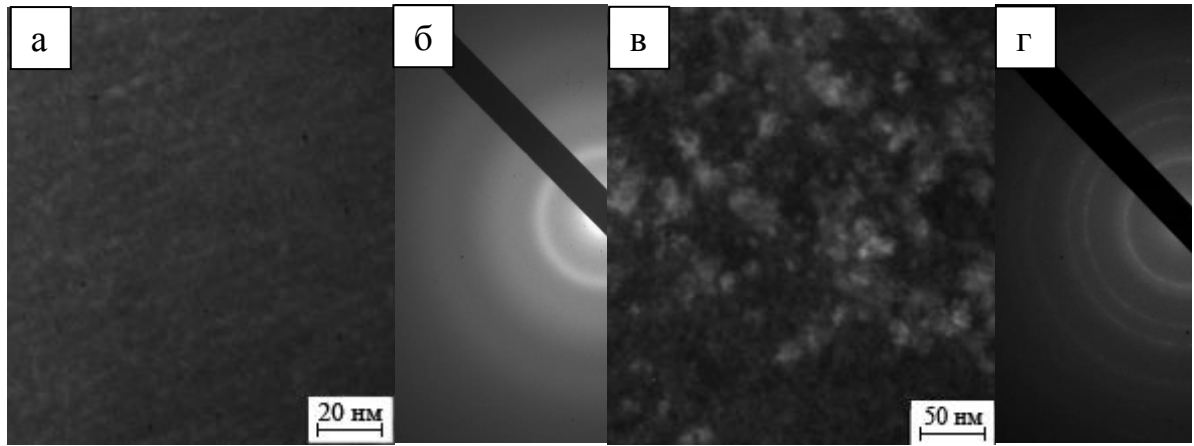


Рис. 3.4. Кристалічна будова (а, в), електронограми (б, г) та спектр дифракції (д, е) від плівок а-Gd(18) / П (а, б, д) та Gd(75) / П (в, г, е). Символами ■, ▲ та ● позначені місцеположення дифракційних ліній згідно [107]

108, 109] також відмічається, що внаслідок високої хімічної активності [110] плівок Gd, на електронограмах досліджуваних зразків спостерігаються домішкові фази ГЦК-GdH₂ та ОЦК-Gd₂O₃.

Аналіз проведених досліджень свідчить про наступне. По-перше, відносно тонкі зразки мають квазіаморфну структуру (рис. 3.4 а); по-друге, розшифровка дифракційної картини від плівки Gd(18)/П (рис. 3.4 б, д) показала, що на електронограмах фіксувались три гало із ефективними міжплощинними відстанями $d_{hkl} = 0,296, 0,180$ та $0,112$ нм. Положення ефективних площин відповідає рефлексам від фаз ГЦП-Gd, ГЦК-GdH₂ або ОЦК-Gd₂O₃. При збільшенні товщини зразків, як зазначалося вище, в плівках починають проявлятися процеси кристалізації та упорядкування структури. Як наслідок цих процесів, лінії на електронограмах стають більш чіткими що дає можливість більш точно інтерпретувати фазовий склад плівок. На рис. 3.4 г, е представлені результати розшифровки електронограми від плівки Gd(75)/П. як видно з даних, зразок має кристалічну структуру, а її фазовий склад можна чітко інтерпретувати як ГЦП-Gd. Тобто результати наших досліджень узгоджуються з результатами робіт [74, 109, 110] та свідчать про суттєвий вплив товщини зразків на структурно-фазовий стан.

Розглянемо більш детально процес утворення фаз у системі Gd-H. Згідно діаграми стану [57] можливе утворення двох гідридних фаз: кубічної GdH₂ (параметр ґратки $a_0 = 0,530$ нм) та гексагональної GdH₃ ($a_0 = 0,373$ нм і $c_0 = 0,671$ нм). Особливість даних структур, як показано на спектрі дифракції (рис. 3.4 д), пов'язана з тим, що більшість їх міжплощинних відстаней близькі за значеннями. Це призводить до накладання ліній на електронограмах та неоднозначності її інтерпретації. Стосовно оксидної фази необхідно зауважити, що у плівках Gd можливе утворення оксиду Gd₂O₃ трьох модифікацій: А, В і С [57]. Перші дві є високотемпературними (переходять одна в одну при температурах вищих за 1400 К). Як можна бачити із рисунку 3.4 е у плівці Gd(75)/П фіксується наявність фаз ГЦП-Gd та ГЦК-GdH₂, а також, спираючись на роботи [74, 108], варто припустити присутність деякої кількості фази оксиду ОЦК-Gd₂O₃. Оксидну фазу ОЦК-Gd₂O₃ можна однозначно визначити за лініями

відбиття від кристалографічних площин (211), (332) та (134), які не спостерігаються на дифракційній картині, швидше за все, внаслідок їх низької інтенсивності. На користь висновку про присутність оксидної фази у незначній кількості свідчить певне уширення першого дифракційного кільця в сторону більших величин d_{hkl} , відносно ГЦП-Gd та ГЦК-GdH₂. Тому автори роботи [108] й говорять лише про сліди Gd₂O₃.

Детальне вивчення фазового складу та кристалічної структури в одношарових плівках Ni було проведено у роботах [111–115] для зразків товщиною до 400 нм, що дозволило отримати зразки, які не містять домішкових фаз. Це підтверджують і результати електронографічних та електронно-мікроскопічних досліджень плівок Ni, які представлені на рис. 3.5 а, б, д. Фазовий склад відповідає ГЦК-Ni з параметром решітки $a = 0,352$ нм, що повністю узгоджується із параметром для масивного матеріалу ($a_0 = 0,353$ нм [107]) та даними робіт [111–115]. Згідно роботи [111] плівки Ni малочутливі до забруднень домішковими атомами газів залишкової атмосфери. Однак, слід відмітити, що для свіжосконденсованих плівок Ni, на відміну від одношарових плівок Pt, параметр ґратки залежить від товщини плівки. При зменшенні товщини плівок Ni ($d < 20$ нм) відбувається зростання параметра ґратки до $a = 0,354$ нм). Дане зростання параметра a при зменшенні d пов'язано із розчиненням у решітці атомів залишкової атмосфери, що добре узгоджується з літературними даними [113, 115, 116]. У цілому ж величина параметра ґратки для плівок Ni є близькою до параметру масивного зразка.

Аналіз кристалічної структури плівок Ni показав, що у свіжосконденсованому стані зразки мають дрібнодисперсну структуру з розміром кристалів $L = 9 - 25$ нм. Величина L монотонно збільшується з ростом товщини плівки (товщина d змінювалась у межах 10–90 нм). Згідно [111] плівки Ni також мають дрібнодисперсну структуру з середнім розміром кристалів порядку $(0,3 - 0,5) d$, що узгоджується з даними досліджень для зразків товщиною більшою 20 нм.

Детальні і систематичні дослідження кристалічної структури та фазового складу в одношарових плівках Fe були проведені у більш ранніх роботах, тому

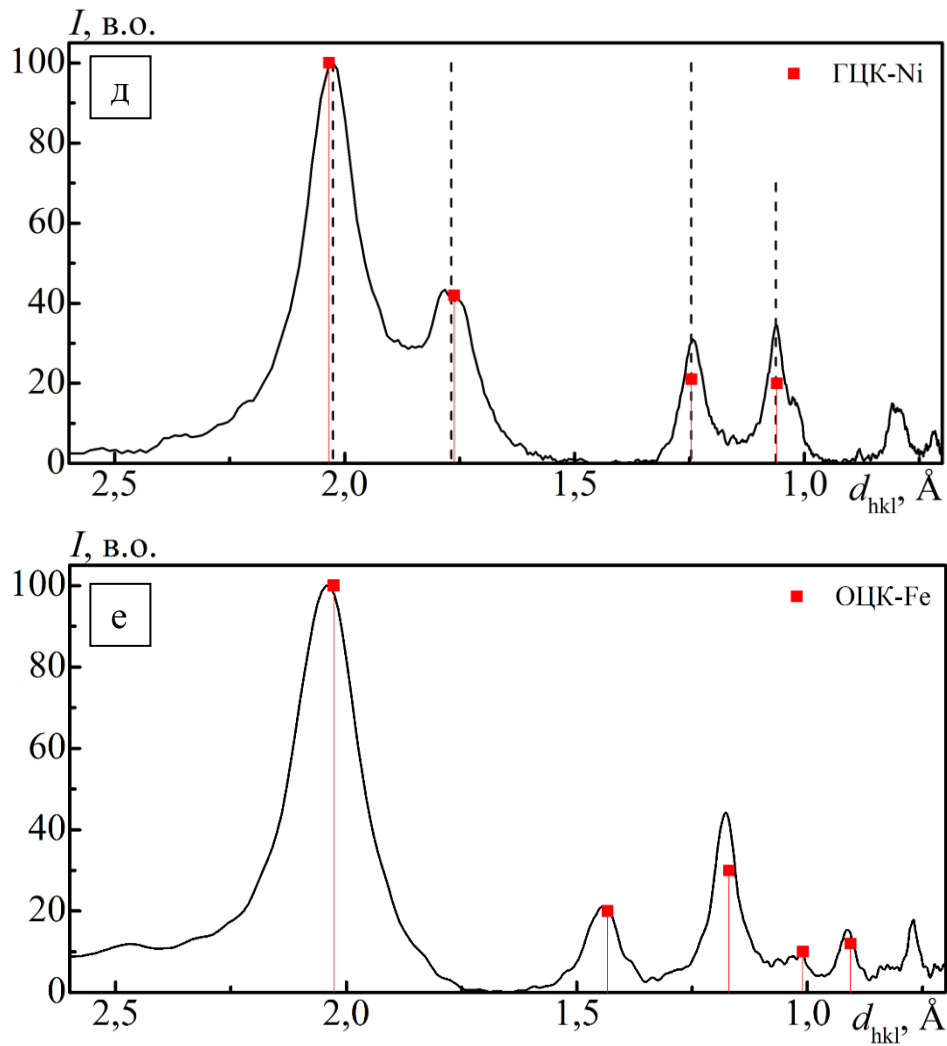
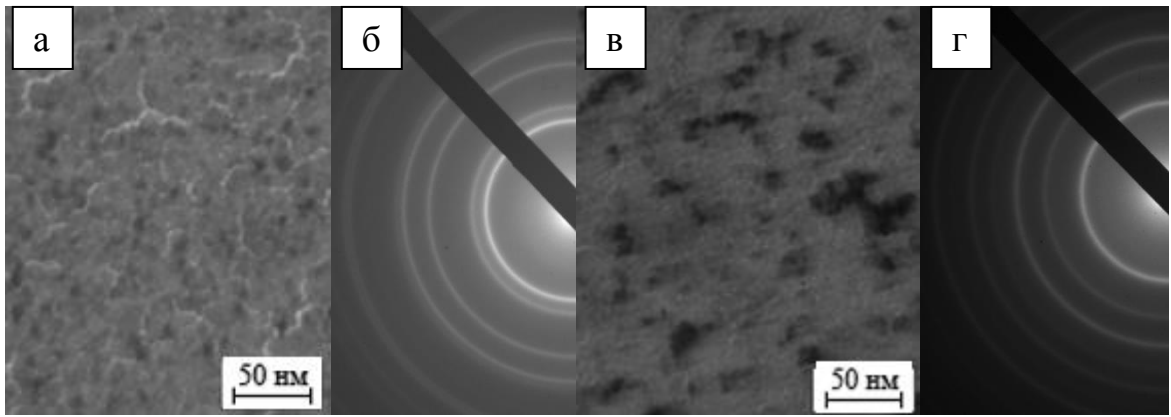


Рис. 3.5. Кристалічна будова (а, в), електронограми (б, г) та спектри дифракції (д, е) від плівок Ni(32) / П (а, б, д) та Fe(12) / П (в, г, е). Символом ■ позначені місцеположення дифракційних ліній згідно [107]

це дозволило підібрати умови формування тонкоплівкових зразків таким чином, щоб при конденсації всі досліджувані плівки мали кристалічну структуру і не мали взагалі або у невеликій кількості оксидні фази. Для плівок Fe формування чистих зразків, що не містять оксидних фаз взагалі або у кількості, яка електроннографічно не фіксується, є достатньо складною технологічною задачею, оскільки дуже часто вже на стадії конденсації на електроннограмах від тонких плівок Fe фіксується лінія (311), що належить оксидній фазі Fe_3O_4 . Оскільки ця лінія фіксується достатньо часто, спостерігається і у двошарових зразках, сформованих на основі Fe, при дотриманні технологічної чистоти в процесі конденсації, то ймовірно що утворення оксиду заліза відбувається завдяки атомам кисню, що розчинені у масивному зразку, який використовується як масивний матеріал для формування плівкового зразка α -Fe. Подібний результат отримали автори робіт [117, 118]. Аналіз результатів досліджень структурно-фазового стану тонких плівок Fe, представлений в даних роботах показав, що вже на стадії конденсації відбувається утворення домішкової фази Fe_3O_4 . Про це свідчить наявність на електроннограмі додаткової лінії $d_{311} = 0,254$ нм, що належить оксиду Fe_3O_4 . Автори роботи [117] також пов'язують утворення оксидів зі взаємодією зразків з атомами кисню, які розчинені у масивному зразку, котрий використовувався для напилення плівок.

На рис. 3.5 в, г, е наведені результати електронно-мікроскопічних та електроннографічних досліджень плівок Fe на прикладі Fe(12)/П. Аналізуючи отримані результати слід зазначити наступне. По-перше, фазовий склад даного зразка відповідає ОЦК-Fe з параметром кристалічної решітки $a = 0,286$ нм, що відповідає значенню для масивного матеріалу $a_0(\alpha\text{-Fe}) = 0,287$ нм [107]. По спектру дифракції, представленою на рис. рис. 3.5 е, а саме по місцеположенню дифракційних ліній, що відповідають табличним даним можна чітко прослідкувати відсутність домішкових фаз та ідентичність отриманих даних з табличними. По-друге, при зменшенні товщини зразка до величини $d < 7$ нм на дифракційних картинах спостерігається лінія слабкої інтенсивності з параметром $d_{311} = 0,254$ нм, яка відповідає оксиду заліза Fe_3O_4 . Як і у випадку

робіт [117, 118], утворення оксидів на нашу думку пов'язано зі взаємодією матеріалу зразка із газами залишкової атмосфери. При цьому, як і у випадку плівок Ni, при малих товщинах, спостерігається невелике збільшення параметра решітки, що пов'язане саме з розчиненням у решітці атомів залишкової атмосфери.

Кристалічна структура досліджуваних зразків є типовою для тонких плівок Fe (рис. 3.5в). Вона дрібнодисперсна, середній розмір зерна L для зразка товщиною 12 нм не перевищує 10 нм. При збільшенні d в діапазоні від 25 до 100 нм відбувається не суттєве зростання величини L .

3.1.1. Система Fe/Pt/Π [132, 133, 142, 160, 162]

Плівкові двошарові зразки на основі Fe і Pt згідно літературних даних відносяться до того типу систем, в яких у залежності від умов одержання та температурної обробки відбуваються процеси структурного упорядкування. При температурах відпалювання $T_b = 630-670$ К відбувається перехід від неупорядкованої фази твердого розчину ГЦК-(Fe, Pt) до упорядкованої фази L_{10} -FePt [119]. Аналогічний фазовий перехід описаний авторами роботи [120] на прикладі мультишарів $[\text{Fe}/\text{Pt}]_n$ відпалених при 773 К протягом 30 хв. У мультишарах $[\text{Fe}(1)/\text{Pt}(1,5)]_{20}$, досліджених у роботі [121], спостерігається інший фазовий перехід – неупорядкована ГЦК \rightarrow упорядкована ГЦТ фаза L_{12} – Fe₃Pt. Згідно [121] на рентгенограмах для невідпалених зразків спостерігаються піки (111) і (200), які відповідають неупорядкованій ГЦК структурі. Процес термовідпалювання при $T_b = 773$ К призводить до появи на рентгенограмах піків (100), (110), (210), що відповідають упорядкованій фазі L_{12} -Fe₃Pt.

В даній роботі дослідження структурно-фазового стану проводилося на прикладі двошарових структур типу $\text{Fe}(d_{\text{Fe}})/\text{Pt}(18)/\Pi$, для яких характерним є те, що товщина нижнього шару Pt залишається незмінною, а товщина верхнього шару Fe змінювалася в діапазоні $d_{\text{Fe}} = 5-60$ нм.

Типові дифракційна картина та знімок кристалічної структури для

двошарової плівки на основі Fe і Pt представлені на рис.3.6 а, б на прикладі зразка Fe(34)/Pt(18)/П.

Як видно з рисунка 3.6 б та даних, наведених на спектрах дифракції (рис. 3.6 в), на електронограмі від двошарової плівки спостерігаються лише лінії від ОЦК-фази з параметром ґратки $\bar{a} = 0,290$ нм, який більший у порівнянні з табличними даними для Fe ($a_0(\text{Fe}) = 0,286$ нм)), а лінії від ГЦК-Pt не спостерігаються. Тобто можна зробити висновок, що вже на стадії конденсації в системі Fe/Pt/П відбувається утворення неупорядкованого твердого розчину т.р. (α -Fe, Pt). Необхідно відмітити, що однозначно визначені табличні дані для фази т.р. (α -Fe, Pt) у літературі відсутні. Це пов'язано з концентраційною залежністю параметра решітки.

На рис. 3.6в можна спостерігати характер зміни спектрів дифракції для двошарових структур Fe(d_{Fe})/Pt(18)/П при зміні d_{Fe} . Враховуючи той факт, що в даних системах, як було показано вище, відбувається формування неупорядкованого т.р., то відмінності у характері розподілу та інтенсивності піків на рис. 3.6 в пов'язані зі зміною концентрації атомів Fe c_{Fe} в об'ємі системи.

Розрахунки за співвідношенням $c_{\text{Fe}} = \frac{\rho_{\text{Fe}} d_{\text{Fe}} \mu_{\text{Fe}}^{-1}}{\rho_{\text{Fe}} d_{\text{Fe}} \mu_{\text{Fe}}^{-1} + \rho_{\text{Pt}} d_{\text{Pt}} \mu_{\text{Pt}}^{-1}}$, де ρ – густина компонент системи, μ – молярна маса елементів; d_{Fe} , d_{Pt} – ефективна товщина шарів, показали, що концентрація атомів Fe у т.р. (α -Fe, Pt) змінюється у межах від 22 до 80 ат.%.

$$c_{\text{Fe}} = \frac{\rho_{\text{Fe}} d_{\text{Fe}} \mu_{\text{Fe}}^{-1}}{\rho_{\text{Fe}} d_{\text{Fe}} \mu_{\text{Fe}}^{-1} + \rho_{\text{Pt}} d_{\text{Pt}} \mu_{\text{Pt}}^{-1}}$$

Аналізуючи спектри дифракції для зразків Fe(53)/Pt(18)/П та Fe(34)/Pt(18)/П слід зазначити, що вони фактично ідентичні, в той час як на спектрі дифракції для зразка Fe(13)/Pt(18)/П починає проявлятися пік, що відповідає лінії $d_{111} = 0,277$ нм, яка належить ГЦК-ґратці Pt. Це пояснюється тим, що при зменшенні концентрація атомів Fe до 22 ат.% лише частина атомів Pt приймає участь у формуванні т.р. (α -Fe, Pt).

Відмітимо також, що упорядковані фази $L1_0$ -FePt і $L1_2$ -Fe₃Pt у даній роботі не фіксувалися, оскільки зразки не проходили термообробки.

Порівнюючи кристалічні структури двошарових плівкових систем Fe/Pt/П з

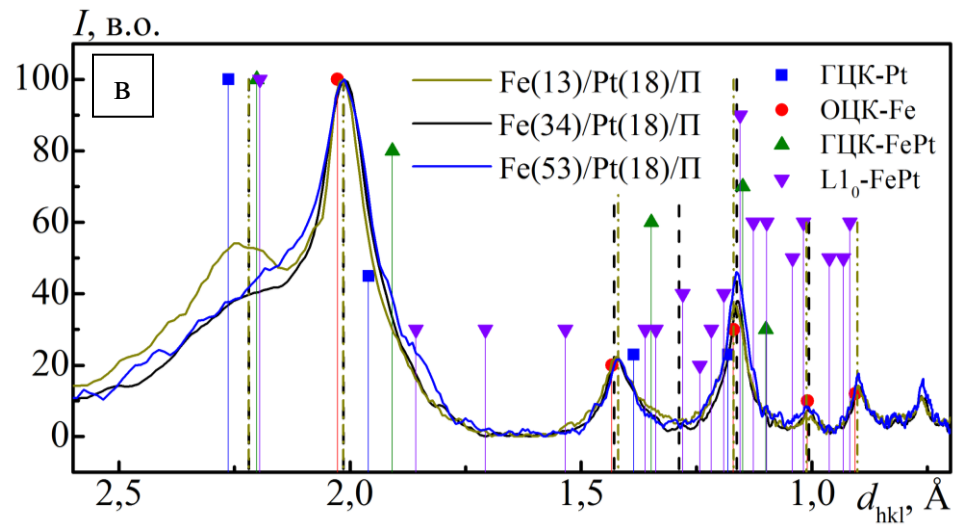
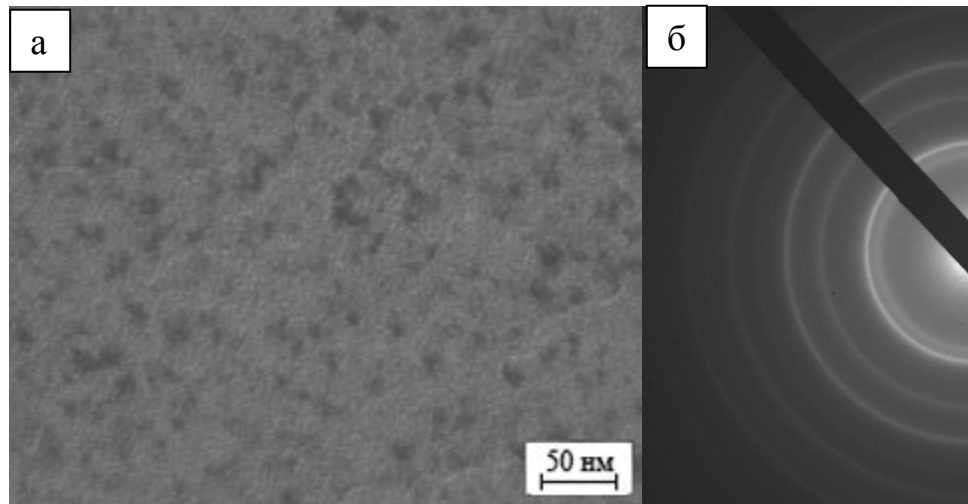


Рис. 3.6. Кристалічна будова (а), електронограма (б) плівки Fe(34)/Pt(18)/П та спектр дифракції (в) плівок Fe(d_{Fe})/Pt(18)/П. Символами ■, ●, ▲ та ▼ позначені місцеположення дифракційних ліній згідно [107]

одношаровими зразками Fe і Pt, можна відмітити, що плівкові зразки на основі Fe і Pt, як і одношарові плівки Fe і Pt, характеризується дрібнодисперсною структурою. Середній розмір зерна близький до даних для одношарових плівок Pt і становить величину $L = 4 - 10$ нм, що спричинено орієнтованим ростом Fe на шарі Pt.

3.1.2. Системи a-Gd/Fe/П та Fe/a-Gd/Fe/П [97]

Дослідження структури та фазового стану свіжосконденсованих плівок a-Gd/Fe/П проводилось для систем з різною комбінацією товщин шарів. На рис. 3.7 представлені мікроструктура, електронограми і спектри дифракції плівкових систем a-Gd(5)/Fe(50)/П (а, б, д) та a-Gd(30)/Fe(50)/П (в, г, е), за якими можна охарактеризувати фазоутворення в даній системі. У ситуації, коли шар Gd тонкий, а Fe достатньо товстий, як у випадку першої системи (a-Gd(5)/Fe(50)/П), на дифракційній картині спостерігається набір кілець, характерних для ОЦК-Fe, а також, як і у одношарових плівок Gd, розмиті гало невисокої інтенсивності від аморфної фази Gd. Із збільшенням товщини шару Gd спостерігається його часткова кристалізація і поява рефлексів від ГЦП-Gd, ГЦК-GdH₂ та ОЦК-Gd₂O₃, рефлекси Fe при цьому поступово зменшуються в інтенсивності із збільшенням товщини шару Gd у плівковій системі. Як і у випадку одношарових плівок Gd у даній системі інтерпретація окремих фаз ускладнена внаслідок близького розміщення їх рефлексів один відносно одного, а також присутності аморфної фази, яка викликає уширення дифракційних кілець.

Фазоутворення у тришарових системах Fe/a-Gd/Fe/П (рис. 3.8) характеризуються такими ж самими процесами, як і у системі a-Gd/Fe/П за відміною того, що у них рефлекси, котрі відповідають фазі ОЦК-Gd₂O₃, мають меншу інтенсивність у порівнянні із системою a-Gd/Fe/П при однакових концентраціях атомів кожної з компонент системи. Дана особливість пояснюється тим, що у тришаровій системі шар Gd закритий Fe, що зменшує

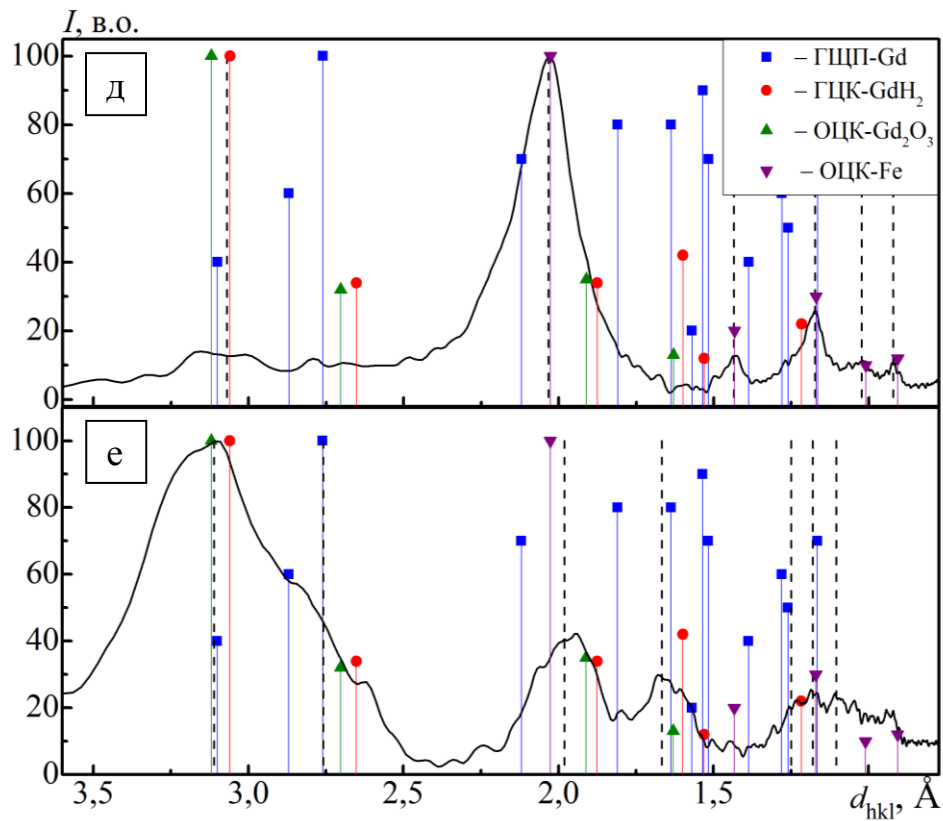
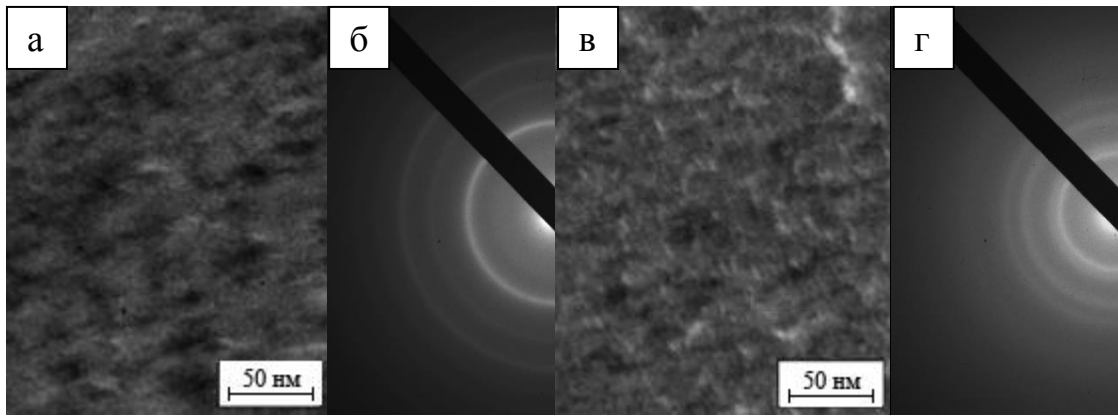


Рис. 3.7. Кристалічна будова (а, в), електронограми (б, г) та спектри дифракції (д, е) від плівок a-Gd(5)/Fe(50)/Π (а, б, д) та a-Gd(30)/Fe(50)/Π (в, г, е). Символами ■, ●, ▲ та ▼ позначені місцеположення дифракційних ліній згідно [107]

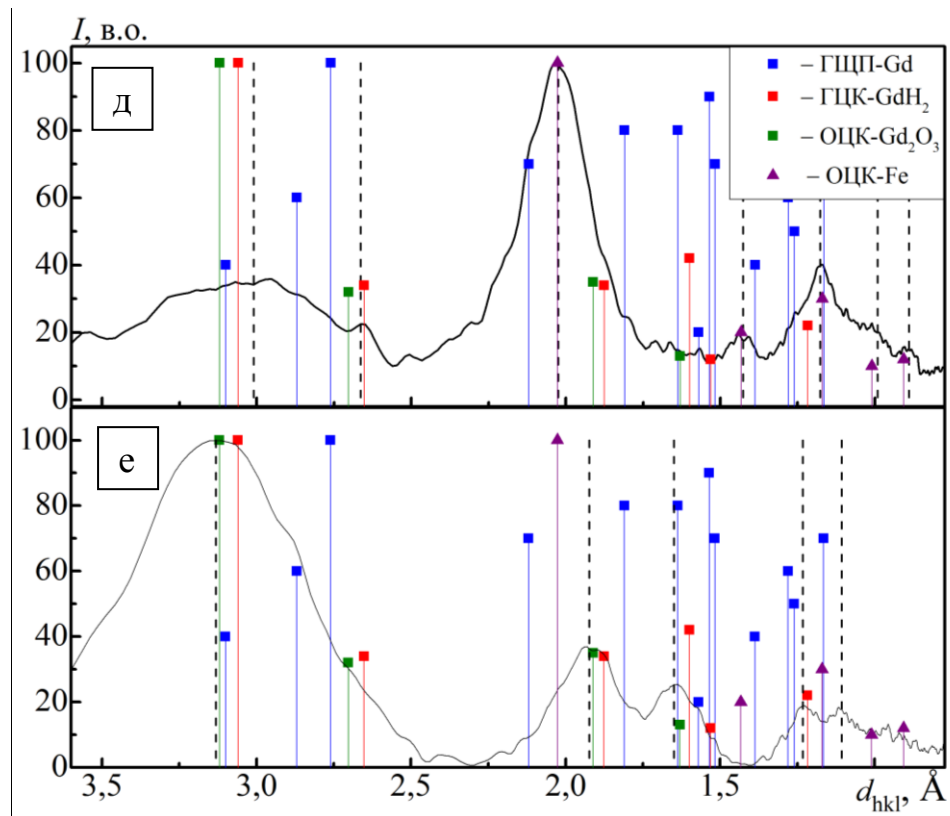
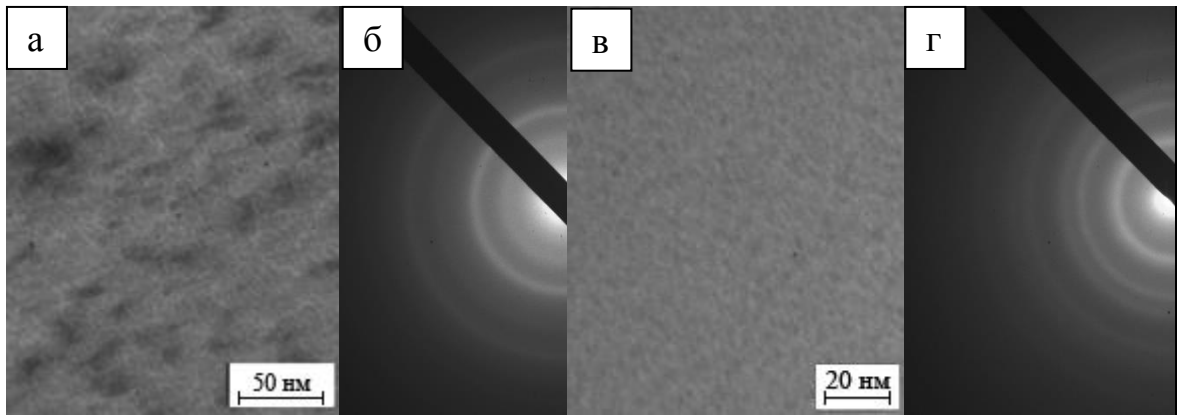


Рис. 3.8. Кристалічна будова (а, в), електронограми (б, г) та спектри дифракції (д, е) від плівок Fe(8)/Gd(4)/Fe(5)/Π (а, б, д), Fe(4)/Gd(24)/Fe(35)/Π (в, г, е). Символами ■, ● та ▲ позначені місцеположення дифракційних ліній згідно [107]

окиснювальні процеси у наслідок контакту зразків з атмосферою. Виходячи з останнього припущення у плівковій системі a-Gd/Fe/П утворення певної кількості фази ОЦК-Gd₂O₃ відбулося не у процесі осадження, а в процесі електронно-мікроскопічних досліджень.

