

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ  
НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ УКРАЇНИ  
«КИЇВСЬКИЙ ПОЛІТЕХНІЧНИЙ ІНСТИТУТ ІМЕНІ ІГОРЯ СІКОРСЬКОГО»

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ  
НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ УКРАЇНИ  
«КИЇВСЬКИЙ ПОЛІТЕХНІЧНИЙ ІНСТИТУТ ІМЕНІ ІГОРЯ СІКОРСЬКОГО»

Кваліфікаційна наукова  
праця на правах рукопису

**ВЕРБИЦЬКА МАРИНА ЮРІЇВНА**

УДК 539.216. 2:661.685

**ФАЗОВИЙ СКЛАД, СТРУКТУРА І МАГНІТНІ ВЛАСТИВОСТІ  
НАНОРОЗМІРНИХ ПЛІВКОВИХ КОМПОЗИЦІЙ FePt З  
ДОДАТКОВИМИ ШАРАМИ Au**

05.16.01 – металознавство та термічна обробка металів  
технічні науки

Подається на здобуття наукового ступеня кандидата технічних наук

Дисертація містить результати власних досліджень. Використання ідей,  
результатів і текстів інших авторів мають посилання на відповідне джерело

\_\_\_\_\_ М.Ю Вербицька

Науковий керівник: **Макогон Юрій Миколайович**, доктор технічних  
наук, професор

Київ – 2019

## АНОТАЦІЯ

*Вербицька М.Ю.* Фазовий склад, структура і магнітні властивості нанорозмірних плівкових композицій FePt з додатковими шарами Au – Наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня кандидата технічних наук за спеціальністю 05.16.01 «Металознавство та термічна обробка металів». – Національний технічний університет України “Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського” МОН України, Київ, 2019.

Технологія магнітного запису вдосконалюється з метою збільшення щільності запису і зберігання інформації. В останні роки технологія повздовжнього запису була змінена на перпендикулярний, у якому магнітні домени орієнтуються перпендикулярно поверхні плівки і напрямку руху записуючої головки. Технологія термічно-активованого магнітного запису (ТАМЗ) на плівкові носії з надвисокою щільністю запису і зберігання (до  $\approx 5$  Тбіт/см<sup>2</sup>), що розробляється, дозволяє значно збільшити щільність запису.

Нанорозмірні плівки на основі сплаву Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub> з упорядкованою фазою L1<sub>0</sub>-FePt є перспективним матеріалом для створення носіїв інформації завдяки її великій енергії магнітокристалічної анізотропії ( $K_u = 7 \cdot 10^6$  Дж/м<sup>3</sup>), що перешкоджає переходу в суперпарамагнітний стан зі зменшенням об'єму зерна. При осадженні на ненагріту підкладку для формування магнітно-твердої фази L1<sub>0</sub>-FePt з неупорядкованої магнітно-м'якої фази A1-FePt зазвичай необхідно провести наступний відпал при температурах вище за 500 °С. Зниження температури формування фази L1<sub>0</sub>-FePt, зменшення розміру зерен, підвищення їх термічної стабільності, контроль орієнтації вісі легкого намагнічування *с* паралельно або перпендикулярно до площини плівки, зменшення шорсткості поверхні, підвищення коерцитивної сили є головними матеріалознавчими завданнями при створенні наукових основ технології ТАМЗ.

Дисертаційна робота присвячена визначенню закономірностей формування фазового складу, структури і магнітних властивостей в нанорозмірних плівках  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}\text{-Au}$  та багат шарових композиціях  $[\text{Pt/Fe}]_n$  ( $n = 1, 4, 8$ ) на підкладках  $\text{SiO}_2(100 \text{ нм})/\text{Si}(001)$  та  $\text{Al}_2\text{O}_3(10\bar{1}0)$  при відпалах.

Для прискорення процесу впорядкування у нанорозмірних плівках на основі сплаву  $\text{FePt}$  використана енергія меж поділу, що створюються в плівковій композиції в результаті введення додаткових шарів третього елемента з низькою поверхневою енергією ( $\text{Ag}$ ,  $\text{Cu}$ ,  $\text{Au}$ ) та енергія напруженого стану - остаточних результуючих, механічних напружень, що утворюються за рахунок зменшення об'єму при фазовому перетворенні  $A1\text{-FePt} \rightarrow L1_0\text{-FePt}$ , різниці температурних коефіцієнтів розширення і параметрів кристалічних ґраток підкладки і плівки. Ці енергії діють як екстра-рушійна сила, що сприяє дифузійній перебудові атомів  $\text{Fe}$  і  $\text{Pt}$  і формуванню впорядкованої фази  $L1_0\text{-FePt}$  з високими значеннями коерцитивної сили  $H_c$  і намагніченості насичення  $M_s$ .

За результатами комплексного дослідження нанорозмірних плівкових композицій на основі сплаву  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  з додатковими шарами  $\text{Au}$  та багат шарових плівок  $[\text{Pt/Fe}]_n$  на підкладках  $\text{SiO}_2(100 \text{ нм})/\text{Si}(001)$  та  $\text{Al}_2\text{O}_3(10\bar{1}0)$  встановлено основні закономірності процесів формування їх структури, фазового складу та магнітних властивостей при відпалах в різних середовищах (вакуум, водень, азот).

У рамках дисертаційного дослідження вперше встановлено, що контролюючи напружений стан у шарі  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  зміненням товщини, розташування, кількості додаткових шарів  $\text{Au}$ , швидкості нагріву та атмосфери при відпалі, можна керувати формуванням фазового складу, структурою та магнітними властивостями в плівкових композиціях

У роботі показано, що товщина, розташування шарів, кількість меж поділу, яка зростає з додаванням  $\text{Au}$  та умови відпалу (температура, тривалість, атмосфера – вакуум, азот, водень) впливають на рівень і знак

механічних напружень у шарі  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ , що, в свою чергу, викликає зміну кінетики дифузійних процесів упорядкування при формуванні магнітно-твердої фази  $L1_0\text{-FePt}$  з неупорядкованої магнітно-м'якої фази  $A1\text{-FePt}$ .

Зміна рівня та знаку залишкових напружень і деформацій в плівці  $\text{FePt}$  призводить до змінення температури початку формування фази  $L1_0\text{-FePt}$ , її структури (орієнтації зерен) та магнітних властивостей. В композиціях  $\text{FePt-Au}$  збільшення товщини прошарку  $\text{Au}$  з 15 нм до 30 нм змінює знак механічних напружень у шарі  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм) з розтягуючого на стискаючий, що призводить до зниження температури впорядкування до 600 °C при відпалі у вакуумі.

Встановлено, що збільшуючі рівень деформацій в шарі  $\text{FePt}$  осаджених плівкових композицій  $\text{FePt-Au}$  при відпалі у вакуумі можна отримати орієнтований ріст зерен з віссю легкого намагнічування  $c$  в напрямку  $[001]$  перпендикулярно до площини плівки у плівках з проміжним шаром  $\text{Au}$  (7,5 нм) за рахунок більшого рівня стискаючих деформацій. Збільшення товщини прошарку  $\text{Au}$  до 15 нм та зменшення рівня стискаючих деформацій сприяє росту зерен  $\text{FePt}$  з віссю легкого намагнічування  $c$  у площині плівки. Така ж орієнтація може бути досягнена при збільшенні товщини проміжного шару  $\text{Au}$  до 30 нм та застосуванням водневої обробки за рахунок проникнення атомів водню у плівку, їх розташуванням у порожнинах кристалічної ґратки і створення додаткових стискаючих напружень.

При застосуванні водневої обробки процеси упорядкування прискорюються і, незалежно від товщини проміжного шару  $\text{Au}$ , температура початку формування фази  $L1_0\text{-FePt}$  знижується до 500 °C. Воднева обробка дозволяє отримати також більші значення коерцитивної сили (27,3 кЕ) в плівкових композиціях  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}/\text{Au}/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  за меншої температури відпалу 700 °C, ніж при відпалі у вакуумі (900 °C).

Визначено, що завдяки дії стискаючого напруження при дифузії золота по межах зерен та збільшення кількості меж поділу у плівках з проміжним

шаром Au(7,5 нм) можна знизити температуру формування впорядкованої фази  $L1_0$ -FePt порівняно з іншим розташуванням шару Au.

В роботі також показано, що збільшення кількості меж поділу в плівкових композиціях  $[Pt/Fe]_n$ , де  $n = 1, 4; 8$ , при умові збереження загальної товщини плівки, сприяє активізації дифузійних процесів та формуванню неупорядкованої фази  $A1$ -FePt в композиції  $[Pt/Fe]_4$  і частково упорядкованих областей з тетрагональними спотвореннями в композиції  $[Pt/Fe]_8$  вже при осадженні. Збільшення кількості меж поділу в композиції  $[Pt/Fe]_8$  при відпалі у вакуумі приводить до росту зерен фази  $L1_0$ -FePt з віссю легкого намагнічування  $c$  в площині плівки.

Показано, що орієнтований ріст зерен фази  $L1_0$ -FePt з віссю легкого намагнічування  $c$  в напрямку  $[001]$  можна отримати в композиціях  $[Pt/Fe]_n$  ( $n=4, 8$ ) на підкладках  $SiO_2(100 \text{ нм})/Si(001)$  при застосуванні швидкого термічного відпалу (RTA) завдяки створенню розтягуючих деформацій в площині плівки за рахунок швидкого зменшення об'єму при фазовому перетворенні  $A1 \rightarrow L1_0$ -FePt.

Встановлено, що змінюючи величину механічних напружень, яке виникає через різницю коефіцієнтів термічного розширення плівки і підкладки у багат шарових плівкових композиціях  $[Fe_{50}Pt_{50}/Au(7,5 \text{ нм})/Fe_{50}Pt_{50}]_n$  та  $[Pt/Fe]_n$ , можна контролювати температуру формування впорядкованої фази  $L1_0$  та її магнітні властивості. Більший рівень стискаючих напружень в плівці на підкладці  $SiO_2(100 \text{ нм})/Si(001)$  ( $\alpha=2,25 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ ) порівняно з напруженнями, що створюються на підкладці  $Al_2O_3$  ( $\alpha=5 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ ) призводить до формування більшої кількості впорядкованої фази  $L1_0$ .

Вплив механічних напружень на зміну температури фазового перетворення  $A1 \rightarrow L1_0$  і орієнтацію її кристалічної ґратки при процесах дифузійного фазоутворення можна пояснити дією принципу Ле Шательє – Брауна, згідно якому зовнішній вплив, який виводить систему із термодинамічної рівноваги, викликає в цій системі процеси, які прагнуть послабити процес дії. Так, наприклад стискаючі деформації перпендикулярно

площині плівки викликають ріст зерен фази  $L1_0$  з віссю легкого намагнічування  $c$  перпендикулярно площині плівки та при нижчій температурі, оскільки при цьому фазовому перетворенні відбувається зменшення об'єму елементарної ґратки.

Отримані в роботі наукові результати і встановлені фізичні закономірності мають практичний інтерес для створення матеріалів, що використовуються в якості носіїв магнітного запису з підвищеною щільністю. Розроблено рекомендації щодо контролю напруженого стану, процесу формування впорядкованої фази  $L1_0$ -FePt, отримання орієнтації вісі легкого намагнічування  $c$  перпендикулярно, або паралельно площині плівки у плівках на основі FePt, застосування яких термоактивованим методом дозволить підвищити щільність магнітного запису і зберігання інформації.

Результати роботи використовуються також у навчальному процесі в КПІ ім. Ігоря Сікорського, зокрема, при виконанні лабораторних робіт з дисципліни «Матеріалознавство функціональних тонких плівок та покриттів» та дипломних робіт.

**Ключові слова:** нанорозмірні плівки, відпал, впорядкована фаза  $L1_0$ -FePt, додатковий шар Au, коерцитивна сила.

## ABSTRACT

*Verbytska M. Yu.* Phase composition, structure and magnetic properties of nanoscaled FePt film compositions with additional Au layers – Scientific work as a manuscript.

The thesis for Ph.D. degree (technical sciences) on 05.16.01 specialty “Metal science and heat treatment of metals”. – National Technical University of Ukraine “Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute” Ministry of education and science of Ukraine, Kyiv, 2019.

The technology of a magnetic recording improves for the purpose of increase in recording density and storage of information. In last years the technology of longitudinal recording has been changed to perpendicular in which the magnetic domains are oriented perpendicular to the surface of the film and the direction of recording head motion.

The technology of a heat assisted magnetic recording (HAMR) technology on film carriers with ultra-high recording and storage density (up to  $\approx 5 \text{ Tbit/cm}^2$ ), which is being developed, resolves significantly increase the recording density.

Nanoscale films on a basis of  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  alloy with ordered  $L1_0$ -FePt phase are a promising material for media creation due to its high energy of magnetocrystalline anisotropies ( $K_u = 7 \cdot 10^6 \text{ Дж/м}^3$ ) that slow down the transition in a superparamagnetic state with grain volume decreasing. At deposition on an unheated substrate to form hard magnetic  $L1_0$ -FePt phase from the disordered soft magnetic  $A1$ -FePt phase it is usually necessary to carry out further annealing at temperatures above  $500^\circ\text{C}$ . The reduction of the  $L1_0$ -FePt phase formation temperature, decrease in the size of grains, increase their thermal stability, control of the  $c$ -axis of easy magnetization orientation by parallel or perpendicular to the film plane, increase in coercivity are main material tasks at creation of the scientific foundations of HAMR technology

The dissertation is devoted to determination of the regularities of phase composition formation, structure and magnetic properties in nanoscale  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ -Au

films and multilayered  $[\text{Pt/Fe}]_n$  ( $n = 1, 4, 8$ ) compositions on  $\text{SiO}_2(100 \text{ nm})/\text{Si}(001)$  and  $\text{Al}_2\text{O}_3(10\bar{1}0)$  substrates at annealings.

To accelerate the ordering process in nanoscale films based on FePt alloy the energy of interface created in the film composition was obtained as a result of additional layers of the third element with low surface energy (Ag, Cu, Au) introduction and the energy of the stress state – residual resulting mechanical stresses that is created at the cost of a decrease in volume at the  $A1\text{-FePt} \rightarrow L1_0\text{-FePt}$  phase transformation, the difference in thermal expansion coefficient and the parameters of the crystalline lattice of the substrate and films were used.

These energies act as an extra-driving force promoting to the diffusion rearrangement of Fe and Pt atoms and the formation of an ordered  $L1_0\text{-FePt}$  phase with high values of the coercivity  $H_c$  and the magnetization of saturation  $M_s$ .

According to the results of a complex study of nanoscale film compositions based on  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  alloy with additional Au layers and multilayer films  $[\text{Pt/Fe}]_n$  on  $\text{SiO}_2(100 \text{ nm})/\text{Si}(001)$  та  $\text{Al}_2\text{O}_3$  substrates, the basic regularities of the processes of the formation of their structure, phase composition and magnetic properties during annealing in different ambient (vacuum, hydrogen, nitrogen) have been established.

In the dissertation, for the first time, it was found that supervising the stress state in the  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  layer by changing the thickness, location, number of additional Au layers, heating rate and atmosphere during annealing it is possible to control the formation of the phase composition, structure and magnetic properties in the film compositions.

In work it is shown that the thickness, location of layers and quantity of interfaces which is grows with Au addition, and annealing conditions (temperature, duration, atmosphere – vacuum, nitrogen, hydrogen) influence on the level and a sign of mechanical stresses in the  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  layer which, in its turn, causes a change in the kinetics of the diffusion ordering processes in the formation of the hard magnetic  $L1_0\text{-FePt}$  phase from the disordered soft magnetic  $A1\text{-FePt}$  phase.



The variation in the level and sign of residual stresses and strains in the FePt film leads to a change in the temperature of the beginning of the  $L1_0$ -FePt phase formation, its structure (orientation of the grains) and magnetic properties. In the FePt-Au compositions the increasing of Au interlayer thickness from 15 nm to 30 nm varies the sign of mechanical stresses from tensile to compressive which results in a decrease in the ordering temperature up to 600 °C when annealed in vacuum.

It was established that increasing the strain level in the FePt layer of deposited FePt-Au film compositions upon annealing in vacuum, it is possible to obtain oriented grain growth with a  $c$ -axis of easy magnetization in the [001] direction perpendicular to the plane of the film in films with an intermediate Au(7.5 nm) layer due to higher level of compressive deformation. Increasing the thickness of the Au layer to 15 nm and reducing the level of compressive strains contributes to the growth of FePt grains with the  $c$ -axis of easy magnetization in the plane of the film. The same orientation can be achieved by increasing the thickness of the intermediate Au layer to 30 nm and applying hydrogen treatment by penetrating hydrogen atoms into the film, arranging them in the voids of the crystal lattice and creating additional compressive stresses.

When applying hydrogen treatment, the ordering processes are accelerated and regardless of the thickness of the intermediate Au layer, the temperature of the beginning of the  $L1_0$ -FePt phase formation is reduced to 500 °C. Hydrogen treatment also allows obtain the greater values of coercivity (27.3 kOe) in Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>/Au/Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub> film compositions at a lower annealing temperature of 700 °C than at annealing in vacuum (900 °C).

It is determined that due to the action of compressive stress during the diffusion of gold along the grain boundaries and increasing the number of interfaces in films with an intermediate of Au(7.5 nm) layer, the temperature of the ordered  $L1_0$ -FePt phase formation can be reduced compared to the other location of the Au layer.

In the work also is shown that the increase in the number of interfaces in  $[\text{Pt/Fe}]_n$  film compositions, where  $n = 1, 4, 8$ , while maintaining the total film thickness, promotes the activation in diffusion processes and the formation of the disordered  $A1$ -FePt phase in the  $[\text{Pt/Fe}]_4$  composition and partially ordered regions with tetragonal distortions in the  $[\text{Pt/Fe}]_8$  composition already during deposition. Increasing the number of interfaces in the  $[\text{Pt/Fe}]_8$  composition leads at annealing in vacuum to the growth of grains with a  $c$ -axis of easy magnetization in the film plane.

It is shown that oriented growth of  $L1_0$ -FePt phase grains with  $c$ -axis of easy magnetization in  $[001]$  direction can be obtained in compositions  $[\text{Pt/Fe}]_n$  ( $n = 4, 8$ ) on  $\text{SiO}_2(100 \text{ nm})/\text{Si}(001)$  substrates at the use of rapid thermal annealing (RTA) due to the creation of tensile strains in the film plane due to the rapid decrease in volume during the  $A1 \rightarrow L1_0$ -FePt phase transformation.

It is established that by changing in value of stress which arising due to different coefficients of thermal expansion in films and substrate in multilayer  $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}/\text{Au}(7.5 \text{ nm})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}]_n$  and  $[\text{Pt/Fe}]_n$  film composition it is possible to control the temperature of the ordered  $L1_0$  phase formation and its magnetic properties. The higher level of compressive stresses in films on the  $\text{SiO}_2(100 \text{ nm})/\text{Si}(001)$  substrate ( $\alpha = 2.25 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ ) compared to stresses generated on the  $\text{Al}_2\text{O}_3$  substrate ( $\alpha = 5 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ ) leads to formation of a greater amount of ordered  $L1_0$  phase.

The influence of mechanical stresses on the change in the temperature of the  $A1 \rightarrow L1_0$  phase transformation and the orientation of its crystal lattice in the processes of diffusion phase formation can be explained by the Le Chatelier - Brown principle, according to which the external influence, that removes the system from thermodynamic equilibrium, causes in this system the thirsty processes the process of action. For example, compressive strains perpendicular to the plane of the film cause the growth of  $L1_0$  phase grains with a  $c$ -axis of easy magnetization perpendicular to the plane of the film and at a lower temperature, since this phase transformation reduces the volume of the unit cell.

The obtained in work research results and established physical regularities have a practical interest for creation of materials used as higher density magnetic recording media. The recommendations for stress control, the reduction of the temperature of the ordered  $L1_0$ -FePt phase formation, the obtaining of  $c$ -axis of easy magnetization orientation perpendicularly or parallel to the film plane in the FePt based film, application which by thermal activated method, will allowed to increase of magnetic recording density and storage information, were developed.

The results of the work are also used in the educational process in the Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute, in particular, in carrying out laboratory works in the discipline “Material science of functional thin films and coating” and diploma works.

**Key words:** nanoscale films, annealing, ordered  $L1_0$ -FePt phase, additional Au layer, coercivity

## СПИСОК ОПУБЛІКОВАНИХ ПРАЦЬ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ:

1. Макогон Ю.М., Павлова О.П., Сидоренко С.І. Вербицька, Т.І., **Вербицька М.Ю.**, Фігурна О.В. Формування хемічно впорядкованої фази  $L1_0(\text{FePt})$  в нанорозмірній плівковій композиції  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(30 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  при відпалі в вакуумі. *Металлофизика и новейшие технологии*. 2014. т. 36, № 11. С. 1513-1522. *Особистий внесок здобувача*: проведено дослідження фазового складу плівок і їх магнітних властивостей після осадження і термічної обробки. (включено до Scopus)
2. Makogon Yu.M., Pavlova O.P., Sidorenko S.I., Verbytska T.I., **Verbytska M.Y.**, Fihurna O.V. Influence of Copper on  $A1$  to  $L1_0$  Phase transformation in Nanoscale  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  Films. *Metallofis. Noveishie Tekhnol.* 2015. т. 37, № 4. С. 487-498. *Особистий внесок здобувача*: проаналізовано фазові перетворення у плівках при відпалі у вакуумі та досліджено їх магнітні властивості методом МОКЕ. (включено до Scopus)
3. Владимирський І.А., Круглов І.О., **Вербицька М.Ю.**, Фігурна О.В., Вплив товщини проміжного шару Ag на фазові перетворення в тонкоплівкових композиціях  $\text{FePt}/\text{Ag}/\text{FePt}$ . *Наукові вісті НТУУ “КПІ”*. 2015. №5. С. 73-80. *Особистий внесок здобувача*: розраховано параметри структури, впорядкування і напружений стан у тонкоплівкових композиціях. (включено до Scopus)
4. Вербицкая Т.И., Фигурная Е.В., **М.Ю. Вербицкая**, Владимирский И.А., Сидоренко С.И., Павлова Е.П., Макогон Ю.Н., Вербицкая Т.И. Влияние меди на формирование упорядоченной фазы  $L1_0(\text{FePt})$  в наноразмерных пленках  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}/\text{Cu}/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  на подложках  $\text{SiO}_2/\text{Si}(001)$ . *Порошковая металлургия*. 2016. № 1/2. С. 141-146. *Особистий внесок здобувача*: проаналізовано зміну фазового складу і магнітних властивостей плівкових композицій, їх залежність від температури відпалу. (включено до Scopus)

5. Вербицкая М.Ю., Холина Е.А., Вербицкая Т.И., Макогон Ю.Н. Влияние толщин отдельных слоёв и границ раздела на фазовый состав и магнитные свойства многослойных плёночных композиций Pt/Fe *Металофізика та новітні технології*. 2016. т.38, №12. С. 1587-1598. *Особистий внесок здобувача*: проаналізовано вплив товщин окремих шарів і границь поділу на фазовий склад і магнітні властивості багат шарових плівкових композицій Pt/Fe. (включено до Scopus)

6. **Вербицька М.Ю.**, Шаміс М.Н, Сліпченко К.В., Вербицька Т.І., Макогон Ю.М. Вплив напруженого стану на формування фази  $L1_0$ -FePt в плівці  $Fe_{52}Pt_{48}$ (15 нм) на підкладці  $Al_2O_3$ . *Металофізика та новітні технології*. 2017. т.39, № 1. С.105-115. *Особистий внесок здобувача*: досліджено фазовий склад плівкових композицій після осадження і термічної обробки, проаналізовано вплив напруженого стану на формування фази  $L1_0$ -FePt в плівці  $Fe_{52}Pt_{48}$ (15 нм) на підкладці  $Al_2O_3$ . (включено до Scopus)

7. **Вербицкая М.Ю.**, Шамис М.Н, Грайворонская К.А., Вербицкая Т.И., Макогон Ю.Н., Кудрявцев Ю.В. Влияние Au на формирование фазы  $L1_0$  в наноразмерных пленках  $[Fe_{50}Pt_{50}/Au/Fe_{50}Pt_{50}]_n$ . *Металофізика та новітні технології*. 2018. т. 40, № 3. С.381-395. *Особистий внесок здобувача*: проаналізовано вплив напруженого стану та кількості прошарків Au на фазовий склад і магнітні властивості у плівкових композиціях  $[Fe_{50}Pt_{50}/Au/Fe_{50}Pt_{50}]_n$  після термічної обробки у вакуумі. (включено до Scopus)

8. **Вербицька М.Ю.**, Шаміс М.Н., Макушко П.В., Березняк Я.А., Грайворонська К.О., Вербицька Т.І., Макогон Ю.М., Кудрявцев Ю.В. Формування впорядкованої фази  $L1_0$ -FePt у плівках  $Fe_{50}Pt_{50}/Au/Fe_{50}Pt_{50}$  при відпалі у водні. *Металофізика та новітні технології*. т.40, № 8. 2018. С. 1069-1079. *Особистий внесок здобувача*: проаналізовано фазові перетворення у плівках та зміну їх магнітних властивостей при відпалі у водні. (включено до Scopus)

9. Макушко П.В., **Вербицкая М.Ю.**, Шамис М.Н., Бурмак А.П., Березняк Я.А., Грайворонская К.А., Вербицкая Т.И., Макогон Ю.Н.

Фазообразование и магнитные свойства в пленках FePt/Au/FePt. *Порошковая металлургия*. 2019. № 3/4. С. 95-103. *Особистий внесок здобувача:* проаналізовано вплив атмосфери відпалу (вакуум, водень) та товщини проміжного шару золота на фазові перетворення у плівках та зміну їх магнітних властивостей при відпалі у водні. (включено до *Scopus*)

10 Спосіб одержання середовища для магнітного запису і зберігання інформації на основі шаруватої нанорозмірної плівки  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}/\text{Ag}/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ : пат. № 94883 Україна, № u201404650; заявл. 30.04.2014; опубл. 10.12.2014, Бюл. № 23. *Особистий внесок здобувача:* проаналізовано зміну фазового складу плівкових композицій після термічної обробки.

11. Спосіб формування магнітного матеріалу на основі FePt з орієнтованою структурою зерен  $L1_0(\text{FePt})$  фази для перпендикулярного або повздовжнього магнітного запису і зберігання інформації: пат. № 98785 Україна, № u201411632; заявл. 27.10.2014; опубл. 12.05.2015, Бюл. № 9. *Особистий внесок здобувача:* проаналізовано зміну фазового складу плівкових композицій після термічної обробки.

12. Shamis M.N., **Verbytska M.Yu.**, Bezsmertna O.S., Burmak A.P., Sidorenko S.I., Verbytska T.I., Makogon Yu.M. Formation of hard magnetic  $L1_0$  Phase in  $[\text{Pt}/\text{Fe}]_4$  Films on  $\text{SiO}_2/\text{Si}(001)$  and  $\text{Al}_2\text{O}_3$  Substrates. Conference Proceeding of IEEE 39th International Conference on Electronics and Nanotechnology (ELNANO-2019). Київ, Україна. 2019. Р. 278-281. *Особистий внесок здобувача:* досліджено вплив типу підкладок на напружений стан та фазові перетворення у багат шарових плівкових композиціях  $[\text{Pt}/\text{Fe}]_4$ , відпалених швидким термічним відпалом у атмосфері азоту.

13. Макогон Ю.Н., Павлова Е.П., Сидоренко С.И., Вербицкая Т.И., Владимирский И.А., Фигурная Е.В., **Вербицкая М.Ю.** Влияние промежуточного слоя Cu на фазовый переход  $A1 \rightarrow L1_0(\text{FePt})$  в наноразмерных плёночных композициях  $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}/\text{Cu}/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}]_n$ . Тезисы 4-ой Международной конференции «Наноразмерные системы: строение, свойства, технологии». Киев, Украина. 2013. С. 373. *Особистий внесок здобувача:*

досліджено вплив проміжного шару Cu на фазові перетворення в нанорозмірних плівкових композиціях.

14. Makogon Iu.M., Pavlova O.P., Sidorenko S.I., Verbytska T.I., Vladymyrskyi I.A., Figurna O.V., **Verbytska M.Y.** Influence of Cu on formation of chemically ordered  $L1_0(\text{FePt})$  phase in nanoscaled  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}/\text{Cu}/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  films on  $\text{SiO}_2/\text{Si}(001)$  substrate. Сбірник тез доповідей міжнародної наукової конференції E-MRS-2014 Fall Meeting. Warsaw, Poland. 2014. *Особистий внесок здобувача*: досліджено вплив проміжного шару Cu на фазові перетворення в нанорозмірних плівкових композиціях.

15. Павлова О.П., **Вербицька М.Ю.**, Шаміс М.Н., Сліпченко К.В. Вплив Au на структуру і магнітні властивості шаруватих плівкових композицій  $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})]_n/\text{SiO}_2(100 \text{ нм})/\text{Si}(001)$ , де  $n = 1, 2$ . Матеріали Міжнародної науково-технічної конференції молодих учених та студентів. Тернопіль. Україна. 2014. С. 30. *Особистий внесок здобувача*: досліджено вплив шару Au на фазові перетворення в нанорозмірних плівкових композиціях.

16. Фігурна О.В., **Вербицька М.Ю.**, Шаміс М.Н., Макогон Ю.М. Вплив напруженого стану на формування фази  $L1_0(\text{FePt})$  у плівкових композиціях Fe-Pt з додатковими шарами Au та Ag. Матеріали 5-й Международной научно-практической конференции «Структурная релаксация в твердых телах». Винница, Украина. 2015. С. 92-93. *Особистий внесок здобувача*: проаналізовано вплив напруженого стану на формування фази  $L1_0(\text{FePt})$  у плівкових композиціях Fe-Pt з додатковими шарами Au та Ag.

17 Slipchenko K.V., Makogon Yu. M., **Verbitskaja M.Yu.**, Fihurna O.V. The formation of  $L1_0$  phase in multilayered film composition  $\text{Pt}(4,2 \text{ nm})/\text{Fe}(3,2 \text{ nm})]_{x4}/\text{Al}_2\text{O}_3$ . Збірник тез доповідей VI International Conference for Young Scientists LOW TEMPERATURE PHYSICS (ICYS–LTP–2015). Kharkiv, Ukraine. 2015. *Особистий внесок здобувача*: здійснено аналіз результатів експериментів.

18. Verbytska T.I., **Verbytska M.Yu.**, Falovska A.I., Sidorenko S.I., Makogon Iu.N. Effect of Au on ordered  $L1_0$ (FePt) phase formation in nanoscaled  $Fe_{50}Pt_{50}/Au/Fe_{50}Pt_{50}$  films on  $SiO_2/Si(001)$  substrate. Збірник тез доповідей міжнародної наукової конференції E-MRS-2015 Fall Meeting. Warsaw, Poland. 2015. *Особистий внесок здобувача*: здійснено аналіз результатів експериментів.

19. Фигурная О.В, **Вербицкая М.Ю.**, Макогон Ю.Н., Сидоренко С.И., Вербицкая Т.И. Влияние промежуточных слоев Ag, Au, Cu в наноразмерных пленочных композициях на основе  $Fe_{50}Pt_{50}$  на формирование фазы  $L1_0$ - FePt и ее магнитные свойства. Сборник тезисов докладов 5-й международной конференции «HighMatTech», Киев, Украина. 2015. С. 139. *Особистий внесок здобувача*: проаналізовано вплив проміжних шарів Ag, Au, Cu в нанорозмірних плівках на формування фази  $L1_0$ -FePt.

20. **Вербицька М.Ю.**, Круглов І.О., Макогон Ю.М., Сидоренко С.І., Сліпченко К.В. Вплив напруженого стану на формування фази  $L1_0$ -FePt в плівковій композиції  $Fe_{52}Pt_{48}$ (15 нм) на підкладці  $Al_2O_3(10\bar{1}0)$ . Збірник тез доповідей наукової конференції «Сучасні проблеми фізики металів і металічних систем». Київ, Україна. 2016. С. 182. *Особистий внесок здобувача*: проаналізовано вплив напруженого стану на формування фази  $L1_0$  в плівковій композиції  $Fe_{52}Pt_{48}$ (15 нм).

21. **Verbytska. M.Yu.**, Falovska A.I., Matyash D.I., Kotenko I.E., Makogon Iu.N., Berezniak Ya.A. Effect of annealing in  $H_2$  on  $L1_0$ -FePt phase formation in  $Fe_{50}Pt_{50}/Au/Fe_{50}Pt_{50}$  films on  $SiO_2/Si(001)$  substrate. Збірник тез доповідей міжнародної наукової конференції E-MRS-2016 Fall Meeting Warsaw, Poland. 2016. P. 72. *Особистий внесок здобувача*: проаналізовано вплив відпалу у водні на формування фази  $L1_0$  в плівках  $Fe_{50}Pt_{50}/Au/Fe_{50}Pt_{50}$ .

22. **M.Yu.Verbytska**, Ye.O. Kholina, P.V. Makushko, T.I. Verbytska, S.I. Sidorenko, Yu.M. Makogon Effect of annealing atmosphere and interfaces on  $Al \rightarrow L1_0$  FePt phase transformation in multilayered  $[Pt/Fe]_n$  films. Збірник тез доповідей міжнародної наукової конференції E-MRS- 2017 Spring Meeting.



Srassburge, France. 2017. P. Q7. *Особистий внесок здобувача*: проаналізовано вплив атмосфери відпалу на формування фази  $L1_0$  в багатошарових плівках.

23. **Verbytska M.Yu.**, Falovska A. I., Makushko P.V., Matyash D.I., Bereznia Ya.A., Grayvoronska K.A., Verbytska T.I., Makogon Iu.N. Phase formation and magnetic properties in  $Fe_{50}Pt_{50}/Au/Fe_{50}Pt_{50}$  films. Міжнародна конференція НАНО-2017, Чернівці, Україна. 2017. P. 384-385. *Особистий внесок здобувача*: здійснено аналіз результатів експериментів.

24. **Verbytska M.Yu.**, Chernysh A.Yu., Makushko P.V., Verbytska T.I., Makogon Yu.M. Influence of annealing ambient on  $L1_0$  phase formation in Pt/Fe multilayers. Збірник тез доповідей міжнародної наукової конференції E-MRS-2017 Fall Meeting. Warsaw, Poland. P. 330. *Особистий внесок здобувача*: здійснено аналіз результатів експериментів.

25. Shamis M.N., **Verbytska M.Yu.**, Makushko P.V., Bohdanov S.Ye., Verbytska T.I., Makogon Yu.M. Effect of Fe content in bilayer Pt/Fe films on  $L1_0$  FePt phase formation. Збірник тез доповідей Junior EUROMAT Conference. Budapest, Hungary. 2018. *Особистий внесок здобувача*: здійснено обробку результатів дослідження.

26. Shamis M.N., **Verbytska M.Yu.**, Makushko P.V., Verbytska T.I., Makogon Yu.M. Effect of different substrates on  $L1_0$  phase formation in  $[Pt/Fe]_4$  films. Збірник тез доповідей міжнародної наукової конференції E-MRS-2018 Spring Meeting. Srassburge, France. 2018. *Особистий внесок здобувача*: здійснено обробку результатів дослідження.

27. Shamis M.N., **Verbytska M.Yu.**, Makushko P.V., Verbytska T.I., Sidorenko S.I., Makogon Yu.M. Effect of stress on structure and magnetic properties of nanoscale  $[Fe_{50}Pt_{50}/Au/Fe_{50}Pt_{50}]_n$  film compositions – TOPO-2018: International Workshop on "Topological Structures in Ferroic Materials". Natal, Brazil, 2018. P. 32. *Особистий внесок здобувача*: проаналізовано вплив напруженого стану на структуру і магнітні властивості в нанорозмірних плівкових композиціях  $[Fe_{50}Pt_{50}/Au/Fe_{50}Pt_{50}]_n$ .

28. Makushko P.V., **Verbytska M.Yu.**, Shamis M.N., Verbytska T.I., Makogon Yu.M. Effect of stress on  $L1_0$  phase formation and magnetic properties of nanoscale  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}/\text{Au}/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  films. Міжнародна конференція Nanotechnology and nanomaterials (НАНО-2018), Київ, Україна. 2018. Р. 681-682. *Особистий внесок здобувача:* проаналізовано вплив напруженого стану на формування фази  $L1_0$  і магнітні властивості в нанорозмірних плівках.

29. Makushko P.V., Shamis M.N., **Verbytska M.Yu.**, T.I. Verbytska, S.I. Sidorenko, Yu.M. Makogon Effect of annealing atmosphere on phase and structure formation in  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}/\text{Au}/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  films. Збірник тез доповідей міжнародної наукової конференції E-MRS-2018 Fall Meeting. Warsaw, Poland. 2018. Р. 450. *Особистий внесок здобувача:* проаналізовано вплив атмосфери відпалу на формування фазового складу і структури в плівках  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}/\text{Au}/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ .

## ЗМІСТ

ПЕРЕЛІК УМОВНИХ СКОРОЧЕНЬ ТА ПОЗНАЧЕНЬ.....	25
ВСТУП.....	26
РОЗДІЛ 1 ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД.....	34
1.1 Розвиток індустрії магнітного запису.....	34
1.2 Тонкі магнітні плівки.....	38
1.2.1 Особливості кристалічної структури тонких плівок.....	40
1.2.2 Магнітотверді наноматеріали.....	41
1.2.3 Зміна властивостей магнітних матеріалів з розміром.....	43
1.2.4 Перспективи використання FePt як середовища для магнітного запису.....	49
1.3 Характеристика фазових перетворень у системах, що досліджуються, в масивному стані.....	52
1.3.1 Діаграма фазового стану системи Fe-Pt.....	52
1.3.2 Діаграма фазового стану в системи Fe-Au.....	53
1.3.3 Діаграма фазового стану системи Au-Pt.....	54
1.3.4 Взаємодія Fe, Pt та Au з воднем в масивному стані.....	55
1.4 Вплив напруженого стану на фазовий перехід $A1 \rightarrow L1_0$ -FePt.....	57
1.5 Постановка задачі.....	59
РОЗДІЛ 2 МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ.....	61
2.1 Матеріали дослідження.....	61
2.1.1. Одержання нанорозмірних плівкових композицій.....	61
2.2 Термічна обробка.....	64
2.2.1 Відпал у вакуумі.....	64
2.2.2 Швидкий термічний відпал.....	65
2.2.3 Відпал в захисній атмосфері водню.....	67
2.3 Методика дослідження.....	67
2.3.1 Рентгеноструктурний фазовий аналіз.....	67
2.3.2 Рентгенівська тензометрія (метод $\sin^2\psi$ ).....	70

2.3.3 Рентгеновська рефлектометрія.....	72
2.3.4 Резерфордське зворотне розсіювання.....	73
2.3.5 Трансмсійна електронна мікроскопія.....	75
2.3.6 Резистометричний аналіз.....	76
2.3.7 Атомно-силова мікроскопія.....	77
2.3.8 Магнітно -силова мікроскопія.....	79
2.3.9 SQUID – магнітометрія.....	80
2.3.10 Магнітооптичний ефект Керра.....	82
РОЗДІЛ 3 ПРОЦЕСИ ДИФУЗІЙНОГО ФАЗОУТВОРЕННЯ І МАГНІТНІ	
ВЛАСТИВОСТІ В НАНОРОЗМІРНИХ ПЛІВКОВИХ КОМПОЗИЦІЙ	
$\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(x \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$ ( $x=7,5; 15; 20; 30$ ) НА ПІДКЛАДКАХ	
$\text{SiO}_2(100 \text{ нм})/\text{Si}(001)$ .....	
3.1 Фазоутворення і магнітні властивості в нанорозмірній плівковій	
композиції $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(50 \text{ нм})$ при відпалах у	
вакуумі.....	84
3.1.1 Вплив температури відпалу на фазоутворення в нанорозмірній	
плівковій композиції $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$ .....	84
3.1.2 Дослідження фазових та структурних перетворень у плівці	
$\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$ методом Резерфордівського	
зворотного розсіювання.....	88
3.1.3 Морфологія поверхні плівок $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 \text{ нм})/$	
$\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$ після відпалу у вакуумі.....	89
3.1.4 Магнітні властивості плівок $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 \text{ нм})/$	
$\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$ .....	91
3.2 Вплив відпалу у вакуумі на фазові перетворення і магнітні властивості	
в нанорозмірній плівковій композиції $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(15 \text{ нм})/$	
$\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$ .....	93
3.2.1 Вплив температури відпалу на процеси фазоутворення в	
нанорозмірній плівковій композиції $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(15 \text{ нм})/$	
$\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$ .....	93

3.2.2 Зміна напруженого стану у нанорозмірних плівках $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(15 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$ при відпалі у вакуумі.....	97
3.2.3 Морфологія поверхні плівок $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(15 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$ після відпалу у вакуумі.....	99
3.2.4 Зміна магнітних властивостей у плівках $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(15 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$ .....	100
3.3 Вплив відпалу у вакуумі на фазові перетворення і магнітні властивості в нанорозмірній плівковій композиції $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(20 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$ .....	102
3.3.1 Процеси фазоутворення в нанорозмірній плівковій композиції $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(20 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$ .....	102
3.3.2 Магнітні властивості плівок $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(20 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$ .....	105
3.3.3 Морфологія поверхні плівок $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(20 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$ після відпалу у вакуумі.....	106
3.4 Вплив відпалу у вакуумі на фазові перетворення і магнітні властивості в нанорозмірній плівковій композиції $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(30 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$ .....	107
3.4.1 Фазоутворення в нанорозмірній плівковій композиції $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(30 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$ при відпалі у вакуумі.....	107
3.4.2 Зміна магнітних властивостей у плівках $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(30 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$ .....	112
3.4.3 Морфологія поверхні плівок $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(30 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$ .....	114
3.4.4 Вплив тривалості відпалу на фазоутворення в нанорозмірній плівковій композиції $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(30 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$ .....	115
3.5 Зміна напруженого стану у нанорозмірних плівках $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$ при відпалі у вакуумі.....	117

3.6 Вплив проміжного шару Au на структурно-фазові перетворення та магнітні властивості в нанорозмірних плівкових композиціях $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(x \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$ (де $x = 15; 20; 30 \text{ нм}$ ) при відпалах в атмосфері $\text{N}_2$ .....	120
3.6.1 Вплив в атмосфері $\text{N}_2$ на фазоутворення в нанорозмірних плівкових композиціях $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(15; 20; 30 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$ .....	120
3.6.2 Магнітні властивості плівкової композиції $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(30 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$ після відпалу в атмосфері $\text{N}_2$ .....	125
3.7 Вплив відпалу у водні та проміжного шару Au на структурно-фазові перетворення в нанорозмірних плівкових композиціях $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 - 30 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(\text{нм})$ .....	125
3.7.1 Вплив температури відпалу в атмосфері $\text{H}_2$ на фазоутворення в нанорозмірних плівкових композиціях $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 - 30 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$ .....	126
3.7.2 Магнітні властивості плівкових композиції $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}/\text{Au}(30 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ після відпалу в захисній атмосфері водню.....	132
3.8 Вплив напруженого стану на процеси впорядкування у нанорозмірних плівках $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Ag}(7,5; 30 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$ при відпалі у вакуумі.....	134
3.9 Зміна механічних напружень у нанорозмірних плівках $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Cu}(7,5; 15; 30 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$ при відпалі у вакуумі.....	135
Висновки до розділу 3.....	136
РОЗДІЛ 4 ВПЛИВ РОЗТАШУВАННЯ ШАРУ Au НА ФОРМУВАННЯ ФАЗИ $L1_0$ ТА МАГНІТНІ ВЛАСТИВОСТІ В НАНОРОЗМІРНИХ ПЛІВКОВИХ КОМПОЗИЦІЯХ $\text{Au}/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ , $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}/\text{Au}/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$ ТА $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}/\text{Au}$ .....	138
4.1. Вплив розташування додаткового шару Au на фазове перетворення $A1 \rightarrow L1_0$ та магнітні властивості при відпалі у вакуумі.....	138
4.2. Морфологія поверхні плівок з різним розташуванням додаткового шару Au при відпалі у вакуумі.....	144

4.3 Вплив тривалості відпалу у вакуумі на формування фазового складу плівок з різним розташуванням додаткового шару Au .....	145
4.4. Формування фази $L1_0$ -FePt у плівках Au(7,5 нм)/Fe <sub>50</sub> Pt <sub>50</sub> (15 нм), Fe <sub>50</sub> Pt <sub>50</sub> (15 нм)/Au(7,5 нм)/ Fe <sub>50</sub> Pt <sub>50</sub> (15 нм) і Fe <sub>50</sub> Pt <sub>50</sub> (15 нм)/Au(7,5 нм), відокремлених від підкладки, при відпалі <i>in situ</i> .....	148
Висновки до розділу 4.....	151
РОЗДІЛ 5 ФАЗОВІ ПЕРЕТВОРЕННЯ В БАГАТОШАРОВИХ НАНОРОЗМІРНИХ ПЛІВКОВИХ КОМПОЗИЦІЯХ [Fe <sub>50</sub> Pt <sub>50</sub> (15 нм)/Au(7,5 нм)/Fe <sub>50</sub> Pt <sub>50</sub> (15 нм)] <sub>2</sub> ТА [Pt/Fe] <sub>n</sub> , де n = 1, 4, 8).....	152
5.1 Структура та магнітні властивості багатошарових нанорозмірних плівкових композицій [Fe <sub>50</sub> Pt <sub>50</sub> (15 нм)/Au(7,5 нм)/Fe <sub>50</sub> Pt <sub>50</sub> (15 нм)] <sub>2</sub> .....	152
5.2 Формування фази $L1_0$ -FePt в плівці Fe <sub>52</sub> Pt <sub>48</sub> (15 нм) на підкладці Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (10 $\bar{1}$ 0) .....	161
5.3 Структура та магнітні властивості багатошарових нанорозмірних плівкових композицій [Pt/Fe] <sub>n</sub> , де n=(1, 4, 8) на підкладках SiO <sub>2</sub> (100 нм)/Si(001).....	167
5.3.1 Фазоутворення в багатошарових нанорозмірних плівкових композиціях [Pt(4,2 нм)/Fe(3,2 нм)] <sub>4</sub> та [Pt(2,1 нм)/Fe(1,6 нм)] <sub>8</sub> на підкладках SiO <sub>2</sub> (100 нм)/Si(001) при відпалі у вакуумі.....	168
5.3.2 Фазоутворення в багатошарових нанорозмірних плівкових композиціях [Pt(4,2 нм)/Fe(3,2 нм)] <sub>4</sub> та [Pt(2,1 нм)/Fe(1,6 нм)] <sub>8</sub> на підкладках SiO <sub>2</sub> (100 нм)/Si(001) при швидкому відпалі у атмосфері N <sub>2</sub> .....	175
5.4 Формування фазового складу і магнітні властивості плівкових композицій [Pt/Fe] <sub>n</sub> (n = 1, 4) на підкладках Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (10 $\bar{1}$ 0) .....	180
5.4.1 Процеси фазоутворення в нанорозмірній плівковій композиції Pt(21 нм)/Fe(16 нм) на підкладці Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (10 $\bar{1}$ 0) при швидкому відпалі у N <sub>2</sub> .....	180
5.4.2 Процеси фазоутворення в нанорозмірній плівковій композиції Pt(15 нм)/Fe(15 нм) на підкладці Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (10 $\bar{1}$ 0) при швидкому відпалі у N <sub>2</sub> .....	184

5.4.3 Процеси фазоутворення в нанорозмірній плівці Pt(21 нм)/Fe(16 нм) на підкладці $\text{Al}_2\text{O}_3(10\bar{1}0)$ при тривалому відпалі у вакуумі.....	187
5.4.4 Формування фазового складу і магнітні властивості у плівковій композиції $[\text{Pt/Fe}]_4$ на підкладці $\text{Al}_2\text{O}_3(10\bar{1}0)$ при швидкому відпалі у атмосфері $\text{N}_2$ .....	190
Висновки до розділу 5.....	197
ВИСНОВКИ.....	199
СПИСОК ВИКОРИСТОВАНИХ ДЖЕРЕЛ.....	201
ДОДАТОК 1.....	217



## ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ, СИМВОЛІВ, ОДИНИЦЬ СКОРОЧЕНЬ

НПК	– нанорозмірна плівкова композиція
МСВН	– мас-спектрометрія вторинних нейтралей
РЗР	– Резерфордівське зворотнє розсіяння
АСМ	– атомно-силова мікроскопія
МСМ	– магнітно-силова мікроскопія
ПЕМ	– просвічувальна електронна мікроскопія
ASTM	– American Society for Testing Materials
SQUID	– superconducting quantum interference device
MOKE	– magneto-optic Kerr effect
ГЦК	– гранецентрована кубічна гратка
ГЦТ	– гранецентрована тетрагональна гратка
$S$	– параметр хімічного впорядкування ближнього порядку
$S^*$	– параметр хімічного впорядкування дальнього порядку
$I$	– інтенсивність структурного рефлексу
$\Theta$	– кут дифракції
$K_u$	– енергія магнітно-кристалічної анізотропії
$H_c$	– коерцитивна сила
емо	– електромагнітна одиниця
$M_r$	– залишкова намагніченість
$M_s$	– намагніченість насичення
$d$	– міжплощинна відстань
$d$	– розмір зерна (області когерентного розсіювання)
$R_{ms}$	– середньоквадратична шорсткість поверхні
$R_a$	– середня шорсткість поверхні
$R/R_0$	– відносний електроопір
$a, c$	– параметри гратки

## ВСТУП

Технологія магнітного запису вдосконалюється з метою збільшення щільності запису і зберігання інформації. В останні роки технологія повздовжнього запису була змінена на перпендикулярний, у якому магнітні домени орієнтуються перпендикулярно поверхні плівки і напрямку руху записуючої головки.

Технологія термічно-активованого магнітного запису (ТАМЗ) на плівкові носії з надвисокою щільністю запису і зберігання (до  $\approx 5$  Тбіт/см<sup>2</sup>), що розробляється, дозволяє значно збільшити щільність запису. Нанорозмірні плівки на основі сплаву Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub> з упорядкованою фазою  $L1_0$ -FePt є перспективним матеріалом для створення носіїв інформації завдяки її великій енергії магнітокристалічної анізотропії ( $K_u = 7 \cdot 10^6$  Дж/м<sup>3</sup>), що перешкоджає переходу в суперпарамагнітний стан зі зменшенням об'єму зерна. При осадженні на ненагріту підкладку для формування магнітно-твердої фази  $L1_0$ -FePt з неупорядкованої магнітно-м'якої фази  $A1$ -FePt зазвичай необхідно провести наступний відпал при температурах вище за 500 °С. Зниження температури формування фази  $L1_0$ -FePt, зменшення розміру зерен, підвищення їх термічної стабільності, контроль орієнтації вісі легкого намагнічування  $s$  паралельно або перпендикулярно до площини плівки, зменшення шорсткості поверхні, підвищення коерцитивної сили є головними матеріалознавчими завданнями при створенні наукових основ технології ТАМЗ.

З аналізу робіт в цьому напрямку витікає, що внутрішній напружено/деформаційний стан в тонких плівках може грати істотну роль у проходженні процесу формування магнітно-твердої фази  $L1_0$ -FePt.

Одним із шляхів прискорення процесу впорядкування може бути використання енергії меж поділу і енергії напруженого стану, що створюються в плівковій композиції в результаті введення додаткових шарів третього елемента з низькою поверхневою енергією (Ag, Cu, Au). Ці енергії

можна використовувати як екстра-рушійну силу, що сприяє дифузійній перебудові атомів Fe і Pt і формуванню впорядкованої фази  $L1_0$ -FePt з високими значеннями коерцитивної сили  $H_c$  і намагніченості насичення  $M_s$ . Крім того, це дозволяє створити в плівці магнітно- тверді і магнітно-м'які шари, що необхідно для технології ТАМЗ.

Напружений стан у плівках на основі FePt викликаний термічними напруженнями внаслідок різниці між коефіцієнтами термічного розширення шарів плівки і підкладки; напруженнями, які виникають при фазовому перетворенні  $A1$ -FePt  $\rightarrow$   $L1_0$ -FePt за рахунок зміни об'ємів елементарних ґраток неупорядкованої і впорядкованої фаз і напруженнями, пов'язаними з невідповідністю параметрів елементарної ґратки фази FePt і шаром легуючого елементу.

На механічні напруження у плівках в процесі осадження на підкладку впливає ряд факторів: взаємне розташування шарів, кількість шарів плівкової композиції, товщина окремого шару, умови відпалу (газове середовище – вакуум, водень, азот та швидкості нагрівання і охолодження). Однак, загальні закономірності та механізм впливу механічних напружень на процес дифузійного формування фазового складу, структури та магнітні властивості у нанорозмірних плівках на основі FePt не можна вважати встановленими повною мірою. Насьогодні залишаються нерозв'язаними матеріалознавчі задачі контролю та застосуванню механічних напружень, які виникають у плівках під час осадження та відпалах, для зниження температури формування впорядкованої фази, росту зерен фази  $L1_0$  з орієнтацією вісі легкого намагнічування  $c$  перпендикулярно або паралельно площині плівки та збільшення коерцитивної сили. Вирішення цих задач необхідне для впровадження нанорозмірних плівок на основі FePt в якості середовища для термічно стабільного магнітного запису і зберігання інформації підвищеної щільності.

Таким чином, дослідження впливу напруженого стану на фазові та структурні перетворення при формуванні впорядкованої фази  $L1_0$ -FePt,

орієнтацію вісі легкого намагнічування  $c$  і зміну магнітних властивостей при термічній обробці у плівкових композиціях з шарами Fe, Pt, Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>, Au, що мають перспективу практичного використання, є актуальним як у науковому, так і в практичному відношеннях.

**Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами.** Робота виконана на кафедрі фізики металів Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського» як складова частина науково-дослідних робіт: № 2306-ф “Формування стабільних нанорозмірних магнітних плівок FePt для надвеликої щільності запису і збереження інформації” (номер держреєстрації 0110U001316); № 2607-ф “Формування нанорозмірних магнітно-твердих плівок FePt, легованих Ag, Au, Cu, для підвищення щільності магнітного запису і збереження інформації” (номер держреєстрації 0113U002512); № 2915-ф “Формування фазового складу, структури плівок FePd, FePt – середовища магнітного запису і зберігання інформації підвищеної щільності” (номер держреєстрації 0116U003691) та за грантами ДААД в рамках програми ім. Л. Ейлера (Німеччина): грант №55576194 (2012-2013 pp.) “Вплив Au на формування  $L1_0$  фази в плівках FePt/Au/FePt на підкладках SiO<sub>2</sub>(100 нм)/Si(001)”, грант №57042790 (2013-2014 pp.), грант 57094397 (2014- 2015 pp.), грант № 57198300 (2015-2016 pp.).

**Мета і завдання дослідження.** Мета роботи полягає у визначенні закономірностей формування фазового складу, структури і магнітних властивостей в нанорозмірних плівкових композиціях з додатковими шарами золота Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>-Au і шарів металів Pt/Fe на підкладках SiO<sub>2</sub>(100 нм)/Si(001) та Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(10 $\bar{1}$ 0).

Для досягнення поставленої мети вирішувалися наступні наукові завдання дослідження:

- встановити вплив додаткового шару Au, його товщини, розташування, кількості шарів на напружений стан, фазовий склад,

структуру і магнітні властивості в плівкових композиціях  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}\text{-Au}$  на підкладках  $\text{SiO}_2(100 \text{ нм})/\text{Si}(001)$  при відпалах;

- визначити вплив умов відпалу (температури, тривалості, швидкості нагріву, атмосфери відпалу (вакуум, азот, водень)) на напружений стан та формування впорядкованої фази  $L1_0\text{-FePt}$ , її структуру (розмір зерен, орієнтацію) і магнітні властивості в плівкових композиціях  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}\text{-Au}$ ,  $[\text{Pt/Fe}]_n$  ( $n = 1, 4, 8$ );
- з'ясувати вплив розташування додаткового шару Au при відпалах *in situ* на фазовий перехід  $A1\text{-FePt} \rightarrow L1_0\text{-FePt}$  в плівкових композиціях  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}\text{-Au}$ , відокремлених від підкладок.
- визначити вплив типу підкладок ( $\text{SiO}_2(100 \text{ нм})/\text{Si}(001)$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3(10\bar{1}0)$ ) на напружений стан, фазовий перехід  $A1\text{-FePt} \rightarrow L1_0\text{-FePt}$ , орієнтований ріст зерен та магнітні властивості в плівкових композиціях  $[\text{Pt/Fe}]_n$  ( $n = 1, 4, 8$ ) при відпалах
- розробити рекомендації щодо контролю напруженого стану у плівкових композиціях на основі  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  для:
  - зниження температури утворення,
  - збільшення коерцитивної сили,
  - орієнтації вісі легкого намагнічування  $c$  у зернах фази  $L1_0\text{-FePt}$  перпендикулярно, або паралельно площині плівки.

*Об'єкт дослідження* – термічно активовані процеси фазоутворення у нанорозмірних плівкових композиціях шарів сплаву  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  з різною товщиною (7,5 нм – 30 нм) проміжного шару золота, кількістю шарів  $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}/\text{Au}/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}]_n$  ( $n=1, 2$ ), з різним розташуванням шару золота  $\text{Au}/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ ;  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}/\text{Au}/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ ;  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}/\text{Au}$ , а також в композиціях шарів металів  $[\text{Pt/Fe}]_n$  ( $n=1, 4, 8$ ) після відпалів в різних середовищах (вакуум, азот, водень).

*Предмет дослідження* – фазовий склад, структура, рівень напруженого стану та магнітні властивості нанорозмірних плівок  $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}/\text{Au}/(7,5 \text{ нм} -$

30 нм)/Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>]<sub>n</sub> (n = 1, 2), Au/Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>, Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>/Au; Fe<sub>52</sub>Pt<sub>48</sub>(15 нм), [Pt/Fe]<sub>n</sub> (n = 1, 4, 8) на підкладках SiO<sub>2</sub>(100 нм)/Si(001) та Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(10 $\bar{1}$ 0).

**Методи дослідження.** Товщина плівок, що були осаджені магнетронним методом на підкладки за кімнатної температури, контролювалась за допомогою вимірювання частоти кварцового резонатора, яка змінювалася зі зміною товщини, а також - розрахунком спектрів хімічного складу плівки і модулюванням тієї товщини методом резерфордівського зворотного розсіювання. В роботі використано комплекс сучасних методів фізичного матеріалознавства: визначення фазового складу і структури плівкових композицій здійснювалось методом рентгеноструктурного фазового аналізу на дифрактометрах ДРОН УМ-1, BRUKER D8 DISCOVER та Rigaku Ultima IV зі сцинтиляційними лічильниками у випроміненнях  $\lambda_{K\alpha,\beta}$ -Fe та  $\lambda_{K\alpha}$ -Cu. Електричний опір вимірювався чотирьохзондовим методом, морфологія поверхні досліджувалась за допомогою атомно-силової мікроскопії; хімічний аналіз проводився методом резерфордівського зворотного розсіювання. Магнітні властивості визначалися методами SQUID-магнітометрії, магнітометрії на основі магнітооптичного ефекту Керра та магнітно-силової мікроскопії (MCM).

**Наукова новизна одержаних результатів.** Результати, що представлено в дисертаційній роботі, є наслідком розв'язання поставлених оригінальних наукових завдань. У рамках дисертаційного дослідження вперше встановлено, що контролюючи напружений стан у шарі Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub> зміненням товщини, розташування, кількості додаткових шарів Au, швидкості нагріву та атмосфери при відпалі, можна керувати формуванням фазового складу, структурою та магнітними властивостями в плівкових композиціях:

1. Вперше показано, що стискаючі напруження зі збільшенням товщини проміжного шару Au до 30 нм сприяють зниженню температури упорядкування та росту зерен фази  $L1_0$  з розташуванням вісі легкого намагнічування  $c$  у площині плівки.

2. Виявлено, що застосування атмосфери водню прискорює процеси формування впорядкованої фази  $L1_0$ -FePt в плівках  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}/\text{Au}/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  порівняно з відпалом у вакуумі, за рахунок втілення атомів водню у порожнини кристалічної ґратки фази  $L1_0$ -FePt. Це створює додаткові стискаючі напруження та дозволяє отримати високе значення коерцитивної сили ( $\sim 27,3$  кЕ) за меншої температури відпалу.

3. Встановлено, що в плівках з різним розташуванням шару Au, відокремлених від підкладки, зберігається така ж тенденція зміни температури фазового перетворення  $A1 \rightarrow L1_0$ , як і в плівках на підкладці: в плівці з проміжним шаром Au (7,5 нм) нижча температура початку впорядкування, ніж в плівках  $\text{Au}/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  та  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}/\text{Au}$ .

4. Показано, що орієнтований ріст зерен фази  $L1_0$ -FePt з віссю легкого намагнічування  $c$  в напрямку  $[001]$  можна отримати в композиціях  $[\text{Pt}/\text{Fe}]_n$  ( $n=4, 8$ ) на підкладках  $\text{SiO}_2(100 \text{ нм})/\text{Si}(001)$  при застосуванні швидкого термічного відпалу (RTA) завдяки створенню розтягуючих деформацій в площині плівки за рахунок швидкого зменшення об'єму при фазовому перетворенні  $A1 \rightarrow L1_0$ -FePt.

5. Встановлено, що змінюючи величину напруження, яке виникає через різницю коефіцієнтів термічного розширення плівки і підкладки у багатошарових плівкових композиціях  $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}/\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}]_n$  та  $[\text{Pt}/\text{Fe}]_n$ , можна контролювати температуру формування впорядкованої фази  $L1_0$  та її магнітні властивості. Більший рівень стискаючих напружень в плівці на підкладці  $\text{SiO}_2(100 \text{ нм})/\text{Si}(001)$  ( $\alpha = 2,25 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ ) порівняно з напруженнями, що створюються на підкладці  $\text{Al}_2\text{O}_3$  ( $\alpha = 5 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ ) призводить до формування більшої кількості впорядкованої фази  $L1_0$ .

**Практичне значення одержаних результатів.** Отримані в роботі наукові результати і встановлені фізичні закономірності мають практичний інтерес для створення матеріалів, що використовуються в якості носіїв магнітного запису з підвищеною щільністю. Розроблено рекомендації щодо контролю напруженого стану і процесу формування впорядкованої фази  $L1_0$ -

FePt, отримання орієнтації вісі легкого намагнічування *c* перпендикулярно, або паралельно площині плівки у плівках на основі FePt, застосування яких дозволить підвищити щільність магнітного запису і зберігання інформації термоактивованим методом. Результати роботи використовуються також у навчальному процесі в КПІ ім. Ігоря Сікорського, зокрема, при виконанні лабораторних робіт з дисципліни «Матеріалознавство функціональних тонких плівок та покриттів» та дипломних робіт.

**Особистий внесок здобувача.** Автор самостійно проведено аналіз літературних джерел, термообробку у вакуумі і водні та резистометричний аналіз зразків, атомно-силову мікроскопію, визначення магнітних властивостей зразків методом МОКЕ, аналіз та інтерпретацію отриманих результатів рентгеноструктурного фазового аналізу, резерфордівського зворотного розсіювання, ACM, MCM, SQUID. Автор приймала участь у підготовці, оформленні матеріалів до публікацій та написанні статей і тез доповідей на конференціях. Усі основні результати даного дослідження отримано автором особисто. Постановка мети, завдань дослідження та обговорення результатів виконані спільно з науковим керівником, і, частково, із співавторами публікацій.

**Апробація результатів дисертації.** Основні результати й окремі розділи дисертаційної роботи були представлені і обговорювалися на таких наукових конференціях: IV Міжнародна наукова конференція «Наноразмерные системы: строение, свойства, технологии» НАНСИС-2013, (Україна, Київ, 2013); Міжнародна наукова конференція MRS- 2014 Fall Meeting (Poland, Warsaw, 2014); Міжнародна науково-технічна конференція молодих учених та студентів (Україна, Тернопіль, 2014); 5-та Міжнародна науково-практична конференція «Структурная релаксация в твердых телах» (Україна, Вінниця, 2015); VI International Conference for Young Scientists Low temperature physics (ICYS–LTP–2015) (Ukraine, Kharkiv, 2015); Міжнародна наукова конференція E-MRS-2015 Fall Meeting (Poland, Warsaw, 2015); 5-та Міжнародна наукова конференція HighMatTech (Україна, Київ, 2015);



Міжнародна наукова конференція E-MRS-2016 Fall Meeting (Poland, Warsaw, 2016); Міжнародна наукова конференція E-MRS-2017 Spring Meeting (Strasbourg, France, 2017); Міжнародна наукова конференція Nanotechnology and nanomaterials HANO-2017 (Україна, Чернівці, 2017); Міжнародна наукова конференція E-MRS-2017 Fall Meeting (Poland, Warsaw, 2017); Міжнародна наукова конференція Nanotechnology and nanomaterials HANO-2018 (Україна, Київ, 2018); International Workshop on "Topological Structures in Ferroic Materials" TOPO-2018 (Natal, Brazil, 2018); Junior EUROMAT Conference 2018 (Budapest, Hungary, 2018); Міжнародна наукова конференція E-MRS- 2018 Spring Meeting (Strasbourg, France), Міжнародна наукова конференція E-MRS-2018 Fall Meeting (Poland, Warsaw, 2018), IEEE 39th International Conference on Electronics and Nanotechnology ELNANO-2019 (Київ, Україна, 2019 р.)

**Публікації.** За темою дисертаційної роботи опубліковано 29 наукових праць, у тому числі 9 статей у наукових фахових виданнях України, які включені до міжнародних наукометричних баз, 2 патенти на корисну модель, 1 стаття та 17 тез доповідей у збірниках матеріалів конференцій.

**Структура та обсяг дисертації.** Дисертаційна робота складається із анотації, вступу, п'яти розділів, висновків, списку використаних джерел (151 найменування) та додатків. Викладена на 223 сторінках машинописного тексту, містить 1 таблицю, 169 рисунків, 1 додаток. Основний зміст дисертації становить 179 сторінок.

## РОЗДІЛ 1

### ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД

#### 1.1 Розвиток індустрії магнітного запису

Розвиток галузі накопичувачів на жорстких магнітних дисках нагадує розвиток напівпровідникової мікроелектроніки. Зародження індустрії магнітного запису відбулося з винайдення ІВМ першого жорсткого диска в 50-х роках. Індустрія магнітного запису пройшла шлях від масивних сховищ об'ємом в сотні кілобайт до нинішнього полутера-байтного вінчестера «в кишені» (для порівняння: мікросхеми теж починались з десятка транзисторів на чипі і зараз найбільші з них налічують більше мільярда транзисторів) та привернула увагу кращих учених і інженерів зі всього світу [1-6].



Рис. 1.1. Виробництво жорстких дисків для запису [3]

Щільність запису на магнітних дисках іноді розвивалася навіть швидше за прогрес в мікроелектроніці (закон Мура) (рис. 1.2), і зараз в серійних продуктах вона досягає ~10-15 Гбіт на квадратний сантиметр (або 60-100 Гбіт на квадратний дюйм). Це у декілька разів більше, ніж щільність розміщення найсучасніших транзисторів на кремнієвому кристалі. У

лабораторіях вже досягнута щільність в 250 Гбіт на квадратний дюйм [1, 2, 6].

Технологія повздовжнього магнітного запису була найбільш розповсюджена до 2005 року, але в даний час домінуючою є технологія перпендикулярного запису. Майбутнє збільшення щільності магнітного запису вчені пов'язують з технологією термічно активованого запису [7-13].

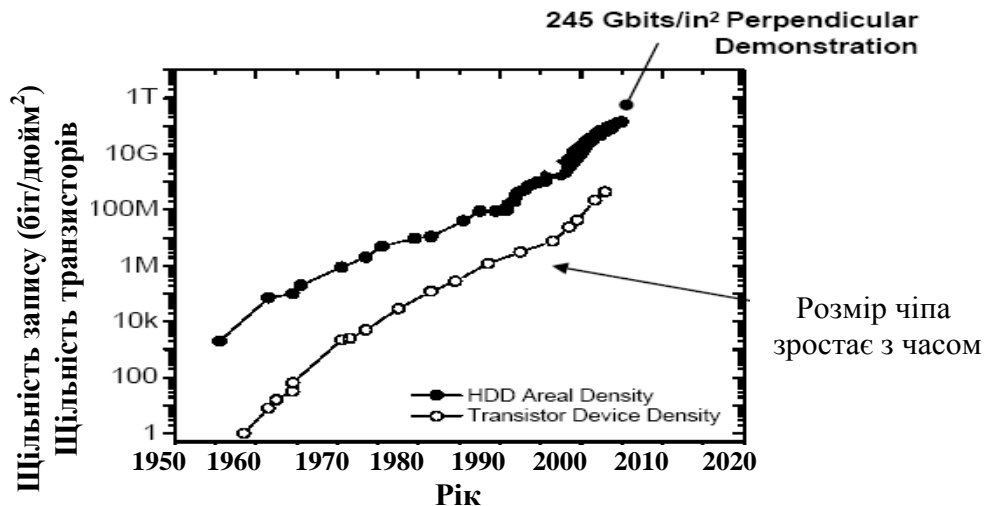


Рис. 1.2. Ріст щільності запису та транзисторів за законом Мура [3]

Приріст щільності магнітного запису змусив виробників перейти на перпендикулярний запис. Якщо в традиційному «повздовжньому» магнітному записі (на ньому ця індустрія ґрунтується з 1956 року) магнітні домени в тонкій плівці на поверхні пластини орієнтовані уздовж поверхні (уздовж напрямку доріжки), то при новому способі запису домени шикуються уперек плівки, тобто перпендикулярно поверхні і напрямку руху головки (рис 1.3) [9-12]. Спеціальний «дзеркальний» шар під поверхнею дозволяє «фокусувати» магнітний потік запису і формувати домени ближче один до одного. Якщо щільність запису збільшувати без зменшення зерен, переходи намагніченості стануть пропорційно більш шумними, що зрештою приведе до помилок при зчитуванні.