Автори робіт [74, 108] також відмічають, що в дво- та тришарових плівках на основі Fe та Gd, фазовий склад шарів заліза у свіжосконденсованому стані відповідає фазовому стану одношарових плівок, в той час як фазовий склад шарів гадолінію може змінюватися у залежності від його товщини. Так, згідно [108], при $d_{\text{Gd}} = 10\text{-}25$ нм електроннографічно фіксується лише ГЦК-GdH₂ і тільки при більших товщина Gd фіксуються сліди оксидної фази ОЦК-Gd₂O₃.

3.1.3. Плівковий сплав Fe_xNi_{1-x} [117, 155]

Проведені дослідження кристалічної будови та фазового складу плівок Ni_xFe_{1-x}/П показали, що зразки мають дрібнодисперсну (розміри кристалітів не перевищують 25 нм) кристалічну будову, яка має лабіринтний характер, що типово для плівок магнітних матеріалів. Плівки із концентрацією $c_{\text{Fe}} \cong 25$ і 50 ат.% мають двофазний склад, що відповідає ГЦК фазам FeNi₃ (структурний тип Cu₃Au) [56, 107] із параметром решітки $a = 0,354 \pm 0,001$ нм та NiFe (структурний тип CuAu) із $a = 0,359 \pm 0,001$ нм. Параметр ОЦК решітки α -фази (Fe – Ni) $a = 0,286 \pm 0,001$ нм і ця фаза стабілізується при $c_{\text{Fe}} \cong 75$ ат.% [56, 107]. Відмітимо, що в окремих випадках (при $c_{\text{Fe}} = 64$ ат.%) фіксується двофазний склад плівкового сплаву ГЦК-FeNi + α -фаза (Fe – Ni), що проілюстровано на рис.3.9. У той же час двофазний склад ГЦК- FeNi₃ + ГЦК-FeNi жодного разу не спостерігався, що можна пояснити різними температурними інтервалами їх стабілізації (див, наприклад, [122]). Також слід зазначити, що вузька область гомогенності фаз FeNi₃ і FeNi спричиняє у випадку наявності надлишкових атомів Fe утворення кристалітів ОЦК-Fe із параметром решітки $a = 0,284 \pm 0,002$ нм. У цьому випадку плівки із концентрацією $c_{\text{Fe}} \cong 25$ і 50 ат.% мають двофазний склад ГЦК- FeNi₃ + ОЦК-Fe або ГЦК-FeNi + ОЦК-Fe.

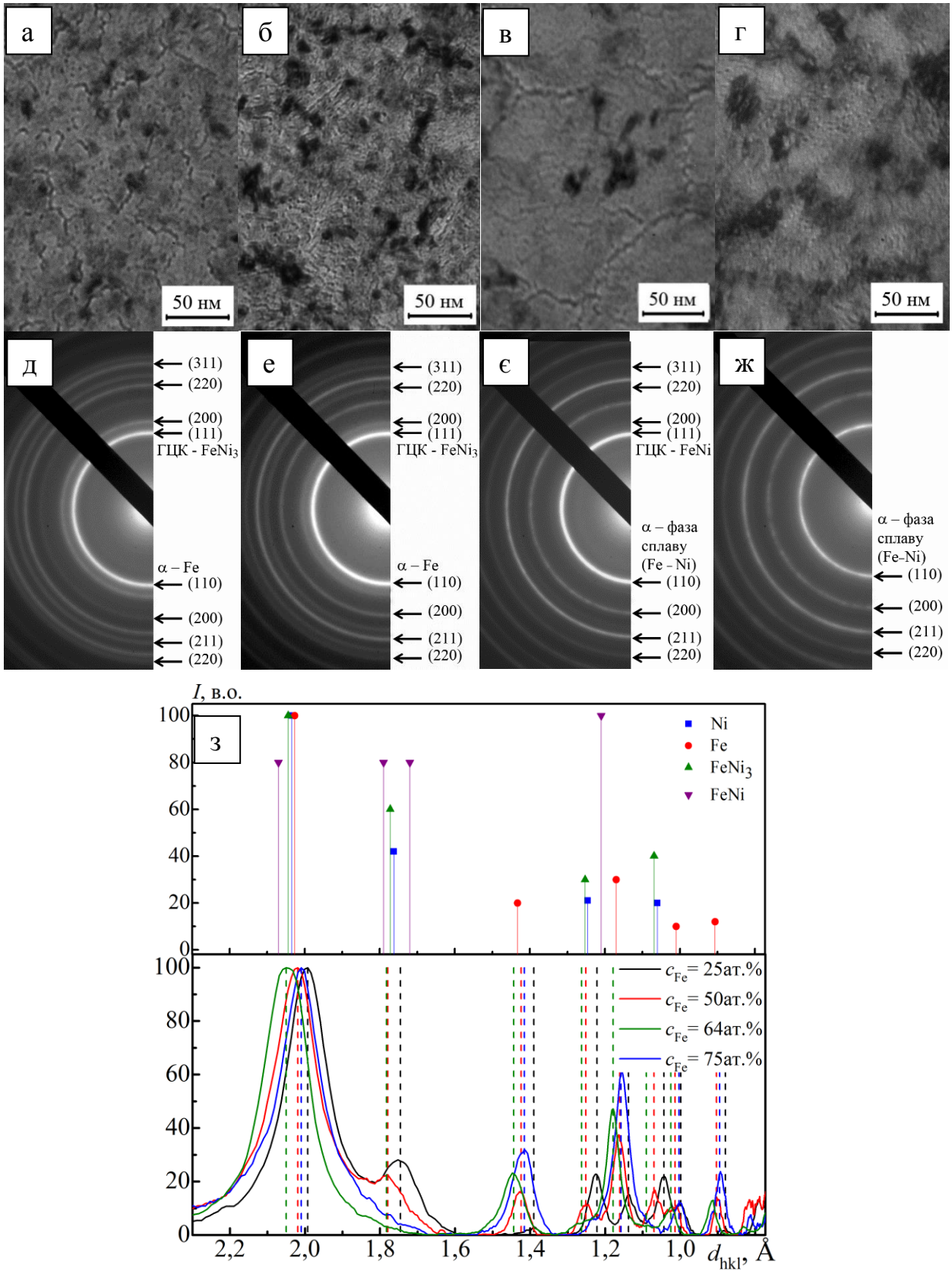


Рис. 3.9. Кристалічна будова (а – г), електронограми (д – ж) плівок $\text{Fe}_x\text{Ni}_{1-x}$ із концентрацією c_{Fe} , ат.%, : 25 (а, д), 50 (б, е), 64 (в, є) і 75 (г, ж) та спектр дифракції (з). Символами ■, ●, ▲ та ▼ позначені місцеположення дифракційних ліній згідно [107]

Концентрація кристалітів ОЦК-Fe є незначною. Про це свідчить дуже слабка інтенсивність ліній на електроннограмах від ОЦК-Fe. Відмітимо, що ця особливість фазового складу спостерігається і на електроннограмах у роботі [62]. Порівнюючи отримані результати з даними інших авторів [14 – 17] для плівок $\text{Fe}_x\text{Ni}_{1-x}/\text{P}$ слід зазначити, що у діапазоні концентрацій $c_{\text{Fe}} = 20 - 50$ ат.% плівки не залежно від методу отримання мають однофазний склад, який відповідає ГЦК- FeNi_3 або ГЦК- FeNi . Параметр решітки фази ГЦК- FeNi_3 змінюється в межах від 0,354 до 0,359 нм у залежності від концентрації атомів Fe [123].

Необхідно підкреслити, що всі плівкові зразки, отримані у даній роботі, мають досить високу чистоту, оскільки електроннографічно не спостерігалися домішкові фази у вигляді оксидів чи гідридів (межа чутливості методу – 5 мас. %). Це свідчить про те, що умови осадження зразків підібрані правильно зокрема, швидкість конденсації ω і температура підкладки, оскільки ймовірність утворення оксидних фаз Fe у квазіаморфному стані і гідридних у кристалічному залежить від ω . Зазначені домішкові фази можуть стабілізуватися при дуже низьких швидкостях конденсації (порядка 0,01 нм/с), що в 5 – 10 разів менше швидкості конденсації, використаних при одержанні зразків у наших експериментах. Також, згідно даних [95, 122], утворення оксидів Fe_3O_4 , Fe_2O_3 і FeO можливе, якщо піддати зразки термообробці при $T > 1000$ К. Однак, оскільки у даній роботі, зразки не нагрівалися до зазначених температур, тому температура у даному випадку не може бути тим фактором, що спричиняє утворення оксидних фаз вже після осадження зразків у процесі дослідження електромеханічних властивостей.

3.2. Аналіз елементного складу [117]

Аналіз елементного складу проводився з метою виявлення у досліджуваних зразках домішкових атомів. У роботі був використаний метод енергодисперсійного мікроаналізу, який хоч і не чутливий до хімічних елементів з малим атомним номером, та добре фіксує більш важкі атоми металів.

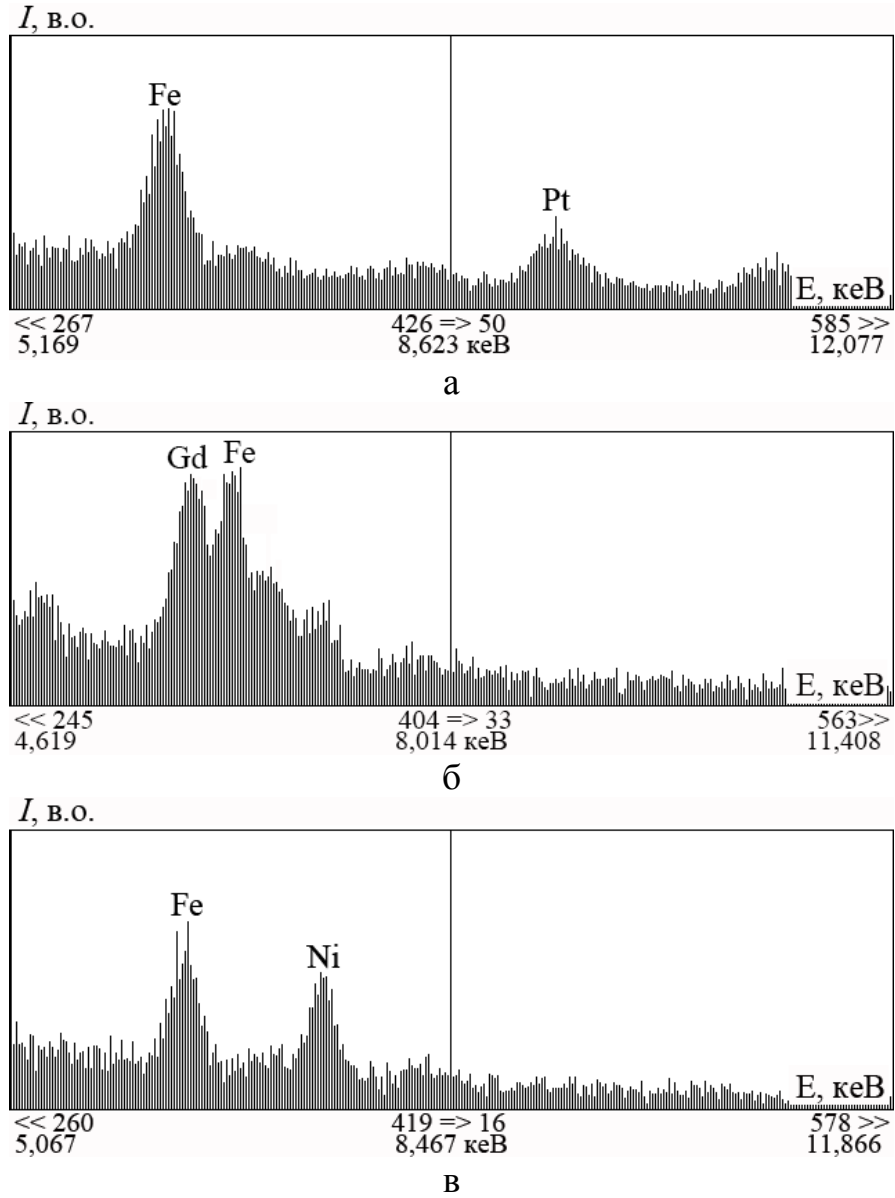


Рис. 3.10. Енергодисперсійні спектри від плівок Fe(10)/Pt(40)/П ($c_{\text{Fe}}=76$ ат.%) (а), Gd(80)/Fe(25)/П ($c_{\text{Fe}}=45$ ат.%) (б) та Fe₄₉Ni₅₁ (72)/П (в)

Порівняльний аналіз загальної концентрації атомів у зразках

Плівкова система	c_{Fe} , ат.%	
	Метод енергодисперсійного мікроаналізу	Розрахунок за співвідношенням (3.1)
Плівкова система Fe/Pt/П		
Fe(5)/Pt(47)/П	57	54
Fe(10)/Pt(40)/П	75	76
Fe(23)/Pt(50)/П	86	84
Fe(25)/Pt(7)/П	98	98
Fe(30)/Pt(20)/П	96	95
Fe(30)/Pt(30)/П	91	93
Плівкові системи Fe/Gd/П та Fe/Gd/Fe/П		
Gd(5)/Fe(50)/П	99	97
Gd(15)/Fe(18)/П	78	77
Gd(30)/Fe(50)/П	80	82
Gd(80)/Fe(25)/П	45	47
Fe(14)/Gd(29)/П	57	58
Fe(31)/Gd(38)/П	66	70
Fe(44)/Gd(25)/П	83	83
Fe(7)/Gd(30)/Fe(22)/П	71	73
Fe(12)/Gd(19)/Fe(14)/П	82	79
Fe(20)/Gd(7)/Fe(15)/П	96	93
Fe(21)/Gd(12)/Fe(15)/П	92	93
Fe(38)/Gd(25)/Fe(42)/П	86	90
Плівковий сплав Fe_xNi_{1-x}		
		c_{Fe} у вихідному сплаві
$Fe_{0,25}Ni_{0,75}(15)$	22	25
$Fe_{0,25}Ni_{0,75}(32)$	25	25
$Fe_{0,25}Ni_{0,75}(71)$	23	25
$Fe_{0,5}Ni_{0,5}(17)$	54	50
$Fe_{0,5}Ni_{0,5}(37)$	51	50
$Fe_{0,5}Ni_{0,5}(72)$	49	50
$Fe_{0,64}Ni_{0,36}(4)$	60	64
$Fe_{0,64}Ni_{0,36}(19)$	64	64
$Fe_{0,64}Ni_{0,36}(35)$	65	64
$Fe_{0,64}Ni_{0,36}(82)$	65	64
$Fe_{0,75}Ni_{0,25}(7)$	77	75
$Fe_{0,75}Ni_{0,25}(38)$	77	75
$Fe_{0,75}Ni_{0,25}(79)$	74	75

Перед випаруванням були перевірені матеріали у масивному стані; було показано, що всі вихідні метали не містили домішок у межах похибки експерименту. Після процесу вакуумного випарування отримані плівкові системи та сплави також перевірялись на чистоту. На енергодисперсійних спектрах плівок (рис. 3.10) спостерігались лише ті метали, що осаджувались та піки складових компонент підкладки (ситал).

Також метод енергодисперсійного мікроаналізу використовувався нами для перевірки концентрації компонент у зразках після конденсації. Проведені дослідження показали, що концентрація атомів в двокомпонентних плівках визначена енергодисперсійним методом у межах похибки експерименту узгоджується з розрахованою виходячи з товщин окремих шарів за співвідношенням:

$$c_1 = \frac{\rho_1 d_1 \mu_1^{-1}}{\rho_1 d_1 \mu_1^{-1} + \rho_2 d_2 \mu_2^{-1}}, \quad (3.1)$$

де ρ – густина; μ – молярна маса; d – ефективна товщина кожної із компонент, відповідно.

У таблиці 3.2 наведені порівняльні дані загальної концентрації атомів компонент у досліджуваних зразках, за результатами енергодисперсійного мікроаналізу та розрахованих за співвідношенням (3.1). Розбіжність розрахункових даних з даними енергодисперсійного аналізу становить не більше 4 %, що вказує на задовільну відповідність отриманих результатів.

Висновки до розділу 3

1. Результати електронно-мікроскопічних та електронографічних досліджень фазового складу одношарових плівок Fe, Ni і Pt як компонент багатошарових систем і плівкових сплавів мають однофазний склад, що відповідає чистим матеріалам.

2. Плівки Gd при малих товщинах мають аморфоподібну структуру, на

електронограмах фіксуються три гало із ефективними міжплощинними відстанями d_{hkl} : 2,96, 1,80 та 1,12. При збільшенні товщини починаються процеси кристалізації, а фазовий склад відповідає комбінації фаз ГЦП-Gd, ГЦК-GdH₂ та ОЦК-Gd₂O₃.

3. Для дво- і тришарових плівок на основі Fe і аморфного Gd характерна наявність одночасно кристалічної та аморфної фаз при певній кількості гідридної ГЦК-GdH₂ та оксидної ОЦК-Gd₂O₃ фаз, відсоткове відношення яких залежить від товщини окремих шарів, та, відповідно, концентрації атомів окремих компонент.

4. У невідпалених плівкових системах на основі Fe і Pt відбувається утворення неупорядкованого твердого розчину т. р. (α -Fe, Pt), про що свідчить стає значення параметра ґратки по усім розшифрованим на електронограмі лініям. Кристалічна структура таких плівок дрібнодисперсна з розміром кристалітів $d = 4 - 10$ нм, що спричинено орієнтованим ростом Fe на шарі Pt.

5. Фазовий склад плівок сплаву Fe_xNi_{1-x} із концентрацією $c_{Fe} \cong 25$ і 50 ат.% відповідає ГЦК фазам FeNi₃ (структурний тип Cu₃Au) із $a = 0,354 \pm 0,001$ нм та FeNi (структурний тип CuAu) із $a = 0,359 \pm 0,001$ нм. Параметр ОЦК решітки α -фази (Fe – Ni) $a = 0,286 \pm 0,001$ нм і ця фаза стабілізується при $c_{Fe} \cong 75$ ат.%. При $c_{Fe} = 64$ ат.% фіксується двофазний склад плівкового сплаву ГЦК-FeNi + α -фаза (Fe – Ni).

РОЗДІЛ 4

ЕЛЕКТРОМЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ПЛІВКОВИХ МАТЕРІАЛІВ НА ОСНОВІ Fe, Ni, Pt і Gd

4.1 Електромеханічні властивості одношарових плівок Fe, Pt, Gd та Ni [95, 103, 105, 124 –129]

З метою визначення впливу на електромеханічні властивості досліджуваних багатошарових плівкових систем та сплавів окремих компонент нами було проведено дослідження властивостей одношарових плівок Fe, Pt, Gd та Ni.

4.1.1 Одношарові плівки Fe

Дослідження електромеханічних властивостей плівок Fe проводилось в інтервалі товщин 7 – 65 нм при деформації $\Delta\varepsilon_{l1} = (0 - 1)\%$ та $\Delta\varepsilon_{l2} = (0 - 2)\%$.

Особливістю даних досліджень, а також досліджень, які будуть представлені у наступних підпунктах як для одношарових, так і для дво-, тришарових структур і тонкоплівкових сплавів, є те, що вони проводилися протягом 7 циклів «навантаження – зняття навантаження» на інтервалі $\Delta\varepsilon_{l1}$ та протягом ще 7 циклів на інтервалі $\Delta\varepsilon_{l2}$. Таким чином, сумарно дослідження даних зразків проводилося протягом 14 деформаційних циклів. Це здійснювалося з метою визначення, на якому етапі відбувається остаточна стабілізація процесів на макро- та мікроскопічному рівнях, що відбуваються у плівкових зразках у процесі пружної, квазіпружної чи пластичної деформації.

На рис. 4.1 наведена серія деформаційних залежностей, на основі яких проводився розрахунок диференціального γ_{lm} і інтегрального γ_l коефіцієнтів тензочутливості та будувалися залежності γ_{lm} від ε_l .

Особливість електромеханічних властивостей цих плівок полягає в тому, що в інтервалі деформації $\Delta\varepsilon_{l1}$ плівки Fe товщиною 7 – 50 нм деформуються пружно або квазіпружно, оскільки залежність γ_{lm} від ε_l має майже лінійний

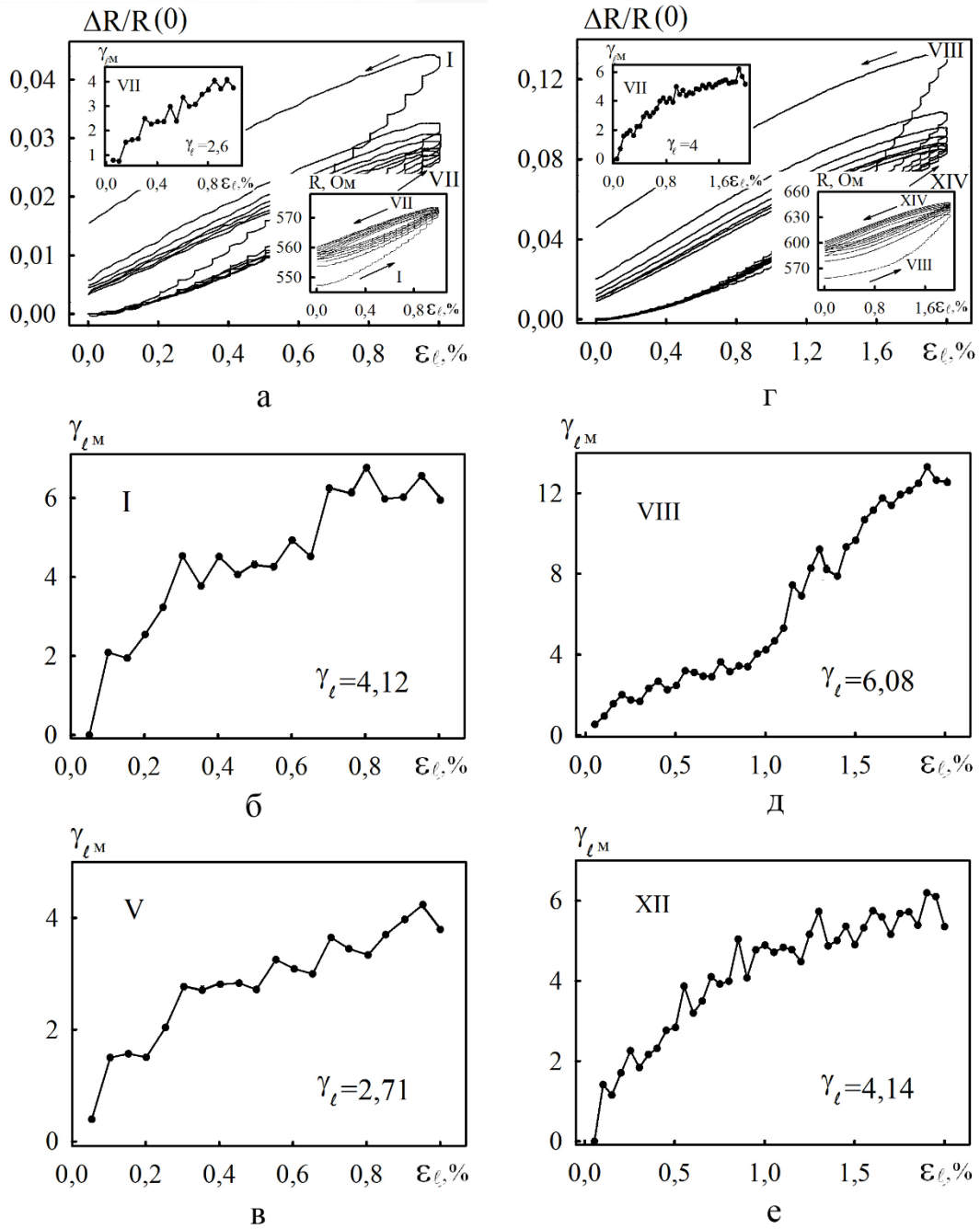


Рис. 4.1. Залежність $\Delta R / R(0)$, $\gamma_{\ell M}$ і R від ε_{ℓ} для плівки Fe(18)/П. Інтервал деформацій: $\Delta\varepsilon_{\ell 1}$ (а – в), $\Delta\varepsilon_{\ell 2}$ (г – е). Римськими цифрами позначені номери деформаційних циклів

характер (відхилення від лінійності із виходом на насичення має місце у плівках із $d > 50$ нм). У той же час в інтервалі деформацій $\Delta\varepsilon_2$ тенденція до насичення залежності γ_{lm} від ε_l проявляється при $d > 10$ нм і $\varepsilon_{ln} \approx 0,7 - 0,9\%$.

Слід зазначити, що характер деформаційних залежностей, представлених на рис. 4.1, свідчить про той факт, що релаксаційні процеси хоч і суттєво зменшують свою інтенсивність після першого циклу деформації, але повністю не завершуються. Про це можна зробити висновок із того, що спостерігається незначна відмінність II та наступних циклів деформації. Відомо, що кількісною характеристикою оцінки того як впливають релаксаційні процеси на величину інтегрального коефіцієнта тензочутливості є відношення величини КТ на першому циклі «навантаження – зняття навантаження» до величини КТ на останньому циклі у заданому деформаційному інтервалі. У даному випадку це відношення $\gamma_l(I)/\gamma_l(VII)$ та $\gamma_l(VIII)/\gamma_l(XIV)$ відповідно для інтервалів $\Delta\varepsilon_1$ та $\Delta\varepsilon_2$. Для плівки Fe(18)/П $\gamma_l(I)/\gamma_l(VII) = 1,65$ і $\gamma_l(VII)/\gamma_l(XIV) = 1,52$.

На рис. 4.2 а представлена залежність інтегральної (середньої) величини коефіцієнту тензочутливості γ_l від d , побудована на основі експериментальних даних для VII циклу «навантаження – зняття навантаження» при деформації $\Delta\varepsilon_1 = (0 - 1)\%$ та для XIV циклу при деформації на інтервалі $\Delta\varepsilon_2 = (0 - 2)\%$. Різке збільшення γ_l при $d > 30$ нм пояснюється нами проявом ефектів пластичності, які спричиняють не тільки збільшення опору зразків (рис. 4.1 а,г), але і його чутливості до деформації $\left(\frac{dR}{d\varepsilon_l}\right)$ майже в два рази відносно збільшення R . Слід зазначити, що характер розмірної залежності інтегрального коефіцієнта тензочутливості для плівок Fe обумовлений різними механізмами протікання пластичної деформації. До таких механізмів можна віднести перегрупування дефектів, рух дислокацій із об'єму зерен до їх меж, збільшення лінійних розмірів кристалів у напрямі поздовжньої деформації, а також інші зміни, що відбуваються у структурі плівок. Зокрема, у роботі [163] було показано, що процес генерації дислокацій дислокаційними джерелами може призвести до суттєвого деформаційного зміцнення кристалів, в той час як процес виходу із

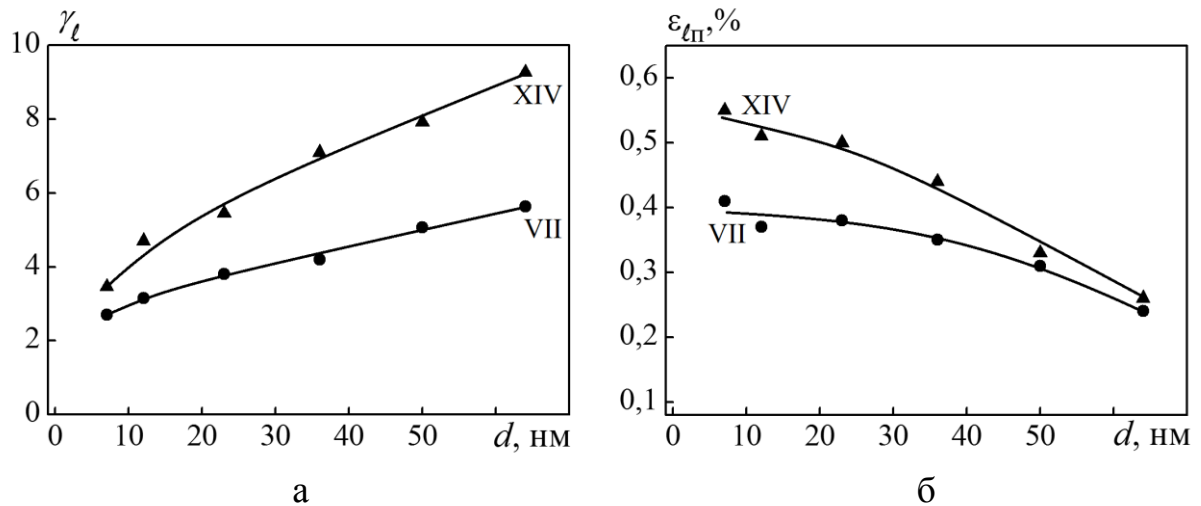


Рис.4.2. Залежність γ_l (а) та $\varepsilon_{лп}$ (б) від товщини для плівок Fe. Інтервал деформацій, %: ● – $\Delta\varepsilon_{l1}$, ▲ – $\Delta\varepsilon_{l2}$

зерна крізь його поверхню – до достатньо швидкого процесу встановлення рівноваги між наведеними вище процесами. Відповідно, вже на початковому етапі протікання пластичної деформації в тонкоплівкових структурах може відбутися значне «виснаження» деформаційного зміцнення.

Зазначмо також, що ще однією можливою причиною зростання величини КТ при збільшенні товщини плівкових зразків, може бути той факт, що у випадку плівок Fe більшу ефективність проявляють процеси зерномежового розсіювання, які й спричиняють тенденцію до збільшення величини γ_l з товщиною.

Значення межі переходу ($\varepsilon_{лп}$) від пружної до пластичної деформації поступово зменшується із ростом товщини у межах 0,40 – 0,25 % при товщинах від 7 до 65 нм. При переході до деформаційного інтервалу $\Delta\varepsilon_{l2}$ величина $\varepsilon_{лп}$ зменшується від 0,55 до 0,28 % при тих же значеннях товщин (рис. 4.2 б).