Співвідношення рівней сигнал/шум при магнітному записі можливо визначити за формулою:

$$BSH=10\log(N), \quad (1.1)$$

де  $N$  – кількість зерен у біті

Прийнятне співвідношення сигнал/шум для достовірного читання даних вимагає не менше 50–100 зерен в комірці [1, 3]. Для отримання вищої щільності запису треба зменшувати розмір зерен. Такий підхід вже декілька десятиліть був досить ефективним. Сьогодні, проте, комірки стали настільки маленькими, що подальше їх зменшення приводить до нестабільності намагніченості – виявляється ефект суперпарамагнетика.

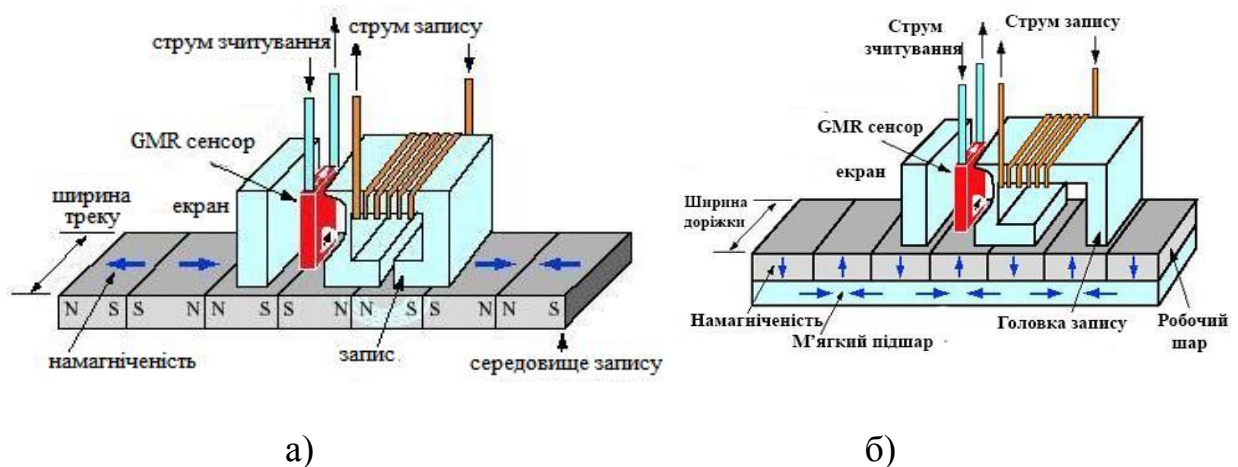


Рис. 1.3. Повздовжній (а) та перпендикулярний (б) магнітний запис [13]

Для подальшого підвищення щільності запису необхідно продовжувати зменшення розміру зерен, тому є тільки один спосіб підтримувати терmostійкість – вибирати матеріали з більшою магнітною жорсткістю.

Радикальне підвищення щільності стане можливим, якщо зменшити область зберігання біту до одного домену; у такому разі частинки будуть збудовані в бітовий структурований масив (Bit Patterned Media). Теоретично існує два альтернативні рішення, які дозволили б цього добитися: одне – на основі електронно-іонних методів літографії, інше – шляхом створення структури, що самоорганізується. Таким чином, для вирішення проблеми

надщільного запису магнітної інформації, необхідні ретельні дослідження змін фізичних властивостей під час переходу структури речовини до нанометрових розмірів. Причому, при вивченні даного питання в першу чергу було звернено увагу на метали і сплави, в яких можна змінити структуру, що складається з кристалічних зерен розміром не більше 1 нм – 15 нм – нанокристалічні матеріали (НКМ).

Наступною технологією після перпендикулярного запису є термічно активований магнітний запис (ТАМЗ) (рис 1.4). Його суть в тому, що локальна область, на яку проводиться магнітний запис в даний момент, точково прогрівається лазером до температури в декілька сотень градусів за Цельсієм.

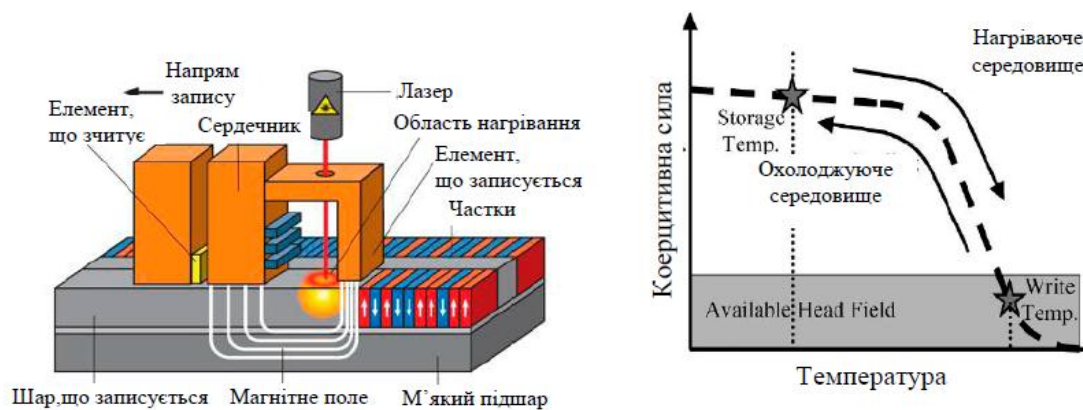


Рис. 1.4. Термічно активований магнітний запис (ТАМЗ) [14]

В результаті розігрівання магнітні домени у високо анізотропному матеріалі стають більш рухомими, відбувається запис, і після швидкого охолодження (поверхня при обертанні активно обдувається) повернути цей домен буде набагато складніше. Стає можливим закріплювати домени значно меншого розміру, підвищуючи щільність запису.

Принцип ТАМЗ виріс з необхідності записувати інформацію на полікристалічних плівках матеріалів з екстремально високою константою магнітокристалічної анізотропії ( $L_{10}$  FePt, CoPt ), для яких не вистачає сили

поля у записуючих головок, що зазвичай використовується в "перпендикулярному" запису ( $H_{\text{eff}} < 20$  кЕ).

Для вирішення цього завдання необхідну ділянку потенційного носія інформації короткочасно нагрівають до температури Кюрі ( $T_C$ ). Коерцитивна сила ( $H_c$ ) при цьому спадає до нуля та потім при охолодженні ділянки поступово досягається колишнє значення  $H_c$ . Поки він ще тепленький, поля головки вистачає, щоб записати біт інформації.

Дана технологія дозволяє збільшити щільність запису порівняно з перпендикулярним записом приблизно вдесятеро, тобто її перспективи оцінюються в декілька терабіт на квадратний дюйм. ТАМЗ дозволить забезпечити високе зростання щільності магнітного запису до 2020 року.

Якщо використовувати структуру магнітного шару, сформовану спеціальним чином, то щільність запису підвищиться до 9-10 Тбіт на квадратний дюйм і навіть вище. При даному підході на початку формують впорядковано-гранулярну структуру магнітної плівки, розміри періодично розташованих наночасток в якій складають всього декілька нанометрів [15].

Кожну окрему частинку можна намагнічувати незалежно, всього одна частинка здатна нести інформацію одного біта. Потенціал даної технології оцінюються по межі термостабільності з розміром частинок в 2.4 нм (це всього декілька атомів в поперечнику), що відповідає межі щільності запису вже 40-50 Тбіт на квадратний дюйм [1-3].

## 1.2 Тонкі магнітні плівки

Тонка магнітна плівка – шар магнітного матеріалу, що має товщину від кількох ангстрем до  $10^4$  ангстрем. До сьогодні ці зразки являються об'єктом інтенсивних досліджень в багатьох країнах, описанню їх кристалічної структури та властивостей присвячуються багаточисленні статті, обзори, монографії [16-26].

На сьогодні існують такі методи отримання тонких плівок:

- магнетронне розпилення;
- молекулярно-променева епітаксія;
- термічне випаровування матеріалу плівки в вакуумі;
- катодне розпилення;
- іонно-плазмове розпилення;
- електролітичне осадження.

Дослідження плівок дозволяє отримувати нову та цінну інформацію про магнітні властивості феромагнетиків. Вивчення тонких плівок істотно розширяє уявлення про фізичну природу анізотропії феромагнетиків, дозволяє виявити та дослідити різні процеси перемагнічування, відкривати нові фізичні явища. Наприклад, гігантський магнітоопір привернув особливо велику увагу та в останні декілька років став предметом всебічного дослідження [1, 19, 20]. Також дуже важливо, що плівках реалізуються структурні стани, які важко або зовсім неможливо отримати в звичайних (масивних або об'ємних) магнітних зразках. Це дозволяє істотно розширити можливості встановлення зв'язку між структурними характеристиками та фізичними властивостями магнітних матеріалів. Також дослідження фізичних властивостей тонких феромагнітних плівок актуальне з точки зору їх практичного застосування в мікроелектроніці та обчислювальній техніці. Найбільш важливим застосуванням тонких плівок являється їх використання в якості магнітного середовища для запису та зберігання інформації в запам'ятовуючих пристроях.

Магнітні плівки володіють особливостями, завдяки яким їх використання сприяє підвищенню щільності запису інформації та швидкодії запам'ятовуючих пристроїв. Запам'ятовуючі пристрої повинні забезпечувати тривале та надійне зберігання інформації, високу щільність та швидкість запису, малий час доступу, низьку собівартість зберігання одиниці інформації. Для того, щоб відповідати цим вимогам, плівки повинні володіти

досить певним набором структурних та магнітних характеристик. Отримати такі плівки можна тільки знаючи механізми формування їх властивостей. Тому й до сьогодні не послаблюється інтерес до досліджень в цій області [16, 19, 20].

### **1.2.1 Особливості кристалічної структури тонких плівок**

Різноманітні причини визначають магнітні властивості плівок. Особливо велику роль грає кристалічна структура.

Підкладки, на яких конденсуються плівки, зазвичай мають температуру (100 – 300) °С. Це істотно нижче температури кристалізації масивних магнітних сплавів. Як наслідок, плівки формуються при помітному переохолодженні [18]. Структура плівок, сконденсованих у вакуумі, має свою специфіку. Для структури вакуумних конденсатів характерні наступні особливості. Плівки, отримані при відносно низьких температурах підкладки, складаються із кристалів, розміри яких помітно менші, ніж у масивних зразків (їх розмір у конденсатів складає  $10^{-9}$  м –  $10^{-8}$  м). Охолоджуючи підкладку до достатньо низької температури, можна отримати вакуумні конденсати в аморфному стані (аморфні плівки).

Через великі переохолодження та перенасичення процес формування плівок супроводжується утворенням високої концентрації недосконалостей кристалічної ґратки, наприклад, виникненням вакансій. Це проявляється в переміщенні атомів із вузлів кристалічної ґратки в міжвузельні положення. Мікродефекти структури присутні і в масивних металах та сплавах, але в значно меншій кількості [18]. Завдяки умовам, при яких відбувається зародження та формування плівок, в них виникають макро- та мікронапруження та деформації. Рівень напружень іноді значно перевищує межу міцності матеріалу в масивному стані. Розглянуті особливості структури плівок відображають нерівноважність станів, в яких знаходяться плівки після їх отримання. Нерівноважність станів плівок також може



проявлятися в утворенні метастабільної фази, наприклад, термодинамічно нерівноважної аморфної фази. На ступінь нерівноважності плівок великий вплив здійснюють фізико-технологічні параметри (температура підкладки, швидкість конденсації, ступінь вакууму, фізична природа речовини, що випаровується, та ін.). В плівках утворюється велика кількість нарівноважних станів, яким відповідають певні магнітні властивості [18].

### 1.2.2 Магнітно-тверді наноматеріали

Найважливішою характеристикою матеріалів є коерцитивна сила – розмагнічуюче магнітне поле, яке необхідно докласти до матеріалу, попередньо намагніченого до насичення, щоб довести до нуля його намагніченість (рис. 1.5). Коерцитивна сила матеріалу залежить від розмірів частинок, що його створюють.

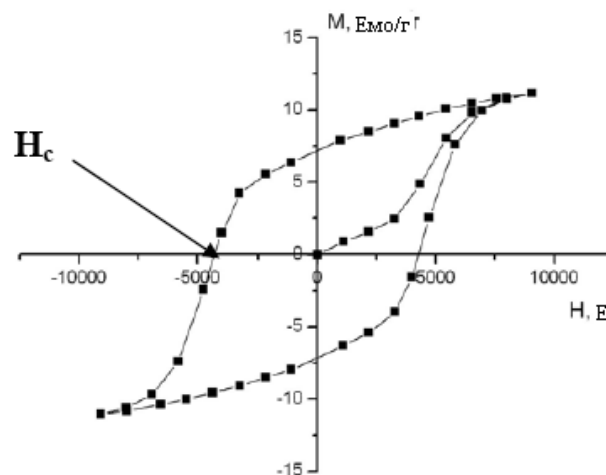


Рис. 1.5. Крива магнітного гістерезису ферромагнетика. Значення коерцитивної сили вказано стрілкою

При розміщенні ненамагніченого ферромагнетика в зовнішньому магнітному полі магнітні моменти доменів починають орієнтуватися в напрямку цього поля. Ферромагнетик в цілому набуває магнітного моменту, який дорівнює векторній сумі магнітних моментів всіх доменів. Відбувається намагнічування зразка. При збільшенні зовнішнього магнітного поля процес

буде продовжуватися, доти весь об'єм феромагнетика не перетвориться в один великий домен. Оскільки області самовільної намагніченості являються намагніченими ще до дії зовнішнього магнітного поля, намагнічування феромагнетика відбувається в відносно слабких магнітних полях. Якщо вектори намагніченості всіх доменів приймають напрямок, який співпадає з орієнтацією зовнішнього магнітного поля, настає технічне насичення. Магнітне поле, при якому досягається цей стан, називається полем насичення  $H_s$ , а намагніченість, яка відповідає цьому стану, – намагніченістю насичення  $M_s$  [1, 16].

Феромагнітний стан металів і сплавів виникає в результаті дії сил електростатичної природи, які приводять магнітні моменти атомів у впорядкований стан. При цьому виникають домени – області з паралельним розташуванням магнітних моментів атомів. При нагріванні феромагнетиків тепловий рух атомів поступово починає впливати на впорядковане розташування магнітних моментів атомів і при деякій температурі повністю його руйнує. Температура, при якій повністю руйнується впорядкованість орієнтація магнітних моментів всередині доменів, отримала назву температури Кюрі на честь видатного французького ученого-фізика П'єра Кюрі. Вище  $T_c$  впорядковане розташування магнітних моментів відсутнє і феромагнітний стан змінюється парамагнітним [21-26].

Феромагнетики, що характеризуються коерцитивною силою більшою за 126 ерстед відносяться до магнітно-твердих матеріалів. Магнітно-тверді матеріали зазвичай використовуються для виробництва постійних магнітів. Важливою характеристикою останніх є максимальна магнітна енергія, що характеризує потужність магніту – добуток  $(B \cdot H)_{\max}$ , де  $B$  – індукція магнітного поля в магніті, а  $H$  – напруженість магнітного поля. Серед існуючих магнітних матеріалів максимальною магнітною енергією та максимальною коерцитивною силою володіють магнітні матеріали на основі  $\text{Re}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ , де  $\text{Re}$  – рідкоземельний метал. Самим розповсюдженим з них є

$\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$  теперішній час біля 60% ринку твердих магнітних матеріалів складають гексаферити М-типу ( $\text{SrFe}_{12}\text{O}_{19}$ ,  $\text{BaFe}_{12}\text{O}_{19}$ ).

Феромагнітний зразок може складатися з великої кількості областей, які намагнічені до насичення, та вектори намагніченості в них спрямовані в різні сторони. Якщо вектори намагніченості доменів орієнтовані хаотично, то їх векторна сума буде дорівнює нулю. Такий стан зразка називається розмагніченим. При відсутності зовнішнього магнітного поля такий феромагнетик буде здаватися ненамагніченим, не дивлячись на те, що зберігаються окремі області самовільної намагніченості [22].

Зі зменшенням товщини плівок енергія цих полів, як і повна енергія блохівських границь, зростає. Тому в тонких плівках існування блохівських доменних границь енергетично невигідно [23-24]. Неєль було показано, що в плівках, товщина яких нижче за певну, енергетично вигідна доменна границя, в якій відбувається поворот векторів  $M$  при переході від одного домену до іншого в площині плівки. Компонента намагніченості, яка перпендикулярна до поверхні плівки, залишається рівною нулю. Доменна границя такого типу називається неєлівською. Таким чином, для товстих плівок стійкою є границя Блоха, а для тонких плівок, наприклад товщиною менше 20 нм, – границя Неєля. Експериментальне дослідження тонких плівок показало, що, крім розглянутих двох типів доменних границь, виявлено доменні границі, в яких чергуються елементи блохівських і неєлівських границь. Доменні границі цього перехідного типу отримали назву границь з перев'язками. Такі границі можуть зустрічатися в діапазоні проміжних товщин, де обидва крайніх випадки енергетично еквівалентні. В залежності від властивостей плівок цей інтервал приблизно становить 30 – 120 нм. Границі з перев'язками іноді називаються границями типу колючого дроту [18, 19].

### **1.2.3 Зміна властивостей магнітних матеріалів з розміром**

При нагріві плівок, а також і при кімнатній температурі змінюється їх структурний стан, укрупнюються кристаліти, відбуваються зменшення

напружень та фазові перетворення. Структура і фізичні властивості плівок в більшій мірі залежать також від товщини плівок. Зі зменшенням товщини плівки вклад поверхневих процесів в порівнянні з об'ємними зростає. Якщо товщина плівки менша за деяку критичну, то за рахунок збільшення вкладу поверхневої енергії, змінюється фазовий та структурний стан, електроопір та інші фізичні властивості. Особливості структури та товщина тонких плівок здійснюють великий вплив на їхні магнітні властивості [16]. Магнітні властивості матеріалів сильно залежать від розмірів і форми кристалітів, які формують магнітний матеріал.

Товщину магнітних плівок можна порівняти з рівноважними розмірами магнітних доменів. Мала товщина плівок перешкоджає виникненню значних індукційних струмів (вихрових струмів) в них при перемагнічуванні. Перелічені особливості магнітних плівок свідчать про значні відмінності їх фізичних властивостей від властивостей, характерних для масивних зразків магнітних матеріалів [19].

Намагніченість в металевих магнітних плівках завтовшки  $\sim 0,1$  мкм однорідна по товщині і орієнтується в їх площині [20-22].

Як відомо, феромагнетик розбитий на безліч магнітних доменів (рис. 1.6). Напрямок спонтанної намагніченості в них може змінюватись при переході від одного домену до другого. При цьому рушійною силою для розбиття на домени магнітного матеріалу є мінімізація магнітостатистичної енергії, що обумовлена магнітною диполь-дипольною взаємодією полюсів, які виникають на поверхні зразка. Зміна напрямку намагніченості від одного домену до сусіднього відбувається поступово, а не стрибком, в межах проміжного шару, який має визначену ширину. Прошарок між сусідніми доменами називається доменною стінкою або границею. Спіни на межі двох доменів поступово змінюють свою орієнтацію від паралельної вектору намагніченості першого домену, до паралельної вектору намагніченості

другого. Такий перехідний шар, де змінюється напрям спінів, називається доменною стінкою (рис. 1.6, рис. 1.7) [22-24].

В залежності від товщини у плівках зустрічаються доменні границі різного типу. Розподіл векторів намагніченості в границях, які можуть спостерігатися в плівках, товщина яких більше за 100 нм, та масивних монокристалах, де є антипаралельні домени, показано на рис. 1.6 [16, 24].

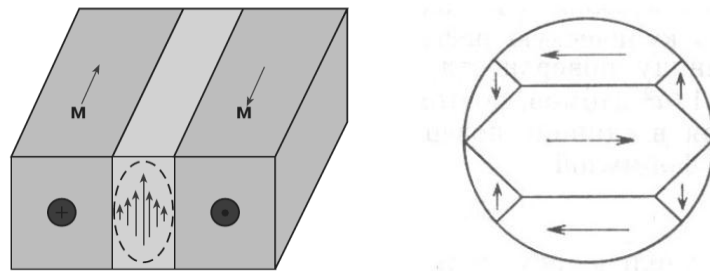


Рис. 1.6. Розподілення векторів намагніченості в блохівській доменній границі. Стрілками зображено векторні проекції векторів намагніченості  $M$  на площину, перпендикулярну вісі легкого намагнічування плівки [16, 24]

Таку модель границі було запропоновано Блохом. У блохівській границі вектори  $M$  поступово повертаються в площинах, що паралельні площині доменної границі, поки не відбудеться зміна напрямку намагніченості на протилежний. В доменній границі виникають відмінні від нуля проекції  $M$  на нормаль до площини плівки. У центральній частині доменної границі вектор  $M$  спрямований перпендикулярно до поверхні плівки. Як результат, магнітні поля виникають на перетині доменної границі з поверхнею плівки [24].

Магнітостатична енергія поверхневих полюсів для доменів пропорційна їх розміру. При цьому вона нижче при меншому розмірі доменів.

При дробленні доменів загальна площа доменних стінок зростає. Це призводить до того, що їх повна енергія збільшується. Мінімум суми цих двох енергій визначає реальний розмір доменів. Критичний діаметр

однодоменної сферичної частинки для заліза – 15-30 нм, нікелю – 30-50 нм, кобальту - 70 нм [24].

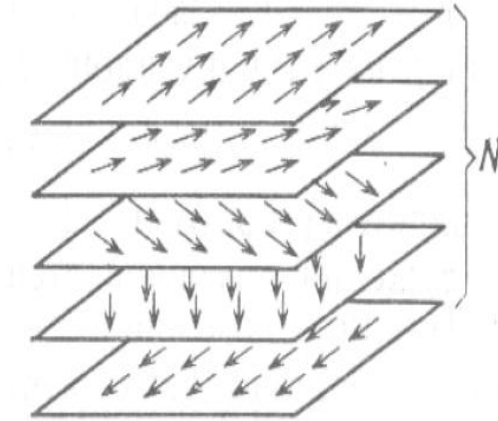


Рис. 1.7. Поворот спінів в доменній стінці [19]

При зменшенні розмірів однодоменних частинок починає зростати вірогідність теплових флуктуацій в напрямках магнітного моменту частинок, і вони переходять у так званий суперпарамагнітний стан, при цьому намагніченість перестає бути пов'язаною з певним кристалографічним напрямком. Магнітні моменти частинок ведуть себе по відношенню до зовнішнього магнітного поля подібно парамагнітному газу атомів або молекул з тією лише різницею, що в газі змінюють положення і просторову орієнтацію самі магнітно-активні атоми, тоді як суперпарамагнітні частинки залишаються нерухомими. Для суперпарамагнітного матеріалу характерне явище насичення кривої намагніченості у відносно невеликих полях - близько 1 кЕ. У парамагнетиків величина поля насичення вище в тисячі разів.

Перехід ферромагнетика в суперпарамагнітний стан відбувається, якщо тепла енергія стає порівняно або більшою енергії анізотропії  $K_{\text{ефф}}V$  (де  $K_{\text{ефф}}$  відображає всі можливі вклади в анізотропію).

При зменшенні розмірів частинки роль міждоменних границь в процесах перемагнічування становиться менш помітною, тому коерцитивна сила росте та проходить через максимум при досягненні однодоменних

розмірів. При наступному зменшенні розмірів збільшується роль теплових флуктуацій, і коерцитивна сила падає. Починаючи з певного розміру, коли частинка переходить в суперпарамагнітний стан, коерцитивна сила дорівнює нулю. Для часток, розмір яких лежить в інтервалі від критичного значення одного домену до розміру, при якому вони переходять в суперпарамагнітний стан, вводиться характеристична величина, відсутня у масивного матеріалу – температура блокування. Нижче температури блокування магнітний момент частинки зберігає свою орієнтацію в просторі, а ансамбль часток демонструє магнітний гістерезис [22].

Варто відзначити, що спостерігаються на практиці значення коерцитивної сили значно менше теоретичних величин. Це розходження, вочевидь, пов'язане з впливом взаємодії між частинками, дефектами, а також некогерентними процесами перемагнічування, обумовленими неоднорідністю намагніченості часток.

У плівках, як у зразках, що володіють двомірною геометрією, мале відношення товщини плівки  $d$  до її лінійних розмірів. При діаметрі круглої плівки  $D = 1$  мм та товщині  $d = 100$  нм ( $10^{-4}$  мм), співвідношення  $d/D = 10^{-4}$ . При такій геометрії зразка енергетично вигідний стан плівки, при якому вектори намагніченості лежать в площині плівки, якщо зовнішнє магнітне поле відсутнє. Для того, щоб намагнітити плівку в її площині треба докласти магнітне поле зі значенням напруженості значно меншим, ніж для випадку, намагнічування плівки по нормалі до її площини. Напрямок, в якому прикладено зовнішнє магнітне поле, суттєво впливає на процес намагнічування тонких плівок [22-24].

Отже, внаслідок специфічної геометричної форми у плівках утворюється анізотропія форми. При цьому в площині плівок всі напрямки еквівалентні (плівка має площинну магнітну анізотропію). Така особливість плівок відіграє велику роль при їх використанні в якості середовища для повздовжнього магнітного запису у запам'ятовуючих пристроях. Плівки

використовуються як робочий шар носія магнітного запису (в магнітному диску) [24].

Крім анізотропії форми у плівках також існують інші види анізотропії, які обумовлені рядом причин. При прикладанні до плівки магнітного поля в процесі її формування виникає одновісна магнітна анізотропія. У площині полікристалічної плівки, що має форму круглої плями, енергетично вигідною стає орієнтація векторів намагніченості, при якій намагніченість плівки спрямована вздовж одного переважного напрямку. Вісь, яка співпадає з цим напрямком, називається віссю легкою намагнічування (ВЛН). При цьому вектори намагніченості  $M$  можуть орієнтуватися вздовж вісі легкою намагнічування як в одному, так і в протилежному напрямку. Такі напрямки є однаково стійкими. ВЛН, як правило, збігається з напрямком намагніченості плівки, який визначається орієнтацією зовнішнього магнітного поля, що прикладене в процесі формування плівки. На анізотропію впливає багато різних факторів: кристалічна структура плівки, переважна орієнтація пар атомів певного сорту в сплаві (наприклад, пар атомів заліза в залізо-нікелевому сплаві), пружні напруження [22-24].

Якщо магнітний момент намагніченої плівки відхиляється від ВЛН, то її енергія зростає. Змінення енергії  $E$  плівки при цьому щовиражається формулою:

$$E = VK_u \sin \varphi, \quad (1.2)$$

де  $E$  – енергія анізотропії,  $K_u$  – середнє значення константи анізотропії,  $\varphi$  – кут між напрямком намагніченості і ВЛН,  $V$  – об'єм плівки.

Вісь, яка перпендикулярна до ВЛН ( $\varphi = 90^\circ$ ), називається віссю важкого намагнічування. При орієнтації векторів намагніченості вздовж неї, як видно з (1.2), енергія одновісної анізотропії максимальна [16, 22].



#### 1.2.4 Перспективи використання FePt як середовища для магнітного запису

Цифрова інформація зберігається на магнітних дисках, в яких на немагнітну підкладку наносять шар магнітного матеріалу, на який проводиться запис. В якості магнітного матеріалу використовується або полімерне покриття, що містить магнітні одnodоменні частинки (зазвичай  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ) або тонкі плівки: сплави Co-Pt-Ni, Co-Ni із розмірами зерен одного порядку з товщиною плівки. Розмір магнітних доменів складає  $\sim 100$  нм. Магнітний домен включає декілька десятків зерен, на межах яких відбувається втрата магнітної енергії (шум). Для зниження шумів та виключення помилок в записі і підвищення щільності запису необхідно, щоб магнітний домен був розташований в одному кристалічному зерні розміром 3 нм та щоб не було б взаємного впливу магнітних моментів сусідніх зерен. Маленький розмір магнітного зерна, як правило, призводить до термічної нестабільності і нестабільності намагнічення – переходу в суперпарамагнітний стан. Внаслідок цього записуюче середовище може легко втратити збережену інформацію за рахунок теплового руху атомів. Для подолання цього необхідно використовувати при отриманні плівок магнітні матеріали з анізотропією, більшою, ніж у матеріалів, що застосовуються на сьогоднішній день (табл. 1.1) [1-4].

Для уникнення термічної нестабільності магнітного записуючого середовища тривалий час повинна виконуватися умова:  $K_u V \geq (50-70)k_B T$ , (де  $K_u$  – енергія одновісної магнітокристалічної анізотропії,  $V$  – об'єм частинки,  $k_B$  – стала Больцмана і  $T$  – абсолютна температура), яке означає, що матеріали повинні мати достатньо високу енергію магнітокристалічної анізотропії ( $K_u V$ ) в порівнянні з термічною флуктуацією ( $k_B T$ ) [1-4].

Табл. 1.1 Матеріали для магнітного для запису [1, 3]

Матеріал	Структура	$K_u$ , кДж/м <sup>3</sup>	$M_s$ , кА/м	$H_A$ , кА/м	$T_c$ (K)
Co	ГПУ	540	1440	597	1404
Co <sub>3</sub> Pt		2000	1100	2890	1200
CoCrPt	ГПУ	100-500	200-700	500-1600	~500
CoX/Pt	Багатошарові	1000	360	4420	500
CoX/Pd	Багатошарові	600	360	2650	500
<b>FePt</b>	<b><math>L1_0</math></b>	<b>7000</b>	<b>1140</b>	<b>9770</b>	<b>750</b>
FePd	$L1_0$	1800	1100	2616	760
CoPt	$L1_0$	4900	800	9750	840
SmCo <sub>5</sub>	ГПУ	14000	910	24000	1000

Таким вимогам задовольняє плівка Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub> зі впорядкованою фазою  $L1_0$ -FePt з гранецентрованою тетрагональною ґраткою завдяки її великій енергії магнітокристалічної анізотропії  $\sim 7 \cdot 10^6$  Дж/м<sup>3</sup> (У Fe  $\sim 4,2$  Дж/м<sup>3</sup>, що в 1 млн. разів менше). Припускається, що на основі цього матеріалу буде створено нове покоління магнітних носіїв інформації, що дозволить досягти максимальну щільність ( $\sim 7$  Тбіт/см<sup>2</sup>) магнітного запису і зберігання інформації до 2035 – 2040 років. Мінімальний розмір ізольованого термостабільного зерна, на який буде записаний магнітний домен, складе  $\sim 2,4$  нм [1, 2, 4, 26-29].

Однак, в плівках FePt, що отримано осадженням на підкладку при кімнатній температурі, формується неупорядкована магнітно-м'яка фаза  $A1$ -FePt з гранецентрованою кубічною ґраткою, в структурі якої атоми Fe і Pt довільно розташовуються у вузлах кристалічної ґратки. Для формування в плівці FePt впорядкованої фази  $L1_0$ -FePt необхідно провести наступний відпал, щоб атоми Fe і Pt зайняли певні місця, та плівка стала магнітно-твердою. Як показано в роботах [26-58] умови термообробки впливають на параметри кристалічної структури (розмір зерна, текстуру), що відображається на магнітних властивостях плівки. Впорядкована фаза  $L1_0$ -FePt формується при температурах вище 400 °С з неупорядкованої фази  $A1$ -FePt (рис. 1.8).

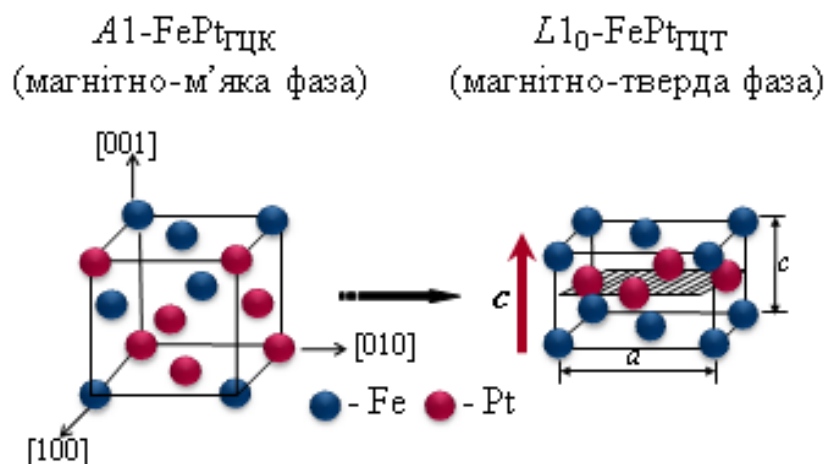


Рис. 1.8. Структура неупорядкованої фази A1 та впорядкованої фази  $L1_0\text{-FePt}$

Магнітні властивості нанорозмірних плівкових композицій на основі FePt залежать від їх структурно-фазового складу, ступеню впорядкування розміру зерен та їх орієнтації, дефектності структури. Перераховані характеристики залежать від фізико-технологічних параметрів термічної обробки – температури, витримки, швидкостей нагріву і охолодження, атмосфери [1, 2, 58-60]. Фізичні властивості тонкоплівкових об'єктів можуть істотно відрізнятися від властивостей того самого матеріалу в звичайному (масивному) стані. Необхідно розробляти методи отримання плівок зі структурою  $L1_0\text{-FePt}$ , управління орієнтацією легкої осі намагнічування і величиною коерцитивної сили. Прагнення до мініатюризації при створенні носіїв інформації з надвеликою щільністю магнітного запису потребує враховувати зміну фізичних властивостей і встановлювати закономірності формування кристалічної структури в нанорозмірних плівках.

Припускається, що зменшити температуру формування впорядкованої фази можна шляхом введення проміжних шарів (Ag, Cu, Au і т. д.) в плівкові композиції. Однак, літературні дані, щодо впливу проміжних шарів Au на структуру та фазовий склад плівкових композицій на основі FePt, отриманих осадженням на підкладки за кімнатної температури і підданих термічній

обробці є неповними і не рідко суперечать один одному через важкість дослідження наноматеріалів і необхідність врахування великої кількості параметрів, що впливають на їх структуру, а отже і на магнітні та експлуатаційні характеристики [61-82].

### 1.3 Характеристика фазових перетворень у системах, що досліджуються, в масивному стані

#### 1.3.1 Діаграма фазового стану системи Fe-Pt

Діаграма стану системи Fe-Pt характеризується існуванням широкої області твердих розчинів між  $\gamma$ -Fe і Pt (рис. 1.9).

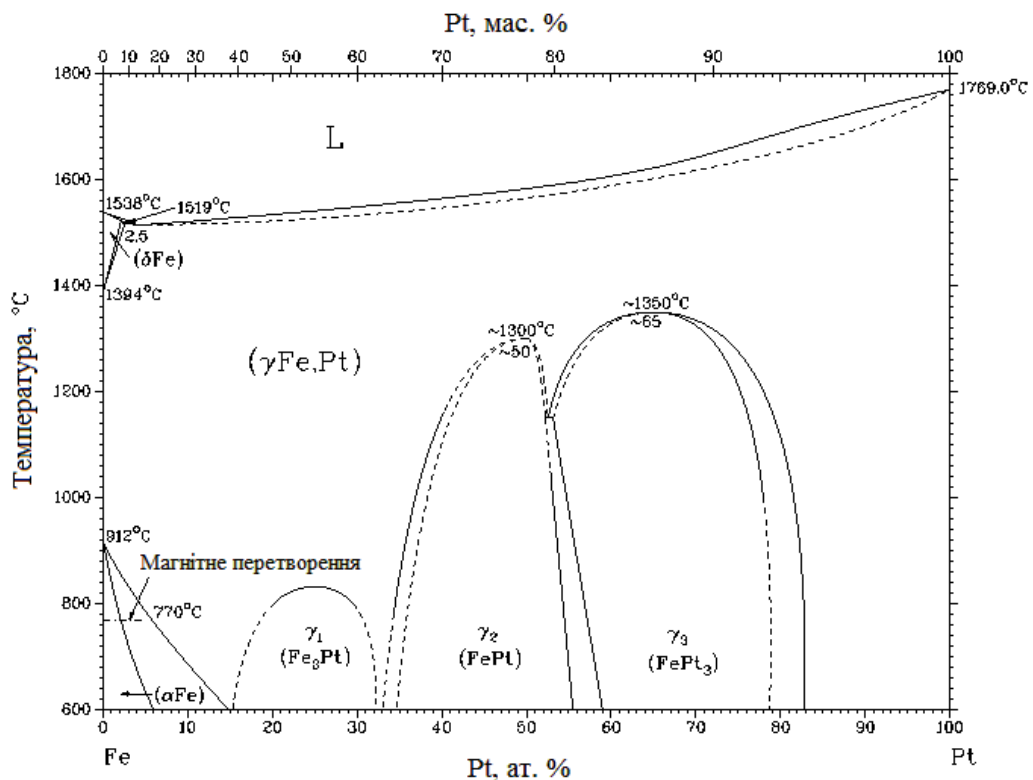


Рис. 1.9. Діаграма фазового стану Fe-Pt [86]

Інтервал кристалізації в системі Fe-Pt характеризується незначною шириною з мінімумом при 6 ат. % Pt. При кімнатній температурі розчинність платини в  $\alpha$ -Fe складає  $\sim 20$  ат. % Pt [83-86]. Платина сприяє підвищенню

температури фазового перетворення  $\gamma\text{-Fe} \leftrightarrow \delta\text{-Fe}$  до  $1519\text{ }^{\circ}\text{C}$  (зона перитектичної реакції  $P + (\delta\text{-Fe}) \leftrightarrow (\gamma\text{-Fe}, \text{Pt})$ ) і знижує температуру переходу  $\alpha\text{-Fe} \leftrightarrow \gamma\text{-Fe}$ . Перитектична реакція  $P + (\delta\text{-Fe}) \leftrightarrow (\gamma\text{-Fe}, \text{Pt})$  при температурі  $1519\text{ }^{\circ}\text{C}$  відбувається при концентраціях Pt, % (ат.), у фазах : P – 3,6; ( $\delta\text{-Fe}$ ) – 2,3 і ( $\gamma\text{-Fe}, \text{Pt}$ ) – 2,5. При збільшенні концентрації Pt більше 3,6 ат. % лінія ліквідусу збігається з температурою перитектичного перетворення.

Діаграма стану FePt має відкриту область  $\gamma$ -фази. На ній можна виділити три зони впорядкованих розчинів:  $\text{Fe}_3\text{Pt}(\gamma_1)$ ,  $\text{FePt}(\gamma_2)$ ,  $\text{FePt}_3(\gamma_3)$ . Границя фази  $\text{Fe}_3\text{Pt}$  встановлена за даними дилатометричних, рентгенівських і магнітних досліджень. Область гомогенності  $\text{Fe}_3\text{Pt}$  19-33 ат. % Pt, що свідчить про стабільну область в інтервалі температур  $600\text{ }^{\circ}\text{C} - 740\text{ }^{\circ}\text{C}$  [86]. Припускається, що між ( $\alpha\text{-Fe}$ ) і  $\text{Fe}_3\text{Pt}$  відбувається евтектоїдна реакція при температурі  $\sim 550\text{ }^{\circ}\text{C}$  і вмісті 15 % ат. Pt [86].

Упорядкування при 50 ат. % Pt, виявлене вперше термічним і мікроскопічним аналізом, було потім підтверджено вимірюванням твердості, а також рентгенівським, магнітними, дилатометричними дослідженнями і резистометричним методом. Крива точки Кюрі феромагнітного впорядкованої фази FePt має максимум біля 50 ат. % і  $480\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

Перетворення  $(\gamma\text{-Fe}, \text{Pt}) \leftrightarrow (\text{FePt}_3)$  відбувається за температури  $1350\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Діаграма стану FePt в області існування проміжних фаз FePt і  $\text{FePt}_3$  має евтектоїдний характер [83-86].

### 1.3.2 Діаграма фазового стану системи Fe-Au

Сплави системи досліджувались методами термічного, мікроструктурного, рентгенівського та дилатометричного аналізів (рис. 1.10).

Дослідження проведені в усьому інтервалі концентрацій. Перехідних сполук не виявилось. При  $1431\text{ }^{\circ}\text{C}$  в сплавах системи протікає перитектична реакція:  $P (10,3\text{ ат. \% Au}) + \delta (2,3\text{ \% Au}) \leftrightarrow \gamma (2,8\text{ ат. \% Au})$ .

Друга перитектична реакція виникає при 1171°C:  $P$  (ат. 43% Au) +  $\gamma$  (ат. 4,1 % Au)  $\leftrightarrow$  Тв. роз-н. Au (ат. 25,5 %). При 903°C в сплавах системи спостерігається евтектоїдне перетворення:  $\gamma$ -Fe (2,3 ат. % Au)  $\leftrightarrow$   $\alpha$ -Fe + Au (менше 45 ат. % Au) [83-85].

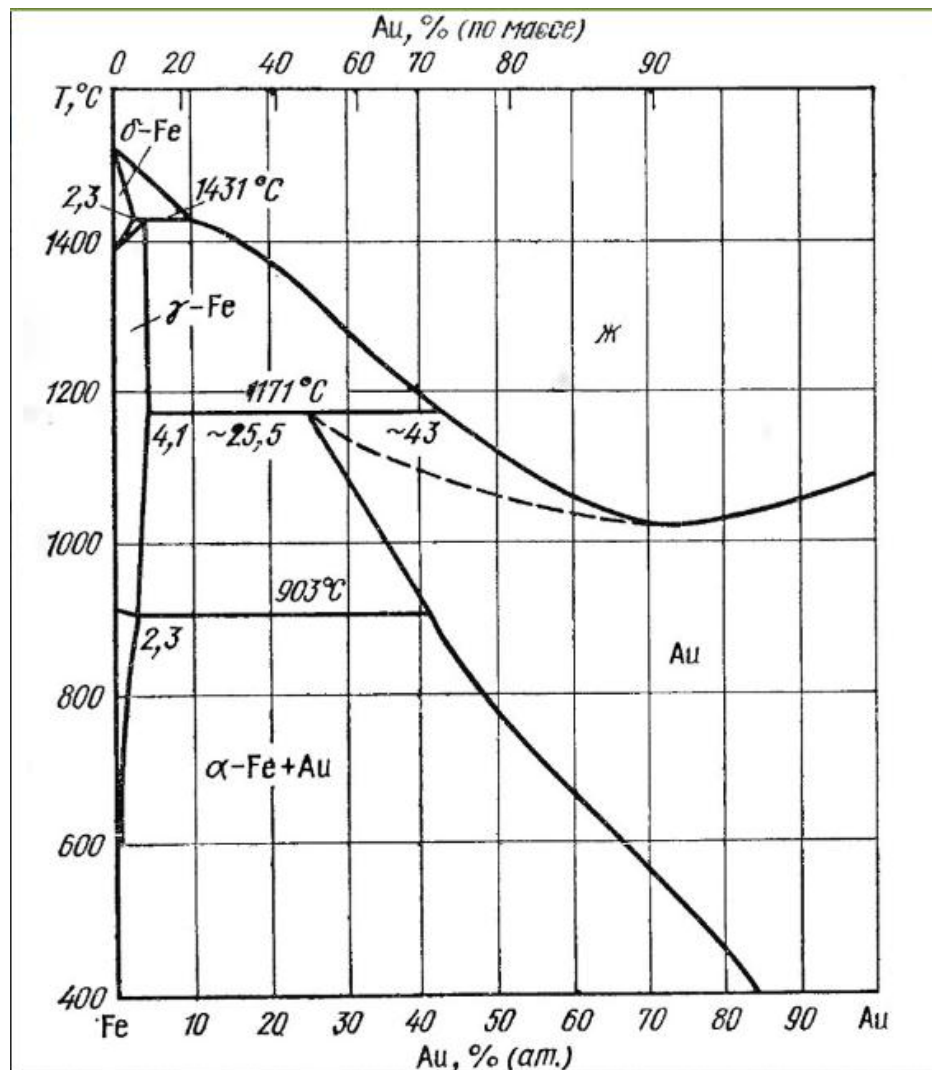


Рис. 1.10. Діаграма фазового стану системи Fe-Au [84]

### 1.3.3 Діаграма фазового стану системи Au-Pt

Система Au-Pt досліджена методами термічного, мікроструктурного, рентгенівського аналізів, вимірювання теплових, електричних та інших фізичних властивостей. На рисунку 1.11 наведена загальна діаграма стану

системи Au-Pt. Золото і платина необмежено розчинні один в одному в рідкому та твердому станах [83, 86].

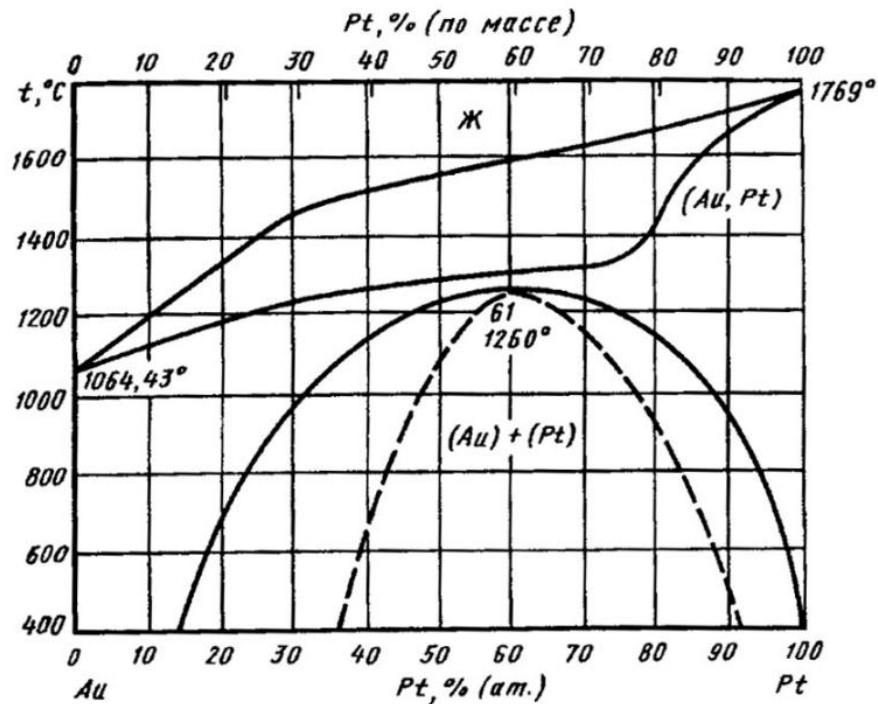


Рис. 1.11. Діаграма фазового стану системи Au-Pt [83]

Твердий розчин (Au, Pt) розпадається по кривій з максимумом при температурі 1260 °C. Плавний вигляд кривої ліквідусу в інтервалі концентрацій 20-61,5 ат. % Pt при температурі 1290 °C дозволяє припустити існування в системі перитектичної рівноваги, що не знайшло експериментального підтвердження. Межі двохфазної області по даним різних досліджень добре співпадають один з одним. При температурі 370 °C і вмісті 69 ат. % Au кристалізується евтектика [83, 86].

#### 1.3.4 Взаємодія Fe, Pt та Au з воднем в масивному стані

Водень (рис. 1.12) не утворює хімічних сполук із Fe, зокрема і гідриди. При розчиненні знижує температуру плавлення заліза та розширює діапазон стійкості  $\gamma$ -Fe, викликаючи появу газоевтектичного, газоперитектичного та газоевтектоїдного рівноваг. Положення ліній фазових рівноваг в системі

помітно змінюється тільки до тиску 20-30 МПа. Подальше збільшення тиску практично не впливає на положення ліній фазових перетворень, що пов'язано з від'ємним відхиленням від параболічного закону розчинності при високих температурах та тиску [83-85].

Взаємодія водню з Pt вивчена недостатньо повно. Відомо, що платина не утворює гідридів, навіть при температурі плавлення (1769 °С). При високих температурах присутня надзвичайно мала розчинність Н. Також в платині спостерігається водневе окрихчення, подібно до того як це відбувається у сталях. Платина виступає каталізатором при хімічних реакціях з воднем та Pt сприяє утворенню атомарного Н [86].

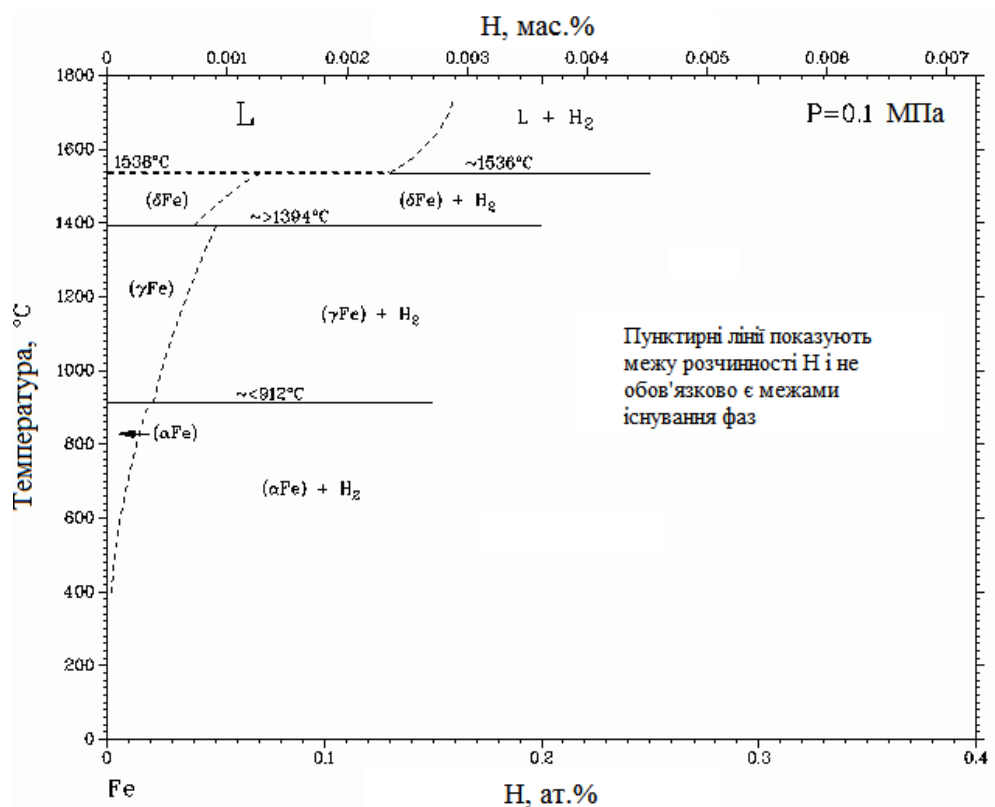


Рис. 1.12. Діаграма фазового стану системи Fe-H при тиску 0.1 МПа [85]

Водень практично не розчинний у твердому золоті, але здатний утворювати з ним гідриди за температури 1400 °С (для масивних зразків, без каталізатора), які нестабільні і можуть розпадатись вже при 150 °С [83, 86].



#### 1.4 Вплив напруженого стану на фазовий перехід $A1 \rightarrow L1_0$ -FePt

Велика кількість досліджень свідчить, що механічні напруження впливають на кінетику процесу упорядкування в плівках FePt [38, 58, 79-82, 87-110].

Напружений стан у плівках на основі FePt може викликатися: термічними напруженнями внаслідок різниці між коефіцієнтами термічного розширення шарів плівки та підкладки [60, 77]; зміною напруженого стану при фазовому перетворенні  $A1 \rightarrow L1_0$ , що супроводжується змінням об'єму елементарних комірок впорядкованої та неупорядкованої фаз [102] та напруженнями, пов'язаними з невідповідністю параметрів елементарної ґратки плівки FePt і підкладки, або шару легуючого елементу [103].

В роботах [91, 92] автори пов'язують початковий напружений стан з процесом упорядкування тонких плівок FePt та орієнтаційного зростання в напрямку [001]

Wierman і ін. у роботі [89] вперше спостерігали еволюцію внутрішніх механічних напружень в тонких плівках FePt в процесі відпалу *in situ*. За результатами їх дослідження показано, що процес упорядкування в плівках FePt нейтралізує початкові стискаючі напруження.

Введення динамічних розтягуючих напружень прискорює упорядкування [94]. В роботі [95] показано, що напружений стан плівок FePt істотно відрізняється при відпалах *in situ* і після осадження. Зміну напруженого стану авторами пов'язано з еволюцією механізмів зростання плівок. При цьому динамічна релаксація напруження є основним фактором у відмінності поведінки залишкового напруження. Атомна рухливість адатомів під час осадження для відпалу *in situ* набагато більше, ніж відпалених плівок після осадження [95].

Пружні напруження і деформації, що виникають при швидкому термічному відпалі сприяють еволюції кристалографічної анізотропії плівок

FePt і орієнтованому росту зерен фази  $L1_0$ -FePt в напрямку [001] [60, 81-82, 92, 96].

Про істотний вплив тиску на фазові перетворення з неупорядкованої фази в упорядковану в масивних матеріалах, вперше повідомлено в роботі [99]. Зовнішній напружений стан може або допомагати, або перешкоджати фазовому переходу сплаву FePt з неупорядкованого в упорядкований стан [99].

Змінення кінетики фазового перетворення  $L1_0$  досягалося регулюванням рівня напружень при використанні невідповідності між параметрами кристалічної ґратки між буферним шаром і плівкою FePt [69, 98, 103-107], а також легуванням Cu [72] або Zr [102].

В роботі [89] відзначено, що при легуванні Cu плівок  $(\text{FePt})_{85}\text{Cu}_{15}$  спостерігається більш висока швидкість фазового переходу  $A1\text{-FePt} \rightarrow L1_0\text{-FePt}$  зі зниженням рівня механічних напружень.

У плівках FePt/Au аналогічним чином пояснено зниження до 350°C температури впорядкування плівок FePt. При цьому, під час відпалу дифузія атомів Au по межах зерен FePt та створення парамагнітних стінок, призводять до високих значень коерцитивної сили [69].

В роботі [91] встановлено, що змінення рівня механічних напружень в осаджених плівках FePt від стискаючих -1,01 до розтягуючих 0,18 GPa призводила до зниження енергії активації процесу упорядкування з 0,387 до 0,23 eV/атом. Температура впорядкування зменшувалась приблизно на 100 °C. Авторами також виявлено, що поява ущільнення перед впорядкуванням викликає збільшення розтягуючих напружень біля 1 ГПа. В роботі показано, що великі початкові напружені стани (стиснення або розтягнення) можуть пригнічувати процес упорядкування. При великому стискаючому напруженні збільшується енергетичний бар'єр процесу впорядкування. В той самий час велике розтягуюче напруження перешкоджає утворенню фази  $L1_0$ -FePt, запобігаючи ущільненню,

попередньому процесу до упорядкування. Можуть існувати критичні рівні як стискаючих, так і розтягуючих напружень, які призводять до підвищення температури формування фази  $L1_0$ -FePt [91].

Для регулювання процесу впорядкування  $L1_0$  плівок FePt також може бути використано товщину плівки, що істотно впливає на реакцію на межі поділу [1, 2, 58, 108-110].

Таким чином, з аналізу робіт в цьому напрямку витікає, що внутрішній напружено/деформаційний стан в тонких плівках грає істотну роль при проходженні процесів упорядкування і механізми цього впливу мало зрозумілі.

### 1.5 Постановка задачі

За підсумком наведених вище літературних даних виявлено перспективність використання тонких плівок на основі FePt для створення носіїв інформації з високою щільністю запису. Кількість праць, присвячених цьому питанню постійно збільшується.

Структурно-фазовий склад магнітних тонких плівок визначає фізичні властивості та експлуатаційні характеристики приладів.

Нанорозмірні плівки FePt є перспективним матеріалом для досягнення надвисокої щільності запису завдяки своїм магнітним характеристикам, а саме: великій енергії магнітокристалічної анізотропії та коерцитивній силі.

Додавання проміжного шару легуючого елементу у нанорозмірні плівкові композиції FePt та збільшення кількості меж поділу може впливати на напружений стан, температуру впорядкування та їх магнітні властивості.

**Мета роботи** полягає у визначенні закономірностей формування фазового складу, структури і магнітних властивостей в нанорозмірних плівкових композиціях з додатковими шарами золота  $Fe_{50}Pt_{50}$ -Au і шарів металів Pt/Fe на підкладках  $SiO_2(100\text{ нм})/Si(001)$  та  $Al_2O_3(10\bar{1}0)$ .

Для досягнення поставленої мети повинні бути вирішені наступні наукові задачі:

- встановити вплив додаткового шару Au, його товщини, розташування, кількості шарів на напружений стан, фазовий склад, структуру і магнітні властивості в плівкових композиціях  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}\text{-Au}$  на підкладках  $\text{SiO}_2(100 \text{ нм})/\text{Si}(001)$  при відпалах;
- визначити вплив умов відпалу (температури, тривалості, швидкості нагріву, атмосфери відпалу (вакуум, азот, водень)) на напружений стан та формування впорядкованої фази  $L1_0\text{-FePt}$ , її структуру (розмір зерен, орієнтацію) і магнітні властивості в плівкових композиціях  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}\text{-Au}$ ,  $[\text{Pt/Fe}]_n$  ( $n = 1, 4, 8$ );
- з'ясувати вплив розташування додаткового шару Au при відпалах *in situ* на фазовий перехід  $A1\text{-FePt} \rightarrow L1_0\text{-FePt}$  в плівкових композиціях  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}\text{-Au}$ , відокремлених від підкладок;
- визначити вплив типу підкладок ( $\text{SiO}_2(100 \text{ нм})/\text{Si}(001)$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3(10\bar{1}0)$ ) на напружений стан, фазовий перехід  $A1\text{-FePt} \rightarrow L1_0\text{-FePt}$ , орієнтований ріст зерен та магнітні властивості в плівкових композиціях  $[\text{Pt/Fe}]_n$  ( $n = 1, 4, 8$ ) при відпалах;
- розробити рекомендації щодо контролю напруженого стану у плівкових композиціях на основі  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  для:
  - зниження температури утворення,
  - збільшення коерцитивної сили,
  - орієнтації вісі легкого намагнічування  $c$  у зернах фази  $L1_0\text{-FePt}$  перпендикулярно, або паралельно площині плівки.

## 2 МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ

### 2.1 Матеріали дослідження

Матеріалами дослідження були нанорозмірні плівкові композиції  $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(x \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})]_n$ , де  $n = 1, 2$  ( $x = 0; 7,5; 15; 20; 30 \text{ нм}$ ),  $\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$ ,  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 \text{ нм})$ ,  $\text{Fe}_{52}\text{Pt}_{48}(15 \text{ нм})$  та металів  $[\text{Pt}/\text{Fe}]_n$ , де  $n = 1, 4, 8$  на підкладках  $\text{SiO}_2(100 \text{ нм})/\text{Si}(001)$  та  $\text{Al}_2\text{O}_3(10\bar{1}0)$ .

#### 2.1.1. Одержання нанорозмірних плівкових композицій

Досліджувані НПК були отримані магнетронним методом осадження з використанням мішеней з металів Fe, Pt, Au високої чистоти (99,99 %) у пристрої B55.

При зіткненні іонів високої кінетичної енергії з поверхнею твердого тіла відбувається енергетичний перенос, який може призвести до розділення атомів, молекул чи кластерів. Це знаходить технічне при контрольному виготовленні шарів в нанорозмірній області. Принципову будову магнетронного розпорошуючого джерела представлено на рис. 2.1.

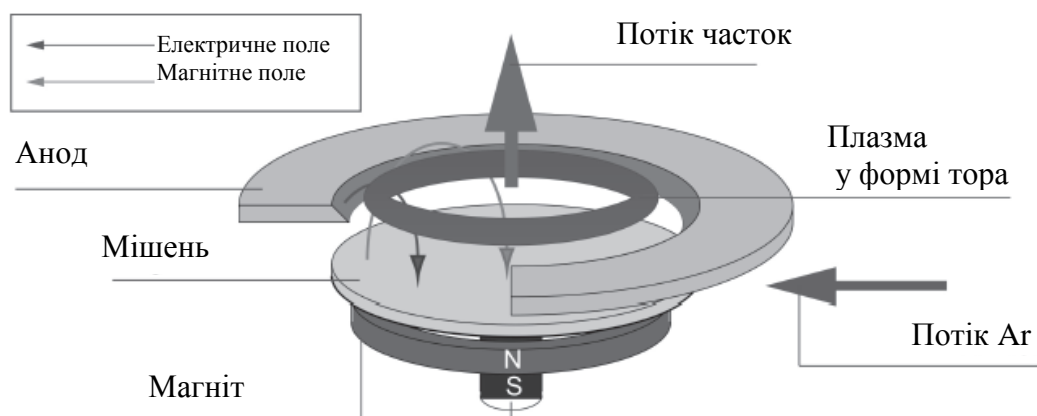


Рис. 2.1. Будова магнетронного розпорошуючого джерела [111]

Розпорошення протікає у вакуумі для того, щоб забезпечувати достатньо високу довжину вільного пробігу для руху часток. Виробництво іонів відбувається при контрольованому введенні робочого газу (наприклад, Ar, Xe, O<sub>2</sub>). В основному в газі постійно іонізується невелика частина атомів. При прикладеному електричному полі між анодом і мішенню (катодом) позитивно заряджені іони рухаються в напрямку мішені, а наявні електрони до аноду. Цей рух викликає іонізацію при зіткненні і веде до утворення плазми.

Основні елементи магнетрона – катод (мішень), анод і магнітна система (рис. 2.2).

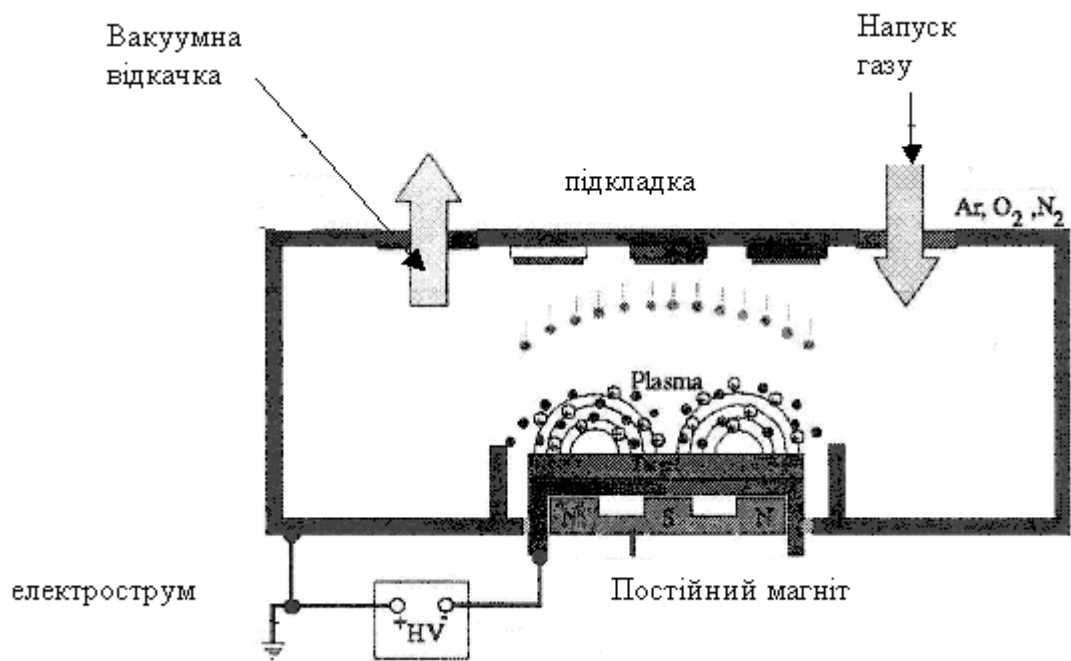


Рис. 2.2 Принципова схема методу магнетронного напылення [112]

Силіві лінії магнітного поля замикаються між полюсами магнітної системи. Поверхня мішені, що розташована між системами входу і виходу силових ліній магнітного поля, інтенсивно розпорошується. Вона має вигляд замкнутої доріжки, геометрія якої визначається формою полюсів магнітної системи. Якщо подавати постійну напругу між мішенню (негативний потенціал) і анодом (позитивний потенціал), буде виникати неоднорідне електричне поле і збуджуватися тліючий розряд. Наявність замкнутого

магнітного поля до поверхні мішені, що розпорошується, дозволяє локалізувати плазму розряду безпосередньо в мішені. Електрони, які емітовані з катода під дією іонного бомбардування, захоплюються магнітним полем і їм надається складний циклоїдальний рух по замкнених траєкторіях у поверхні мішені. Електрони виявляються в пастці, яка створюється з однієї сторони магнітним полем, що повертає їх на катод, а з іншого боку - поверхнею мішені, що їх відштовхує. Велика частина енергії електрона, перш ніж він попадає на анод, використовується на іонізацію і збудження, що значно збільшує ефективність процесу іонізації і приводить до зростання концентрації позитивних іонів близько поверхні мішені. Це, у свою чергу, приводить до збільшення інтенсивності іонного бомбардування мішені і значний ріст швидкості осадження плівки. Тиск у камері 1.33 Па [ 111].

Для осадження плівок FePt використовувалось два різних методи. В одному методі для осадження Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub> була розпилена FePt з мішені Fe, вкритої шматочками Pt (мозаїчна мішень). Склад результуючого сплаву було проаналізовано методом Резерфордівського зворотного розсіювання і розташування платинових шматочків було відповідно до отримання плівок бажаного складу. Швидкість розпорошення була  $r_{\text{FePt}}=0,09$  нм/с. Швидкість та товщина контролювались кварцевим резонатором, в якому зсув резонансної частоти кристалу кварцу резонатора використовувався для визначення товщини плівки. Другим методом, що використовувався, було співосадження з індивідуальних мішеней Fe і Pt. Склад результуючого сплаву Fe<sub>x</sub>Pt<sub>y</sub> можна було розрахувати відповідно до наступного рівняння за допомогою компенсації різниці у густині і атомній масі елементів Fe і Pt:

$$\frac{x}{y} = \frac{r_{\text{Fe}} \rho_{\text{Fe}}}{A_{\text{Fe}}} \frac{A_{\text{Pt}}}{r_{\text{Pt}} \rho_{\text{Pt}}}$$

де  $r_{\text{Fe(Pt)}}$ ,  $\rho_{\text{Fe(Pt)}}$  і  $A_{\text{Fe(Pt)}}$  представляють швидкість осадження, густину і атомну масу Fe(Pt), відповідно. Таким чином відношення  $r_{\text{Fe}}/r_{\text{Pt}} = 0,78$  веде до складу Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>. Швидкість окремих елементів може бути узгоджена з енергією

розпорошення і відкалібрована до осадження. Так співрозпилення з постійними енергіями дозволяє согласовувати товщину шару контролюючи час осадження.

У пристрої В55 є три магнетронних джерела розпорошення. Відкачка відбувається в три етапи (ступені) через обертаючу заслонку Рута і турбонасос. Завдяки насосу досягається кінцевий тиск  $\sim 2 \cdot 10^{-6}$  мм.рт.ст. Парціальний тиск робочого газу (аргону) регулюється через голковий вентиль до  $\sim 2,5 \cdot 10^{-3}$  мм.рт.ст. Плазма запалюється при напрузі 480 В і відразу ж стабілізується при струмі 200 мА і 430-440 В. Цим досягається швидкість осадження 0,09 нм/с, яка визначається через коливання кварца, що розташований в безпосередній близькості від тримача підкладки.

## 2.2 Термічна обробка

Термічну обробку зразків проводили у вакуумі, в атмосфері азоту та водню в інтервалі температур 300 °С – 900 °С з різною швидкістю нагріву та охолодження. Для плівок з різним розташуванням додаткового шару Au також проводився відпал *in situ* у колоні електроннографу.

### 2.2.1 Відпал у вакуумі

Відпал у вакуумі не нижче  $1,3 \cdot 10^{-3}$  Па проводили на приладі ВУП-5М (вакуумний універсальний пост). Зразки відпалювали в інтервалі температур 300 °С – 900 °С. Зразки нагрівалися протягом 1 – 5 хвилин, витримувались при відповідній температурі відпалу впродовж 30 секунд, а потім охолоджувалися до температури  $\sim 70$  °С (рис. 2.3).

При температурі 600 °С проводився тривалий відпал протягом 10, 30 та 60 хвилин.



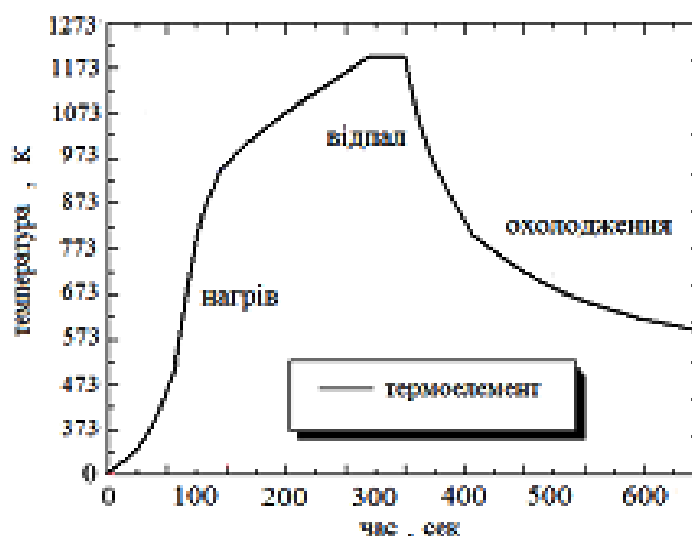


Рис. 2.3 Схема відпалу в вакуумі

### 2.2.2 Швидкий термічний відпал

Швидкий термічний відпал в азоті проводився зі швидкостями 30 та 400 °C/с. Температура пластини підвищується менш ніж за 10 с до 1000 °C. Велика швидкість нагріву запобігає досягненню системи під час процесу термічної рівноваги. Для системи Fe-Pt є можливість віддати перевагу появі текстури (001) замість енергетично більш благоприємної текстури (111). За допомогою швидкого відпалу двохшарової плівки Fe і Pt можливий перехід з неупорядкованої фази в упорядковану фазу  $L1_0$ . Для тонких плівок з безпосередньо осаджених сплавів FePt повинна бути така ж можливість, однак для цього потрібно підібрати параметри процесу швидкого нагріву, такі як температура, швидкість нагріву і тривалість відпалу в залежності від товщини шару, для чого проведено відповідне дослідження. Використовувалась установка SHS10, виготовлена AST Electronic GmbH.

Для вимірювання температури застосовується пірометр, котрий розташовується на тримачі зразка, яким є кремнієва пластина. Нагрівальний елемент складається з водно- і повітряно-охолоджуваних під тиском галогенових ламп, які знаходяться поверх и всередині кварцевої камери

(рис. 2.4, рис. 2.5). Цей пристрій забезпечує температуру в діапазоні від 400 °С до 1200 °С при максимальній швидкості нагріву 400 °С/с.

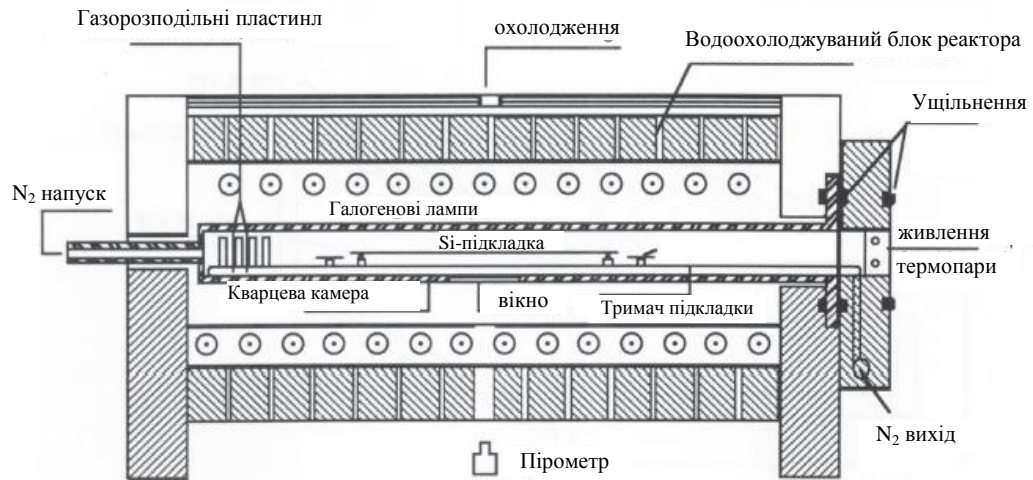


Рис. 2.4. Технологічна камера установки швидкого відпалу SHS10 [114]

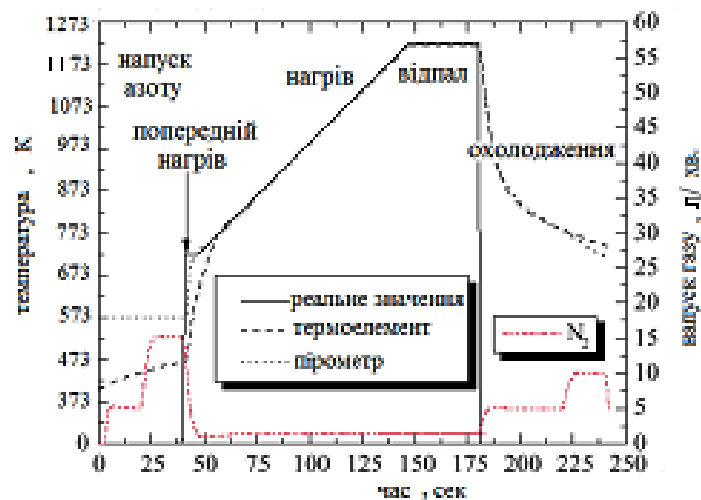


Рис. 2.5. Схема відпалу в азоті [115]

Зразки для відпалу відрізались таким чином, щоб максимальна площа їх дорівнювала 17 x 17 мм<sup>2</sup>. Відпал проводився в інтервалі температур 500 °С – 900 °С. Зразок поміщали в камеру для відпалу, відкачували повітря і напускали азот. Відпал відбувався за допомогою галогенних ламп протягом 30 секунд в атмосфері азоту [113-115].

Перед напуском газової атмосфери камера попередньо відкачувалася до тиску  $10^{-1}$  Па за допомогою ротаційного насосу.

### **2.2.3 Відпал в захисній атмосфері водню**

Термічний відпал плівок в захисній атмосфері  $H_2$  проводився на установці типу Сівертса в інтервалі температур  $500\text{ }^{\circ}\text{C} - 800\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

Плівкові композиції  $Fe_{50}Pt_{50}(15\text{ нм})/Au(x\text{ нм})/Fe_{50}Pt_{50}(15\text{ нм})$  з різною товщиною проміжного шару Au ( $x = 7,5; 15; 20; 30\text{ нм}$ ) були відпалені у водні з витримкою 30 с. Швидкість нагріву була  $\sim 1\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ . Перед напуском газової атмосфери камера попередньо відкачувалася до тиску 0,1 Па за допомогою вакуумного механічного насосу ЗНВРД. Водень напускався під тиском 101,3 кПа.

## **2.3 Методика дослідження**

Дослідження зразків проводились при кімнатній температурі після осадження та відпалів (у вакуумі, атмосфері азоту, водню) за допомогою рентгеноструктурного фазового аналізу, рентгенівської тензометрії, рефлектометрії, трансмісійної електронної мікроскопії, мас-спектрометрії вторинних нейтралей, Резерфордівського зворотного розсіювання, резистометрії (чотирьохзондовий метод), атомно-силової та магнітно-силової мікроскопії, SQUID-магнітометрії, методом MOKE.

### **2.3.1 Рентгеноструктурний фазовий аналіз**

Дослідження фазового складу та кристалічної структури зразків виконувались на пристроях ДРОН – УМ1, ULTIMA IV (Rigaku) та UPC-2.0.

На ДРОН – УМ1 зйомку проводили у випромінєнні залізного аноду,  $Fe\text{ }K_{\alpha\beta}$  ( $\lambda = 1,93728\text{ \AA}$ ), прискорювальна напруга – 25 кВ та анодний струм – 23 мА. На ULTIMA IV (Rigaku) зйомку проводили у випромінєнні мідного

аноду Cu K $_{\alpha}$  ( $\lambda = 1,54178 \text{ \AA}$ ), прискорювальна напруга – 40 кВ та анодний струм – 40 мА

На УРС-2.0 використовували метод Дебая-Шерера з фотографічною реєстрацією рентгенівських променів. Зйомку проводили у випроміненні кобальтового аноду, Co K $_{\alpha}$  ( $\lambda = 1.79021 \text{ \AA}$ ), прискорювальна напруга – 30 кВ та анодний струм – 15 мА, тривалість експозиції складала 35 годин.

Оскільки глибина проникнення рентгенівських променів у зразок складає декілька десятків мікрон, то для отримання дифракційної картини фотометодом від тонких плівок необхідно застосовувати тривалу витримку.

При рентгенографічному дослідженні тонких плівок можна не помітити фазу, вміст якої у відсотковому співвідношенні у плівці може бути високим, але внаслідок малої товщини плівки малий за абсолютним значенням. На рентгенограмі можуть також фіксуватись рефлекси від підкладки (у випадку якщо вона не знаходиться у аморфному стані як, наприклад, оксид кремнію), тому що глибина проникнення рентгенівських променів більша за товщину об'єкта, який досліджується. Це ускладнює ідентифікацію та може бути причиною неоднозначності висновків щодо фазового складу плівок [116-117].

У кожної фази є своя кристалічна комірка. Родини атомних площин, що утворюють цю ґратку, мають свій комплекс значень міжплощинних відстаней  $d_{hkl}$ . Умовою дифракції рентгенівських променів на кристалічній ґратці є умова Вульфа–Брегга: [116-119]:

$$2d \sin\theta = n \lambda, \quad (2.1)$$

де  $d$  – міжплощинна відстань, властива даній фазі,  $\text{\AA}$ ;

$\theta$  – брегівський кут;

$\lambda$  – довжина хвилі випромінення,  $\text{\AA}$ ;

$n$  – порядок відображення, ( $n = 1$ ).

Проста фізична інтерпретація для цієї умови: рентгенівські хвилі, що розсіяні сусідніми атомними площинами кристала при інтерференції підсилюються, коли різниця ходу між ними дорівнює цілому числу довжин хвиль  $\lambda$ .

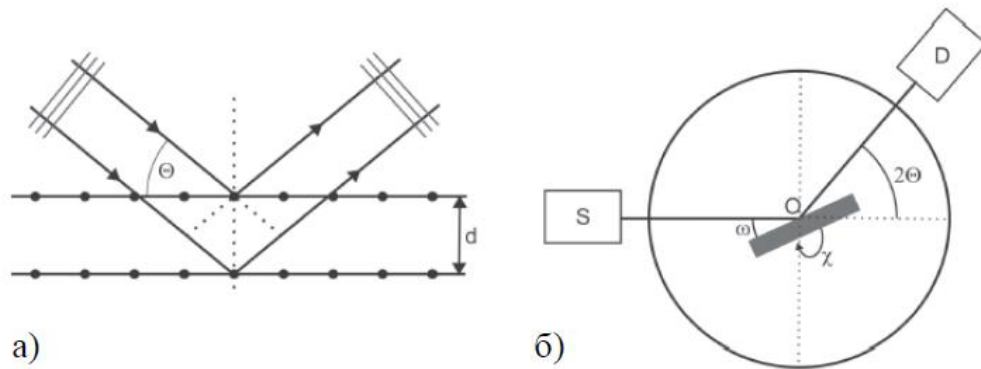


Рис. 2.6. Схема відбиття рентгенівських променів від кристалічної ґратки матеріалу, що досліджується (а) та розташування джерела рентгенівського випромінювання, детектора та зразка в дифрактометрі (б)

Ідентифікацію фаз проведено за картотекою ASTM та використанням програми CaRine 3.0 шляхом порівняння кутового положення (міжплощинних відстаней) та інтенсивності рефлексів [116-119].

Параметри ґранецентрованої кубічної ґратки розраховуються за формулою:

$$\frac{1}{d^2} = \frac{h^2 + k^2 + l^2}{a^2} \quad (2.2)$$

Параметри ґранецентрованої тетрагональної ґратки розраховувались за формулою [78]:

$$\frac{1}{d^2} = \frac{h^2 + k^2}{a^2} + \frac{l^2}{c^2} \quad (2.3)$$

Ступінь орієнтації вісі легкого намагнічування [001] по відношенню до нормалі до поверхні плівки визначалася за відношенням інтегральних

інтенсивностей  $I(001)/I(111)$ , ступінь упорядкування – за відношенням  $I(001)/I(002)$  (де  $I$  – інтенсивність структурного рефлексу) [120].

Оцінка параметру упорядкування ближнього порядку  $S$  фази  $L1_0$ -FePt проводилася за формулою [40, 64, 121]:

$$S^2 = \frac{1 - (c/a)}{1 - (c/a)_{\text{повністю упорядкована}}} \quad (2.4)$$

де  $c$  і  $a$  - параметри кристалічної ґратки фази.

Параметр впорядкування дальнього порядку  $S^*$  оцінювали також за рівнянням [120]:

$$S^* = 0,85 \left[ \frac{I(001)}{I(002)} \right]^{1/2} \quad (2.5)$$

Середні розміри зерен (області когерентного розсіювання) фази FePt та Au були оцінені з уширень рефлексів на дифрактограмі за формулою Дебая-Шерера [117]:

$$d = \frac{k\lambda}{\beta \cdot \cos \theta} \quad (2.6)$$

$d$  – середній розмір кристалітів,  $\lambda$  – довжина хвилі випромінювання, що використовується,  $\beta$  – ширина рефлексу на половині висоти,  $\theta$  - кут дифракції,  $k=0,9$ .

### 2.3.2 Рентгенівська тензометрія (метод $\sin^2\psi$ )

При рентгенівському способі вивчення залишкових напружень реалізується двохвісний напружений стан. На практиці значення

міжплощинної відстані  $d_0$ , відповідне ненапруженому стану, часто невідомо. Замість значення  $d_0$  використовують міжплощинну відстань, виміряну при  $\psi=0$ , а саме  $d_{\perp}$ . Така заміна заснована на тому, що для більшості матеріалів пружні деформації можуть вносити відмінність в 0,1% між значеннями  $d_0$  и  $d_{\psi}$ , отриманими при різних  $\psi$ . Тому загальна помилка, що вноситься цією заміною (наприклад, заміною  $d_0$  на  $d_{\perp}$ ) мала, порівняно з іншими можливими джерелами похибки.

При урахуванні заміни  $d_0$  на  $d_{\perp}$  рівняння буде мати вигляд:

$$\frac{d_{\psi_i} - d_{\perp}}{d_{\perp}} = \frac{1 + \nu}{E} \sigma_{\varphi} \sin^2 \psi \quad (2.7)$$

та може бути апроксимовано прямою, яка проходить через початок координат. Заміна  $d_0$  на  $d_{\perp}$  дуже мало впливає на нахил графіку і величину  $\sigma_{\varphi}$ .

Лінійність  $\sin^2 \psi$ -графіку зберігається і при побудові в координатах  $d_{\psi}$  -  $\sin^2 \psi$  або для кристалів кубічної системи в координатах  $a_{\psi}$  -  $\sin^2 \psi$ .

$$d_{\psi_i} = d_{\perp} \frac{1 + \nu}{E} \sigma_{\varphi} \sin^2 \psi_i + d_{\perp} \quad (2.8)$$

Кут нахилу  $\sin^2 \psi$  обчислюють за формулою:

$$\operatorname{tg} \alpha = \frac{d_{\parallel} - d_{\perp}}{1} \quad (2.9)$$

де  $d_{\perp}$  - значення при  $\Psi=0^\circ$ ;  $d_{\parallel}$  - значення, отримано з  $\sin^2 \psi$  - графіка шляхом екстраполяції його на  $\sin^2 \psi=1$  при  $\Psi=90^\circ$ . Звідси компонента нормальних напружень, що лежить в площині поверхні, визначається, як:

$$\sigma_{\varphi} = \frac{E}{d_{\perp}(1 + \nu)} \operatorname{tg} \alpha \quad (2.10)$$

Таким чином, при розглянутих припущеннях повинна виходити лінійна залежність вимірюваної деформації від  $\sin^2 \psi$ . Однак строго лінійна ця залежність виходить тільки під дією навантажувальних напружень в пружній області [117-118].

### 2.3.3 Рентгеновська рефлектометрія

Рефлектометрія – сукупність методів дослідження плоских меж розділу середовищ шляхом аналізу дзеркально відбитих від межі пучків, молекул, атомів, часток або електромагнітного випромінювання. Вона використовується для визначення товщини плівок, шорсткості поверхні, якості інтерфейсу та щільності у багатошарових структурах [122].

Під час процесу розпилення, на основі зсуву частот кварцового резонатора, товщина плівки визначається недостатньо точно, оскільки відрізняються положення тримача підкладки і коливань кварца. Тому необхідна калібровка через додаткові визначення товщин плівок. У методі рентгенівської рефлектометрії рентгенівські промені направляють під малим кутом  $\theta \leq 13^\circ$  на тонку плівку (рис. 2.7 а). Це приводить до характеристичного граничного кута до повного рефлексу випромінювання. На великих кутах знімають інтенсивність рефлексів випромінювання і здійснюють при цьому KIESSIG-коливання (рис. 2.7 б) у яких визначається період  $\Delta\theta$ :

$$d = \frac{\lambda}{2 \sin \Delta\theta} \quad (2.11)$$

де  $d$  – товщина опроміненої плівки  $\lambda$  – довжина хвилі рентгенівського випромінювання.

Визначення товщини плівки за допомогою рентгенівської рефлектометрії проводилось на Vierkreisdiffraktometer PTS с генератором ID3000.



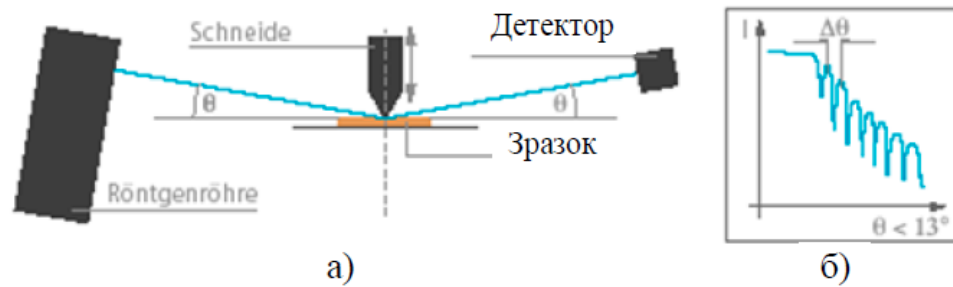


Рис. 2.7. Апаратурна схема методу рентгеновської рефлектометрії (а) і отримана дифрактограма (б) [122]

### 2.3.4 Резерфордське зворотне розсіювання

Ядерно-фізичний метод дослідження твердих тіл, метод зворотного Резерфордського розсіювання, ґрунтується на застосуванні фізичного явища – пружного розсіювання прискорених часток на великі кути при їх взаємодії з атомами речовини. Прискорені іони, потрапляючи на тверде тіло та проникаючи у нього, будуть частково розсіюватись на ядрах атому. Крім великої кількості іонів, які слабо відхиляються, існує деяка кількість іонів, що відхиляються на великий кут. У першому наближенні зворотне розсіювання можна розглянути як пружний ударний процес між іоном з високою енергією і стаціонарно локалізованим ядром атому в зразку. Таким чином визначається кінетична енергія іона  $E_i$  після розсіювання виключно через масу  $m_i$  і початкову енергію  $E_{0,i}$  а також через масу ядра  $m_{\text{я}}$  елементарної частки зразка:

$$E_i = E_{0,i} \left( \frac{m_i \cdot \cos \vartheta + \sqrt{m_{\text{я}}^2 \cdot \sin^2 \vartheta}}{m_i + m_{\text{я}}} \right)^2 \quad (2.12)$$

Схематично Резерфордське зворотне розсіювання представлено на рис. 2.8. Лінійний прискорювач випускає швидкі іони (в основному це ядра гелію чи протони), енергія яких в залежності від прискорення знаходиться

між 1 MeV – 3 MeV. Вони направляються на зразок, що досліджується. Детектор знаходиться під сталим кутом  $\vartheta$  до направленого променя і реєструє іони, що прийшли, відносно енергії і кількості. Якісний розподіл за енергією на рис. 2.8 б показує, що підкладка призводить до виникнення площадки і елементного піка.

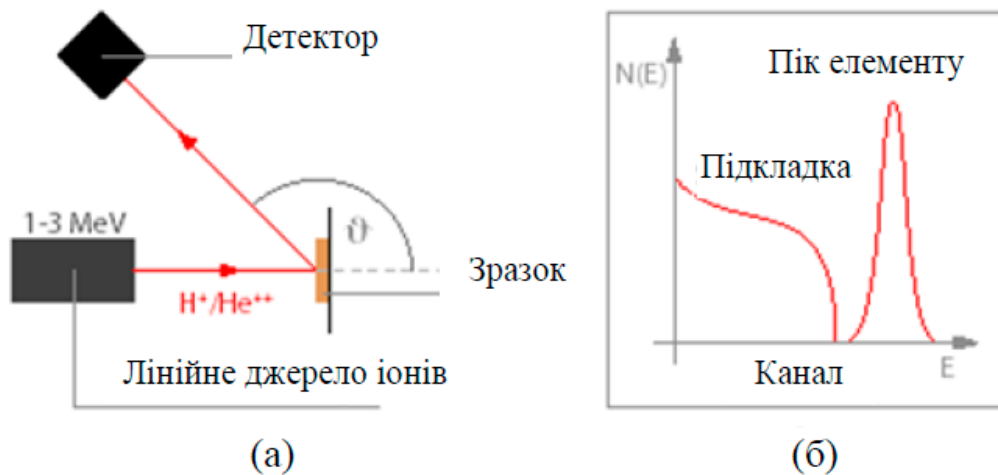


Рис. 2.8. Схема Резерфордівського зворотнього розсіювання (а) і типовий спектр (б) [123]

Висновок про елементи, що входять у склад зразка робиться при отриманні багатьох піків. Це можна зробити за допомогою відношень інтенсивностей різних піків. Проте, інтенсивність залежить від різних ефективних перерізів розпорошуючого процесу, який знову з квадратом атомного номеру масштабується і відповідає необхідній корекції.

Метод зворотнього Резерфордського розсіювання припускає передачу енергії при процесах пружних взаємодій двох тіл. Це означає, що енергія налітаючої частки  $E_0$  має бути набагато більше енергії зв'язку атомів в твердих тілах (10 eV – 20 eV). Ця умова завжди виконується, коли використовуються прискорені іони з енергією в діапазоні від декількох сотень keV до 2 MeV – 3 MeV. Верхня межа енергії аналізуючого пучка визначається так, щоб уникнути можливих резонансних ядерних реакцій при

взаємодії пучка з атомами мішені і домішок. Для експериментальних досліджень використовуються різні прискорювачі іонів, наприклад прискорювачі Ван-де-Графа [123-124].

**Аналітичні можливості методу.** Застосування методу для визначення просторового розподілу домішок і дефектів ґрунтоване на можливості реєструвати різницю в енергії часток, розсіяних атомами, що знаходяться на різній глибині. Частка, що потрапляє в детектор після пружного розсіювання на деякій глибині  $x$ , має меншу енергію, ніж частка, що розсіяна атомами поблизу поверхні. Це є наслідком втрати енергії на шляху в мішень і з неї та через відмінності у втратах енергії при взаємодії частки з атомами, що знаходяться на поверхні і на глибині [123-124]

Композиційний склад тонких плівок на основі FePt визначався в дослідницькому центрі Dresden-Rossendorf. Було використано ядра гелію ( $\text{He}^{++}$ ) з енергією 1,7 MeV. Більш високі енергії отримують за допомогою Van-de-Graff-прискорювача. Сталий кут розсіювання відповідав  $\theta=170^\circ$  і спектр отримувався з використанням напівпровідникового детектору багатоканального аналізатору. Аналіз спектру було зроблено з використанням програми для моделювання *SIMNRA* [125].

### 2.3.5 Трансмсійна електронна мікроскопія

Зразок у вигляді тонкої плівки просвічується електронним пучком 60 кеВ – 200 кеВ. Максимальна товщина Si для дослідження ПЕМ  $\sim 10$  нм – 100 нм. Розподільча здатність даного методу складає  $\sim 0,2$  нм.

При дослідженні кристалічних структур: має місце дифракція на кристалічних ґратках. При цьому на екрані (фотопластинці) з'являються дифракційні смуги, що у залежності від товщини мають різну інтенсивність і контрастність [126-129].

Основний недолік – необхідність спеціальних методів підготовки зразків, здатних пропускати електронний пучок.

Дослідження зразків проводилися за допомогою просвічуючого електронного мікроскопа Selmi ПЕМ-УМ працюючого при прискорюючій напрузі 200 кеВ із максимальною роздільною здатністю 0,24 нм.

### 2.3.6 Резистометричний аналіз

Поверхневий електроопір досліджуваних зразків визначали чотирьохзондовим методом. Чотири однаково заточені зонди знаходилися на рівній відстані (1 мм) один від одного. Цей метод має широке застосування в лабораторній і промисловій практиці завдяки своїм високим метрологічним показникам та простоті [130].

На рисунку 2.9 показано схему вимірювання поверхневого електроопору зразка.

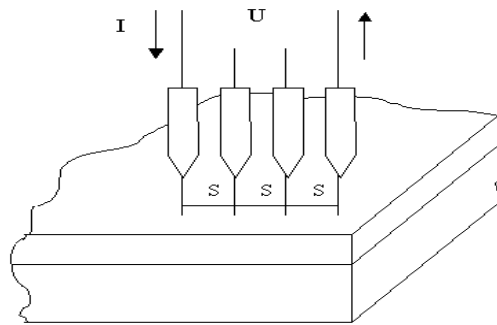


Рис. 2.9. Вимірювання питомого та поверхневого електроопору зразка [130]

Поверхневий опір може бути визначено по формулі [130]:

$$R_s = (U/I) \cdot (\pi/\ln 2) \approx 4,53 \cdot (U/I) \quad (2.13)$$

де  $U$  - різниця потенціалів, В

$I$  - сила струму, А.

При відповідному підборі зондів, відстані між ними і сили струму значення поверхневого опору  $R_s$  можна зчитувати безпосередньо з вольтметра. Тоді значення питомого опору визначається за формулою [130]:

$$\rho = R_s \cdot d, \quad (2.14)$$

де  $d$  – товщина зразка,

$\rho$  – питомий опір.

Постійний струм, який тече через зовнішню пару контактів становить 10 мА та добирається за допомогою еталонного зразка таким чином, щоб показники вольтметра чисельно співпадали зі значенням поверхневого опору у Ом/см<sup>2</sup>. Вимірювання різниці потенціалів, що виникала між внутрішньою парою контактів, проводилось декілька раз в різних точках зразка для визначення середнього значення [130].

Джерела випадкових похибок при цьому методі – фотопровідність та фото-е.р.с. на контактах. Вимірювання треба проводити в затемненій камері. Робочий струм вибирають мінімально можливим для виключення ефекту нагрівання зразка при проходженні струму через зонди та вплив термо-е.р.с., що виникає на контактах.

Випадкова похибка при виконанні всіх заходів по зменшенню похибок становить  $\pm 4\%$  [130].

### **2.3.7 Атомно-силова мікроскопія**

Атомно-силова мікроскопія дозволяє аналізувати структуру самих різних твердих матеріалів - металів, напівпровідників, скла, кераміки, пластиків на атомному рівні. Вимірювання можна проводити не тільки в вакуумі, але і на повітрі, в атмосфері будь-якого газу і навіть у краплі рідини.

На рисунку 2.10 показана схема атомно-силового мікроскопу [131].

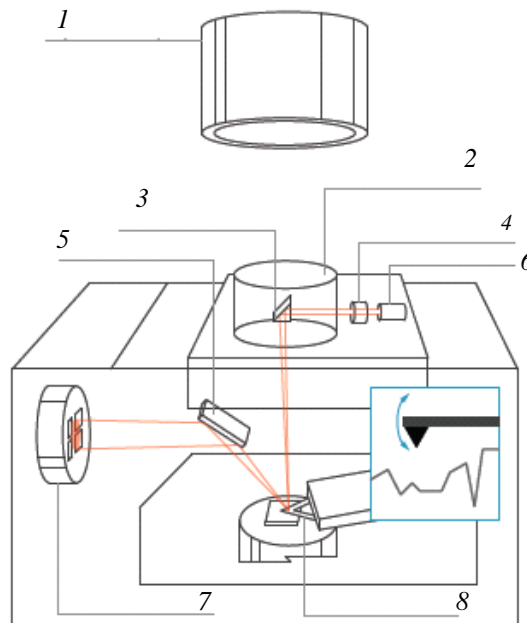


Рис. 2.10. Схема атомно-силового мікроскопу: 1 – об’єктив мікроскопу, 2 – вікно, 3 – призма (дзеркальна), 4 – об’єктив оптичний, 5 – дзеркало, 6 – лазер, 7 – спліт-діод фотодетектор, 8 – кантілевер [132]

Мікрозонд являє собою тонку платівку-консоль (її називають кантілевером, від англійського слова "cantilever" - консоль, балка). На кінці кантілевера розташований гострий зонд (радіус закруглення від 1 до 10 нм). При переміщенні мікрозонду вздовж поверхні зразка вістря зонду піднімається і опускається, окреслюючи мікрорельєф поверхні. На виступаючій наприкінці кантілевера (над зондом) розташовано зеркальний майданчик, на який падає і від якого відбивається промінь лазера. Коли зонд опускається і піднімається на нерівностях поверхні, відбитий промінь відхиляється, і це відхилення реєструється фотодетектором. Дані фотодетектору використовуються у системі зворотнього зв'язку, яка забезпечує постійну силу тиску вістря зонду на зразок. П'єзoeлектричний перетворювач може реєструвати зміну рельєфу зразка в режимі реального часу. В іншому режимі роботи реєструється сила взаємодії вістря з поверхнею при сталому положенні зонда над зразком. Мікрозонд зазвичай роблять з кремнію або нітриду кремнію. Роздільна здатність методу складає

приблизно 0,1–1 нм по горизонталі і 0,01 нм по вертикалі. Зміщуючи зонд по горизонталі, можна отримати серію рельєфів і за допомогою комп'ютера побудувати тривимірне зображення [131].

При використанні атомно-силової мікроскопії не потрібно, щоб зразок проводив електрику. Завдяки цьому атомно-силова мікроскопія знайшла широке застосування для аналізу об'єктів [131-132].

### **2.3.8 Магнітно-силова мікроскопія**

Магнітно-силова мікроскопія заснована на тих же принципах, за винятком того, що кантілевер намагнічується, і рухається вздовж поверхні (використовуючи вже записані дані про її морфологію) відхиляючись від початкового положення під дією магнітної взаємодії між ним і зразком [133].

При використанні магнітних зондів, а саме у режимі магнітно-силової мікроскопії (МСМ), можна вивчати магнітні властивості поверхневих структур з субмікронною роздільною здатністю. За допомогою двопрхідної методики і «ліфтинг-режиму роботи МС-мікроскопу можна отримувати одночасно і топографію ділянки поверхні зразка, що досліджується, і магнітний образ тієї ж ділянки (рис. 2.11). Суть «ліфтинг-режиму» заключається у тому, що голка проходить над однією й тією ж ділянкою двічі: під час першого проходу відбувається дотикання з поверхнею, профіль якої запам'ятовується, а під час другого проходу голка, піднявшись на задану висоту, рухається по запам'ятованій траєкторії, реагуючи тільки на магнітні взаємодії. Магнітний контраст, що отримується, буде відповідати карті сил магнітної взаємодії між поверхневими структурами і зондом для *dc* – режиму мікроскопу (кантілевер не коливається) або буде відображати розподіл градієнту сил магнітної взаємодії зонд-поверхня у випадку *dc*- режиму (кантілевер коливається на власній частоті) [133].

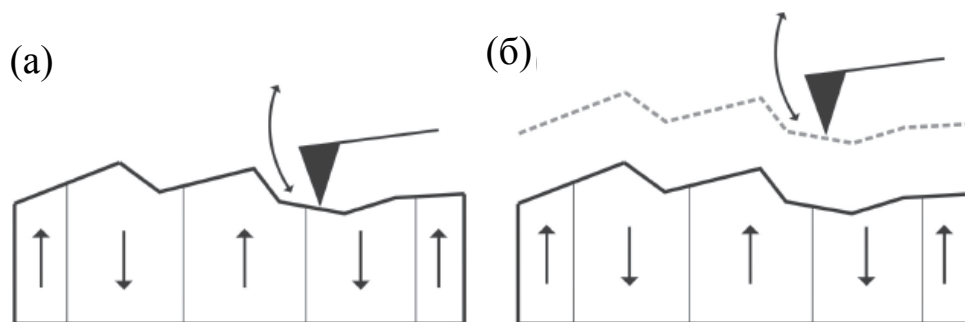


Рис. 2.11 Схематичне представлення «ліфтинг-режиму» на зразку з перпендикулярною магнітною анізотропією: а – перше сканування, чутливе до топографії; б – друге сканування, з підтримкою постійної відстані між зондом і поверхнею і, відповідно, чутливе до магнітних полів [132]

Магнітні взаємодії є дальньодіючими, тому вклад зонду мікроскопу стає більш суттєвим. Відповідно, необхідно аналізувати дані, що отримуються за допомогою МСМ, з урахуванням впливу зонду, що використовується. Причому, вплив зонду може бути як за рахунок форми кінчика самого зонда і магнітної частини його, так і за рахунок його магнітних властивостей, в тому числі через розподіл по об'єму його магнітної частини.

Властивості МСМ-зонда в більшості визначають якість МСМ-зображень та, відповідно, можливості самого методу.

Бокова магнітна роздільна здатність, яка залежить від відстані зонд-зразок, також як і властивостей власне зонду, була біля 20 нм. Зонди для МСМ досліджень з високою роздільною здатністю були закуплені від *Team Nanotec GmbH* і радіус зонду після Со - покриття був  $< 40$  нм, а повний кут конуса точно визначався  $\sim 12^\circ$ .

### 2.3.9 SQUID - магнітометрія

Прилад SQUID, заснований на надпровідній квантовій інтерференції, є найбільш чутливим магнітометром для вимірювання магнітного поля [134-



137]. Використання його робить можливими кількісні виміри дуже маленьких магнітних моментів. Магнітометр MPMS SQUID-VSM має чутливість  $< 8 \cdot 10^{-8}$  емо при максимальному прикладеному магнітному полі 70 кОе (5600 кА/м) [134]. Магнітні вимірювання можна виконувати при температурах від 1,8 К до 400 К при стандартній конструкції і до 1000 К в високотемпературному виконанні. Всі виміри в цій роботі виконувались при 300 К. СКВІД-магнетометри є вимірювальними приладами нового покоління, що містять в реєструючій частині так звані надпровідні квантові інтерференційні датчики (SQUID, Superconducting Quantum Interference Device). Ці досить прості за конструкцією пристрої відкрили абсолютно нові горизонти в техніці низькотемпературних вимірювань.

Зразок кріпиться на тримач відповідно паралельно або перпендикулярно магнітному полю. Цей тримач приводиться у коливання в камері зі зразком, до того ж зразок в межах з 4-х надпровідних котушок рухається, що сприяє в місці його розташування зміні положення, що фіксується в градусах. Це виключає вплив від вихрових полів, напруга від яких схожа на об'ємну, але індукується в протилежному напрямку. Через поля розсіяння вібруючого зразка в котушці буде індукуватися велика напруга, крім того різниця в напрузі буде сприяти появі додаткового струму. Цей струм з трансформатора переноситься в широку котушку, магнітне поле якої стримується датчиком DC- SQUID магнітного екранування (рис. 2.12). Щоб отримати певну 0-ву точку треба надпровідну трансляційну котушку короткочасно нагріти вище її критичної температури. Це виконується автоматично з інтеграцією джерела енергії. Намагнічування зразка повинно бути принципово однаковим по всьому об'єму та в усіх напрямках.

Однак, нерідко виходить, що одна зі сторін зразка намагнічується недостатньо, що призводить до похибки у вимірюванні магнітного моменту масивного зразка. Калібрується SQUID-VSM еталонним зразком із палладію.

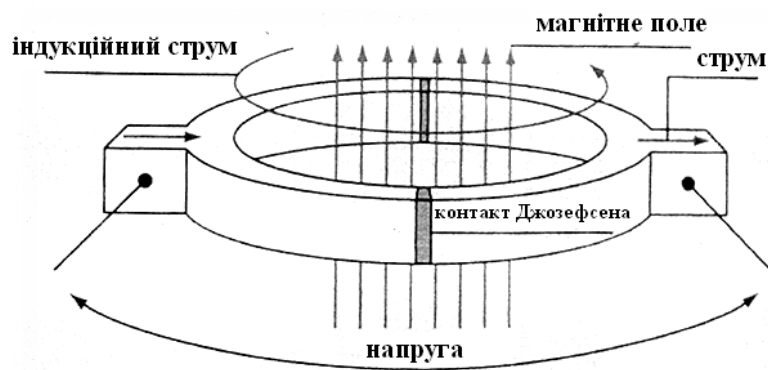


Рис. 2.12 Будова та функції SQUID-датчика [136]

Магнітний сигнал, визначений SQUID магнітометрією складається з вкладів від магнітного шару, підкладки і тримача зразка. Так як вклади від підкладки і тримача зразка змінюються лінійно з магнітним полем то їх внески можна визначити і, таким чином, виключити вимірюванням нахилу петлі  $M - H$  при полях, вищих за поле насичення магнітного шару.

Завдяки високому полю насичення хімічно упорядкованої фази FePt, цей метод не завжди можна використовувати, і другі підходи було апробовано для виключення фону. Обладнання дає можливість отримати магнітну криву зразка з розмірами 3,5 мм x 3,5 мм при паралельно чи перпендикулярно прикладеному до поверхні зразка магнітному полі [136].

### 2.3.10 Магнітооптичний ефект Керра

Магнітооптичний ефект Керра (МОКЕ) – один з ефектів магнітооптики, вплив намагніченості середовища на інтенсивність і поляризацію світла, відбитого від її поверхні [138-142]. Достатню для виміру величину магнітооптичного ефекту Керра мають речовини, що мають велику намагніченість і високий коефіцієнт поглинання, тому ефект спостерігається головним чином при відображенні світла від металевих феромагнетиків.

Залежно від орієнтації вектору намагніченості відносно відзеркалювальної поверхні і площини падіння світлового пучка розрізняють

три види магнітооптичного ефекту Керра: полярний, меридіональний і екваторіальний. При полярному ефекті вектор намагніченості спрямований перпендикулярно відзеркалювальній поверхні і паралельно площині падіння, вплив намагніченості зводиться до обертання площини поляризації і появи еліпсно відбитого від поверхні магнетика лінійно поляризованого світла. Аналогічні поляризаційні прояви характерні для меридіонального магнітооптичного ефекту Керра, що відповідає розташуванню вектору намагніченості паралельно відзеркалювальній поверхні магнетика і площини падіння світлового пучка. Якщо площина поляризації лінійно поляризованого світла, що падає, складає деякий кут з площиною падіння (відмінний від  $0^\circ$  і  $90^\circ$ ), то обидва ефекти проявляються також в лінійних по намагніченості змінах інтенсивності відбитого світла. Загальним для полярного і меридіонального ефектів є наявність не рівної нулю проекції хвильового вектору світлової хвилі на напрям намагніченості середовища. Ця обставина визначає феноменологічну схожість полярного і меридіонального ефекту Керра з ефектом Фарадея, що спостерігається при проходженні світла через намагнічене середовище уздовж напрямку намагніченості, і дозволяє віднести їх до повздовжніх магнітооптичних ефектів.

## РОЗДІЛ 3

### ПРОЦЕСИ ДИФУЗІЙНОГО ФАЗОУТВОРЕННЯ І МАГНІТНІ ВЛАСТИВОСТІ В НАНОРОЗМІРНИХ ПЛІВКОВИХ КОМПОЗИЦІЯХ

#### **Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм)/Au(x нм)/Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм) (x = 7,5; 15; 20; 30 нм) НА ПІДКЛАДКАХ SiO<sub>2</sub>(100 нм)/Si(001)**

#### **3.1 Фазоутворення і магнітні властивості в нанорозмірній плівковій композиції Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм)/Au(7,5 нм)/Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(50 нм) при відпалах у вакуумі**

Даний підрозділ присвячено дослідженню впливу відпалу у вакуумі на процеси структуро- та фазоутворення, магнітні властивості в нанорозмірній плівковій композиції Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм)/Au(7,5 нм)/Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм) на підкладці SiO<sub>2</sub>(100 нм)/Si(001).

##### **3.1.1 Вплив температури відпалу на фазоутворення в нанорозмірній плівковій композиції Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм)/Au(7,5 нм)/Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм)**

В плівці після осадження спостерігаються неупорядкована фаза A1-FePt з гранецентрованою кубічною ґраткою і Au (рис. 3.1). Відпали в інтервалі температур (300–500) °C не супроводжуються фазовими перетвореннями (рис. 3.1), що підтверджується вимірюваннями електроопору (рис. 3.2). Початок формування упорядкованої фази L1<sub>0</sub>-FePt в плівковій композиції Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм)/Au(7,5 нм)/Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм) відбувається під час відпалу у вакуумі за температури 650 °C тривалістю 30 с (рис. 3.1), що супроводжується зменшенням електроопору (рис. 3.2). При підвищенні температури відпалу від 650 °C до 900 °C фаза A1-FePt поступово перетворюється на впорядковану фазу L1<sub>0</sub>-FePt з гранецентрованою тетрагональною ґраткою, що супроводжується зсувом структурного рефлексу (111) FePt у бік більших кутів (рис. 3.1, рис. 3.3) і зменшенням

електроопору в 2 рази в порівнянні з електроопором після осадження (рис. 3.2).

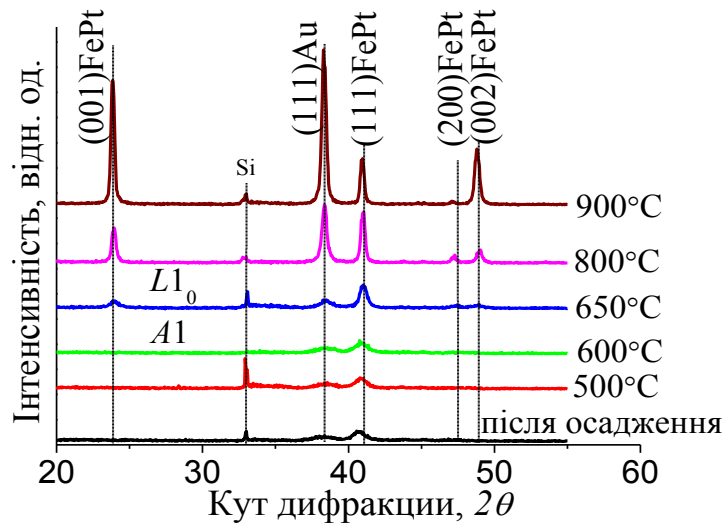


Рис. 3.1. Спектри рентгенівської дифракції плівок  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  після осадження та відпалів в інтервалі температур  $500^\circ\text{C} - 900^\circ\text{C}$ , випромінення  $\text{Cu } K_\alpha$

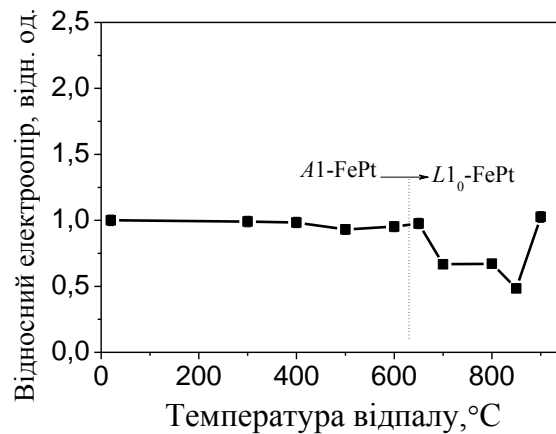


Рис. 3.2. Залежність відносного електроопору плівки  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  від температури відпалу

При підвищенні температури відпалу до  $700^\circ\text{C}$  і вище зростає інтенсивність рефлексу  $\text{Au}(111)$ , що свідчить про формування аксіальної текстури (111) (рис. 3.3). Параметр кристалічної ґратки  $\text{Au}$  незначно

зменшується внаслідок взаємної дифузії атомів Fe и Pt и Au (рис. 3.4). Збільшення інтенсивностей надструктурного рефлексу (001) FePt і рефлексу (002) FePt вказує на збільшення ступеня впорядкування (рис. 3.1).

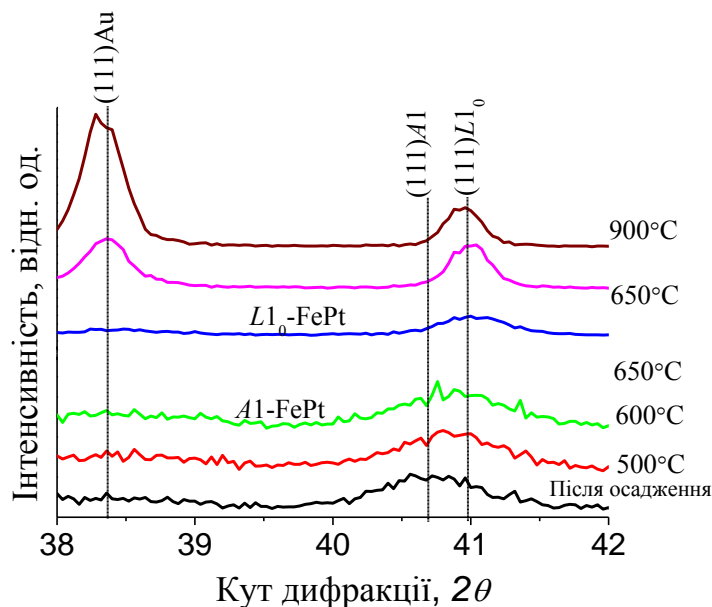


Рис. 3.3. Зміна положення структурних рефлексів (111) FePt і Au з підвищенням температури відпалу. Випромінення  $\text{Cu } K_\alpha$

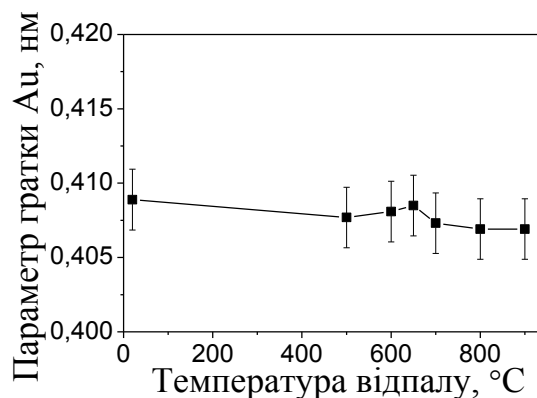


Рис. 3.4. Зміна параметру ґратки Au з температурою відпалу у вакуумі

З підвищенням температури відпалу від 650 °C до 900 °C параметр ґратки  $a$  фази  $L1_0$ -FePt незначно збільшується, а параметр  $c$  зменшується. Відповідно відношення  $c/a$  змінюється від 0,968 до 0,963, що свідчить про збільшення ступеня упорядкування фази  $L1_0$ -FePt (рис. 3.5 а).

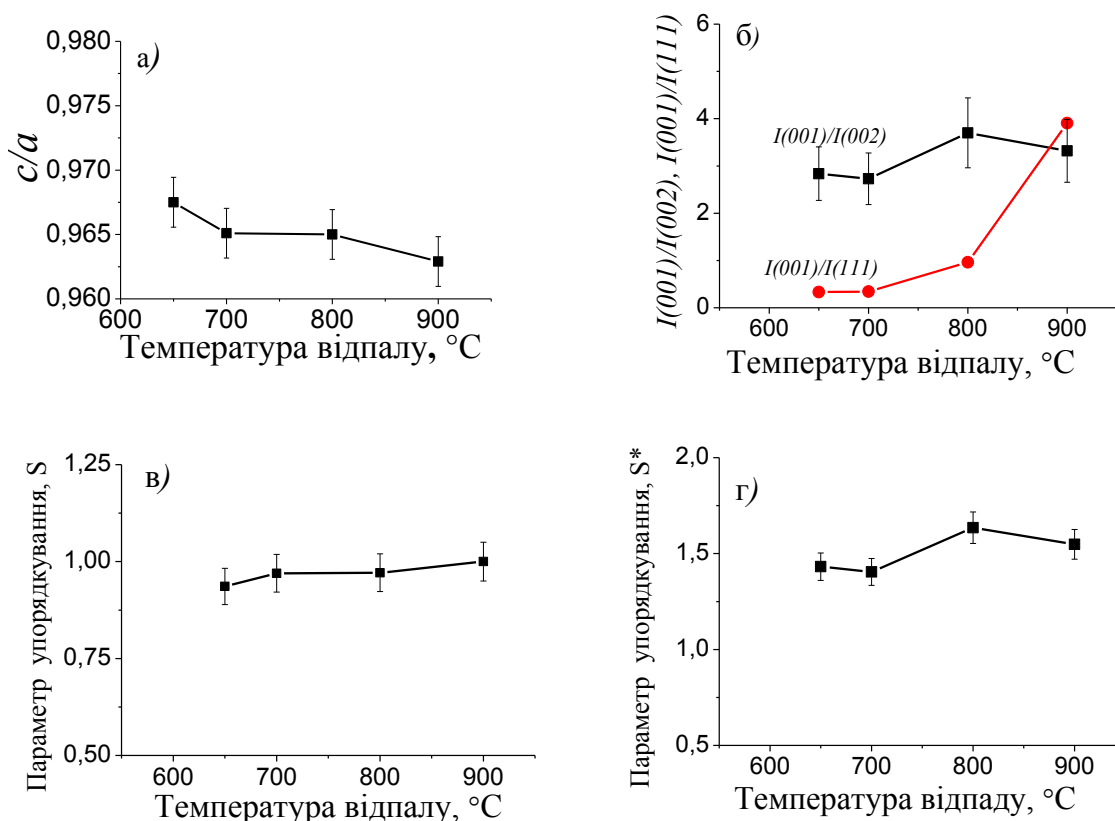


Рис. 3.5. Зміна відношення параметрів ґратки  $c/a$  (а), відношень інтенсивностей структурних рефлексів  $I(001)/I(002)$ ,  $I(001)/I(111)$  (б) параметру впорядкування ближнього порядку  $S$  (в) та параметру впорядкування дальнього порядку  $S^*$  (г) фази  $L1_0$ -FePt з температурою відпалу у вакуумі

З підвищенням температури відпалу від 650 °C до 900 °C відношення інтенсивностей структурних рефлексів  $I(001)/I(002)$  збільшується від 2,84 до 3,32, що підтверджує збільшення кількості упорядкованої фази  $L1_0$ -FePt та підвищення ступеня упорядкування (рис. 3.5 б). При цьому параметр впорядкування ближнього порядку  $S$  збільшується від 0.94 до 1, а параметр впорядкування дальнього порядку  $S^*$  – від 1,43 до 1,55 (рис. 3.5 в, г).

Різке збільшення значень відношення  $I(001)/I(111)$  від 0.33 до 3,91 з підвищенням температури відпалу показує, що кількість зерен з віссю легкого намагнічування  $c$ , перпендикулярною площині плівки зростає (рис. 3.5 б)

### 3.1.2 Дослідження фазових та структурних перетворень у плівці $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$ методом Резерфордівського зворотного розсіювання

За результатами Резерфордівського зворотного розсіювання плівка  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  після осадження представляла собою трьохшарову структуру, про що свідчить роздвоєний пік від заліза при енергіях 666 кеВ та 680 кеВ (рис. 3.6 а).

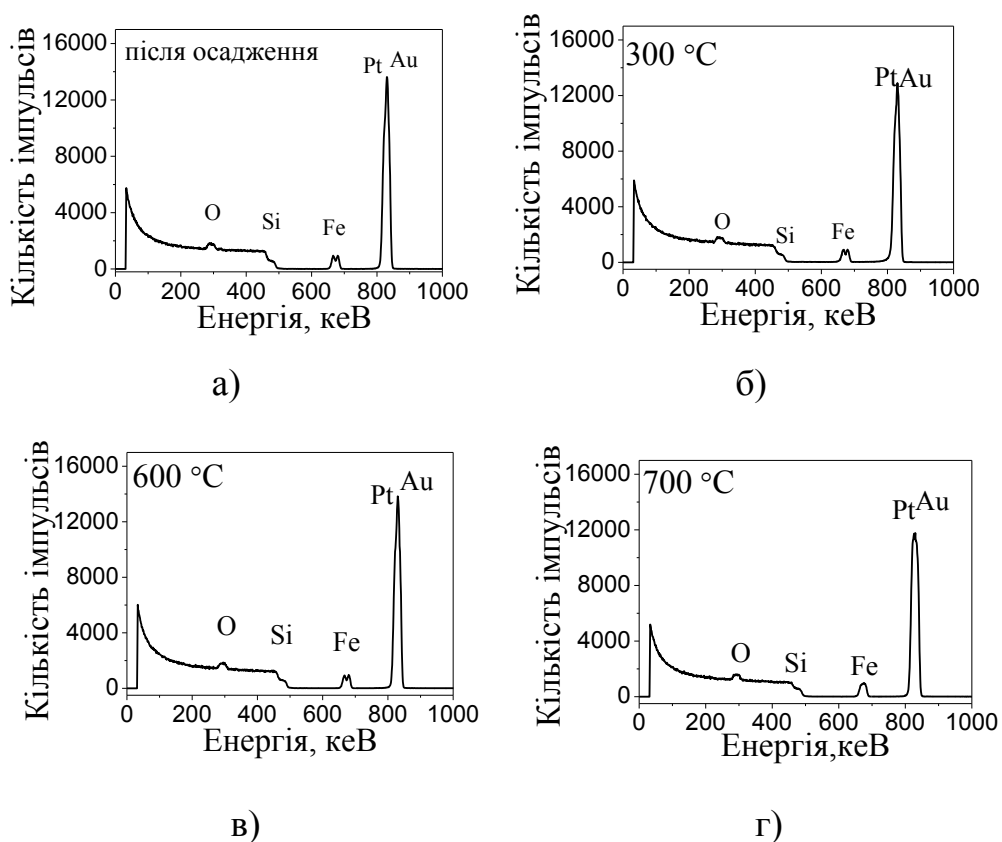


Рис. 3.6. Експериментальні спектри Резерфордівського зворотного розсіювання плівки  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  після осадження (а) та відпалах у вакуумі при температурі 300 °C (б); 600 °C (в) та 700 °C (г)

Оскільки Au і Pt мають близькі за значенням атомні маси, важко побачити два піки від платини. При підвищенні температури відпалу від 300 °C до 600 °C положення піків Fe, Pt та Au не змінюється, що корелює з



даними рентгеноструктурного фазового аналізу та резистометрії (рис. 3.1, рис. 3.2, рис. 3.6 в).

Після відпалів при 700 °С та 900 °С спостерігається тільки один пік від заліза, якому відповідає енергія ~ 677 кеВ та відбувається перемішування шарів FePt (рис. 3.6 г, рис. 3.7 а). На рисунку 3.7 б проведено порівняння спектрів Резерфордівського зворотного розсіювання плівок Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм)/Au(7,5 нм)/Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм) після осадження та відпалів при температурах 300 °С – 900 °С. При збільшенні температури відпалу до 900 °С пік від Pt(Au) зміщується у бік більших енергій.

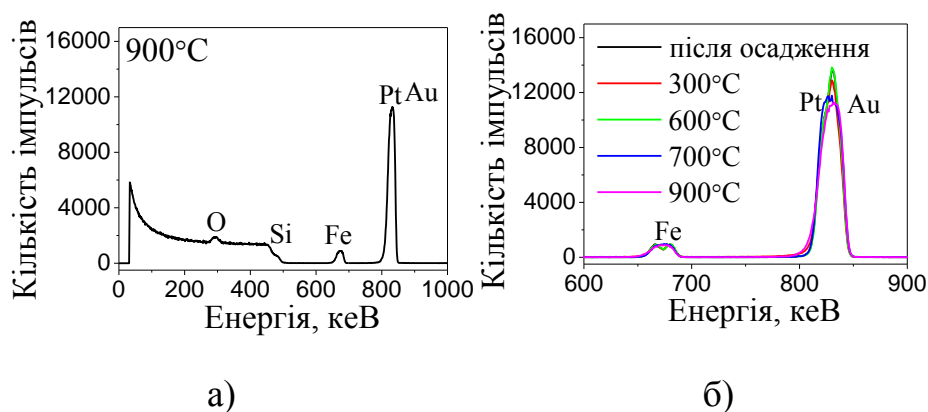


Рис. 3.7. Експериментальний спектр плівки Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм)/Au(7,5 нм)/Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм) після відпалу у вакуумі за температури 900 °С (а) та порівняння спектрів Резерфордівського зворотного розсіювання плівок після осадження та відпалів при температурах 300 °С – 900 °С (б)

### 3.1.3 Морфологія поверхні плівок Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм)/Au(7,5 нм)/Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм) після відпалу у вакуумі

Зображення морфології поверхні плівок Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм)/Au(7,5 нм)/Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм) після осадження та відпалів у вакуумі за температур 700 °С та 900 °С представлено на рис. 3.8. Після осадження та після відпалів при температурах 300 °С та 650 °С поверхня плівки залишається гладкою, та її шорсткість майже не змінюється (рис. 3.9).

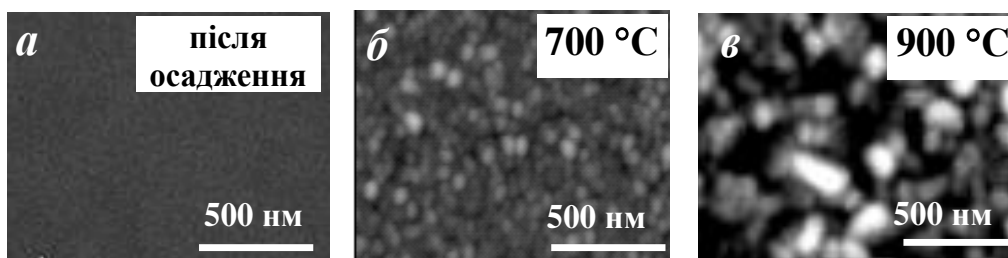


Рис. 3.8. Морфологія поверхні плівки  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  після осадження (а) та відпалів у вакуумі за температур 700 °C (б) та 900 °C (в)

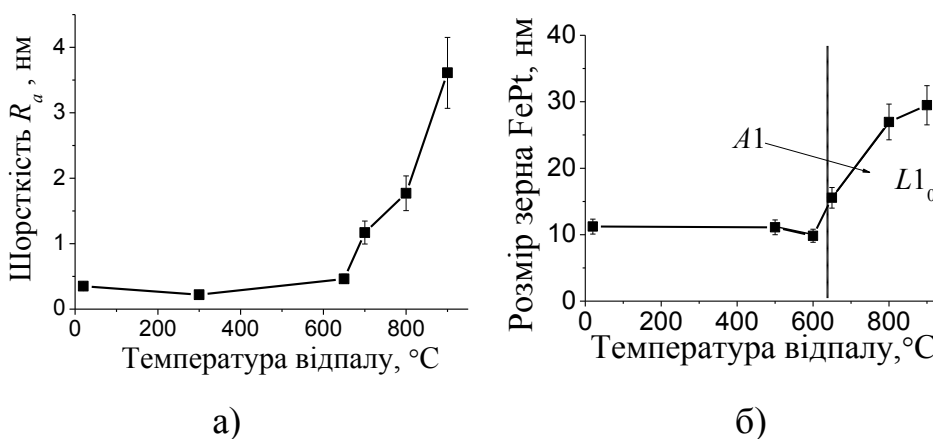


Рис. 3.9. Залежність середньої шорсткості (а) плівок  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  та розміру зерна (б) фази FePt від температури відпалу

При підвищенні температури відпалу від 650 °C до 900 °C змінюється вигляд поверхні зразка та середня шорсткість збільшується від 0,45 нм до 3,6 нм, відповідно (рис. 3.8, 3.9 а). Різке зростання шорсткості плівок при підвищенні температури відпалу до 900 °C корелює зі зростанням розміру зерен FePt від 10-11 нм у осадженій плівці до 30 нм після відпалу за температури 900 °C. Розмір зерен залишається незмінним до температури 600 °C, а при температурах відпалу вище за 700 °C зерно інтенсивно зростає (рис. 3.9 б).

### 3.1.4 Магнітні властивості плівок $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ (15 нм)/Au(7,5 нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ (15 нм)

Зображення магнітних доменів, отриманих методом магнітно-силової мікроскопії в інтервалі температур відпалу  $650\text{ }^{\circ}\text{C}$  –  $900\text{ }^{\circ}\text{C}$  показано на рис. 3.10. З підвищенням температури відпалу та збільшенням об'ємної доли впорядкованої фази  $L1_0$ -FePt відбувається ріст та розвертання магнітних доменів у напрямку, перпендикулярному площині плівки.

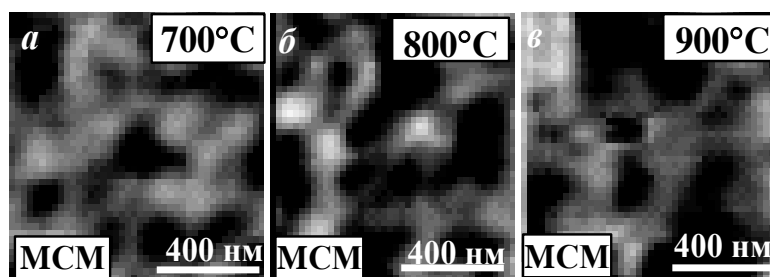


Рис. 3.10. Зображення магнітної структури плівки  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ (15 нм)/Au(7,5 нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ (15 нм) після відпалів в вакуумі за температур  $700\text{ }^{\circ}\text{C}$  (а),  $800\text{ }^{\circ}\text{C}$  (б),  $900\text{ }^{\circ}\text{C}$  (в)

На рисунку 3.11 представлені криві намагнічування для плівок  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ (15 нм)/Au(7,5 нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ (15 нм), отримані методом SQUID в умовах паралельно і перпендикулярно прикладеного до поверхні зразка магнітного поля після осадження та відпалу за температури  $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Після осадження плівка з неупорядкованою фазою  $A1$ -FePt має магнітно-м'які властивості (рис. 3.11 а).

Відпал за температур вищих за  $600\text{ }^{\circ}\text{C}$  супроводжуються зміною магнітних властивостей. Петлі гістерезису плівки  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ (15 нм)/Au(7,5 нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ (15 нм) після відпалу за температури  $900\text{ }^{\circ}\text{C}$  незалежно від напрямку прикладеного до поверхні зразка магнітного поля практично не відрізняються, показуючи те, що плівка магнітно-ізотропна. Петля

гістерезису плівки стає прямокутної форми і має більшу площу. При цьому коерцитивна сила плівки зростає до 16,55 кЕ (рис. 3.11 б).

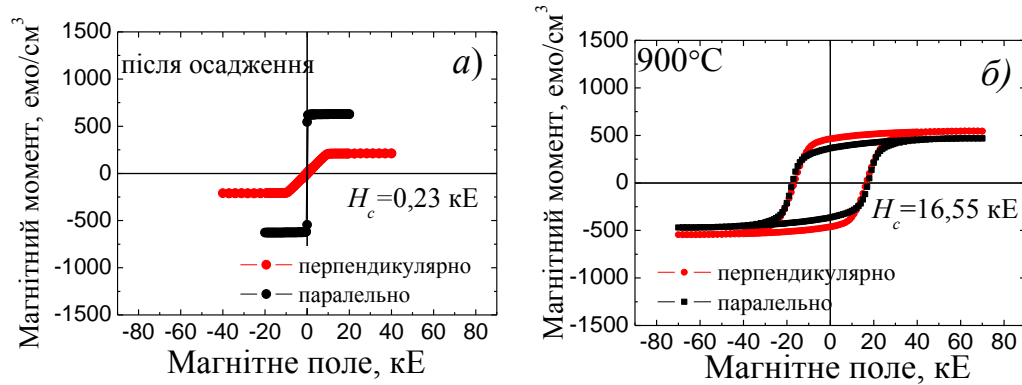


Рис. 3.11 Криві намагнічування  $M(H)$  для плівок  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  після осадження (а) та відпалу за температури  $900^\circ\text{C}$

Криві намагнічування плівок  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$ , отримані за допомогою магнітооптичного ефекту Керра показані на рисунку 3.12. Криві намагнічування, отримані при прикладеному полі 20 кЕ (1600 кА/м), були нормовані до значень своїх намагнічень насичення.

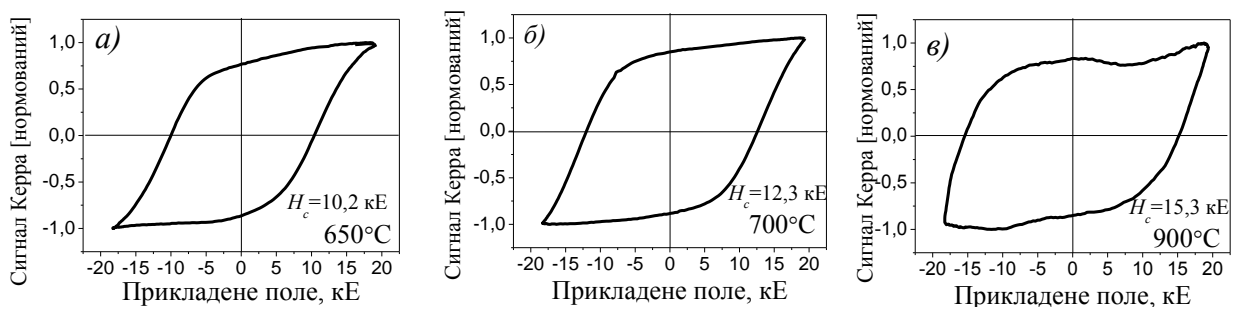


Рис. 3.12. Криві намагнічування плівок  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7.5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  після відпалів у вакуумі при  $650^\circ\text{C}$  (а),  $700^\circ\text{C}$  (б),  $900^\circ\text{C}$  (в)

Підвищення температури відпалу від  $650^\circ\text{C}$  до  $900^\circ\text{C}$  і формування магнітно-твердої фази  $L1_0\text{-FePt}$  призводять до збільшення коерцитивної сили від 10,2 кЕ (816 кА/м) до 15,3 кЕ (1224 кА/м) (рис. 3.13).

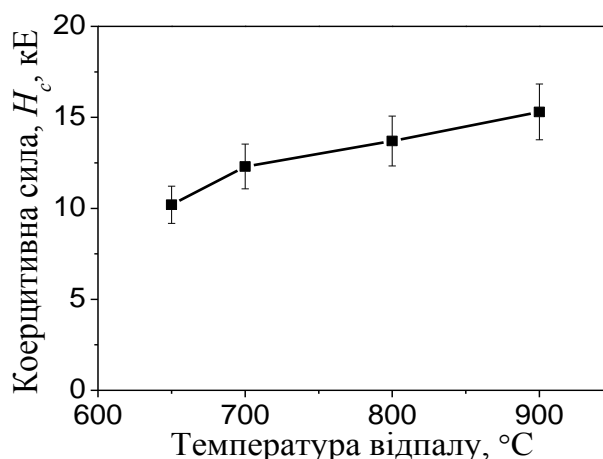


Рис. 3.13. Залежність коерцитивної сили плівок  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$ , отриманої методом МОКЕ, від температури відпалу у вакуумі

### 3.2 Вплив відпалу у вакуумі на фазові перетворення і магнітні властивості в нанорозмірній плівковій композиції $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(15 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$

Даний підрозділ присвячено дослідженню фазових і структурних перетворень, зміни напруженого стану в нанорозмірних плівкових композиціях  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(15 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  на підкладці  $\text{SiO}_2(100 \text{ нм})/\text{Si}(001)$  при відпалі у вакуумі в інтервалі температур  $300 \text{ }^\circ\text{C} - 900 \text{ }^\circ\text{C}$  протягом 30 с та їх магнітних властивостей.

#### 3.2.1 Вплив температури відпалу на процеси фазоутворення в нанорозмірній плівковій композиції $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(15 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$

В плівках після осадження спостерігається неупорядкована магнітно-м'яка фаза  $\text{Al-FePt}$  і  $\text{Au}$  (рис. 3.14 а). Відпали при температурах нижчих за  $700^\circ\text{C}$  не викликають помітних фазових та структурних змін.

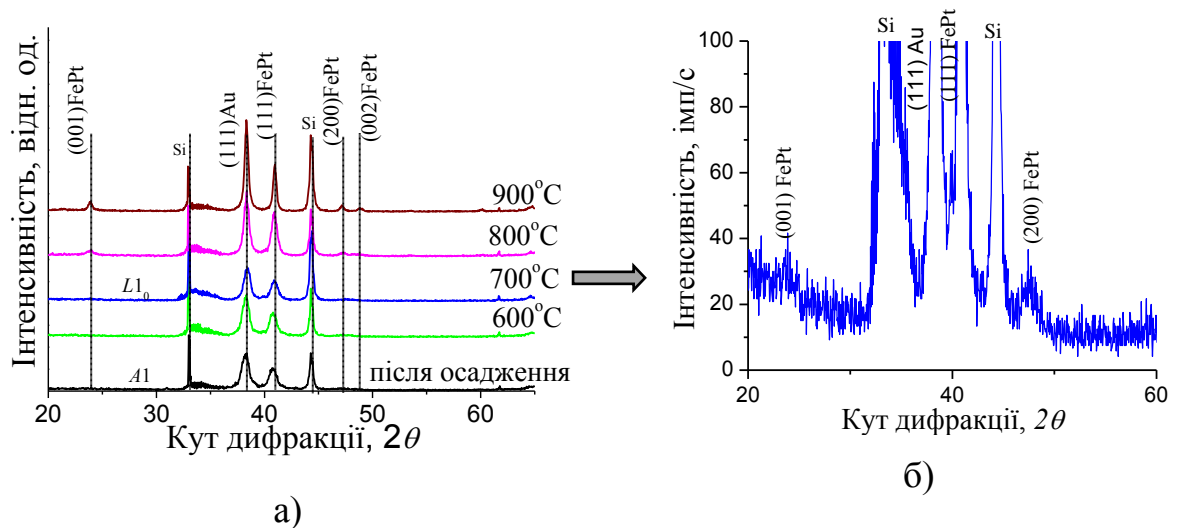


Рис. 3.14. Спектри рентгенівської дифракції плівок  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ nm})/\text{Au}(15 \text{ nm})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ nm})$  після осадження та відпалів в інтервалі температур  $600^\circ\text{C} - 900^\circ\text{C}$  (а) та відпаду при  $600^\circ\text{C}$  (б) , випромінення  $\text{Cu } K_\alpha$

Формування впорядкованої фази  $L1_0\text{-FePt}$  в плівках  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ nm})/\text{Au}(15 \text{ nm})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ nm})$  починається при відпалі за температури  $700^\circ\text{C}$ , на що вказує поява надструктурного рефлексу  $(001)$  фази  $\text{FePt}$  (рис. 3.14 б). Це на  $100^\circ\text{C}$  вище, ніж в плівках  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  [32, 40]. Підвищення температури фазового перетворення  $A1\text{-FePt} \rightarrow L1_0\text{-FePt}$ , можливо, викликане розтягуючими напруженнями в осадженій плівці, відповідно до принципу Ле-Шательє Брауна. З подальшим підвищенням температури відпалу збільшується кількість впорядкованої фази  $L1_0\text{-FePt}$ .

З підвищенням температури відпалу до  $900^\circ\text{C}$  збільшується інтенсивність рефлексу  $\text{Au}(111)$ , що свідчить про формування текстури  $(111)$  в шарі золота та на його дифузії до поверхні плівки (рис. 3.15 а).