4.1.2 Одношарові плівки Pt

Електромеханічні властивості плівок Pt досліджувались в інтервалі товщин 20 – 80 нм протягом VII циклів «навантаження – зняття навантаження» на двох деформаційних інтервалах $\Delta\varepsilon_{l1} = 0 - 1\%$ та $\Delta\varepsilon_{l2} = 0 - 2\%$. Характерною особливістю деформаційних залежностей тонких плівок Pt, яка спостерігається

для всього інтервалу товщин досліджуваних зразків, є лінійна залежність відносної зміни опору $\Delta R / R(0)$ від величини ε_l в інтервалі деформації $\Delta\varepsilon_{l1}$, та відносно мале значенням коефіцієнта повздовжньої тензочутливості ($\gamma_l = 1,5 - 3$ одиниці). Ця особливість проявляється, на наш погляд, внаслідок того, що плівки Pt мають дрібнодисперсну структуру (розмір кристалітів близько 5 нм), внаслідок чого зменшується межа пружності і плівка починає деформуватись пластично при $\varepsilon_l \approx 0,05\%$. При деформації плівок у інтервалі $\Delta\varepsilon_{l2}$ спостерігається збільшення коефіцієнту γ_l майже в 2 рази, що пояснюється зміною механізму деформації (ймовірно при переході від деформаційного інтервалу $\Delta\varepsilon_{l1}$ до $\Delta\varepsilon_{l2}$ починає проявлятися механізм проковзування по межах зерен). На рис. 4.3 наведені типові деформаційні залежності плівок Pt. Відношення величини КТ на першому циклі «навантаження – зняття навантаження» до величини КТ на останньому циклі у заданому деформаційному інтервалі для плівки Pt(20)/П становить $\gamma_l(\text{I})/\gamma_l(\text{VII}) = 2,13$ і $\gamma_l(\text{VII})/\gamma_l(\text{XIV}) = 1,15$.

Залежність γ_l від товщини плівок Pt у інтервалах деформацій $\Delta\varepsilon_{l1} = 0 - 1\%$ та $\Delta\varepsilon_{l2} = 0 - 2\%$ проілюстровано на рис. 4.4 а. Коефіцієнт тензочутливості зменшується із ростом товщини плівки від 3,1 при $d = 20$ нм до 1,7 при $d = 80$ нм у інтервалі $\Delta\varepsilon_{l1}$ та від 4,6 до 3 у $\Delta\varepsilon_{l2}$. Результати вимірювання величини ε_{ln} (рис. 4.4 б) показують, що перехід між типами деформації відбувається при малих значеннях ε_l і у інтервалі $\Delta\varepsilon_{l1}$ поступово збільшується від 0,04 % при $d = 20$ нм до 0,06 % при $d = 80$ нм з виходом на насичення. З переходом до деформаційного інтервалу $\Delta\varepsilon_{l2}$ величина ε_{ln} змінюється аналогічним чином у межах 0,1 – 0,15 %.

Для пояснення та обробки отриманих експериментальних результатів було проведено розрахунок параметрів електроперенесення з метою визначення ефективності процесів поверхневого і зерномежевого розсіювання. А саме, була здійснена спроба провести розрахунки коефіцієнтів поверхневого (p) і зерномежевого (R) розсіювання в рамках лінеаризованої моделі Тельє, Тоссе,

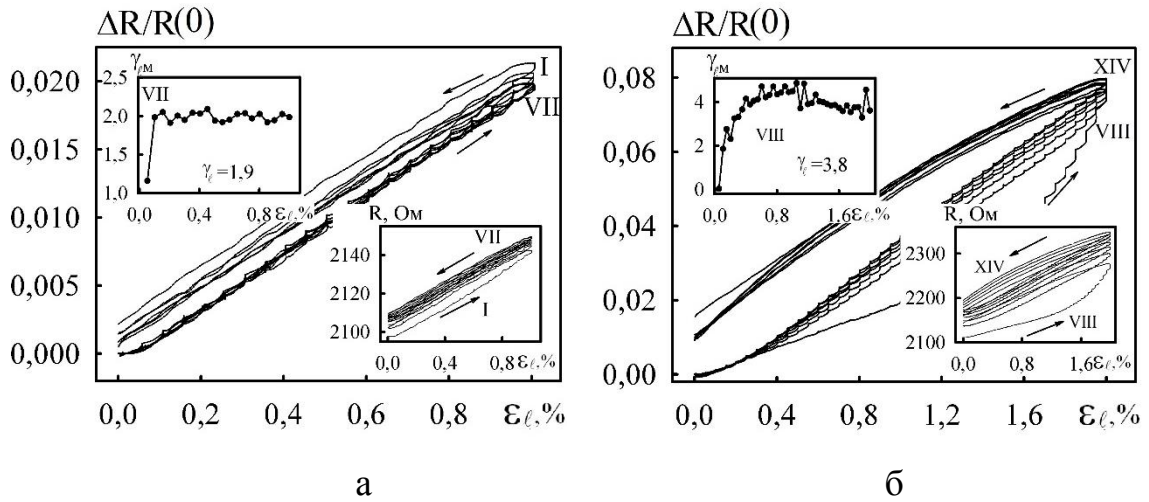


Рис. 4.3. Залежність $\Delta R / R(0)$, γ_M і R від ε_l для плівки Pt(45) / Π. Інтервал деформацій: $\Delta\varepsilon_{l1}$ (а), $\Delta\varepsilon_{l2}$ (б)

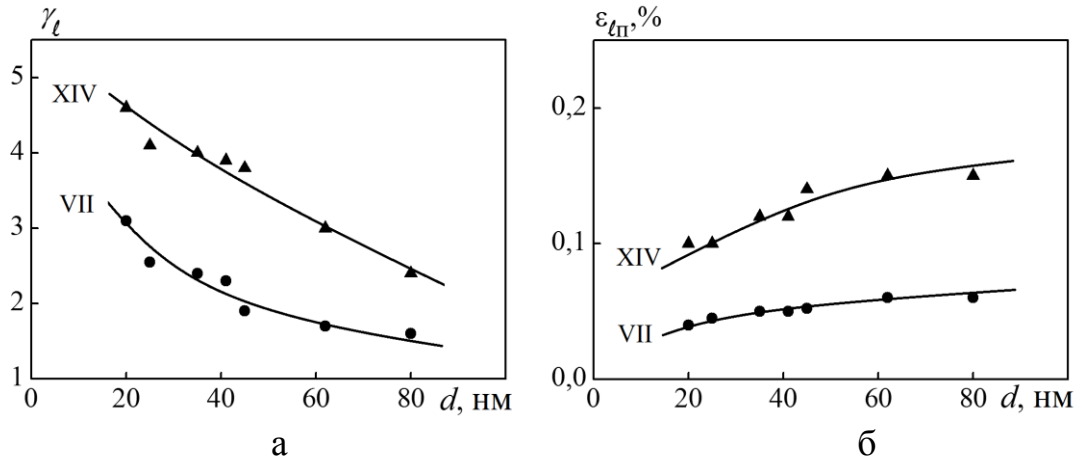


Рис. 4.4. Залежності γ_l і $\varepsilon_{l\Pi}$ від товщини для плівок Pt. Інтервал деформацій:

● – $\Delta\varepsilon_{l1}$, ▲ – $\Delta\varepsilon_{l2}$

Пішар (ТТП) [145, 164] коефіцієнта тензочутливості. Для цього були використані експериментальні дані про середній розмір зерна плівок Pt, представлені у третьому розділі роботи, а також середньої довжини вільного пробігу, отримані у роботі [104]. Асимптотичне значення $\gamma_{l\infty}$ було отримане шляхом екстраполяції товщини на нескінченність ($d \rightarrow \infty$).

Основне співвідношення лінеаризованої моделі ТТП для КТ може бути представлено у наступному вигляді

$$\gamma_l = (\eta_l + 1)f(\alpha)d - (1 - p)\lambda_0 [(\eta_l + 1)f(\alpha)H(\alpha) - (1 - \mu')U(\alpha)], \quad (4.1)$$

де $\eta_l = -\lambda_0^{-1}(d\lambda_0/d_\epsilon l)$ – деформаційний коефіцієнт середньої довжини вільного пробігу носіїв заряду; $f(\alpha) \equiv \rho_0/\rho_\infty$ або β_∞/β_0 – функція зерномежевого розсіювання (індексом нуль позначені відповідні величини питомого опору або термінового коефіцієнту опору для масивних монокристалів або крупнодисперсних полікристалів); $U(\alpha)$ – протабульована функція;

$\mu' = \mu_f \frac{1 - \mu_s}{1 - \mu_f}$ – зведений коефіцієнт Пуассона для плівкового зразка.

Перебудувавши експериментальну розмірну залежність γ_l для деформаційного інтервалу $\Delta\epsilon_l$ в координатах $\gamma_l d$ від d у відповідності до основного співвідношення лінеаризованої моделі ТТП для КТ, отримуємо лінійну залежність, за тангенсом кута нахилу якої, а також враховуючи, що для плівок Pt згідно [104] $f(\alpha) = 0,15$ і $\lambda_0 \cong 22,7$ нм, було отримано що $(\eta_{\lambda_{ol}} + 1)f(\alpha) \cong 1,58$ і відповідно $\eta_{\lambda_{ol}} \cong 9$. За величиною $\eta_{\lambda_{ol}}$ були проведені розрахунки зміни середньої довжини вільного пробігу носіїв заряду при деформації. Було отримано, що величина $\Delta\lambda_0 \cong -2$ нм. Одержаний результат пояснюється тим, що структурний стан плівкових зразків не зовсім задовольняє лінеаризованій моделі ТТП для КТ. Мається на увазі той факт, що не виконується основна умова застосування даної моделі $L \geq d$. Як було показано у третьому

розділі, плівки Pt характеризуються дрібнодисперсною структурою і середній розмір зерна не перевищує 10 нм для інтервалу товщин 20 – 80 нм. Як наслідок цього врахування поверхневого розсіювання електронів є некоректним, оскільки при розрахунках було отримане значення коефіцієнта дзеркальності $p > 1$. Такий результат не має фізичного змісту в рамках теоретичної моделі, що була використана для розрахунків.

4.1.3 Одношарові плівки Gd

Дослідження електромеханічних властивостей плівок Gd проводилось нами для відносно великих товщин ($d = 50 - 120$ нм) з міркувань того, що вони у незакріпленому стані (не покриті шаром іншого металу) хімічно активні і вступають у взаємодію з залишковою атмосферою у вакуумній камері, утворюючи оксидні та гідридні сполуки, які мають низьку електропровідність. У випадку осадження плівок Gd товщиною $d > 50$ нм на поверхні зразків утворювався приповерхневий шар, до складу якого входили Gd_2O_3 і GdH_2 , а шар чистого Gd під ним мав опір, який дозволяв провести дослідження електромеханічних властивостей за методикою описаною вище.

На рис. 4.5 наведені деформаційні залежності для плівки Gd (75) / П для VII циклів «навантаження – зняття навантаження» у двох деформаційних інтервалах $\Delta\varepsilon_{11} = 0 - 1\%$ та $\Delta\varepsilon_{12} = 0 - 2\%$. Вони мають вигляд аналогічний для плівок Pt, тобто характеризуються хорошою лінійністю, малим гістерезисом та повторюваністю циклів, починаючи з другого. Відношення величини КТ на першому циклі «навантаження – зняття навантаження» до величини КТ на останньому циклі у заданому деформаційному інтервалі для плівки Gd(75)/П становить $\gamma_I(I)/\gamma_I(VII) = 1,04$ і $\gamma_I(VII)/\gamma_I(XIV) = 1,08$. Коефіцієнт тензочутливості зменшується з ростом товщини і в інтервалі деформацій $\Delta\varepsilon_{11}$ має значення від 1,3 при $d = 75$ нм до 1,0 при $d = 118$ нм та від 1,4 до 1,1 відповідно у діапазоні деформацій $\Delta\varepsilon_{12}$ (рис. 4.6 а). У плівок Gd зміна кута нахилу робочої характеристики (перехід від пружної до пластичної деформації) відбувається вже

при $\varepsilon_{лп} \cong 0,1 - 0,15 \%$ в обох деформаційних інтервалах (рис 4.6 б).

Стосовно даних на рис. 4.4, 4.6, а також рис. 4.8, 4.12, 4.15 та табл. 4.1 необхідно дати наступні пояснення, які дозволять коректно сприймати результати представлені на них. Перш за все, відмітимо, що величина $\varepsilon_{лп}$ визначається нами не прямим експериментом на основі діаграми «напруження – деформація», а якісно двома методами. Один із них проілюстровано на рис. 2.6 а, згідно якого $\varepsilon_{лп}$ відповідає точці перетину двох дотичних. Очевидно, що точка перетину, скоріше за все, відповідає початку переходу від пружної до пластичної деформації. Цей метод можна застосовувати до будь-якого деформаційного циклу. Як альтернативний метод визначення $\varepsilon_{лп}$ може бути визначення величини ε_l , яка відповідає першому максимуму $\varepsilon_{лп}$ на залежності $\gamma_{лм}$ від ε_l , як показано на рис. 2.6 б (такий максимум можна бачити, наприклад, на рис. 4.9 б, 4.10 та ін.). Очевидно, що ε_l не відповідає ні початку, ні закінченню переходу від пружної до пластичної деформації. Про це говорить і той факт, що величини $\varepsilon_{лп}$ і ε_l не співпадають, крім того, цей максимум не завжди фіксується (наприклад, рис. 4.3 і 4.5). Ми приходимо до висновку, що величина $\varepsilon_{лп}$ залежить не від деформації ε_l , як такої, чи ширини деформаційного інтервалу, а від кількості деформаційних циклів. На кожному деформаційному циклі реалізуються певні етапи пластичної деформації, яка відбувається повністю в інтервалі $\Delta\varepsilon_{лп}$, але закінчується при великій кількості деформаційних циклів (у наших експериментах їх число складало до 14 або 18 циклів).

Таким чином, якщо представити усі залежності $\varepsilon_{лп}$ від товщини, то вони будуть розміщуватись у певному коридорі (як це показано на рис. 4.6 б), не суттєво відрізняючись за величиною $\varepsilon_{лп}$. Підкреслимо, що мікроструктурні зміни у зразках спричиняють дещо різну величину і КТ. Як показано на рис. 4.4 а, 4.6 а, та ін. характер структурних змін не повинен відрізнятись від аналогічних змін у масивних зразках: рух дислокацій, накопичення вакансій і дефектів пакування, розворот зерен і, можливо, виникнення мікротріщин. З такої точки зору

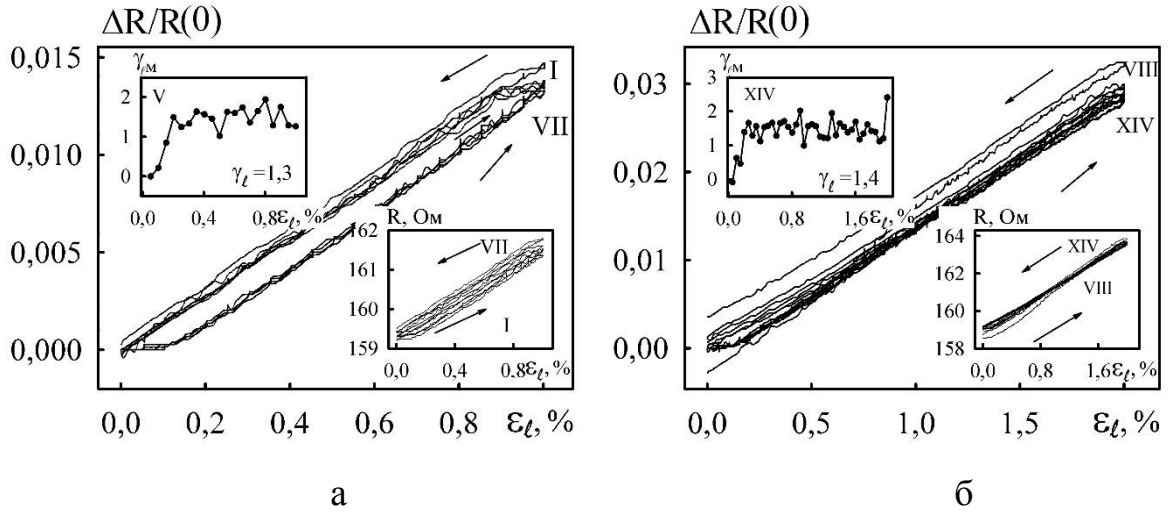


Рис. 4.5. Залежність $\Delta R / R(0)$, γ_M і R від ε_t для плівки Gd (75) / П. Інтервал деформацій: $\Delta\varepsilon_{t1}$ (а), $\Delta\varepsilon_{t2}$ (б)

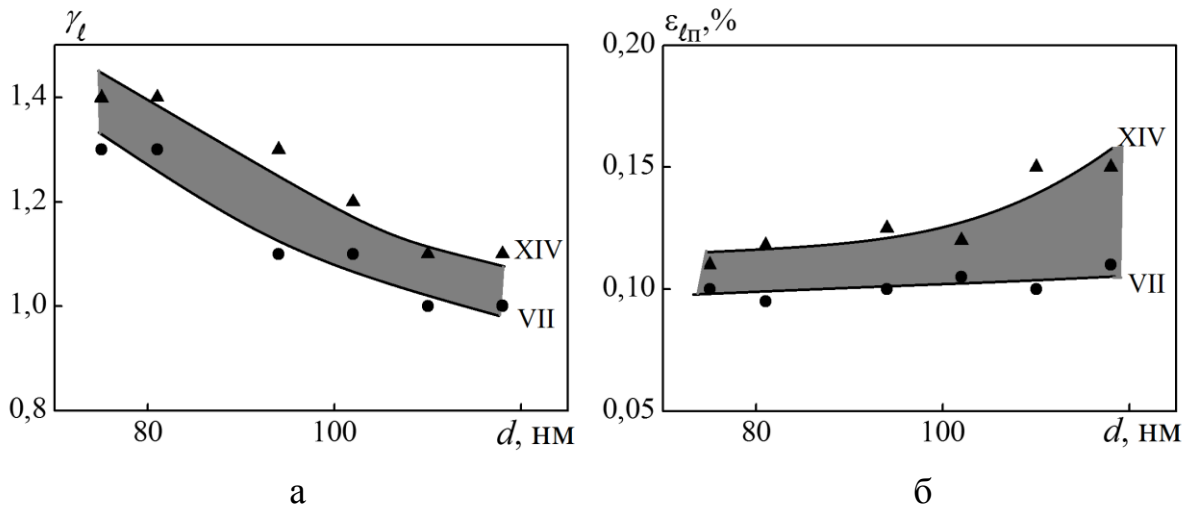


Рис. 4.6. Залежності γ_t і $\varepsilon_{tП}$ від товщини для плівок Gd. Інтервал деформацій:

● – $\Delta\varepsilon_{t1}$, ▲ – $\Delta\varepsilon_{t2}$

необхідно сприймати розмірні залежності $\varepsilon_{п}$ і γ_l для різних плівкових матеріалів, які представлені у розділі 4.

Як і у випадку описаних вище плівок Pt, малі значення деформації пружно-пластичного переходу у плівках Gd пов'язані із особливостями кристалічної будови: аморфізація та формування приповерхневого шару оксидів та гідридів Gd, що у свою чергу пов'язано з умовами осадження.

4.1.4 Одношарові плівки Ni

Дослідження електромеханічних властивостей плівок Ni проводилось у трьох деформаційних інтервалах – $\Delta\varepsilon_{l1}=(0-1)\%$, $\Delta\varepsilon_{l2}=(0-2)\%$ та $\Delta\varepsilon_{l3}=(0-3)\%$ у діапазоні товщин 10 – 90 нм. Таким чином вцілому було реалізовано 18 циклів «навантаження – зняття навантаження».

Відмітимо основні закономірності електромеханічних властивостей плівок Ni. По-перше, плівкові зразки в інтервалі $d = 10 - 90$ нм характеризуються повторюваністю, починаючи з третього деформаційного циклу, залежностей R від ε_l . По-друге, плівки Ni мають досить високі значення інтегрального коефіцієнту γ_l (на рис. 4.7 для прикладу наведено деформаційні залежності для плівки Ni товщиною 45 нм), який зменшується з ростом товщини та має тенденцію до стабілізації значення γ_{∞} близько 2 одиниць (рис. 4.8 а). Відношення величини КТ на першому циклі «навантаження – зняття навантаження» до величини КТ на останньому циклі для плівки Pt(45)/П становить $\gamma_l(\text{I})/\gamma_l(\text{VII}) = 1,33$, $\gamma_l(\text{VII})/\gamma_l(\text{XIV}) = 1,93$ та $\gamma_l(\text{XV})/\gamma_l(\text{XVII}) = 1$ відповідно для деформаційних інтервалів $\Delta\varepsilon_{l1} = (0-1)\%$, $\Delta\varepsilon_{l2} = (0-2)\%$ та $\Delta\varepsilon_{l3} = (0-3)\%$. По-третє, результати вимірювання деформації переходу від пружної до пластичної деформації $\varepsilon_{п}$ (рис. 4.8 б) показують, що межа переходу зменшується з ростом товщини та спостерігається тенденція до її стабілізації, причому величини $\varepsilon_{п}$ лежать в дуже вузькому коридорі для VII – XVII циклів.

Підсумовуючі аналіз результатів дослідження електромеханічних властивостей одношарових плівок Fe, Pt, Gd та Ni необхідно відмітити наступне:

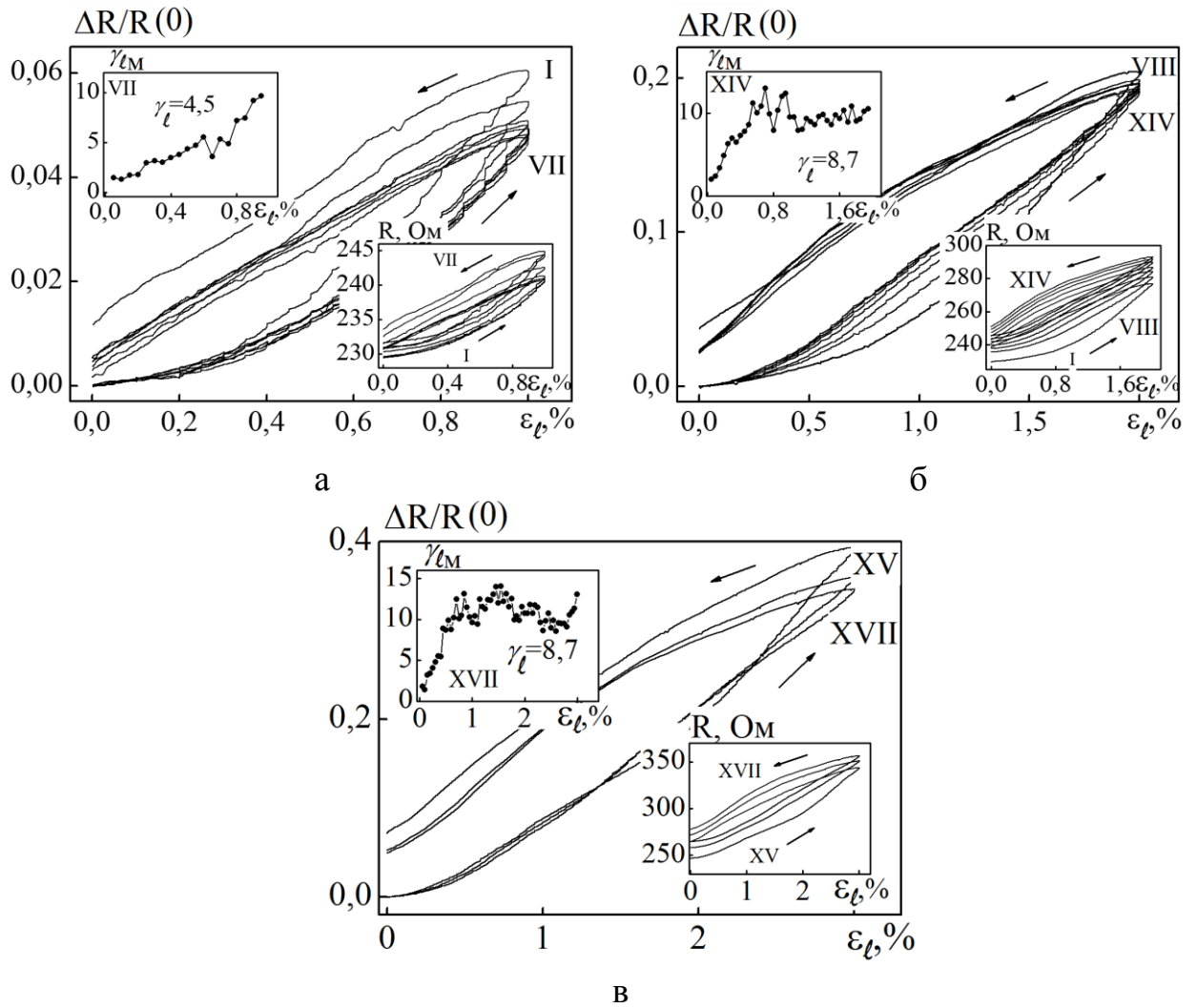


Рис. 4.7. Залежність $\Delta R / R(0)$, $\gamma_{тМ}$ і R від ε_t для плівки Ni (45) / П. Інтервал деформацій: $\Delta\varepsilon_{11}$ (а), $\Delta\varepsilon_{12}$ (б), $\Delta\varepsilon_{13}$ (в)

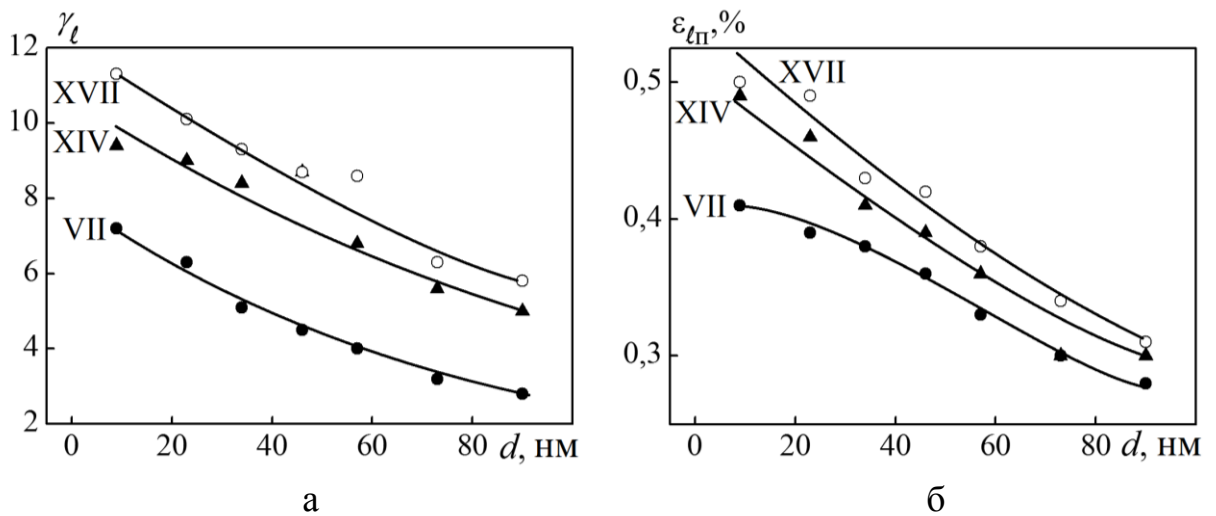


Рис. 4.8. Залежності γ_t і $\varepsilon_{тп}$ від товщини для плівок Ni (d) / П. Інтервал деформацій: \bullet - $\Delta\varepsilon_{11}$, \blacktriangle - $\Delta\varepsilon_{12}$ та \circ - $\Delta\varepsilon_{13}$

1) розрахунки інтегрального коефіцієнту тензочутливості показали, що всі досліджуванні одношарові плівкові зразки характеризуються відносно низькими значеннями КТ, який зменшується з товщиною для Pt, Gd та Ni і збільшується для плівок Fe. Це можна пояснити тим, що для плівок Pt, Gd та Ni більшу ефективність має поверхневе розсіювання, в той час як для плівок Fe – зерномежеве;

2) розраховані значення межі переходу від пружної до пластичної деформації $\varepsilon_{\text{п}}$ для плівок Fe і Ni становлять близько 0,3 – 0,5%; у той час як для плівок Pt і Gd дана величина приймає дещо менші значення 0,10 – 0,15%. Проаналізувавши структурний стан досліджуваних зразків можна зробити висновок, що причиною такої різниці є той факт, що одношарові плівки Fe і Ni мають полікристалічну структуру (середній розмір зерна становить 18 нм), плівки Pt характеризується нанокристалічною будовою ($L = 2 - 6$ нм в інтервалі $d = 20 - 80$ нм), а у випадку Gd зразки знаходиться у квазіаморфному стані.

4.2. Електромеханічні властивості дво- і багатошарових систем та плівкових сплавів [103, 104, 128, 130 – 142]

4.2.1 Плівкові системи a-Gd/Fe/П та Fe/a-Gd/Fe/П

Дво- та тришарові плівкові системи на основі Fe і a-Gd відносяться до двокомпонентних плівкових систем, компоненти яких мають різний структурний стан, а саме, як було показано у розділі 3 даної роботи, комбінацію кристалічного Fe, що має ГЦК ґратку, та a-Gd, що має аморфну структуру. Також слід враховувати, що внаслідок хімічної активності Gd вже на стадії конденсації можливе утворення гібридних або оксидних фаз Gd. Тому, як показав аналіз літературних даних, при дослідженні електромеханічних властивостей таких структур, сформованих на основі Fe і a-Gd, значну увагу слід приділяти умовам

отримання зразків та, особливо, підбору товщин окремих шарів.

З точки зору електромеханічних властивостей на основі вище представлених даних слід зазначити, що величина інтегрального КТ у інтервалі деформації до 2% змінюється у межах від 2,7 до 9,5 одиниць для плівок Fe при $d = 7 - 65$ нм, в той час як для плівок Gd ця величина значно менша і становить 1,4 – 1,0 при $d = 75 - 120$ нм. Аномально малі значення для плівок Gd при $d = 75 - 120$ нм свідчать про недоцільність формування дво- та тришарових структур на основі Gd з товщинами більшими за 75 нм і необхідність вибирати діапазон товщин, коли $d < 70$ нм, тобто коли у шарі a-Gd буде формувати аморфно-кристалічний стан. Необхідно відмітити, що формування аморфного-кристалічного стану призводить до суттєвого зростання питомого опору шару a-Gd до $\rho \sim 10^{-5} - 10^{-6}$ Ом·м, що більш ніж на порядок більше у порівнянні із питомим опором шару Fe.

Враховуючи вище сказане, дослідження електромеханічних властивостей двошарової плівкової системи a-Gd/Fe/П проводилось у діапазоні товщин 5 – 45 (a-Gd) та 18 – 50 нм (Fe) у двох деформаційних інтервалах $\Delta\varepsilon_{l1} = 0 - 1\%$ та $\Delta\varepsilon_{l2} = 0 - 2\%$. Відносно велика товщина плівки Fe обумовлена тим, що на межі поділу шарів утворюється високоомний проміжний шар твердого розчину на основі Gd та Fe.

Характерною особливістю при дослідженні електромеханічних властивостей плівок a-Gd/Fe/П в інтервалі $\Delta\varepsilon_{l1}$ є вихід залежності γ_M від ε_l на насичення при $\varepsilon_{lMн}$ від 0,4% ($d_{Gd} \cong 5$ нм) до 0,6% ($d_{Gd} \cong 45$ нм). У другому деформаційному інтервалі $\Delta\varepsilon_{l2}$ величина $\varepsilon_{lн}$ змінюється від 0,8% ($d_{Gd} \cong 5$ нм) до 1,1% ($d_{Gd} \cong 45$ нм). Зазначена особливість проявляється і на графіках деформаційних залежностей плівкової системи a-Gd(30)/Fe(50)/П (рис. 4.9). Однак, на даних залежностях спостерігається також поява максимуму на залежності миттєвої величини коефіцієнта тензочутливості γ_M від ε_l в інтервалі $\Delta\varepsilon_{l2} = 0 - 2\%$ перед виходом її на насичення. Величина γ_M в максимумі ($\gamma_{л}$) в два рази більша $\gamma_{Mн}$.