Зміна електричного опору плівок підтверджує результати рентгеноструктурного дослідження. Після відпалів за температур вище за  $600^\circ\text{C}$  відносний електроопір зростає (рис. 3.15). Це вказує на активізацію дифузійних процесів поміж шарами плівкової композиції: при відпалах за цих температур відбувається фазове перетворення  $A1\text{-FePt} \rightarrow L1_0\text{-FePt}$  та дифузія золота по межах зерен фази  $L1_0\text{-FePt}$ . Незначне зменшення опору в

інтервалі температур 800 °С–900 °С пов'язано зі збільшенням ступеню впорядкування та зменшенням кількості дефектів у плівці.

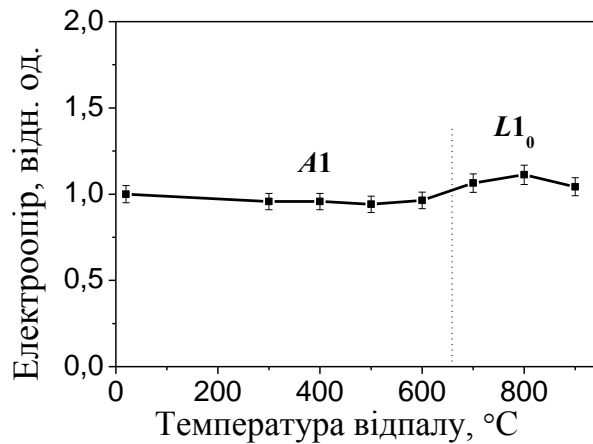


Рис. 3.15. Зміна відносного електроопору плівки  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(15 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  з температурою відпалу у вакуумі

Після осадження параметр ґратки  $a$  фази  $\text{FePt}$  при відпалах в температурному інтервалі від 800 °С до 900 °С зростає, а параметр  $c$  при цьому змінюється в межах похибки (рис. 3.16).

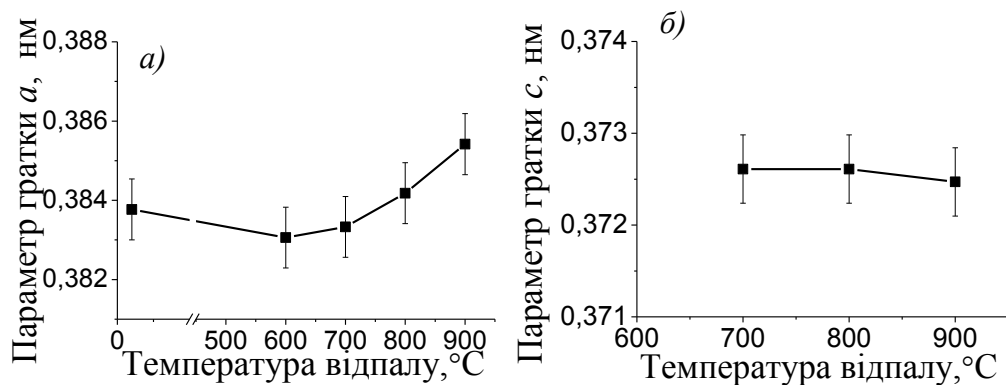


Рис. 3.16. Зміна параметрів ґратки  $a$  (а) та  $c$  (б) фази  $\text{FePt}$  у нанорозмірних плівках  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(15 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  з температурою відпалу у вакуумі

Ступінь тетрагональності незначно збільшується, оскільки відношення  $c/a$  дещо зменшується з підвищенням температури відпалу, що свідчить про збільшення ступеню впорядкування фази  $L1_0\text{-FePt}$  (рис. 3.17).

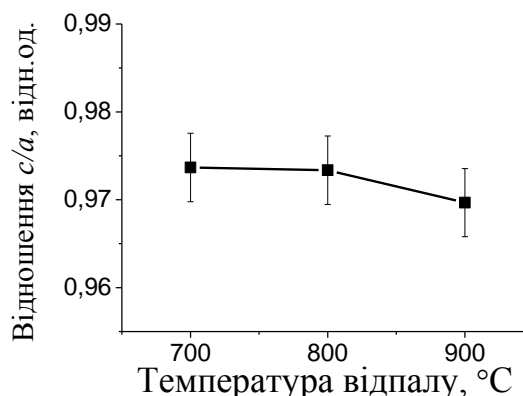


Рис. 3.17. Зміна відношення параметрів ґратки  $c/a$  фази FePt у нанорозмірних плівках  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(15 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  з температурою відпалу у вакуумі

Після відпалу за температури  $900^\circ\text{C}$  відношення інтенсивностей надструктурного рефлексу (001) та другого порядку його відбиття (002) становить  $\sim 3,2$  відн. од., що свідчить про високий ступінь впорядкування фази  $L1_0\text{-FePt}$  (рис. 3.18 а). З підвищенням температури відпалу відношення інтенсивностей рефлексів (001) та (111) зростає з 0,1 відн. од. до 0,2 відн. од. (рис. 3.18 б). Це вказує на малу кількість зерен з віссю легкого намагнічування в напрямку [001], перпендикулярному до площини плівки.

Для оцінки впливу додаткового шару золота відношення інтенсивностей рефлексів  $I(001)/I(002)$  та  $I(001)/I(111)$  та значення розмірів зерен для плівки без шару Au були взяті з роботи [40].

Додавання проміжного шару Au(15 нм) збільшує ступінь впорядкування фази  $L1_0\text{-FePt}$ , але пригнічує ріст зерен з віссю легкого намагнічування в напрямку нормалі до площини плівки. У плівці формується виражена текстура (111) у фазах Au та FePt.

Після осадження середній розмір зерен фази FePt становить 8.9 нм та майже не змінюється при відпалах за температур від  $400^\circ\text{C}$  до  $700^\circ\text{C}$  (рис. 3.19). При відпалі за температур вище  $700^\circ\text{C}$  відбувається інтенсивне зростання зерен фази  $L1_0\text{-FePt}$ , що формується.



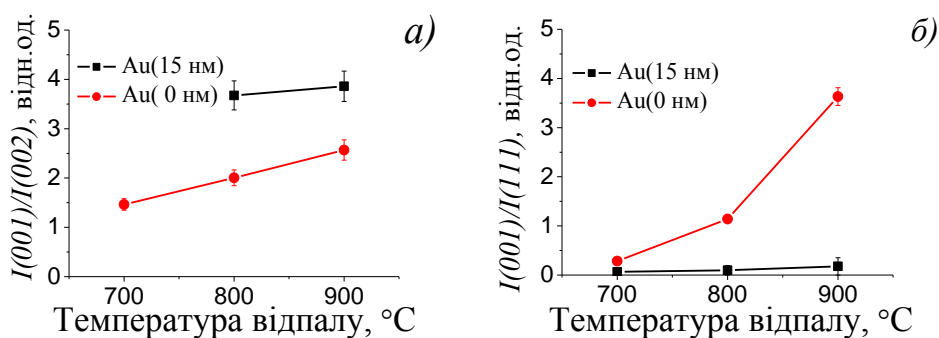


Рис. 3.18. Відношення інтенсивностей структурних рефлексів  $I(001)/I(002)$  (а) та  $I(001)/I(111)$  (б) фази FePt у нанорозмірних плівках  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(0; 15 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  з температурою відпалу у вакуумі

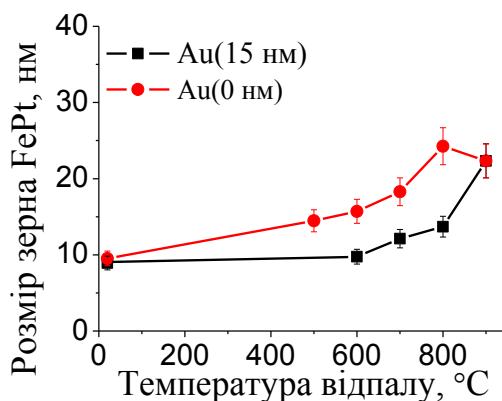


Рис. 3.19. Залежність розміру зерна фази FePt у нанорозмірних плівках  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(15 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  від температури відпалу

### 3.2.2 Зміна напруженого стану у нанорозмірних плівках $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(15 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$ при відпалі у вакуумі

З розрахунку об'єму елементарної комірки фази FePt плівки  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(15 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  було визначено, що об'єм елементарної комірки FePt у плівці після осадження менший, ніж для масивного ненапруженого стану фази  $A1\text{-FePt}$  (рис. 3.20). Це вказує на наявність стискаючих деформацій у осадженій плівці.

Утворення впорядкованої фази  $L1_0\text{-FePt}$  супроводжується зменшенням об'єму елементарної комірки (рис. 3.20).

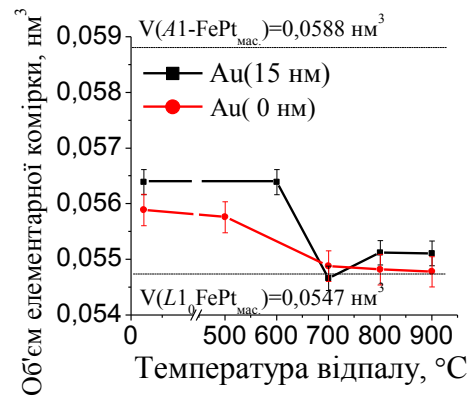


Рис. 3.20. Залежність об'єму елементарної комірки фази FePt у нанорозмірних плівках  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(15 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  від температури відпалу

З підвищенням температури відпалу об'єм дещо збільшується. В результаті деформації плівки, що супроводжує фазове перетворення, знак деформації змінюється зі стискаючого на розтягуючий (рис. 3.21 а). Це призводить до того, що об'єм елементарної комірки впорядкованої фази  $L1_0$ -FePt у плівці  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(15 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  більший, ніж у масивному ненапруженому стані (рис. 3.20).

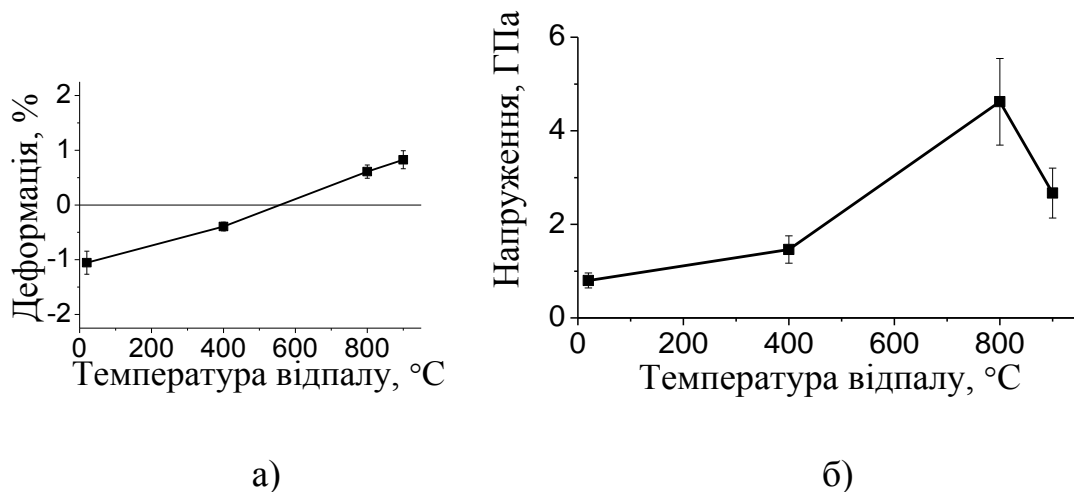


Рис. 3.21. Залежність залишкових деформацій (а) та напружень (б) у шарі FePt у нанорозмірних плівках  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(15 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  від температури відпалу

В плівках після осадження наявні розтягуючі напруження  $\sim 1$  ГПа (рис. 3.21 б), при цьому залишкові деформації стискаючі (рис. 3.21 а). Знак деформацій може відрізнятись від знаку напружень, оскільки останні вимірюються в площині плівки, а деформації направлені перпендикулярно до неї.

Після утворення впорядкованої фази  $L1_0$ -FePt за температури відпалу  $800^\circ\text{C}$  розтягуючі напруження досягають максимального значення  $4,6$  ГПа. При подальшому підвищенні температури напруження зменшуються.

### 3.2.3 Морфологія поверхні плівок $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15\text{ нм})/\text{Au}(15\text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15\text{ нм})$ після відпалу у вакуумі

На рисунку 3.22 зображена морфологія поверхні плівок  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}/\text{Au}(15\text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  після осадження та відпалів у вакуумі. Після осадження поверхня плівки гладка, середня шорсткість становить  $0,34\text{ нм}$  (рис. 3.23). Відпали за температур нижчих за  $700^\circ\text{C}$  практично не змінюють морфологію та шорсткість поверхні (рис. 3.22, 3.23).



Рис. 3.22. Морфологія поверхні плівок  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15\text{ нм})/\text{Au}(15\text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15\text{ нм})$  після осадження (а) та відпалів у вакуумі за температур  $700^\circ\text{C}$  (б) та  $900^\circ\text{C}$  (в)

Подальше збільшення температури відпалу до  $900^\circ\text{C}$  супроводжується зміною вигляду поверхні зразка та збільшенням середньої шорсткості до  $1,18\text{ нм}$ . При цьому середньоквадратична шорсткість

збільшується з 0,42 нм (після осадження) до 1,52 нм (відпал при 900 °С). Зростання шорсткості поверхні корелює зі зростанням розміру зерен фази FePt (рис. 3.19).

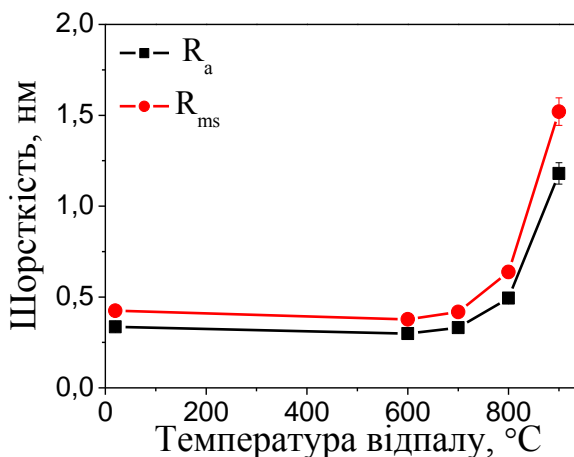


Рис. 3.23. Зміна шорсткості поверхні плівок  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ (15 нм)/Au(15 нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ (15 нм) з температурою відпалу у вакуумі

### 3.2.4 Зміна магнітних властивостей у плівках $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ (15 нм)/Au(15 нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ (15 нм)

Після осадження коерцитивна сила ( $H_c$ ) становить  $\sim 0,1$  кЕ, що підтверджує те, що під час осадження була сформована неупорядкована фаза A1-FePt (рис. 3.24 а). ).

Криві намагнічування, отримані методом МОКЕ, нормовані до значень намагніченості насичення. При формуванні впорядкованої фази та підвищенні температури відпалу відбувається зміна магнітних властивостей плівок  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ (15 нм)/Au(15 нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ (15 нм) (рис. 3.24). При підвищенні температури відпалу від 700°C до 900 °С, що супроводжується збільшенням кількості впорядкованої фази  $L1_0$ -FePt, спостерігається збільшення коерцитивної сили від 0,42 кЕ (33,6 кА/м) до 10 кЕ (800 кА/м) (рис. 3.24, рис. 3.25).

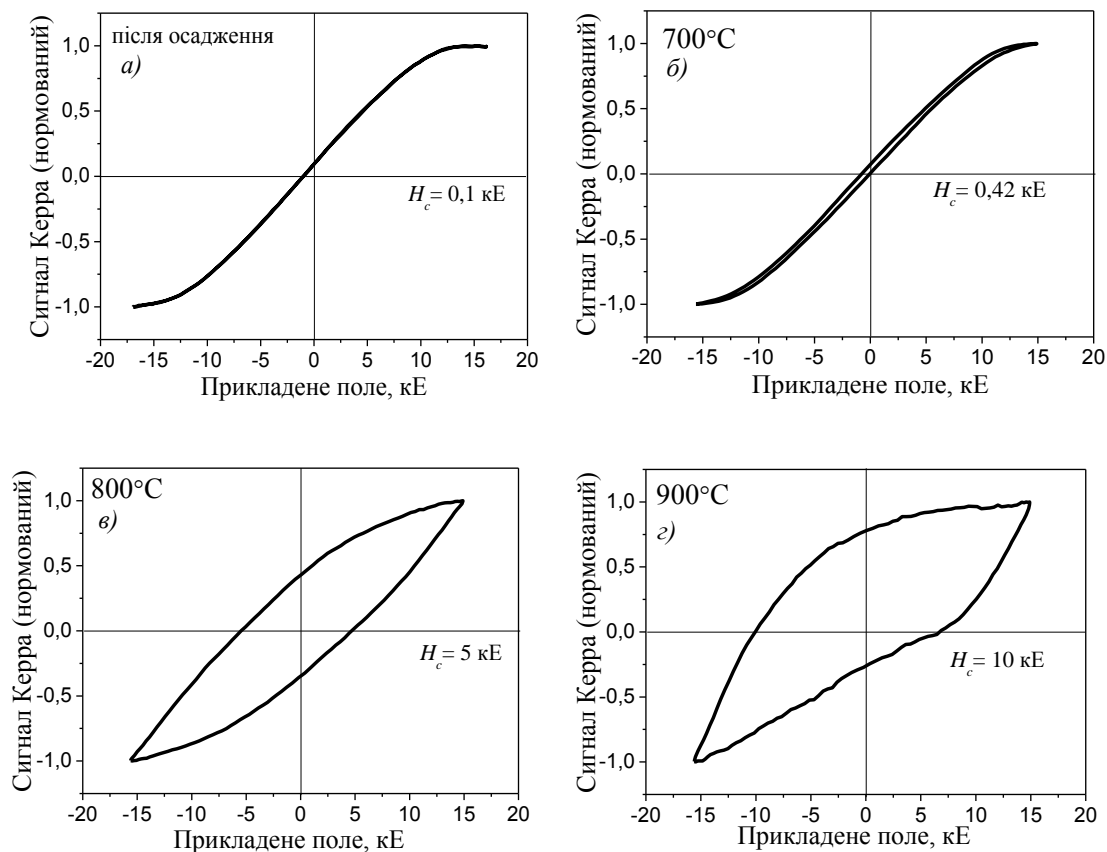


Рис. 3.24. Криві намагнічування плівок  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(15 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  після осадження (а) та відпалів в вакуумі за температур 700 °С (б), 800 °С (в) 900 °С (г)

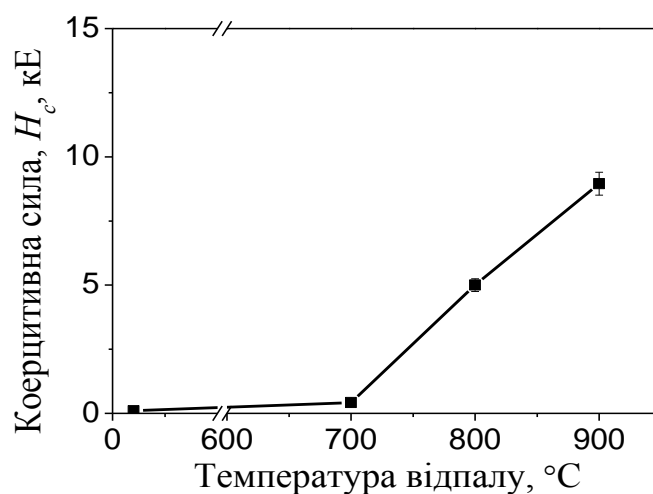


Рис. 3.25. Залежність коерцитивної сили плівок  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(15 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  від температури відпалу у вакуумі

### 3.3 Вплив відпалу у вакуумі на фазові перетворення і магнітні властивості в нанорозмірній плівковій композиції $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(20 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$

Даний підрозділ присвячено дослідженню фазових і структурних перетворень та зміни напруженого стану в нанорозмірних плівкових композиціях  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(20 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  на підкладці  $\text{SiO}_2(100 \text{ нм})/\text{Si}(001)$  при відпалі у вакуумі в інтервалі температур  $300^\circ\text{C}$ – $900^\circ\text{C}$  та їх магнітних властивостей.

#### 3.3.1 Процеси фазоутворення в нанорозмірній плівковій композиції $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(20 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$

Шари сплаву  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  у нанорозмірній плівці  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(20 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  після осадження містять неупорядковану фазу  $A1\text{-FePt}$  (рис. 3.26 а). Відпали в інтервалі температур  $300^\circ\text{C}$  –  $500^\circ\text{C}$  не призводять до помітних фазових і структурних змін в плівці.

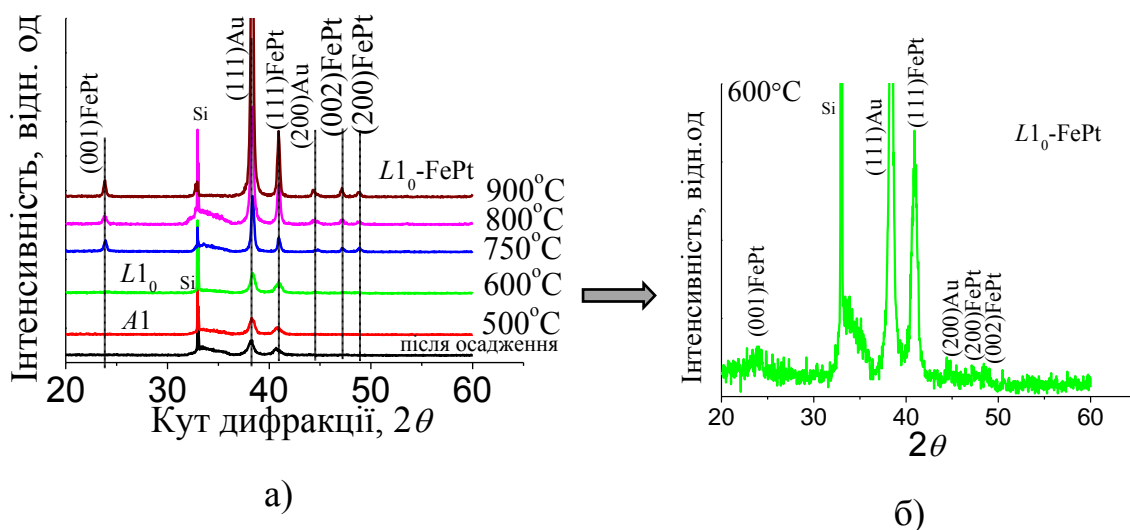


Рис. 3.26. Спектри рентгенівської дифракції плівок  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(20 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  після осадження та відпалів в інтервалі температур  $500^\circ\text{C}$  –  $900^\circ\text{C}$  (а) та відпалу при  $600^\circ\text{C}$  (б), випромінення  $\text{Cu } K_\alpha$

Збільшення проміжного шару Au до 20 нм знижує температуру початку впорядкування плівки до 600 °С, що на 100 °С нижче в порівнянні з температурою формування фази  $L1_0$ -FePt у плівці з проміжним шаром Au товщиною 15 нм. Формування впорядкованої фази  $L1_0$ -FePt супроводжується появою на дифрактограмі надструктурного рефлексу (001) фази FePt малої інтенсивності, зсувом структурного рефлексу (111) у бік великих кутів і розщепленням структурного рефлексу (200) на (200) і (002) (рис. 3.26 б).

У процесі подальших відпалів в інтервалі температур 700 °С–900 °С тривають процеси упорядкування в шарах сплаву  $Fe_{50}Pt_{50}$ , відповідно зростає інтенсивність надструктурного рефлексу (001) (рис. 3.26). Однак, на дифрактограмах також присутні рефлекси (111) і (200) фази  $L1_0$ -FePt, що говорить про відсутність переважної орієнтації (001).

Положення рефлексу (111) FePt при відпалі НПК не змінюється зі збільшенням товщини шару золота. Це означає, що атоми золота в процесі дифузії в шари сплаву  $Fe_{50}Pt_{50}$  по зернограничному механізму не втілюються в ґратку FePt із заміщенням атомів Fe або Pt і не утворюють фази потрійної сполуки [121]. При підвищенні температури відпалу до 900 °С зростає інтенсивність структурного рефлексу (111) Au, що може свідчити крім появи аксіальної текстури (111) Au (рис. 3.26), також про накопичення золота в поверхневих шарах плівок. На рисунку 3.27 а показано зміну відношення інтегральних інтенсивностей  $I(001)/I(002)$ , величина якого пропорційна ступеню впорядкування фази  $L1_0$ -FePt зі збільшенням температури відпалу. Можна бачити, що ступінь впорядкування зростає з температурою відпалу і більше в плівках з проміжним шаром золота товщиною 20 нм.

З відношення інтенсивностей рефлексів (002) і (111) випливає, що при введенні шару золота 20 нм в плівку  $Fe_{50}Pt_{50}$  (30 нм) кількість зерен фази  $L1_0$ -FePt з віссю  $c$  легкого намагнічування перпендикулярною площині плівки практично не змінюється після відпалів при температурах 800 °С і 900 °С (рис. 3.27 б).

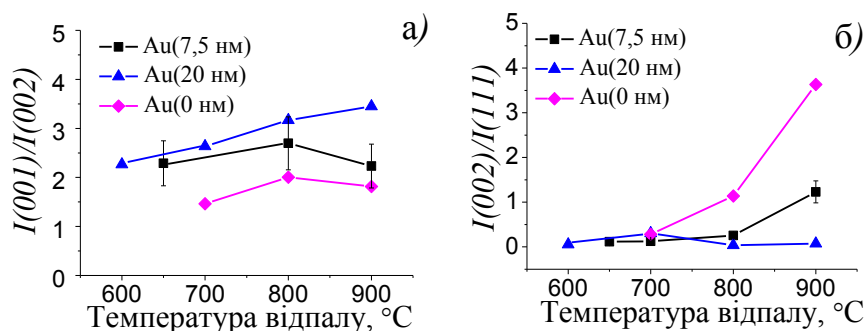


Рис. 3.27. Зміна відношення інтенсивностей структурних рефлексів  $I(001)/I(002)$  (а) та  $I(002)/I(111)$  (б) фази FePt у плівках Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм)/Au(20 нм)/Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм) з температурою відпалу у вакуумі

На рисунку 3.28 представлена залежність параметрів кристалічної ґратки  $a$  та  $c$  плівок FePt з проміжним шаром Au(20 нм), в порівнянні з плівкою FePt(30 нм) від температури відпалу.

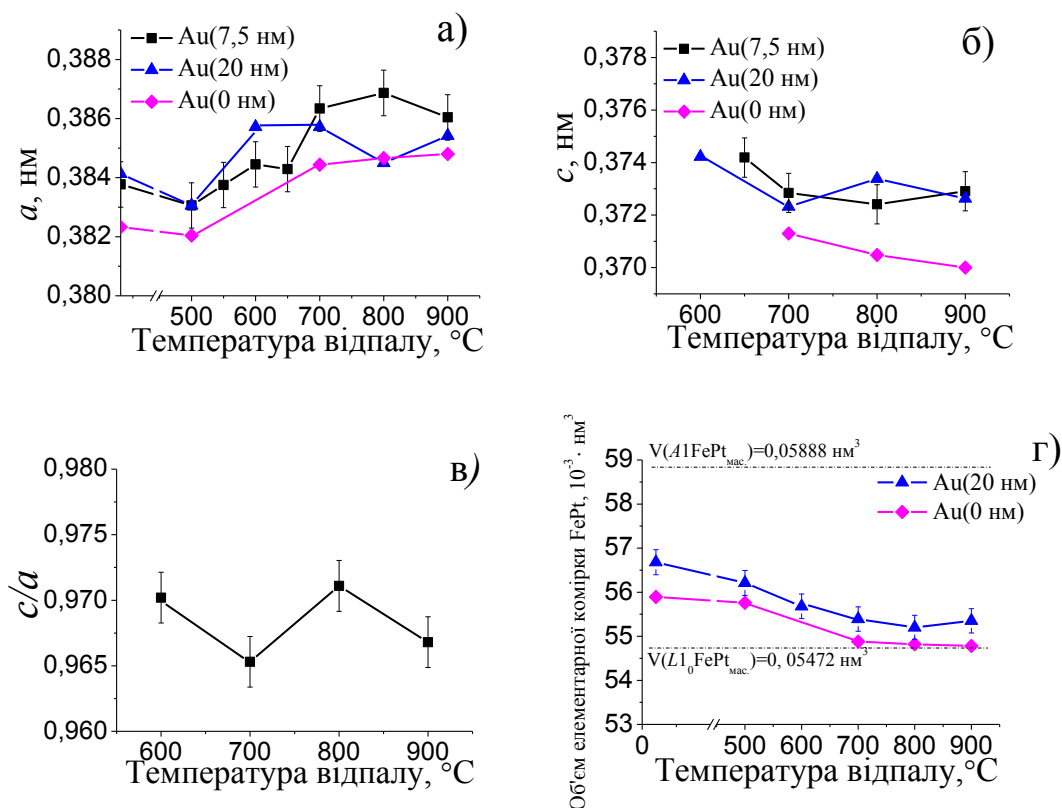


Рис. 3.28. Зміна параметрів ґратки  $a$  (а),  $c$  (б), відношення  $c/a$  (в) та об'єму елементарної комірки (г) фаз A1-FePt і L1<sub>0</sub>-FePt у плівці Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм)/Au(20 нм)/Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм) з температурою відпалу у вакуумі



Параметр  $a$  зростає, а параметр  $c$  і відношення  $c/a$  зменшуються, що є підтвердженням збільшення ступеня тетрагональності фази  $L1_0$ -FePt, яка формується (рис. 3.28 б, рис. 3.28 в). Однак, ступінь тетрагональності  $c/a$  зменшується з додаванням золота. Цей результат добре узгоджується з результатами роботи [69], в якій великі значення параметра ґратки  $a$  плівки FePt, легованої Au.

При формуванні кристалічної ґратки впорядкованої фази  $L1_0$ -FePt відбувається зменшення об'єму елементарної комірки (рис. 3.28 г).

### 3.3.2 Магнітні властивості плівок $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ (15 нм)/Au(20 нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ (15 нм)

Після осадження плівка  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ (15 нм)/Au(20 нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ (15 нм) з неупорядкованою фазою  $A1$ -FePt магнітно-м'яка. Відпал за температури 600 °С супроводжуються зміною магнітних властивостей. На рисунку 3.29 представлені криві намагнічування плівкової композиції  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ (15 нм)/Au(20 нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ (15 нм), отримані в умовах перпендикулярно прикладеного до поверхні зразка магнітного поля після відпалу у вакуумі.

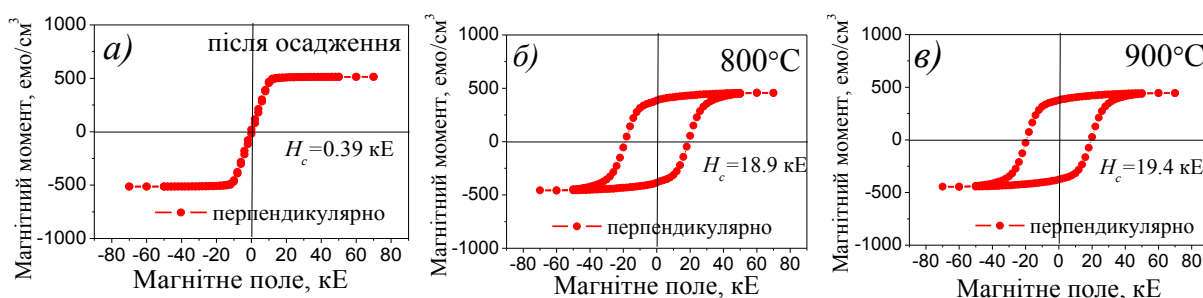


Рис. 3.29. Криві намагнічування плівок  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ (15 нм)/Au(20 нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ (15 нм) в перпендикулярно прикладеному магнітному полі після осадження (а) та відпалів за температур 800 °С (б) та 900 °С (в)

Коерцитивна сила плівок збільшується з підвищенням температури відпалу до 900 °С до значення 19,4 кЕ (1550 кА/м) (рис. 3.30 в). Це можна

пояснити зменшенням обмінної магнітної взаємодії між зернами внаслідок дифузії золота по межах зерен. Петля гістерезису плівок після відпалу за температури 900 °C стає більшої площі і більше прямокутної форми. При цьому зменшується намагніченість насичення і залишкова намагніченість.

### 3.3.3 Морфологія поверхні плівок $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ (15 нм)/Au(20 нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ (15 нм) після відпалу у вакуумі

Відпали плівок при температурах вище за 600 °C супроводжуються значною зміною морфології поверхні та її шорсткості (рис. 3.30).

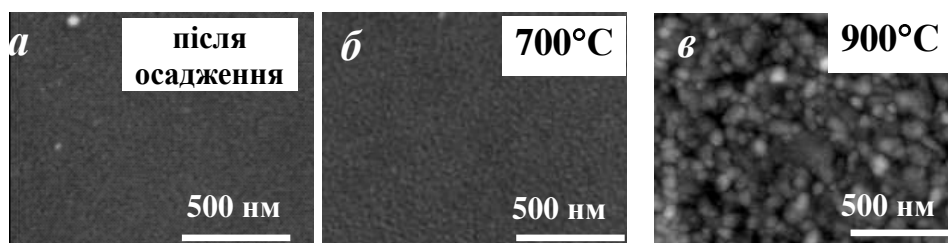


Рис. 3.30. Морфологія поверхні плівок  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ (15 нм)/Au(20 нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ (15 нм) після осадження (а) та відпалів за температур 700 °C (б) та 900 °C (в)

Подальше підвищення температури відпалу до 900 °C веде до збільшення шорсткості поверхні (рис. 3.31).

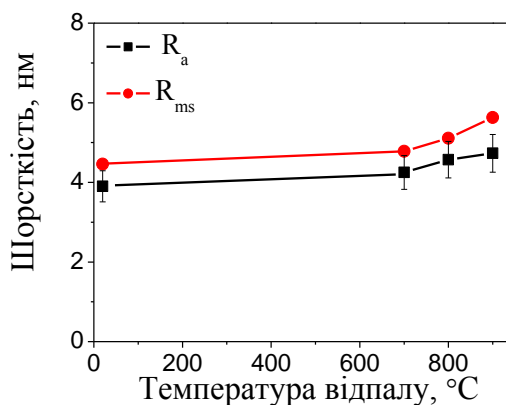


Рис. 3.31. Зміна шорсткості поверхні плівок  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ (15 нм)/Au(20 нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ (15 нм) з температурою відпалу у вакуумі

### 3.4 Вплив відпалу у вакуумі на фазові перетворення і магнітні властивості в нанорозмірній плівковій композиції $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(30 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$

Даний підрозділ присвячено дослідженню фазових і структурних перетворень, зміни напруженого стану та магнітних властивостей в нанорозмірних плівкових композиціях  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(30 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  на підкладці  $\text{SiO}_2(100 \text{ нм})/\text{Si}(001)$  при відпалі у вакуумі в інтервалі температур  $400^\circ\text{C} - 900^\circ\text{C}$  протягом 30 с та тривалому відпалі за температури  $600^\circ\text{C}$  протягом 600 с, 1800 с, 3600 с.

#### 3.4.1 Фазоутворення в нанорозмірній плівковій композиції $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(30 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$ при відпалі у вакуумі

У НПК після осадження спостерігаються неупорядкована фаза  $L1_0\text{-FePt}$  і Au з аксіальною текстурою (111) (рис. 3.32 а, рис. 3.33).

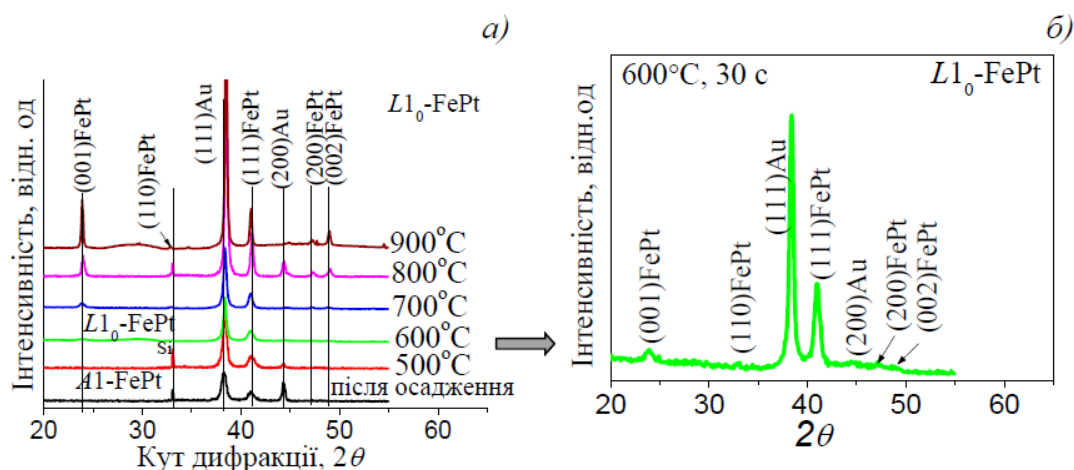


Рис. 3.32. Спектри рентгенівської дифракції НПК  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(30 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{SiO}_2/\text{Si}(001)$  після осадження і відпалу у вакуумі за температур  $500^\circ\text{C} - 900^\circ\text{C}$  (а) та відпалу за температури  $600^\circ\text{C}$  (б), випромінювання  $\text{Cu } K_\alpha$

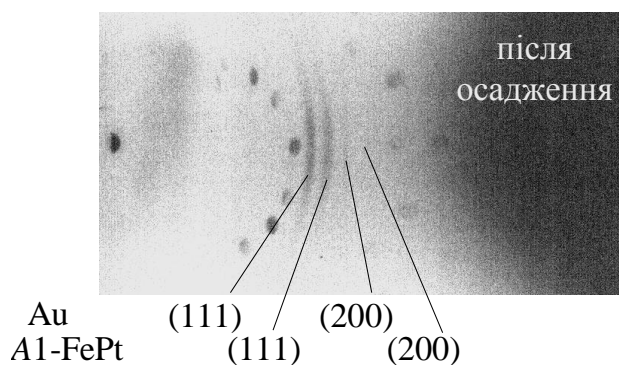


Рис. 3.33. Рентгенограма нанорозмірної плівки  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(30 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  після осадження, випромінювання  $\text{Co } K_{\alpha,\beta}$

Під час відпалу в інтервалі температур  $300^\circ\text{C} - 500^\circ\text{C}$  фазових і структурних змін не відбувається (рис. 3.32, рис. 3.34 а, б), електроопір НПК при цьому практично не змінюється (рис. 3.35 а).

Відпал в вакуумі при температурі  $600^\circ\text{C}$  тривалістю 30 с супроводжується формуванням в плівці  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(30 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  впорядкованої фази  $L1_0\text{-FePt}$  (рис. 3.32 б). Підвищення температури відпалу до  $900^\circ\text{C}$  призводить до значного збільшення інтенсивності надструктурних рефлексів (001) і (002) FePt (рис. 3.32 а, рис. 3.34 в), що вказує на збільшення ступеня впорядкування.

З підвищенням температури відпалу набагато зростає інтенсивність структурного рефлексу (111) від Au, а його положення зміщується у бік великих кутів – від  $2\theta = 48,95^\circ$  після осадження до  $2\theta = 49,45^\circ$  після відпалу за температури  $900^\circ\text{C}$  (рис. 3.36). Це пояснюється тим, що Au утворює тверді розчини як з Fe, так і з Pt, внаслідок утворення яких може збільшуватися електроопір (рис. 3.36). Параметр ґратки золота зменшується (рис. 3.35 б).

Після осадження та в інтервалі температур відпалу у вакуумі  $300^\circ\text{C} - 600^\circ\text{C}$  розмір областей когерентного розсіювання FePt складає близько 15 нм, а розмір зерен Au – 21- 23 нм (рис. 3.37). При підвищенні температури відпалу від  $600^\circ\text{C}$  до  $900^\circ\text{C}$  розмір зерен FePt і Au збільшується до 50 і 57 нм, відповідно.

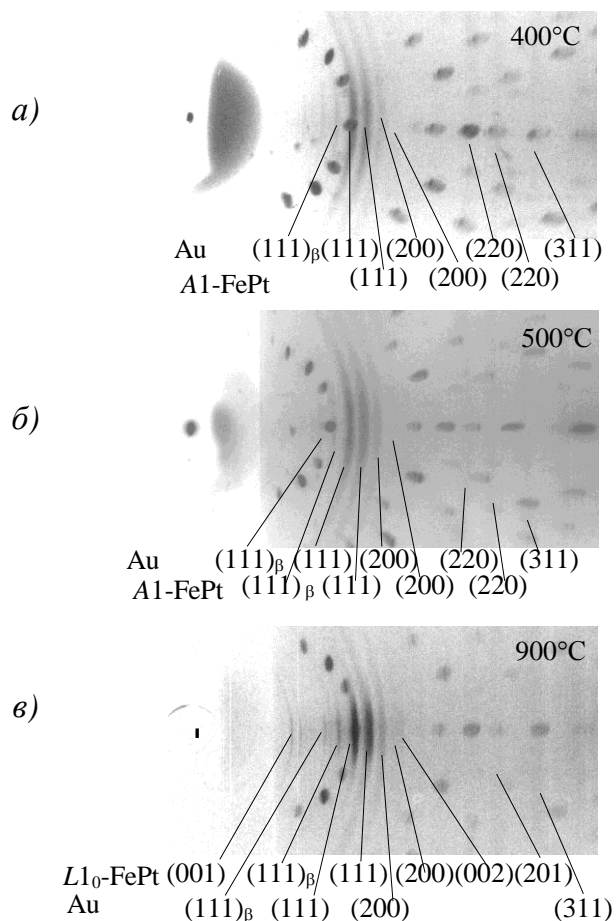


Рис. 3.34. Рентгенограми НПК Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм)/Au(30 нм)/Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм)/SiO<sub>2</sub>/Si(001) після відпалу при температурах 400 °C (а), 500 °C (б) і 900 °C (в) тривалістю 30 с, випромінювання Co K<sub>α,β</sub>

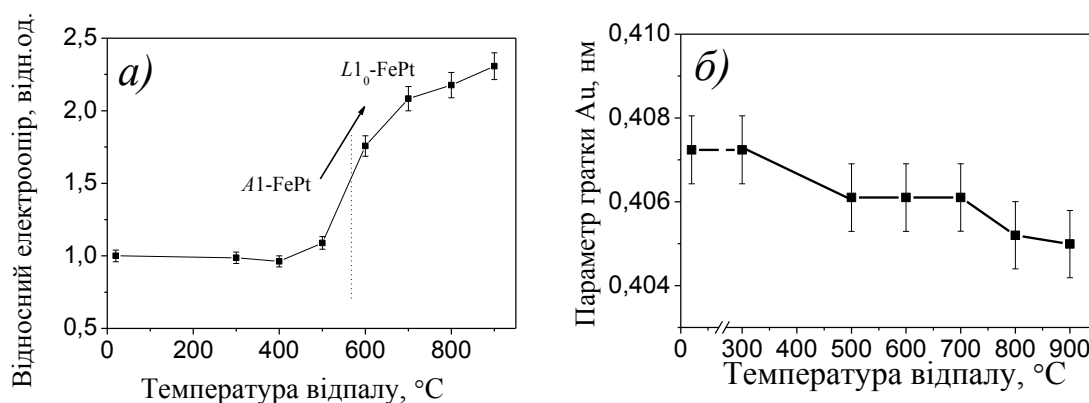


Рис. 3.35. Зміна відносного електроопору (а) та параметра ґратки Au (б) у плівці Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм)/Au(30 нм)/Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм) з температурою відпалу

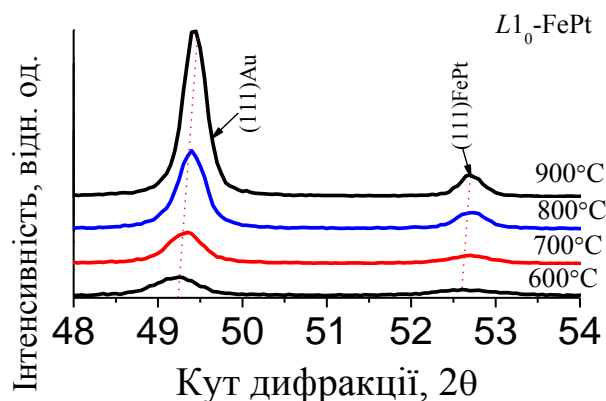


Рис. 3.36. Зміна положення структурних рефлексів (111) FePt і (111) Au на дифрактограмах від плівок  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ (15 нм)/Au(30 нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ (15 нм) з температурою відпалу у вакуумі, випромінювання Fe  $K_{\alpha\beta}$

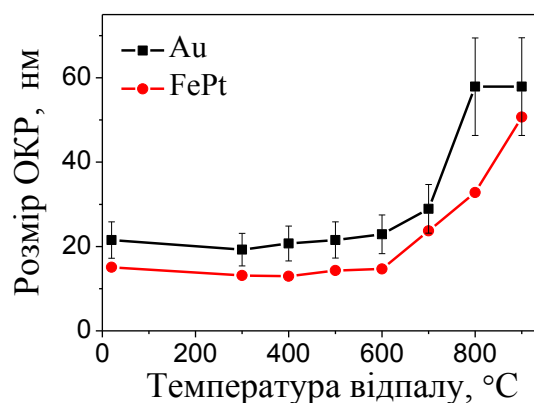


Рис. 3.37. Зміна розміру зерен FePt і Au у плівці  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ (15 нм)/Au(30 нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ (15 нм) з температурою відпалу у вакуумі

При підвищенні температури відпалу від 600°C до 900°C параметр ґратки  $c$  та співвідношення  $c/a$  фази FePt зменшуються (рис. 3.38), що свідчить про збільшення ступеня впорядкування фази  $L1_0$ -FePt.

Відношення інтенсивностей  $I(001)/I(002)$  змінюється від 0,77 до 3,02 відн.од., що викликане збільшенням кількості впорядкованої фази і підвищенням ступеня магнітного впорядкування (рис. 3.39 а).

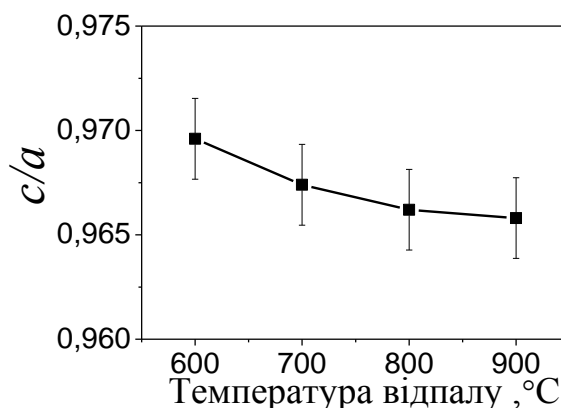


Рис. 3.38. Зміна ступеню тетрагональності  $c/a$  фази FePt у плівці  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(30 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  з температурою відпалу у вакуумі

Збільшення значень відношення  $I(001)/I(111)$  від 0,13 до 1,23 при підвищенні температури відпалу показує зростання кількості зерен фази  $L1_0$ -FePt з віссю легкого намагнічування в напрямі  $[001]$ , перпендикулярному площині плівки (рис. 3.39 *a*). Параметр впорядкування дальнього порядку  $S^*$  також зростає. Параметр впорядкування ближнього порядку  $S$  практично не змінюється, що свідчить про те, що впорядкована фаза  $L1_0$ -FePt вже сформувалася в цьому інтервалі температур відпалу.

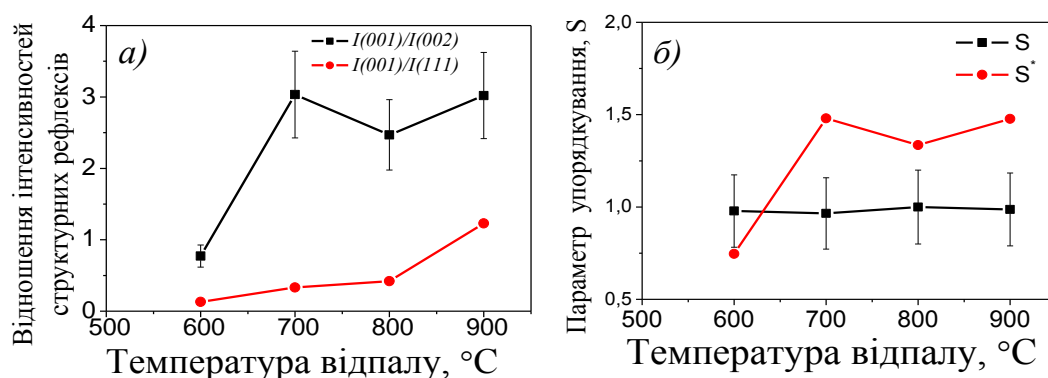


Рис. 3.39. Зміна відношення інтенсивностей структурних рефлексів  $I(001)/I(002)$ ,  $I(001)/I(111)$  (*a*) та параметра впорядкування  $S$  (*б*) з температурою відпалу у вакуумі

### 3.4.2 Зміна магнітних властивостей у плівках $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(30 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$

Після осадження плівка  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(30 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  є магнітно-м'яким матеріалом, оскільки має структуру  $A1\text{-FePt}$ . Аналіз кривих намагнічування показав, що збільшення температури відпалу супроводжується зміною магнітних властивостей НПК.

На рисунку 3.40 представлені криві намагнічування плівки  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(30 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$ , отримані в умовах паралельно і перпендикулярно прикладеного до поверхні зразка магнітного поля для зразків, відпалених при температурах  $600^\circ\text{C}$  –  $900^\circ\text{C}$  з витримкою 30 с. Після відпалу при температурі  $600^\circ\text{C}$  петлі гістерезису, отримані в умовах як паралельного, так і перпендикулярно прикладеного магнітного поля, практично не відрізняються, показуючи, що плівка магнітно-ізотропна (рис. 3.40 а).

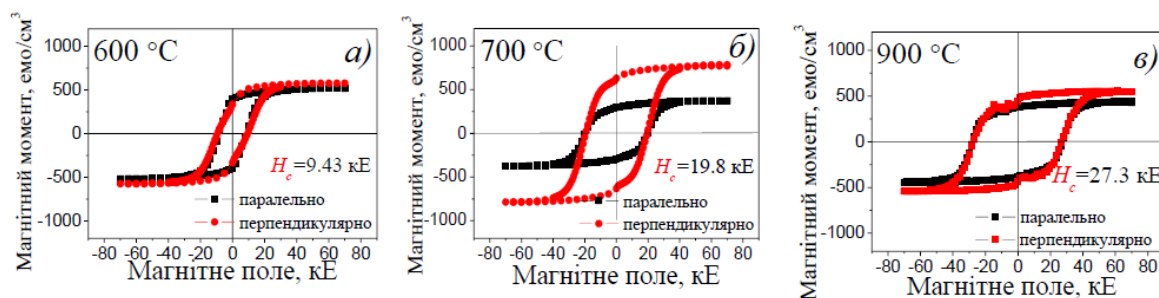


Рис. 3.40 Криві намагнічування плівки  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(30 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  в паралельно і перпендикулярно прикладеному до поверхні зразків магнітному полі після відпалів у вакуумі тривалістю 30 с за температур: а)  $600^\circ\text{C}$ , б)  $700^\circ\text{C}$ , в)  $900^\circ\text{C}$

Після відпалу за температури  $700^\circ\text{C}$  плівка зі сформованою ГЦТ-структурою продемонструвала хороші магнітні властивості і магнітну анізотропію (рис. 3.40 б). При підвищенні температури відпалу з  $600^\circ\text{C}$  до  $900^\circ\text{C}$  збільшується кількість впорядкованої фази  $L1_0\text{-FePt}$  та, відповідно,



коерцитивна сила плівки від 9,43 кЕ (754 кА/м) до 27,3 кЕ (2184 кА/м) (рис. 3.40 в).

Відношення залишкової намагніченості  $M_r$  до намагніченості насичення  $M_s$  при перпендикулярно прикладеному до поверхні зразка магнітному полі при цьому зросло від 0,46 до 0,9.

Петлі гістерезису після відпалу за температури 900 °С також показують, що плівка магнітно-ізотропна (рис. 3.40 в). Вони стають більшої площі і більш прямокутної форми з підвищенням температури відпалу. Це означає, що вісь легкого намагнічування  $c$  у зернах впорядкованої фази розташована у напрямку, перпендикулярному до площини плівки.

Коерцитивна сила плівкових композицій пропорційна кількості впорядкованої фази  $L1_0$  і товщині парамагнітних стінок Au на межах зерен, так як дифузія Au і розташування його по межах зерен зменшує обмінну магнітну взаємодію поміж ними (рис. 3.41).

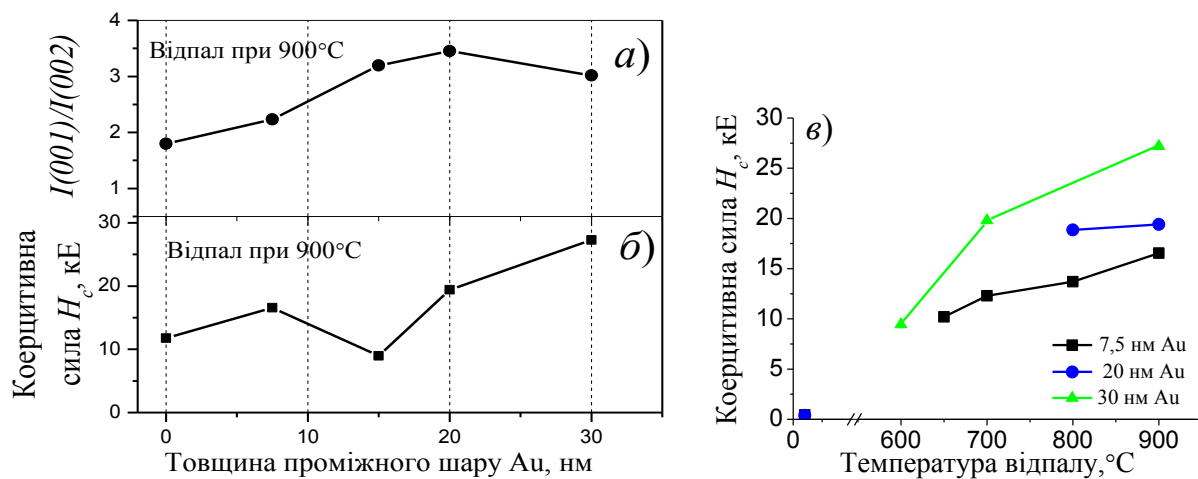


Рис. 3.41 Залежність відношення  $I(001)/I(002)$  фази  $L1_0$ -FePt (а), коерцитивної сили плівок  $Fe_{50}Pt_{50}(15 \text{ нм})/Au(x \text{ нм})/Fe_{50}Pt_{50}(15 \text{ нм})$ , де  $x = 0; 7.5; 15; 20; 30 \text{ нм}$ , після відпалу при 900 °С (б) від товщини проміжного шару Au та коерцитивної сили плівок (в) від температури відпалу у вакуумі

### 3.4.3 Морфологія поверхні плівок $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ (15 нм)/Au(30 нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ (15 нм)

Після осадження і низькотемпературного відпалу за температури 300 °С поверхня плівки залишається достатньо гладкою та її шорсткість практично не змінюється (рис. 3.42 а, рис. 3.43). При підвищенні температури відпалу до 900 °С поверхня стає неоднорідною (рис. 3.42 б, в), а її шорсткість значно збільшується. Середня шорсткість зростає від 0,34 нм після осадження до 2,26 нм після відпалу при температурі 900 °С (рис. 3.43). Зміна морфології поверхні і її неоднорідність також приводять до зростання електроопору.

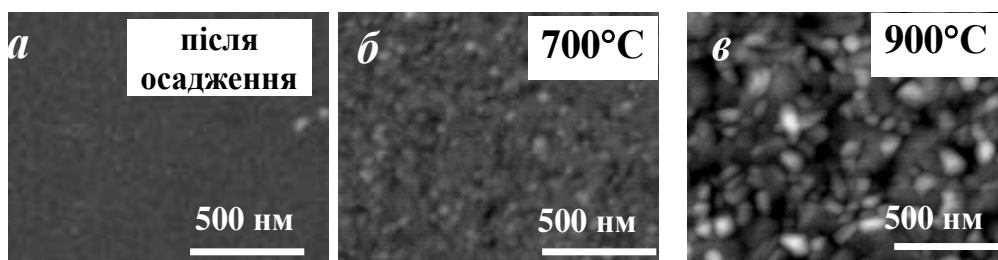


Рис. 3.42. Зміна морфології поверхні плівки  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ (15 нм)/Au(30 нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ (15 нм) після осадження (а) та відпалів за температур 700 °С (б) та 900 °С (в)

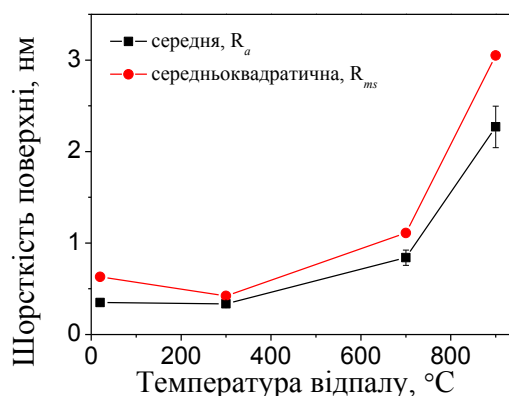


Рис. 3.43. Залежність середньої  $R_a$  і середньоквадратичної  $R_{ms}$  шорсткості поверхні плівки  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ (15 нм)/Au(30 нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ (15 нм) від температури відпалу

### 3.4.4 Вплив тривалості відпалу на фазоутворення в нанорозмірній плівковій композиції $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(30 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$

Для дослідження впливу тривалості відпалу на формування впорядкованої фази  $L1_0\text{-FePt}$  був проведений відпал у вакуумі за температури  $600^\circ\text{C}$  різної тривалості: 30 с, 10, 30 і 60 хвилин. Після відпалу у вакуумі при  $600^\circ\text{C}$  тривалістю 30 с утворюється фаза  $L1_0\text{-FePt}$ , але надструктурний (001) і базовий (002) рефлекси, що відповідають цій фазі, мають дуже малу інтенсивність (рис. 3.44).

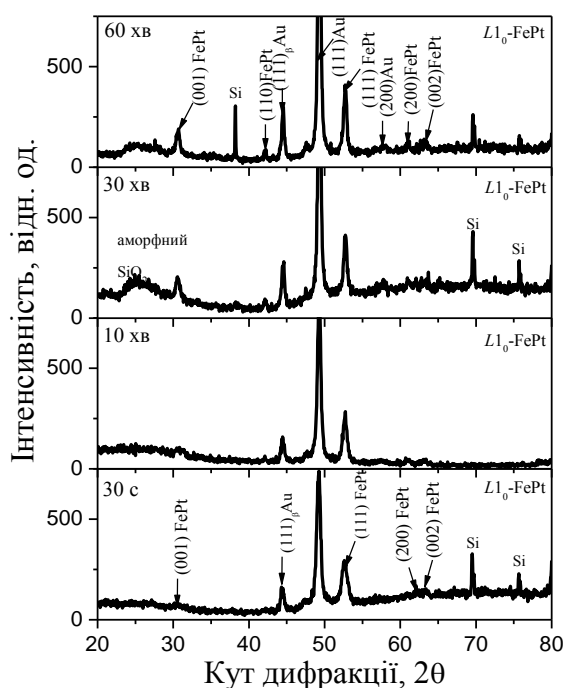


Рис. 3.44. Спектри рентгенівської дифракції НПК  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(30 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{SiO}_2/\text{Si}(001)$  після відпалу у вакуумі при температурі  $600^\circ\text{C}$ , випромінювання  $\text{Fe } K_{\alpha,\beta}$

При збільшенні тривалості відпалу від 30 с до 60 хвилин інтенсивність рефлексів, які характерні для ГЦТ-гратки, значно зростає, параметри гратки  $a$  і  $c$ , а також і відношення  $c/a$  зменшуються, що свідчить про збільшення ступеня впорядкування фази  $L1_0\text{-FePt}$  (рис. 3.45 а).

При цьому відношення  $I(001)/I(002)$  зростає від 0,77 до 2,51 відн. од., а  $I(001)/I(111)$  від 0,13 до 0,37 відн. од., що вказує, відповідно, на збільшення

ступеня впорядкування плівки і невелику кількість зерен з віссю  $c$  легкого намагнічування в напрямі, перпендикулярному площині плівки (рис. 3.45 б). Параметр впорядкування ближнього порядку  $S$  практично не змінюється, а параметр впорядкування дальнього порядку  $S^*$  збільшується від 0,75 до 1,35 відн. од. (рис. 3.46 а).

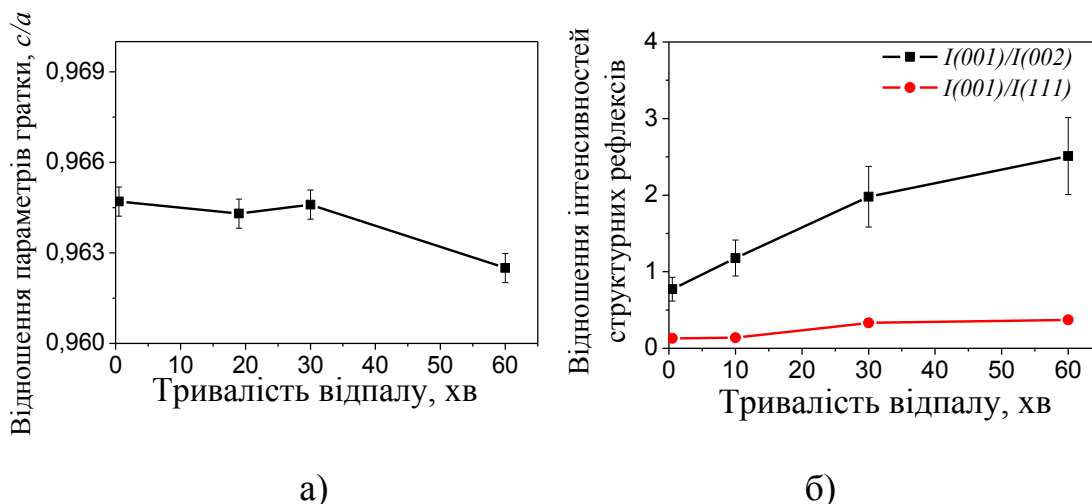


Рис. 3.45. Зміна відношення параметрів ґратки  $c/a$  (а) фази  $L1_0$ -FePt та відношень інтенсивностей  $I(001)/I(111)$ ,  $I(001)/I(002)$  (б) з тривалістю відпалу при температурі 600 °C у вакуумі

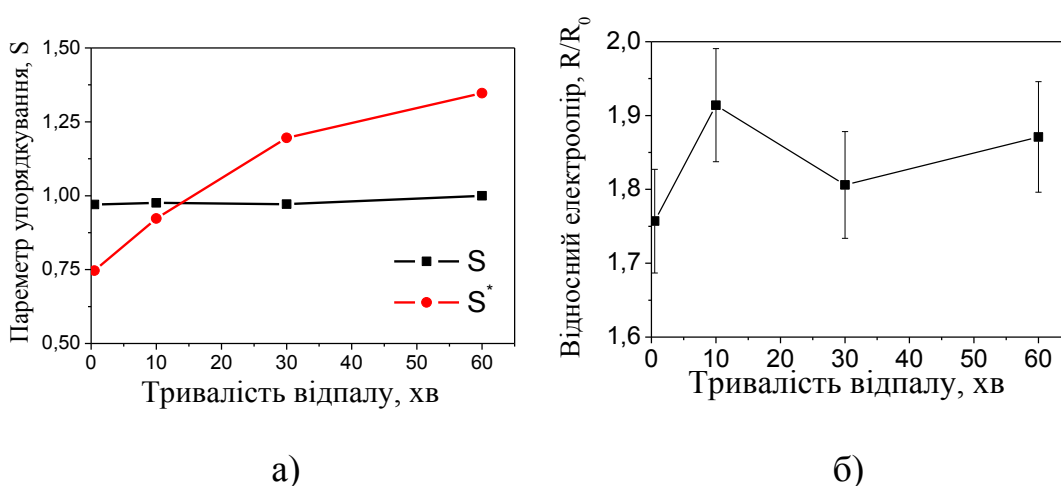


Рис. 3.46. Зміна параметрів упорядкування  $S$  та електроопору плівки  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(30 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  з тривалістю відпалу в вакуумі за температури 600 °C

Електроопір плівки при зміні тривалості відпалу від 30 с до 10 хв збільшується, а при збільшенні тривалості відпалу до 1 години зменшується (рис. 3.46 б). Збільшення кількості впорядкованої фази  $L1_0$ -FePt веде до зменшення електроопору плівки [38].

### 3.5 Зміна напруженого стану у нанорозмірних плівках $Fe_{50}Pt_{50}(15 \text{ нм})/Au/Fe_{50}Pt_{50}(15 \text{ нм})$ при відпалі у вакуумі

У плівці після осадження об'єм елементарної комірки FePt менший, ніж для масивного ненапруженого стану фази  $A1$ -FePt (рис.3.47 а). Це вказує на наявність стискаючих деформацій у осадженій плівці. На рисунку 3.47 показано зміну об'єму елементарної комірки фази FePt зі збільшенням товщини проміжного шару Au і температури відпалу в композиціях  $Fe_{50}Pt_{50}(15 \text{ нм})/Au(x \text{ нм})/Fe_{50}Pt_{50}(15 \text{ нм})$ , де  $x = 0; 7.5; 15; 20; 30 \text{ нм}$ .

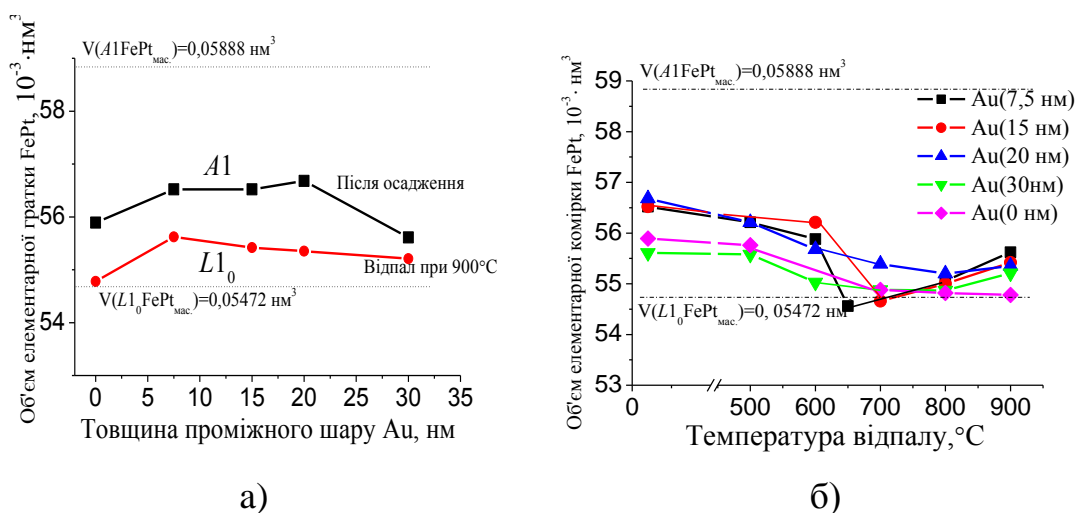


Рис. 3.47. Зміна об'єму елементарних комірок  $A1$ -FePt та  $L1_0$ -FePt зі збільшенням товщини проміжного шару Au (а) і температури відпалу (б) в композиціях  $Fe_{50}Pt_{50}(15 \text{ нм})/Au(x \text{ нм})/Fe_{50}Pt_{50}(15 \text{ нм})$ , де  $x = 0; 7,5; 15; 20; 30 \text{ нм}$

При формуванні впорядкованої фази  $L1_0$ -FePt об'єм елементарної комірки FePt зменшується. З підвищенням температури відпалу до  $900^{\circ}\text{C}$

об'єм дещо збільшується. Це призводить до того, що об'єм елементарної комірки впорядкованої фази  $L1_0$ -FePt у плівках  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(x \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  стає більшим, ніж у масивному ненапруженому стані.

На рис. 3.48 представлено залежність залишкових механічних напружень та деформацій в шарі  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  композицій після осадження і температури початку впорядкування від товщини проміжного шару Au.

В композиціях з різною товщиною проміжного шару Au, за винятком плівки з прошарком Au(15 нм), після осадження у шарі FePt присутні різної величини стискаючі напруження (рис. 3.50 а).

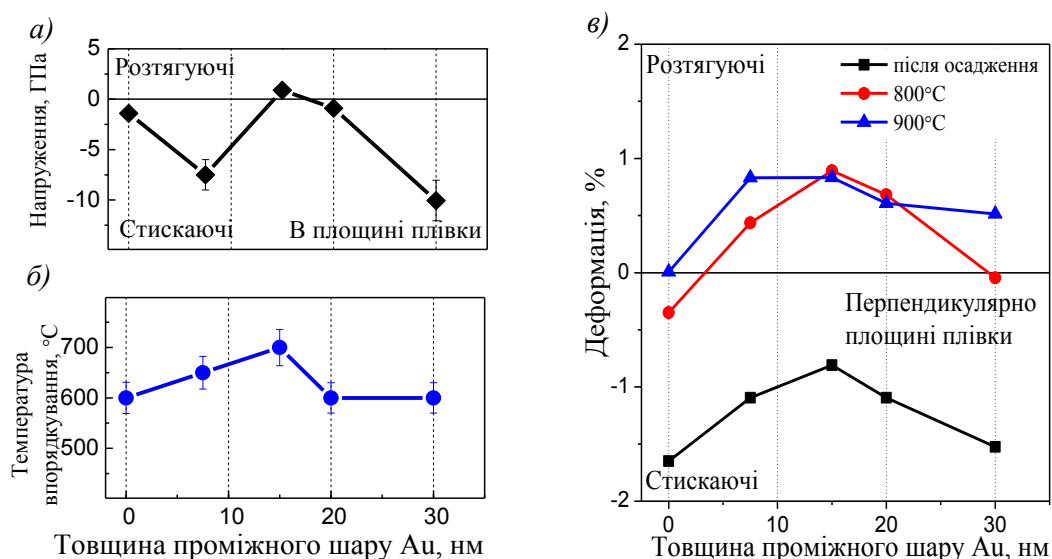


Рис. 3.48. Зміна початкового напруження в шарі  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (а), температури початку впорядкування (б), деформації (в) в композиціях  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(x \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$ , де  $x = 0; 7,5; 15; 20; 30 \text{ нм}$ , з товщиною проміжного шару Au

Напружений стан в осаджених плівках змінюється складним чином по кривій з максимумом в залежності від товщини проміжного шару золота та загальної товщини композиції [143]. Це відповідає розрахункам зміни напруженого стану в залежності від товщини плівок [110].

Зі збільшенням товщини прошарку Au до 15 нм змінюється знак напружень зі стискаючих на розтягуючі і зменшується рівень стискаючих

деформацій, що згідно принципу Ле Шательє–Брауна призводить до підвищення температури формування впорядкованої фази до 700 °С. Подальше збільшення товщини проміжного шару золота до 30 нм супроводжується збільшенням рівня стискаючих напружень та деформацій і, відповідно, зменшенням температури формування впорядкованої фази. Таким чином зміна залишкових напружень та деформацій у шарі FePt корелює зі зміною температури формування впорядкованої фази  $L1_0$ -FePt у плівкових композиціях (рис. 3.48).

Напружений стан у шарі  $Fe_{50}Pt_{50}$  впливає на кінетику фазового перетворення  $A1 \rightarrow L1_0$ -FePt, що супроводжується зменшенням об'єму. Більш низькі температури початку формування фази  $L1_0$ -FePt в плівках з більшими значеннями початкових стискаючих напружень в шарі  $Fe_{50}Pt_{50}$  сприяють процесу упорядкування. Напружений стан в шарах  $Fe_{50}Pt_{50}$ , що виник при конденсації шарів, в подальшому змінюється при нагріванні та термічних відпалах із-за різниці між коефіцієнтами термічного розширення шарів  $Fe_{50}Pt_{50}$ , Au та підкладки, а також при зміні фазового складу і структури плівок. Зі збільшенням температури відпалу залишкові напруження в шарі  $Fe_{50}Pt_{50}$  релаксують (рис 3.49 а).

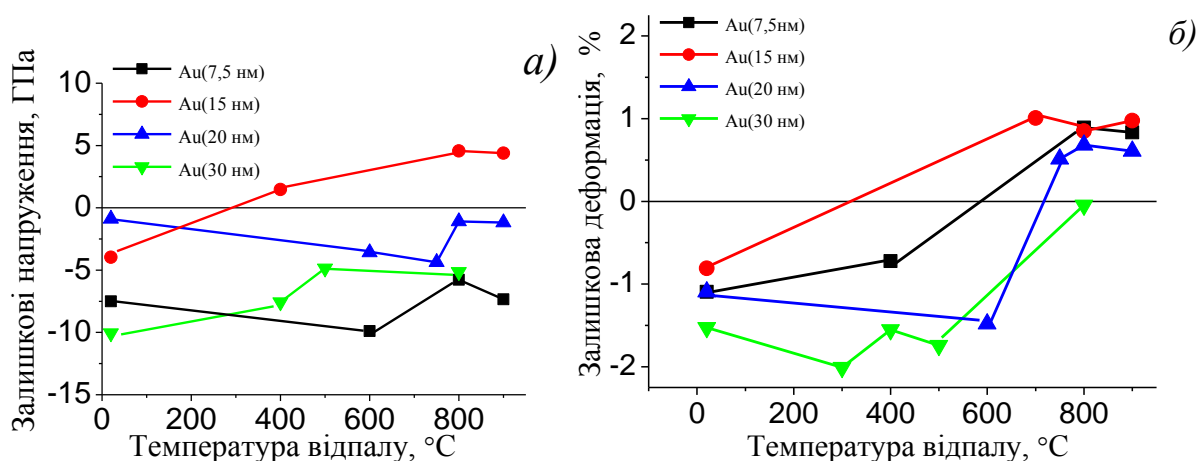


Рис. 3.49 Залежність залишкових напружень (а) та деформацій (б) в шарі  $Fe_{50}Pt_{50}$  від температури відпалу в композиціях  $Fe_{50}Pt_{50}(15 \text{ нм})/Au(x \text{ нм})/Fe_{50}Pt_{50}(15 \text{ нм})$ , де  $x = 0; 7,5; 15; 20; 30 \text{ нм}$

Залишкові деформації в плівках з проміжними шарами золота також змінюються та стають розтягуючими при утворенні впорядкованої фази  $L1_0$  (рис. 3.49 б).

### **3.6 Вплив проміжного шару Au на структурно-фазові перетворення та магнітні властивості в нанорозмірних плівкових композиціях $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(x \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$ (де $x = 15; 20; 30 \text{ нм}$ ) при відпалах в атмосфері $\text{N}_2$**

Даний підрозділ присвячено дослідженню впливу відпалу в атмосфері  $\text{N}_2$  на процеси формування впорядкованої фази  $L1_0\text{-FePt}$  в нанорозмірних плівкових композиціях  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}/\text{Au}/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  на підкладках  $\text{SiO}_2(100 \text{ нм})/\text{Si}(001)$  та їх магнітні властивості.

#### **3.6.1 Вплив відпалу в атмосфері $\text{N}_2$ на фазоутворення в нанорозмірних плівкових композиціях $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(15; 20; 30 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$**

На рисунках 3.50 – 3.52 представлено дифрактограми від плівкових композицій  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}/\text{Au}/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  після осадження та відпалів в атмосфері азоту в інтервалі температур  $500^\circ\text{C} - 900^\circ\text{C}$ .

В композиціях з товщинами проміжного шару Au – 15 нм, 20 нм та 30 нм після осадження формується неупорядкована магнітно-м'яка фаза  $A1\text{-FePt}$ , про що свідчить наявність на дифрактограмах рефлексу (111) від даної фази. Рефлекси (111) та (200) від золота також присутні на дифрактограмах осаджених плівок.

Після відпалу за температури  $500^\circ\text{C}$  на дифрактограмах всіх плівкових композицій з проміжним шаром Au з'являється надструктурний рефлекс (001) малої інтенсивності від фази  $L1_0\text{-FePt}$ , що свідчить про розвиток



дифузійних процесів фазового перетворення неупорядкованої фази  $A1$ -FePt у впорядковану магнітно-тверду фазу  $L1_0$ -FePt (рис. 3.52 б).

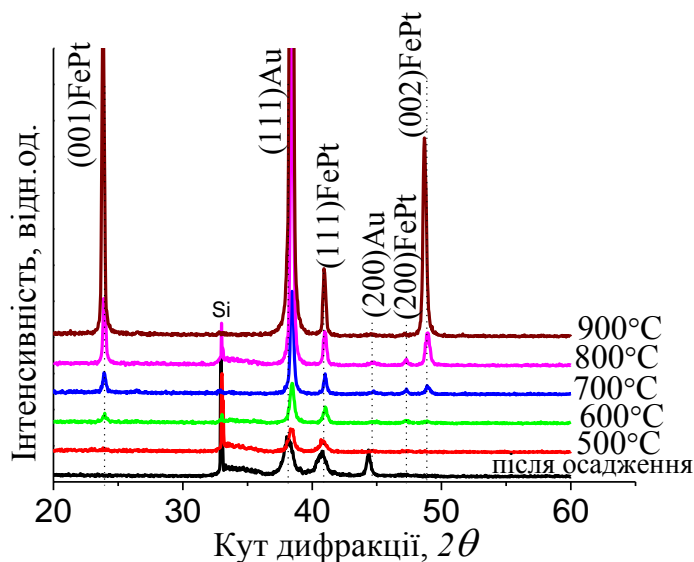


Рис. 3.50. Дифрактограми плівкових композицій Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>/Au(15 нм)/Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub> після осадження і відпалів в атмосфері N<sub>2</sub> в інтервалі температур 500 °C – 900 °C

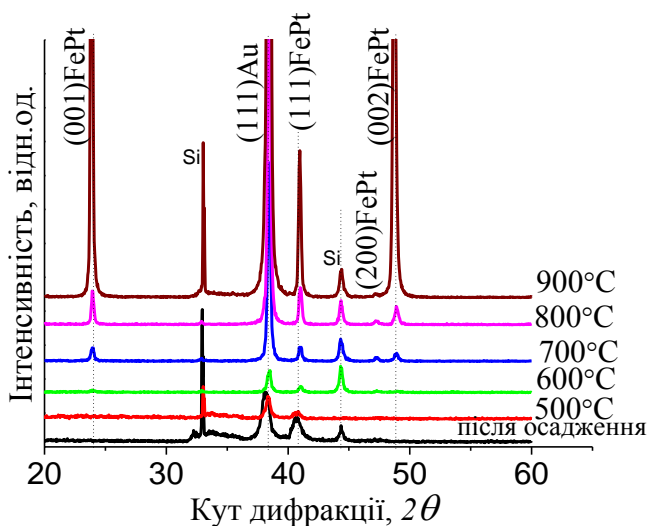


Рис. 3.51. Дифрактограми плівкових композицій Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>/Au(20 нм)/Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub> після осадження і відпалів в атмосфері N<sub>2</sub> в інтервалі температур 500 °C – 900 °C

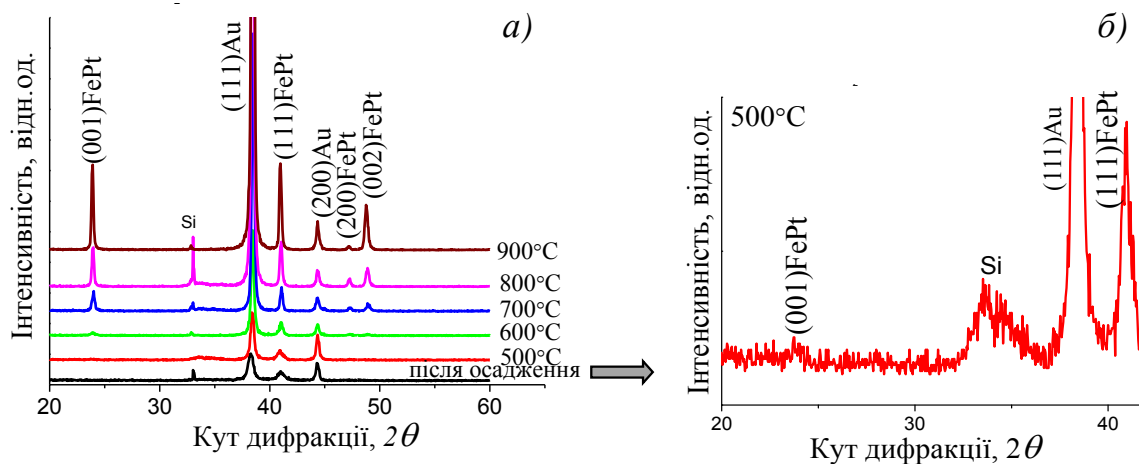


Рис. 3.52. Дифрактограми плівкових композицій  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}/\text{Au}(30 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  після осадження і відпалів в атмосфері  $\text{N}_2$  в інтервалі температур  $500^\circ\text{C} - 900^\circ\text{C}$  (а) та після відпалу за температури  $500^\circ\text{C}$  (б)

Подальше збільшення температури відпалу до  $600^\circ\text{C}$  приводить до розщеплення структурного рефлексу (200) на (200) і (002). Збільшення інтенсивності надструктурного рефлексу і появи другого порядку його відбиття – рефлексу (002), інтенсивність якого також зростає при збільшенні температури відпалу, вказує на збільшення кількості і ступеню впорядкування фази  $L1_0\text{-FePt}$ .

Інтенсивність рефлексу (111) від золота у всіх плівкових композиціях зростає при збільшенні температури відпалу, що може бути пов'язано з його накопиченням на поверхні плівкової композиції при дифузійних процесах під час термічної обробки та формуванням аксіальної текстури (111).

Параметри кристалічної ґратки  $a$  і  $c$  фази  $L1_0\text{-FePt}$  в плівкових композиціях з проміжним шаром Au незначно зростають в інтервалі температур  $600^\circ\text{C} - 900^\circ\text{C}$  (рис. 3.53).

Введення проміжного шару Au та збільшення його товщини приводить до зменшення ступеню тетрагональності фази  $L1_0\text{-FePt}$  (рис. 3.54 а).

З температурою відпалу ступень впорядкування дальнього порядку фази  $L1_0\text{-FePt}$ , збільшується незначно (рис. 3.55 а).

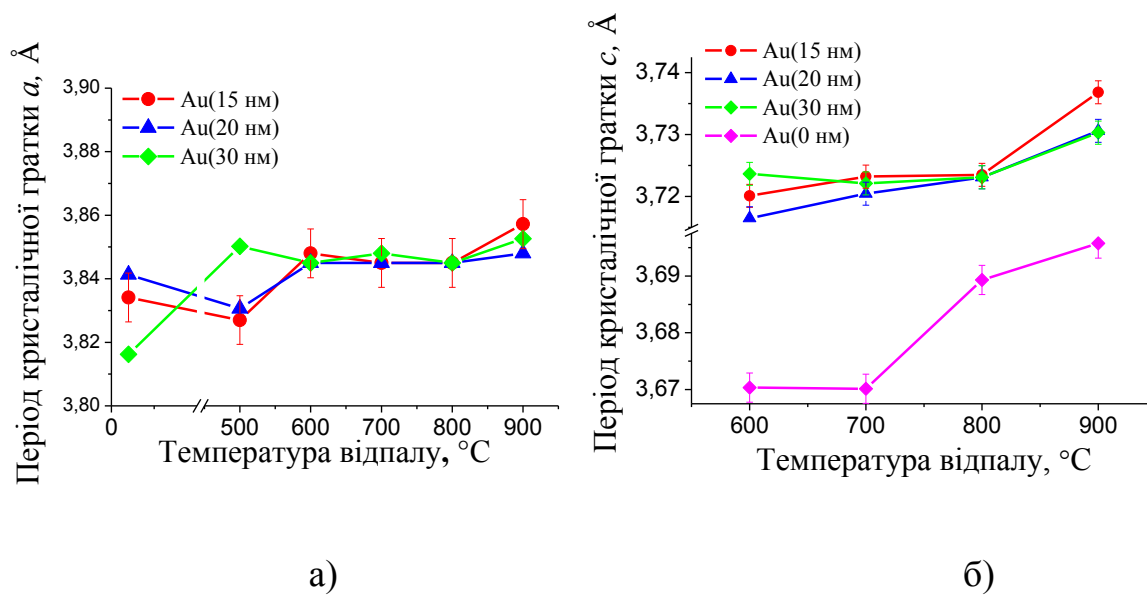


Рис. 3.53. Зміна параметрів кристалічної ґратки  $a$  (а) та  $c$  (б) фази  $L1_0$  в плівках Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>/Au(30 нм)/ Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub> з температурою відпалу в атмосфері N<sub>2</sub>

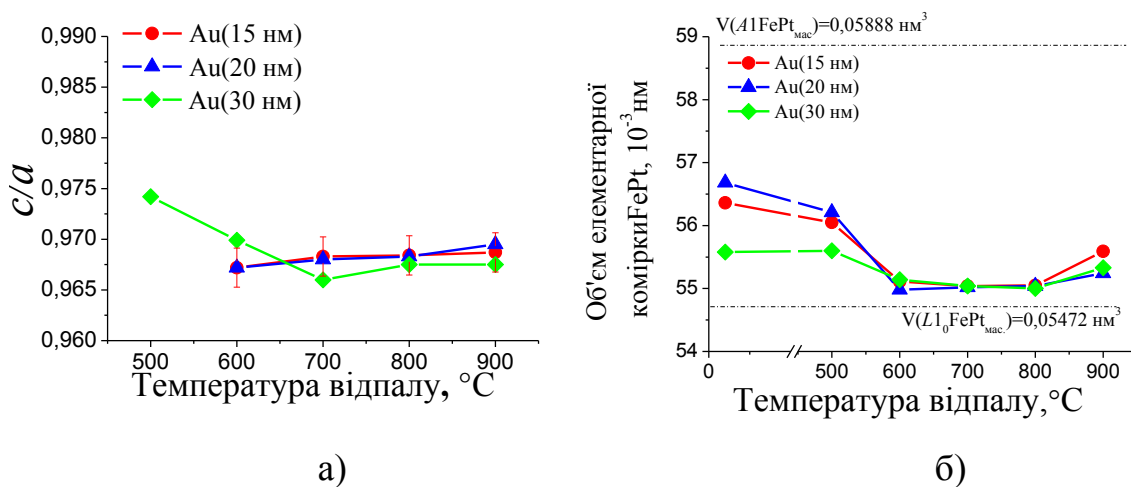


Рис. 3.54 Залежність ступеня тетрагональності  $c/a$  кристалічної ґратки (а) та об'єму елементарної комірки (б) фази  $L1_0$ -FePt від температури відпалу в атмосфері N<sub>2</sub>

В плівках з проміжними шарами Au товщиною 15 та 20 нм спостерігається більша кількість зерен фази  $L1_0$ -FePt з віссю легкого намагнічування  $c$  в напрямку  $[001]$ , перпендикулярному площині плівки (рис.3.55 б). Зі збільшенням проміжного шару золота до 30 нм кількість зерен

фази  $L1_0$ -FePt орієнтованих в напрямку  $[001]$  при відпалі в азоті зменшується, як і при відпалі у вакуумі. Це, ймовірно, обумовлено збільшенням кількості зерен, які орієнтовані в напрямку  $[111]$ .

У плівкових композиціях розмір зерен фази  $L1_0$ -FePt збільшується з температурою відпалу (рис. 3.56). Тому, можна стверджувати, що введення проміжного шару Au не сприяє стабілізації розміру зерен впорядкованої фази  $L1_0$ -FePt при відпалі в атмосфері  $N_2$ .

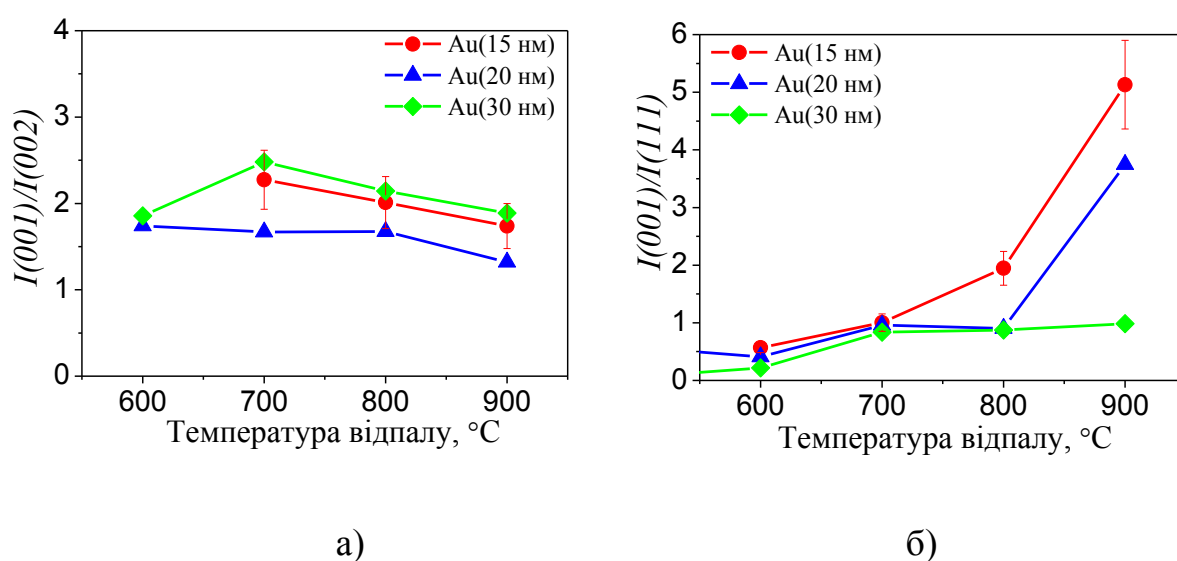


Рис. 3.55. Зміна відношення інтенсивностей структурних рефлексів  $(001)/(002)$  і  $(001)/(111)$  фази  $L1_0$ -FePt з температурою відпалу в атмосфері  $N_2$

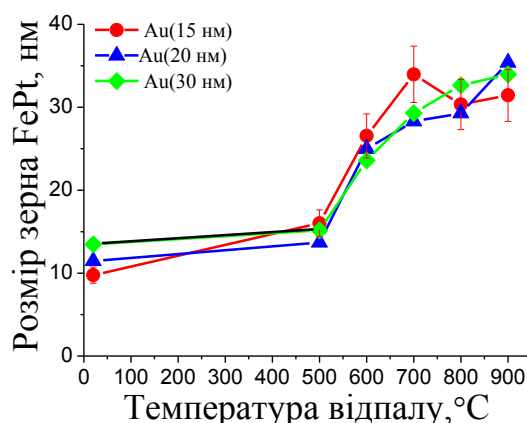


Рис. 3.56. Залежність розміру зерен фази  $L1_0$ -FePt від температури відпалу в атмосфері  $N_2$

### 3.6.2 Магнітні властивості плівкової композиції $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(30 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$ після відпалу в атмосфері $\text{N}_2$

Результати методу SQUID підтверджують дані рентгеноструктурного фазового аналізу про формування магнітно-твердої впорядкованої фази в плівкових композиціях з проміжним шаром Au товщиною 30 нм після відпалу за температури 500 °С. При утворенні впорядкованої фази плівкові композиції стають магнітно-твердими. З підвищенням температури відпалу від 500 °С до 900 °С коерцитивна сила плівкових композицій з проміжним шаром золота 30 нм зростає від (3,68 кЕ) 294 кА/м до (27,3 кЕ) 2184 кА/м, відповідно (рис. 3.57). При цьому спостерігається незначна магнітна анізотропія.

Дифузія Au по межах зерен фази  $L1_0\text{-FePt}$  зменшує магнітну взаємодію між ними та приводить до суттєвого збільшення коерцитивної сили.

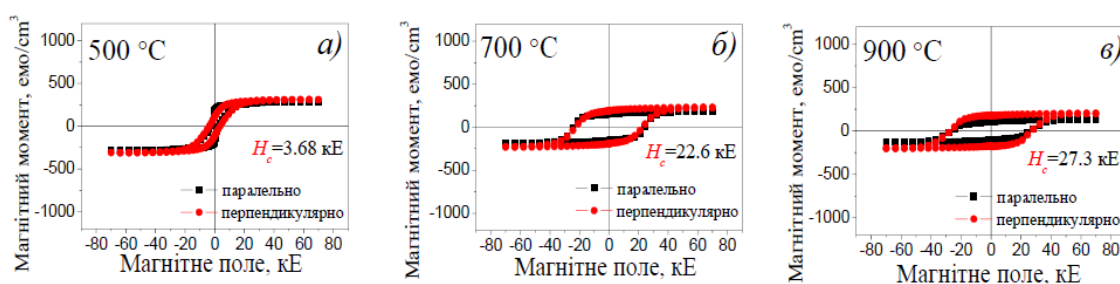


Рис. 3.57. Криві намагнічування  $M(H)$  плівки  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(30 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  після відпалу у  $\text{N}_2$  при: а) 500 °С; б) 700 °С; в) 900 °С

### 3.7 Вплив відпалу у водні та проміжного шару Au на структурно-фазові перетворення в нанорозмірних плівкових композиціях $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 - 30 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$

Даний підрозділ присвячено дослідженню впливу відпалу у водні та товщини проміжного шару Au на процеси структуро- та фазоутворення, магнітних властивостей в нанорозмірних плівках  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5; 30 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  на підкладці  $\text{SiO}_2(100 \text{ нм})/\text{Si}(001)$ .

### 3.7.1 Вплив відпалу в атмосфері $H_2$ на фазоутворення в нанорозмірних плівкових композиціях $Fe_{50}Pt_{50}(15 \text{ нм})/Au(7,5-30 \text{ нм})/Fe_{50}Pt_{50}(15 \text{ нм})$

На рисунку 3.58 представлені дифрактограми від плівкової композиції  $Fe_{50}Pt_{50}/Au(7,5 \text{ нм})/Fe_{50}Pt_{50}$  після осадження та відпалів в інтервалі температур  $500^\circ\text{C} - 800^\circ\text{C}$  в атмосфері водню.

Після осадження спостерігаються рефлекси (111) від неупорядкованої фази  $A1-FePt$  з ГЦК ґраткою, (111) Au та рефлекс від кремнієвої підкладки.

Після відпалу за температури  $500^\circ\text{C}$  починає формуватися фаза  $L1_0-FePt$ , з'являється надструктурний рефлекс (001) FePt та відбувається зміщення рефлексу (111) FePt в сторону більших кутів, що вказує на процес упорядкування  $A1-FePt \rightarrow L1_0-FePt$ .

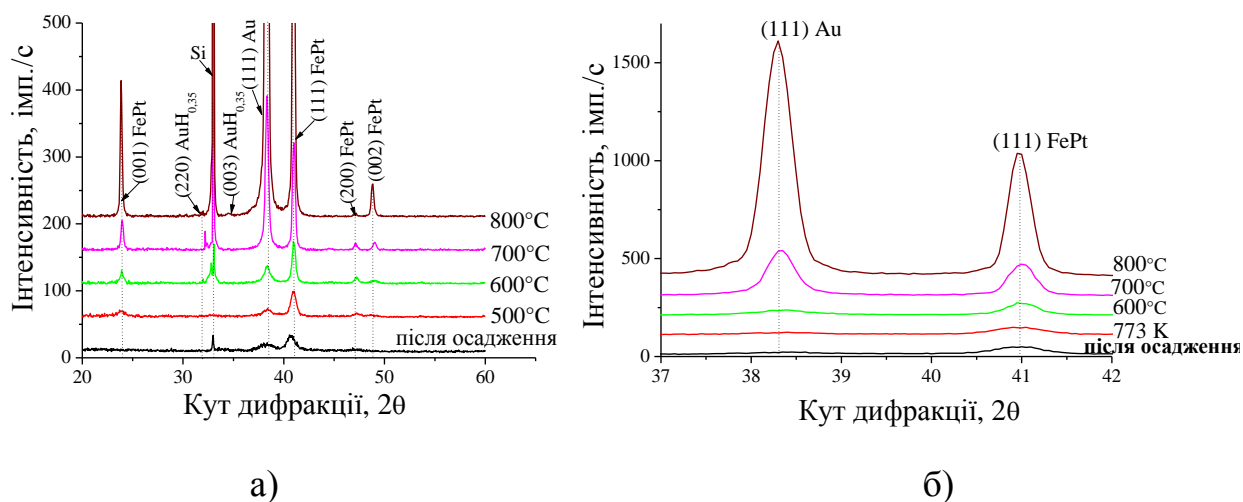


Рис. 3.58. Дифрактограми від плівкової композиції  $Fe_{50}Pt_{50}/Au(7,5 \text{ нм})/Fe_{50}Pt_{50}$  після осадження та відпалів в атмосфері водню в інтервалі температур  $500^\circ\text{C} - 800^\circ\text{C}$

При підвищенні температури відпалу до  $600^\circ\text{C}$  структурний рефлекс (200) FePt розщеплюється на (200) і (002). Зростання інтенсивності рефлексу Au(111) може бути спричинене ростом аксіальної текстури золота в напрямку [111], а також виходом його на поверхню плівки за рахунок зернограничної дифузії (рис. 3.58 б). Значне зростання інтенсивності рефлексу (111) FePt

також свідчить про утворення аксіальної текстури (111) в шарах FePt. Рефлекс (200) FePt має малу інтенсивність, яка не змінюється з температурою відпалу.

За температури 700 °С зростає інтенсивність надструктурного рефлексу (001) FePt та структурного рефлексу (002) FePt, що вказує на збільшення ступеню упорядкування із підвищенням температури відпалу. Також з'являється рефлекс на куті  $2\theta=32,2^\circ$ , який може відповідати площині (110) FePt. Також зростає інтенсивність рефлексу (111) Au.

За температури відпалу 800°C текстура (111) Au та (111) FePt стає ще більш вираженою. Значно зростає інтенсивність рефлексу (001) FePt.

Рефлекси  $2\theta=32^\circ$  та  $2\theta=34,5^\circ$  слабкої інтенсивності вказують на можливе утворення гідриду золота у плівці [146, 147].

На рисунку 3.59 а представлені дифрактограми від плівкової композиції  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}/\text{Au}(30\text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  після осадження та відпалів у водні в інтервалі температур 500 °С. –800 °С.

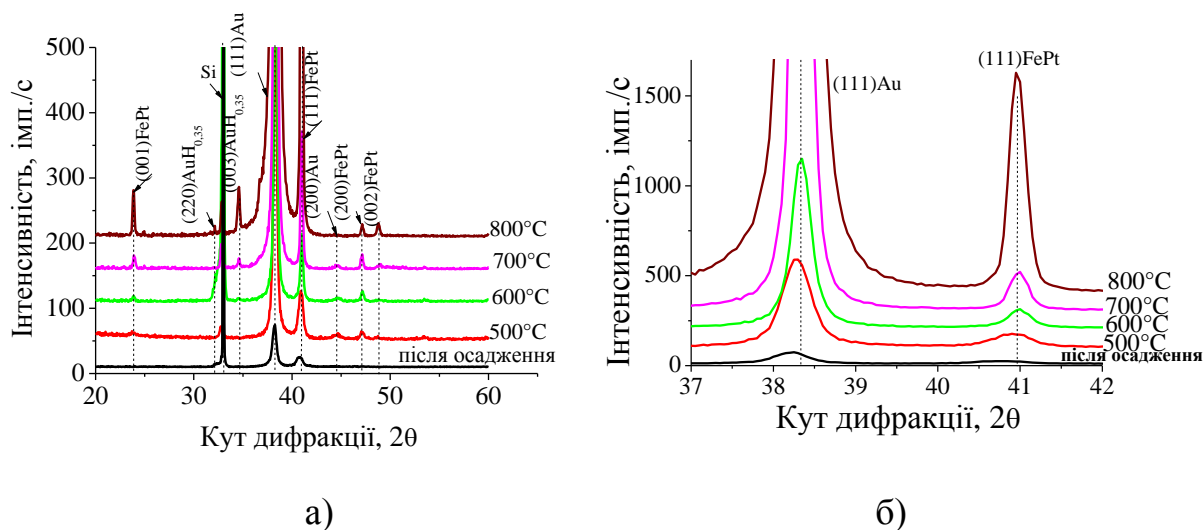


Рис. 3.59. Дифрактограми плівкової композиції  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}/\text{Au}(30\text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  після осадження та відпалів в атмосфері водню в інтервалі температур 500 °С – 800°C

Більшій товщині проміжного шару золота відповідає вища інтенсивність рефлексу (111) Au. Збільшення товщини проміжного шару золота до 30 нм не призводить до зміни температури упорядкування, яке відбувається за температури 500 °С (рис. 3.60).

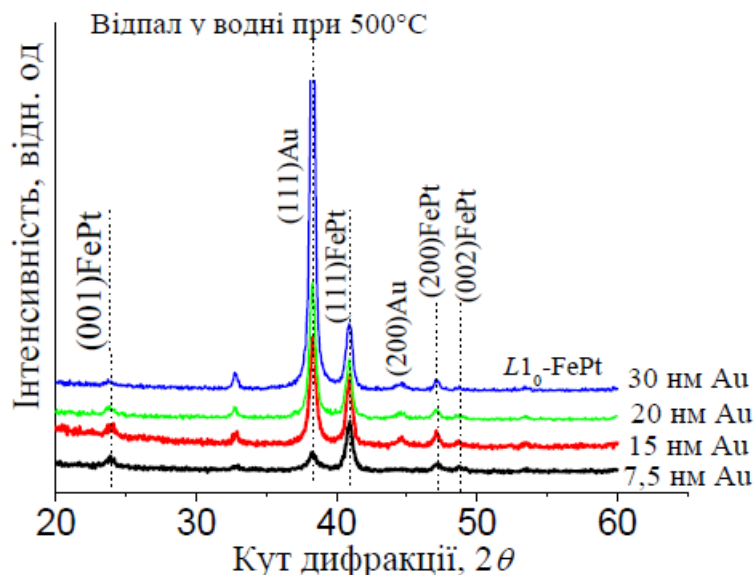


Рис. 3.60. Дифрактограми плівкових композицій  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}/\text{Au}(x \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ , де  $x=7,5, 15, 20, 30$  нм після відпалу за температури 500 °С в атмосфері водню

При підвищенні температури відпалу до 600 °С з'являються додаткові рефлекси від гідриду золота,  $(220)\text{AuH}_{0,35}$  і  $(003)\text{AuH}_{0,35}$ , інтенсивність яких зростає з температурою відпалу (рис. 3.59 а).

У плівці з прошарком золота 30 нм при фазовому перетворенні  $A1 \rightarrow L1_0\text{-FePt}$  в інтервалі температур 500 °С – 800 °С формується більш виражена аксіальна текстура (111), як у зернах фази FePt, так і у зернах Au порівняно з композицією з прошарком Au (7,5 нм) (рис. 3.59 б).

З підвищенням температури відпалу у водні до 800 °С в плівкових композиціях з проміжним шаром Au 7,5 нм та 30 нм параметр  $a$  фази  $L1_0\text{-FePt}$  збільшується (рис. 3.61), а параметр  $c$  зменшується (рис. 3.62 а). Після відпалу за температури вище 700 °С параметр  $c$  фази  $L1_0\text{-FePt}$  зростає, що ймовірно спричинено проникненням атомів водню в порожнини ґратки.



Зменшення  $c/a$  в інтервалі температур 500 °С – 800 °С свідчить про збільшення ступеню тетрагональності та упорядкування. При підвищенні температури вище за 700 °С ступінь тетрагональності зменшується.

Збільшення параметру  $c$  і відношення  $c/a$  кристалічної ґратки  $L1_0$ -FePt у порівнянні з відпалом у вакуумі свідчить про втілення атомів водню у порожнини кристалічної ґратки фази і додаткові її спотворення (рис. 3.62).

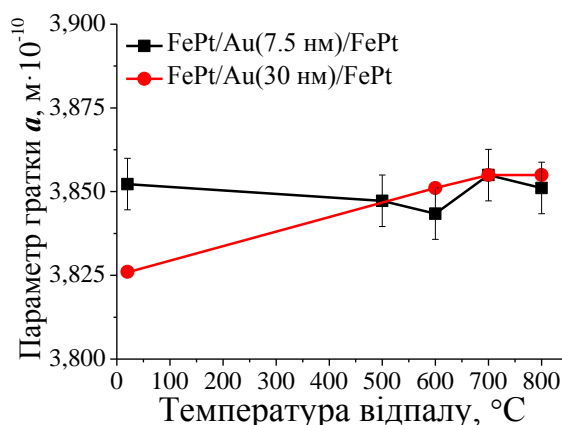


Рис. 3.61. Зміна параметру ґратки  $a$  фази FePt у плівкових композиціях  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}/\text{Au}(7,5; 30 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  з температурою відпалу у водні

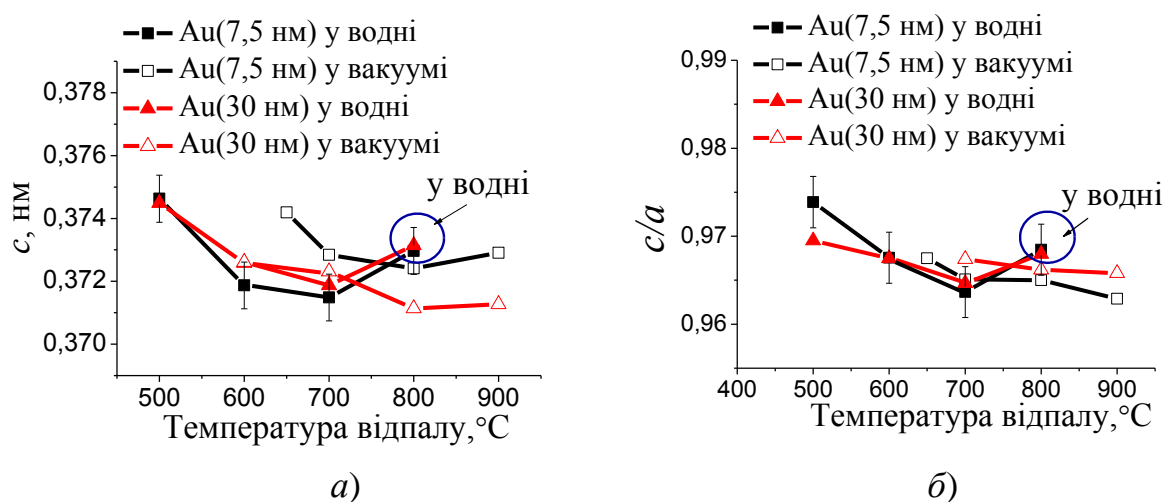


Рис. 3.62 Зміна параметру ґратки  $c$  (а) та ступеню тетрагональності  $c/a$  (б) фази  $L1_0$ -FePt у плівкових композиціях  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}/\text{Au}(7,5; 30 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  з температурою відпалу у вакуумі та водні

Залежність відношення інтенсивностей  $I(001)/I(002)$  від температури відпалу представлено на рис. 3.63 а. Ступінь упорядкування в обох композиціях зростає зі збільшенням температури відпалу. В плівковій композиції з проміжним шаром золота 7,5 нм ступінь упорядкування вища, ніж у плівці з 30 нм Au.

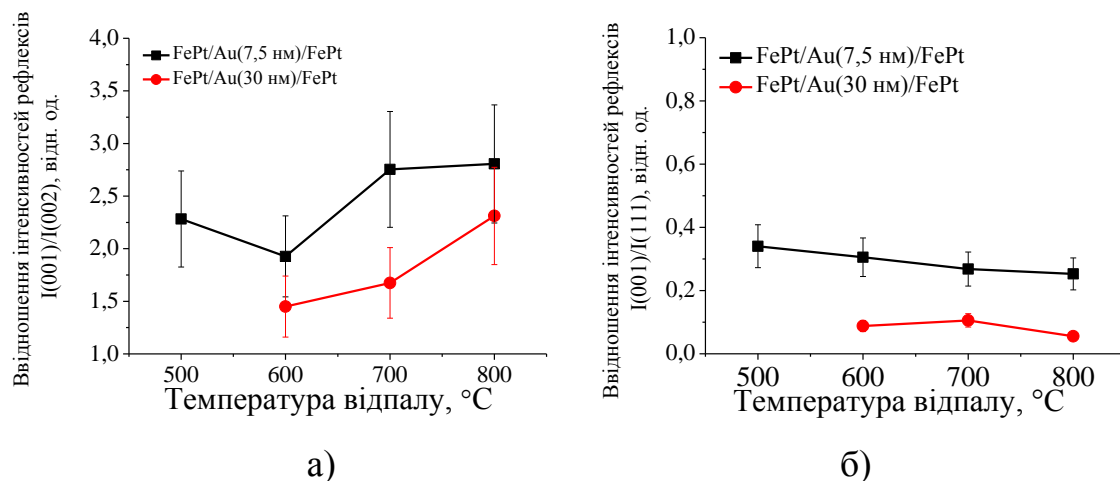


Рис. 3.63. Залежність відношення інтенсивностей рефлексів  $I(001)/I(002)$  та  $I(001)/I(111)$  фази  $L1_0$ -FePt в плівкових композиціях  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}/\text{Au}(7,5; 30 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  від температури відпалу у водні

Відношення інтенсивностей  $I(001)/I(111)$  змінюється незначно з температурою відпалу (рис. 3.63 б). Те, що в композиціях  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}/\text{Au}(7,5; 30 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  не відбувається орієнтований ріст зерен фази  $L1_0$ -FePt у напрямку  $[001]$ , можна пояснити появою додаткових напружень внаслідок проникнення атомів водню у октаедричні та тетраедричні пустоти ґратки  $L1_0$ -FePt та ростом аксіальної текстури (111) Au, (рис. 3.63 б). Обидва фактори заважають зростати зернам фази  $L1_0$ -FePt у напрямку, перпендикулярному до площини плівки. Збільшення товщини проміжного шару Au до 30 нм призводить до зменшення ступеню упорядкування при фазовому переході  $A1\text{-FePt} \rightarrow L1_0\text{-FePt}$  та ще більш перешкоджає утворенню текстури (001).

При утворенні упорядкованої фази  $L1_0$ -FePt відбувається різке зменшення об'єму комірки. При збільшенні температури відпалу об'єм комірки фази  $L1_0$ -FePt зростає, що може вказувати на зміну знака залишкових

напружень зі стискаючих на розтягуючі чи імовірно проникнення водню в ґратку FePt (рис. 3.64).

При збільшенні температури відпалу та ступеню впорядкування, зерно впорядкованої фази  $L1_0$ -FePt інтенсивно зростає в обох композиціях. В плівці з прошарком Au(7,5 нм) розмір зерна менший, ніж в композиції з 30 нм Au (рис. 3.65 а)

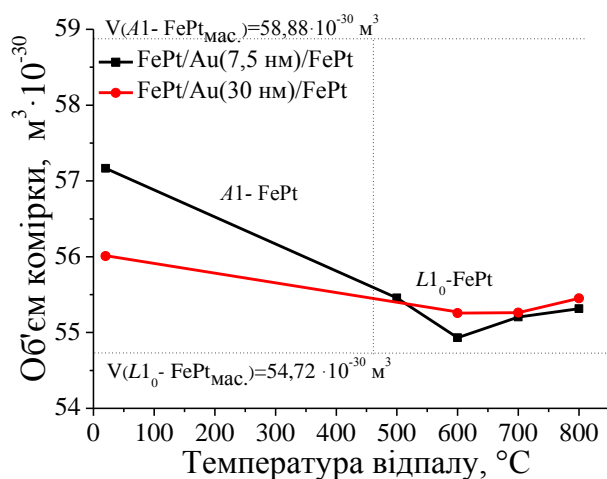


Рис. 3.64. Залежність об'єму елементарної комірки фази  $L1_0$ -FePt в плівкових композиціях  $Fe_{50}Pt_{50}/Au(7,5; 30 \text{ нм})/Fe_{50}Pt_{50}$  від температури відпалу у водні

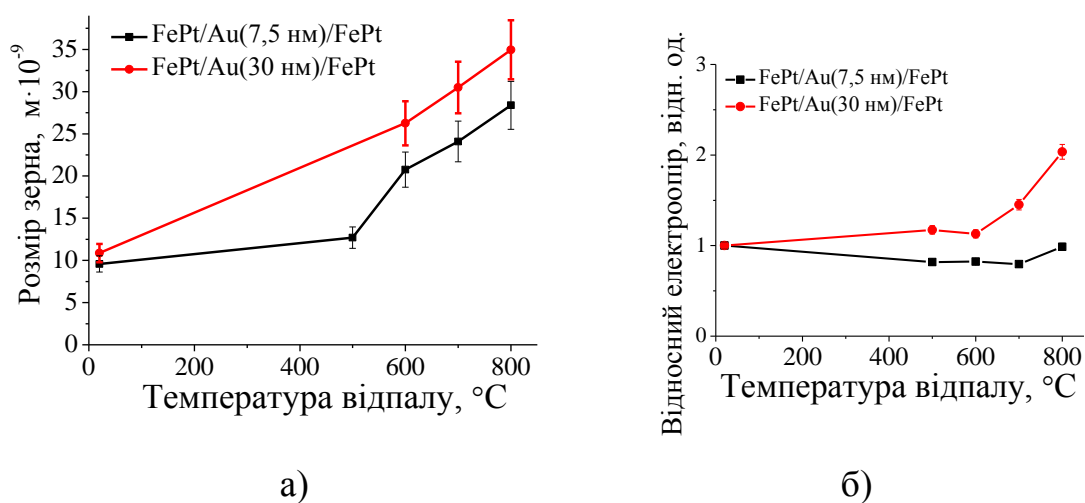


Рис. 3.65. Залежність розміру зерен фази  $L1_0$ -FePt та відносного поверхневого електроопору в плівкових композиціях  $Fe_{50}Pt_{50}/Au(7,5; 30 \text{ нм})/Fe_{50}Pt_{50}$  від температури відпалу у водні

При утворенні упорядкованої фази  $L1_0$ -FePt відбувається зміна електроопору в плівкових композиціях  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}/\text{Au}/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (рис. 3.65 б).

При підвищенні температури відпалу електроопір плівкової композиції  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}/\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  зменшується, що вказує на збільшення ступеню упорядкування. При збільшенні товщини проміжного шару золота до 30 нм електроопір плівкової композиції  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}/\text{Au}(30 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  збільшується в 2 рази, порівняно з електроопором отриманим після осадження в інтервалі температур  $600^\circ\text{C} - 800^\circ\text{C}$ , що можливо пов'язано з утворенням твердих розчинів Au, Pt і Fe та проникненням водню (рис. 3.65 б).

### 3.7.2 Магнітні властивості плівкових композиції $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}/\text{Au}(30 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ після відпалу в захисній атмосфері водню

Зміна фазового складу і структури плівок  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}/\text{Au}/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  та атмосфери відпалу істотно впливають на їх магнітні властивості (рис. 3.66, рис. 3.67).

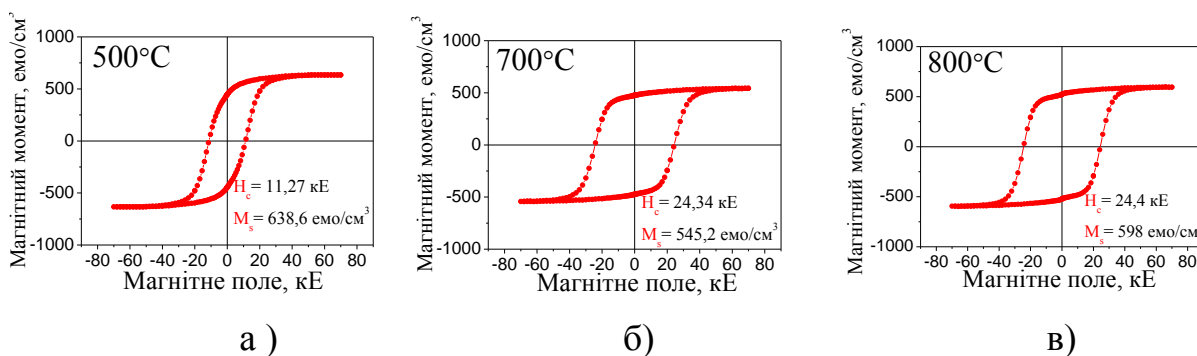


Рис. 3.66. Криві намагнічування  $M(H)$  плівок  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$ , відпалених у водні, в перпендикулярно прикладеному до підкладки магнітному полі після відпалу у водні за температур  $500^\circ\text{C}$  (а),  $700^\circ\text{C}$  (б)  $800^\circ\text{C}$  (в)

Додаткові напруження в ґратці фази  $L1_0$ -FePt при відпалі в захисній атмосфері водню приводять до збільшення коерцитивної сили у плівках [147]. Коерцитивна сила зростає з температурою відпалу і досягає

максимальних значень після відпалу за температури 700 °С. При цьому її значення в плівковій композиції  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(30 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  становить 27,4 кЕ, що досягається за температури на 200 °С нижче, ніж при відпалах у вакуумі і атмосфері азоту (900 °С) (рис. 3.68) Збільшення кількості дефектів в кристалічній ґратці  $L1_0\text{-FePt}$ , внаслідок втілення атомів водню у порожнечу, створює додаткові її спотворення та цим сприяє збільшенню коерцитивної сили плівок.

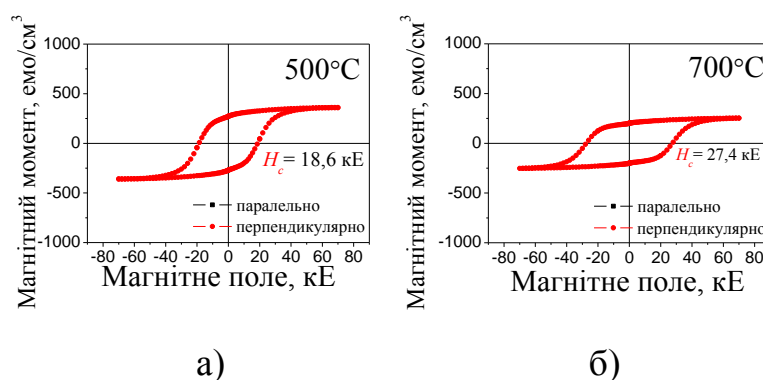


Рис. 3.67. Криві намагнічування  $M(H)$  плівки  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(30 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  в перпендикулярно прикладеному до підкладки магнітному полі після відпалу у водні при: 500 °С (а), 700 °С (б)

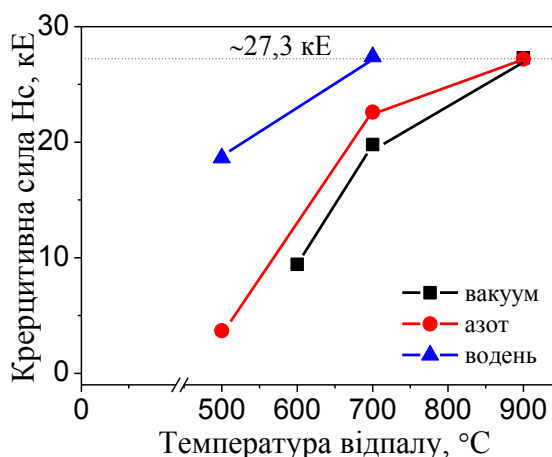


Рис. 3.68. Зміна коерцитивної сили плівок  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(30 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$ , відпалених у різних атмосферах (вакуум, азот, водень) з температурою відпалу

### 3.8 Вплив напруженого стану на процеси впорядкування у нанорозмірних плівках $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Ag}(7,5; 30 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$ при відпалі у вакуумі

Змінення механічних напружень у плівках  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Ag}(7,5; 30 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  за рахунок різної товщини проміжного шару срібла також впливає на температуру формування впорядкованої фази  $L1_0\text{-FePt}$  (рис. 3.69 а). У плівковій композиції з проміжним шаром Ag товщиною 30 нм фазовий перехід відбувається за меншої температури відпалу ( $600^\circ\text{C}$ ) порівняно з композицією з проміжним шаром срібла товщиною 7.5 нм ( $700^\circ\text{C}$ ) завдяки більшому рівню стискаючих деформацій у плівці після осадження (рис. 3.69).

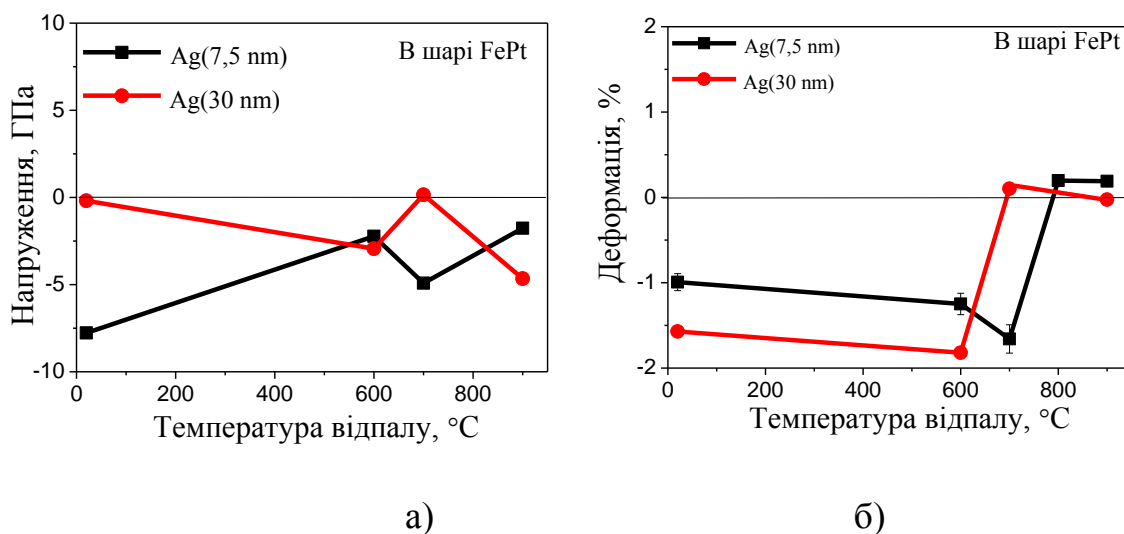


Рис. 3.69 Зміна залишкових напружень (а) та деформацій (б) у шарі  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  у плівкових композиціях  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Ag}(7,5; 30 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  з температурою відпалу у вакуумі

Таким чином, збільшення товщини проміжного шару Ag до 30 нм, як і шару Au, аналогічним чином сприяє зменшенню температури формування впорядкованої фази [144].

Більша кількість зерен з віссю легкого намагнічування  $c$  у напрямку  $[001]$  перпендикулярно площині плівки відповідно принципу Ле Шательє-

Брауна спостерігається у нанорозмірній плівці  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ (15 нм)/ $\text{Ag}$ (30 нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ (15 нм) після відпалу за температури  $900^\circ\text{C}$  завдяки меншому рівню деформації перпендикулярно площині плівки [144].

### 3.9 Зміна механічних напружень у нанорозмірних плівках $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ (15 нм)/ $\text{Cu}$ (7,5; 15; 30 нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ (15 нм) при відпалі у вакуумі

Товщина проміжного шару  $\text{Cu}$  в плівковій композиції  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ (15 нм)/ $\text{Cu}$ ( $x$  нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ (15 нм) (де  $x = 7,5; 15; 30$  нм) впливає на напружений стан у шарі  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  та на температуру початку процесу впорядкування. В плівці з меншою товщиною проміжного шару  $\text{Cu}$ (7,5 нм) формування впорядкованої фази  $L1_0\text{-FePt}$  починається при відпалі  $500^\circ\text{C}$ , що супроводжується зменшенням об'єму елементарної комірки  $\text{FePt}$  (рис. 3.70).

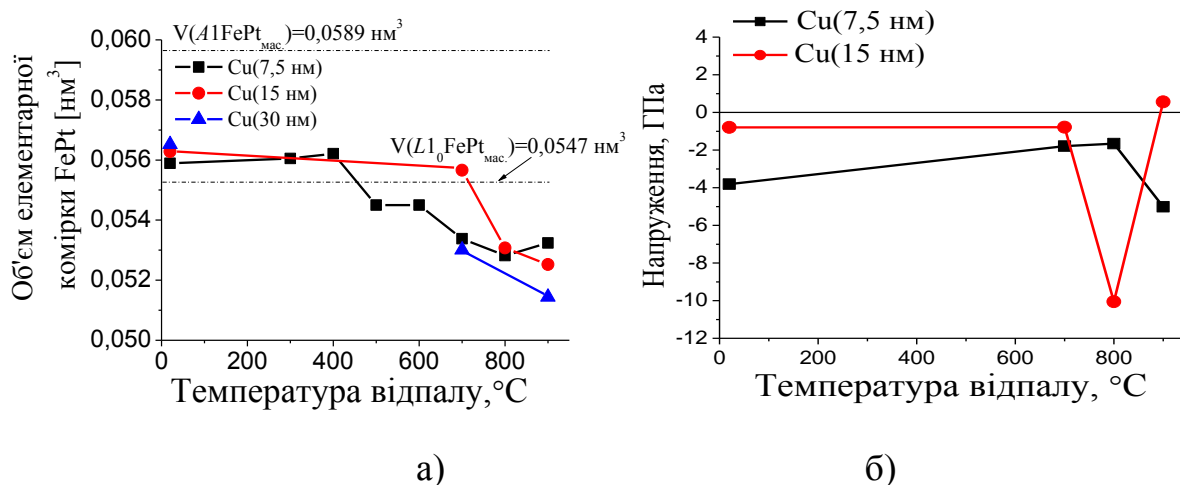


Рис. 3.70. Зміна об'єму елементарної комірки  $\text{FePt}$  в плівкових композиціях  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ (15 нм)/ $\text{Cu}$ /  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ (15 нм) з температурою відпалу

Зі збільшенням товщини міді до 15 нм температура впорядкування підвищується на  $300^\circ\text{C}$ , внаслідок зменшення рівня стискаючих напружень у осадженій плівці (рис. 3.70 б). В той же час у плівці з шаром  $\text{Cu}$  (30 нм) підвищена концентрація міді (65% (ат.)  $\text{Cu}$ ), порівняно з плівками з прошарками міді 7,5 нм (31,6 ат.%  $\text{Cu}$ ) та 15 нм (48 ат.%  $\text{Cu}$ ), викликає

формування потрібної впорядкованої сполуки FeCuPt за температури відпалу 700 °С. Стискаючі деформації зберігаються та зростають зі збільшенням товщини міді. Таким чином, змінюючи товщину проміжного шару міді, можна керувати рівнем напружень, що виникають під час осадження плівок.

Після відпалу за температури 900 °С коерцитивна сила  $H_c$  плівок Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм)/Cu(7,5 нм)/Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм) та Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм)/Cu(15 нм)/Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм) досягає значень 8,6 (688 кА/м) і 6,7 кЕ (536 кА/м), відповідно. Отже, плівкова композиція з проміжним шаром Cu(7.5 нм), у якій більші стискаючі напруження у шарі Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub> після осадження, має більшу коерцитивну силу після високотемпературного відпалу [37, 46, 52].

Результати розділу опубліковано в роботах [37, 38, 46, 52, 143 - 147].

### Висновки до розділу 3

Досліджено вплив товщини прошарку Au на формування впорядкованої фази L1<sub>0</sub>-FePt та еволюцію текстури (001) плівок Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм)/Au(x нм)/Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм) після відпалів у різних середовищах (вакуум, азот, водень).

1. Показано, що в плівках Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм)/Au/Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм) незалежно від товщини проміжного шару золота після осадження на підкладку SiO<sub>2</sub>(100 нм)/Si(001) при кімнатній температурі формується неупорядкована фаза A1-FePt.
2. Встановлено відповідність в зміні початкових механічних напружень та деформацій і температури початку впорядкування в плівкових композиціях Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм)/Au(x нм)/Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм), де x=7,5; 15; 20; 30 нм. Стискаючі напруження в осаджених шарах сприяють зниженню температури формування впорядкованої фази до 600 °С. Зменшення температури впорядкування на 100 °С досягається при товщині проміжного шару золота 20 і 30 нм, порівняно з товщиною прошарку Au 15 нм.



3. Визначено, що з підвищенням температури відпалу до 900 °С зростає кількість впорядкованої фази  $L1_0$ -FePt та ступінь впорядкування, що відображається у збільшенні значення коерцитивної сили в плівках з товщиною Au(30 нм) до 27,3 кЕ. Цьому сприяє дифузія Au по межах зерен і зменшення магнітної обмінної взаємодії.
4. Встановлено, що збільшення тривалості відпалу плівок з товщиною проміжного шару Au(30 нм) при температурі 600 °С від 30 с до 60 хвилин призводить до підвищення ступеню упорядкування.
5. Показано, що при відпалі, як в азоті, так і у водні фазовий перехід  $A1 \rightarrow L1_0$ -FePt, незалежно від товщини проміжного шару Au, починається при відпалі за 500 °С, про що свідчить поява на рентгенограмах надструктурного рефлексу (001).
6. Орієнтований ріст зерен фази  $L1_0$ -FePt в напрямку [001] не відбувається через розчинення водню в ґратці, що супроводжується збільшенням параметру ґратки  $c$  і відношення  $c/a$  фази  $L1_0$ -FePt. В плівках формується аксіальна текстура (111) Au і (111)FePt, що більш виражена в композиції з прошарком золота товщиною 30 нм. При відпалах за температури вище 600 °С утворюється гідрид золота  $AuH_{0,35}$ .
7. Визначено, що при відпалі в захисній атмосфері водню коерцитивна сила після відпалу при температурі 700 °С становить 27,3 кЕ, що на 200 °С нижче, ніж при відпалах у вакуумі і атмосфері азоту. Втілення атомів водню у порожнечі кристалічної ґратки  $L1_0$ -FePt шляхом додаткових її спотворень сприяє збільшенню коерцитивної сили плівок.

## РОЗДІЛ 4

### ВПЛИВ РОЗТАШУВАННЯ ШАРУ Au НА ФОРМУВАННЯ ФАЗИ $L1_0$ ТА МАГНІТНІ ВЛАСТИВОСТІ В НАНОРОЗМІРНИХ ПЛІВКОВИХ КОМПОЗИЦІЯХ Au/Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>, Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>/Au/Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub> ТА Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>/Au

Даний розділ присвячено дослідженню впливу розташування додаткового шару Au(7,5 нм) на процеси структуро- та фазоутворення, магнітних властивостей в нанорозмірних плівкових композиціях Au(7,5 нм)/Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм), Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм)/Au(7,5 нм)/Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм), Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм)/Au(7,5 нм) на підкладках SiO<sub>2</sub>(100 нм)/Si(001) та відокремлених від підкладки при відпалах у вакуумі та *in situ* в колоні електронографу.

#### 4.1 Вплив розташування додаткового шару Au на фазове перетворення $A1 \rightarrow L1_0$ та магнітні властивості при відпалі у вакуумі

Результати дослідження плівок з проміжним шаром Au(7,5 нм) представлені в розділі 3. Після осадження в плівках з різним розташуванням додаткового шару Au на дифрактограмах фіксуються рефлекси (111) від неупорядкованої фази  $A1$ -FePt і Au, а також від підкладки (рис. 4.1 а).

Значення коерцитивної сили плівок становить близько 50 Е, що підтверджує їх магнітно-м'які властивості (рис. 4.2 а).

Відпали плівок в інтервалі температур 500 °С – 600 °С не супроводжуються помітною зміною їх структурно-фазового складу і магнітних властивостей.

У плівках з нижнім шаром золота відпал за температури 700 °С призводить до зміни структурно-фазового стану: появи надструктурного рефлексу (001) на дифрактограмі (рис. 4.1 б).

У той же час в плівці з верхнім шаром Au при цій температурі спостерігається тільки зміщення структурного рефлексу (111) в бік великих

кутів, що свідчить про виникнення тетрагонального викривлення кристалічної ґратки внаслідок початку фазового перетворення  $A1 \rightarrow L1_0$  (рис. 4.1 в).

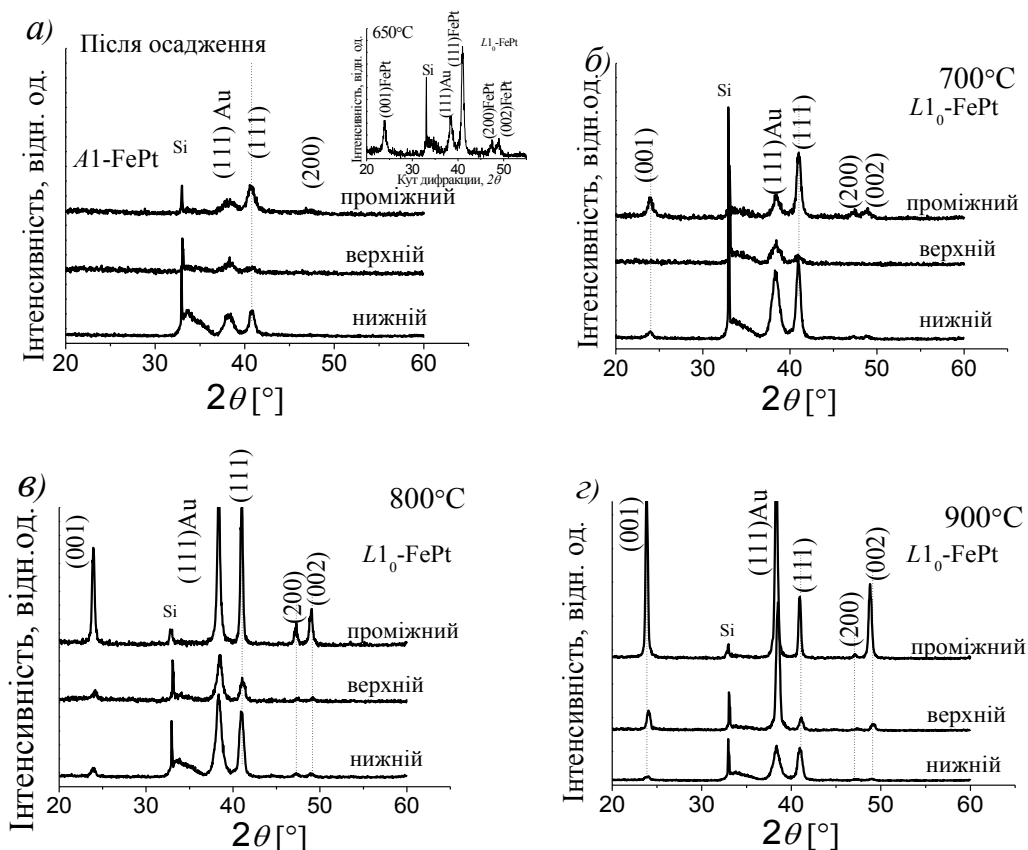


Рис. 4.1 Дифрактограми плівок  $\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$ ,  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  і  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 \text{ нм})$  після осадження (а) та відпалів в інтервалі температур (700-900) °С (б, в, г). Випромінювання  $\text{Cu } K_\alpha$

На процеси впорядкування після відпалу за температури 700 °С цих плівок також вказує збільшення коерцитивної сили до 0,94 кЕ (рис. 4.2 а).

Надструктурний рефлекс (001) фази  $L1_0\text{-FePt}$  низької інтенсивності в плівці  $\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  з'являється після відпалу за температури 800 °С (рис. 4.1 в), що на 150 °С вище, ніж для плівок з проміжним шаром золота (рис. 4.1 а (вставка)).

Це свідчить про менш інтенсивне протікання процесу впорядкування в цій плівковій композиції. Підвищення температури відпалу до 900 °С призводить до формування в плівках з різним розташуванням шару Au більшої кількості впорядкованої фази, що віддзеркалюється у більших значеннях коерцитивної сили, причому, в плівках з проміжним та верхнім шарами золота вона досягає 16,55 та 24,1 кЕ, відповідно (рис. 4.2 а, 4.2 б).

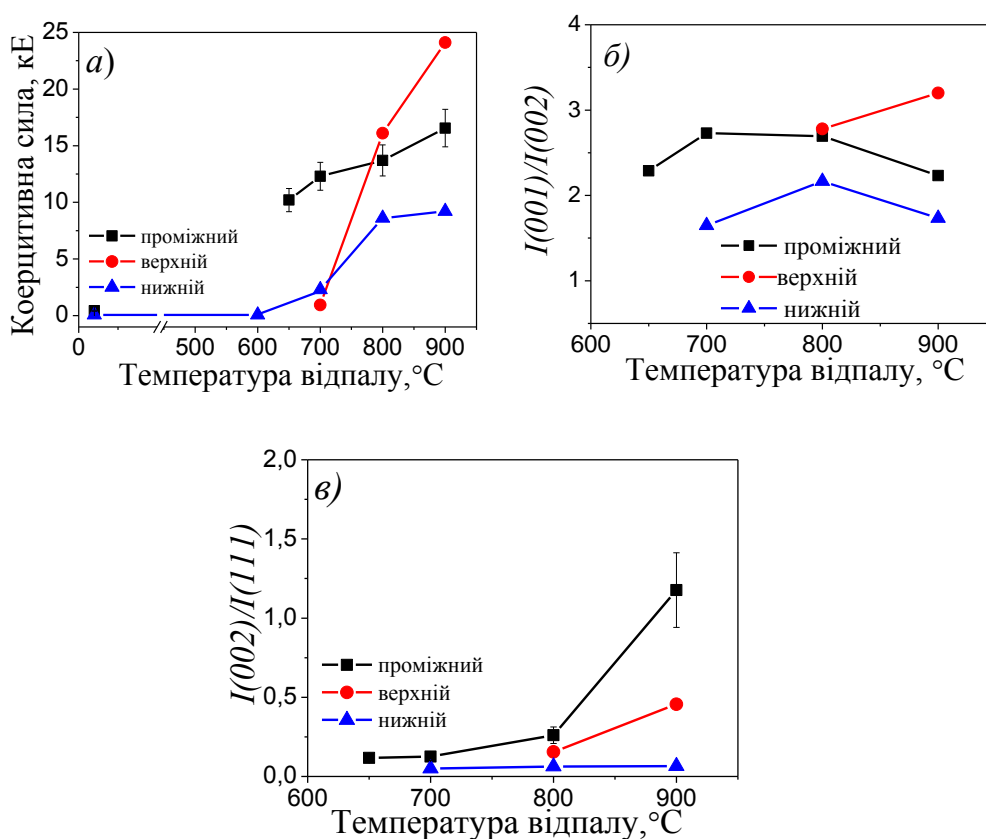


Рис. 4.2 Зміна коерцитивної сили  $H_c$  (а), відношення інтегральних інтенсивностей структурних рефлексів  $I(111)/I(002)$  (б) та  $I(002)/I(111)$  фази  $L1_0$ -FePt (в) в плівках Au(7,5 нм)/Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм), Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм)/Au(7,5 нм)/Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм) та Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм)/Au(7,5 нм) з температурою відпалу у вакуумі

Відношення інтенсивностей рефлексів (001) і (002) для плівок з проміжним шаром золота Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм)/Au(7,5 нм)/Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм) після відпалу при температурі 650 °С практично не змінюється після відпалу при

більш високих температурах, що свідчить про встановлення дальнього структурного порядку фази  $L1_0$ -FePt (рис. 4.2 б).

У плівці з нижнім шаром золота присутня переважна текстура (111) як в Au, так і у фазі  $L1_0$ -FePt (рис. 4.2 в). Дальній порядок в плівках з нижнім та верхнім шаром золота встановлюється після відпалів при 700 °C и 800 °C, відповідно.

Виходячи зі значень ступеню упорядкування, а також кількості упорядкованої фази, можна бачити, що найменш інтенсивно проходять процеси в плівках з нижнім шаром Au, більш інтенсивно – з верхнім, що відбивається на їх магнітних властивостях (рис. 4.2 а, б, рис. 4.3 а).