У деформаційному інтервалі $\Delta\varepsilon_{l2} = 0 - 2\%$ при $\varepsilon_l \cong 1,8 - 2\%$ залежність γ_{lm} від ε_l наближається до другого максимуму, який не проявляється в одношарових плівках (варто зазначити, що другий максимум нами безпосередньо не спостерігався, оскільки плівки не деформувались більше 2%, а на графіках відмічалась лише тенденція виходу залежності на максимум). Очевидно, що положення цього максимуму відповідає певному деформаційному механізму, а його висота – інтенсивності процесу. Зокрема, він може бути пов'язаний із локалізацією дислокацій на межах зерен або зерномежовим просковзуванням. Виходячи із рис. 4.9 б (вставка), плівка a-Gd стимулює більш інтенсивне протікання цих процесів.

Тришарові плівкові системи Fe/a-Gd/Fe/П досліджувались у інтервалі товщин: 5 – 40 нм (верхній шар Fe); 4 – 30 нм (a-Gd) та 8 – 50 нм (нижній шар Fe). Тензорезистивні і електромеханічні характеристики цих плівкових систем представлені в таблиці 4.1. Розрахунки концентрацій компонент системи проводилися за співвідношенням (1.6), представленим у першому розділі роботи. Відмінність електромеханічних властивостей тришарових систем від двошарових полягає лише у збільшенні максимальної величини γ_{ll} і ε_{lmn} . Рисунок 4.10, до деякої міри, ілюструє сказане на прикладі плівкової системи Fe(38)/a-Gd(25)/Fe(42)/П. Відсутність або нечітка вираженість максимуму на залежності γ_{lm} від ε_l в одношарових плівках Fe вказує на те, що шар a-Gd починає деформуватися пластично при $\varepsilon_l \approx 0,1 - 0,15\%$ (дане твердження також підтверджується дослідженнями одношарових плівок Gd) і спричиняє таку ж деформацію в шарах Fe, які мають сильний адгезійний зв'язок із a-Gd. Існують підстави вважати, що на межах поділу утворюється проміжний шар т.р., що і забезпечує високу адгезію. Дані таблиці 4.1 вказують на те, що, на перший погляд, величини γ_{lmn} та γ_{ll} залежать від ефективної концентрації c_{Gd} у плівці Fe, хоча, очевидно, в даному випадку має значення не концентрація атомів Gd, а товщина шару a-Gd. При її збільшенні зменшується величина γ_{lmn} (особливо в інтервалі деформації $\Delta\varepsilon_{l2}$), що можна пояснити поступовим переходом шарів Gd

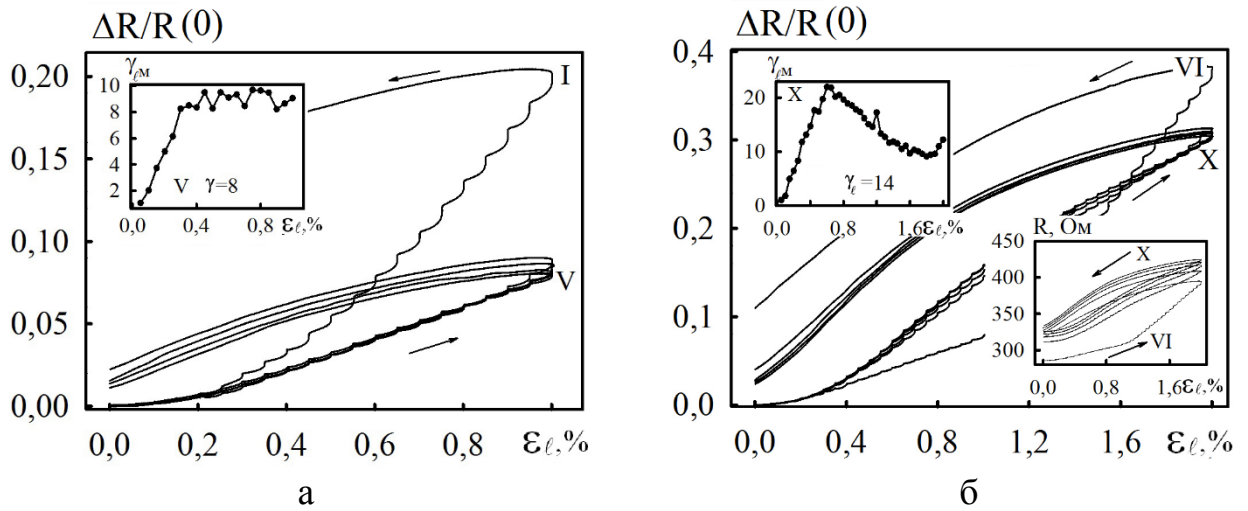


Рис.4.9. Залежність $\Delta R / R(0)$, γ_{M} і R від ε_{ℓ} для плівки a-Gd(30)/Fe(50)/Π. Інтервал деформацій: $\Delta\varepsilon_{\ell 1}$ (а), $\Delta\varepsilon_{\ell 2}$ (б)

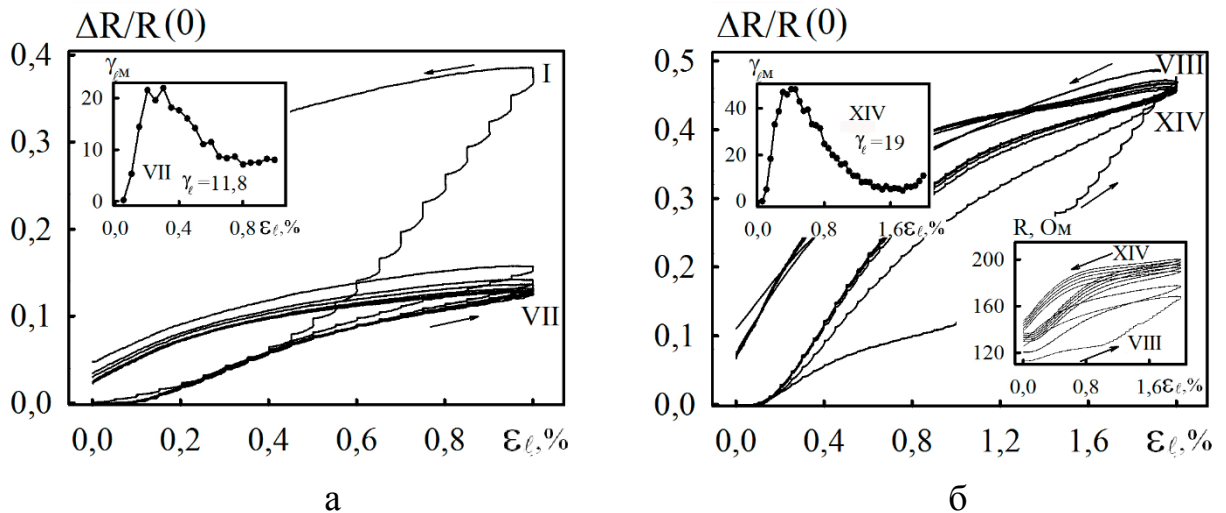


Рис.4.10. Залежність $\Delta R / R(0)$, γ_{M} і R від ε_{ℓ} для плівки Fe(38)/a-Gd(25)/Fe(42)/Π. Інтервал деформацій: $\Delta\varepsilon_{\ell 1}$ (а), $\Delta\varepsilon_{\ell 2}$ (б)

Таблиця 4.1

Загальна характеристика тришарових плівкових систем для VII і XIV деформаційного циклу

Система	c_{Fe} , ат. %	Інтервал (0–1)%			Інтервал (0–2)%			
		$\gamma_{M H}$	$\varepsilon_{\ell H}$, %	$\varepsilon_{\ell M}$, %	$\gamma_{M H}$	$\varepsilon_{\ell H}$, %	$\gamma_{M M}$	$\varepsilon_{\ell M}$, %
Fe(20)/a-Gd(7)/Fe(15)/Π	93,3	3,0	0,20	-	8,0	1,15	-	-
Fe(21)/a-Gd(12)/Fe(15)/Π	92,5	6,0	0,75	0,35	3,0	1,00	70	0,35
Fe(38)/a-Gd(25)/Fe(42)/Π	90,0	7,0	0,70	0,20	3,0	1,40	50	0,30
Fe(12)/a-Gd(19)/Fe(14)/Π	79,3	1,9	0,20	-	1,0	1,50	15	0,40
Fe(7)/a-Gd(30)/Fe(22)/Π	73,0	2,9	0,30	-	1,0	1,20	14	0,40

від аморфного до аморфно-кристалічного стану.

Таким чином, дослідження електромеханічних властивостей в дво- і тришарових плівкових системах на основі шарів Fe і a-Gd дозволили зробити висновок, що максимум на залежності γ_M від ε_l і відносно мала величина γ_{Mn} обумовлені впливом пластичної деформації шару a-Gd, яка має місце при $\varepsilon_l > 0,1$ %.

4.2.2 Плівкова система Fe/Pt/П

Формування вже на стадії конденсації у двошарових плівкових системах Fe/Pt/П неупорядкованого т.р. (Fe, Pt) свідчить про те, що електромеханічні властивості даних структур суттєвим чином будуть залежати від концентрації компонент в системі. У зв'язку з цим було отримано серію зразків Fe(d_{Fe})/Pt(18)/П, в яких товщина нижнього шару Pt залишалася незмінною і становила 18 нм, а товщина верхнього шару Fe змінювалася у межах від 5 до 60 нм. Таким чином, концентрація атомів Fe у т.р. (Fe, Pt), який формується після конденсації систем, змінюється у межах від 22 до 80 ат.%.

Дослідження електромеханічних властивостей для всіх зразків серії Fe(d_{Fe})/Pt(18)/П проводилося у трьох деформаційних інтервалах $\Delta\varepsilon_{l1} = 0 - 1\%$ та $\Delta\varepsilon_{l2} = 0 - 2\%$, $\Delta\varepsilon_{l3} = 0 - 3\%$. Результати розрахунків концентрацій Fe, величини інтегрального коефіцієнта тензочутливості γ_l , а також величини переходу від пружної до пластичної деформації ε_{lp} для всіх трьох деформаційних інтервалів зведені у таблиці 4.2.

Було встановлено, що при відносно малих товщина Fe залежність $\Delta R / R(0)$ від ε_l має близький до лінійного характер, подібно до одношарових плівок Pt. З підвищенням товщини плівки Fe плівка Pt починає відігравати меншу роль у електромеханічних властивостях плівкової системи і характер деформаційних залежностей поступово приймає вигляд, подібний до одношарових плівок Fe. Очевидно, шар Fe має хороший адгезійний зв'язок з шаром Pt, що змушує плівкову систему деформуватись подібно плівці Fe. На рис. 4.11 показано

Загальна характеристика двошарових плівкових систем для VII і XIV та XVII деформаційних циклів

№	Плівкова система	c_{Fe} , ат. %	$\varepsilon_{п1}$, %	$\varepsilon_{п2}$, %	$\varepsilon_{п3}$, %	γ_1	γ_2	γ_3
1	Fe(5)/Pt(18)/П	22	0,22	0,25	0,50	4,1	7,0	9,2
2	Fe(13)/Pt(18)/П	48	0,23	0,29	0,48	3,8	6,7	9,3
3	Fe(22)/Pt(18)/П	61	0,19	0,31	0,49	4,0	7,2	9,3
4	Fe(34)/Pt(18)/П	71	0,18	0,36	0,47	4,8	8,1	10,2
5	Fe(46)/Pt(18)/П	77	0,15	0,25	0,38	7,1	10,1	12,0
6	Fe(53)/Pt(18)/П	79	0,19	0,26	0,30	8,0	11,6	14,3
7	Fe(60)/Pt(18)/П	80	0,11	0,15	0,24	9,2	13,5	16,3

деформаційні залежності для плівкової системи Fe (22) / Pt (18) / П, із яких видно, що робочі залежності починають стабілізуватись починаючи з другого циклу у всіх інтервалах деформації.

Залежність γ_l від товщини шару Fe при фіксованій товщині Pt показана на рис. 4.12 а. Значення коефіцієнта γ_l до $d_{Fe} = 30$ нм залишається сталим, оскільки на його величину впливають два параметри (d_{Fe} і d_{Pt}) і до цієї критичної товщини визначальний вплив на величину γ_l має шар Pt. Слід зауважити, що нанокристалічний шар Pt майже одразу ($\varepsilon_{п} = 0,02 - 0,1$ % в залежності від товщини) починає деформуватись пластично, а Fe має дещо вище значення межі переходу ($\varepsilon_{п} = 0,25 - 0,40$ %), тому збільшення концентрації атомів Fe розширює діапазон пружної деформації системи до певної товщини (рис. 4.12 б), після чого знову починається процес зменшення значення межі пружно-пластичного переходу, але вже внаслідок росту товщини шару Fe. Даний ефект найбільш яскраво спостерігається у інтервалі деформації $\Delta\varepsilon_2 = 0 - 2\%$. У даному випадку не можна виключати можливість розтріскування шару Fe. Можливо це і спричиняє відносно великі значення γ_l (більше 10 одиниць).

Необхідно також врахувати і характер розмірних залежностей компонентів

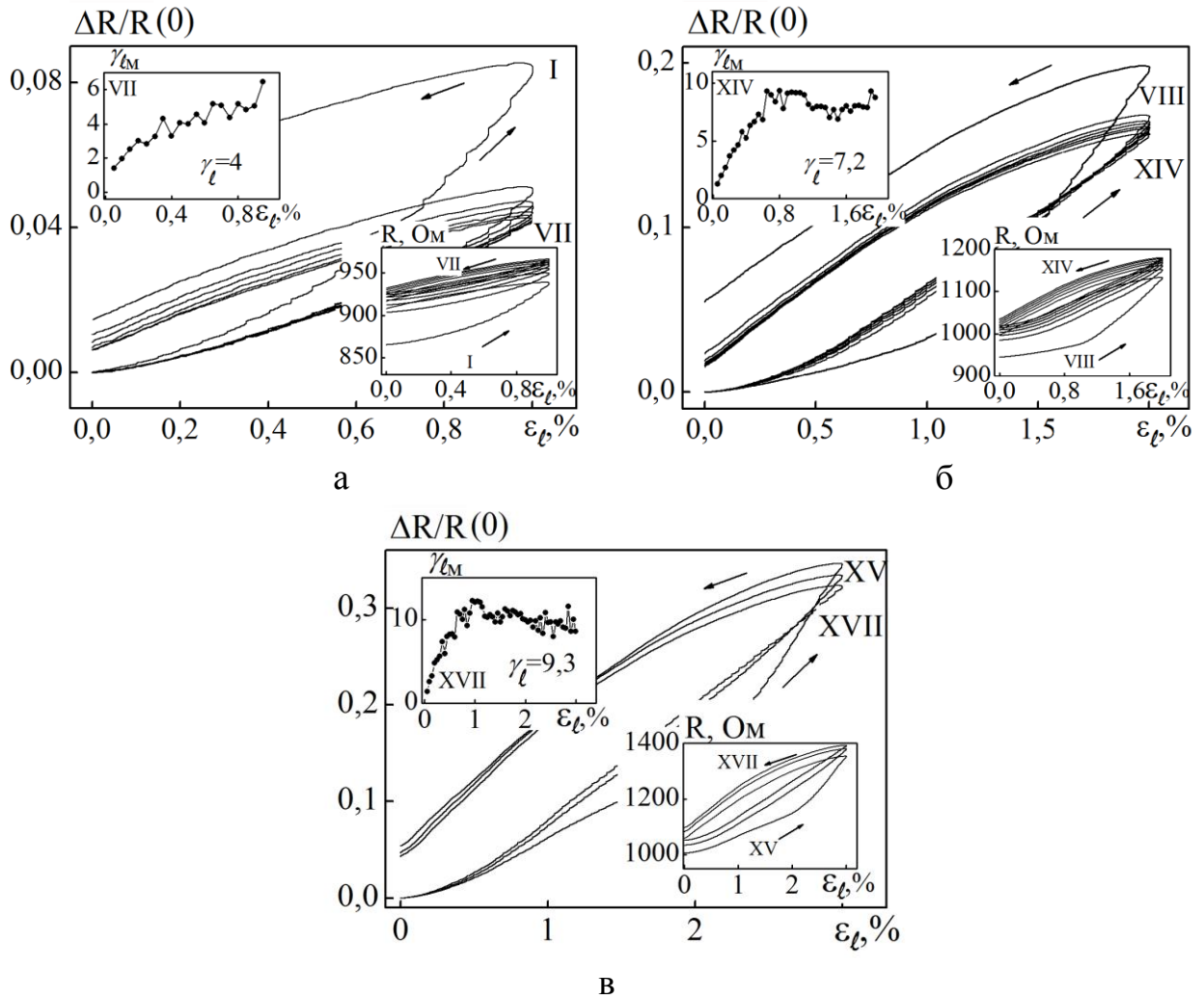


Рис. 4.11. Залежність $\Delta R / R(0)$, $\gamma_{лм}$ і R від ε_l для плівкової системи Fe (22) / Pt (18) / Π . Інтервал деформацій: $\Delta\varepsilon_{l1}$ (а), $\Delta\varepsilon_{l2}$ (б) та $\Delta\varepsilon_{l3}$ (в)

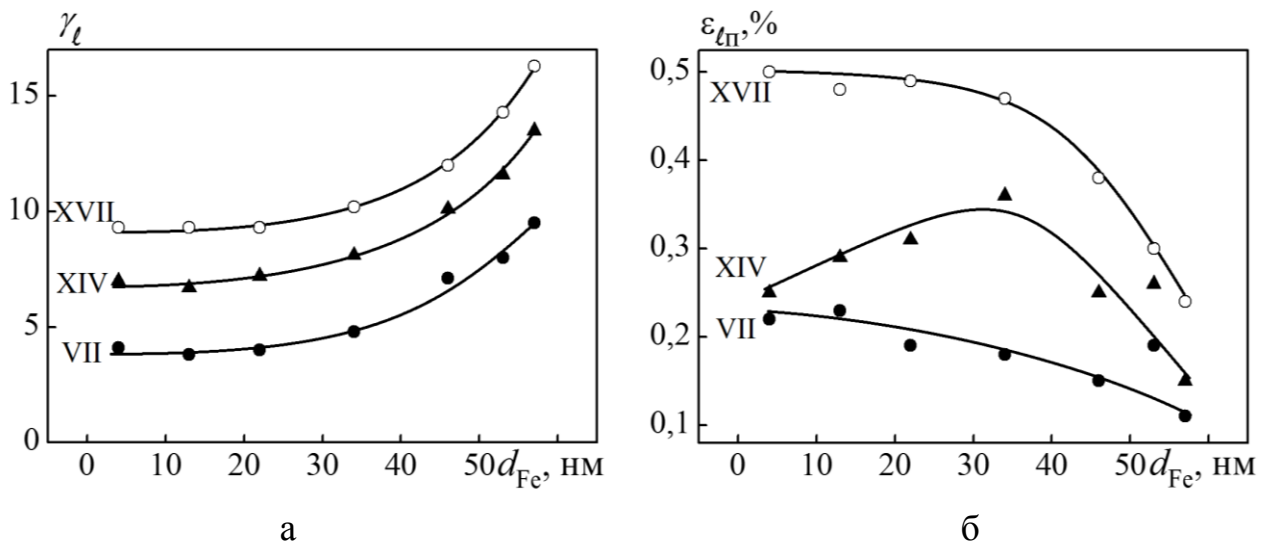


Рис. 4.12. Залежності γ_l і $\varepsilon_{лП}$ від товщини шару Fe для плівкової системи Fe (x) / Pt (18) / Π . Інтервал деформацій: ● – $\Delta\varepsilon_{l1}$, ▲ – $\Delta\varepsilon_{l2}$ та ○ – $\Delta\varepsilon_{l3}$

плівкової системи. Для плівок Pt характерною є класична розмірна залежність КТ (поступове зменшення величини γ_l при збільшенні товщини), яку можна описати в рамках класичної теорії Фукса-Зондгеймера [164], а для плівок Fe – зростання γ_l при збільшенні d , внаслідок більш високої ефективності процесів зерномежового розсіювання у порівнянні з процесами поверхневого розсіювання. Отже, в діапазоні $d_{\text{Fe}} = 5 - 30$ нм конкуренція двох механізмів призводить того, що величина інтегрального КТ на всіх трьох деформаційних інтервалах фактично не змінюється, а при $d_{\text{Fe}} > 30$ нм ефективність зерномежового розсіювання зростає, що й призводить як і у випадку одношарових плівок Fe до зростання величини γ_l .

4.2.3. Плівкові сплави на основі Fe і Ni

Для дослідження електромеханічних властивостей плівок $\text{Fe}_x\text{Ni}_{1-x}/\text{П}$ було отримано серії деформаційних залежностей для зразків з різною концентрацією компонент ($c_{\text{Fe}} = 25, 50, 64$ і 75 ат.%) у трьох деформаційних інтервалах – $\Delta\varepsilon_{l1} = 0 - 1\%$, $\Delta\varepsilon_{l2} = 0 - 2\%$ та $\Delta\varepsilon_{l3} = 0 - 3\%$. На рис. 4.13 – 4.14 наведені типові серії деформаційних залежностей для плівок з різною концентрацією компонент для трьох інтервалів деформації. Для всіх зразків при деформації $\Delta\varepsilon_{l1} = 0 - 1\%$ характерна значна відмінність першого деформаційного циклу від подальших. Ця особливість пояснюється протіканням стабілізаційних процесів (частковий поворот зерен, мікропластична деформація, перерозподіл і рух дефектів кристалічної будови та інорідних атомів). Починаючи з другого деформаційного циклу спостерігається тенденція до стабілізації (γ_l зменшується з номером деформаційного циклу) електромеханічних властивостей, тому залежності γ_m від ε_l наведені для останнього циклу.

На рис. 4.15 представлені узагальнені результати дослідження тензорезистивних властивостей плівок $\text{Fe}_x\text{Ni}_{1-x}/\text{П}$. З графіків (рис. 4.15 а) видно, що при концентрації $c_{\text{Fe}} = 25$ ат.% у плівках при відносно малих деформаціях ($\Delta\varepsilon_{l1} = 0 - 1\%$) у діапазоні товщин від 15 до 60 нм спостерігається близька до

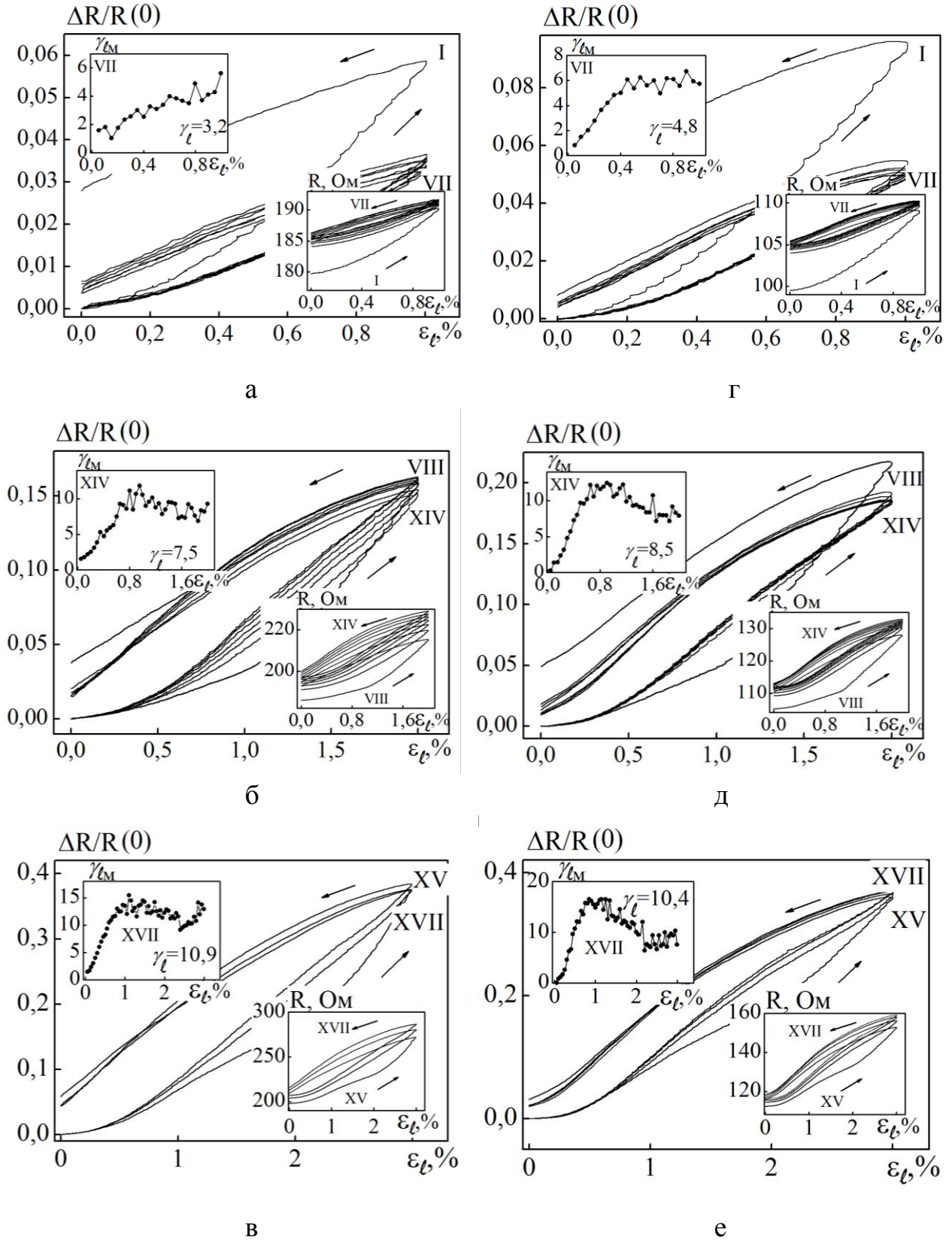


Рис. 4.13. Залежність $\Delta R / R(0)$, γ_M і R від ε_t для плівок $\text{Fe}_{0,25}\text{Ni}_{0,75}$ (62 нм) / Π (а, б, в) та $\text{Fe}_{0,5}\text{Ni}_{0,5}$ (61 нм) / Π (Г, д, е)

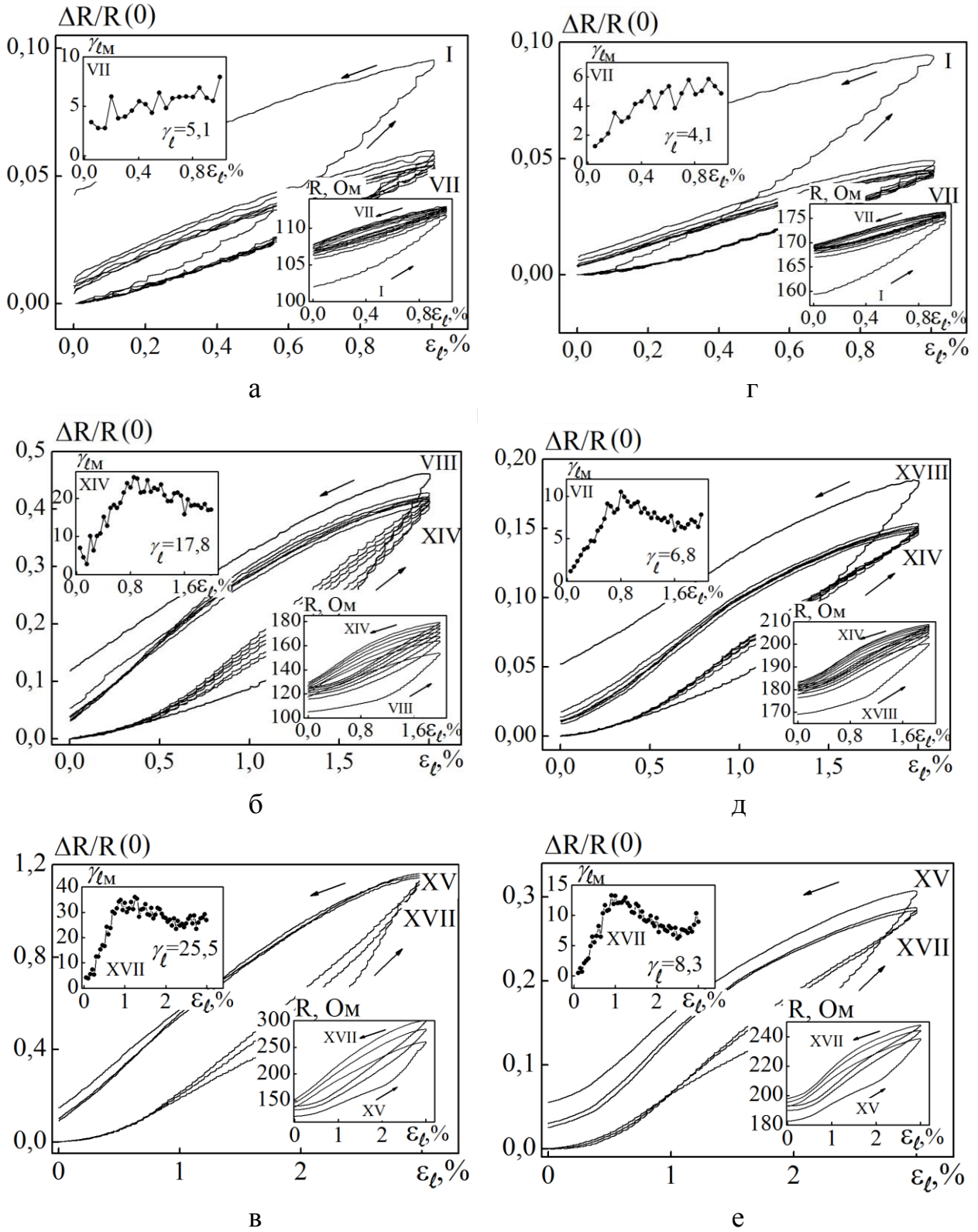


Рис. 4.14. Залежність $\Delta R / R(0)$, γ_{LM} і R від ϵ_L для плівок $Fe_{0,64}Ni_{0,36}$ (62нм)/П (а, б, в) та $Fe_{0,75}Ni_{0,25}$ (62нм)/П (г, д, е)

лінійної розмірна залежність γ від d . При більших деформаціях (інтервали $\Delta\varepsilon_2$ та $\Delta\varepsilon_3$) спостерігається зміна кута нахилу залежності, починаючи з товщини 55 нм, що свідчить про їх пластичну деформацію і, як наслідок цього, зміну умов розсіювання електронів.

Для плівок з концентрацією $c_{\text{Fe}} = 75$ ат.% у діапазоні товщин 4 – 80 нм характерна лінійна розмірна залежність γ від d у всьому інтервалі деформацій (рис. 4.15 г). Також слід вказати на те, що характер цієї залежності для плівок з такою концентрацією компонент подібний до аналогічної залежності для одношарових плівок Fe [103], що свідчить про формування α -фази (Fe – Ni) на основі α -Fe.

Значне відхилення від умов лінійності спостерігається на графіках залежності γ від d для плівок із $c_{\text{Fe}} = 50$ та 64 ат.% (рис. 4.15 б, в) при деформаціях зразків більше 1%. Починаючи з товщин $d \approx 30$ нм γ різко зростає з виходом на насичення, чого не спостерігалось у зразках з іншими концентраціями компонент. Для даних плівок також характерне зменшення питомого опору у порівнянні зі зразками із $c_{\text{Fe}} \cong 25$ і 75 ат.%. Відмітимо, що залежності γ від d із мінімумом або виходом на насичення у більш вираженій формі спостерігалися авторами роботи [143] на прикладі плівок ніхрому. Відхилення розмірних залежностей, отриманих нами, від класичних (фуксівських), як у роботах [45, 144], можна пояснити тим, що дослідження тензоефекту було проведено в області пластичної деформації, оскільки $\varepsilon_{\text{пл}} < \Delta\varepsilon_1, \Delta\varepsilon_2$ і $\Delta\varepsilon_3$

Якщо проаналізувати отримані дані, а також результати робіт [45, 103, 144], то можна зробити висновок про те, що у тензорезистивних властивостях плівкових сплавів $\text{Fe}_x\text{Ni}_{1-x}/\text{П}$ певну роль повинні відігравати концентраційні та розмірні ефекти, а також ті структурні зміни, які відбуваються у плівці при деформації. Оскільки діапазон деформації обмежується 3%, то малоімовірний суттєвий вплив на тензоефект мікроструктурних змін. Вплив розмірного фактору проявляє себе через зовнішній (фуксівське розсіювання електронів на зовнішніх поверхнях плівки) та внутрішній (маядасівське розсіювання електронів на межах зерен) розмірні ефекти. Ці процеси детально проаналізовані у монографії [145],

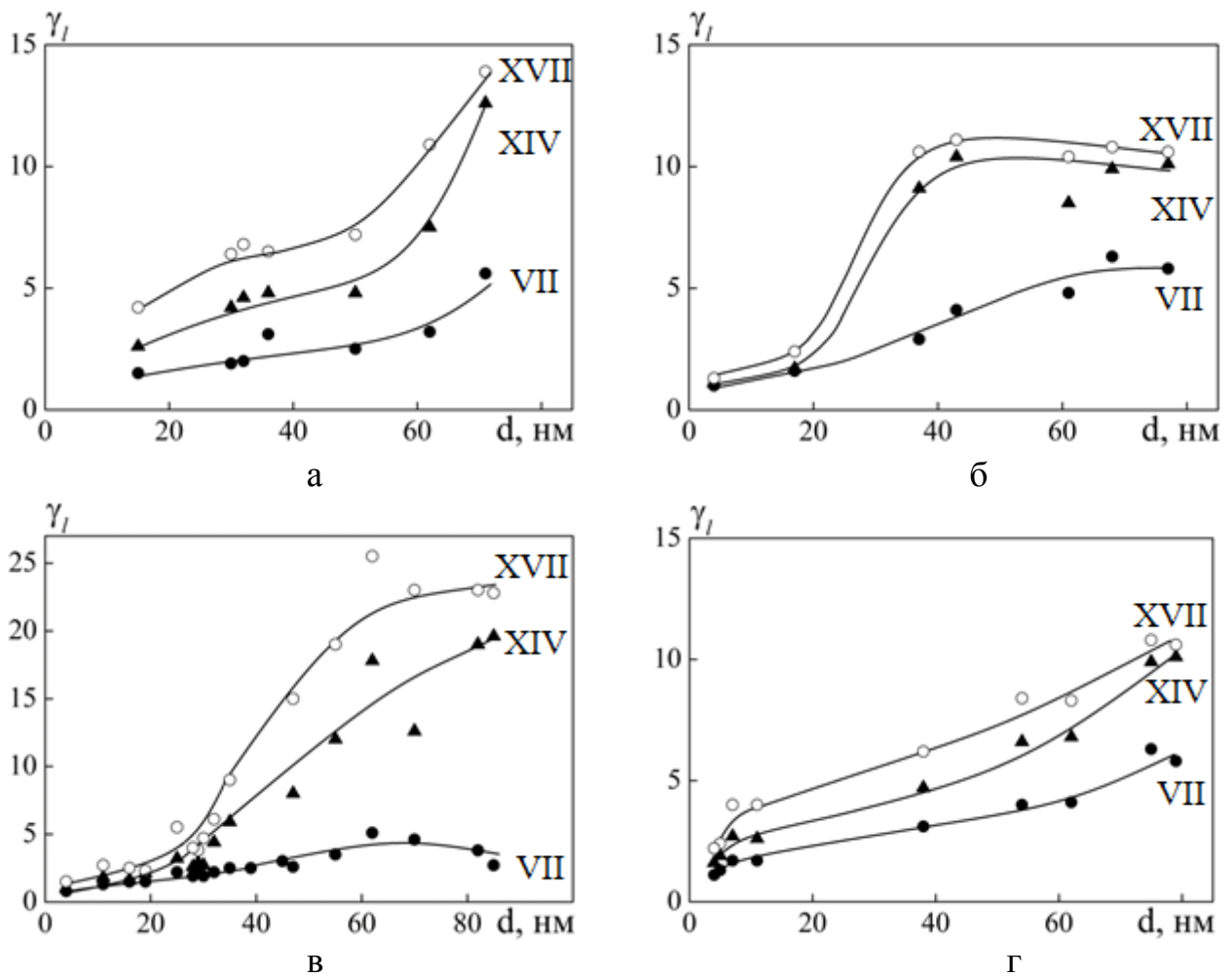


Рис. 4.15. Залежність γ_l від товщини плівки Fe₂₅Ni₇₅ (а), Fe₅₀Ni₅₀ (б), Fe₆₄Ni₃₆ (в), Fe₇₅Ni₂₅ (г). Інтервал деформацій: \bullet – $\Delta\epsilon_1$, \blacktriangle – $\Delta\epsilon_2$ та \circ – $\Delta\epsilon_3$

а також у роботах [146, 147]. Автори [145] показали, що зовнішній розмірний ефект визначає розмірну залежність γ_l , а внутрішній розмірний ефект – абсолютну величину γ_l . У залежності від співвідношення між ефективністю цих двох механізмів розсіювання електронів має місце різний характер залежності γ_l від d : якщо має перевагу внесок у величину γ_l зерномежове розсіювання електронів, то γ_l буде зростати, або, навпаки, зменшуватись при перевазі внеску у величину γ_l поверхневого розсіювання (як у роботі [56]). Якщо ж внесок двох механізмів розсіювання приблизно однаковий, то залежність γ_l від d виходить на насичення (рис. 4.15) та як у роботі [143]. Більш детально ці питання обговорені у роботах [146, 147].

4.3 Макронапруження у тонких плівках

Наступним етапом даної роботи стало дослідження механічних властивостей тонких плівок Pt, Gd, Ni, Fe та сформованих на їх основі двокомпонентних структур з точки зору виявлення кореляції між величиною і характером макронапружень (термічного та структурного походження), які виникають в процесі осадження, термообробки і подальшої експлуатації тонкоплівкових матеріалів, та особливостями електромеханічних властивостей (розмірні та концентраційні залежності коефіцієнту тензочутливості). Акцент на даному питанні був зроблений через те, що нехтувати впливом механічних властивостей на робочі характеристики тонкоплівкових структур, сформованих на основі дво- та тришарові плівкових систем Fe/Pt, Fe/Gd або сплавів Fe_xNi_{1-x} , не можна, оскільки внутрішні макронапруження можуть призводити до утворення пор, тріщин та навіть спричинити руйнування структури плівок. При цьому, якщо вплив структурних макронапружень може бути зведений до мінімуму шляхом підбору режиму термообробки зразків, то вплив термічних макронапружень компенсувати більш складно, оскільки вони можуть змінюватися в досить широких межах у залежності від температури та матеріалу підкладки, а також від матеріалу плівки. Таким чином, при формуванні

тонкоплівкових структур з наперед заданими властивостями необхідне чітке розуміння механічних процесів, які відбуваються в плівці та на межі поділу плівка/підкладка під дією електричних, магнітних полів, температури, деформації тощо.

Макронапруження, що виникають у плівках, спричиняють збільшення їх початкового опору R_p . Як наслідок, при однаковій зміні опору ΔR в процесі дослідження електромеханічних властивостей зразків із різною величиною макронапружень, величина $\Delta R/R_p$ буде змінюватися не однаково – чим більші макронапруження виникають в плівці, тим менші значення γ_l будуть отримані.

Згідно роботи [148] характер і величина внутрішніх макронапружень залежить від умов осадження та матеріалу, і може змінюватися в межах від 10^7 до 10^9 Н/м². Зокрема, збільшення швидкості конденсації, приводить до збільшення додатніх напружень. У роботі [149] на прикладі плівок Cr, Cu і Au було показано, що залежність макронапружень від швидкості конденсації має немонотонний характер: при незначному зменшенні швидкості конденсації в інтервалі $\omega = 0,03 - 0,2$ нм/с відбувається зменшення величини $S \sim 10^8$ Н/м² на порядок, з виходом на максимум при 0,5 нм/с і стабілізацією ($S \sim 10^7$ Н/м²) при подальшому збільшенні ω до 2,0 нм/с. Установлено, що розмірна залежність макронапружень при заданій швидкості конденсації також має немонотонний характер, однак існує деяка характерна швидкість конденсації, при якій величина S не залежить від товщини плівки, що дозволяє мінімізувати вплив макронапружень в системі плівка/підкладка на електрофізичні властивості.

Вимірювання макронапружень проводилось на підкладках із сталі товщиною $d = 0,03$ мм, при швидкості конденсації плівок Pt і Gd 0,6 – 0,8 нм/с, а для Fe, Ni і Fe_xNi_{1-x}/П – 1,5 – 2 нм/с.

Для плівок Pt в інтервалі товщин від 4 до 63 нм характерне монотонне збільшення величини макронапружень з ростом товщини плівки від $6,6 \cdot 10^8$ до $9,4 \cdot 10^8$ Н/м² (рис. 4.16 а). Макронапруження для плівок Gd при товщинах 40 – 150 нм, так само, як і у плівках Pt, поступово зростають зі збільшенням товщини, і змінюються у межах $7,8 \cdot 10^7 - 8,4 \cdot 10^8$ Н/м² відповідно (рис. 4.16 б).

На рис. 4.16 в наведені результати вимірювання загальних (сума термічних та структурних) макронапружень плівок Fe, Ni та сплаву $\text{Fe}_x\text{Ni}_{1-x}/\text{Pt}$ в інтервалі товщин 15 – 150 нм. При вибраній в даній роботі швидкості конденсації (1,5 – 2,0 нм/с) величина S має порядок 10^7 Н/м^2 , що узгоджується з даними роботи [149], а розмірні залежності характеризуються наявністю максимуму в інтервалі $d = 30 - 60$ нм і виходять на насичення при подальшому збільшенні товщини.

Враховуючи характер розмірної залежності $S(d)$, слід очікувати, що при малих товщинах величина γ_l буде меншою у порівнянні з даними для більш товстих плівок. Можливо, зростання величини S в діапазоні $d = 10 - 60$ нм для плівок Fe є одним із факторів, що спричиняють зростаючий характер розмірної залежності γ_l для інтервалу товщин 7 – 65 нм, в якому проводилося дослідження електромеханічних властивостей Fe (рис. 4.2 а). В той же час, незважаючи на наявність максимуму на залежності $S(d)$ для плівок Ni при $d = 40$ нм, збільшення товщини приводить до зменшення коефіцієнта тензочутливості у всьому діапазоні досліджуваних товщин (рис. 4.8 в). Оскільки, характер розмірної залежності КТ визначає декілька факторів, то в даному випадку вплив макронапружень не є домінуючим. Про це свідчить також той факт, що для плівок Ni, на відміну від плівок Fe, деформаційні залежності вже на першому циклі мають майже лінійний характер. Окрім того, як видно з рис. 4.16 в,

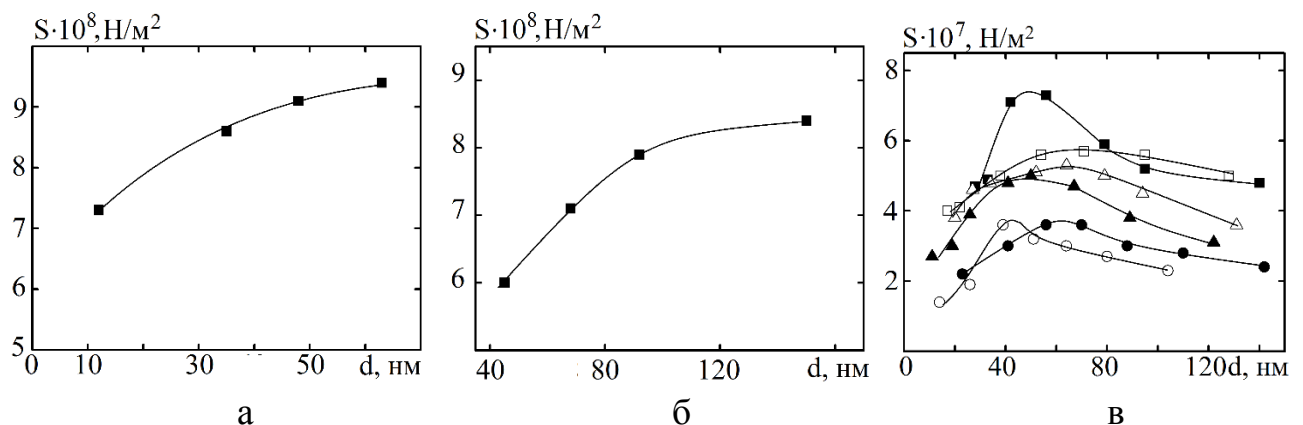


Рис. 4.16. Макронапруження у плівках Pt (а), Gd (б), $\text{Ni}_x\text{Fe}_{1-x}$ (в).

На позиції (в) Fe (■), Ni (○); $\text{Ni}_x\text{Fe}_{1-x}$ c_{Fe} , ат. %: 25(●), 50(▲), 64(Δ) та 75(□)

максимальна величина напружень для плівок Fe майже в два рази більша, ніж у Ni. Це може бути однією з причин зміни характеру розмірних залежностей КТ від c_{Fe} для плівкових сплавів $Fe_xNi_{1-x}/П$ (рис. 4.15). Для даного сплаву також характерною є розмірна залежність величини макронапружень в залежності від концентрації компонент. Так, зі збільшенням концентрації Fe їх величина поступово збільшується досягаючи значень для плівки Fe. Варто відмітити, що плівки сплаву $Fe_xNi_{1-x}/П$ за величиною макронапружень досить добре узгоджуються з концентрацією компонент, з чого можна зробити висновок, що вплив інварного ефекту на величину S відсутній, а їх збільшення у вузькому інтервалі товщин, скоріше за все, пов'язане із зміною механічних властивостей викликаних змінами субструктури плівок.

Порівнявши отримані результати з електромеханічними властивостями для даних плівок в однакових деформаційних інтервалах чітко видно, що збільшення величини макронапружень з ростом товщини не приводить до зростання коефіцієнта тензочутливості γ . Можна зробити висновок, що макронапруження не мають визначального впливу на його величину і характер розмірної залежності даної величини. Більш високі, у порівнянні з $Fe_xNi_{1-x}/П$, значення макронапружень для плівок Pt і Gd пов'язані з тим, що плівки мають дрібнодисперсну структуру з високим ступенем розупорядкування, що викликає збільшення поверхневої енергії меж зерен.

Для того, щоб оцінити, яку зміну опору можуть спричинити макронапруження, можна скористатися поняттям баричного коефіцієнту

всесічного стиснення $\beta_p = \frac{1}{\rho_n} \left(\frac{\Delta\rho}{\Delta p} \right)_T$. Скориставшись даними [150], отримуємо

величину $\beta_p(Fe) = 4,2 \cdot 10^{-9} \text{ м}^2/\text{Н}$ і $\beta_p(Ni) = 4,2 \cdot 10^{-9} \text{ м}^2/\text{Н}$ при максимальних внутрішніх напругах $S = 7 \cdot 10^7 \text{ Н/м}^2$ і $S = 3,8 \cdot 10^7 \text{ Н/м}^2$ для плівок Fe і Ni відповідно. Таким чином, внаслідок дії макронапружень питомий опір може змінитися на величину $(\Delta\rho/\rho_n) \sim 1/3 \cdot \beta_p \cdot S$ (коефіцієнт 1/3 враховує, що напруження діють в одному напрямі вздовж межі поділу плівка/підкладка), що становить 9,3 % для плівок Fe і 3,0 % для Ni. Дана якісна оцінка вказує на той факт, що

зміна опору під дією макронапружень може виявитися на порядок більшою у порівнянні зі зміною питомого опору при деформації. Крім того, даний аналіз свідчить про те, що особливості електромеханічних властивостей плівкових сплавів $\text{Fe}_x\text{Ni}_{1-x}/\text{П}$ визначаються електромеханічними властивостями Fe.

Висновки до розділу 4

1. Результати досліджень електромеханічних властивостей одношарових плівок показали, що величина коефіцієнта тензочутливості у деформаційному інтервалі до 2% змінюється у межах 2,7 – 9,5 одиниць для плівок Fe товщиною 7 – 65 нм; 4,6 – 1,7 одиниць для Pt товщиною 20 – 80 нм; 1,4 – 1,0 для a-Gd товщиною 75 – 120 нм і 9,3 – 2,8 для Ni товщиною 10 – 90 нм.

2. Деформаційні залежності γ_m для плівкових систем a-Gd/Fe/П виходять на насичення при товщині шару a-Gd від 5 до 45 нм (величина $\Delta\varepsilon_n$ змінюється у межах 0,4 – 1,1%) і мають чітко виражений максимум, в якому величина γ приблизно у два рази більша порівняно з областю насичення.

3. У плівках Fe/Pt/П при товщині шару Fe від 5 до 30 нм величина коефіцієнта γ практично не змінюється у всіх деформаційних інтервалах і має значення від 3 до 9 одиниць.

4. У плівкових сплавах $\text{Fe}_x\text{Ni}_{1-x}/\text{П}$ в інтервалі товщин $d > 30$ нм при концентраціях $c_{\text{Fe}} = 50$ та 64 ат.% спостерігається аномальне збільшення коефіцієнта γ до 15 – 25 одиниць, що можна пояснити впливом інварного ефекту, суть якого полягає у компенсації теплового розширення магнітострикцією, який спостерігається у масивних сплавах в цьому ж концентраційному інтервалі.

5. Визначена величина деформації переходу від пружної до пластичної деформації для плівок Fe, Pt, Gd у деформаційних інтервалах $\Delta\varepsilon_1$ та $\Delta\varepsilon_2$ і Ni у деформаційних інтервалах $\Delta\varepsilon_1$, $\Delta\varepsilon_2$ і $\Delta\varepsilon_3$, яка складає: 0,55 – 0,25% (плівки Fe товщиною 5 – 65 нм); 0,04 – 0,15 (плівки Pt товщиною 20 – 80 нм); 0,1 – 0,15 (плівки Gd товщиною 75 – 118 нм); 0,50 – 0,31% (плівки Ni товщиною 10 – 90 нм). Нетипові значення деформації переходу в плівках Pt і Gd пов'язані з

нанодисперсною (Pt) та аморфною (Gd) структурою.

б. Макронапруження у досліджуваних плівках не мають визначального впливу на електромеханічні властивості досліджуваних плівок, оскільки при збільшенні значення макронапружень із ростом товщини не спостерігається підвищення коефіцієнта тензочутливості.

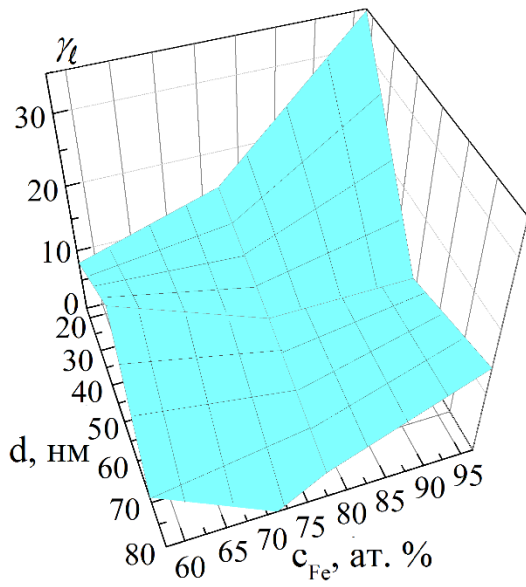
РОЗДІЛ 5

НЕЛІНІЙНІ ЕФЕКТИ В ДОСЛІДЖЕННІ ЕЛЕКТРОМЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ПЛІВКОВИХ МАТЕРІАЛІВ

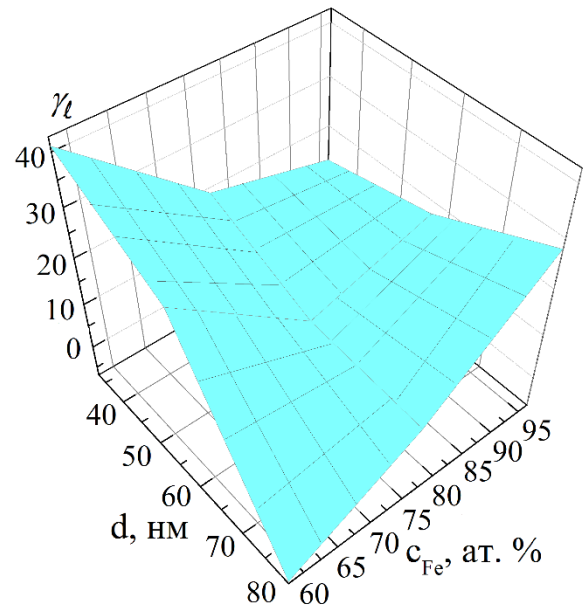
5.1. Нелінійні ефекти розмірно-концентраційних залежностей тонких плівок [103, 130, 131, 138]

5.1.1 Плівкові системи a-Gd/Fe/П та Fe/a-Gd/Fe/П

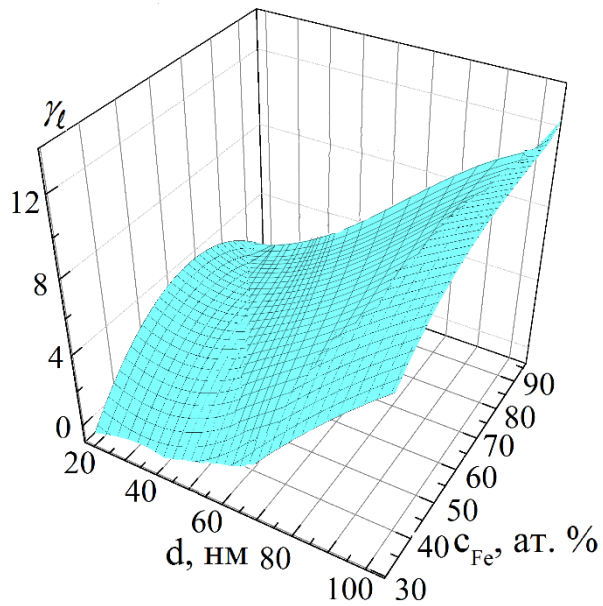
Для кращого розуміння електромеханічних властивостей плівок на основі Fe і Gd нами були побудовані розмірно-концентраційні залежності коефіцієнта тензочутливості γ та межі переходу до пластичної деформації $\varepsilon_{п.}$. На таких залежностях по осях X та Y відкладаються величина d та загальна концентрація c_{Fe} , а по Z – γ або $\gamma_{п.}$. Використовуючи такий підхід зручно прогнозувати величину коефіцієнта тензочутливості. На рис. 5.1 показано розмірно-концентраційну залежність γ для плівкових систем Gd/Fe/П та Fe/Gd/Fe/П в інтервалах деформацій $\Delta\varepsilon_1 = 0 - 1\%$ та $\Delta\varepsilon_2 = 0 - 2\%$. Проаналізувавши дані залежності можна зробити висновок, що двошарова плівкова система Gd/Fe/П у діапазоні деформацій $\Delta\varepsilon_1$ характеризується низьким значенням γ в області відносно великої загальної товщини плівкової системи (80 нм) та відносно низької концентрації атомів Fe ($c_{Fe} = 60$ ат.%). Коефіцієнт γ монотонно збільшується зі зменшенням товщини та підвищенням концентрації атомів Fe (рис. 5.1 а). При переході до діапазону деформацій $\Delta\varepsilon_2$ у даній системі спостерігається зміна характеру розмірно-концентраційної залежності γ , зокрема, область високих значень коефіцієнта тензочутливості переміщується в сторону низьких концентрацій атомів Fe та малих товщин (рис. 5.1 б). У цей же час найнижчі його значення, так само як і у першому деформаційному інтервалі, знаходяться у області великих товщин та низьких концентрацій атомів Fe. При $c_{Fe} > 80$ ат.% γ майже не залежить від товщини у досліджуваному інтервалі товщин. Із сказаного вище ми робимо висновок, що при деформаціях до 1%



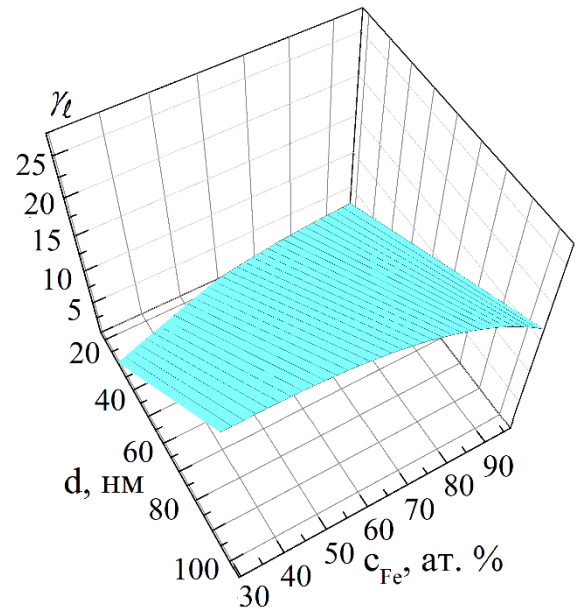
а



б



в



г

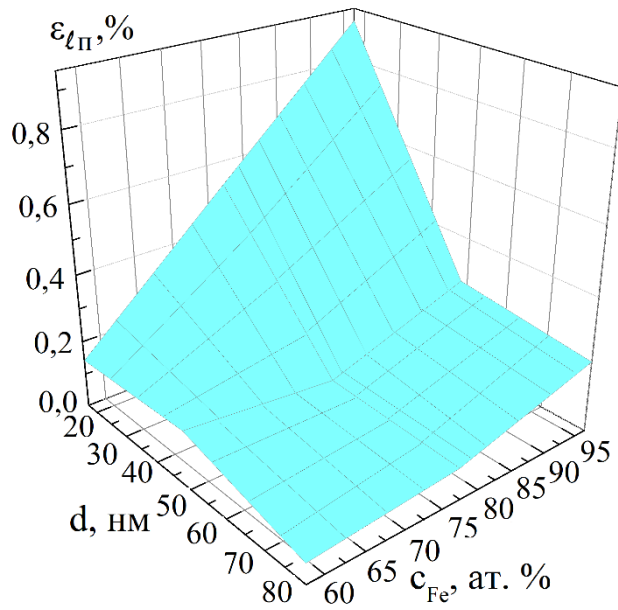
Рис. 5.1. Залежність γ_t від d та c_{Fe} для плівкових систем Gd/Fe/П (а, б) та Fe/Gd/Fe/П (в, г). Інтервал деформацій: $\Delta\varepsilon_{l1} = 0 - 1\%$ (а, в), $\Delta\varepsilon_{l2} = 0 - 2\%$ (б, г)

визначний вплив на коефіцієнт η має шар Fe, а при збільшенні деформації до $\Delta\varepsilon_{l2}$ основний внесок у величину коефіцієнта тензочутливості дає шар Gd, впливаючи на механізм деформації. Водночас у системі Gd/Fe/П спостерігається загальна тенденція зменшення значення коефіцієнта η із ростом товщини в незалежності від інтервалу деформацій, що добре співпадає з класичними розмірними залежностями коефіцієнта тензочутливості для тонких плівок [151, 152].

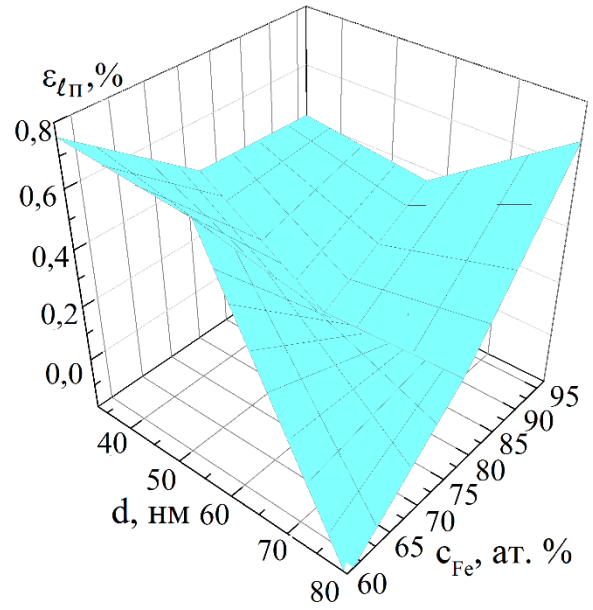
У тришарових плівкових системах Fe/Gd/Fe/П на розмірно концентраційних залежностях спостерігається чітка тенденція до підвищення величини коефіцієнта η із ростом загальної товщини плівкової системи у обох деформаційних інтервалах (рис. 5.1 в, г). Разом з тим концентраційна залежність η спостерігається досить слабо, що ми пояснюємо тим, що плівка Gd знаходиться між двома шарами Fe, котрі змушують її деформуватись аналогічно «зовнішнім» і вносять основний внесок у величину коефіцієнта η . Підтвердженням такого припущення є також те, що одношарові плівки Fe мають подібний характер розмірної залежності η .

Аналіз розмірно-концентраційних залежностей межі переходу від пружної до пластичної деформації ε_{lp} (рис. 5.2 а, б) показав, що у двошарових плівкових системах Gd/Fe/П в інтервалах деформації $\Delta\varepsilon_{l1}$ та $\Delta\varepsilon_{l2}$ його значення корелює із величиною коефіцієнта тензочутливості, тобто характерні області на діаграмах повторюються. З цього можна зробити висновок, що збільшення коефіцієнта тензочутливості спостерігається у областях з широким діапазоном пружної деформації. Разом з тим, більш ранній перехід до пластичної деформації спричиняє зменшення величини η .

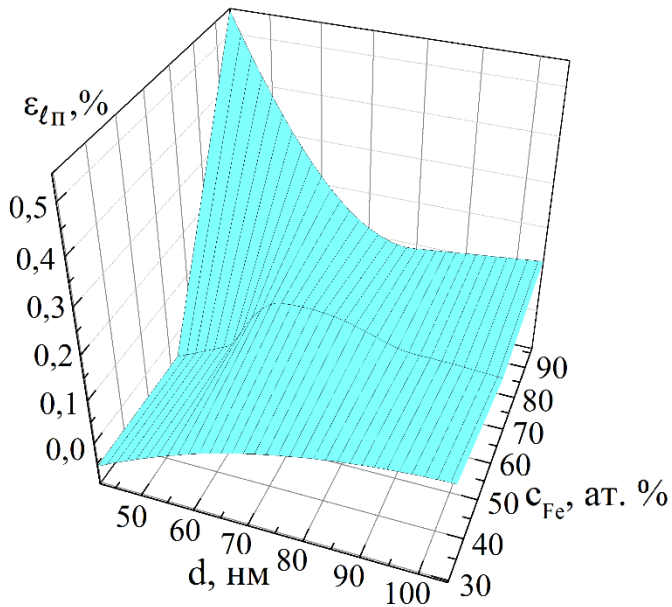
У тришарових плівкових системах Fe/Gd/Fe/П характер залежності ε_{lp} від концентрації атомів Fe (рис. 5.2 в, г) в обох інтервалах деформації певним чином схожий на аналогічну залежність для двошарової системи Gd/Fe/П в інтервалі деформації $\Delta\varepsilon_{l1}$. Високі значення ε_{lp} спостерігаються при малій загальній товщині системи та високій концентрації атомів Fe. Зниження ε_{lp} відбувається із збільшенням товщини плівкової системи та зменшенням концентрації атомів Fe.



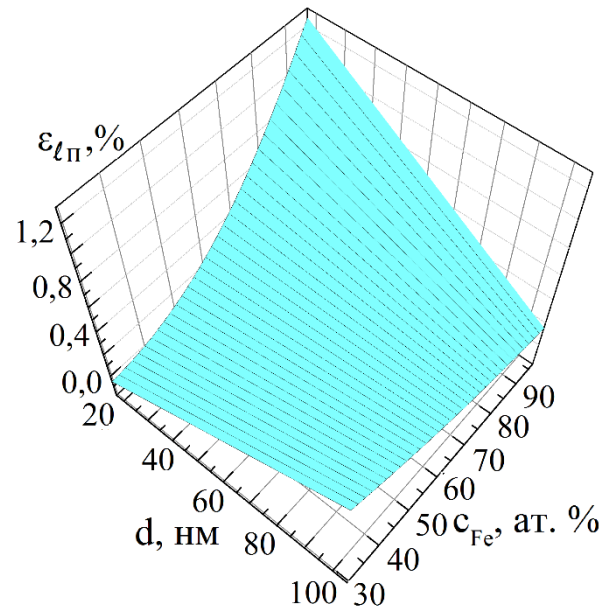
а



б



в



г

Рис. 5.2 Залежність $\varepsilon_{l\Pi}$ від d та c_{Fe} для плівкових систем Gd/Fe/Π (а, б) та Fe/Gd/Fe/Π (в, г). Інтервал деформацій: $\Delta\varepsilon_{l1} = 0 - 1\%$ (а, в), $\Delta\varepsilon_{l2} = 0 - 2\%$ (б, г)

Зі сказаного вище можна зробити висновок, що у плівковій системі Fe/Gd/Fe/П збільшення загальної товщини та/або підвищення концентрації атомів Gd призводить до зменшення межі переходу $\varepsilon_{\text{п}}$, а коефіцієнт γ при цьому майже не змінюється, що ще раз підтверджує визначальний вплив верхнього та нижнього шарів Fe на електромеханічні властивості плівкової системи.