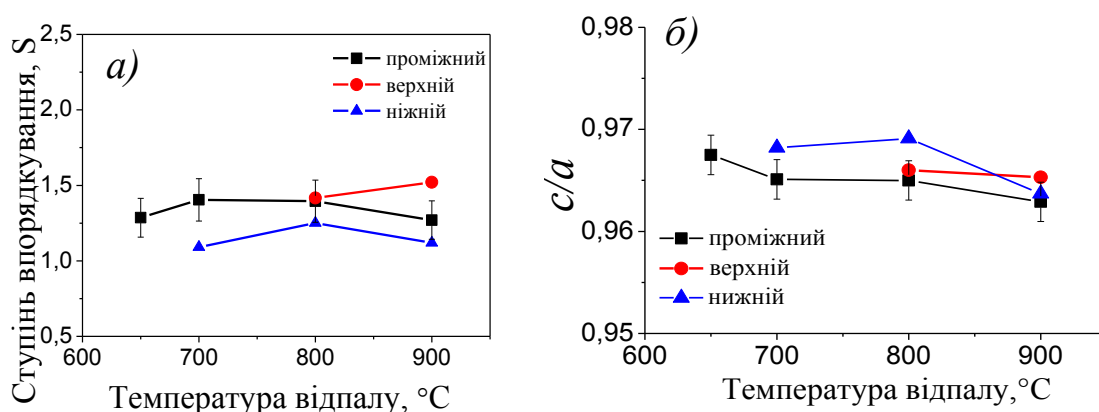


Рис. 4.3. Зміна ступеню впорядкування дальнього порядку (а) та ступеню тетрагональності фази  $L1_0$  (б) в плівках Au(7,5 нм)Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм), Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм)/ Au(7,5 нм)/Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм), Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм)/Au(7,5 нм) з температурою відпалу у вакуумі

При цьому в плівках з проміжним шаром Au більша кількість зерен фази  $L1_0$ -FePt з віссю легкого намагнічування  $c$  в напрямку, перпендикулярному площині плівки (рис. 4.2 в).

При формуванні впорядкованої фази  $L1_0$  ступінь тетрагональності  $c/a$  в плівках з різним розташуванням додаткового шару Au змінюється незначно (рис. 4.3 б).

Процес формування впорядкованої фази супроводжується зміною напруженого стану (рис. 4.4 а). У композиції з верхнім шаром Au, де найбільша величина стискаючих напружень в осаджених плівках, фазовий перехід  $A1 \rightarrow L1_0$  відбувається при більш високій температурі – 800 °С (рис. 4.4 а, б).

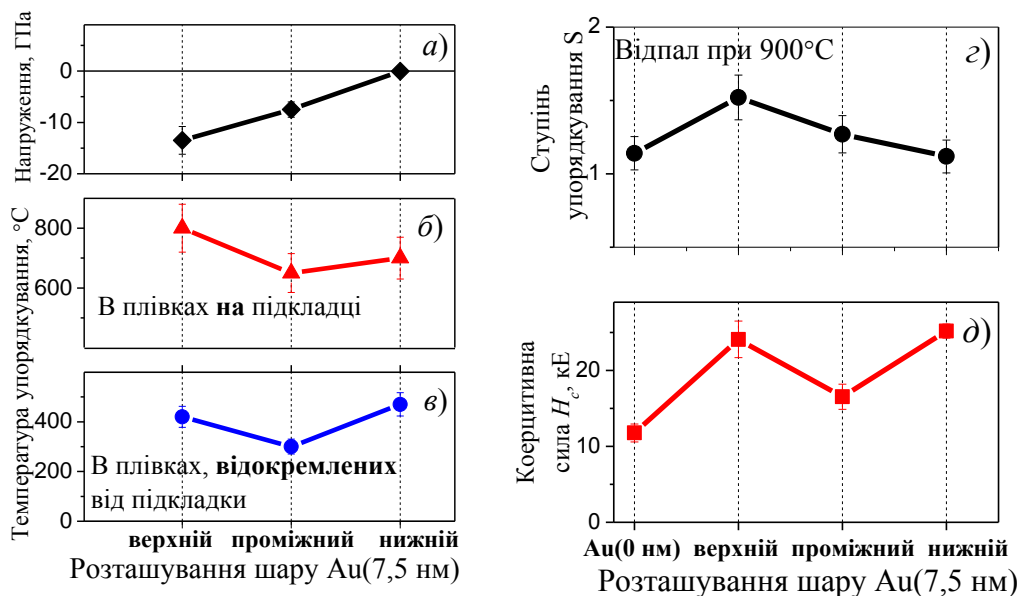


Рис. 4.4 Залежність величини залишкових механічних напружень в шарі  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  в плівкових композиціях  $\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$ ,  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  і  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 \text{ нм})$  після осадження (а), температури упорядкування плівок на підкладці (б) і відокремлених від неї (в), ступеню впорядкування (г), коерцитивної сили після відпалу за температури 900 С (д) від розташування додаткового шару  $\text{Au}(7,5 \text{ нм})$

У композиції з нижнім шаром Au після осадження механічні напруження в шарі  $\text{FePt}$  практично відсутні і впорядкування починається при 700 °С (рис. 4.4 б). Великі стискачі напруження після осадження у плівках з верхнім шаром Au підвищують температуру формування фази  $L1_0\text{-FePt}$  і не сприяють росту зерен фази  $L1_0$  з віссю легкого намагнічування  $c$  в напрямку перпендикулярному поверхні плівки (оскільки згідно принципу Ле Шательє-

Брауна вісь  $c$  кристалічної ґратки розташовується у площині сил, що діють). В плівці з проміжним шаром золота, в якій стискаючі напруження після відпалу значно знижені, найбільш низька температура упорядкування ( $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) (рис. 4.4 а, б). Таким чином, змінюючи розташування додаткового шару Au можна контролювати рівень напруженого стану і впливати на фазовий перехід  $A1 \rightarrow L1_0$  і орієнтацію вісі легкого намагнічування  $c$ .

На рисунку 4.5 представлено зміну залишкових механічних напружень та деформацій в шарі  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  плівок з різним розташуванням додаткового шару Au з температурою відпалу у вакуумі. Зі збільшенням температури відпалу залишкові напруження релаксують (рис. 4.5 а). Залишкові деформації в плівках з різним розташуванням додаткового шару Au також змінюються і стають розтягуючими при утворенні впорядкованої фази  $L1_0$  (рис 4.5 б).

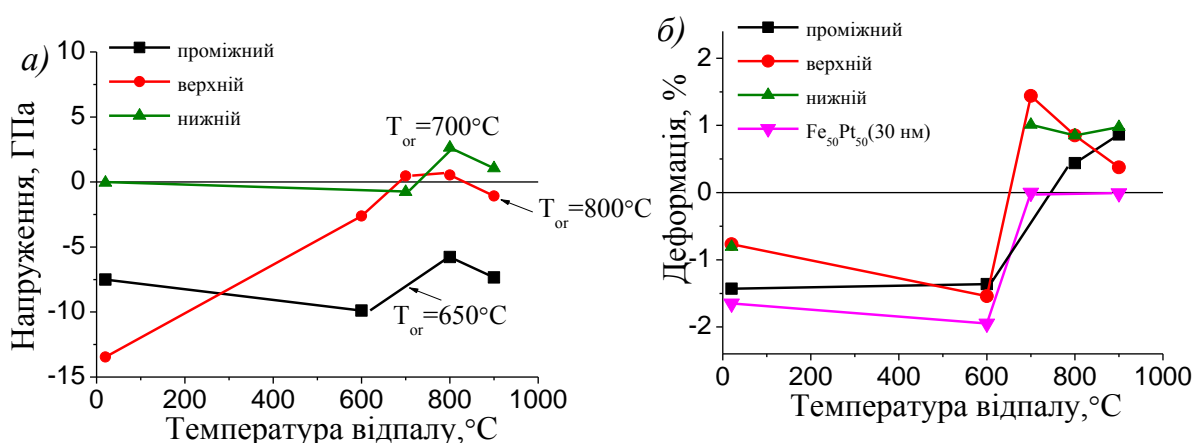


Рис. 4.5. Зміна залишкових напружень і деформацій з температурою відпалу в шарі FePt в плівках  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15\text{ нм})/\text{Au}(7,5\text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15\text{ нм})$ ,  $\text{Au}(7,5\text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15\text{ нм})$  і  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15\text{ нм})/\text{Au}(7,5\text{ нм})$ . Для порівняння наведено, як змінюються залишкові деформації в плівці  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(30\text{ нм})$

## 4.2 Морфологія поверхні плівок з різним розташуванням додаткового шару Au при відпалі у вакуумі

Поверхня плівок з різним розташуванням шару Au(7,5 нм) після осадження гладка (рис 4.6. а, б, в). Морфологія поверхні після відпалів

значно змінюється при підвищенні температури відпалу вище за 700 °С в інтервалі інтенсивного розвитку фазового перетворення  $A1\text{-FePt} \rightarrow L1_0\text{-FePt}$  (рис. 4.6 (г-м)).

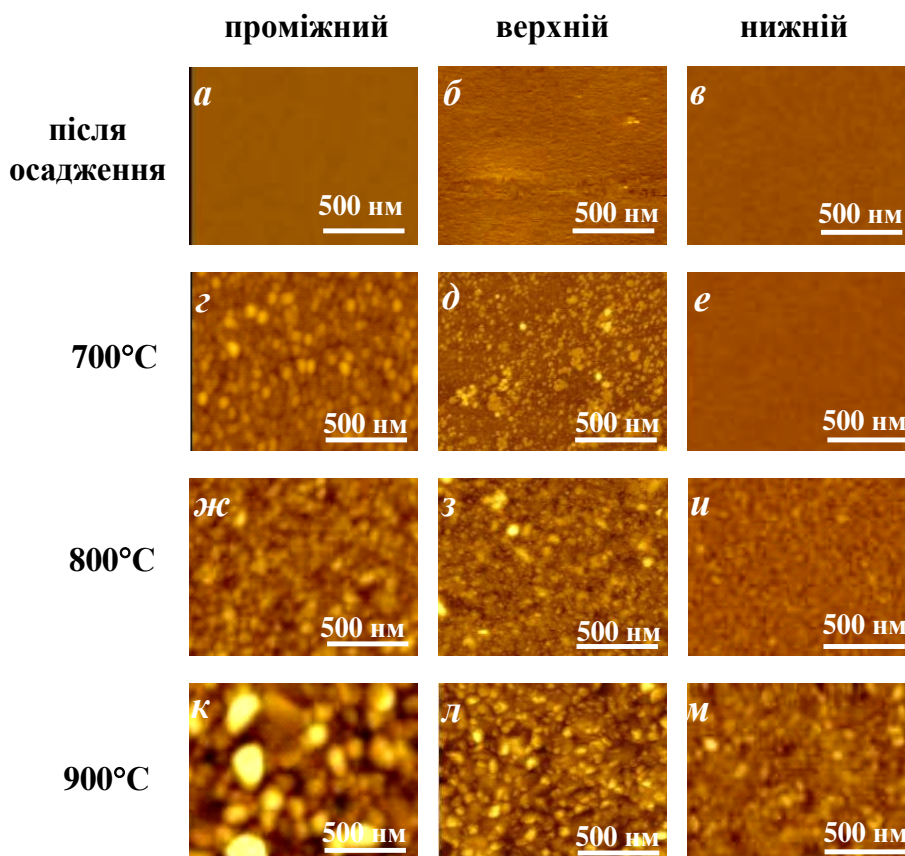


Рис. 4.6. Морфологія поверхні плівок  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15\text{ нм})/\text{Au}(7.5\text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15\text{ нм})$ ;  $\text{Au}(7.5\text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ ;  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15\text{ нм})/\text{Au}(7.5\text{ нм})$  після осадження (а, б, в) та відпалів за температур 700 °С – 900 °С (г-м)

Більш різкі зміни шорсткості (рис. 4.7 а) і розміру зерна (рис. 4.7. б) спостерігаються в плівках з проміжним шаром Au після відпалів вище за 600 °С. Після високотемпературних відпалів в композиціях з верхнім і нижнім шарами золота його концентрація на межах зерен фази  $L1_0\text{-FePt}$  в 2 рази більша, ніж в композиції з проміжним шаром. Можна припустити, що більш висока концентрація Au на межах зерен фази  $L1_0\text{-FePt}$  більшою мірою блокує їх зростання.



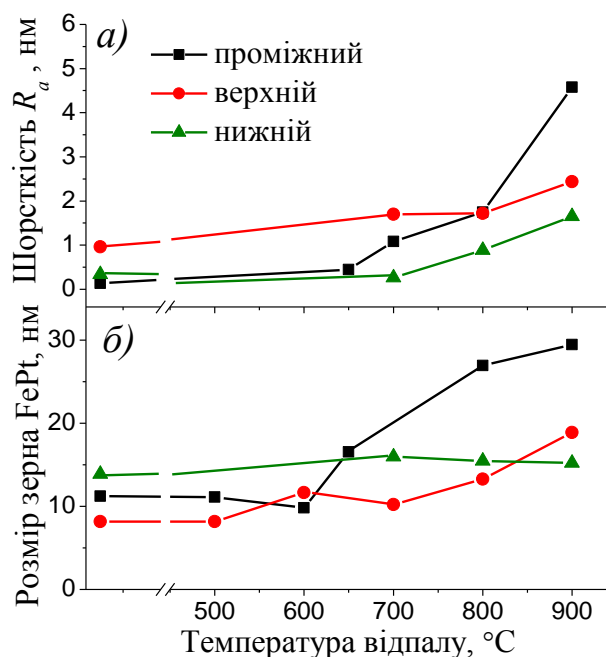


Рис. 4.7. Зміна шорсткості поверхні (а) та розміру зерна (б) плівок  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$ ;  $\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ ;  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 \text{ нм})$  з температурою відпалу у вакуумі

#### 4.3 Вплив тривалості відпалу у вакуумі на формування фазового складу плівок з різним розташуванням додаткового шару Au

Зменшити температуру формування впорядкованої фази  $L1_0\text{-FePt}$  можна збільшивши тривалість термічної обробки.

Для дослідження впливу тривалості відпалу у плівках з різним розташуванням додаткового шару Au на формування впорядкованої фази  $L1_0\text{-FePt}$  був проведений відпал у вакуумі за температури  $600^\circ\text{C}$  різної тривалості (30, 600, 1800 і 3600 секунд). Після осадження та відпалів за температури  $600^\circ\text{C}$  тривалістю 30 с ніяких фазових змін у плівках  $\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ ,  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  та  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 \text{ нм})$  не відбувається (рис. 4.8 а).

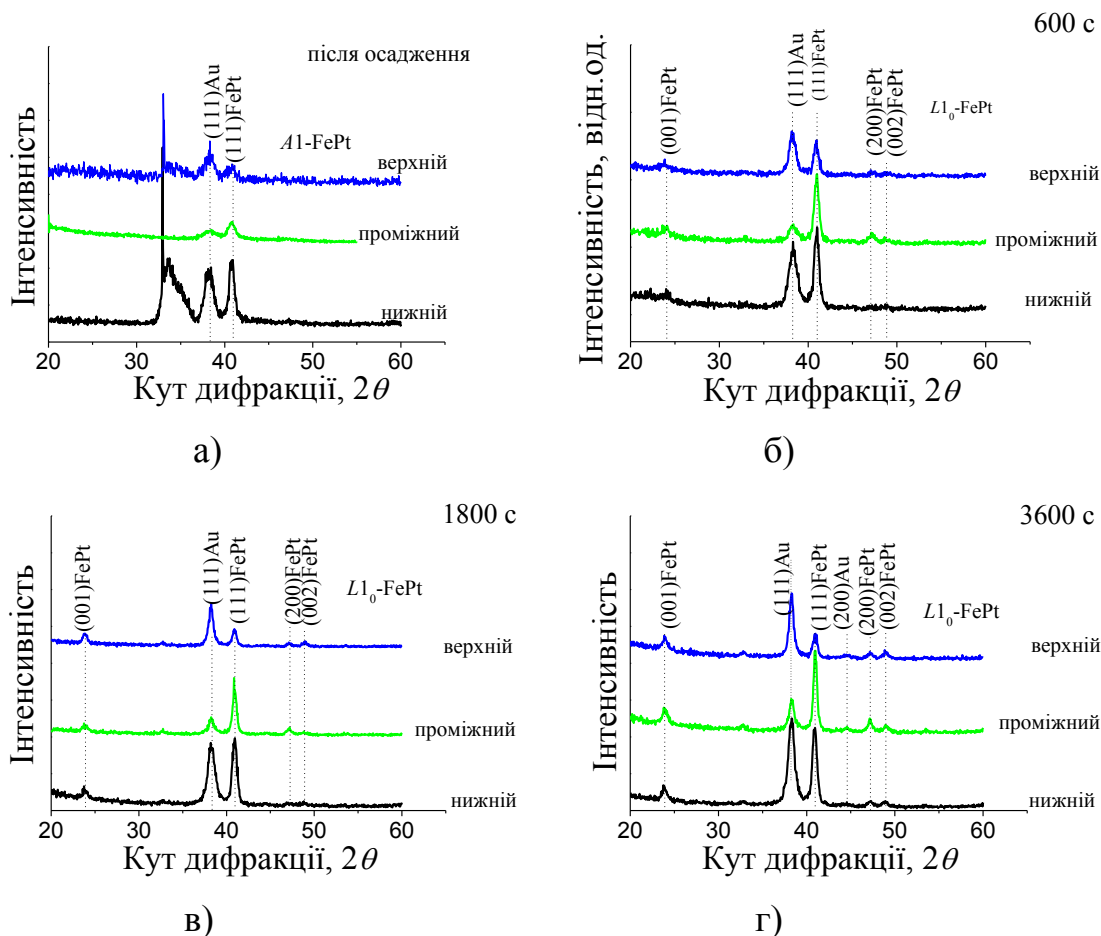


Рис. 4.8 Дифрактограми плівок Au(7,5 нм)/Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм), Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм)/Au(7,5 нм)/Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм) і Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм)/Au(7,5 нм) після осадження (а) та відпалів за температури 600 °С тривалістю 600 с (б), 1800 с (в), 3600 с (г). Випромінювання Cu K<sub>α</sub>

Незалежно від розташування додаткового шару золота, збільшення тривалості відпалу плівок у вакуумі до 600 с приводить до початку формування впорядкованої фази L1<sub>0</sub>-FePt, про що свідчить поява на дифрактограмах надструктурного рефлексу (001) слабкої інтенсивності (рис. 4.8 б). При збільшенні часу відпалу до 1800 с інтенсивність надструктурних рефлексів (001) зростає та з'являється рефлекс другого порядку відбиття (002) (рис. 4.8 в).

Подальше збільшення тривалості відпалу до 3600 с супроводжується незначним збільшенням інтенсивностей рефлексів (001) та (002). При

збільшенні тривалості відпалу збільшується кількість впорядкованої фази  $L1_0$ -FePt і ступінь її впорядкування.

При цьому у плівках з верхнім шаром Au зростає більша кількість зерен з віссю легкого намагнічування  $c$  у напрямку  $[001]$ , перпендикулярному площині плівки (рис. 4.9). У плівках з проміжним та нижнім шарами золота формується переважна текстура  $(111)$ , як у Au, так і у FePt, що більш виражена у плівці з нижнім шаром золота (рис. 4.8 г).

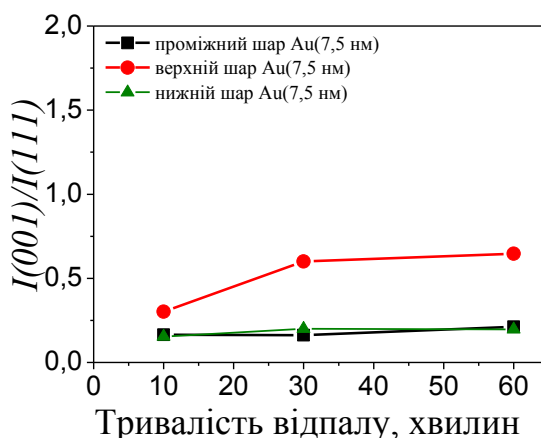


Рис. 4.9. Зміна відношення інтегральних інтенсивностей структурних рефлексів  $I(001)/I(111)$  фази  $L1_0$  в плівках Au(7,5 нм)/Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм), Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм)/Au(7,5 нм)/Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм), Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм)/Au(7,5 нм) з тривалістю відпалу у вакуумі за температури 600 °C

#### 4.4 Формування фази $L1_0$ -FePt у плівках Au(7.5 нм)/Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм) Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм)/Au(7,5 нм)/Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм), та Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм)/Au(7,5 нм), відокремлених від підкладки, при відпалі *in situ*

В осаджених плівках, відокремлених від підкладки, на електронограмах присутні рефлекси фази  $A1$ -FePt та золота (рис. 4.10 – 4.12).

Так як умови нагріву та визначення температури в плівкових композиціях FePt-Au на підкладках і відокремлених від них були різними, важливо визначити тенденції зміни температури фазового переходу  $A1 \rightarrow L1_0$ -FePt.

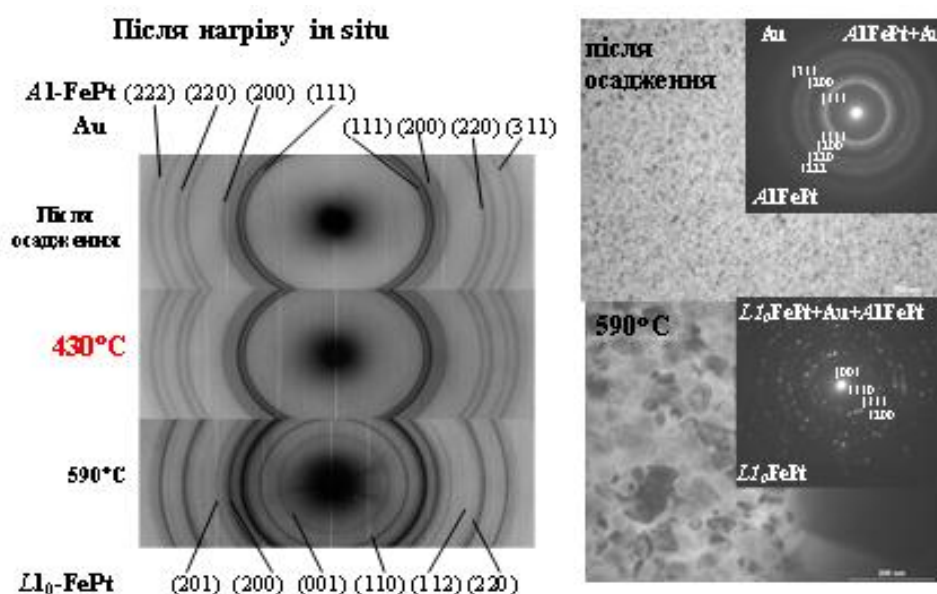


Рис. 4.10. Електронограми та ТЕМ зображення структури плівкових композицій Au(7,5 нм)/ Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм) після осадження та відпалу *in situ*

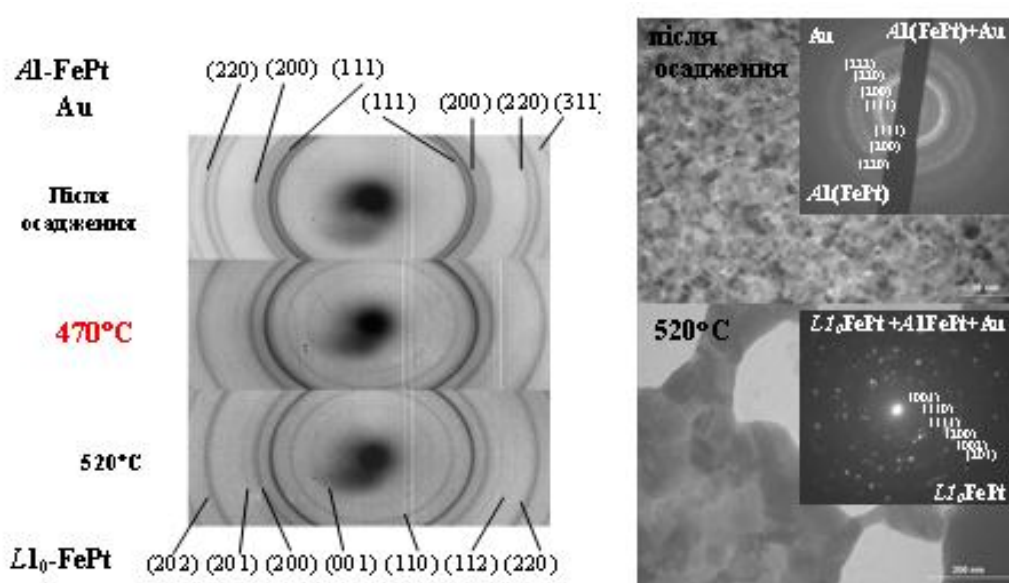


Рис. 4.11. Електронограми та ТЕМ зображення структури плівкових композицій Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм)/Au(7,5 нм), відокремлених від підкладки, після осадження та відпалу *in situ*

Для плівок з верхнім та нижнім шаром Au при нагріві вище температур 430 °C і 470 °C, відповідно, зменшується інтенсивність рефлексів, що

належать фазі  $A1$  та виникає фаза  $L1_0$ , про що вказує поява надструктурних рефлексів (001) та (110). При нагріві плівок до температур 590 °C і 520 °C, відповідно, збільшується інтенсивність рефлексів фази  $L1_0$ -FePt та залишається незначна кількість фази  $A1$ -FePt (рис. 4.10, рис. 4.11).

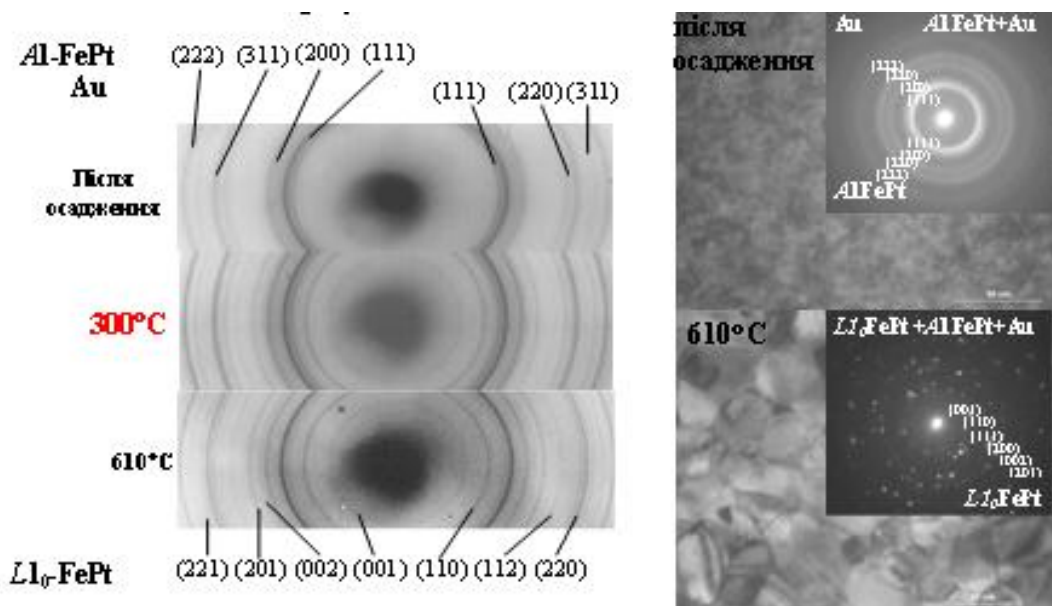


Рис. 4.12. Електронोगрами та ТЕМ зображення структури плівкових композицій  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  після осадження та відпалу *in situ*

В плівці з проміжним шаром Au фазове перетворення  $A1$  в  $L1_0$  відбувається за температури 300 °C, що значно нижче ніж в системах з нижнім та верхнім шаром Au (рис. 4.12). Подальший нагрів до температури 620 °C показує, що крім фази  $L1_0$ -FePt та золота також залишається незначна кількість фази  $A1$ -FePt.

Надалі, при подальшому підвищенні температури відпалу зразки руйнувались.

Таким чином, в плівках, відокремлених від підкладки з різним розташуванням шару Au (верхній, проміжний, нижній) зберігається така ж тенденція зміни температури фазового перетворення від розташування шару Au, як і в плівках на підкладці. У плівках з проміжним шаром Au(7,5 нм)

рівень напружень є середнім між рівнем напруженого стану в інших композиціях (рис. 4.4 а), і відповідає більшому зниженню температури формування фази  $L1_0$  (рис. 4.4 б, в). При цьому низька поверхнева енергія Au активізує дифузію в шарі FePt, головним чином, за зернограничним механізмом і створює додаткові стискаючі напруження через різницю в коефіцієнтах термічного розширення фази A1 і Au, що сприяє зниженню температури фазового переходу.

На рисунку 4.13 зображено схему дії механічних напружень при взаємній дифузії між шарами  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм) та Au (7,5 нм) у плівці  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм)/Au (7,5 нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм) на підкладці  $\text{SiO}_2$  (100 нм)/Si(001) при відпалі у вакуумі в інтервалі 500 °C – 900 °C та відокремленій від неї при відпалі *in situ* в колоні електроннографу в інтервалі 300 °C – 700 °C.

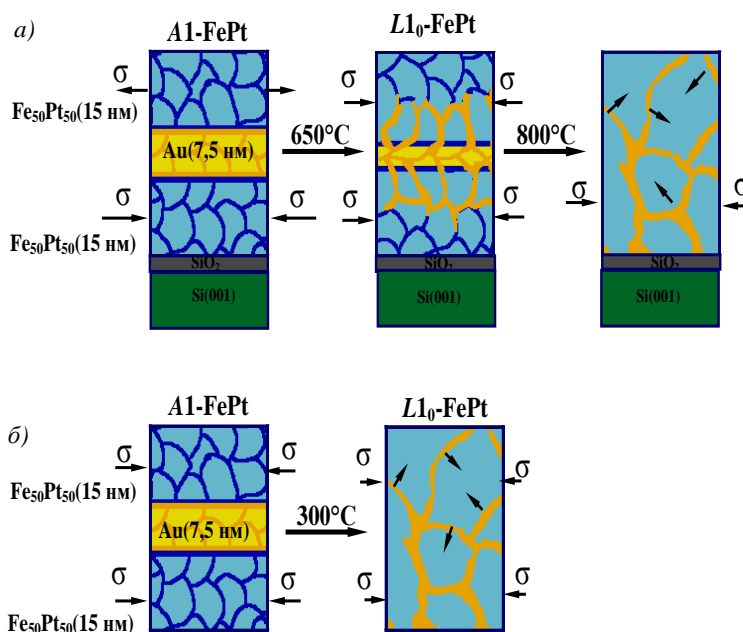


Рис. 4.13. Схема дії механічних напружень при взаємодифузії між шарами  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм) та Au (7,5 нм) у плівці  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм)/Au (7,5 нм)/ $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  (15 нм) на підкладці  $\text{SiO}_2$  (100 нм)/Si(001) при відпалі у вакуумі в інтервалі 500 °C – 900 °C (а) та відокремленій від неї при відпалі *in situ* в колоні електроннографу в інтервалі 300 °C – 700 °C (б)

Можна припустити, що в осаджених плівкових композиціях, відокремлених від підкладки зберігаються близькі рівні стискаючих механічних напружень. Це є визначальним фактором, що впливає на процес упорядкування. Результати розділу опубліковано в роботах [58, 148].

#### Висновки до розділу 4

Встановлено, що різне розташування шару Au впливає на напружений стан в осаджених плівках, що відображається на температурі фазового переходу  $A1 \rightarrow L1_0$  і орієнтації вісі легкого намагнічування  $c$  у зернах впорядкованої фази  $L1_0$ :

1. В плівках з різним розташуванням шару Au, відокремлених від підкладки, зберігається та ж тенденція зміни температури фазового перетворення від розташування шару Au, що і в плівках на підкладці. Збереження аналогічних рівнів стискаючих механічних напружень в осаджених плівках є визначальним фактором, що впливає на процес упорядкування.
2. При відпалі у вакуумі та *in situ* в колоні електроннографу в плівках з проміжним шаром Au процес упорядкування починається при більш низькій температурі, ніж в плівках з верхнім і нижнім шаром золота, як у плівках на підкладці  $\text{SiO}_2(100 \text{ нм})/\text{Si}(001)$ , так і в плівках, відокремлених від неї.
3. Визначено, що у плівках з проміжним шаром золота більша кількість зерен з орієнтацією вісі легкого намагнічування  $c$  в напрямку  $[001]$ , перпендикулярному площині плівки.
4. В плівках з верхнім і нижнім шарами з більшим вмістом золота по межах зерен фази  $L1_0\text{-FePt}$  після відпалу за температури  $900^\circ\text{C}$  досягаються більші значення коерцитивної сили –  $24,1 \text{ кЕ}$  та  $25 \text{ кЕ}$ , відповідно, внаслідок дифузії Au по межах зерен впорядкованої фази та зменшення обмінної взаємодії поміж ними.

## РОЗДІЛ 5

### ФАЗОВІ ПЕРЕТВОРЕННЯ В БАГАТОШАРОВИХ НАНОРОЗМІРНИХ ПЛІВКОВИХ КОМПОЗИЦІЯХ $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})]_2$ ТА $[\text{Pt}/\text{Fe}]_n$ , де $n=(1, 4, 8)$

В цьому розділі показано вплив меж поділу та типу підкладок ( $\text{SiO}_2(100 \text{ нм})/\text{Si}(001)$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3(10\bar{1}0)$ ) на процеси дифузійного фазоутворення та магнітні властивості, орієнтований ріст зерен в шаруватих композиціях із шарів сплаву  $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})]_2$  та шарів металів  $[\text{Pt}/\text{Fe}]_n$  ( $n = 1, 4, 8$ ) при відпалах у різних атмосферах (вакуум, азот) в температурному інтервалі  $300^\circ\text{C} - 900^\circ\text{C}$ .

#### 5.1 Структура та магнітні властивості багатошарових нанорозмірних плівкових композицій $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})]_2$

На дифрактограмі плівкової композиції  $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})]_2$  після осадження фіксуються рефлекси (111) від неупорядкованої фази  $A1\text{-FePt}$ , від золота і рефлекси від підкладки (рис. 5.1). Значення коерцитивної сили становить  $\sim 7 \text{ Е}$  ( $0,56 \text{ кА/м}$ ), що підтверджує магнітно-м'які властивості (рис. 5.2).

Відпали в інтервалі температур  $300^\circ\text{C} - 600^\circ\text{C}$  не призводять до помітної зміни структурно-фазового складу і магнітних властивостей плівкової композиції.

Проте після відпалу за температури  $700^\circ\text{C}$  структурний рефлекс (111) зміщується в бік більших кутів, що свідчить про появу тетрагональності кристалічної ґратки внаслідок початку фазового перетворення  $A1\text{-FePt} \rightarrow L1_0\text{-FePt}$ . При цьому коерцитивна сила збільшується до  $0,3 \text{ кЕ}$  ( $24 \text{ кА/м}$ ) (рис. 5.2 б).



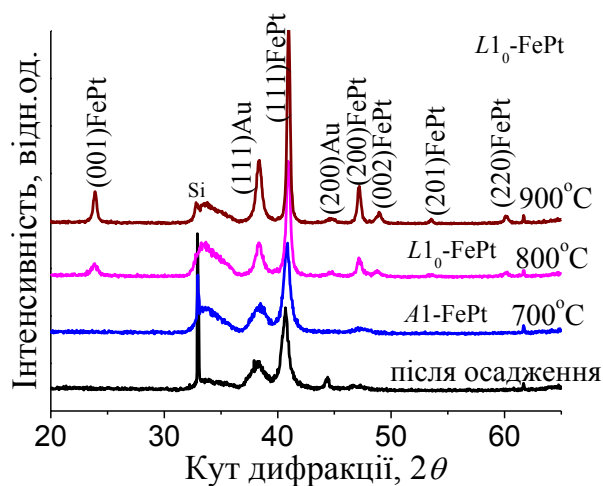


Рис. 5.1. Дифрактограми НПК  $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})]_2$  після осадження та відпалів за температур 500 °С – 900 °С. Випромінювання  $\text{Cu K}\alpha$

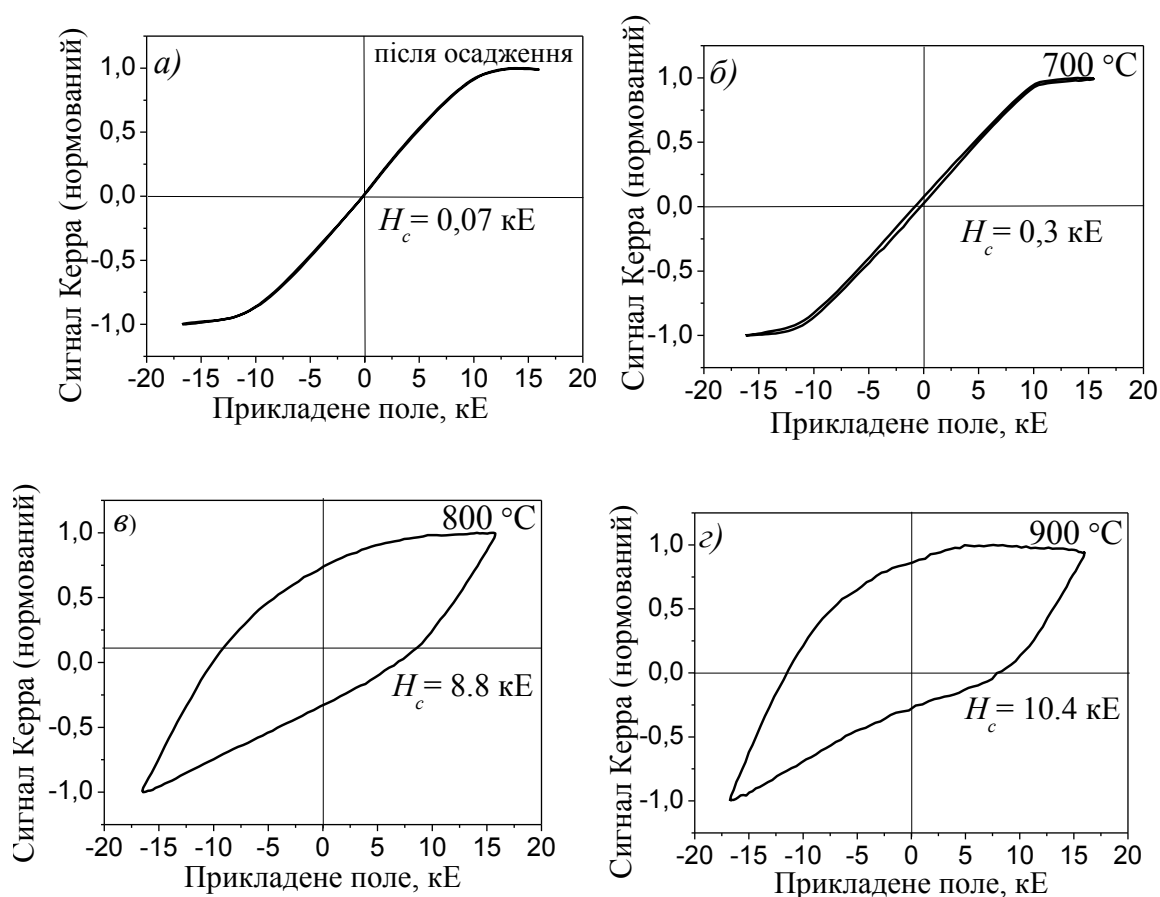


Рис. 5.2. Криві намагнічування плівок  $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})]_2$ , отримані методом МОКЕ, після осадження (а) та відпалів у вакуумі за температур 700 °С (б); 800 °С (в); 900 °С (г)

Надструктурний рефлекс (001) фази  $L1_0$ -FePt низької інтенсивності з'являється після відпалу за температури 800 °С, що на 150 °С вище, ніж для плівок з одним проміжним шаром золота. Структурний рефлекс (200) розщеплюється на рефлекси (200) і (002).

Велика товщина плівкової композиції з двома проміжними шарами Au призводить до уповільнення процесів перебудови атомів заліза і платини і зміщує початок формування впорядкованої фази до високих температур відпалу (рис. 5.3).

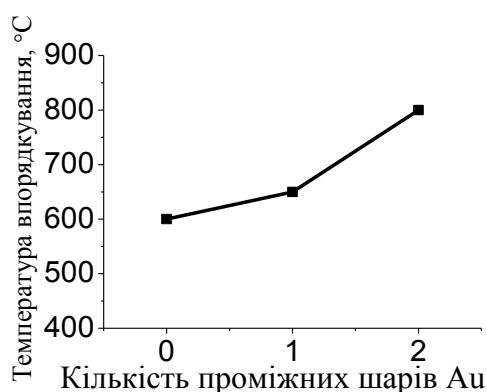


Рис. 5.3. Залежність температури впорядкування від кількості проміжних шарів Au в НПК  $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})]_n$ , де  $n = 1, 2$

Більшою мірою це пов'язано з релаксацією напруженого стану, оскільки початковий напружений стан в НПК грає величезну роль в проходженні процесів упорядкування. Після осадження в плівках з двома проміжними шарами Au і в плівках з одним проміжним шаром Au спостерігаються стискаючі залишкові напруження  $\sim -2$  ГПа і  $\sim -7,5$  ГПа, відповідно (рис. 5.4 а) [58].

Зміна коерцитивної сили корелює зі зміною початкового напруженого стану в осаджених плівках з додатковими шарами Au. Збільшення кількості проміжних шарів Au та загальної товщини плівкової композиції  $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})]_2$  знижує рівень стискаючих напружень в

шарі  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ , що супроводжується підвищенням температури початку впорядкування до  $800\text{ }^{\circ}\text{C}$  та погіршенням магнітних властивостей (рис. 5.4).

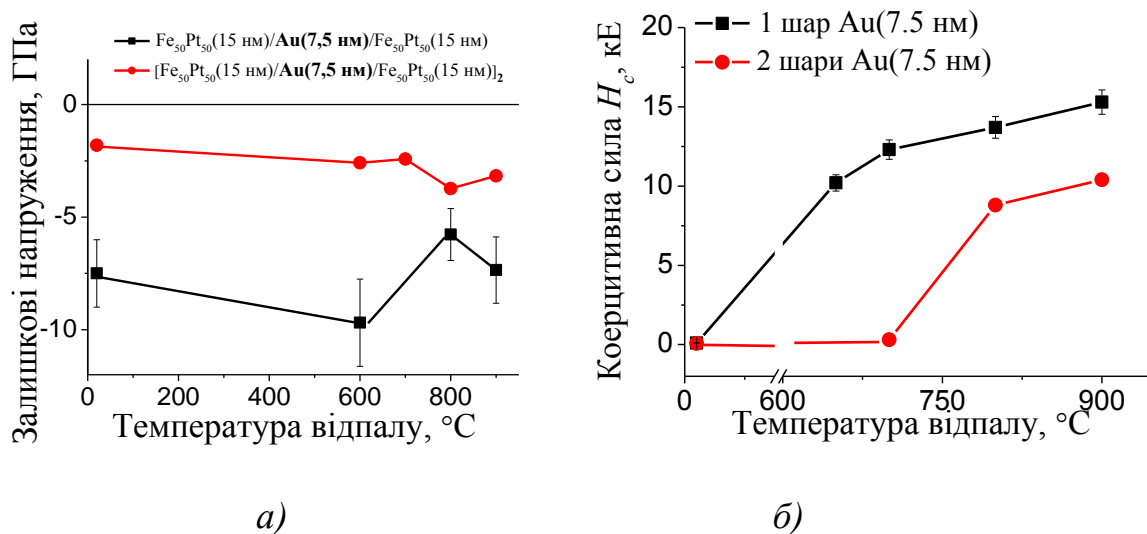


Рис. 5.4. Зміна напруженого стану в шарі  $\text{FePt}$  (а) та коерцитивної сили, отриманої методом МОКЕ (б), у плівкових композиціях  $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15\text{ нм})/\text{Au}(7,5\text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15\text{ нм})]_n$  (де  $n = 1, 2$ ) з температурою відпалу у вакуумі

Зі збільшенням кількості впорядкованої фази  $L1_0\text{-FePt}$  коерцитивна сила в плівкових композиціях, отримана за допомогою методу МОКЕ, зростає з температурою відпалу і досягає максимальних значень після відпалу при  $900^{\circ}\text{C}$  (рис. 5.4 б). Підвищення температури відпалу до  $900\text{ }^{\circ}\text{C}$  супроводжується помітним збільшенням інтенсивностей рефлексів (001) і (002) (рис. 5.1) і збільшенням коерцитивної сили НПК за результатами методу МОКЕ до 15,3 кЕ (1224 кА/м) при  $n = 1$  і 10,4 кЕ (832 кА/м) при  $n = 2$  (рис. 5.4 б).

На рисунку 5.5 представлено криві намагнічування  $M(H)$  плівок  $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15\text{ нм})/\text{Au}(7,5\text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15\text{ нм})]_2$ , отримані методом SQUID в перпендикулярно прикладеному магнітному полі, після осадження та відпалу у вакуумі за температури  $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Слід зазначити, що значення коерцитивної сили, отримані різними методами (МОКЕ та SQUID) відрізняється, показуючи що магнітні властивості на поверхні та в об'ємі плівок не

однакові. В НПК з  $n = 2$  коерцитивна сила, отримана методом SQUID становить 15,4 кЕ, що майже у 1,5 рази більше, ніж за методом MOKE (рис. 5.2 з, рис. 5.5 б).

Відношення інтенсивностей структурних рефлексів (001) і (002) для плівки з одним проміжним шаром золота при утворенні впорядкованої фази  $L1_0$ -FePt і подальшому підвищенні температури відпалу до 800 °С змінюється незначно. Можна припустити, що формування впорядкованої фази  $L1_0$ -FePt завершилося під час відпалу за температури 700 °С.

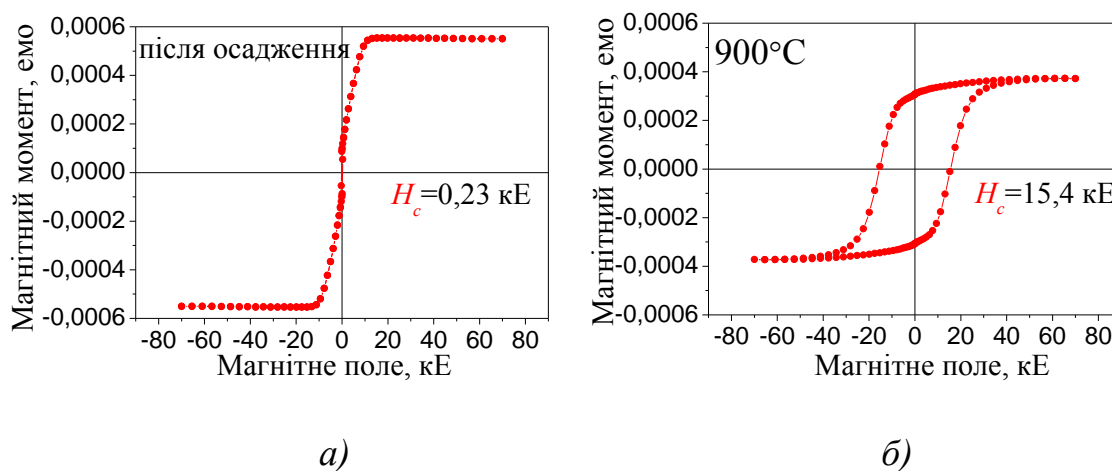


Рис. 5.5. Криві намагнічування  $M(H)$  плівок  $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})]_2$ , отримані методом SQUID в перпендикулярно прикладеному магнітному полі, після осадження (а) та відпалу у вакуумі за температури 900 °С (б)

У багатошаровій плівці з двома проміжними шарами золота при підвищенні температури відпалу від 800 °С до 900 °С ступінь упорядкування збільшується (рис. 5.6 а). Проте відношення інтенсивностей структурних рефлексів  $I(001)/I(111)$  при утворенні впорядкованої фази практично не змінюється, що свідчить про незначну кількість зерен впорядкованої фази з віссю легкого намагнічування  $c$ , перпендикулярною площині плівки (рис. 5.6 б).

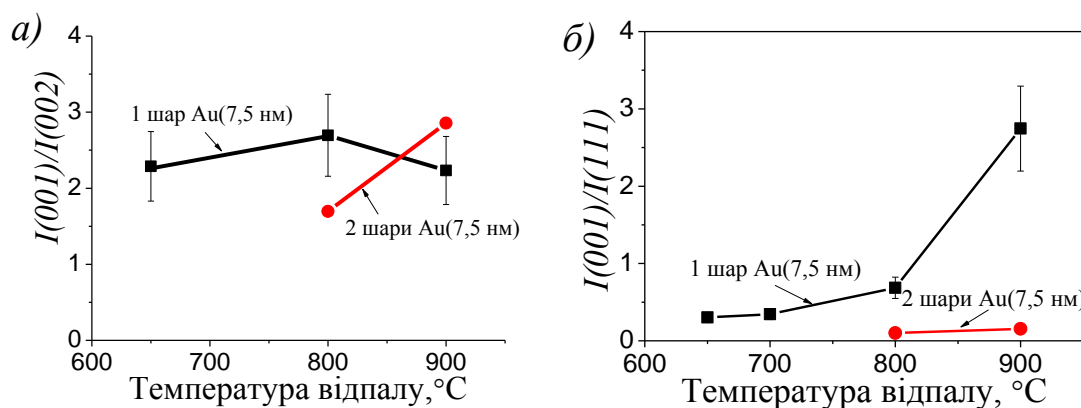


Рис. 5.6. Залежність відношень  $I(001)/I(002)$  (а) та  $I(001)/I(111)$  (б) фази  $L1_0$ -FePt НПК  $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})]_n$ , де  $n = 1, 2$ , від температури відпалу

На рисунку 5.7 представлено залежність параметрів кристалічної ґратки  $a$  і  $c$  фази FePt та відношення  $c/a$  від температури відпалу для плівок з одним і двома проміжними шарами Au. Збільшення кількості проміжних шарів Au мало впливає на величину параметрів ґратки  $a$  і  $c$  (рис. 5.7 а, б). При утворенні впорядкованої фази параметр  $a$  фази  $L1_0$ -FePt збільшується, а параметр ґратки  $c$  фази  $L1_0$ -FePt зменшується.

На проходження процесів упорядкування при підвищенні температури відпалу до 900 °C вказує також зменшення відношення  $c/a$ , що свідчить про збільшення ступеня тетрагональності (рис. 5.7 в). При цьому більш виражене збільшення ступеня тетрагональності  $c/a$  спостерігається в плівці з одним проміжним шаром золота. Введення додаткового шару золота не призвело до прискорення процесів упорядкування внаслідок збільшення загальної товщини плівкової композиції [58].

На рисунку 5.8 представлено зміну об'єму елементарної комірки FePt з температурою відпалу у вакуумі та, для порівняння, приведено об'єми масивних фаз Al і  $L1_0$ -FePt. При утворенні впорядкованої фази відбувається зменшення об'єму елементарної комірки FePt (рис. 5.8).

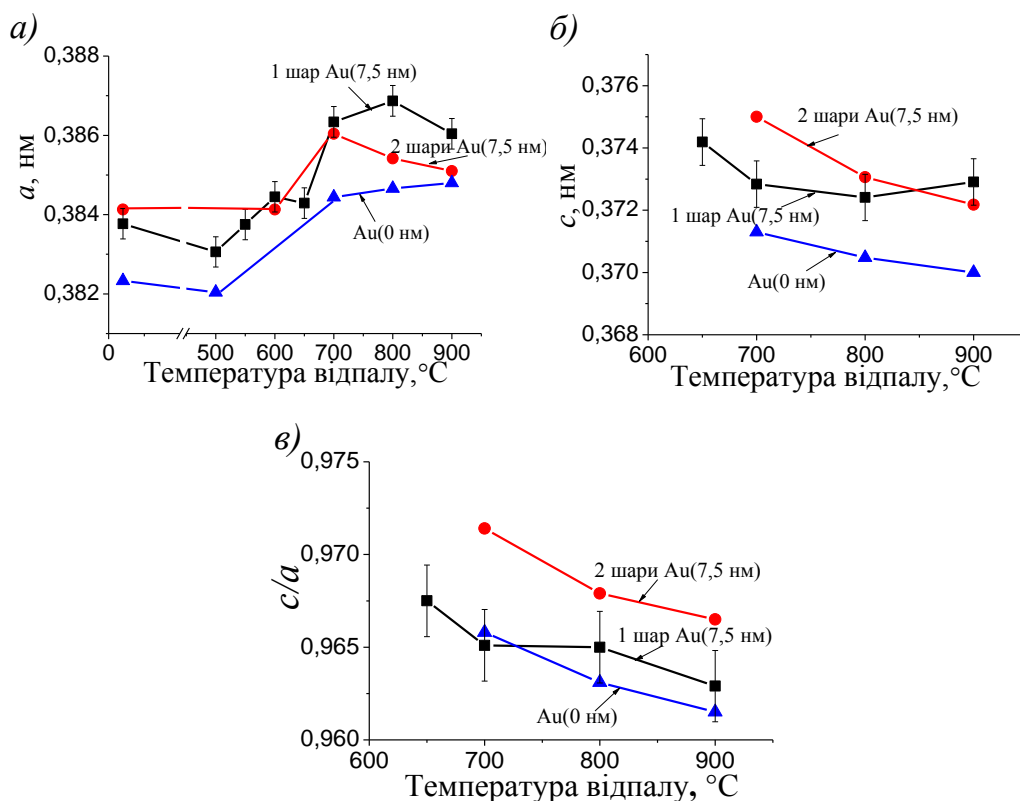


Рис. 5.7. Залежність параметрів ґратки  $a$  (а) і  $c$  (б) фази FePt та відношення  $c/a$  (в) в НПК [Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм)/Au(7,5 нм)/Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм)]<sub>n</sub>, де  $n = 1, 2$ , від температури відпалу

Незалежно від кількості проміжних шарів золота в плівковій композиції, електроопір після відпалів при температурах вищих за 600 °C зменшується, що можна пов'язати зі збільшенням ступеня впорядкування фази  $L1_0$ -FePt (рис. 5.9).

Поверхня плівки [Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм)/Au(7,5 нм)/Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм)]<sub>2</sub> після осадження практично гладка (рис. 5.10). Морфологія поверхні помітно змінюється після відпалу за температури 800 °C. Підвищення температури відпалу супроводжується зростанням шорсткості поверхні плівок (рис. 5.11 а), в яких спостерігається помітне зростання зерен фази  $L1_0$ -FePt у процесі відпалів при температурах вищих за 700 °C (рис. 5.11 б).

При відпалі в інтервалі температур 300 °C – 600 °C розмір областей когерентного розсіювання фази FePt змінюється незначно.

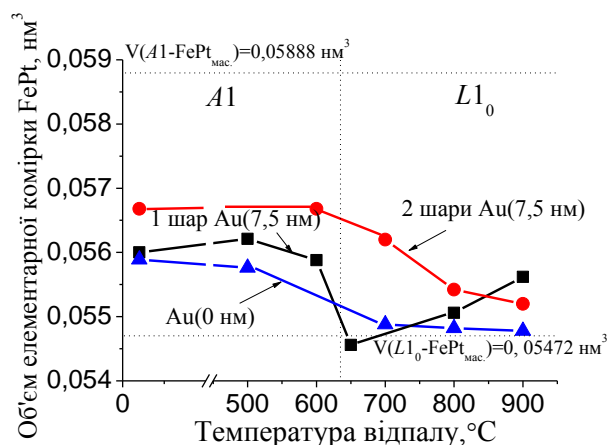


Рис. 5.8. Зміна об'єму елементарної комірки FePt в плівці FePt(30 нм) та НПК  $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})]_n$ , де  $n = 1, 2$ , з температурою відпалу у вакуумі

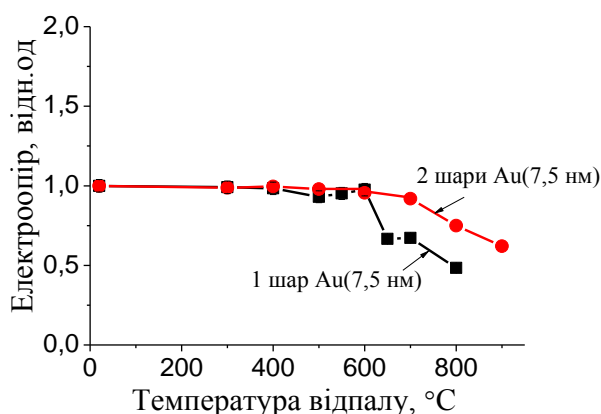


Рис. 5.9. Залежність електроопору плівок  $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})]_n$ , де  $n=1, 2$ , від температури відпалу

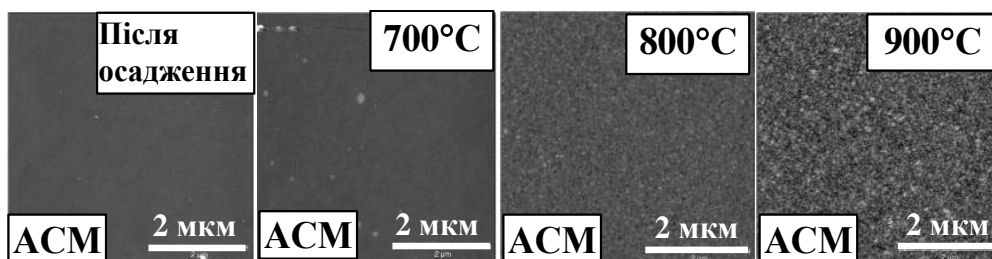


Рис. 5.10. Морфологія поверхні плівок  $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})]_2$  після осадження і відпалів при температурах 700 $^{\circ}\text{C}$  -900 $^{\circ}\text{C}$

Відпали за температур вище за 700 °С супроводжуються інтенсивним зростанням зерна до  $\approx 30$  нм, що корелює зі зростанням шорсткості поверхні плівок (рис. 5.11).

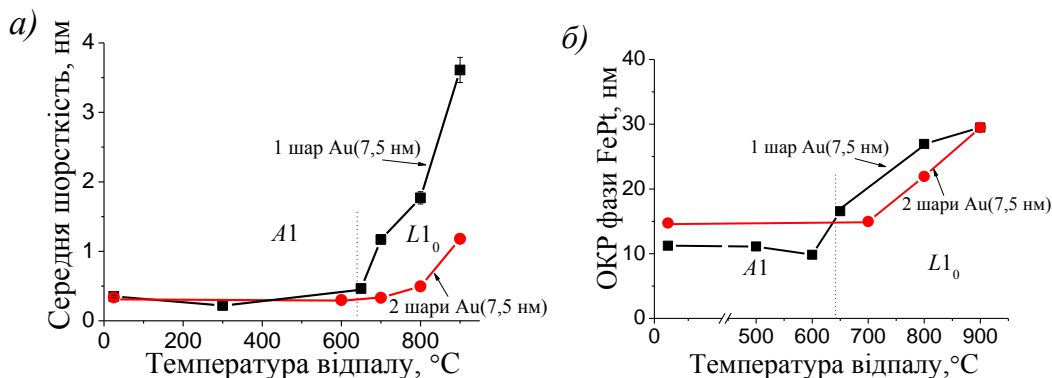


Рис. 5.11. Залежність шорсткості поверхні плівок  $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})]_n$  ( $n = 1, 2$ ) та розміру ОКР фази FePt від температури відпалу

Плівки  $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})]_2$  демонструють лабіринтоподібну доменну структуру після відпалів за температур 800 °С та 900 °С (рис. 5.12). Це є підтвердженням їх магнітно-твердих властивостей. Як можна бачити, підвищення температури відпалу до 900 °С супроводжується зростанням доменів і підвищенням коерцитивної сили до максимальних значень (рис. 5.5 б).

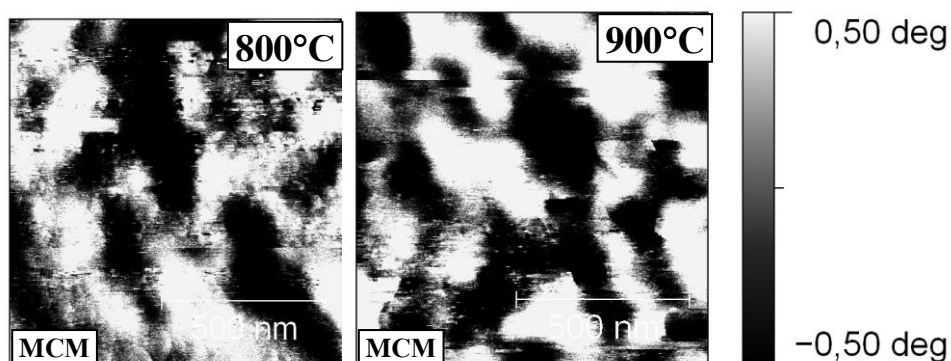


Рис. 5.12. MCM-зображення доменної структури плівок  $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(7,5 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})]_2$  після відпалів за температур 800 °С та 900 С



## 5.2 Формування фази $L1_0$ -FePt в плівці $\text{Fe}_{52}\text{Pt}_{48}$ (15 нм) на підкладці $\text{Al}_2\text{O}_3(10\bar{1}0)$

Результати рентгеноструктурного аналізу вказують, що після осадження в плівці  $\text{Fe}_{52}\text{Pt}_{48}$ (15 нм) формується невпорядкована магнітно-м'яка фаза  $A1$ -FePt з гранецентрованою кубічною ґраткою (рис. 5.13) та присутні залишкові напруження розтягу  $\sim 4.5$  ГПа (рис. 5.14) [148].

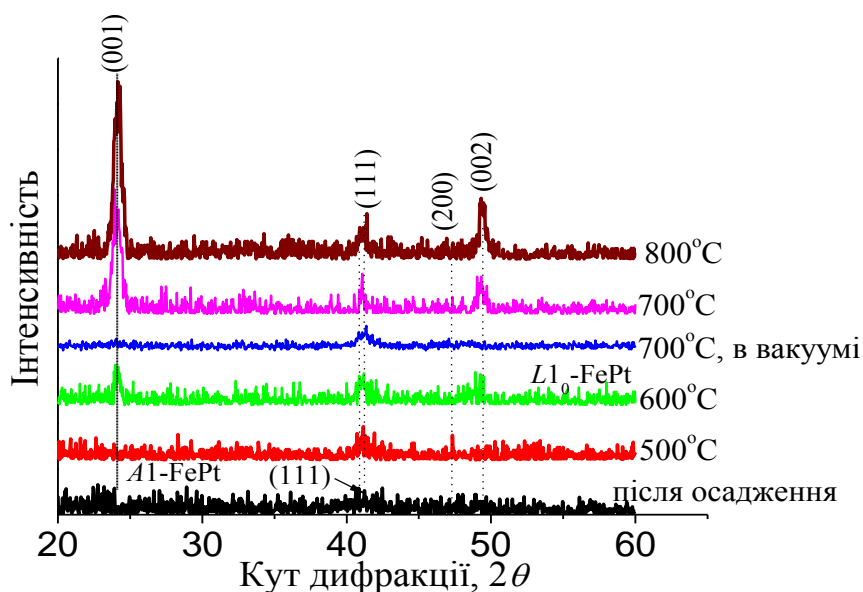


Рис. 5.13. Дифрактограми плівок  $\text{Fe}_{52}\text{Pt}_{48}$ (15 нм) після осадження і швидкого відпалу в азоті в температурному інтервалі 500 °С – 800 °С та у вакуумі при 700 °С

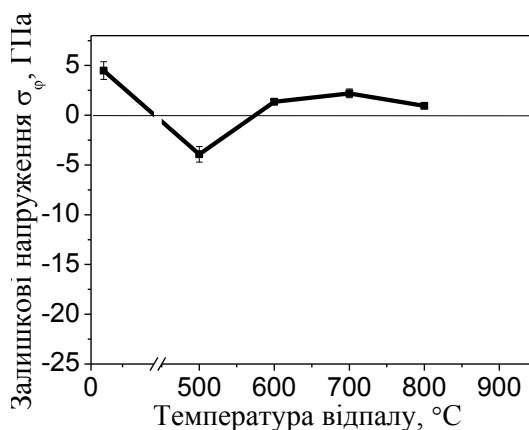


Рис. 5.14. Залежність залишкових напружень в плівці  $\text{Fe}_{52}\text{Pt}_{48}$ (15 нм) від температури швидкого відпалу в азоті

Швидкий відпал в азоті за температури 500 °C призводить до зсуву структурного рефлексу (111) FePt в бік великих кутів, що означає початок процесу упорядкування, появу спотворень ґратки та різкої зміни рівня і знаку напруженого стану. Знак напружень змінюються в процесі упорядкування з розтягуючих на стискаючі, а їх значення  $\sim -3,9$  ГПа. Згідно з принципом Ле Шательє-Брауна, стискаючі напруження сприяють фазовому перетворенню  $A1\text{-FePt} \rightarrow L1_0\text{-FePt}$ , при цьому значна кількість впорядкованої фази формується вже при відпалі за температури 600 °C (рис. 5.13). На дифрактограмі з'являються надструктурний рефлекс (001) та структурний рефлекс (002), характерні для впорядкованої фази  $L1_0\text{-FePt}$ .

Підвищення температури відпалу до 700 °C індукує процес упорядкування, який є наслідком зміни та релаксації механічних напружень в плівці та супроводжується зменшенням об'єму (рис. 5.14). Проте, після відпалу у вакуумі за температури 700 °C процес упорядкування практично не спостерігається. Це можна пояснити низьким рівнем напруженого стану в плівці, що пов'язано зі значно меншою швидкістю нагріву (5°C/c) (рис. 5.13). Автори [63, 82, 96] повідомляють, що швидкий термічний відпал не тільки призводить до упорядкування, але також сприяє формуванню переважної текстури (001) на аморфних підкладках, що в майбутньому може забезпечити виробництво приладів на основі FePt.

Відпали в азоті в температурному інтервалі 600 °C – 800 °C супроводжуються збільшенням інтенсивностей надструктурного рефлексу (001) і рефлексу (002) внаслідок збільшення кількості фази  $L1_0\text{-FePt}$  та ступеня її впорядкування (рис. 5.13).

При підвищенні температури відпалу від 500 °C до 800 °C параметр ґратки  $a$  зростає, а параметр  $c$  зменшується (рис. 5.15 а). Зменшення відношення  $c/a$  вказує на збільшення ступенів тетрагональності та впорядкування (рис. 5.15 б).

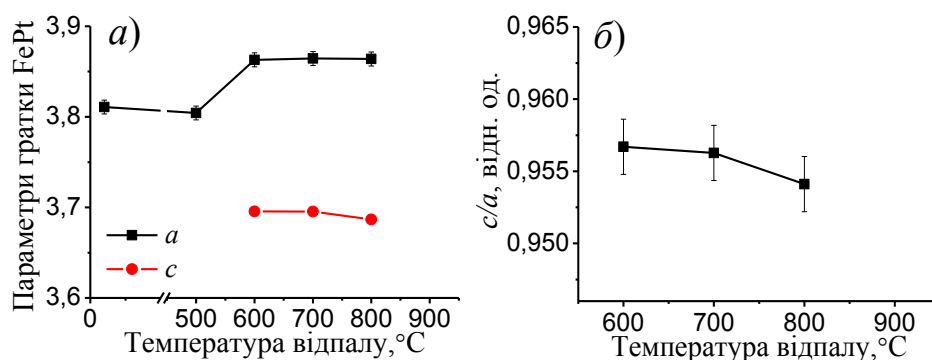


Рис. 5.15. Зміна параметрів ґратки (а) та ступеню тетрагональності (б) фази  $L1_0$ -FePt у плівці  $\text{Fe}_{52}\text{Pt}_{48}$ (15 нм) з температурою швидкого відпалу в азоті.

Підвищення температури відпалу призводить до збільшення відношення інтегральних інтенсивностей  $I(002)/I(111)$ , що вказує на збільшення кількості зерен орієнтованих у напрямку  $[001]$  з віссю легкого намагнічування  $c$ , перпендикулярною до площини плівки (рис. 5.16). Це можна пов'язати зі зменшенням рівня стискаючих напружень.

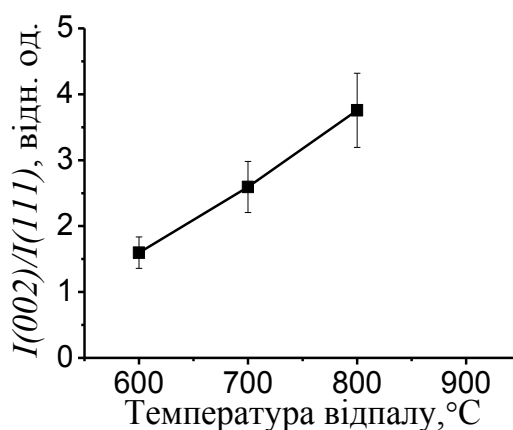


Рис. 5.16. Залежність відношення інтенсивностей структурних рефлексів  $I(002)/I(111)$  фази  $L1_0$ -FePt у плівці  $\text{Fe}_{52}\text{Pt}_{48}$ (15 нм) від температури швидкого відпалу в азоті

Фазове перетворення  $A1\text{-FePt} \rightarrow L1_0\text{-FePt}$  супроводжується зміною магнітних властивостей матеріалу (рис. 5.17). Плівка  $\text{Fe}_{52}\text{Pt}_{48}$ (15 нм) після

осадження, яка має в своїй структурі магнітно-м'яку фазу  $A1\text{-FePt}$ , володіє малою коерцитивною силою (рис. 5.17 а). Подальше підвищення температури відпалу від  $600\text{ }^{\circ}\text{C}$  до  $800\text{ }^{\circ}\text{C}$  призводить до значного зростання коерцитивної сили, як в паралельно, так і в перпендикулярно прикладеному до площини плівки магнітному полі, до 15 і 14 кЕ, відповідно (рис. 5.17 з) і формуванню магнітно-твердої фази  $L1_0\text{-FePt}$  [148].