5.1.2 Плівкові сплави на основі Fe і Ni

Побудова розмірно-концентраційних залежностей γ і $\varepsilon_{\text{п}}$ плівок $\text{Fe}_x\text{Ni}_{1-x}/\text{П}$ проводилася на основі експериментальних розмірних залежностей γ для плівкових сплавів з $c_{\text{Fe}} = 25, 50, 64$ і 75 ат.%, доповнених даними для одношарових плівок Fe і Ni. Розмірно-концентраційні залежності $\varepsilon_{\text{п}}$ будувались на основі вимірної межі пружно-пластичного переходу для тих же плівок. Такий підхід дав змогу змодельовати γ і $\varepsilon_{\text{п}}$ плівкового сплаву $\text{Fe}_x\text{Ni}_{1-x}/\text{П}$ з концентрацією $c_{\text{Fe}} = (0 - 100)$ ат.% та товщиною $d = (5 - 80)$ нм в деформаційних інтервалах $\Delta\varepsilon_{\text{I}} = 0 - 1\%$, $\Delta\varepsilon_{\text{II}} = 0 - 2\%$ і $\Delta\varepsilon_{\text{III}} = 0 - 3\%$. З аналізу представлених на рис. 5.3 залежностей γ від d та c_{Fe} можна зробити висновок, що у деформаційному інтервалі $\Delta\varepsilon_{\text{I}} = 0 - 1\%$ величина γ монотонно збільшується із ростом товщини, починаючи з $c_{\text{Fe}} = 20$ ат.%. В області малої концентрації атомів Fe зберігається характерна для плівок Ni класична розмірна залежність γ . При переході до деформаційного інтервалу $\Delta\varepsilon_{\text{II}} = 0 - 2\%$ на залежностях починає проявлятися локальна область з підвищеними значеннями γ . Її положення знаходиться близько $c_{\text{Fe}} = 55$ ат.%, що поряд з інварною зоною ($c_{\text{Fe}} = 64$ ат.%) для масивного сплаву. Така ж тенденція зберігається і при переході до інтервалу $\Delta\varepsilon_{\text{III}} = 0 - 3\%$, що на нашу думку є впливом інварного ефекту (зміна механічних властивостей внаслідок зміни внутрішньої намагніченості) у досліджуваних плівках. Проаналізувавши розмірно-концентраційні залежності $\varepsilon_{\text{п}}$ (рис. 5.4) було зроблено висновок, що величина межі переходу між типами деформації поступово зменшується із ростом товщини плівки у всьому концентраційному

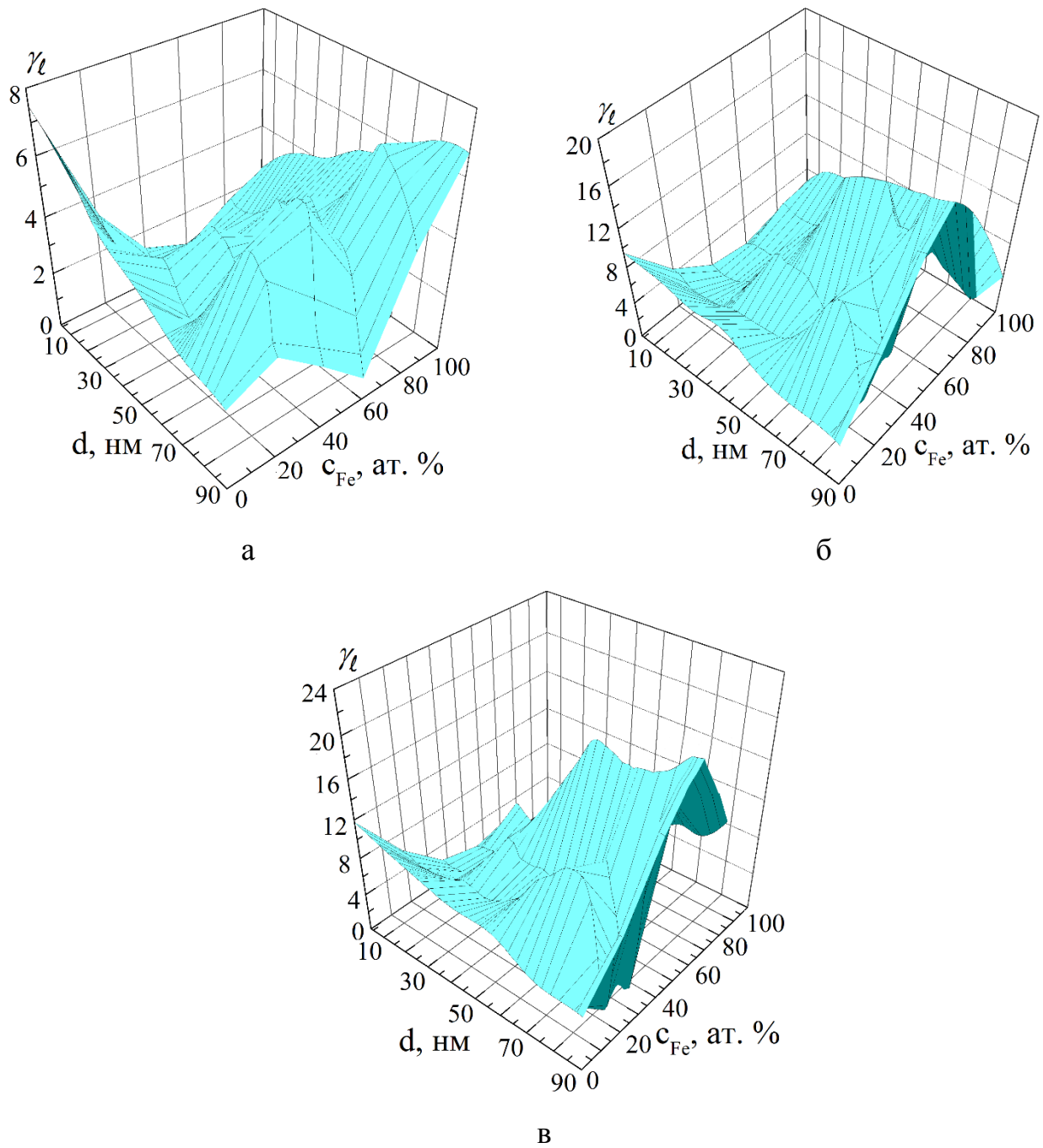


Рис. 5.3. Залежність σ_t від d та c_{Fe} для плівкових сплавів Fe_xNi_{1-x}/P . Інтервал деформацій: $\Delta\varepsilon_{I1} = 0 - 1\%$ (а), $\Delta\varepsilon_{I2} = 0 - 2\%$ (б), $\Delta\varepsilon_{I3} = 0 - 3\%$ (в)

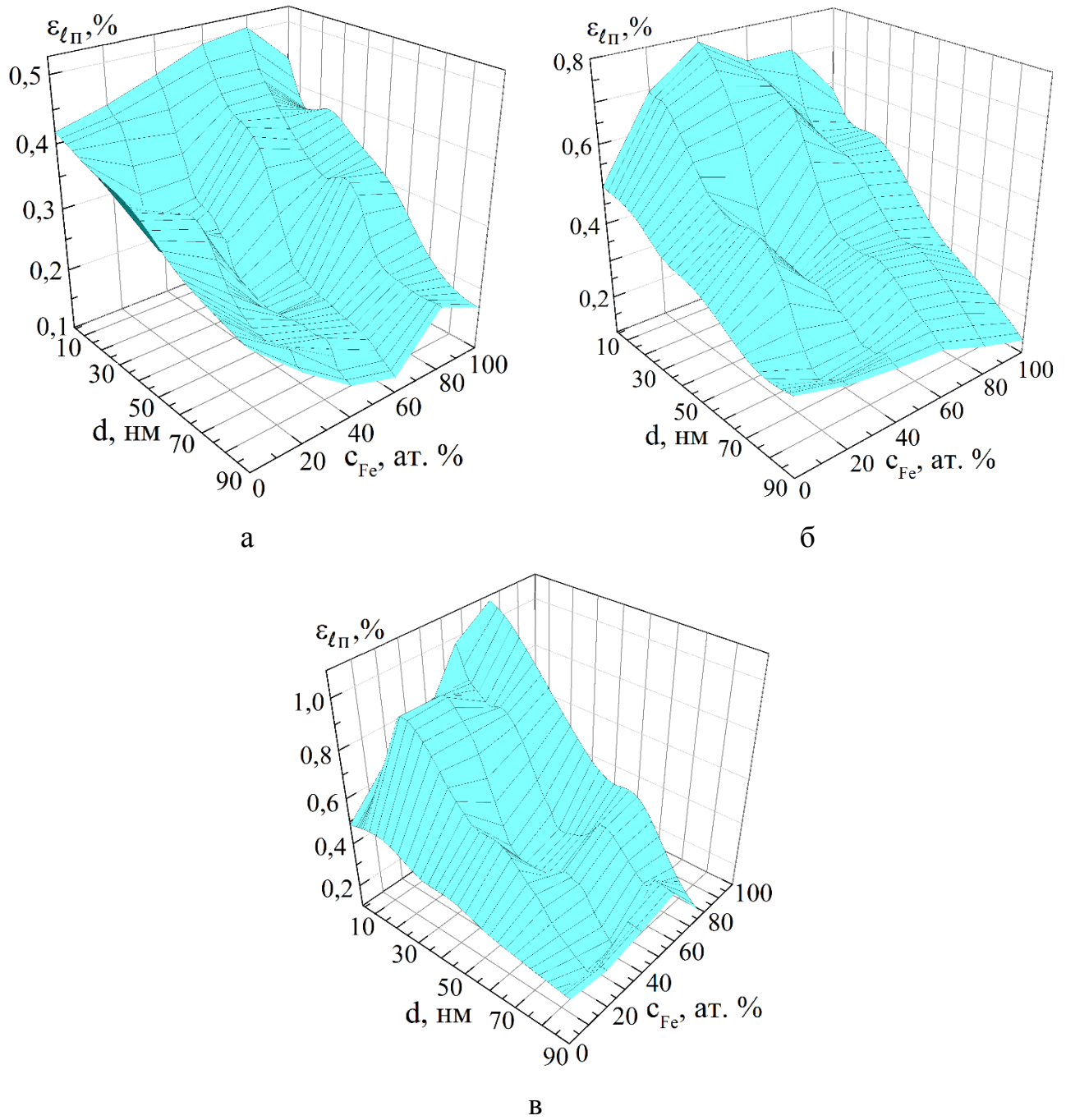


Рис. 5.4. Залежність ε_{II} від d та c_{Fe} для плівкових сплавів Fe_xNi_{1-x}/Π . Інтервал деформацій: $\Delta\varepsilon_{I1} = 0 - 1\%$ (а), $\Delta\varepsilon_{I2} = 0 - 2\%$ (б), $\Delta\varepsilon_{I3} = 0 - 3\%$ (в)

інтервалі. Разом із тим, на залежностях, поблизу інварної зони сплаву $\text{Fe}_x\text{Ni}_{1-x}/\text{П}$, спостерігається зменшення величини $\varepsilon_{\text{п}}$, у порівнянні з іншими концентраціями компонент у сплаві, що також підтверджує прояв інварного ефекту у досліджуваних плівках.

Виходячи з того, що положення локальних областей з аномальними значеннями η і $\varepsilon_{\text{п}}$ на розмірно-концентраційних залежностях співпадає ми робимо висновок, що дані величини взаємно пов'язані і зміна механічних властивостей $\varepsilon_{\text{п}}$, у певному інтервалі концентрацій та/або товщин приводить до зміни електромеханічних властивостей плівок (у нашому випадку, коефіцієнт η має підвищені значення). Очевидно, що у плівках інварного складу, як і масивних сплавах, на механічні властивості впливають магнітні. Відомо [56, 60, 62], що у сплаві інварного складу майже відсутнє температурне лінійне розширення, оскільки воно компенсується магнітострикцією. У досліджуваних плівках зниження значень $\varepsilon_{\text{п}}$, і, як наслідок, підвищення η у досить вузькому інтервалі концентрацій ми також пов'язуємо із впливом магнітострикції на механічні властивості.

5.2 Аномально малі значення величини коефіцієнта тензочутливості [153]

При дослідженні електромеханічних властивостей тонких металевих плівок експериментально отримані значення коефіцієнта η у багатьох випадках досить малі, що певною мірою суперечить класичній теорії тензоефекту. Проаналізувавши велику кількість експериментальних робіт стосовно електромеханічних властивостей плівок, можна зробити висновок, що реалізація значень η менших деякої граничної величини η_i^b , котра відповідає значенню коефіцієнта Пуассона $\mu_f = 0,5$, залишається незрозумілою. Однозначно оцінити цю граничну величину неможливо, але наближене її значення лежить у межах $\eta_i^b \approx (1 + 2\mu_f) \div 3$ од., тобто $(1,7 \div 3)$ од.

Для оцінки величини γ_l^b скористаємось співвідношенням для γ_l тонкої плівки [24]:

$$\gamma_l \equiv \frac{d \ln R}{d \varepsilon} = \frac{d \ln \rho}{d \varepsilon} + (1 + \mu_f + \mu_f') \cong \frac{d \ln \rho}{d \varepsilon} + (1 + 2\mu_f), \quad (5.1)$$

де R і ρ – опір і питомий опір; $d \varepsilon = d \ln l$ (l – довжина зразка); $\mu_f' = \mu_f \cdot \frac{1 - \mu_s}{1 - \mu_f} \cong \mu_f$

(μ_s – коефіцієнт Пуассона матеріалу підкладки).

Перший доданок γ_l^p пов'язаний із внутрішніми електронними властивостями матеріалу, а другий – геометричний фактор, який пов'язаний із зміною геометричних розмірів зразка. Вважаючи, що $\rho \sim n^{-1} \lambda_0^{-1}$ (n – ефективна концентрація вільних електронів), у роботі [151] було запропоновано співвідношення для γ_l^p :

$$\gamma_l^p = \frac{d \ln \rho}{d \varepsilon_l} = - \left(\frac{\ln \lambda_0}{d \varepsilon_l} + \frac{d \ln n}{d \varepsilon_l} \right) = \frac{2 d \ln \Theta_D}{d \varepsilon_l} + 1, \quad (5.2)$$

де Θ_D – температура Дебая.

Враховуючи, що $\frac{d \ln \Theta_D}{d \ln V} = g$ (V – об'єм, g – стала Грюнайзена), співвідношення

(5.2) перетворюється до наступного виду:

$$\gamma_l^p = 1 + 2g(1 - 2\mu_f) = 1 + \eta_{\lambda_0 l}, \quad (5.2')$$

а співвідношення (5.1) запишеться так:

$$\gamma_l = 1 + (2g - 4\mu_f g) + (1 + 2\mu_f), \quad (5.3)$$

де $\eta_{\lambda_0 l} = - \frac{d \ln \lambda_0}{d \varepsilon_l}$ – деформаційний коефіцієнт середньої довжини вільного пробігу електронів λ_0 .

Із співвідношення (5.3) витікає, що $\gamma_l^b = \lim_{\mu_f \rightarrow 0.5} = 2(1 + \mu_f) \cong 3$, хоча при умові $\gamma_l^p = 0$ величина $\gamma_l^b = 2$. Авторами роботи [154] дане питання було проаналізовано у рамках моделі Фукса-Зондгеймера (ФЗ). У граничному випадку

малих товщин ($\frac{d}{\lambda_0} \ll 1$), було отримане співвідношення для γ при умові

$\rho \sim \lambda_0^{-1} n^{-\frac{3}{2}}$, яке має вигляд:

$$\gamma_l = 2 \left(\frac{5}{6} + \mu_f \right) + (2g - 4g\mu_f), \quad (5.4)$$

що при $\mu_f = 0,5$ дає величину $\gamma_l^b = 2,7$.

Нами розглянутий інший граничний випадок моделі ФЗ, а саме, коли $\frac{d}{\lambda_0} \gg 1$,

а розмірна залежність для ρ має вигляд:

$$\frac{\rho}{\rho_0} \cong 1 + \frac{3\lambda_0(1-p)}{8d},$$

Співвідношення для γ у цьому випадку записується так:

$$\gamma_l \cong 1 + 2g - 2\mu_f - 4\mu_f g \left(1 - \frac{3\lambda_0}{8d}(1-p) \right) + (1 + 2\mu_f) \cong 2 + (2g - 4\mu_f g), \quad (5.5)$$

що при $\mu_f = 0,5$ дає $\gamma_l^b = 2$ (тут враховано, що $\frac{\lambda_0}{d} \ll 1$ при $p \cong 0,1 - 0,2$)

Автори роботи [155] на основі більш загального співвідношення моделі ФЗ отримали рівняння:

$$\gamma_l^p \cong 2\mu_f g \left(1 - \frac{\beta}{\beta_0} \right) \cong (0,5 - 0,8)g, \quad (5.6)$$

що дає для $\gamma_l^b \cong 2 + (0,5 - 0,8)g \cong 3 - 3,6$ при $g = 2$ (β і β_0 – термічний коефіцієнт опору плівки і масивного зразка).

На даний момент відомо велику кількість експериментальних результатів стосовно аномальної величини γ . Перш за все мова іде про дані роботи [104, 15], в яких наведені значення $\gamma_l < \gamma_l^b$ для плівок Au, Pd, Ni, Co [156] і Pt [104]. Аналогічні результати були отримані у роботі [151] для плівок ніхрому ($\gamma = 1,5 - 2,2$ при товщині 5 – 60 нм) та інвару [144] ($\gamma = 2 - 0,9$ при збільшенні товщини від 20 до 110 нм). Нами також спостерігались аномальні величини γ у плівкових сплавах на основі Fe і Ni [11], а згідно даних роботи [157] у

алмазоподібних плівках, які доновані атомами Ni, спостерігалась величина $\eta = 2$ при $c_{Ni} = 75 - 100$ ат. %.

Проведений аналіз показав, що дану особливість можна пояснити виходячи із одного із співвідношень (5.3) – (5.5). Розрахунки величини μ_f для різних значень η при фіксованих величинах сталої Грюнайзена (рис. 5.5) вказують на те, що аномально малі величини η мають місце при величині $\mu_f > 0,4$, тобто в області квазіпружної та пластичної деформації. Не дивлячись на те, що деформація $\varepsilon_{\text{д}}$ вимірюється із достатньою точністю на основі діаграми деформації, її неможливо встановити на основі розмірної залежності η від d , оскільки і $\varepsilon_{\text{д}}$ також розмірно залежна величина. Це могло призвести до того, що розмірні залежності $\eta(d)$ [104, 144, 156, 157] отримувалися при пружній деформації (відносно малі товщини) або квазіпружній і/або пластичній деформації (товсті плівки).

Із співвідношень (5.3) – (5.5) витікає, що величина η повністю визначається доданком $(2g - 4\mu_f g)$: при $\mu_f < 0,5$ він дає додатній внесок у величину η , а при великих μ_f (більших 0,5) – від'ємний внесок.

Із рис. 5.5 видно, що коли $\eta < 2,5 - 3,0$ одиниць, то μ_f має значення більші 0,5, тобто деформація плівки відбувається в області квазіпружності або пластичності. Залежність, яка відповідає $\eta = 1$ вказує на те, що пояснити причину аномально малих значень η лише виходячи із ідеї збільшення μ_f неможливо, оскільки необхідно допускати можливість збільшення μ_f до величини більше 1. Таким чином, у цьому випадку паралельно із збільшенням μ_f повинна зменшуватись стала Грюнайзена.

Проаналізуємо можливу причина збільшення μ_f . Відомо, що у тонких плівках або малих частинках ми спостерігаємо зменшення Θ_D (наприклад, [158]), що приводить до збільшення середньовадратичного зміщення атомів, оскільки

$\overline{u^2} \sim \left(\frac{T}{\Theta_D} \right)^2$ [104, 151]. Збільшення $\overline{u^2}$ обумовить деяке ефективне збільшення

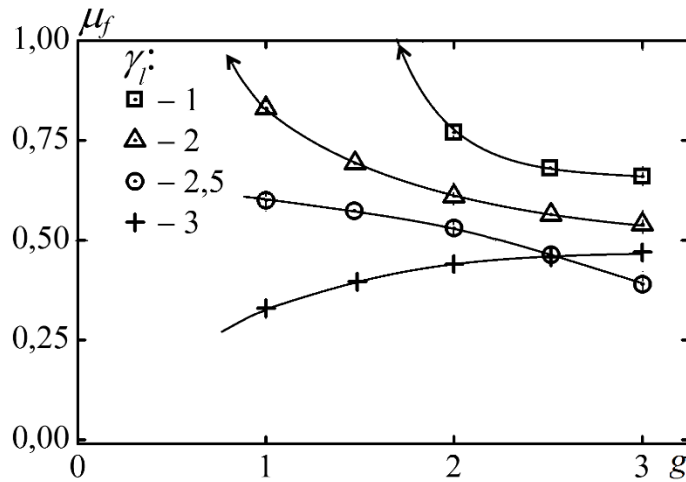


Рис. 5.5 Розрахункові величини μ_f на основі співвідношення (5.4) при різних значеннях g і γ_i

$\mu_f' = -\frac{d \ln d}{d \ln l}$. Якісні міркування вказують на те, що при поздовжній деформації півки величина Θ_D буде в цілому змінюватись.

Дійсно, якщо врахувати, що мінімальна довжина хвилі фононів $\lambda_{\min} = 2a$ (a – параметр решітки), то при деформації Θ_D для поздовжньої моди фононного спектру збільшиться на величину:

$$\Delta\Theta_D^l = \frac{h\nu_{ph}}{2k_B a} \cdot \left(\frac{1}{a + \Delta a_l} - \frac{1}{a} \right) = \frac{h\nu_{\phi}}{2k_B a} \cdot \varepsilon_l = \Theta_{0D} \varepsilon_l, \quad (5.7)$$

а для поперечних мод коливань відповідне зменшення буде рівним:

$$\Delta\Theta_D^t = \frac{h\nu_{ph}}{2k_B} \cdot \left(\frac{1}{a - \Delta a_t} - \frac{1}{a} \right) = \Theta_{0D} \cdot \frac{\Delta a_t}{a} = -\Theta_{0D} \cdot \mu_f \varepsilon_l = -\Delta\Theta_D^l \cdot \mu_f, \quad (5.8)$$

де ν_{ph} – фазова швидкість; Θ_{0D} – температура Дебая для масивних зразків; k_B – стала Больцмана.

Таким чином, в усіх півкових матеріалах величина μ_f буде менше 0,5, якщо Θ_D збільшується при деформації півки і більше 0,5, якщо Θ_D зменшується.

Інший механізм збільшення μ_f' пов'язаний із деяким зменшенням товщини півок $\Delta d'$ за рахунок дифузії поверхневих атомів на межі зерен, в яких при деформації $\Delta\varepsilon_{l,t} > 0$ буде збільшуватись їх ширина. Згладжування поверхневого

рель'єфу плівки спричинить додатковий внесок $\Delta\mu_f'$ у величину μ_f' .

I, накінець, можливе зменшення величини γ_l спричинить також зменшення доданка $(2g - 4\mu_f g)$, що обумовить зміну γ_l у бік зменшення.

5.3. Нелінійні ефекти у електромеханічних властивостях [128, 130, 131, 159]

Нелінійність на залежностях γ_m від ε_l проявляється в інтервалах деформацій $\Delta\varepsilon_{l2}$ та $\Delta\varepsilon_{l3}$ у всьому діапазоні концентрацій та товщин для всіх досліджуваних плівок. Наприклад, при дослідженні електромеханічних властивостей плівок сплаву $\text{Fe}_x\text{Ni}_{1-x}/\text{П}$ (підрозділ 4.1.3) при деформаціях $\Delta\varepsilon_{l2}$ на залежності фіксується пік в інтервалі $0,6 < \varepsilon_l < 0,9 \%$, а при $\Delta\varepsilon_{l3}$ – в інтервалі $0,85 < \varepsilon_l < 2,4 \%$. Він збільшується при збільшенні товщини та зменшенні концентрації атомів Ni. Згідно наших даних [124], поява на залежності γ_m від ε_l першого максимуму при ε_l пов'язана з нелінійними по деформації змінами опору.

На прикладі плівок $\text{Fe}_x\text{Ni}_{1-x}/\text{П}$ нами був проведений аналіз залежності ε_l від d при сталій концентрації компонент (рис. 5.6, а, в). При $c_{\text{Fe}} = 25$ та 75 ат.% у плівках спостерігається близьке до лінійного зменшення значення першого максимуму при збільшенні товщини. В той же час, для плівок з $c_{\text{Fe}} = 50$ і 64 ат.% спостерігається відхилення від нелінійності в інтервалі товщин $30 - 50$ нм (рис. 5.6, б).

Залежності ε_l від c_{Fe} при сталій товщині проілюстровані на рис. 5.6, г на прикладі плівок товщиною $d = 16$ та 62 нм. В залежності від концентрації величина першого максимуму змінюється в незначній мірі, що зумовлено однаковим механізмом деформації плівкового сплаву при концентраціях $c_{\text{Fe}} = 25, 50, 64$ та 75 ат.%.

Максимум на залежностях γ_m від ε_l спостерігається як при динамічній деформації зразків (швидкість деформації $\Delta l / l$ змінювалась від 0 до $0,1 \%$ /с, l – початкова довжина зразка), так і при статичному навантаженні.

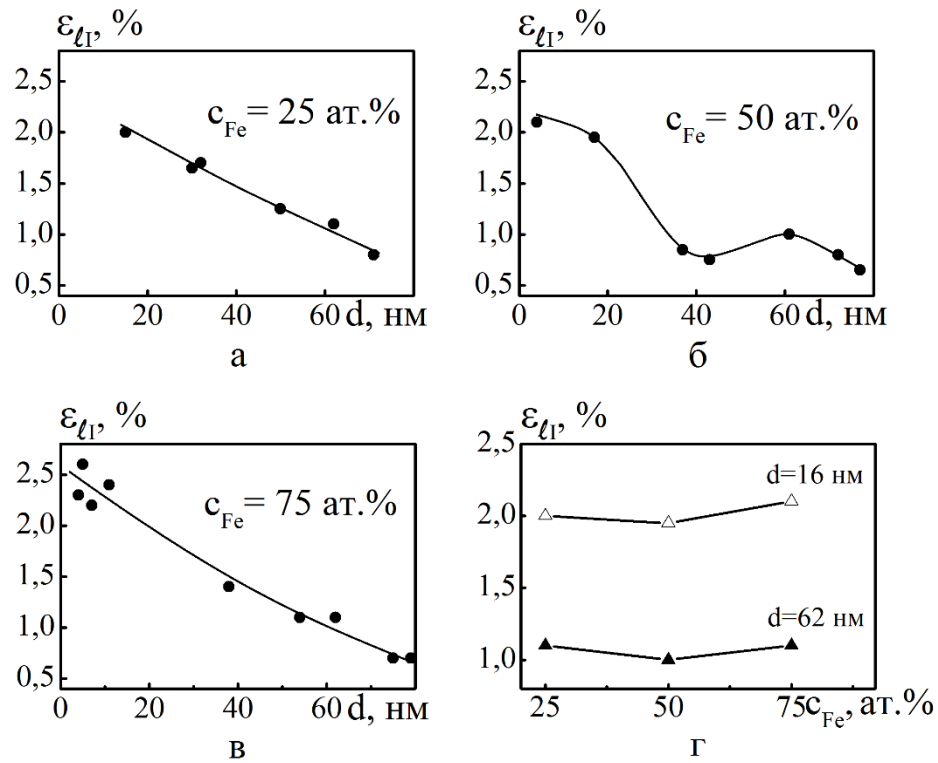


Рис. 5.6. Залежність ε_L від товщини плівки $\text{Fe}_x\text{Ni}_{1-x}/\Pi$ (а – в) та ε_L від концентрації Fe (г)

При збільшенні швидкості деформації у сім разів коефіцієнт γ_L змінювався не більше, ніж на 5%. Однозначно можна зробити висновок, що поява максимуму на залежностях γ_{LM} від ε_L обумовлена не тільки способом деформації, але і структурними процесами, що виникають при зміні механізму деформації. Для встановлення умови появи максимуму на залежностях скористаємося співвідношенням $\frac{\partial \gamma}{\partial \varepsilon} = 0$, тобто умовою екстремума. Запишемо дане співвідношення через питомий опір для двошарової плівки, в якій зберігається індивідуальність окремих шарів:

$$\frac{\partial \gamma}{\partial \varepsilon} = \frac{\partial}{\partial \varepsilon} \left(\frac{1}{\rho_1} \frac{\partial \rho_1}{\partial \varepsilon} \right) + \frac{\partial}{\partial \varepsilon} \left(\frac{1}{\rho_2} \frac{\partial \rho_1}{\partial \varepsilon} \right) = -\frac{1}{\rho_1^2} \left(\frac{\partial \rho_1}{\partial \varepsilon} \right)^2 + \frac{1}{\rho_1} \frac{\partial^2 \rho_1}{\partial \varepsilon^2} - \frac{1}{\rho_2^2} \left(\frac{\partial \rho_1}{\partial \varepsilon} \right)^2 + \frac{1}{\rho_2} \frac{\partial^2 \rho_2}{\partial \varepsilon^2} \approx 0 -$$

$$\begin{aligned}
& \frac{\left[\frac{\partial \gamma_1}{\partial \varepsilon} \rho_1 d_2 + \frac{\partial \rho_1}{\partial \varepsilon} \gamma_1 d_2 + \frac{\partial d_2}{\partial \varepsilon} \gamma_1 \rho_1 + \frac{\partial \gamma_2}{\partial \varepsilon} \rho_2 d_1 + \frac{\partial \rho_2}{\partial \varepsilon} \gamma_2 d_1 + \frac{\partial d_1}{\partial \varepsilon} \gamma_2 \rho_2 \right] \cdot [\rho_1 d_2 + \rho_2 d_1]}{(\rho_1 d_2 + \rho_2 d_1)^2} + (5.9) \\
& + \frac{\left[\frac{\partial \rho_1}{\partial \varepsilon} d_2 + \frac{\partial d_2}{\partial \varepsilon} \rho_1 + \frac{\partial \rho_2}{\partial \varepsilon} d_1 + \frac{\partial d_1}{\partial \varepsilon} \rho_2 \right] \cdot [\gamma_1 \rho_1 d_2 + \gamma_2 \rho_2 d_1]}{(\rho_1 d_2 + \rho_2 d_1)^2} = \\
& = \frac{\left(\frac{\partial \gamma_1}{\partial \varepsilon} \rho_1 d_2 + \frac{\partial \gamma_2}{\partial \varepsilon} \rho_2 d_1 \right) \cdot [\rho_1 d_2 + \rho_2 d_1] - \left(\frac{\partial \rho_1}{\partial \varepsilon} d_2 + \frac{\partial \rho_2}{\partial \varepsilon} d_1 \right) \cdot [\gamma_1 \rho_1 d_2 + \gamma_2 \rho_2 d_1]}{(\rho_1 d_2 + \rho_2 d_1)^2};
\end{aligned}$$

Проведемо оцінку порядку величини множників у (5.9):

$$\frac{1}{\rho_1} \frac{\partial^2 \rho_1}{\partial \varepsilon^2} \sim \left(\frac{\partial \rho}{\partial \varepsilon} \sim \rho \gamma \sim 10^{-7} \cdot 10 = 10^{-6}, \quad \frac{\partial^2 \rho}{\partial \varepsilon^2} \sim \frac{\partial \rho}{\partial \varepsilon} \gamma \sim 10^{-5} \right) \sim 10^7 \cdot 10^{-5} = \sim 10^2;$$

$$\frac{1}{\rho_2^2} \left(\frac{\partial \rho_1}{\partial \varepsilon} \right)^2 \sim (10^{14} \cdot 10^{-12}) \sim 10^2; \quad \frac{\partial \gamma_1}{\partial \varepsilon} \rho_1 d_2 \text{ та } \frac{\partial \gamma_2}{\partial \varepsilon} \rho_2 d_1 \sim (10^3 \cdot 10^{-7} \cdot 10^{-7}) \sim 10^{-11}; \quad \frac{\partial \rho_1}{\partial \varepsilon} \gamma_1 d_2$$

$$\text{та } \frac{\partial \rho_2}{\partial \varepsilon} \gamma_2 d_1 \sim (10^{-5} \cdot 10 \cdot 10^{-7}) \sim 10^{-11} - 10^{-12}; \quad \rho_1 d_2 + \rho_2 d_1 \sim 10^{-14} - 10^{-15}; \quad \frac{\partial \rho_1}{\partial \varepsilon} d_2 \text{ та}$$

$$\frac{\partial \rho_2}{\partial \varepsilon} d_1 \sim 10^{-12} - 10^{-13}; \quad \gamma_1 \rho_1 d_2 \text{ та } \gamma_2 \rho_2 d_1 \sim 10^{-13} - 10^{-14}; \quad \frac{1}{\rho_1} \frac{\partial^2 \rho_1}{\partial \varepsilon^2} \text{ та } \frac{1}{\rho_2} \frac{\partial^2 \rho_2}{\partial \varepsilon^2} \sim 10^2.$$

Із урахуванням порядку величин та скорочення множників співвідношення (5.9) спрощується до вигляду:

$$\begin{aligned}
\frac{\partial \gamma}{\partial \varepsilon} &= \frac{1}{\rho_1} \frac{\partial^2 \rho_1}{\partial \varepsilon^2} + \frac{1}{\rho_2} \frac{\partial^2 \rho_2}{\partial \varepsilon^2} \cong - \frac{\frac{\partial \gamma_1}{\partial \varepsilon} \rho_1 d_2 + \frac{\partial \gamma_2}{\partial \varepsilon} \rho_2 d_1}{\rho_1 d_2 + \rho_2 d_1} + \\
&+ \frac{\left(\frac{\partial \rho_1}{\partial \varepsilon} d_2 + \frac{\partial \rho_2}{\partial \varepsilon} d_1 \right) \cdot (\gamma_1 \rho_1 d_2 + \gamma_2 \rho_2 d_1)}{(\rho_1 d_2 + \rho_2 d_1)^2} = 0.
\end{aligned} \tag{5.10}$$

Після диференціювання отримуємо систему із двох рівнянь:

$$\left\{ \begin{array}{l} \frac{1}{\rho_1} \frac{\partial^2 \rho_1}{\partial \varepsilon^2} \cong -\frac{\rho_1 d_2}{\rho_1 d_2 + \rho_2 d_1} \frac{\partial \gamma_1}{\partial \varepsilon} + \frac{\frac{\partial \rho_1}{\partial \varepsilon} d_2 (\gamma_1 \rho_1 d_2 + \gamma_2 \rho_2 d_1)}{(\rho_1 d_2 + \rho_2 d_1)^2}; \\ \frac{1}{\rho_2} \frac{\partial^2 \rho_2}{\partial \varepsilon^2} \cong -\frac{\rho_2 d_1}{\rho_1 d_2 + \rho_2 d_1} \frac{\partial \gamma_2}{\partial \varepsilon} + \frac{\frac{\partial \rho_2}{\partial \varepsilon} d_1 (\gamma_1 \rho_1 d_2 + \gamma_2 \rho_2 d_1)}{(\rho_1 d_2 + \rho_2 d_1)^2}; \end{array} \right. \quad (5.11)$$

Проведемо їх аналіз для двох граничних випадків (I та II), коли питомий опір одного із шарів набагато менший від іншого та у припущенні стосовно залежності коефіцієнта Пуассона від деформації ($\frac{\partial \mu_i}{\partial \varepsilon_i} \neq 0$):

(I): $\rho_1 \ll \rho_2$:

$$\frac{1}{\rho_1} \frac{\partial^2 \rho_1}{\partial \varepsilon^2} \cong -\frac{\rho_1 d_2}{\rho_2 d_1} \frac{\partial \gamma_1}{\partial \varepsilon} + \frac{\frac{\partial \rho_1}{\partial \varepsilon} \gamma_2 \rho_2 d_2 d_1}{(\rho_2 d_1)^2};$$

$$\frac{\partial^2 \rho_2}{\partial \varepsilon^2} \cong -\frac{\rho_1^2}{\rho_2} \frac{d_2}{d_1} \frac{\partial \gamma_1}{\partial \varepsilon} + \frac{\gamma_2 d_2 \rho_1}{\rho_2 d_1} \frac{\partial \rho_1}{\partial \varepsilon} \cong -0 + \frac{\rho_1^2}{\rho_2} \frac{d_2}{d_1} \gamma_1^2;$$

для спрощення позначимо $\frac{\rho_1^2}{\rho_2}$ як А, а $\frac{d_2}{d_1}$ як В, отримане рівняння запишеться

як:

$$\frac{\partial \rho_1}{\partial \varepsilon_i} \cong \frac{d_2}{d_1} A \gamma_1^2 \varepsilon_i + a; \quad (5.12)$$

а $\rho_1(\varepsilon_i)$ приведеється до виду:

$$\rho_1(\varepsilon_i) = \frac{d_2}{d_1} A \gamma_1^2 \varepsilon_i^2 + a \varepsilon_i + b. \quad (5.13)$$

(II): $\rho_2 \ll \rho_1$:

$$\frac{1}{\rho_1} \frac{\partial^2 \rho_2}{\partial \varepsilon^2} \cong -\frac{\rho_2 d_1}{\rho_1 d_2} \frac{\partial \gamma_2}{\partial \varepsilon} + \frac{\frac{\partial \rho_1}{\partial \varepsilon} \gamma_1 \rho_1 d_1 \rho_2 d_2}{(\rho_1 d_2)^2};$$

$$\frac{\partial^2 \rho_2}{\partial \varepsilon^2} \cong -\frac{\rho_2^2}{\rho_1} \frac{d_1}{d_2} \frac{\partial \gamma_2}{\partial \varepsilon} \cong 0;$$

за аналогією з першим випадком запишемо $\frac{\rho_2^2}{\rho_1}$ як A^{-1} , а $\frac{d_1}{d_2}$ як B^{-1} і отримаємо:

$$\frac{\partial \rho_2}{\partial \varepsilon_1} \cong \frac{1}{AB} \gamma_2 \varepsilon_1 + a'; \quad (5.14)$$

$$\rho_2(\varepsilon_1) = \frac{1}{AB} \gamma_2 \varepsilon_1^2 + a' \varepsilon_1 + b'. \quad (5.15)$$

Для плівкового сплаву з двох компонент, вважаючи, що відбувається повне перемішування компонент і градієнт концентрації по товщині $\cong 0$ (утворюється твердий розчин), замінивши у співвідношеннях товщину шарів (d_1 та d_2) на загальну концентрацію компонент (c_1 та c_2), можна зробити висновки, аналогічні системі типу «біпластина».

Проведений аналіз вказує на те, що поява максимуму на залежностях γ_{lm} від ε_l обумовлена нелінійними по деформації змінами питомого опору, що має місце при відповідному способі деформації або у результаті структурних змін у плівковій системі при переході від пружної до пластичної деформації.

Висновки до розділу 5

1. Аналіз розмірно-концентраційних залежностей плівкових систем a-Gd/Fe/П і Fe/a-Gd/Fe/П показав, що у загальному випадку при деформації до 2% найнижчі значення коефіцієнта γ_l знаходяться в області малих товщин, збільшення його значення відбувається зі збільшенням загальної товщини

плівкової системи, подібно до плівок Fe. Значної зміни γ_l у залежності від c_{Fe} не спостерігається, тобто прошарок Gd не має визначального впливу на електромеханічні властивості. Значення межі переходу ε_{lp} зменшується у напрямку збільшення товщин та зменшення концентрації атомів Fe.

2. Коефіцієнт γ_l плівкового сплаву Fe_xNi_{1-x}/Π , починаючи з концентрації атомів $c_{Fe} = 80$ ат.% у всіх інтервалах деформації монотонно зменшується із ростом товщини плівки. На розмірно-концентраційних залежностях проявляється локальна область підвищених значень коефіцієнта γ_l при товщинах більше 30 нм близько $c_{Fe} = 55 - 70$ ат.%, що ми пов'язуємо з впливом інварного ефекту – областю аномальних значень теплового розширення із $c_{Fe} = 64$ ат.%. Межа переходу ε_{lp} у загальному випадку зменшується із ростом товщини плівок, також поблизу інварної зони спостерігається незначне її зменшення.

3. Аномально малі значення коефіцієнта $\gamma_l < 3$ одиниць у тонких плівках можуть реалізовуватись виходячи із наступних міркувань: величина коефіцієнта Пуассона (μ_f) буде меншою 0,5, якщо при деформації температура Дебая (Θ_D) збільшується і більшою 0,5, у випадку зменшення Θ_D . Також зниження величини γ_l може відбуватись внаслідок зменшення загальної товщини плівки за рахунок дифузії поверхневих атомів на межі зерен.

4. Поява максимуму на залежностях γ_{lm} від ε_l пов'язана із нелінійними по деформації змінами питомого опору, що має місце при відповідному способі деформації або у результаті структурних змін у плівковій системі при переході від пружної до пластичної деформації.

ВИСНОВКИ

У дисертаційній роботі проведено комплексні дослідження електромеханічних властивостей, кристалічної структури та фазового складу багат шарових плівок на основі Fe, Pt і Gd та плівкових сплавів на основі Fe і Ni.

У роботі одержані такі результати:

1. Дослідження кристалічної структури і фазового складу багат шарових плівок та плівкових сплавів у свіжосконденсованому стані дозволили встановити наступне:

- одношарові плівки Gd при малих товщинах мають квазіаморфну структуру, при збільшенні товщини починаються процеси кристалізації, а фазовий склад відповідає системі ГЦП-Gd + ГЦК-GdH₂ + ОЦК-Gd₂O₃;

- фазовий склад плівкових систем a-Gd/Fe/П та Fe/a-Gd/Fe/П включає в себе аморфну і кристалічну складову, відношення яких залежить як від концентрації атомів окремих компонент, так і товщини шару Gd;

- у дво- і тришарових плівкових системах на основі Fe і Pt після конденсації відбувається утворення неупорядкованого твердого розчину α -Fe (Pt), зразки мають дрібнодисперсну структуру з розмірами кристалітів від 4 до 10 нм;

- у плівках Ni_xFe_{1-x}/П в залежності від концентрації компонент стабілізуються фази Ni₃Fe, NiFe та α -фаза (Ni – Fe).

2. Експериментальні дослідження електромеханічних властивостей показують наступне:

- величина інтегрального коефіцієнта η в деформаційних інтервалах $\Delta\varepsilon_{l1} = 0 - 1$ та $\Delta\varepsilon_{l2} = 0 - 2$ % змінюється у межах 2,7 – 9,5 одиниць (плівки Fe товщиною 7 – 65 нм); 4,6 – 1,7 одиниць (плівки Pt товщиною 20 – 80 нм.); 1,4 – 1,0 (плівки Gd товщиною 75 – 120 нм) і 9,3 – 2,8 (плівки Ni товщиною 10 – 90 нм);

- деформаційні залежності для плівкових систем на основі Gd і Fe виходять на насичення при $\varepsilon_{in} = 0,4 - 1,1$ %, і мають чітко виражений максимум, в якому величина $(\eta)_{int}$ приблизно у два рази більша порівняно з областю насичення;

- у системах Fe/Pt/П при товщині шару Fe від 5 до 30 нм величина

коефіцієнта $(\gamma)_{\text{int}}$ практично не змінюється у всіх деформаційних інтервалах і має значення від 3 до 9 одиниць;

– у плівкових сплавах $\text{Fe}_x\text{Ni}_{1-x}$ в інтервалі товщин $d > 30$ нм при концентраціях $c_{\text{Fe}} = 50$ та 64 ат.% спостерігається аномальне збільшення коефіцієнта γ до 15 – 25 одиниць, що викликано проявом інварного ефекту (компенсація теплового розширення магнітострикцією) у даній концентраційній області та їх впливу на механічні властивості.

3. Величина деформації переходу від пружної до пластичної деформації для плівок Fe, Pt, Gd і Ni у всіх деформаційних інтервалах складає: 0,55 – 0,25% (плівки Fe товщиною 5 – 65 нм); 0,04 – 0,15 (плівки Pt товщиною 20 – 80 нм); 0,1 – 0,15 (плівки Gd товщиною 75 – 118 нм); 0,5 – 0,27% (плівки Ni товщиною 10 – 90 нм). Малі значення деформації переходу в плівках Pt і Gd пов'язані з особливостями кристалічної структури (нанодисперсна та аморфно-кристалічна). Межа переходу $\varepsilon_{\text{п}}$ у плівковому сплаві $\text{Ni}_x\text{Fe}_{1-x}$ в загальному випадку зменшується із ростом товщини плівок, також поблизу інварної зони спостерігається її незначне локальне зменшення.

4. Зроблено висновок, що макронапруження у досліджуваних плівках не мають визначального впливу на електромеханічні властивості досліджуваних плівок, оскільки при збільшенні значення макронапружень із ростом товщини не спостерігається підвищення коефіцієнта тензочутливості.

5. Вперше описано механізм реалізації аномально малих значень коефіцієнта $(\gamma_l)_{\text{int}}$ на основі двох фізичних механізмів: по-перше, у всіх плівках величина коефіцієнта Пуассона $\mu_f < 0,5$, якщо при деформації температура Дебая збільшується і $\mu_f > 0,5$, у випадку її зменшення; по-друге, зменшення γ_l може бути також пов'язано із дифузією поверхневих атомів на межі зерен, результатом чого є зменшення загальної товщини плівки.

6. Вперше спостерігався максимум на залежностях γ_{lm} від ε_l та запропоновано модель, яка пояснює його природу. Його поява пояснюється нелінійними по деформації змінами питомого опору, що має місце при відповідному методі деформації або у результаті структурних змін у плівковій системі при переході від пружної до пластичної деформації.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Nanostructured materials and nanotechnology. / [Ed. H. S. Nalwa]. – San Diego: Academic Press, 2001. – 834 p.
2. Gleiter H. Nanostructured materials: basic concepts and microstructure / H. Gleiter // *Acta Mater.* – 2000. – V.48. – P.1 – 29.
3. Андриевский Р.А. Наноструктурные материалы / [Р.А. Андриевский, А.В. Рагуля], Москва: Академия, 2005. – 192 с.
4. Nanostructured materials: processing, properties and applications / [Ed. C.C. Koch]. – New York: William Andrews Publ, 2002. – 546 p.
5. Физическая механика деформируемых наноструктур / [М.Ю. Гуткин, И.А. Овидько]. – Санкт-Петербург: Янус, 2003. – Т.1. –194с.
6. Физическая механика деформируемых наноструктур / [М.Ю. Гуткин, И.А. Овидько]. – Санкт-Петербург: Янус, 2005). – Т.2. – 352с.
7. Механическое поведение аморфных сплавов / [А.М. Глезер, И.Е. Пермякова, В.Е. Громов, В.В. Коваленко]. – Новокузнецк: Издательство СибГИУ, 2006. – 416 с.
8. Gane N. Microdeformation of Solids / N. Gane, F.P. Bowden. // *J. Appl. Phys.* – 1968. – V. 39. – P. 1432 – 1435.
9. Pethica J.B. Contact of characterised metal surfaces at very low loads: Deformation and adhesion / J.B. Pethica, D. Tabor // *Surf. Sci.* – 1979. – V. 89. – P. 182 – 190.
10. Pashley M.D. Adhesion and deformation properties of clean and characterized metal micro-contacts / M.D. Pashley, D. Tabor // *Vacuum.* – 1981. – V. 31. – P. 619 – 623.
11. Milligan W.W. Mechanical behavior of bulk nanocrystalline and ultrafine-grain metals. In *Comprehensive Structural Integrity* [W.W. Milligan, R.O. Ritchie, B Karihaloo]. – 2003, Amsterdam: Elsevier, – P. 529 – 550.
12. Kumar K.S. Mechanical behavior of nanocrystalline metals and alloys / K.S. Kumar, H. Van Swygenhoven, S. Suresh // *Acta Mater.* – 2003. – V. 51. – P. 5743 – 5774.

13. Tensile properties of in situ consolidated nanocrystalline Cu / S. Cheng, E. Maa, Y.M. Wang [et al.] // *Acta Mater.* – 2005. – V. 53. – P. 1521 – 1533.
14. Sim G.-D. High-temperature tensile behavior of freestanding Au thin films / G.-D. Sim, J.J. Vlassak // *Scripta Mater.* – 2014. – V. 75. – P. 34 – 37.
15. Xiang Y. Bauschinger and size effects in thin-film plasticity / Y. Xiang, J.J. Vlassak // *Acta Mater.* – 2006. – V. 54. – P. 5449 – 5460.
16. Mechanical properties of electrodeposited permalloy thin film measured by using a tensile test / X. Li, G. Ding, H. Wang [et al.] // *Book of abstract 14th international solid-state sensors, actuators and microsystems conference [«Transducers 2007 »]*. – 2007. – P. 555.
17. Глезер А.М. Мегапластическая деформация аморфных сплавов. Структура и механические свойства / А.М. Глезер, М.Р. Плотникова, А.В. Шалимова [и др.] // *Известия РАН. Серия физическая.* – 2009. – Т. 73. – № 9. – С. 1302 – 1309.
18. Глезер А.М. Структура и физико-механические свойства экваторного упорядочивающегося сплава FeCo, полученного методом закалки из жидкого состояния / А.М. Глезер, Т.М. Ширинов, В.Е. Громов // *Известия РАН. Серия физическая.* – 2008. – Т. 72. – № 9. – С. 1348 – 1352.
19. Аморфные и нанокристаллические структуры: сходства, различия, взаимные переходы / А.М. Глезер // *Рос. Хим. Ж.* – 2002. – Т. XLVI. – № 5. – С. 57 – 63.
20. Влияние легирования хромом и ванадием на механические свойства экваторных Fe-Co сплавов / А.М. Глезер, Т.М. Ширинов, М.И. Глазырина [и др.] // *ФПСМ.* – 2007. – Т. 4. – С. 111 – 114.
21. Влияние лазерного воздействия на механические свойства объемных и ленточных аморфных металлических сплавов / В.А. Федоров, А.В. Яковлев, Т.Н. Плужникова [и др.] // *ФПСМ.* – 2009. – Т. 6. – С. 87 – 91.
22. Яковлев А.В. Влияние теплового и лазерного воздействий на механические свойства аморфных металлических сплавов / А.В. Яковлев, А.Н. Капустин, В.А. Федоров // *ФПСМ.* – 2007. – Т. 4. – С. 66 – 71.
23. Kuczynski G. C. Effect of elastic strain on the electrical resistance of metals /

- G. C. Kuczynski // *Phys. Rev.* – 1954. – V. 94. – P. 61.
24. Клокова Н. П. Тензорезисторы: Теория, методики расчета, разработки / [Н. П. Клокова]. – Москва: Машиностроение, 1990. – 224 с.
25. Emery R.D. Tensile behavior of free-standing gold films. Part I. Coarse-grained films / R.D. Emery, G.L. Povirk // *Acta Mater.* – 2003. – V. 51. – P. 2067 – 2078.
26. Emery R.D. Tensile behavior of free-standing gold films. Part II. Coarse-grained films / R.D. Emery, G.L. Povirk // *Acta Mater.* – 2003. – V. 51. – P. 2079 – 2087.
27. Espinosa H.D. Plasticity size effects in free-standing submicron polycrystalline FCC films subjected to pure tension / H.D. Espinosa, B.C. Prorok, B. Peng // *J. Mech. Phys. Solids.* – 2004. – V. 52. – P. 667 – 689.
28. Деформация и разрушение материалов / В. М. Иевлев, Е. К. Белоногов, А.А. Максименко [и др.]. – Москва: Изд-во МГИУ, 2006. – 468 с.
29. Neugebauer C.A. Temperature Dependence of the Saturation Magnetization of Nickel Films of Thickness Less Than 100\AA / C.A. Neugebauer // *J. Appl. Phys.* – 1960. – V. 31. – P. S152 – S153.
30. Stress-strain curves of sputter-deposited Ti-Ni thin films / A. Ishida, M. Sato, T. Kimura [et al.] // *Philosophical Magazine A.* – 2000. – V. 80. – P. 967 – 980.
31. Lee H.-J. Stress relaxation of free-standing aluminum beams for microelectromechanical systems applications // H.-J. Lee, G. Cornella, J.C. Bravman // *Appl. Phys. Lett.* – 2000. – V. 76. – P. 3415 – 3417.
32. Greer J.R. Size dependence of mechanical properties of gold at the micron scale in the absence of strain gradients / J.R. Greer, W.C. Oliver, W.D. Nix // *Acta Materialia.* – 2005. – V. 53. – P. 1821 – 183
33. Атомные механизмы деформации и разрушения нанокристаллов хрома / А.П. Шпак, В.В. Огородников, К.В. Малишевский [и др.] // *Металлофиз. новейшие технол.* – 2003. – Т. 25. – № 8. – С. 1061 – 1077.
34. Атомные механизмы деформации и разрушения нанокристаллов ниобия / А.П. Шпак, В.В. Огородников, К.В. Малишевский, [и др.] // *Металлофиз. новейшие технол.* – 2003. – Т. 25. – № 9. – С. 16.

35. Наноматериалы, нанопокрyтия, нанотехнологии / Н. А. Азаренков, В.М. Береснев, А.Д. Погребняк, Л. В. Маликов, П. В. Турбин. – Харьков: ХНУ, 2009. – 209 с.
36. Применение многокомпонентных катодов, полученных электронно-лучевым плавлением, для формирования сверхтвердых нанокomпозитных покрытий / В.М. Береснев, П.В. Турбин, В.В. Грудницкий, И.Н. Торяник, А.Е. Дмитренко, А.Ю. Кропотов, В.И. Гриценко, Л.В. Маликов, С.С. Гранкин // Физическая инженерия поверхности. – 2013. – Т. 11, № 2. – С. 204–211.
37. Влияние на механические характеристики толщины слоев в многослойных покрытиях MoN/CrN, осаждаемых под действием отрицательного потенциала смещения / В. М. Береснев, О. В. Соболев, А. В. Столбовой, С. В. Литовченко, Д.А. Колесников, У.С. Немченко, А.А. Мейлехов, А.А. Постельник // Ж. нано- электрон. физ. – 2016. – Т. 8, № 1. – С. 01043-1–01043-5.
38. Закономерности формирования нитридных покрытий на основе многокомпонентных сплавов / В.М. Береснев, Ю.М. Шабельник, Н.И. Шумакова, У.С. Немченко// Ж. нано- электрон. физ. – 2017. – Т.9, №4. – С. 04023-1–04023-5.
39. Електроопір та магнетоопір аморфних металевих сплавів на основі заліза та кобальту / М.П. Семенько, М.І. Захаренко, Ю. А. Куницький [та ін.] // Успехи физ. мет. – 2009. – Т. 10. – С. 133 – 210.
40. Тензоопір аморфних феромагнетиків / М.П. Семенько, М.І. Захаренко, Ю.А. Куницький [та ін.] // Успехи физ. мет. – 2009. – Т. 10. – С. 331–388.
41. Hernando A. Influence of the Tensile Stress on the Magnetostriction Resistivity and Magnetic Anisotropy of Co-Rich Metallic Glasses. TSRO and CSRO Correlation / A. Hernando // Phys. Scripta. – 1988. – V. 24. – P. 11 – 21.
42. Захаренко Н.И. О температурном поведении тензорезистивного эффекта в аморфном сплаве Fe₈₆B₁₄ / Н.И. Захаренко, М.П. Семенько // ФММ. – 2009. – Т. 108. – С. 181 – 184.

43. Аморфные металлические сплавы / [ред. Ф.Е. Люборский] . – Москва: Металлургия, 1987.– 584 с.
44. Electrophysical Properties of Ni/V and Cr/Fe Multilayer Films / L. Odnodvoretz, S. Protsenko, O. Synashenko, D. Velykodnyi [et al.] // Cryst. Res. Technol. – 2009. – V. 44. – P. 74 – 81.
45. Electrophysical properties of Cu/Cr and Fe/Cr film systems within elastic and plastic deformation range / S. I. Protsenko, D. V. Velykodnyi, V. A. Kheraj [et al.] // J. Mater. Sci. – 2009. – V. 44, № 18. – P. 4905–4910.
46. Khater F. Strain coefficients of electrical resistance of double-layer thin metallic films / F. Khater, M. El-Hiti // Phys. Status Solidi (A). – 1988. – V. 108. – P. 241.
47. Khater F. Temperature coefficient of the strain coefficient of electrical resistivity of double-layer thin metallic films / F. Khater, M. El-Hiti // Phys. Status Solidi(A). – 1988. – V. 109 – P. 517 – 523.
48. Эффект тензочувствительности в двухслойных пленках переходных металлов / А.И. Кузьменко, С.В. Петренко, И.Е. Проценко //ВАНТ. Серия : Ядерно-физические исследования. – 1990. – Вып. 2. – С. 87 – 89.
49. Conductivity and the temperature coefficient of resistance of two-layer polycrystalline films / L.V. Dekhtyaruk, S.I. Protsenko, A.M. Chornous [et al.] // Ukr. J. Phys. – 2004. – V. 49. – P. 587 – 597.
50. Структурно-фазовий стан, стабільність інтерфейсів та електрофізичні властивості двошарових плівкових систем / С.І. Проценко, І.В. Чешко, Д.В. Великодний [та ін.] // Успехи физ. метал. – 2007. – Т. 8. – С. 247 – 278.
51. Однодворець Л. В. Кінетичні явища в багатошарових плівкових конденсатах на основі Cr, Co, Ni та Ge: автореф. дис. на здобуття наук. ступеня канд. ф.-м. наук: спец. 01.04.07 / Сумський державний університет. – Суми, 1996. – 25 с.
52. Дехтярук Л. В. Транспортні розмірні ефекти у двошарових полікристалічних плівках / Л.В. Дехтярук, І.Ю. Проценко, А.М. Чорноус // Успехи физ. метал. – 2007. – Т.8. – С. 21 – 64.
53. High-temperature strain field measurement using digital image correlation / В.

- Grant, H. Stone, P. Withers [et al.] // *Journal of Strain Analysis for Engineering Design*. – 2009. – V.44. – P. 263 – 271
54. Cao J. Electromechanical Properties of Metallic, Quasimetallic, and Semiconducting Carbon Nanotubes under Stretching / J. Cao, Q. Wang, H. Dai // *Phys. Rev. Lett.* – 2003. – V. 90, № 15. – P. 157601 – 157604.
55. Strain gauges of GaSbFeGa_{1.3} eutectic composites / M. I. Aliyev, A. A. Khalilova, D. H. Arasly [et al.] // *Appl. Phys. A*. – 2004. – V. 79. – P. 2075 – 2078.
56. Банных О. А. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа / [О. А. Банных, П. Б. Будберг, С. П. Алисова] – Москва: Металлургия, 1986. – 440 с.
57. Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник в 3х Т. / [Н. П. Лякишев, С. П. Алисова, О. А. Банных и др.], под ред. Н.П. Лякишева. – Москва.: Машиностроение, 1996. – 992 с.
58. Мониторинг образования промежуточных соединений при получении нанокристаллических Fe-Ni композиций / Т.Ю. Киселева, Е.Н. Сидорова, А.А. Новикова [и др.] // *Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования*. – 2003. – Т. 3. – С. 61 – 66.
59. Твердотельный синтез железо-никелевых пленок пермаллового и инварного состава / В.С. Жигалов, В.Г. Мягков, Л.Е. Быкова [и др.] // *Вестник КрасГУ. Серия: Физико – математические науки*. – 2005. – №4. – С. 54 – 62.
60. Structural, magnetic, and transport properties of Permalloy for spintronic experiments Gesche Nahrwold / J.M. Scholtyssek, S. Motl-Ziegler, O. Albrecht [et al.] // *J. Appl. Phys.* – 2010. – V. 108. – P. 013907-1 – 013907-6.
61. Grain growth and grain size effects on the thermal expansion properties of an electrodeposited Fe-Ni invar alloy / Y. Liu, L. Liu, Z. Wu [et al.] // *Scripta Mater.* – 2010. – V. 63. – P. 359 – 362.
62. A study on electrodeposited Ni_xFe_{1-x} alloy films / M. Bedir, O.F. Bakkaloglu, I.H. Karahan [et al.] // *Pramana – J. Phys.* – 2006. – V. 66. – P. 1093 – 1104.
63. Pressure-Induced Invar Effect in Fe-Ni Alloys / L. Dubrovinsky,

- N. Dubrovinskaia, I. Abrikosov // *Phys. Rev. Lett.* – 2001. – V.86. – P.4851
64. Твердофазный синтез в Ni/Fe(001)/MgO(001) тонких пленках инварного состава 3Fe:1Ni / В.Г. Мягков, О.А. Баяков, В.С. Жигалов, [и др.] // *Фазовые переходы, упорядоченные состояния и новые материалы (Электронный журнал).* – 2009.04.08. – С. 1
65. Anomalous shift of Curie temperature in iron–nickel Invar alloys by high-energy heavy ion irradiation / A.Iwase, Y.Namatania, Y.Mukumoto [at al.] // *Nuclear Instruments and Methods in Physics.* – 2003. – V.209. – P. 323 – 328.
66. Тонкие пленки железо-гадолиниевых сплавов / Л.В. Киренский, А.А. Неделько, В. А. Буравихин [и др.] // *Изв. АН СССР. Серия физическая.* – 1965. – Т. XXIX, № 4. – С. 689 – 694.
67. Costes J. A Trinuclear Gadolinium Complex: Structure and Magnetic Properties / J. Costes, F. Dahan, F. Nicodeme // *Inorg. Chem.* – 2001. – V.40. – P. 5285 – 5287.
68. Jing J. Structural analysis and magnetic properties of Gd-doped Li-Ni ferrites prepared using rheological phase reaction method / J. Jing, L. Li, X. Feng // *J. Rare Earths.* – 2007. – V. 25. – №1. – P. 79 – 83.
69. Структурные и магнитные фазовые превращения в многослойных пленках гадолиния / В. О. Васьковский, А. В. Свалов, А. В. Горбунов [и др.] // *ФТТ.* – 2001. – Т. 43. – № 4. – С. 672 – 677.
70. Присяжнюк В.І. Електрофізичні властивості тонких плівок хімічних з'єднань Gd-Fe / В.І. Присяжнюк, О.Г. Миколайчук, І.С. Дуцяк // *ФХТТ.* – 2003. –Т. 4. – № 2. – С. 271 – 275.
71. Prsyazhnyuk V. Structure formation in Gd–Fe thin films / V. Prsyazhnyuk, O. Mykolaychuk // *J. Non Cryst. Solids.* – 2006. – V. 352. – P. 4299 – 4302.
72. The effect of Gd addition on the glass-forming ability of Cu–Zr–Al alloy / H. Fua, H. Wang H. Zhang [et al.] // *Scripta Materialia.* – 2006. – V.55. – P. 147 – 150.
73. Senkov O.N. Effect of the atomic size distribution on glass forming ability of amorphous metallic alloys / O.N. Senkov, B. Miracle // *Materials Research Bulletin.* – 2001. – V.36. – P. 2183 – 2198.
74. Чешко І.В. Структурно-фазовий стан нанокристалічних плівкових структур