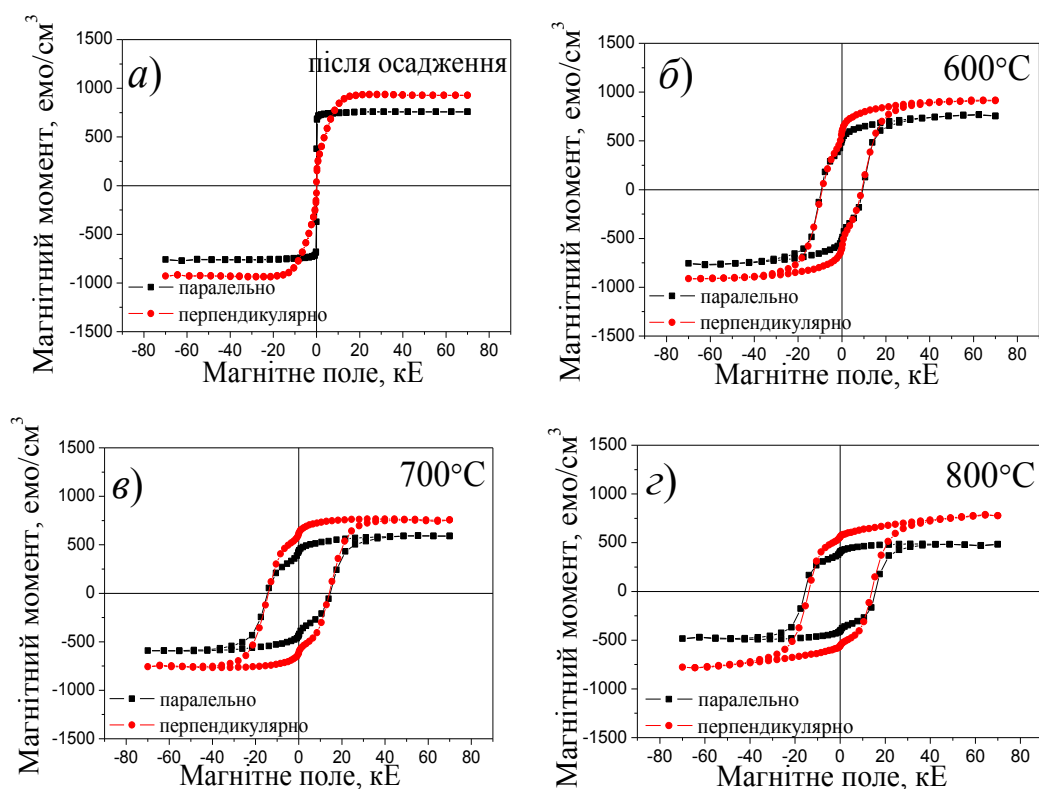


Рис. 5.17 Петлі гістерезису плівки  $\text{Fe}_{52}\text{Pt}_{48}$  (15 нм) після осадження (а) та після швидкого відпалу в азоті при  $600\text{ }^{\circ}\text{C}$  (б),  $700\text{ }^{\circ}\text{C}$  (в),  $800\text{ }^{\circ}\text{C}$  (з)

Форма кривих намагнічування при однаковій температурі відпалу при магнітному полі, прикладеному паралельно і перпендикулярно до поверхні зразка відрізняється тільки за намагніченістю насичення, оскільки коерцитивна сила практично однакова (рис. 5.17, рис. 5.18). При близькому значенні коерцитивної сили, більша намагніченість спостерігається в плівках при магнітному полі, прикладеному перпендикулярно до площини підкладки (рис. 5.18 а).

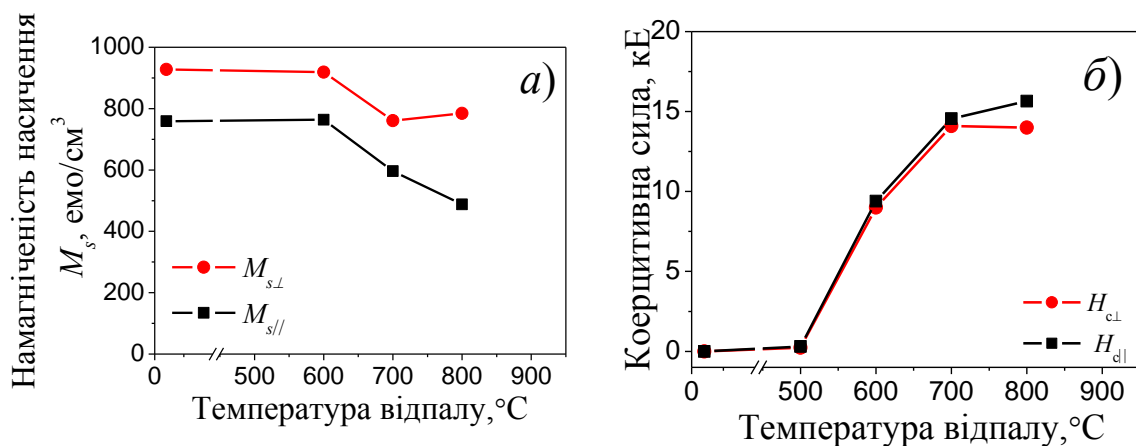


Рис. 5.18. Зміна намагніченості насичення та коерцитивної сили плівки  $\text{Fe}_{52}\text{Pt}_{48}$  (15 нм) в паралельно та перпендикулярно прикладеному до поверхні плівки магнітному полі з температурою відпалу

Після осадження та відпалу за температури 500 °C поверхня плівки гладка та має незначну шорсткість (рис. 5.19, рис. 5.20 a).

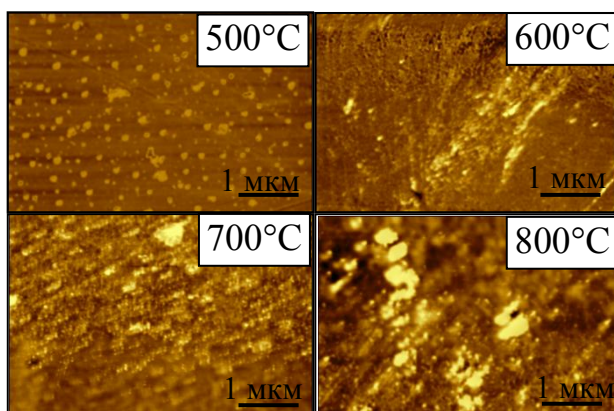


Рис. 5.19. АСМ-зображення морфології поверхні плівки  $\text{Fe}_{52}\text{Pt}_{48}$  (15 нм) після осадження та відпалів в азоті в інтервалі температур 500 °C – 800 °C

З підвищенням температури відпалу і розвитком дифузійних процесів і фазових перетворень істотно змінюється морфологія поверхні. Поверхня плівки стає більш неоднорідною та її шорсткість змінюється від 0,12 нм до 1,22 нм (рис. 5.20 a).

При швидкому відпалі в азоті розмір зерен фази FePt при фазовому перетворенні фази  $A1$  у  $L1_0$ -FePt практично не змінюється (рис. 5.20 б).

Відпал при температурі початку фазового перетворення  $A1 \rightarrow L1_0$  ( $600^\circ\text{C}$ ) призводить до формування лабіринто-подібної доменної структури та появи слабо вираженого магнітного контрасту, оскільки кількість магнітно-твердої фази  $L1_0$ -FePt, яка лише почала формуватись, невелика. Подальше підвищення температури відпалу до  $800^\circ\text{C}$  супроводжується зростанням магнітних доменів (рис. 5.21).

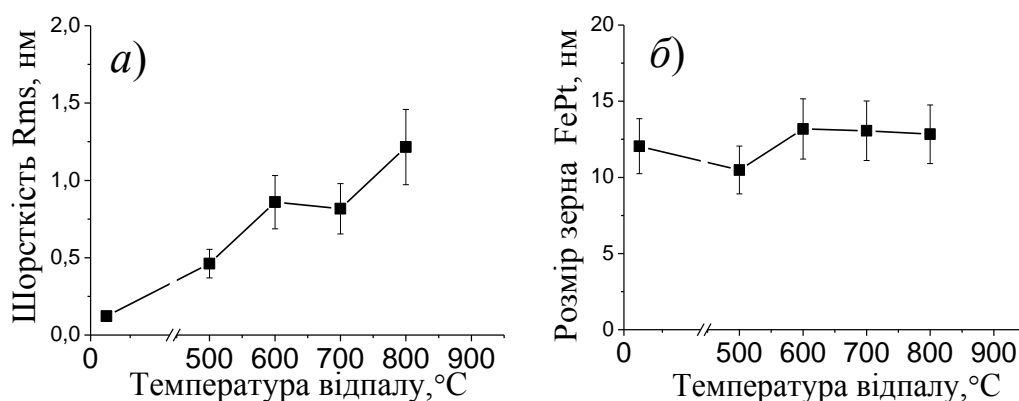


Рис. 5.20. Зміна шорсткості поверхні (а) та розміру зерна (б) у плівці  $\text{Fe}_{52}\text{Pt}_{48}$ (15 нм) після швидкого відпалу у азоті в інтервалі температур  $500^\circ\text{C} - 800^\circ\text{C}$

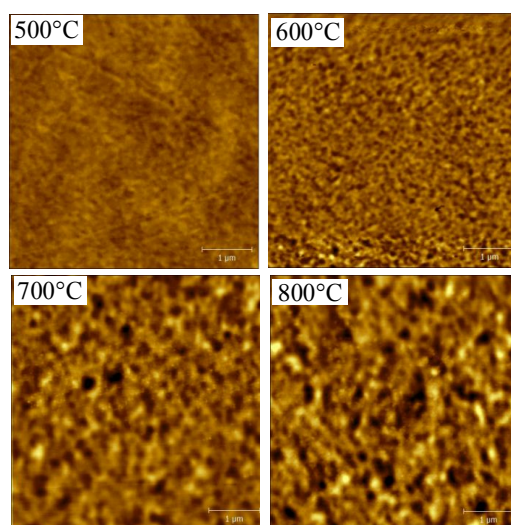


Рис. 5.21. МСМ-зображення поверхні плівки  $\text{Fe}_{52}\text{Pt}_{48}$ (15 нм) після відпалів в інтервалі температур  $500^\circ\text{C} - 800^\circ\text{C}$

### 5.3 Структура та магнітні властивості багат шарових нанорозмірних плівкових композицій $[\text{Pt/Fe}]_n$ , де $n = 1, 4, 8$ на підкладках $\text{SiO}_2(100 \text{ нм})/\text{Si}(001)$

Цей підрозділ присвячено вивченню змін у структурі, фазовому складі та магнітних властивостей у багат шарових нанорозмірних плівкових композиціях з шарів металів  $[\text{Pt/Fe}]_n$ , де  $n = 1, 4, 8$  на підкладках  $\text{SiO}_2(100 \text{ нм})/\text{Si}(001)$  при відпалах у вакуумі та RTA в атмосфері азоту.

#### 5.3.1 Фазоутворення в багат шарових нанорозмірних плівкових композиціях $[\text{Pt}(4,2 \text{ нм})/\text{Fe}(3,2 \text{ нм})]_4$ та $[\text{Pt}(2,1 \text{ нм})/\text{Fe}(1,6 \text{ нм})]_8$ на підкладках $\text{SiO}_2(100 \text{ нм})/\text{Si}(001)$ при відпалі у вакуумі

Після осадження в плівці  $\text{Pt}(15 \text{ нм})/\text{Fe}(15 \text{ нм})$  спостерігаються рефлекси від шарів окремих металів Fe і Pt (рис. 5.22 а). При зменшенні товщини окремих шарів Pt і Fe при збереженні загальної товщини плівкової композиції збільшується кількість меж поділу Pt/Fe і в процесі осадження активізуються дифузійні процеси між шарами Pt і Fe.

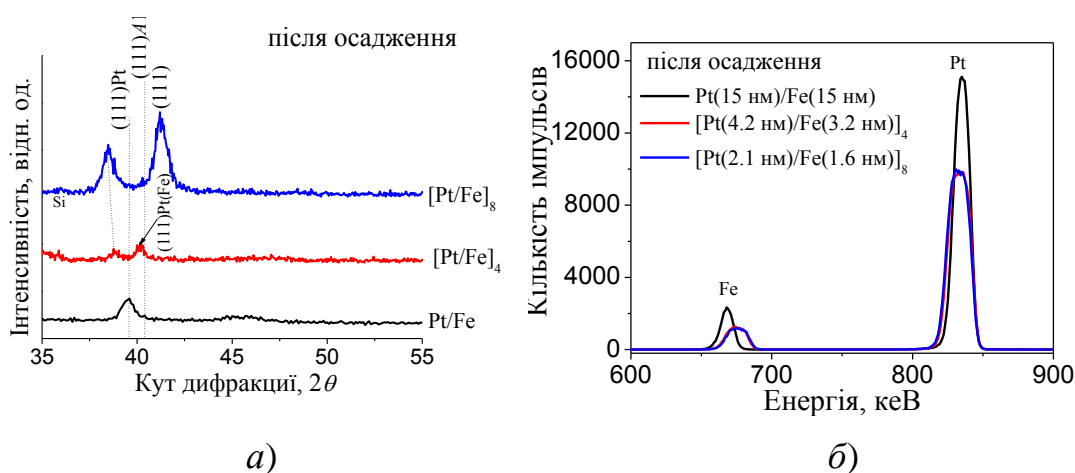


Рис. 5.22. Дифрактограми (випромінювання  $\text{Cu } K_\alpha$ ) (а) та спектри Резерфордівського зворотного розсіювання (б) плівкових композицій  $[\text{Pt/Fe}]_n$ , де  $n = 1, 4, 8$  після осадження

Це виражено в зміні вигляду спектрів Резерфордівського зворотного розсіювання і говорить про те, що на межах поділу присутні зони, де відбулася взаємна дифузія поміж шарами (рис. 5.22 б).

Результати рентгенівської рефлектометрії показують, що безпосередньо після осадження, плівки представляли собою шарувату структуру (рис. 5.23).

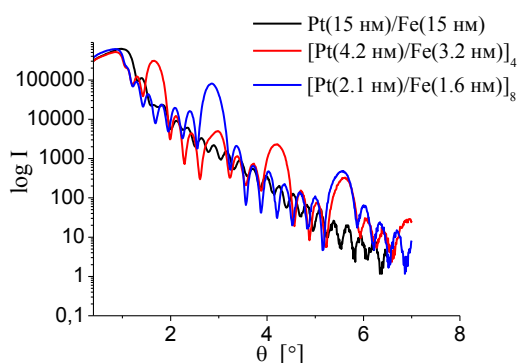


Рис. 5.23. Результати рентгенівської рефлектометрії плівкових композицій  $[\text{Pt}/\text{Fe}]_n$ , где  $n = 1, 4, 8$  після осадження.

На дифрактограмі плівкової композиції  $[\text{Pt}(4.2 \text{ nm})/\text{Fe}(3.2 \text{ nm})]_4$  після осадження спостерігаються два рефлекси: на кутах  $2\theta = 39^\circ$  і  $2\theta = 40,44^\circ$  (рис. 5.22 а). Структурний рефлекс  $2\theta = 39^\circ$ , який не відповідає положенню рефлексу (111) Pt, є сателітом [50, 64-67], що вказує на багатошарову структуру плівкової композиції. У той же час, другий рефлекс  $2\theta = 40,44^\circ$  відповідає положенню структурного рефлексу (111) фази  $A1\text{-FePt}$  і означає, що на межах поділу шарів Pt/Fe, під час осадження вже сформувалися зони з неупорядкованою ГЦК-структурою (рис. 5.22 а). При збільшенні кількості меж поділу зростає частка перемішаних областей під час осадження плівкових композицій: в плівці  $[\text{Pt}(2,1 \text{ nm})/\text{Fe}(1,6 \text{ nm})]_8$ : положення сателіта на дифрактограмі зміщується в бік менших кутів до  $2\theta = 38,48^\circ$ , а положення другого рефлексу зсувається в бік більших кутів до  $2\theta = 41,2^\circ$  і збігається з положенням рефлексу (111) від впорядкованої фази  $L1_0\text{-FePt}$ .



Збільшення кількості границь поділу в шаруватих плівкових композиціях  $[\text{Pt/Fe}]_n$  (де  $n = 1, 4; 8$ ) загальною товщиною 30 нм, осаджених на підкладки  $\text{SiO}_2(100\text{нм})/\text{Si}(001)$  при зменшенні товщини шару за рахунок активізації поверхневої дифузії сприяє процесам взаємної дифузії поміж шарами і формуванню неупорядкованої фази  $A1\text{-FePt}$  в композиції  $[\text{Pt}(4,2\text{ нм})/\text{Fe}(3,2\text{ нм})]_4$  та початку формування частково упорядкованих областей з тетрагональними спотвореннями в композиції  $[\text{Pt}(2,1\text{ нм})/\text{Fe}(1,6\text{ нм})]_8$  вже під час осадження.

Це означає формування областей ближнього порядку з ГЦТ-структурою  $\text{Fe}_x\text{Pt}_{1-x}$ . Автори роботи [149] також спостерігали аналогічну активізацію дифузних процесів в багатошарових структурах  $[\text{Pt/Co}]_n$  при осадженні.

Після відпалу за температур 400 °C і 500 °C протягом 30 секунд фазових і структурних змін в плівкових композиціях не відбувається. Про початок процесів дифузійного фазоутворення при підвищенні температури відпалу може свідчити поступове зміщення положення рефлексу (111) від Pt в сторону більших кутів, що вказує на взаємну дифузію атомів Fe та Pt. При цьому більш активним дифузантом є Fe [73].

Після відпалу за температури 600 °C на дифрактограмі плівок  $\text{Pt}(15\text{ нм})/\text{Fe}(15\text{ нм})$  зникають рефлекси від шарів металів і з'являється рефлекс (111) від неупорядкованої фази  $A1\text{-FePt}$  та окрім того, починає формуватися фаза  $L1_0\text{-FePt}$  (рис. 5.24 а).

Аналогічна зміна фазового складу спостерігається в плівці  $[\text{Pt}(4,2\text{ нм})/\text{Fe}(3,2\text{ нм})]_4$  (рис. 5.24 б). У той же час, відпал при 600°C плівкової композиції  $[\text{Pt}(2,1\text{ нм})/\text{Fe}(1,6\text{ нм})]_8$  не призводить до зміни дифракційної картини в порівнянні з дифрактограмою цієї композиції після осадження, оскільки рефлекси  $2\theta = 41,2^\circ$ , який відповідає положенню структурного рефлексу (111) фази  $L1_0\text{-FePt}$ , і сателіта на куті  $2\theta = 38,48^\circ$  залишаються на тих же місцях (рис. 5.24 в).

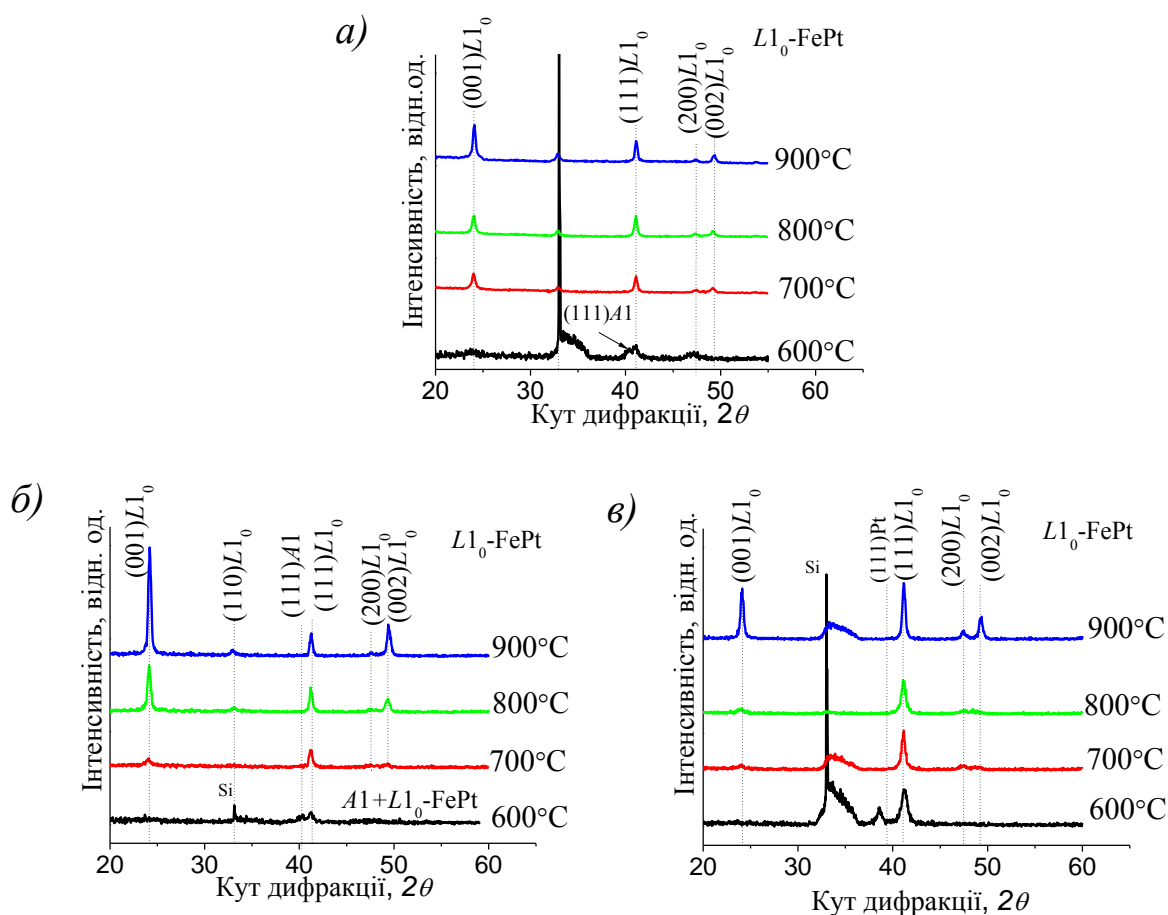


Рис. 5.24. Дифрактограми плівкових композицій Pt(15 нм)/Fe(15 нм) (а), [Pt(4,2 нм)/Fe(3,2 нм)]<sub>4</sub> (б) та [Pt(2,1 нм)/Fe(1,6 нм)]<sub>8</sub> (в) після термічної обробки у вакуумі в інтервалі температур 600 °С – 900 °С. Випромінювання Cu K<sub>α</sub>

Після осадження плівковим композиціям характерні магнітно-м'які властивості. Після відпалу при 600 °С коерцитивна сила в плівці [Pt(15 нм)/Fe(15 нм)] майже вдвічі більше за коерцитивну силу в плівці [Pt(4,2 нм)/Fe(3,2 нм)]<sub>4</sub> (рис. 5.25 а). Така ж тенденція спостерігається і після відпалу за температури 700 °С (рис. 5.25 б, рис. 5.26). При збільшенні кількості меж поділу в плівці [Pt(2,1 нм)/Fe(1,6 нм)]<sub>8</sub> відбувається зменшення коерцитивної сили, що пов'язано з меншим ступенем впорядкування плівок (рис. 5.25 а). Це означає, що утворення додаткових областей ближнього порядку з ГЦТ-структурою FePt не відбулося, і плівка залишається багат шаровою. Таким чином, можна стверджувати, що кількість меж поділу впливає на

температуру початку процесу упорядкування в багатошарових плівкових композиціях вже при осадженні [150].

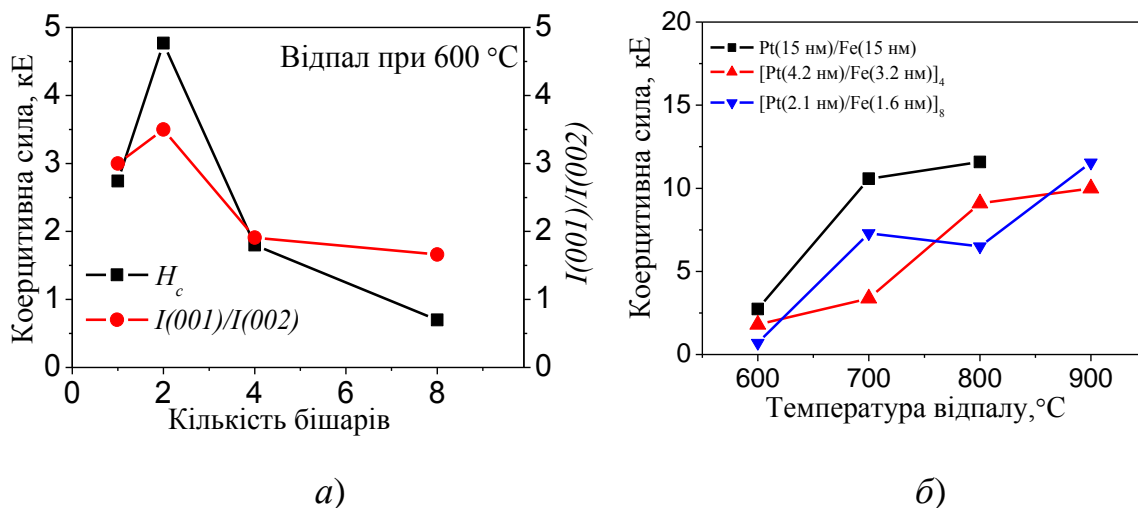


Рис. 5.25. Залежності коерцитивної сили плівкових композицій  $[Pt/Fe]_n$ , де  $n = 1, 4, 8$ , в перпендикулярно прикладеному до площини плівки магнітному полі, відношення інтенсивностей рефлексів (001) і (002) фази  $L1_0$ -FePt після відпалу при 600 °C від кількості бішарів (а) і коерцитивної сили плівкових композицій  $[Pt/Fe]_n$  від температури відпалу (б)

При подальшому збільшенні температури відпалу до 700 °C активізується фазове перетворення  $A1 \rightarrow L1_0$  з утворенням магнітно-твердої впорядкованої фази  $L1_0$ -FePt, про що свідчить поява на дифрактограмах плівкових композицій надструктурного рефлексу (001) і розщеплення структурного рефлексу (200) на (200) і (002) (рис. 5.24).

Багатошарова структура плівкових композицій впливає на їх магнітні властивості при відпалі до температури 700 °C (рис. 5.26 б, в).

Як видно з рис. 5.26, на якому наведені криві намагнічування  $M(H)$  після відпалу при 700 °C, коерцитивна сила плівки  $[Pt(2,1 \text{ нм})/Fe(1,6 \text{ нм})]_8$  більше, ніж в композиції  $[Pt(4,2 \text{ нм})/Fe(3,2 \text{ нм})]_4$ , проте зменшується намагніченість насичення плівки (рис. 5.26 б, в).

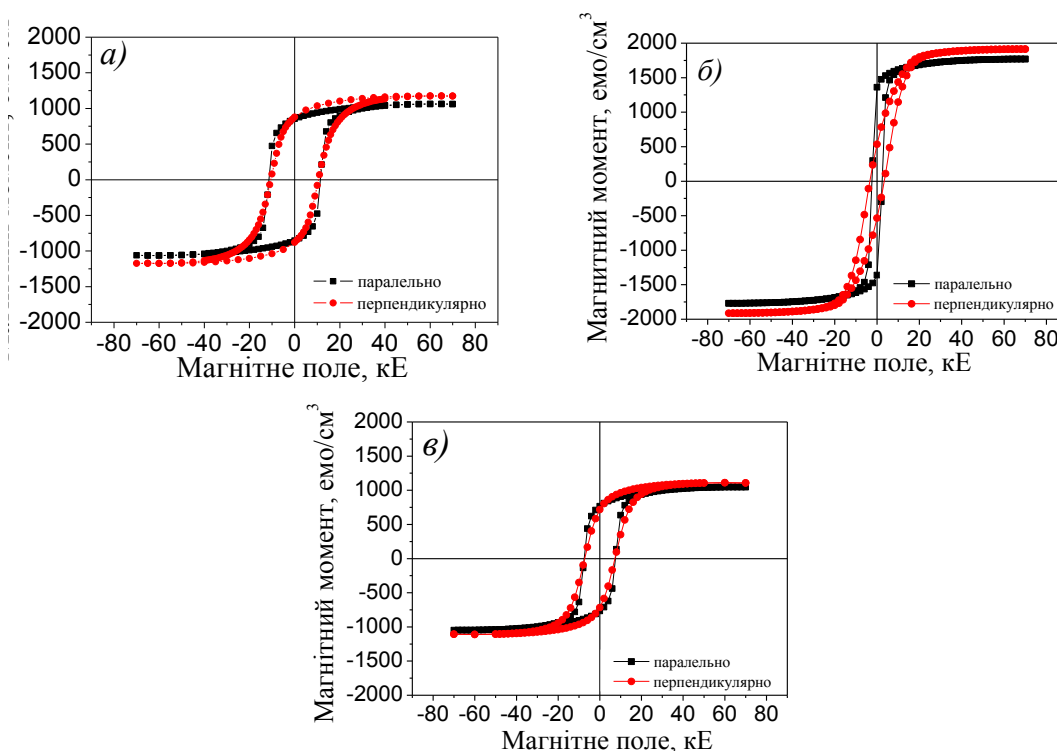


Рис. 5.26. Петлі гістерезису плівкових композицій  $[\text{Pt}/\text{Fe}]_n$ , де  $n = 1$  (а), 4 (б), 8 (в), після відпалу за температури  $700^\circ\text{C}$

При підвищенні температури відпалу в результаті формування магнітно-твердої фази  $L1_0\text{-FePt}$  спостерігається різке зростання коерцитивної сили. Після відпалу при  $800^\circ\text{C}$  плівки  $\text{Pt}(15\text{ нм})/\text{Fe}(15\text{ нм})$  мають найбільшу, у порівнянні з іншими, коерцитивну силу (рис. 5.25 б).

Відношення інтенсивностей дифракційних рефлексів  $I(001)/I(002)$  в плівках з  $n = 1$  практично не змінюється, так як основний процес упорядкування пройшов при температурі відпалу  $700^\circ\text{C}$  (рис. 5.27 а).

Інтенсивність надструктурного рефлексу (001) в плівковій композиції  $[\text{Pt}(4,2\text{ нм})/\text{Fe}(3,2\text{ нм})]_4$  при відпалі в інтервалі температур  $800^\circ\text{C} - 900^\circ\text{C}$  вище, ніж в композиціях  $\text{Pt}(15\text{ нм})/\text{Fe}(15\text{ нм})$  та  $[\text{Pt}(2,1\text{ нм})/\text{Fe}(1,6\text{ нм})]_8$  (рис. 5.24 б). Проте, ступінь впорядкування в композиціях  $\text{Pt}(15\text{ нм})/\text{Fe}(15\text{ нм})$  та  $[\text{Pt}(4,2\text{ нм})/\text{Fe}(3,2\text{ нм})]_4$  при цьому майже однаковий (рис. 5.27 а)

Інтенсивності рефлексів (001) і (002) фази  $L1_0\text{-FePt}$  у плівках  $[\text{Pt}(4,2\text{ нм})/\text{Fe}(3,2\text{ нм})]_4$  і  $[\text{Pt}(2,1\text{ нм})/\text{Fe}(1,6\text{ нм})]_8$  зростають при підвищенні

температури відпалу до 900 °C, що пов'язано з подальшим ходом фазового перетворення  $A1\text{-FePt} \rightarrow L1_0\text{-FePt}$ . Відношення  $I(001)/I(002)$  також зростає, що вказує на збільшення кількості магнітно-твердої фази  $L1_0\text{-FePt}$  та ступеню її впорядкування в багатошарових плівках (рис. 5.27 а).

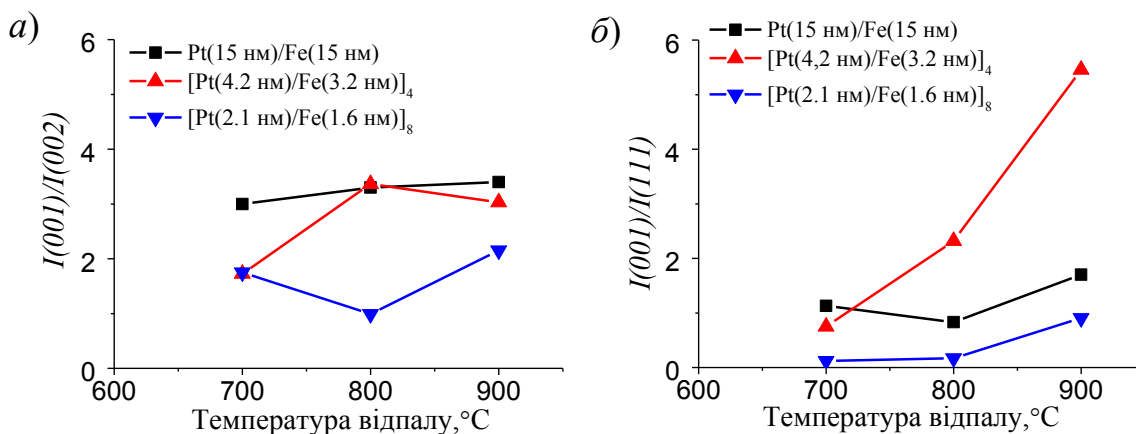


Рис. 5.27. Залежності відношень інтенсивностей рефлексів  $I(001)/I(002)$  (а) та  $I(001)/I(111)$  (б) фази  $L1_0\text{-FePt}$  в плівкових композиціях  $[\text{Pt/Fe}]_n$ , де  $n = 1, 2, 4, 8$  від температури відпалу

З підвищенням температури відпалу в інтервалі 700 °C – 900 °C відношення інтенсивностей дифракційних рефлексів (001) і (111) також зростає, причому в плівках  $[\text{Pt}(4,2 \text{ нм})/\text{Fe}(3,2 \text{ нм})]_4$  кількість зерен з віссю легкого намагнічування  $c$  розташованою перпендикулярно площині плівки, більше, ніж в плівкових композиціях з восьмикратним повторенням шарів (рис. 5.27 б). Тобто, введення додаткових меж поділу в плівкові композиції  $[\text{Pt/Fe}]_n$  стримує процес формування текстури (001) в матеріалі при термічній обробці [150].

Після відпалу за температурі 800 °C ступінь тетрагональності фази  $L1_0\text{-FePt}$  в композиції  $[\text{Pt}(2,1 \text{ нм})/\text{Fe}(1,6 \text{ нм})]_8$  найбільша, проте, при 900 °C вона практично однакова у всіх плівкових композиціях (рис. 5.28 а).

Перебіг дифузійних процесів в плівках супроводжується зміною електроопору (рис. 5.28 б). Присутність одночасно двох фаз в плівці

Pt(15 нм)/Fe(15 нм) призводить до більш значного збільшення електроопору зразка в порівнянні з плівкою  $[\text{Pt}(4,2 \text{ нм})/\text{Fe}(3,2 \text{ нм})]_2$ , що пов'язано з більш нерівноважним станом.

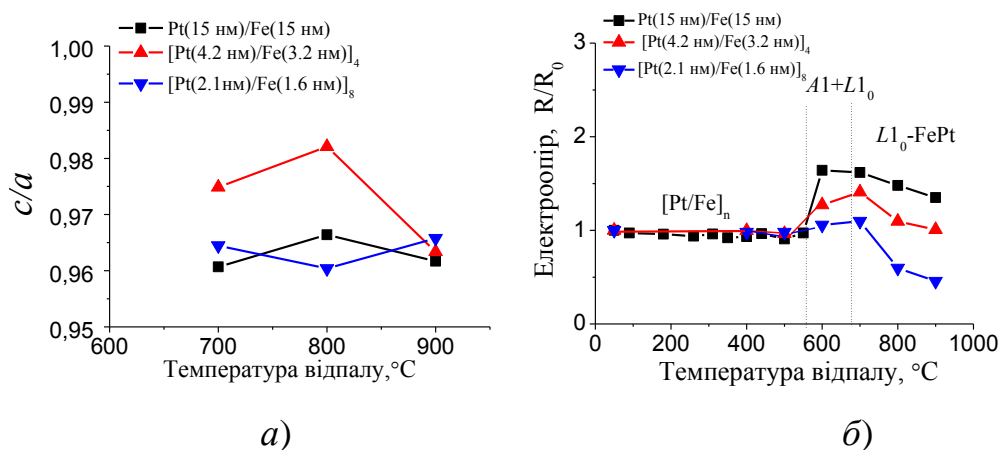


Рис. 5.28. Залежності ступеня тетрагональності кристалічної ґратки фази  $L1_0\text{-FePt}$  (а) та відносного електроопору плівкових композицій  $[\text{Pt/Fe}]_n$  ( $n = 1, 4, 8$ ) (б) від температури відпалу

Процес впорядкування і формування магнітно-твердої фази  $L1_0$  в усіх композиціях підтверджується зменшенням електроопору після відпалу вище за 700 °C (рис. 5.28 б).

Розмір зерен (областей когерентного розсіювання) фази  $L1_0\text{-FePt}$  плівкової композиції  $[\text{Pt}(4,2 \text{ нм})/\text{Fe}(3,2 \text{ нм})]_4$  збільшується з температурою відпалу в більшій мірі, ніж в плівковій композиції  $[\text{Pt}(2,1 \text{ нм})/\text{Fe}(1,6 \text{ нм})]_8$ . Це свідчить, що введення додаткових меж поділу сприяє пригніченню росту зерен при відпалі (рис. 5.29 а).

Залежність середньої шорсткості поверхні плівкових композицій  $[\text{Pt/Fe}]_n$  де  $n = 1, 4, 8$ , від температури відпалу представлено на рис. 5.29 б. Після осадження і термічної обробки за температури 700 °C шорсткість практично не змінюється. Підвищення температури відпалу призводить до зростання шорсткості тільки в композиції Pt(15 нм)/Fe(15 нм), що корелює зі зростанням зерен фази  $L1_0\text{-FePt}$  (рис. 5.29 б).

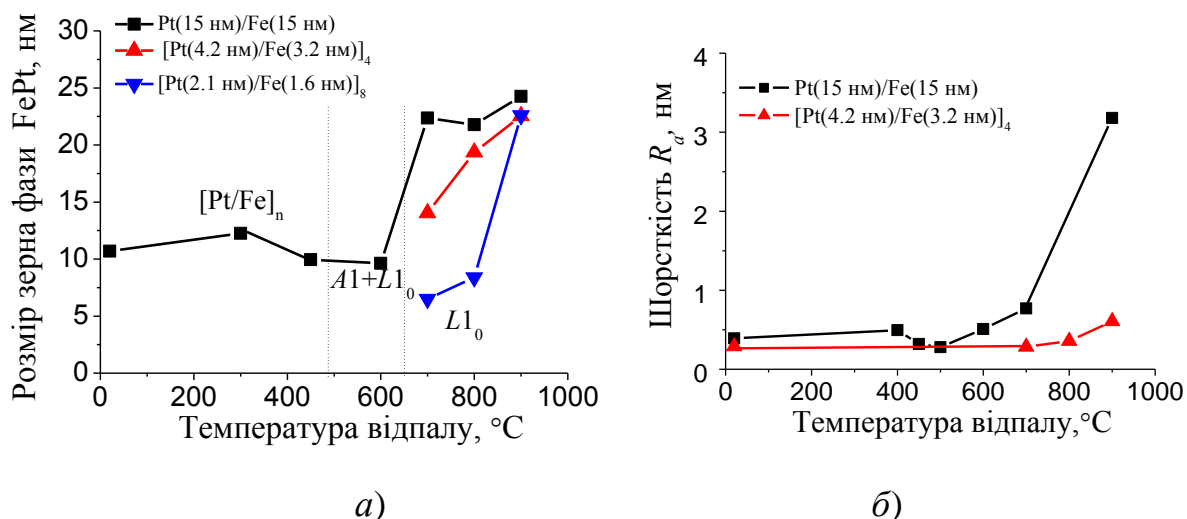


Рис. 5.29. Залежність розміру зерен фази  $L1_0$ -FePt (а) та середньої шорсткості поверхні (б) в плівкових композиціях  $[Pt/Fe]_n$ , де  $n = 1, 4, 8$  від температури відпалу

### 5.3.2 Фазоутворення в багатошарових нанорозмірних плівкових композиціях $[Pt(4.2 \text{ нм})/Fe(3.2 \text{ нм})]_4$ та $[Pt(2.1 \text{ нм})/Fe(1.6 \text{ нм})]_8$ на підкладках $SiO_2(100 \text{ нм})/Si(001)$ при швидкому відпалі у атмосфері $N_2$

За результатами рентгеноструктурного фазового аналізу в плівкових композиціях  $[Pt(4,2 \text{ нм})/Fe(3,2 \text{ нм})]_4$  та  $[Pt(2,1 \text{ нм})/Fe(1,6 \text{ нм})]_8$ , відпалених в атмосфері  $N_2$  за температури  $500^\circ\text{C}$  впродовж 30 с, формується магнітно-тверда фаза  $L1_0$ -FePt, про що свідчить зникнення сателітів на дифрактограмі, поява надструктурного рефлексу (001) слабкої інтенсивності та рефлексів (111) і (002) від впорядкованої фази.

З підвищенням температури відпалу в інтервалі  $500^\circ\text{C} - 800^\circ\text{C}$  інтенсивності дифракційних рефлексів (001) та (002) зростають, проте інтенсивність рефлексу (111) практично не змінюється в обох плівкових композиціях, що свідчить про збільшення кількості зерен з віссю  $c$  легкого намагнічування, орієнтованою перпендикулярно до площини плівки (рис. 5.30 а). Відношення інтенсивностей дифракційних рефлексів (001) та (111) зростає рівномірно в обох плівкових композиціях внаслідок формування зерен з переважною текстурою (001) (рис. 5.31 а).

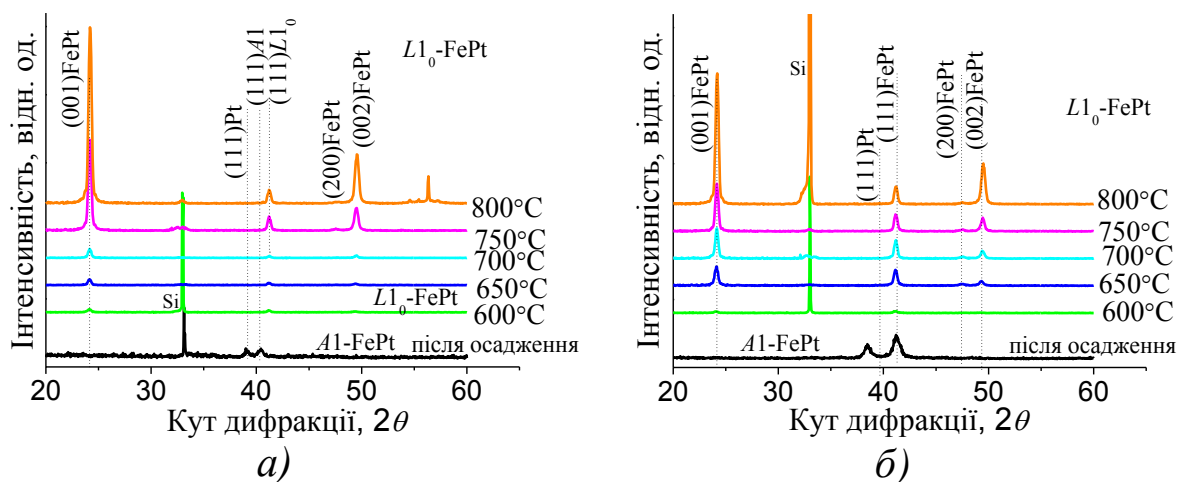


Рис. 5.30 Дифрактограми плівкових композицій  $\text{Pt}(4,2 \text{ nm})/\text{Fe}(3,2 \text{ nm})]_4$  (а) та  $[\text{Pt}(2,1 \text{ nm})/\text{Fe}(1,6 \text{ nm})]_8$  (б) на підкладках  $\text{SiO}_2/\text{Si}(001)$  після термічної обробки в атмосфері  $\text{N}_2$

З підвищенням температури термічної обробки, ступінь впорядкування плівкової композиції  $[\text{Pt}(4,2 \text{ nm})/\text{Fe}(3,2 \text{ nm})]_4$  зростає, в той час як в системі  $[\text{Pt}(2,1 \text{ nm})/\text{Fe}(1,6 \text{ nm})]_8$  залишається незначно зменшується (рис. 5.31 б).

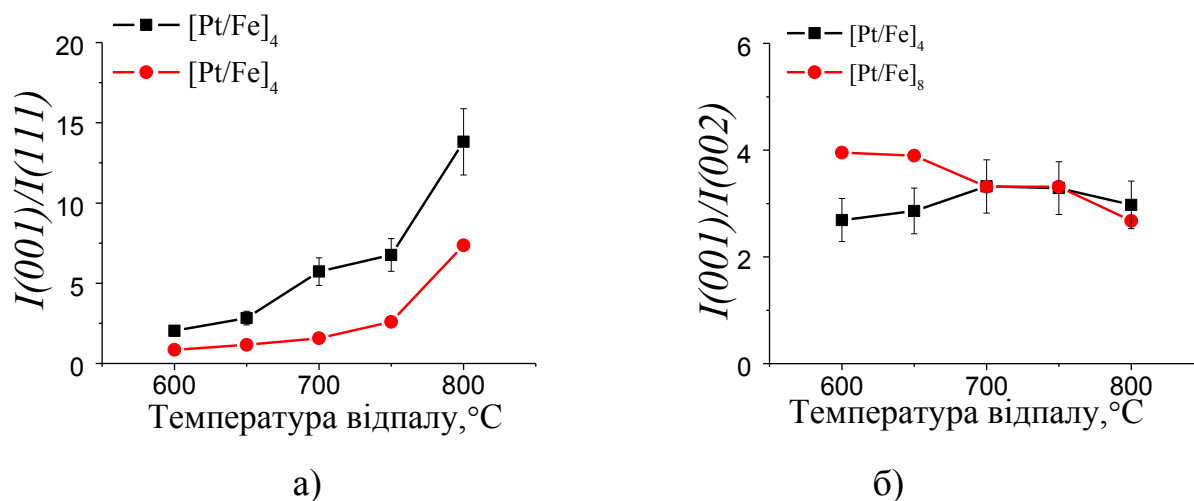


Рис. 5.31. Відношення інтенсивностей дифракційних рефлексів  $I(001)/I(111)$  (а) та  $I(001)/I(002)$  (б) фази  $L1_0\text{-FePt}$  в плівкових композиціях  $[\text{Pt}(4,2 \text{ nm})/\text{Fe}(3,2 \text{ nm})]_4$  та  $[\text{Pt}(2,1 \text{ nm})/\text{Fe}(1,6 \text{ nm})]_8$  на підкладках  $\text{SiO}_2/\text{Si}(001)$



За допомогою SQUID-магнітометрії отримано петлі гістерезису для плівкових композицій  $[\text{Pt}(4,2 \text{ нм})/\text{Fe}(3,2 \text{ нм})]_4$  та  $[\text{Pt}(2,1 \text{ нм})/\text{Fe}(1,6 \text{ нм})]_8$ , відпалених в атмосфері  $\text{N}_2$  в температурному інтервалі  $500^\circ\text{C} - 800^\circ\text{C}$  впродовж 30 с (рис. 5.32, рис. 5.33). Дані плівки є магнітно-ізотропними, про що свідчить вигляд петель гістерезису в паралельно і перпендикулярно прикладеному магнітному полі. Після відпалу за температури  $800^\circ\text{C}$  значення коерцитивної сили становить  $16,4 - 17,5 \text{ кЕ}$  та спостерігається невелика анізотропія магнітних властивостей.

У плівковій композиції з більшою кількістю меж поділу  $[\text{Pt}(2,1 \text{ нм})/\text{Fe}(1,6 \text{ нм})]_8$  спостерігаються кращі магнітні властивості (рис. 5.32 – рис. 5.34).

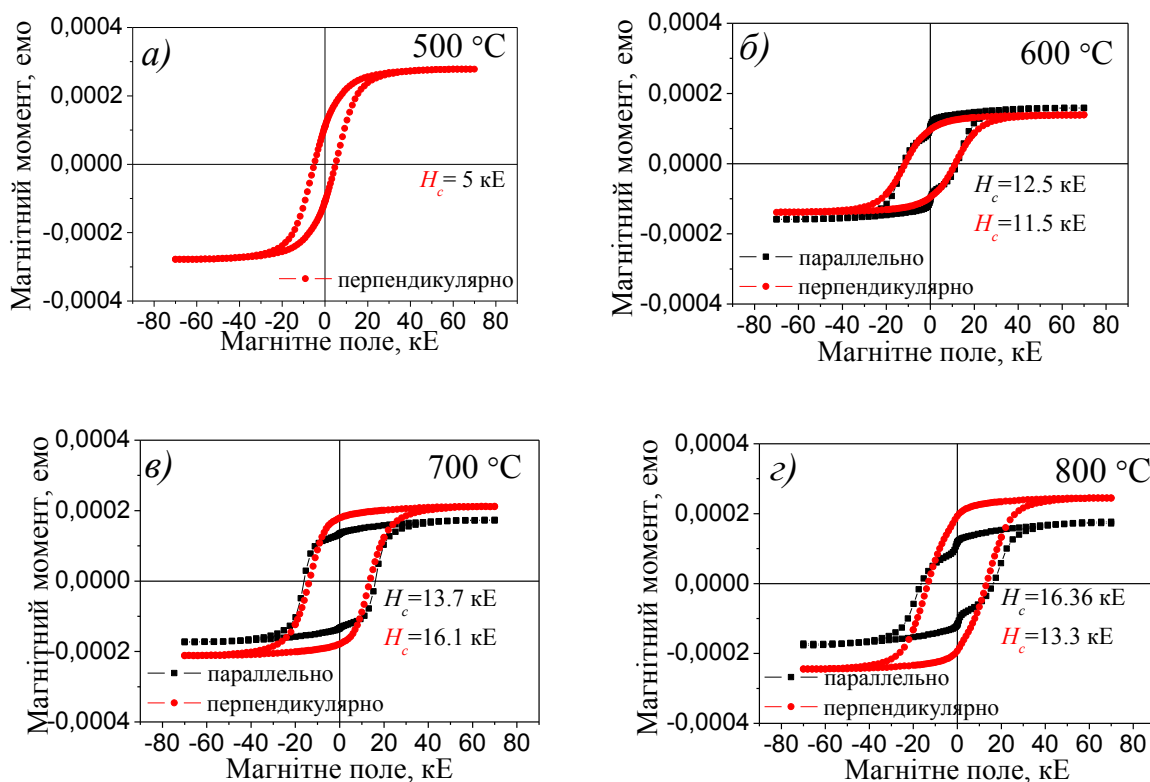


Рис. 5.32. Криві намагнічування  $M(H)$  плівок  $[\text{Pt}(4,2 \text{ нм})/\text{Fe}(3,2 \text{ нм})]_4$  в паралельно та перпендикулярно прикладеному до підкладки магнітному полі після швидкого відпалу у азоті при:  $500^\circ\text{C}$  (а),  $600^\circ\text{C}$  (б),  $700^\circ\text{C}$  (в),  $800^\circ\text{C}$  (з)

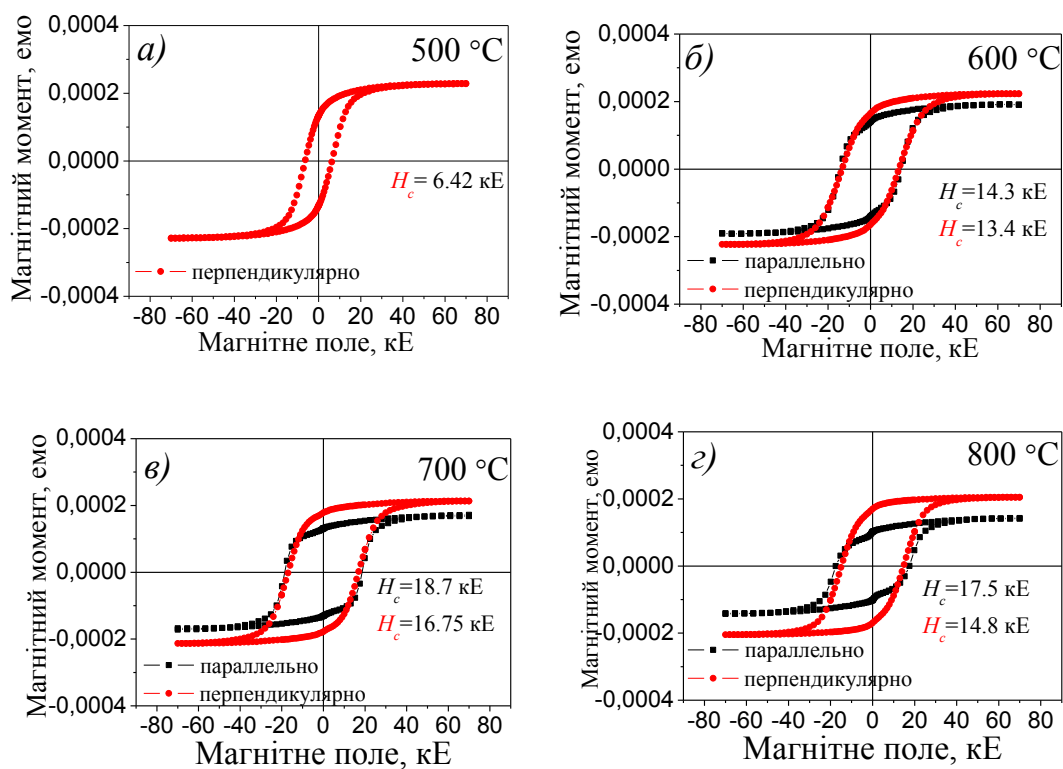


Рис. 5.33. Криві намагнічування  $M(H)$  плівок  $[\text{Pt}(2,1 \text{ нм})/\text{Fe}(1,6 \text{ нм})]_8$  в паралельно та перпендикулярно прикладеному до підкладки магнітному полі після швидкого відпалу у азоті при: 500 °C (а), 600 °C (б), 700 °C (в), 800 °C (г)

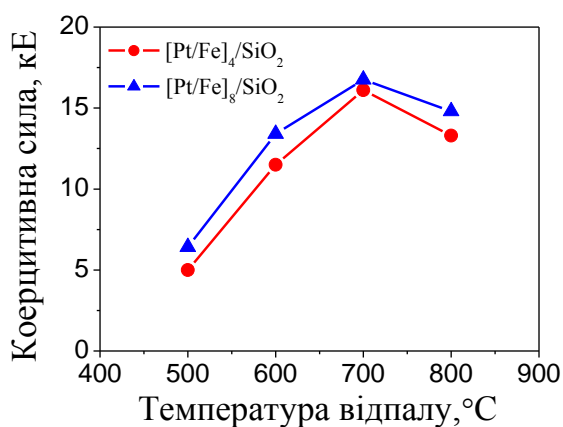


Рис. 5.34. Зміна коерцитивної сили  $H_c$  в плівках  $[\text{Pt}(4,2 \text{ нм})/\text{Fe}(3,2 \text{ нм})]_4$  та  $[\text{Pt}(2,1 \text{ нм})/\text{Fe}(1,6 \text{ нм})]_8$  на підкладках  $\text{SiO}_2(100)/\text{Si}(001)$  з температурою швидкого відпалу у азоті

Швидкий термічний відпал стимулює виникнення додаткових механічних напружень в плівках, цим самим прискорюючи процес впорядкування, та сприяє росту зерен з текстурою (001).

Морфологія поверхні плівкових композицій  $[\text{Pt}(4,2 \text{ нм})/\text{Fe}(3,2 \text{ нм})]_4$  та  $[\text{Pt}(2,1 \text{ нм})/\text{Fe}(1,6 \text{ нм})]_8$  після швидкого відпалу в атмосфері  $\text{N}_2$  впродовж 30 с представлена на рисунках 5.35 та 5.36.

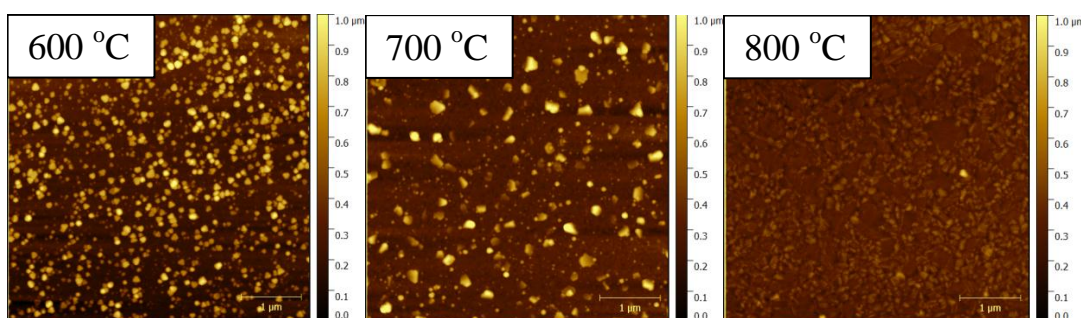


Рис. 5.35. Зображення морфології поверхні плівкових композицій  $[\text{Pt}(4,2 \text{ нм})/\text{Fe}(3,2 \text{ нм})]_4$  після швидкого відпалу в атмосфері  $\text{N}_2$

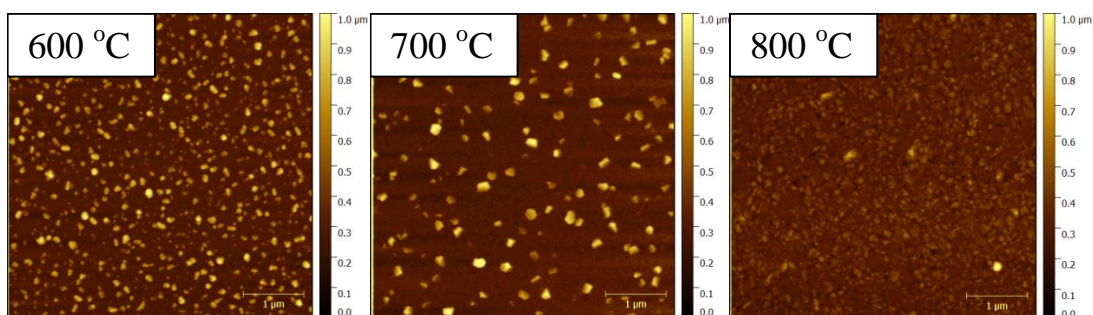


Рис. 5.36. Зображення морфології поверхні плівкових композицій  $[\text{Pt}(2,1 \text{ нм})/\text{Fe}(1,6 \text{ нм})]_8$  після швидкого відпалу в атмосфері  $\text{N}_2$

Середня шорсткість поверхні плівкових композицій з більшою кількістю границь поділу дещо нижча, ніж в системі  $[\text{Pt}(4,2 \text{ нм})/\text{Fe}(3,2 \text{ нм})]_4$ . З підвищенням температури відпалу шорсткість поверхні даних систем знижується до значень 5 нм (рис. 5.37). Це може бути пов'язано з тим, що при швидкому термічному відпалі в плівках виникають напруження, які у

випадку високих температур (800 °C) слугують додатковою рушійною силою для утворення хімічно-впорядкованої структури, а при нижчих температурах (600 °C) напруження спричиняють ріст шорсткості.

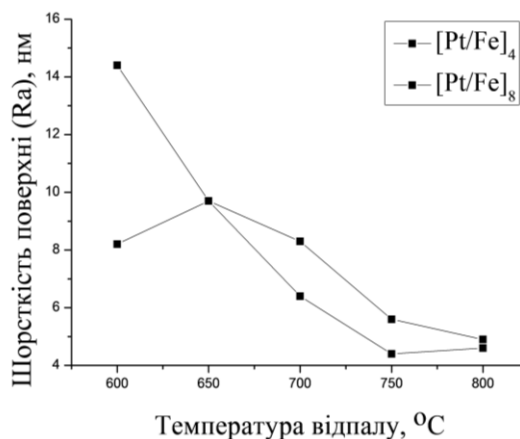


Рис. 5.37 Залежність середньої шорсткості плівок  $[Pt(4,2 \text{ нм})/Fe(3,2 \text{ нм})]_4$  та  $[Pt(2,1 \text{ нм})/Fe(1,6 \text{ нм})]_8$  від температури відпалу

#### 5.4 Формування фазового складу і магнітні властивості плівкових композицій $[Pt/Fe]_n$ ( $n = 1, 4$ ) на підкладках $Al_2O_3(10\bar{1}0)$

Цей підрозділ присвячено вивченню змін у структурі, фазовому складі та магнітних властивостей у багатошарових нанорозмірних плівкових композиціях з шарів металів  $[Pt/Fe]_n$ , де  $n = 1, 4$  на підкладках  $Al_2O_3(10\bar{1}0)$  при відпалах у вакуумі та RTA в атмосфері азоту.

##### 5.4.1 Процеси фазоутворення в нанорозмірній плівковій композиції $Pt(21 \text{ нм})/Fe(16 \text{ нм})$ на підкладці $Al_2O_3(10\bar{1}0)$ при швидкому відпалі у $N_2$

Після осадження на дифрактограмі плівки  $Pt(21 \text{ нм})/Fe(16 \text{ нм})$  спостерігаються окремі рефлекси (111) малої інтенсивності та (200) значно більшої інтенсивності від Pt (рис. 5.38). При відпалі у азоті за температури 600 °C з'являються рефлекси (111), (200) та надструктурний (001) FePt, що свідчить про початок формування фази  $L1_0$ -FePt. При підвищенні

температури відпалу збільшується інтенсивність надструктурного рефлексу (001) FePt та (200) розщеплюється на (200) та (002)FePt, що вказує на збільшення ступеня впорядкування і росту зерен з орієнтацією вісі легкого намагнічування  $c$  перпендикулярно до площини плівки.

З підвищенням температури відпалу параметр  $a$  практично не змінюється (рис. 5.39 а), а параметр  $c$  та відношення  $c/a$  зменшуються (рис. 5.39 б, 5.40).

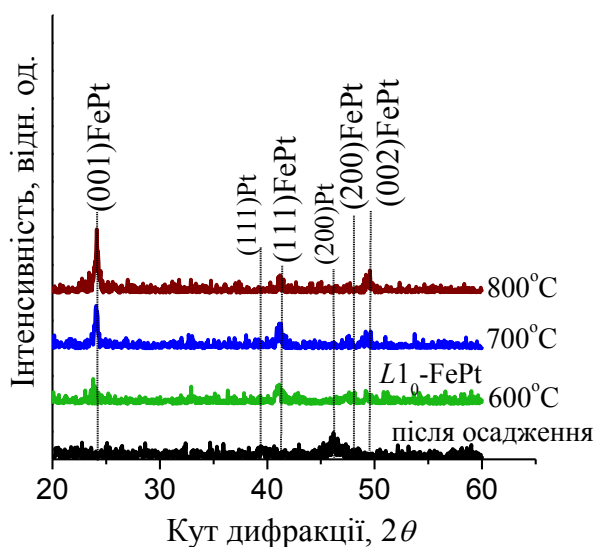


Рис. 5.38. Дифрактограми плівкової композиції Pt(21 нм)/Fe(16 нм)/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(10 $\bar{1}$ 0) після швидкого відпалу у атмосфері N<sub>2</sub> в інтервалі температур 600 °C – 800°C

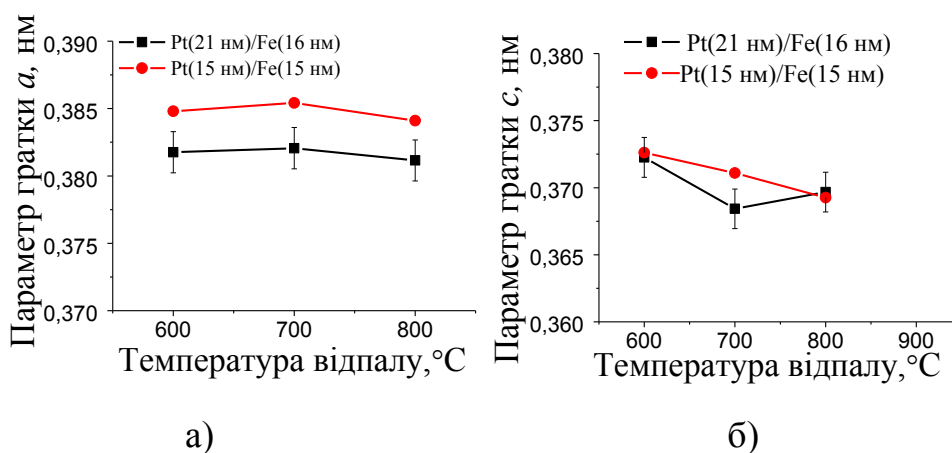


Рис. 5.39. Зміна параметрів ґратки  $a$  (а) і  $c$  (б) фази FePt у плівкових композиціях Pt(21 нм)/Fe(16 нм) та Pt(15 нм)/Fe(15 нм) на підкладках Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(10 $\bar{1}$ 0) з температурою швидкого відпалу у атмосфері N<sub>2</sub>

З підвищенням температури відпалу відношення  $I(001)/I(002)$  збільшується, що підтверджує збільшення кількості упорядкованої фази та підвищення ступеня упорядкування (рис. 5.41 а).

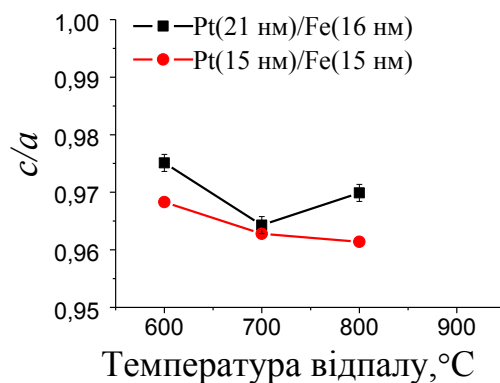


Рис. 5.40 Зміна відношення параметрів ґратки  $c/a$  фази FePt у плівкових композиціях Pt(21 нм)/Fe(16 нм) та Pt(15 нм)/Fe(15 нм) на підкладках  $\text{Al}_2\text{O}_3(10\bar{1}0)$  з температурою відпалу у атмосфері  $\text{N}_2$

Збільшення відношення  $I(001)/I(111)$  при високих температурах відпалу показує, що переважно ростуть зерна впорядкованої фази з текстурою (001) (рис. 5.41 б).

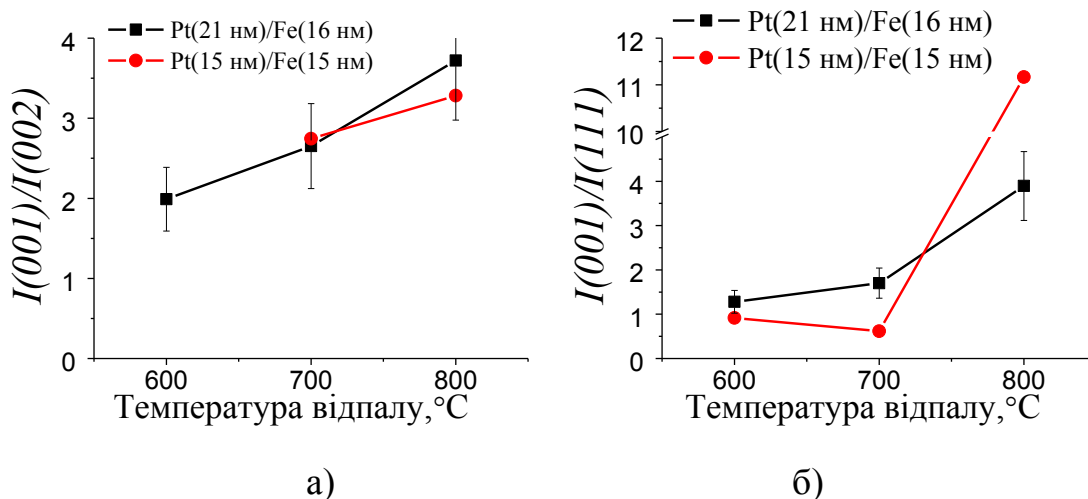


Рис. 5.41. Зміна відношень інтенсивностей рефлексів  $I(001)/I(002)$  (а) та  $I(001)/I(111)$  (б) фази FePt у плівкових композиціях Pt(21 нм)/Fe(16 нм) та Pt(15 нм)/Fe(15 нм) на підкладках  $\text{Al}_2\text{O}_3(10\bar{1}0)$  з температурою швидкого відпалу у атмосфері  $\text{N}_2$

Формування магнітно-твердої фази супроводжується зміною магнітних властивостей (рис. 5.42). Підвищення температури відпалу з 600 °С до 800 °С веде до підвищення коерцитивної сили з 7,1 кЕ до 9,4 кЕ, відповідно, для магнітного поля, прикладеного перпендикулярно площині плівки. Після відпалу за температури 800 °С спостерігається анізотропія магнітних властивостей (рис. 5.42 б). Не дивлячись на ріст зерен з віссю  $c$  легкого намагнічування, розташованою у напрямку  $[001]$ , коерцитивна сила, у полі, прикладеному паралельно поверхні плівки має більше значення (13,9 кЕ).

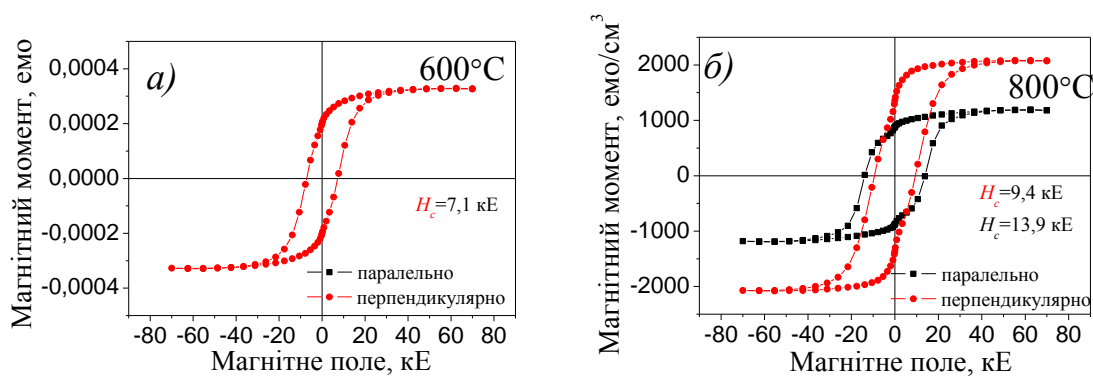


Рис. 5.42. Петлі гістерезису плівкової композиції Pt(21 нм)/Fe(16 нм)/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(10 $\bar{1}$ 0) після осадження (а) та швидкого термічного відпалу (RTA) в азоті за температур 600 °С (б) та 800 °С (в)

Зображення морфології поверхні плівок Pt(21 нм)/Fe(16 нм) після відпалів у атмосфері азоту за температур 600 °С та 800 °С представлено на рис. 5.43.