- Gd/Fe / І.В. Чешко, І.Ю. Проценко // Вісник СумДУ. Серія: Фізика, математика, механіка. – 2005. – № 8. – С. 143 – 148.
75. Nelson J. A. Solution synthesis of gadolinium nanoparticles /J. A. Nelson, L. H. Bennett // J. Am. Chem. Soc. – 2002. – V.124. – P. 2979 – 2983.
76. Gadolinium oxide thin films by atomic layer deposition /J. Niinisto, N. Petrova, M. Putkonen [et al.] // J. Cryst. Growth. –2005. –V. 285. – P. 191 – 200.
77. Structural and magnetic properties of the ordered FePt₃, FePt and Fe₃Pt nanoparticles / Y. Liu, Y. Jiang, X. Zhang [et al.] // J. Solid State Chem. – 2014. – V. 209. – P. 69 – 73.
78. Re-examination of Phase Diagram of Fe-Pt System / Y. Nose, A. Kushida, T. Ikeda // Materials Transactions. – 2003 V. 44. – P. 2723 – 2731
79. Tracer and Chemical Diffusion in L1₂-Ordered Pt₃Fe / Y. Nose, T. Ikeda, H. Nakajima [et al.] // Mater. Trans. – 2003. – V. 44. – P. 34 – 39.
80. Low temperature synthesis of FePt alloy nanoparticles by polyol process / K. Fukuda, S. Fujieda, K. Shinoda [et al.] // J. Phys.: Conf. Ser. – 2012. – V. 352. – P. 012020-1 – 012020-6.
81. Odusote Y.A. Investigation of ordering phenomenon in Me–Pt (Me = Fe, Ni) liquid alloys / Y.A. Odusote // Sci. Technol. Adv. Mater. – 2008. – V. 9. – P. 015001-1 – 015001-7.
82. Влияние промежуточного слоя Ag на процессы диффузионного фазообразования при термической обработке в наноразмерных пленочных композициях Fe₅₀Pt₅₀/Ag/Fe₅₀Pt₅₀ / Ю.Н. Макогон, С.И. Сидоренко, Е.П. Павлова [и др.] // Материалы международной конференции [«CriMiCo'2012»], (Севастополь, 10 – 14 сентября 2012 г.). – С. 673 – 674.
83. Макогон Ю.М. Структура і магнітні властивості нанорозмірної плівки Fe₅₀Pt₅₀ на планарній підкладці SiO₂(100 нм)/Si(001) / Ю.М. Макогон, О.П. Павлова, Т.І. Вербицька [та ін.] // Наукові вісті НТУУ «КПІ». – 2011. – №6. – С. 108 – 112.
84. Future Storage Technologies: A Look Beyond the Horizon / M.H. Kryder // [«Computerworld. Storage Networking World»]. – 2006 (April 3-6, Manchester

- Grand Hyatt. San Diego, California).– P. 350 – 358.
85. Structure and magnetic properties of magnetron-sputtered [(Fe/Pt/Fe)/Au]_n multilayer films / Y.S. Yu, H.B. Li, W.L. Li [et al.] // J. Magn. Magn. Mater. – 2010. – V. 322. – P. 1770 – 1774.
 86. Seki T.O. Microstructure and magnetic properties of FePt-SiO₂ granular films with Ag addition / T.O. Seki, Y.K. Takahashi, K. Hono // J. Appl. Phys. – 2008. – V. 103. – P. 023910-1 – 023910-7.
 87. Perpendicular FePt-based exchange-coupled composite media / D. Makarov, J. Lee, C. Brombacher [et al.] // Appl. Phys. Lett. – 2010. – V. 96. – P. 062501-1 – 062501-3.
 88. Santra S. Interdiffusion in the Fe-Pt System / S. Santra, A. Mondal, A. Paul // Metall. Mater. Trans. A. – 2012 – V. 43 – P. 791 – 795.
 89. Study of face-centred tetragonal FePt phase formation in as-deposited and heavy ion irradiated Fe/Pt multilayers / S. Kavita, V.R. Reddy, A. Gupta [et al.] // Nucl. Instrum. Meth. B. – 2005. – V. 244. – P. 206 – 208.
 90. Великодний Д.В. Автоматизована система управління фізичним експериментом при виконанні наукових досліджень і лабораторних робіт / Д.В. Великодний, С.І. Проценко, К.В. Тищенко // Матеріали всеукраїнської науково-практичної конференції [«Сучасне навчальне обладнання: Інновації, технології, досвід»] / Суми, 2010. – С. 14 – 15.
 91. Застосування програмно-апаратних засобів у фізичному експерименті / Д. В. Великодний, С. І. Проценко // Матеріали науково-технічної конференції викладачів, співробітників, аспірантів і студентів фізико-технічного факультету Сумського державного університету. – Суми: СумДУ, 2005. – С. 133.
 92. Великодний Д.В. Тензоэффект в двухслойных пленках Cu/Cr и Fe/Cr / Д.В. Великодний, С.И. Проценко, И.Е. Проценко // ФИП. – 2008. – Т. 6, № 1–2. – С. 37 – 42.
 93. Розробка частотоміра на базі контролера Arduino / Наконечний С. О. // Матеріали та програма науково-технічної конференції [«Фізика, електроніка,

- электротехніка – 2016»], Суми: СумДУ. – 2016. – С. 165.
94. Тищенко К. В. Комплекс для автоматического исследования тензорезистивных свойств тонкопленочных структур / К.В. Тищенко, Д.В. Великодний, С.И. Проценко // Сборник трудов девятой международной научно-практической конференции [«Образовательные, научные и инженерные приложения в среде LabVIEW и технологии National Instruments»] – Москва: РУДН – 2010. – С. 304 – 306.
95. Тищенко К. В. Моделирование тензорезистивных свойств пленочных материалов / К.В. Тищенко, И.В. Чешко // Моделювання та інформаційні технології. Збірник наукових праць, спеціальний випуск. Матеріали міжнародної наукової конференції [«Моделювання – 2010»] / Київ, 2010. – С. 229 – 234.
96. Автоматизовані системи для дослідження електрофізичних властивостей плівкових матеріалів / Д.В. Великодний, О.В. Власенко, О.В. Пилипенко [та ін.] // Програма і тези доповідей міжнародної конференції молодих учених і аспірантів [«ІЕФ-2011»], Ужгород: Мистецька лінія. – 2011. – С. 153.
97. Ласюченко О. Б. Фізичні процеси у тензодатчику на основі металеві плівки / О. Б. Ласюченко, І. Ю. Проценко, В. А. Хворост // Вісник СумДУ. Серія: Фізика, математика, механіка. – 2001. – № 3(24)–4(25). – С. 58–66.
98. Проценко І.Ю., Черноус А.М., Проценко С.І. Прилади і методи дослідження плівкових матеріалів [навч. посібник]. – Суми: Вид-во СумДУ, 2007. – 264 с.
99. 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.
100. Визильтер Ю.В., Обработка и анализ цифровых изображений с примерами на LabVIEW и IMAQ Vision. – Москва: ДМК Пресс, 2007. – 436 с.
101. Проценко С.И. Программное обеспечение для распознавания и анализа дифракционных картин полученных методом просвечивающей электронной микроскопии/ С.И. Проценко, Д.Н. Костюк // Сборник трудов конференции

- [«Образовательные, научные и инженерные приложения в среде LabVIEW и технологии National Instruments»]. – Москва: РУДН, 2010. – С. 88 – 90.
102. Криштал М.М. Сканирующая электронная микроскопия и рентгеноспектральный микроанализ в примерах практического применения / М.М. Криштал, И.С. Ясников, В.И. Полунин и др. – Москва.: Техносфера, 2009. – 208 с.
103. Тищенко К.В. Особливості тензоефекту в плівках на основі ОЦК-Fe і a-Gd / К.В. Тищенко, Л.В. Однодворець, І.Ю. Проценко // *Металлофіз. новейшие технол.* – 2011. – Т. 33, № 10, – С. 1351 – 1359.
104. Electrophysical properties on nanocrystalline platinum thin films / K.V. Tyschenko, I.M. Pazukha, T.M. Shabelnyk [et al.] // *J. Nano- Electron. Phys.* – 2013. – V. 5. – № 1.– P. 01029-1 – 01029-5.
105. Pazukha I.M. Electrophysical properties of nanodimensional Pt thin films / I.M. Pazukha, K.V. Tyschenko, N.I. Shumakova // *Proc. Int. Conf. [«Nanomaterials: Applications and Properties»]*, Sumy. – 2012. – V. 3. – P. 03MTF09.
106. Influence of grain boundary scattering on the electrical properties of platinum nanofilms / Q.G. Zhang, X. Zhang, B.Y. Cao [et al.] // *Appl. Phys. Lett.* – 2006. – V. 89. – P. 114102-1 – 114102-3.
107. Горелик С.С. Рентгенографический и электронно-оптический анализ / С.С. Горелик, Ю.А. Скаков, Л.Н. Расторгуев. [учеб. пособие для вузов. – 3-е изд. доп. и перераб.]. – Москва: МИСИС, 1994. – 328 с.
108. Фазовий склад та магнітні властивості плівкових систем на основі Fe (Co) та Gd (Dy) / С.І. Воробйов, І.В. Чешко, А.М. Чорноус [та ін.] // *Ж. нано- та електрон. фіз.* – 2014. – Т. 6, № 2. – С. 02022-1 – 02022-8.
109. Вплив температури на фазовий склад, електрофізичні та магніторезистивні властивості плівкових систем на основі Co, Fe та Gd / С.І. Воробйов, І.В. Чешко, А.М. Чорноус [та ін.] // *Металлофіз. новейшие технол.* – 2013. – Т. 35, № 12. – С. 1645 – 1658.
110. Mishra R. Template Electrodeposition of Cobalt–Gadolinium Alloys /

- R. Mishra, E. J. Podlaha // *Electrochem. Solid-State Lett.* – 2006. – V.9. – P. C199-C202
111. Говорун Т.П. Розмірний ефект в електрофізичних властивостях плівок Cu, Ni та Co з тонким металевим або діелектричним покриттям: Автореф. дис. кандидата ф.-м. наук : 01.04.07 «Фізика твердого тіла» // Сумський державний університет. – Суми, 2009. – 15 с.
112. Білоус О.А. Вплив товщини конденсатів Ni, Cu та Mo на структурні характеристики / О.А. Білоус, В.В. Токмань, А.М. Чорноус // *Тонкие пленки: сборник докладов 13-го Международного симпозиума «Тонкие пленки в электронике».* – Харьков: ННЦ ХФТИ, 2001. – С. 177 – 181.
113. Гладких М.Т. Изменение параметра решетки в малых частицах Al, Cu и Ni при магнетронном напылении / М.Т. Гладких, А.П. Крышталь // *ВАНТ. Серия: Вакуум, чистые материалы, сверхпроводники.* – 1999. – № 2. – С. 104 – 106.
114. Штапенко Э.Ф. Структура никелевых пленок, полученных при лазерно-стимулированном электроосаждении / Э.Ф. Штапенко, В.А. Заблудовский, В.В. Дудкина // *Металлофиз. новейшие технол.* – 2007. – Т. 29. – С. 950 – 956.
115. Лобода В.Б. Исследование электрических свойств тонких пленок никеля / В.Б. Лобода, И.Е. Проценко, М.Д. Смолин // *Металлофизика.* – 1983. – Т. 5, № 5. – С. 69 – 75.
116. Чорноус А.М. Розмірні ефекти в електрофізичних властивостях нанокристалічних плівкових систем в умовах взаємної дифузії та фазоутворення: Автореф. дис. д. ф.-м. наук: 01.04.07 / Сумський державний університет. – Суми, 2006. – 28 с.
117. Бібик В.В. Формування фазового складу та електрофізичних властивостей плівкових систем на Ni/Fe Cr/Fe: Автореф. дис. кандидата ф.-м. наук: 01.04.07 / Сумський державний університет. – Суми, 2008. – 24 с.
118. Фазовий склад та електрофізичні властивості плівок заліза / С.І. Воробйов, Л.В. Орднорець, О.В. Пилипенко [та ін.] // *Наносистеми, наноматеріали, нанотехнології.* – 2012. – Т. 10. – № 4. – С. 829 – 840.

119. Однодворець Л.В. Електрофізичні і магніторезистивні властивості багат шарових та гетерогенних плівкових матеріалів сенсорної техніки: автореф. дис. на здобуття наук. ступеня док. ф.-м. наук: 01.04.01 / Л.В. Однодворець. – Суми, 2015. – 41 с.
120. Yao B. The influence of periodicity on the structures and properties of annealed [Fe/Pt]_n multilayer films / B. Yao, K.R. Coffey // J. Magn. Magn. Mater. – 2008. – V. 320. – P. 559 – 564.
121. The effect of thickness and annealing condition on the microstructure / D.P. Nguuena, S.-Y. Oa, C.-W. Parka [et al.] // J. Magn. Magn. Mater. – 2008. – V. 320. – P. e264 – e267.
122. Бібик В.В. Електрофізичні властивості плівкових систем на основі Ni та Fe / В.В. Бібик, Т.М. Гричановська, І.Ю. Проценко // Металлофіз. новейшие технол. – 2005. – Т. 27, № 6. – С. 775 – 784.
123. Структурно-фазовий стан, магніторезистивні та магнітні властивості плівок пермалою / Я. М. Литвиненко, І. М. Пазуха, О. В. Пилипенко [та ін.] // Металлофіз. новейшие технол. – 2015. – Т. 37, №10. – С.1001 – 1017.
124. Великодний Д.В. Особливості тензорезистивних властивостей тонких металевих плівок при пружній та пластичній деформації / Д.В. Великодний, К.В. Тищенко, І.Ю. Проценко // Наносистеми, наноматеріали, нанотехнології. – 2011. – Т. 9. – № 3. – С. 617 – 624.
125. Тензорезистивні властивості плівкових систем на основі пермалою та срібла / Д.О. Шуляренко, О.В. Пилипенко, К.В. Тищенко [та ін.] // Ж. нано-електрон. фіз. – 2018. – Т.10, №1. – С. 01010-1 – 01010-4.
126. Бурик І. П. Тензорезистивні властивості металевих плівок: прогноз і експеримент / І.П. Бурик, К.В. Тищенко, Ю.М. Шабельник // Матеріали та програма [«науково-технічної конференції викладачів, співробітників, аспірантів і студентів факультету електроніки та інформаційних технологій»] – Суми: СумДУ. – 2010. – С. 87.
127. Великодний Д.В. Тензорезистивні властивості плівок платини / Д.В. Великодний, К.В. Тищенко, Ю.М. Шабельник // Матеріали II міжнародної

- конференції [«Сучасні проблеми фізики конденсованого стану»], Київ – 2010. – С. 18.
128. Тищенко К.В. Особенности деформационной зависимости коэффициента тензочувствительности в двухслойных пленках / К.В. Тищенко, З.Н. Макуха, И.Е. Проценко // Матеріали Х міжнародної конференції [«Фізичні явища в твердих тілах»], Харків. – 2011. – С. 88.
129. Пазуха І.М. Особливості деформаційних залежностей плівок Pt / І.М. Пазуха, К.В. Тищенко // Матеріали VII всеукраїнської наукової конференції [«Сучасні проблеми фізико-математичних наук та методики їх викладання»] Ніжин: НДУ. – 2012. – С. 61 – 62.
130. Тищенко К.В. Нелінійні ефекти в тензорезистивних властивостях плівкових стопів на основі Fe та Ni / К.В. Тищенко, І.Ю. Проценко // Металлофіз. новейш. технол. – 2012. – Т. 34. – С. 907 – 917.
131. Деформаційний, магніторезистивний і магнітодеформаційний ефекти у плівкових матеріалах на основі магнітних металів / З.М. Макуха, Д.В. Подуремне, К.В. Тищенко [та ін.] // ФІП. – 2015. – Т.13. – № 3. – С. 356 – 362.
132. Magnetoresistive Properties of Quasi Granular Film Alloys Fe_xPt_{1-x} at the Low Concentration of Pt Atoms / I.Yu. Protsenko, P.K. Mehta, L.V. Odnodvoretz [et al.] // J. Nano- Electron. Phys. – 2014. – V. 6. – P. 01031-1 – 01031-5.
133. Електрофізичні властивості плівкових сплавів на основі Fe і Pt / О.А. Гричановська, Ч. Панчал, Д.В. Подуремне [та ін.] / Матеріали Міжнародної конференції студентів і молодих науковців з теоретичної та експериментальної фізики [«Еврика-2014»], Львів. – 2014. – С. 150
134. Зленко В.О. Тензорезистивні властивості нанодиспергованих плівкових матеріалів / В.О. Зленко, С.І. Проценко, К.В. Тищенко // Матеріали II наукового семінару [«Сучасні проблеми наноелектроніки»], Суми: СумДПУ ім. А.С.Макаренка, 2011. – С. 18.
135. Тензорезистивні властивості тришарової тонкоплівкової системи Fe/Gd/Fe в області пружної та пластичної деформації / К. Тищенко // Матеріали міжнародної конференції студентів і молодих науковців з теоретичної та

- експериментальної фізики [«ЕВРИКА-2011»], Львів – 2011. – С. С35.
136. Protsenko I.Yu. Strain deformation properties of film materials: the problem, achievements and prospects of investigation / I.Yu. Protsenko, K.V. Tyschenko // Materials of XIII international conference [«Physics and technology of thin films and nanosystems»], Ivano-Frankivsk, 2011. – V. 1. – P. 72
137. Хизь О.В. Вплив шару a-Gd на тензорезистивні властивості тришарової плівкової системи Fe/a-Gd/Fe/П / О.В. Хизь, К.В. Тищенко // Матеріали та програма науково-технічної конференції [«Фізика, електроніка, електротехніка, ФЕЕ-2011»], Суми: СумДУ. – 2011. – С. 97.
138. Тищенко К. Нелінійні ефекти в тензорезистивних властивостях плівкових сплавів на основі Fe та Ni / К. Тищенко // Матеріали міжнародної конференції студентів і молодих науковців з теоретичної та експериментальної фізики [«ЕВРИКА-2012»], Львів – 2012. – С. D13.
139. Дослідження деформаційних характеристик плівок на основі Ni та Fe / К.В. Тищенко // Матеріали та програма науково-технічної конференції [«Фізика, електроніка, електротехніка – 2012»], Суми: СумДУ. – 2012. – С. 120.
140. Електромеханічні властивості плівок інвару / К.В. Тищенко // Матеріали та програма науково-технічної конференції [«Фізика, електроніка, електротехніка – 2013»], Суми: СумДУ. – 2013. – С. 92.
141. Tyschenko K.V. Tensoresistive Properties of Thin Film System Based on Fe and Pt / K.V. Tyschenko, I.M. Pazukha, N.I. Shumakova // Materials of XIV International conference [«Physics and technology of thin films and nanosystems»], Ivano-Frankivsk. – 2013. – P. 423.
142. Tyschenko K.V. Strain Properties of Nanodimensional Film Systems Based on Fe and Pt / K.V. Tyschenko, I.M. Pazukha, N.I. Shumakova // Proc. Int. Conf. [«Nanomaterials: Applications and Properties»], Sumy. – 2013. – V. 2. – P. 01NTF25-1 – 01NTF25-4.
143. The electromechanical behaviour of nichrome (80/20 wt.%) film / I.K. Kazi, P.M. Wild, T.N. Moore [et al.] // Thin Solid Films. – 2003. – V. 433. – P. 337 – 343.

144. Rajanna K. Strain sensitivity and temperature behavior of invar alloy films / K. Rajanna, M.M. Nayak // *Mater. Sci. Eng. B.* – 2000. – V. B77. – P. 288 – 292.
145. Tellier C.R. Size effects in thin films / C.R. Tellier, A.J. Tosser. – Amsterdam-Oxford-New York: ESPS, 1982. – 309 p.
146. Lasyuchenko O.B. Contribution of the grain-boundary and surface scattering of conductivity electrons to the size effect of tensosensitivity / O.B. Lasyuchenko, I.Yu. Protsenko, A.M. Chornous // *Functional Mater.* – 1999. – V. 6, № 5. – P. 880 – 883.
147. Дехтярук Л.В. Транспортні розмірні ефекти в двошарових полікристалічних плівках / Л.В. Дехтярук, І.Ю. Проценко, А.М. Чорноус // *Успехи физ. мет.* – 2007. – Т. 8. – № 1. – С. 21 – 64.
148. Л.С. Палатник, М.Я. Фукс, В.М. Косевич Механизмы образования и субструктура конденсированных пленок. – Москва: Наука, 1972. – 320 с.
149. Коман Б. П. Розмінна залежність механічних напружень у металічних конденсатах на кремнії / Б. П. Коман, В. М. Юзевич // *Металлофиз. новейшие технол.* – 2014. – Т. 36. – С. 1113 – 1128.
150. Таблицы физических величин. Справочник (Под. ред. И.К. Кокоина). – Москва: Атомиздат: 1976. – 1006 с.
151. Kuczynski G.C. Effect of elastic strain on the electrical resistance of metals / G.C. Kuczynski // *Phys. Rev.* – 1954. – V. 94. – P. 61 – 64.
152. Tensoresistive effect in thin metal films in the range of elastic and plastic strain / I.P. Buryk, D.V. Velykodnyi, L.V. Odnodvoretz [et al.] // *Techn. Phys.* – 2011. – V. 56. – P. 232 – 237.
153. Features strain properties thin-films: anomalous small of strain coefficient / I.Yu. Protsenko, L.V. Odnodvoretz, K.V. Tyschenko [et al.] // *J. Mech. Eng. Technol.* – 2013. – V. 1, № 1. – P. 34 – 39.
154. Sharma B. K. Strain coefficient of resistivity in thin metallic films / B.K. Sharma, N. Jain, R. Srivastava // *Helvetica Phys. Acta.* – 1983. – V. 56.– P. 1093 – 1097.
155. Ghodgaokard A.M. Computation of the strain coefficient of resistivity in thin

- metallic films / A.M. Ghodgaokard, K. Ramani // *Phys. Status Soliddi (A)*. – 1980. – V. 60. – P. C99 – C109.
156. Parker R. L. Electrical resistance-strain characteristics of thin evaporated metal films / R.L. Parker, A. Krinsky // *J. Appl. Phys.* – 1963. – V. 34. – P. 2700 – 2708.
157. Nickel containig diamond like carbon thin films / R. Koppert, D. Goettel, O. Freitag-Weber [et al.] // *Solid State Sci.* – 2009. – V. 11. – P. 1797 – 1800.
158. Sadaiyandi K. Size dependent Debay temperature and mean square displacements of nanocrystalline Au, Ag and Al / K. Sadaiyandi // *Mater. Chem. Phys.* – 2009. – V. 115. – P. 703 – 706.
159. Peculiarities of the dependence of the strain coefficient on the deformation of metal films / K.V. Tyschenko, L.V. Odnodvoretz, C.J. Panchal [et al.] // *J. Nano- Electron. Phys.* – 2012. – V. 4. – P. 04014-1 – 040114-4.
160. Phase state formation in double-layer films systems / L.V. Odnodvoretz, S.A. Nepijko, O.P. Tkach [et al.] // *Book of abstracts of 8-th International Conference [«Electronic processes in organic and inorganic materials»]*, Kyiv: Naukoviy Svit. – 2010. – P. 71–72.
161. Шабельник Т.М. Структура та фазовий стан плівкових сплавів на основі Ni та Fe / Т.М. Шабельник, К.В. Тищенко // *Матеріали та програма науково-технічної конференції [«Фізика, електроніка, електротехніка – 2012»]*, Суми: СумДУ. – 2012. – С. 100.
162. Шабельник Ю.М. Плівкові матеріали із спін-залежним розсіюванням електронів як функціональні елементи сенсорної техніки / Ю.М. Шабельник, К.В. Тищенко, З.М. Макуха // *Материалы XV международного молодежного форума [«Радиоэлектроника и молодежь в XXI веке»]*, Харків: ХНУРЕ, 2011. – С. 38.
163. Малыгин Г.А. Размерные эффекты при пластической деформации микро - и нанокристаллов / Г. А. Малыгин // *ФТТ*. – 2010. – Т. 52, Вып. 1. – С. 48 –55.
164. Проценко І. Ю. Тонкі металеві плівки (технологія та властивості) / І. Ю. Проценко, В. А. Саєнко. – Суми: СумДУ, 2002. – 187 с.

ДОДАТОК А
СПИСОК ОПУБЛІКОВАНИХ ПРАЦЬ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

1. Наукові праці, в яких опубліковані основні наукові результати

1. Механічні властивості мікронних і нанорозмірних металевих плівок / О.П. Ткач, **К.В. Тищенко**, Л.В. Однодворець, С.І. Проценко, Д.В. Великодний, І. Ю. Проценко // Журнал нано- та електронної фізики. – 2010. – Т.2, №1. – С. 51 – 59.
2. Особливості тензоефекту в плівках на основі ОЦК-Fe і a-Gd / **К.В. Тищенко**, Л.В. Однодворець, І.Ю. Проценко // Металлофізика и новейшие технологии. – 2011. – Т. 33, № 10, – С. 1351 – 1359.
3. Великодний Д.В. Особливості тензорезистивних властивостей тонких металевих плівок при пружній та пластичній деформації / Д.В. Великодний, **К.В. Тищенко**, І.Ю. Проценко // Наносистеми, наноматеріали, нанотехнології. – 2011. – Т.9. – №3. – С. 617 – 624.
4. **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.
5. Peculiarities of the dependence of the strain coefficient on the deformation of metal films / **K.V. Tyschenko**, L.V. Odnodvoretz, C.J. Panchal, I.Yu. Protsenko // Journal of Nano- and Electronic Physics. – 2012. – V.4. – P.04014-1 – 04014-4.
6. Electrophysical properties on nanocrystalline platinum thin films / **K.V. Tyschenko**, I.M. Pazukha, T.M. Shabelnyk, I.Yu. Protsenko // Journal of Nano- and Electronic Physics. – 2013. – V.5. – №1. – P. 01029-1 – 01029-5.
7. Features strain properties thin-films: anomalous small of strain coefficient / I.Yu. Protsenko, L.V. Odnodvoretz, **K.V. Tyschenko**, M.O. Shumakova // Journal of Mechanical Engineering and Technology – 2013. – V.1, №1. – P. 34 – 39.
8. Деформаційний, магніторезистивний і магнітодеформаційний ефекти у плівкових матеріалах на основі магнітних металів / З.М. Макуха,

Д.В. Подуремне, **К.В. Тищенко**, І.Ю. Проценко // Журнал фізики та інженерії поверхні. – 2015. – Т.13. – № 3. – С. 356 – 362.

9. Тензорезистивні властивості плівкових систем на основі пермалою та срібла / Д.О. Шуляренко, О.В. Пилипенко, **К.В. Тищенко**, І.М. Пазуха, Л.В. Однодворець // Журнал нано- та електронної фізики. – 2018. – Т.10, №1. – С. 01010-1 – 01010-4.

2. Наукові праці апробаційного характеру

10. **Tyschenko K.V.** Tensoresistive Properties of Thin Film System Based on Fe and Pt / K.V. Tyschenko, I.M. Pazukha, N.I. Shumakova // Materials of XIV International conference «Physics and technology of thin films and nanosystems» (Ivano-Frankivsk, May 20–25, 2013 year) Ivano-Frankivsk, 2013. – P. 423 (заочна, публікація тез).
11. **Тищенко К.** Тензорезистивні властивості тришарової тонкоплівкової системи Fe/Gd/Fe в області пружної та пластичної деформації / К. Тищенко // Матеріали міжнародної конференції студентів і молодих науковців з теоретичної та експериментальної фізики ЕВРИКА-2011 (Львів, 18–20 травня 2011 р.) – Львів – 2011. – С. С35 (очна, виступ з доповіддю).
12. **Тищенко К.В.** Моделирование тензорезистивных свойств пленочных материалов / К.В. Тищенко, И.В. Чешко // Моделювання та інформаційні технології. Збірник наукових праць, спеціальний випуск (Матеріали міжнародної наукової конференції «Моделювання – 2010») (Київ, 12–14 травня 2010 р.), 2010 – Т.3 – С.229 – 233 (очна, виступ з доповіддю).
13. Pazukha I.M. Electrophysical properties of nanodimensional Pt thin films / I.M. Pazukha, **K.V. Tyschenko**, N.I. Shumakova // Proceedings of International Conferences «Nanomaterials: Application and properties» (Alushta, Crimea, 17–22 September 2012). – Sumy, 2012.– V.1, №3. – P. 03MTF09-1 – 03MTF09-3 (очна, стендова доповідь).
14. **Tyschenko K.V.** Strain Properties of Nanodimensional Film Systems Based on Fe

- and Pt / K.V. Tyschenko, I.M. Pazukha, N.I. Shumakova // Proceedings of International Conferences «Nanomaterials: Application and properties» (Alushta, Crimea, 16–21 September 2013). – Sumy, 2013.– V. 2, № 1. – P. 01NTF25-1 – 01NTF25-4 (очна, стендова доповідь).
15. **Тищенко К.** Нелінійні ефекти в тензорезистивних властивостях плівкових сплавів на основі Fe та Ni / К.Тищенко // Матеріали Міжнародної конференції студентів і молодих науковців з теоретичної та експериментальної фізики «Еврика-2012» (Львів, 19–22 квітня 2012 р.). – Львів, 2012. – С. D13 (очна, виступ з доповіддю).
16. **Тищенко К.В.** Електромеханічні властивості плівок інвару / К.В. Тищенко // Фізика, електроніка, електротехніка, «ФЕЕ-2013». Матеріали та програма науково-технічної конференції (Суми, 22–27 квітня 2013 р.). – Суми: СумДУ. – 2013. – С. 92 (очна, виступ з доповіддю).
17. **Тищенко К.В.** Дослідження деформаційних характеристик плівок на основі Ni та Fe / К.В. Тищенко // Фізика, електроніка, електротехніка, «ФЕЕ-2012». Матеріали та програма науково-технічної конференції (Суми, 16–21 квітня 2012 р.). – Суми: СумДУ. – 2012. – С. 120 (очна, виступ з доповіддю).

3. Праці, які додатково відображають наукові результати

18. Phase state formation in double-layer films systems / L.V. Odnodvoretz, S.A. Nepijko, O.P. Tkach, **K.V. Tyschenko**, I.Yu. Protsenko // Book of abstracts of 8-th International Conference on electronic processes in organic and inorganic materials (Резиденція Синьогора, Івано-Франківська обл., 17–22 травня 2010 р.). – Київ: «Науковий світ» –2010. – P.71–72 (очна, виступ з доповіддю).
19. **Тищенко К.В.** Автоматизований комплекс для дослідження стабільності елементів гнучкої електроніки // М.В.Васюхно, К.В. Тищенко // Фізика, електроніка, електротехніка, «ФЕЕ-2018». Матеріали та програма науково-технічної конференції (Суми, 5–9 лютого 2018). – Суми: СумДУ. – 2018. – С. 78 (очна, виступ з доповіддю).

20. Protsenko I.Yu. Strain deformation properties of film materials: the problem, achievements and prospects of investigation / I.Yu. Protsenko, **K.V. Tyschenko** Матеріали XIII міжнародної конференції «Фізика і технологія тонких плівок та наносистем» (Івано-Франківськ, 16–21 травня 2011р.). – Івано-Франківськ. – 2011. – Т.1, С.72 (заочна, публікація тез).
21. Автоматизовані системи для дослідження електрофізичних властивостей плівкових матеріалів / Д.В. Великодний, О.В. Власенко, О.В. Пилипенко **К.В. Тищенко** // Програма і тези доповідей міжнародної конференції молодих учених і аспірантів «ІЕФ-2011» (Ужгород, 24–27 травня 2011 р.). – Ужгород: Мистецька лінія. – 2011. – С. 153 (заочна, публікація тез).
22. **Тищенко К.В.** Особенности деформационной зависимости коэффициента тензочувствительности в двухслойных пленках / К.В. Тищенко, З.Н. Макуха, И.Е. Проценко // Матеріали X Міжнародної конференції «Фізичні явища в твердих тілах», (Харків, 6–9 грудня 2011 р.). – Харків, 2011. – С. 88 (заочна, публікація тез).
23. Деформаційні ефекти в тензочутливості плівкових матеріалів як чутливих елементів електроніки / А.С. Кулак, О.С. Лободюк, А.К. Рилова, **К.В. Тищенко** // Фізика, електроніка, електротехніка, «ФЕЕ-2018». Матеріали та програма науково-технічної конференції (Суми, 5–9 лютого 2018). – Суми,: СумДУ. – 2018. – С. 73–74 (очна, виступ з доповіддю).