При підвищенні температури відпалу з 600 °С до 800 °С поверхня плівки становиться більш неоднорідною та середньоквадратична шорсткість зростає з 1.88 до 2.37 нм, що може бути викликано зміною розміру зерна.

Дослідження доменної структури плівок показало, що розмір доменів зі збільшенням температури відпалу змінюється незначно (рис. 5.44).



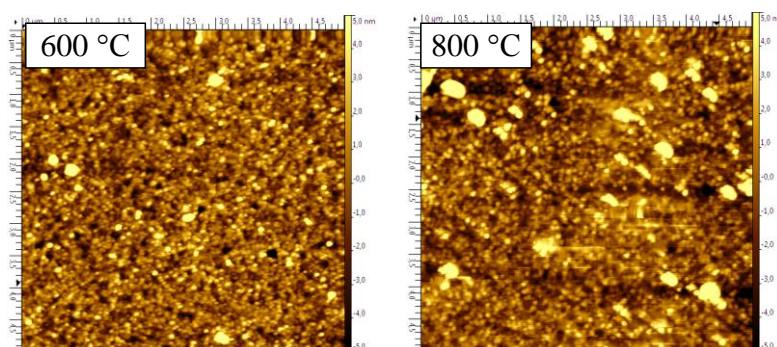


Рис. 5.43. Морфологія поверхні плівки Pt(21 нм)/Fe(16 нм) після відпалу у атмосфері N<sub>2</sub> за температур 600 °C та 800 °C

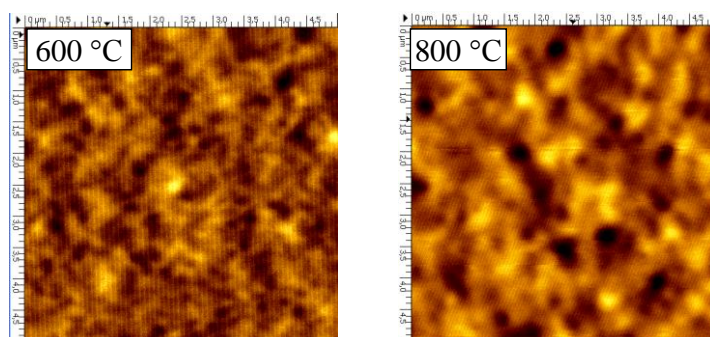


Рис. 5.44. Зображення доменної структури плівки Pt(21 нм)/Fe(16 нм) після відпалу у атмосфері N<sub>2</sub> за температур 600 °C та 800 °C

#### 5.4.2 Процеси фазоутворення в нанорозмірній плівковій композиції Pt(15 нм)/Fe(15 нм) на підкладці Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(10 $\bar{1}$ 0) при швидкому відпалі у N<sub>2</sub>

Після осадження на дифрактограмі спостерігаються рефлекси (111) та (200) від Pt (рис 5.45). Відпал у атмосфері азоту за температури 500 °C супроводжується зсувом рефлексу (111) від платини у бік більших кутів, що свідчить про початок процесів дифузійного перемішування поміж шарами Fe та Pt. Впорядкована фаза  $L1_0$ -FePt у плівці Pt(15 нм)/Fe(15 нм), так як і у плівці Pt(21 нм)/Fe(16 нм) формується при відпалі за температури 600 °C. При підвищенні температури відпалу до 700 °C та вище збільшується



інтенсивність надструктурного рефлексу (001) FePt та рефлекс (200) розщеплюється на (200) та (002) FePt.

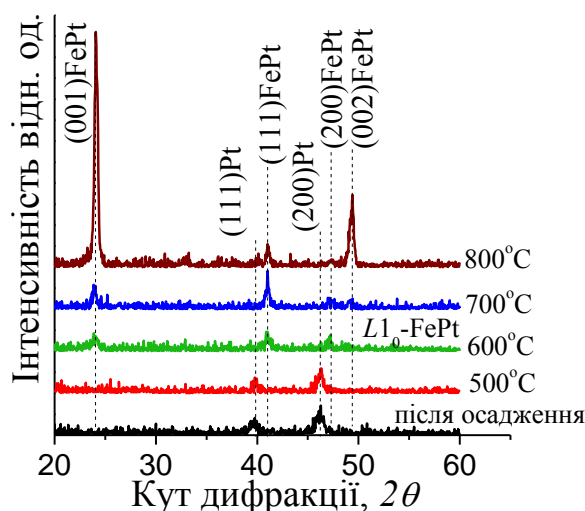


Рис. 5.45. Спектри рентгенівської дифракції плівкової композиції Pt(15 нм)/Fe(15 нм)/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(10 $\bar{1}$ 0) після відпалу у атмосфері N<sub>2</sub> в інтервалі температур 500 °С – 800 °С

З підвищенням температури відпалу відношення  $I(001)/I(002)$  збільшується, що вказує на збільшення кількості упорядкованої фази та підвищення ступеня упорядкування (рис. 5.41 а). Під час відпалу за температури 800 °С відбувається орієнтований ріст зерен фази L1<sub>0</sub>-FePt у напрямку [001], що підтверджується різким зростанням відношення  $I(001)/I(111)$  (рис. 5.41 б).

При формуванні магнітно-твердої фази відбувається зміна магнітних властивостей плівок. Вигляд петель гістерезису значно змінюється з підвищенням температури відпалу (рис. 5.46). Підвищення ступеню впорядкування плівок супроводжується зростанням коерцитивної сили з 8,4 кЕ до 9,9 кЕ у магнітному полі, прикладеному перпендикулярно поверхні плівки, після відпалів за температур 600 °С і 800 °С, відповідно (рис. 5.41 а, рис. 5.46 б, в).

На рис. 5.47 показано зміну коерцитивної сили в плівці Pt(15 нм)/Fe(15 нм) на підкладці  $\text{Al}_2\text{O}_3(10\bar{1}0)$  після швидкого термічного відпалу (RTA) в азоті.

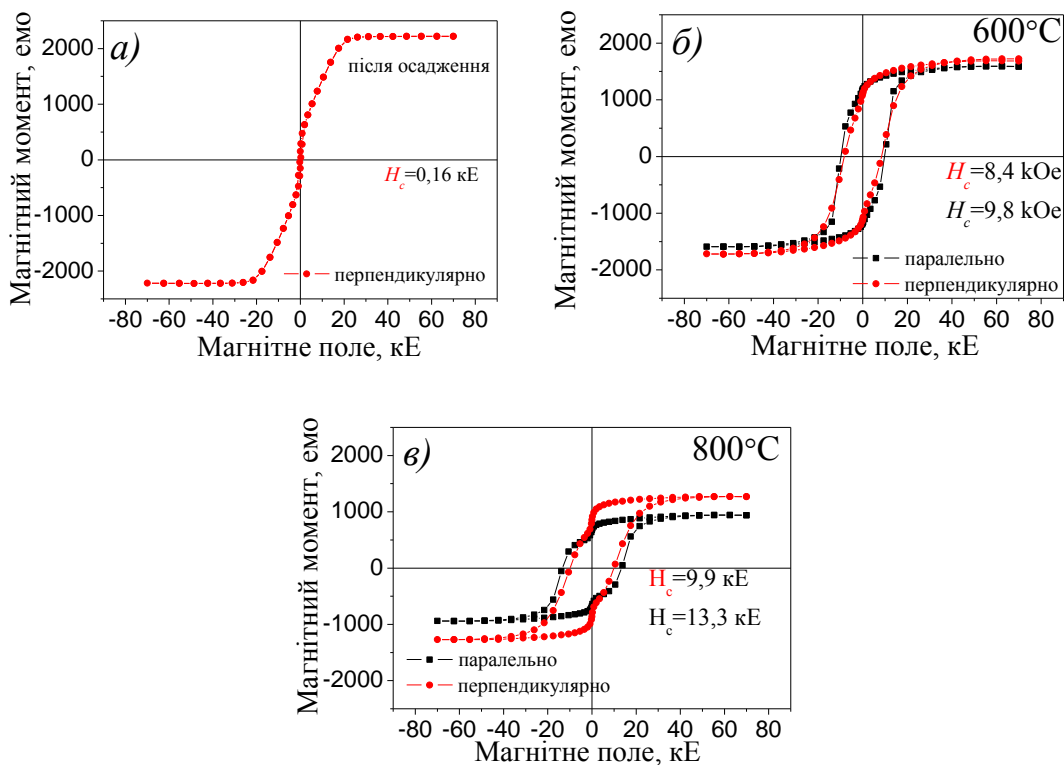


Рис. 5.46. Петлі гістерезису плівкової композиції Pt(15 нм)/Fe(15 нм)/ $\text{Al}_2\text{O}_3(10\bar{1}0)$  після осадження (а) та швидкого термічного відпалу (RTA) в азоті за температур 600 °C (б) та 800 °C (в)

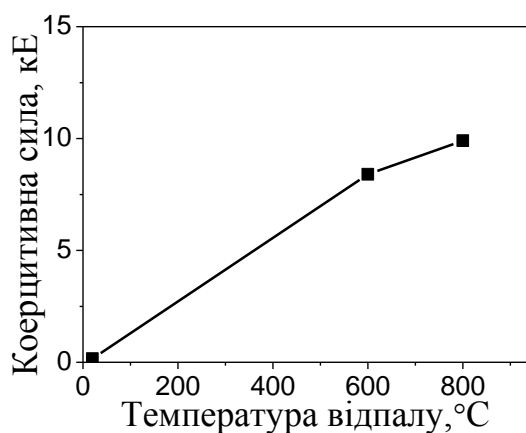


Рис. 5.47 Зміна коерцитивної сили  $H_c$  в плівках Pt(15 нм)/Fe(15 нм) на підкладках  $\text{Al}_2\text{O}_3(10\bar{1}0)$  після швидкого термічного відпалу (RTA) в азоті

Зображення морфології поверхні плівок Pt(15 нм)/Fe(15 нм) після швидкого термічного відпалу (RTA) в азоті при 600 °C та 800 °C представлено на рис. 5.48. При підвищенні температури відпалу з 600 °C до 800 °C поверхня стає більш неоднорідною та її середньоквадратична шорсткість зростає з 1,1 до 4,36 нм.

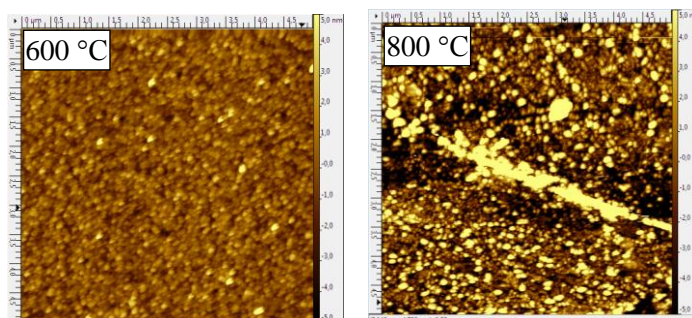


Рис. 5.48. Морфологія поверхні плівок Pt(15 нм)/Fe(15 нм)/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(10 $\bar{1}$ 0) після швидкого термічного відпалу (RTA) в азоті при 600 °C та 800 °C

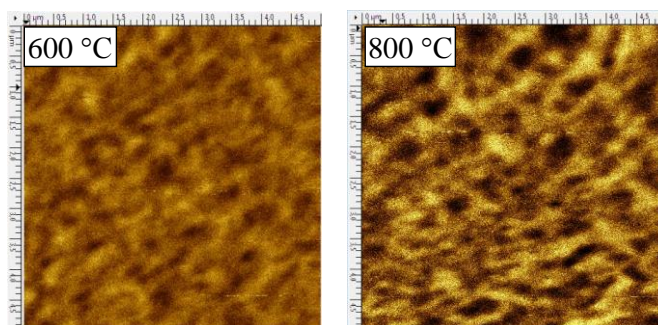


Рис. 5.49. Зображення доменної структури плівок Pt(15 нм)/Fe(15 нм)/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(10 $\bar{1}$ 0) після швидкого термічного відпалу (RTA) в азоті при 600 °C та 800 °C

#### 5.4.3 Процеси фазоутворення в нанорозмірній плівці Pt(21 нм)/Fe(16 нм) на підкладці Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(10 $\bar{1}$ 0) при тривалому відпалі у вакуумі

Для дослідження впливу тривалості відпалу на формування впорядкованої фази L<sub>10</sub>-FePt було проведено відпал у вакуумі за температури

700 °С тривалістю 40 с – 3600 с. Після осадження та відпалу за температури 700°С тривалістю 40 с на дифрактограмі спостерігаються рефлекси (111) та (200) від Pt (рис. 5.38. рис. 5.50). При збільшенні тривалості відпалу до 3 хвилин у плівці формується впорядкована фаза  $L1_0$ -FePt, що супроводжується появою надструктурного рефлексу (001) FePt. При подальшому збільшенні тривалості відпалу до 60 хвилин збільшується інтенсивність надструктурного рефлексу (001) FePt, та з'являється другий порядок його відбиття – рефлекс (002) (рис.5.50).

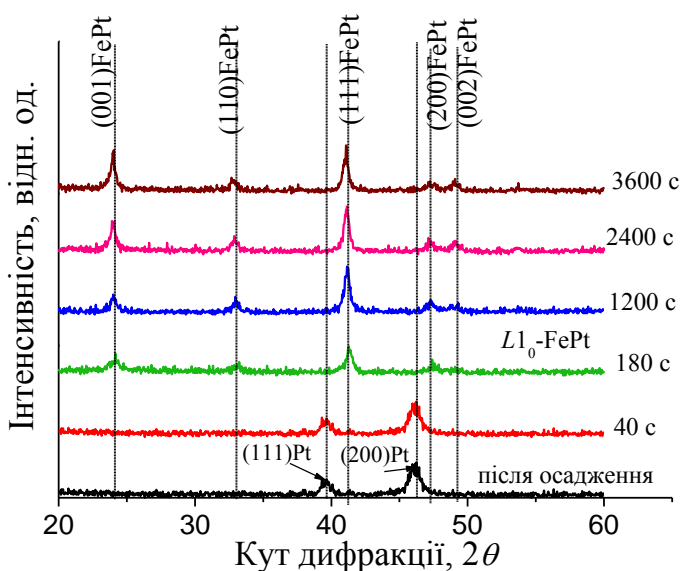


Рис. 5.50. Спектри рентгенівської дифракції плівок Pt(21 нм)/Fe(16 нм)/ $\text{Al}_2\text{O}_3(10\bar{1}0)$  після відпалу у вакуумі за температури 700 °С тривалістю 30 с – 3600 с

З підвищенням тривалості відпалу до 60 хвилин параметри  $a$  і  $c$  суттєво не змінюються, як і відношення  $c/a$  (рис. 5.51).

Проте, відношення  $I(001)/I(002)$  збільшується з тривалістю відпалу, що підтверджує збільшення кількості впорядкованої фази та підвищення ступеня впорядкування (рис. 5.52 а). Відношення  $I(001)/I(111)$  показує, що ростуть

зерна впорядкованої фази  $L1_0$  з віссю легкого намагнічування  $c$ , розташованою в площині плівки (рис. 5.52 б).

Коерцитивна сила плівки Pt(21 нм)/Fe(16 нм) на підкладці  $Al_2O_3(10\bar{1}0)$  після відпалу у вакуумі за температури 700 °С тривалістю 1 год досягає значення 8.5 кЕ (рис. 5.53). Такі ж магнітні властивості можна отримати при швидкому термічному відпалі в атмосфері азоту тривалістю 30 с.

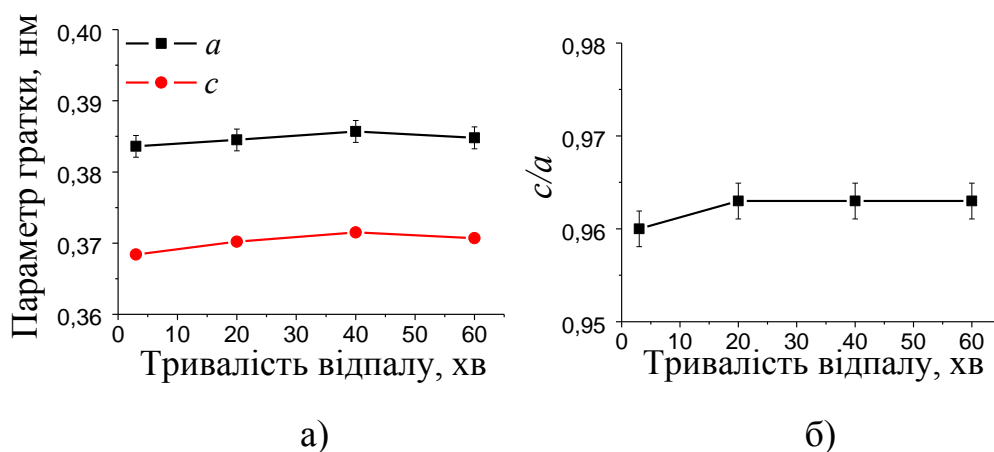


Рис. 5.51 Зміна параметрів ґратки  $a$  і  $c$  (а) та відношення  $c/a$  (б) фази  $FePt$  у плівці Pt(21 нм)/Fe(16 нм)/ $Al_2O_3(10\bar{1}0)$  з тривалістю відпалу у вакуумі за температури 700 °С

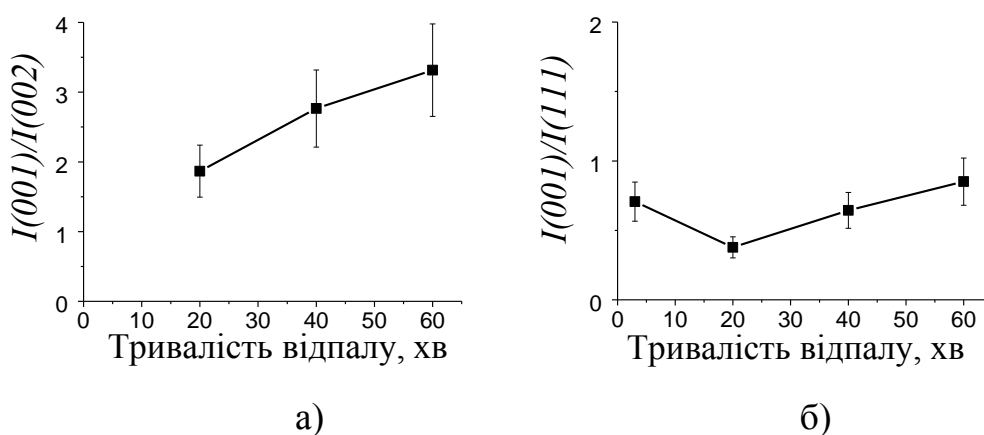


Рис. 5.52. Зміна відношень інтенсивностей рефлексів  $I(001)/I(002)$  (а) та  $I(001)/I(111)$  (б) фази  $L1_0-FePt$  у плівковій композиції Pt(21 нм)/Fe(16 нм)/ $Al_2O_3(10\bar{1}0)$  з тривалістю відпалу у вакуумі за температури 700 °С

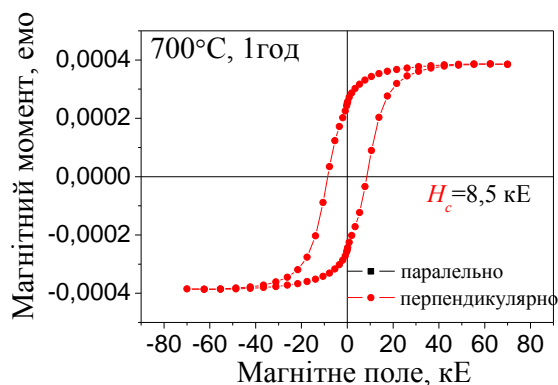


Рис. 5.53. Петля гістерезису плівки Pt(21 нм)/Fe(16 нм)/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(10 $\bar{1}0$ ) після тривалого відпалу у вакуумі за температури 700 °С, 1 год

#### 5.4.4 Формування фазового складу і магнітні властивості у плівковій композиції [Pt/Fe]<sub>4</sub> на підкладці Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(10 $\bar{1}0$ ) при швидкому відпалі у атмосфері N<sub>2</sub>

Після осадження на дифрактограмі спостерігаються рефлекси від сателіту на куті 38,72 та основного піку (111) на куті 40°, що вказує на шарувату структуру плівки та областей перемішування на межах поділу (рис. 5.54).

Після швидкого відпалу в азоті за температури 500 °С зникає рефлекс від сателіта, а рефлекс (111) зсувається в бік більших кутів, що вказує на утворення впорядкованої фази L1<sub>0</sub>-FePt. Не дивлячись на те, що надструктурний рефлекс (001) на дифрактограмі відсутній, результати виміру магнітних властивостей підтверджують формування впорядкованої фази. Надструктурний рефлекс (001) FePt з'являється після відпалу за температури 600 °С. Підвищення температури відпалу супроводжується збільшенням інтенсивності надструктурного рефлексу (001) FePt та розщепленням рефлексу (200) на (200) та (002) (рис. 5.54).

Відношення інтенсивностей  $I(001)/I(002)$  фази L1<sub>0</sub>-FePt зростає з підвищенням температури відпалу, що вказує на збільшення ступеню впорядкування фази L1<sub>0</sub>-FePt та її кількості (рис. 5.55 а). Проте, відношення

$I(002)/I(111)$ , яке визначає ступінь орієнтації вісі легкого намагнічування  $c$  у напрямку  $[001]$  по нормалі до площини плівки залишається майже незмінним (рис. 5.55 б).

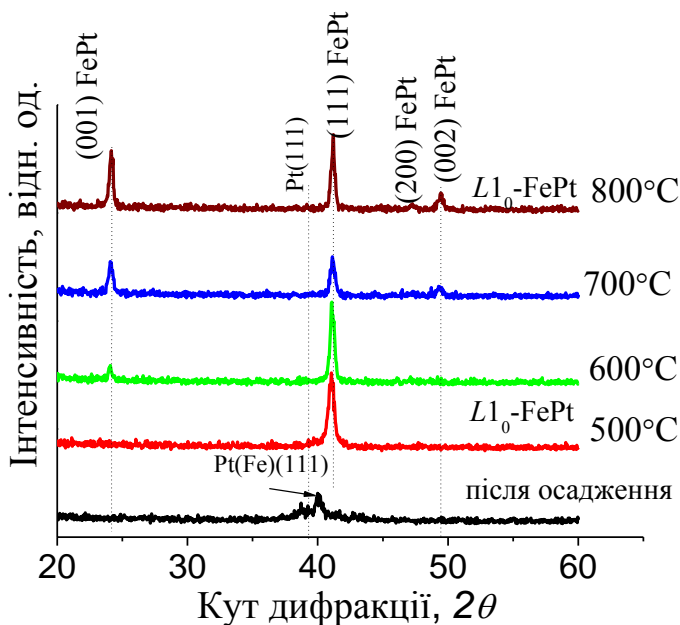


Рис. 5.54. Дифрактограми плівки  $[\text{Pt}(4,2 \text{ нм})/\text{Fe}(3,2 \text{ нм})]_4/\text{Al}_2\text{O}_3(10\bar{1}0)$  після осадження та швидкого термічного відпалу в атмосфері азоту в інтервалі температур  $500^\circ\text{C} - 800^\circ\text{C}$

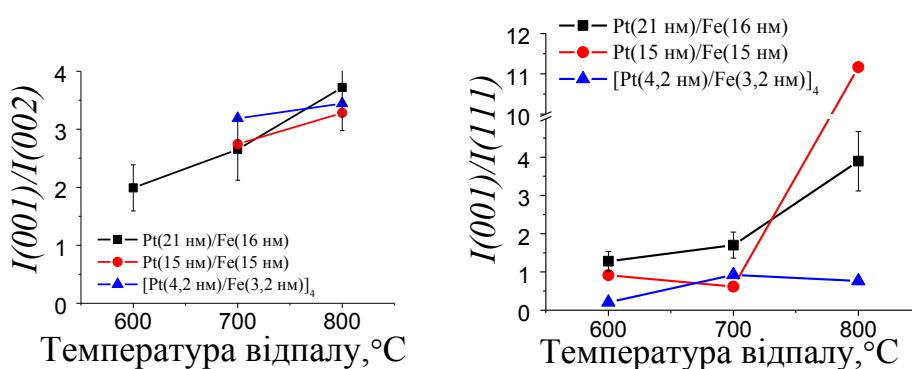


Рис. 5.55. Залежність відношень  $I(001)/I(002)$  (а) та  $I(001)/I(111)$  (б) фази  $L1_0\text{-FePt}$  у плівках  $\text{Pt}(21 \text{ нм})/\text{Fe}(16 \text{ нм})$ ,  $\text{Pt}(15 \text{ нм})/\text{Fe}(15 \text{ нм})$  та  $[\text{Pt}(4,2 \text{ нм})/\text{Fe}(3,2 \text{ нм})]_4$  на підкладках  $\text{Al}_2\text{O}_3(10\bar{1}0)$  від температури швидкого відпалу в азоті

Параметр ґратки  $a$  після того, як утворилась впорядкована фаза, практично не змінюється з температурою відпалу (рис. 5.56 а). В той же час параметр  $c$  та ступінь тетрагональності  $c/a$  зменшуються (рис. 5.56 б, в).

Збільшення температури відпалу призводить до росту зерен (областей когерентного розсіювання) фази  $L1_0$ -FePt, розмір зерна змінюється від 12 нм після осадження до 25 нм після відпалу за температури 800 °C (рис. 5.57).

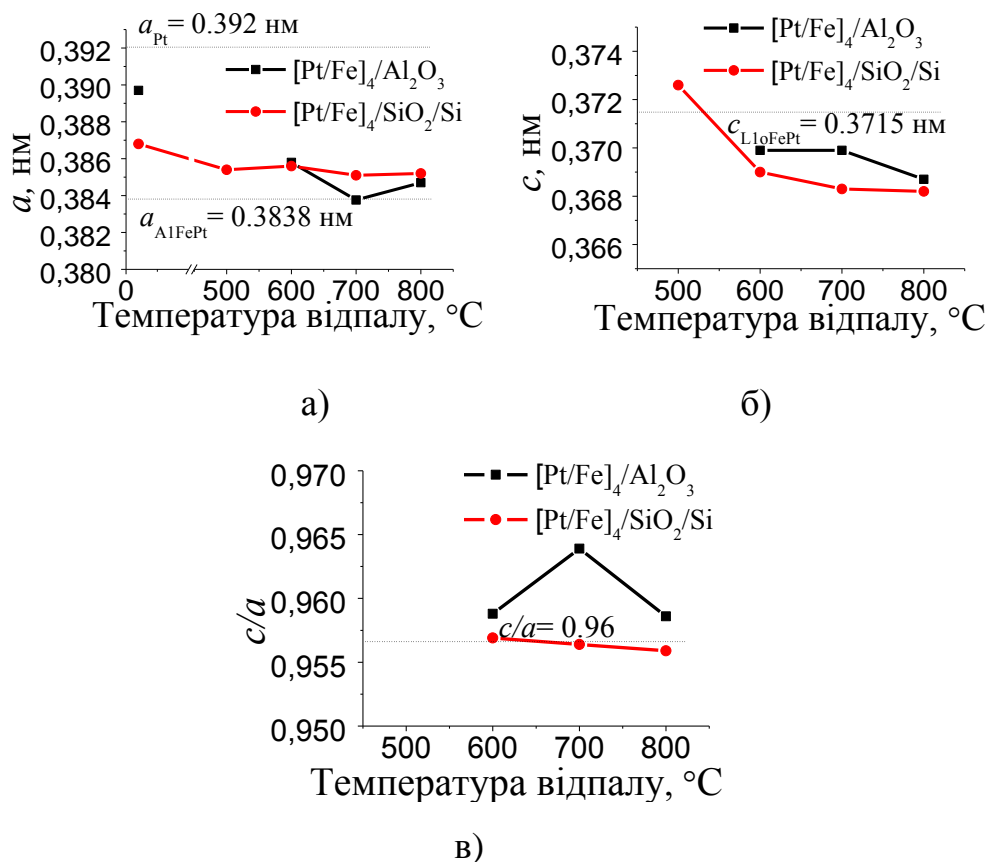


Рис. 5.56. Залежність параметрів кристалічної ґратки  $a$  (а),  $c$  (б) та відношення  $c/a$  (в) фази  $L1_0$ -FePt плівок  $[Pt(4.2 \text{ нм})/Fe(3.2 \text{ нм})]_4$  на підкладках  $Al_2O_3(10\bar{1}0)$  та  $SiO_2/Si(001)$  від температури відпалу

Збільшення температури відпалу призводить до росту розміру зерен (областей когерентного розсіювання) фази  $L1_0$ -FePt, розмір зерна змінюється від 12 нм після осадження до 17 нм після відпалу за температури 800 °C (рис. 5.57).



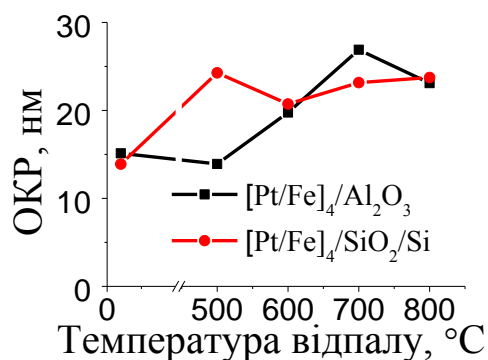


Рис. 5.57. Залежність розміру зерен (ОКР) фази  $L1_0$ -FePt плівок  $[\text{Pt}(4,2 \text{ нм})/\text{Fe}(3,2 \text{ нм})]_4/\text{Al}_2\text{O}_3(10\bar{1}0)$  та  $[\text{Pt}(4,2 \text{ нм})/\text{Fe}(3,2 \text{ нм})]_4/\text{SiO}_2/\text{Si}(001)$  від температури швидкого відпалу в азоті

Після осадження плівка магнітно-м'яка, значення коерцитивної сили мале  $\sim 80$  Е (рис. 5.48 а). Фазове перетворення  $A1 \rightarrow L1_0$  призводить до зміни магнітних властивостей плівок  $[\text{Pt}(4,2 \text{ нм})/\text{Fe}(3,2 \text{ нм})]_4$  (рис. 5.58 б-д) Коерцитивна сила зростає з підвищенням температури відпалу та має максимальне значення після відпалу за температури  $800^\circ\text{C}$  (рис. 5.58 д).

Слід зазначити, що величина коерцитивної сили залежить не тільки від кількості впорядкованої фази, а також корелює з напруженим станом у плівці [151], який різний, залежно від типу обраної підкладки (рис. 5.59). У плівках на підкладках  $\text{Al}_2\text{O}_3(10\bar{1}0)$  менший рівень стискаючих напружень і, як наслідок, менші значення коерцитивної сили в інтервалі температур відпалу  $500^\circ\text{C} - 700^\circ\text{C}$  (рис. 5.59).

Після осадження в плівці  $\text{Pt}(4,2 \text{ нм})/\text{Fe}(3,2 \text{ нм})]_4$  спостерігається слабо виражена магнітна структура (рис. 5.60 а). Відпал за температури початку фазового перетворення  $A1 \rightarrow L1_0$  та подальше підвищення температури відпалу призводить до зростання і розвороту магнітних доменів, про що свідчить зміна їх розміру і контрасту (рис. 5.60 б-д).

Після осадження поверхня плівки  $[\text{Pt}(4,2 \text{ нм})/\text{Fe}(3,2 \text{ нм})]_4$  гладка без суттєво помітних дефектів (рис. 5.61 а). Шорсткість поверхні після осадження складає  $1,15 \text{ нм}$  (рис. 5.62). Підвищення температури відпалу до

500 °С (температури початку фазового перетворення) істотно впливає на морфологію поверхні та на її шорсткість (рис. 5.61 б, рис. 5.62).

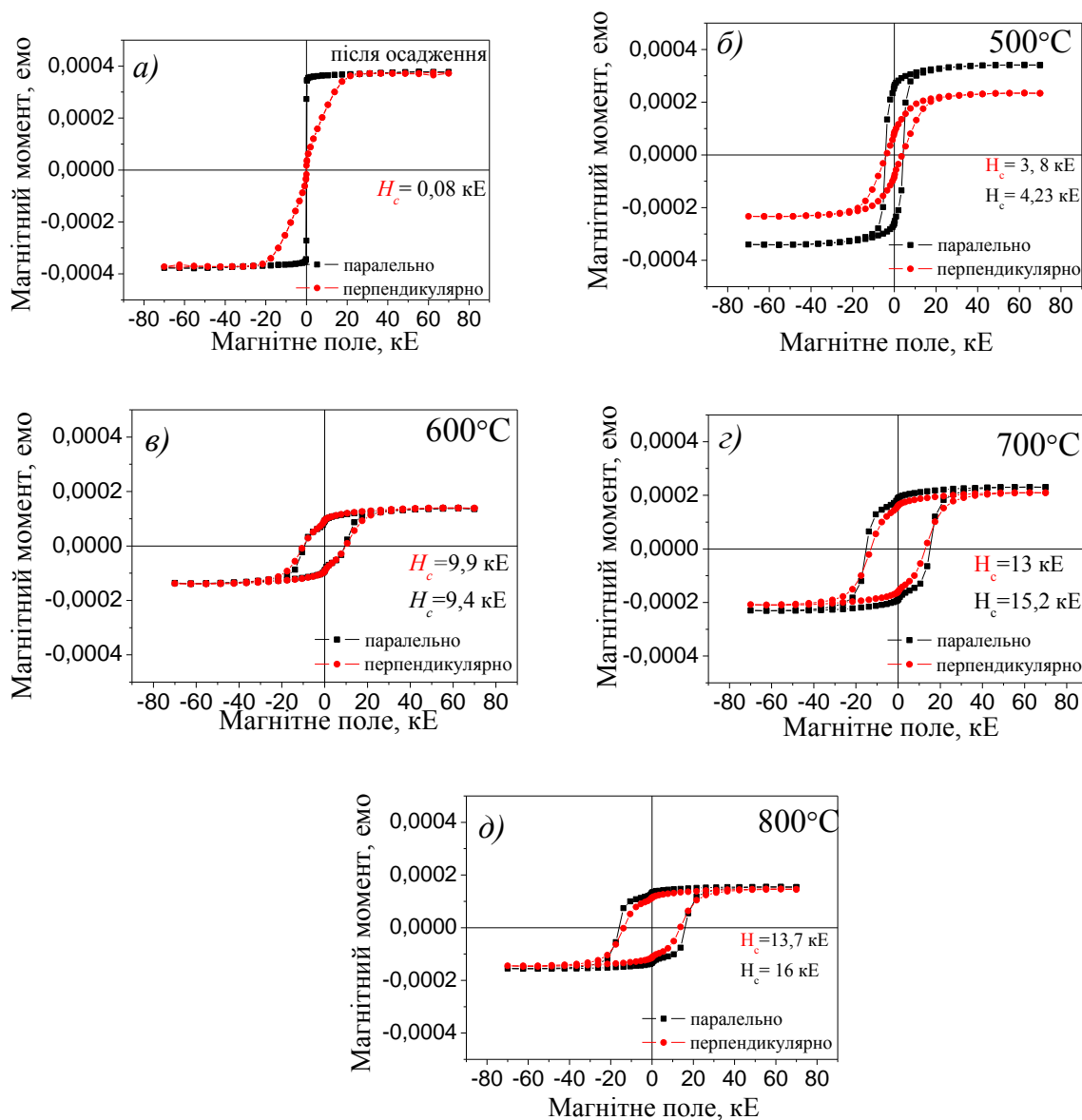


Рис. 5.58. Криві намагнічування  $M(H)$  плівки  $[Pt(4.2 \text{ nm})/Fe(3.2 \text{ nm})]_4/Al_2O_3(10\bar{1}0)$  після осадження (а) та швидкого відпалу у азоті за температур 500 °С (б), 600 °С (в), 700 °С (г), 800 °С (д)

Середня шорсткість поверхні різко зростає за рахунок росту зерен впорядкованої фази та досягає значення 2,7 нм. З підвищенням температури

відпалу до 700 °С шорсткість поверхні зменшується до 0,74 нм, а потім знов зростає та досягає значення 1.48 нм (рис. 5.62).

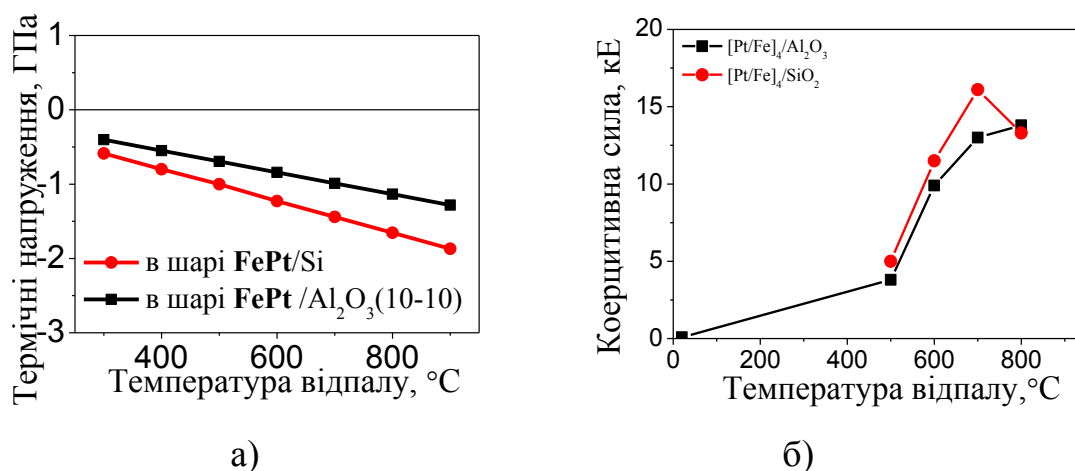


Рис. 5.59. Зміна термічних напружень (а) в шарі FePt та коерцитивної сили  $H_c$  в плівках  $\text{Pt}(4.2 \text{ нм})/\text{Fe}(3.2 \text{ нм})_4$  та  $\text{Pt}(2.1 \text{ нм})/\text{Fe}(1.6 \text{ нм})_8$  на підкладках  $\text{SiO}_2(100)/\text{Si}(001)$  та  $\text{Al}_2\text{O}_3(10\bar{1}0)$  при швидкому термічному відпалі (RTA) в азоті

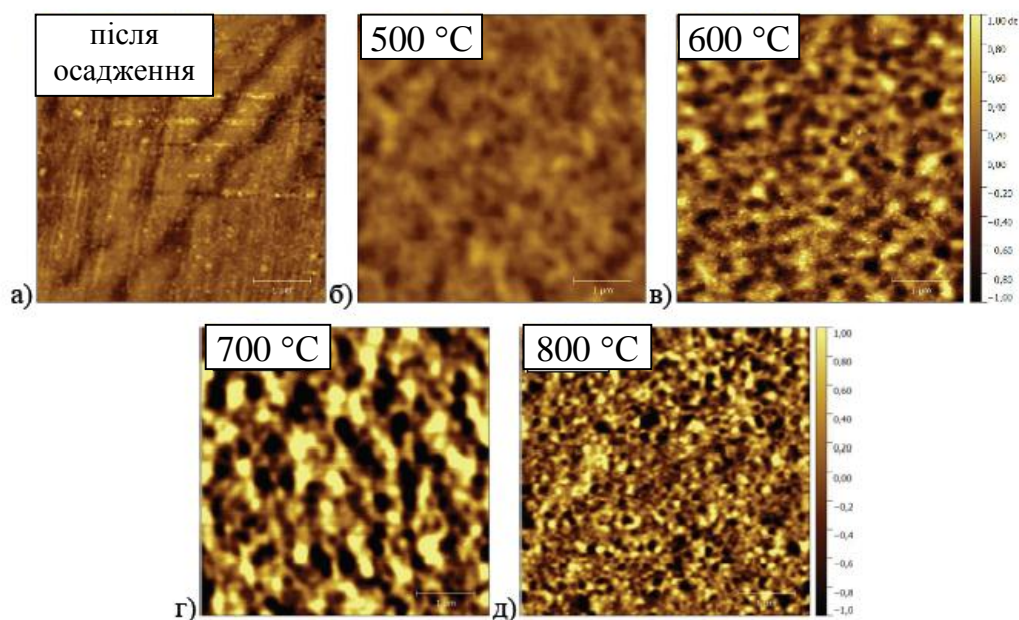


Рис. 5.60 Магнітна структура плівки  $[\text{Pt}(4.2 \text{ нм})/\text{Fe}(3.2 \text{ нм})]_4/\text{Al}_2\text{O}_3(10\bar{1}0)$  після осадження (а) та швидкого термічного відпалу (RTA) в азоті а за температур 500 °С (б), 600 °С (в), 700 °С (г), 800 °С (д)

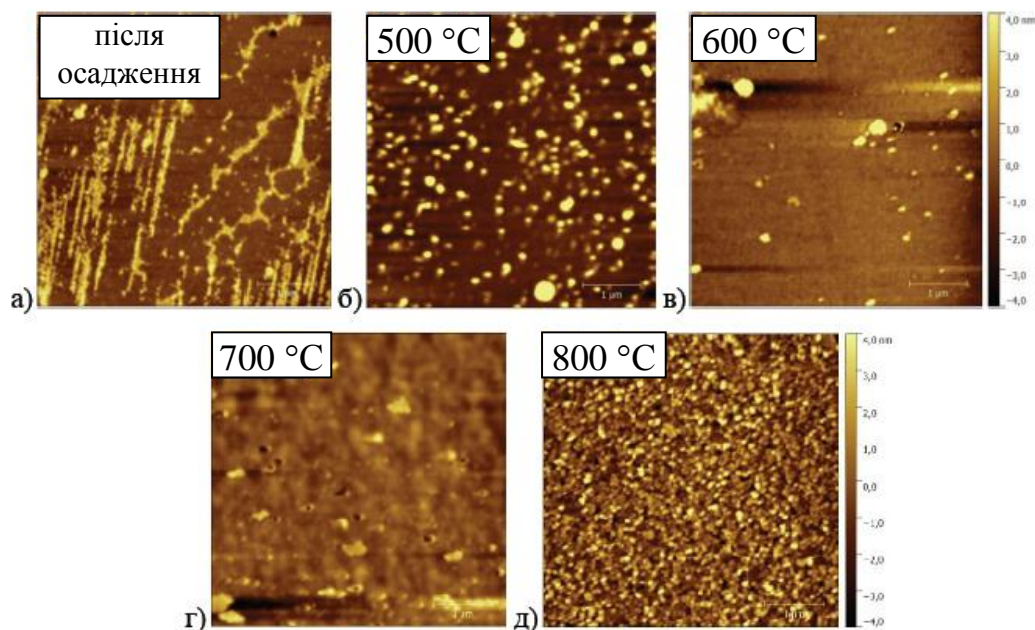


Рис. 5.61. Морфологія поверхні плівки  $[\text{Pt}(4,2 \text{ нм})/\text{Fe}(3,2 \text{ нм})]_4/\text{Al}_2\text{O}_3(10\bar{1}0)$  після осадження (а) та швидкого термічного відпалу (RTA) в азоті при 500 °C (б), 600 °C (в), 700 °C (г), 800 °C (д)

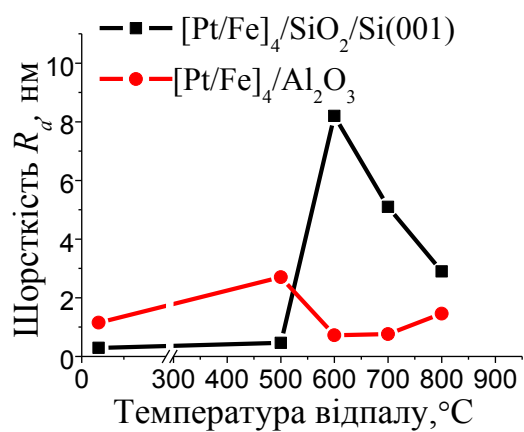


Рис. 5.62. Залежність середньої шорсткості плівок  $[\text{Pt}(4,2 \text{ нм})/\text{Fe}(3,2 \text{ нм})]_4$  на підкладках  $\text{Al}_2\text{O}_3(10\bar{1}0)$  та  $\text{SiO}_2/\text{Si}(001)$  від температури відпалу

Результати розділу опубліковано в роботах [58, 148- 151].

## Висновки до розділу 5

1. Встановлено, що кількість проміжних шарів Au впливає на деформаційно-напружений стан в шарах FePt і, відповідно, на температуру початку формування фази  $L1_0$ . Менший рівень стискаючих напружень в композиції з двома проміжними шарами Au (7,5 нм) сприяє підвищенню температури фазового перетворення  $A1\text{-FePt} \rightarrow L1_0\text{-FePt}$  на 150 °C (до 800 °C).
2. Показано, що при осадженні у плівці  $\text{Fe}_{52}\text{Pt}_{48}$  (15 нм) на підкладці  $\text{Al}_2\text{O}_3(10\bar{1}0)$  формується неупорядкована фаза  $A1\text{-FePt}$  та присутні розтягуючі залишкові напруження. Зміна рівня напружень на стискаючі після швидкого термічного відпалу в азоті за температури 500 °C, за рахунок великої швидкості нагріву, сприяє процесу впорядкування та формуванню переважної орієнтації вісі  $c$  легкого намагнічування у напрямку [001].
3. При зменшенні товщини шарів Fe і Pt в плівкових композиціях  $[\text{Pt/Fe}]_n$ , де  $n = 1, 4, 8$ , за умови збереження загальної товщини плівки (30 нм) зростає частка перемішаних областей під час осадження, що призводить до формування неупорядкованої фази  $A1\text{-FePt}$  в композиції  $[\text{Pt}(4,2 \text{ нм})/\text{Fe}(3,2 \text{ нм})]_4$  і частково впорядкованих областей з тетрагональними спотвореннями ґратки в композиції  $[\text{Pt}(2,1 \text{ нм})/\text{Fe}(1,6 \text{ нм})]_8$  вже при осадженні. Магнітно-тверда впорядкована фаза  $L1_0\text{-FePt}$  формується у плівкових композиціях  $[\text{Pt/Fe}]_n$  (де  $n = 1, 4, 8$ ) при відпалі у вакуумі тривалістю 30 с за температури 700 °C.
4. Межі поділу в плівкових композиціях впливають на ступінь упорядкування та магнітні властивості фази  $L1_0\text{-FePt}$ . При відпалі у вакуумі в інтервалі температур 700 °C – 800 °C збільшення кількості меж поділу в композиції  $[\text{Fe/Pt}]_8$  призводить до зменшення ступеня

- упорядкування, ступеня орієнтації зерен в напрямку  $[001]$ , перпендикулярному до підкладки, а також стримується їх зростання.
5. Швидкий термічний відпал (RTA) стимулює виникнення додаткових механічних розтягуючих напружень в плівках, цим самим прискорює процес впорядкування та сприяє розташуванню вісі легкого намагнічування  $c$  у зернах фази  $L1_0$ -FePt у напрямку  $[001]$ , перпендикулярно до площини плівки.
  6. В плівковій композиції Pt(15 нм)/Fe(15нм)/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(10 $\bar{1}0$ ) з більшим вмістом Fe, порівняно з плівкою Pt(21 нм)/Fe(16 нм)/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(10 $\bar{1}0$ ) еквіатомного складу, відпалених в атмосфері N<sub>2</sub> швидким термічним відпалом (RTA) впродовж 30 с, формується більш виражена текстура (001) зерен фази  $L1_0$ -FePt.
  7. Збільшення кількості меж зерен у композиціях [Pt/Fe]<sub>4</sub> та [Pt/Fe]<sub>8</sub> на підкладках SiO<sub>2</sub>(100 нм)/Si(001) та Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(10 $\bar{1}0$ ), відпалених швидким термічним відпалом, знижує температуру формування магнітно-твердої фази  $L1_0$ -FePt на 200 °C (до 500°C) порівняно з відпалом у вакуумі. З підвищенням температури відпалу до 800°C у обох плівкових композиціях на підкладках SiO<sub>2</sub>(100 нм)/Si(001) формується переважна орієнтація зерен у напрямку  $[001]$ .
  8. Зміна напруженого стану, внаслідок різних коефіцієнтів термічного розширення підкладок SiO<sub>2</sub>(100 нм)/Si(001) та Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>(10 $\bar{1}0$ ), в плівках [Pt/Fe]<sub>4</sub> впливає на зміну коерцитивної сили. Більші значення коерцитивної сили після швидкого термічного відпалу в азоті пов'язано з більшим рівнем стискаючих напружень у осадженій плівці на підкладці SiO<sub>2</sub>(100 нм)/Si(001).

## ВИСНОВКИ

За результатами комплексного дослідження нанорозмірних плівкових композицій на основі сплаву  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  з додатковими шарами Au та багатошарових плівок  $[\text{Pt/Fe}]_n$  встановлено основні закономірності процесів формування їх структури, фазового складу та магнітних властивостей при відпалах в різних середовищах (вакуум, водень, азот).

Основні наукові та практичні результати полягають у наступному:

1. Встановлено, що зміна рівня та знаку залишкових напружень та деформацій в плівці FePt впливає на температуру процесу впорядкування і формування фази  $L1_0$ -FePt, її структуру (орієнтацію зерен) та магнітні властивості.

2 Показано, що на напружений стан у шарі  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  впливає товщина, розташування та кількість додаткових шарів Au, що призводить до зміни температури фазового перетворення  $A1 \rightarrow L1_0$ , орієнтації вісі легкого намагнічування  $c$  та магнітних властивостей. В композиціях FePt-Au збільшення товщини прошарку Au з 15 нм до 30 нм змінює знак механічних напружень у шарі  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ (15 нм) на стискаючі, що призводить при відпалі у вакуумі до зниження температури впорядкування до 600 °C.

3. Зміна атмосфери відпалу на водневу прискорює процеси упорядкування і також знижує температуру початку формування фази  $L1_0$ -FePt до 500 °C, незалежно від товщини проміжного шару Au. Воднева обробка дозволяє отримати більші значення коерцитивної сили (27,3 кЕ) в плівкових композиціях  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}/\text{Au}/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  за меншої температури відпалу 700 °C, ніж при відпалі у вакуумі (900 °C), що пов'язано з інтенсивним проникненням атомів водню у плівку, їх розташуванням у порожнинах кристалічної ґратки і створенням додаткових стискаючих напружень.

4. Встановлено, що змінюючи рівень деформацій в шарі FePt осаджених плівкових композицій FePt-Au при відпалі у вакуумі можна отримати

орієнтований ріст зерен з віссю легкого намагнічування  $c$  в напрямку  $[001]$  перпендикулярно до площини плівки у плівках з проміжним шаром Au(7,5 нм) за рахунок більшого рівня стискаючих деформацій. Збільшення товщини прошарку Au до 15 нм та зменшення рівня стискаючих деформацій сприяє росту зерен FePt з віссю легкого намагнічування  $c$  у площині плівки. Така ж орієнтація може бути досягнена при збільшенні товщини проміжного шару Au до 30 нм та застосуванням водневої обробки за рахунок створення додаткових стискаючих напружень у елементарній комірці.

5. Визначено, що завдяки дії стискаючого напруження при дифузії золота по межах зерен та збільшення кількості меж поділу у плівках з проміжним шаром Au(7,5 нм) можна знизити температуру формування впорядкованої фази  $L1_0$ -FePt порівняно з іншим розташуванням шару Au. В плівках, відокремлених від підкладки, зберігається така ж тенденція зміни температури фазового перетворення від розташування шару Au (верхній, проміжний, нижній), як і в плівках на підкладці.

6. Показано, що збільшення кількості меж поділу в плівкових композиціях  $[Pt/Fe]_n$ , де  $n = 1, 4; 8$ , при умові збереження загальної товщини плівки, сприяє активізації дифузійних процесів та формуванню неупорядкованої фази  $A1$ -FePt в композиції  $[Pt/Fe]_4$  і частково упорядкованих областей з тетрагональними спотвореннями в композиції  $[Pt/Fe]_8$  вже при осадженні. Збільшення кількості меж поділу в композиції  $[Pt/Fe]_8$  при відпалі у вакуумі призводить до росту зерен фази  $L1_0$ -FePt з віссю легкого намагнічування  $c$  в площині плівки.

7. Швидкий термічний відпал плівкових композицій  $[Pt/Fe]_n$  (де  $n = 4, 8$ ) на підкладках  $SiO_2(100\text{ нм})/Si(001)$  в атмосфері азоту призводить до орієнтованого росту зерен фази  $L1_0$ -FePt в напрямку  $[001]$  з віссю легкого намагнічування  $c$  перпендикулярно площині плівки за рахунок швидкого зменшення об'єму при фазовому перетворенні  $A1 \rightarrow L1_0$  внаслідок розтягуючих деформацій в плівці.



## СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Development in Data Storage, Materials Perspective, edited by S.N. Piramanayagam and T. C. Chong (John Wiley & Sons, Inc., New York, 2012).
2. S.N. Piramanayagam, K. Srinivasan. Recording media research for future hard disk drives. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2009. Vol. 321. P. 485-494
3. Mark H. Kryder. Future Storage Technologies: A Look Beyond the Horizon. Presentation. Computerworld. Storage Networking World. April 3-6, 2006. Manchester Grand Hyatt. San Diego, California. P. 350-358.
4. Moser A., Takano K., Margulies D.T., Albrecht M., Sonobe Y., Ikeda Y., Sun S., Fullerton E.E. Magnetic recording: advancing into the future. *Journal of Physics D: Applied Physics*. 2002. Vol. 35. S. R157- R167.
5. Акиро Отубара. Будущее магнитных носителей информации // Спецвыпуск: Хакер, номер #062, стр. 062-008-1. [Электронный ресурс] – Режим доступа до ресурсу: <http://xakep-archive.ru/spec/062/008/1.htm>
6. [Электронный ресурс] – Режим доступа до ресурсу: [https://www.theregister.co.uk/2014/11/20/Huawei: Kryder storage crysis is real and 'we're working on it'](https://www.theregister.co.uk/2014/11/20/Huawei_Kryder_storage_crysis_is_real_and_we_re_working_on_it/).
7. [Электронный ресурс] – Режим доступа до ресурсу: [http://uk.wikipedia.org/wiki/Закон Мура](http://uk.wikipedia.org/wiki/Закон_Мура)
8. [Электронный ресурс] – Режим доступа до ресурсу: <http://blog.dshr.org/2012/10/storage-will-be-lot-less-free-than-it.html>
9. [Электронный ресурс] – Режим доступа до ресурсу: <https://www.pctechguide.com/hard-disks/hard-disk-longitudinal-recording>
10. [Электронный ресурс] – Режим доступа до ресурсу: <https://www.pctechguide.com/hard-disks/hard-disk-perpendicular-recording>
11. [Электронный ресурс] – Режим доступа до ресурсу: [http://en.wikipedia.org/wiki/Heat-assisted\\_magnetic\\_recording](http://en.wikipedia.org/wiki/Heat-assisted_magnetic_recording)

12. [Электронный ресурс] – Режим доступа до ресурсу: <http://www.idema.org/wp-content/downloads/1550.pdf> Mark Kryder Seagate Technology September 2006.
13. [Электронный ресурс] – Режим доступа до ресурсу: <http://storagedna.tumblr.com/post/146352478603/end-of-the-road-for-hard-disk-drives>
14. [Электронный ресурс] – Режим доступа до ресурсу: <http://wp.xin.at/archives/2633>
15. Д. Анисимов, Е. Патий. Индустрия жестких дисков: дальше — больше. "Экспресс Электроника" 2007 // [Электронный ресурс] –Режим доступа до ресурсу: [http://citforum.ru/hardware/data/hdd\\_industry/](http://citforum.ru/hardware/data/hdd_industry/)
16. Казаков В.Г. Тонкие магнитные пленки. *Сор. обр. журн.* 1997. №1. С.107-104.
17. Кобелев Н.П., Сойфер Я.М., Андриевский Р.А. и др. Магнитные материалы. *Физика твердого тела.* 1994. №1. С.1216-1221.
18. Механизм образования и субструктура конденсированных плёнок / Л. С. Палатник, М. Я. Фукс, В. М. Косевич. М. : Наука, 1972. 320 с.
19. Суху Р. Магнитные тонкие пленки. М.: Машгиз, 1967. С. 410-412.
20. Крайзмер Л.П. Быстродействующие ферромагнитные запоминающие устройства. М.: Машгиз, 1984. С.738-739.
21. Праттон М. Тонкие ферромагнитные пленки / Под ред. О.Е. Брянской, Н.Н. Калинина. Л.: Судострое ние, 1967.
22. Магнитные материалы и элементы / Преображенский М.В., Бишард В.Г. М.: Металлургия, 1986. 481с.
23. Gawior W., Kolano R., Wolcik N. Magnetic material. *Mat. Sci. and Eng.* – 1991. No. 133. P.172-175.
24. Золотухин И.В. Нанокристаллические металлические материалы. *Соросовский образовательный журнал*, 1998, №1. С. 103-106.

25. M.H.Kryder, Ch. S. Kim. After Hard Drives – What Comes Next? *IEEE TRANSACTIONS ON MAGNETICS*. Vol. 45. No. 10. 2009
26. Mark H. Kryder. Pathways to 10 Tbit/in<sup>2</sup> magnetic recording // Seagate Research. 2012.
27. Lyubina J., Rellinghaus B., Gutfleisch O., Albrecht M. Structure and Magnetic Properties of L<sub>10</sub>-Ordered Fe–Pt Alloys and Nanoparticles, in *Handbook of Magnetic Materials*. 2011. Vol. 19. P. 291 - 395, K.H.J. Buschow (Ed.), Elsevier (ISBN: 978-0-444-53780-5).
28. Brombacher C., Schletter H. Daniel M, Matthes P., Jöhrmann N., Maret M., Makarov D., Hietschold M., Albrecht M. FePtCu alloy thin films: Morphology, L<sub>10</sub> chemical ordering, and perpendicular magnetic anisotropy. *Journal of Applied Physics*. 2012. Vol. 112. P. 073912 . <https://doi.org/10.1063/1.4757038>
29. Ding Y., Wei D. H., Wei Y. D., Yao Y. D. Magnetic properties and microstructure of epitaxial Fe/Pt multilayer films capped with SiO<sub>2</sub> amorphous layer for recording use. *J.Appl. Phys*. 2008. Vol. 103. №1. P. 18-23.
30. Vladymyrskyi I. A., Pavlova O. P., Verbitska T. I., Sidorenko S. I., Katona G. L., D. Beke, Makogon Iu M. Influence of intermediate Ag layer on the structure and magnetic properties of Pt/Ag/Fe thin films. *Vacuum*. 2014. Vol. 101. P. 33-37.
31. Vladymyrskyi I. A., Karpets M. V., Ganss F., Katona G. L., Beke D. L., Sidorenko S. I., Nagata T., Nabatame T., Chikyow T., Beddies G., Albrecht M., Makogon Iu.M. Influence of the annealing atmosphere on the structural properties of FePt thin films. *Journal of Applied Physics*. 2013. Vol. 114. P. 164314 (1- 5).
32. Pavlova O.P., Verbitska T. I., Vladymyrskyi I. A., Sidorenko S. I., Katona G. L., Beke D. L., Beddies G., Albrecht M., Makogon I. M. Structural and magnetic properties of annealed FePt/Ag/FePt thin films. *Applied Surface Science*. 2013. Vol. 266. P. 100-104.

33. Katona G.L., Vladimírsky I., Makogon I.M., Sidorenko S.I., Kristály F., Daróczi L., Csik A., Liebig A., Beddies G., Albrecht M., Beke D.L. Grain boundary diffusion induced reaction layer formation in Fe/Pt thin films. *Applied Physics A: Materials Science and Processing*. 2013. Vol. 115. Issue 1. P. 203-211.
34. Katona G.L., Safonova N.Y., Ganss F., Mitin D., Vladymyrskyi I.A., Sidorenko S.I., Makogon Iu.N., Beddies G., Albrecht M., Beke D.L. Diffusion and solid state reactions in Fe/Ag/Pt and FePt/Ag thin-film systems 2015. *J. Phys. D: Appl. Phys.* Vol. 48. P. 175001 (1- 7).
35. Vladymyrskyi I.A., Karpets M.V., Katona G.L., Beke D.L., Sidorenko S.I., Nagata T., Nabatame T., Ganss F., Beddies G., Chikyow T., Albrecht M., Makogon I.M. Influence of the substrate choice on the  $L1_0$  phase formation of post-annealed Pt/Fe and Pt/Ag/Fe thin films. *Journal of Applied Physics*. 2014. Vol. 116. P. 044310 (1-7).
36. Макогон Ю.Н., Павлова Е.П., Сидоренко С.И., Вербицкая Т.И., Владимирский И.А. Влияние Ag на фазовые превращения и магнитные свойства в наноразмерных пленочных композициях  $Fe_{50}Pt_{50}(15\text{ нм})/Ag/Fe_{50}Pt_{50}(15\text{ нм})/SiO_2/Si(001)$  при отжигах в вакууме. *Металлофизика и новейшие технологии*. 2013. Т. 35, № 4. С. 553-567.
37. Макогон Ю.М., Павлова О.П., Сидоренко С.И., Вербицка Т.И., Владимирський І.А., Фігурна О.В. Вплив Cu на формування хімічно впорядкованої фази  $L1_0(FePt)$  в нанорозмірних плівках  $Fe_{50}Pt_{50}/Cu/Fe_{50}Pt_{50}$  на підкладці  $SiO_2/Si(001)$ . *Металлофизика и новейшие технологии*. 2013. Т. 35. №10. С. 1425-1436.
38. Макогон Ю.М., Павлова О.П., Сидоренко С.И., Вербицка Т.И., Вербицка М.Ю., Фігурна О.В. Формування хемічно впорядкованої фази  $L1_0(FePt)$  в нанорозмірній плівковій композиції  $Fe_{50}Pt_{50}(15\text{ нм})/Au(30\text{ нм})/Fe_{50}Pt_{50}(15\text{ нм})$  при відпалі в вакуумі. *Металлофизика та новітні технології*. 2014. Т. 36. № 11. С. 1513-1522.

39. Фігурна О.В., Павлова О.П., Вербицька Т.І., Владимирський І.А., Сидоренко С.І., Беддіс Г., Альбрехт М., Макогон Ю.М. Дифузійне фазоутворення в шаруватих нанорозмірних плівкових композиціях Pt(15 нм)/Fe(15 нм) і [Pt(7,5 нм)/Fe(7,5 нм)]<sub>2</sub> на підкладинках SiO<sub>2</sub>(100 нм)/Si(001). *Металофізика та новітні технології*. 2014. Т. 36, № 10. С. 1359 - 1369.
40. Макогон Ю.М., Павлова О.П., Сидоренко С.І., Вербицька Т.І., Беддіс Г. Фазові перетворення і фізичні властивості нанорозмірної плівкової композиції Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(30 нм)/SiO<sub>2</sub>(100 нм)/Si(001). *Наукові Вісті НТУУ "КПІ"*. 2010, №6. С. 98-102.
41. Макогон Ю.М., Павлова О.П., Вербицька Т.І., Владимирський І.А. Структура і магнітні властивості нанорозмірної плівки Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub> на планарній підкладці SiO<sub>2</sub>(100 нм)/Si(100). *Наукові Вісті НТУУ "КПІ"*. 2011. №6. С. 108 – 113.
42. Макогон Ю.М., Павлова О.П., Вербицька Т.І., Владимирський І.А. Вплив температури відпалу на структуру і магнітні властивості нанорозмірної плівкової композиції Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм)/Ag(30 нм)/Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм)/SiO<sub>2</sub>(100 нм)/Si(001). *Наукові Вісті НТУУ "КПІ"*, 2012. № 5. С. 86 – 91.
43. Макогон Ю.М., Павлова О.П., Вербицька Т.І., Владимирський І.А. Вплив тривалості відпалу на структуру і магнітні властивості нанорозмірної плівкової композиції Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм)/Ag(30 нм)/ Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>(15 нм)/SiO<sub>2</sub>(100 нм)/Si(001). *Наукові Вісті НТУУ "КПІ"*. 2012. № 6. С. 81–85.
44. Макогон Ю.М., Павлова О.П., Вербицька Т.І., Вінар С.І. Феромагнітний резонанс в нанорозмірних плівках Fe-Pt. *Наукові Вісті НТУУ "КПІ"*. – 2012, № 2. С. 123 – 127.
45. Сидоренко С.І., Макогон Ю.М., Павлова О.П. Актуальні проблеми сучасного матеріалознавства: зб. наук. пр. Видавництво "Академперіодіка", 2013. С. 482-500.

46. Makogon Iu.M., Pavlova O.P., Sidorenko S.I., Verbytska T.I., Verbytska M.Y., Fihurna O.V. Influence of Copper on  $A1$  to  $L1_0$  Phase transformation in Nanoscale  $Fe_{50}Pt_{50}$  Films. *Metallofis. Noveishie Tekhnol.* 2015. т. 37, № 4. С. 487 – 498.
47. Makarov D., Lee J., Brombacher C., Schubert C., Fuger M., Suess D., Fidler J., Albrecht M. Perpendicular FePt-based exchange-coupled composite media. *Appl. Phys. Lett.* 2010. Vol. 96, P, 062501.
48. Спосіб одержання середовища для магнітного запису і зберігання інформації на основі шаруватої нанорозмірної плівки  $Fe_{50}Pt_{50}/Ag/Fe_{50}Pt_{50}$ : пат. № 94883 Україна, № u201404650; заявл. 30.04.2014; опубл. 10.12.2014, Бюл. № 23. Особистий внесок здобувача: проаналізовано зміну фазового складу плівкових композицій після термічної обробки.
49. Спосіб формування магнітного матеріалу на основі FePt з орієнтованою структурою зерен  $L1_0(FePt)$  фази для перпендикулярного або повздовжнього магнітного запису і зберігання інформації: пат. № 98785 Україна, № u201411632; заявл. 27.10.2014; опубл. 12.05.2015, Бюл. № 9. Особистий внесок здобувача: проаналізовано зміну фазового складу плівкових композицій після термічної обробки. Ludwig A., Zotov N., Savan A., Groudeva-Zotova S. Investigation of hard magnetic properties in the Fe–Pt system by combinatorial deposition of thin film multilayer libraries. *Appl. Surf. Sci.* 2006. Vol. 252. P. 2518 – 2523
50. Maeda T., Kai T., Kikitsu A., Nagase T., Akijama J. Reduction of ordering temperature of an FePt-ordered alloy by addition of Cu. *Applied Physics Letters.* 2002. Vol. 80. P. 2147-2149.
52. Verbitskaya T.I., Figurnaya E.V., Verbitskaya M.Yu., Vladymyrskiy I.A., Sidorenko S.I., Pavlova E.P., Makogon Yu.N. Effect of copper on the formation of ordered  $L1_0(FePt)$  phase in nanosized  $Fe_{50}Pt_{50}/Cu/Fe_{50}Pt_{50}$  films on  $SiO_2/Si(001)$  substrates. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics.* 2016. Vol. 55. № 5. P. 109-113.

53. Weller D., Mosendz O., Parker G., Pisana S., Santos T. S.  $L_{10}$  FePtX–Y media for heat-assisted magnetic recording. *Phys. Status Solidi A*. 2013. Vol. 210. P. 245.
54. Lai C.H., Wu Y.C., Chiang C.C. Effect of forming gas annealing on low-temperature ordering of FePt films. *Journal of Applied physics*. 2005. Vol. 97. P. 10H305-10H307.
55. McCallum A.T., Krone P., Springer F., Brombacher C., Albrecht M., Dobisz E., Grobis M., Weller D., Hellwig O.  $L_{10}$  FePt based exchange coupled composite bit patterned films. *Appl. Phys. Lett.* 2011. Vol. 98. P. 242503.
56. Zhang L., Takahashi Y.K., Perumal A., Hono K.  $L_{10}$  FePt ordered high coercivity (FePt)Ag-C granular thin films for perpendicular recording. *J. Magn. Magn. Mater.* 2010. Vol. 322. P. 2658–2664.
57. Bulat T., Goll D. Large-area hard magnetic  $L_{10}$ -FePt nanopatterns by nanoimprint lithography. *Nanotechnology*. 2011. Vol. 22. P. 315301.
58. Вербицкая М.Ю., Шамис М.Н., Грайворонская К.А., Вербицкая Т.И., Макогон Ю.Н., Кудрявцев Ю.В. Влияние Au на формирование фазы  $L_{10}$  в наноразмерных пленках  $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}/\text{Au}/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}]_n$ . *Металофізика та новітні технології*. 2018. Т. 40, № 3. С. 381-395.
59. Takahashi Y. K., Hono K. On low-temperature ordering of FePt films. *Scr. Mater.* 2005. Vol. 53. P. 403.
60. Rasmussen P., Rui X., Shield J. E. Texture formation in FePt thin films via thermal stress management. *Appl. Phys. Lett.* 2005. Vol. 86. P. 191915.
61. Wu Y. C., Wang L. W., Lai C. H. Low-temperature ordering of (001) granular FePt films by inserting ultrathin  $\text{SiO}_2$  layers. *Appl. Phys. Lett.* 2007. Vol. 91. P. 072502.
62. Yu Y.S., Li H.-B., Li W.L., Liu M., Fei W.D. Low-temperature ordering of  $L_{10}$  FePt phase in FePt thin film with AgCu underlayer. *J. Magn. Magn. Mater.* 2008. Vol. 320, P. L125. <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2008.05.012>
63. Yan M.L., Powers N., Sellmyer D.J. Highly oriented nonepitaxially grown  $L_{10}$  FePt films. *J. Appl. Phys.* 2003. Vol. 93, P. 8292.

64. Endo Y., Kikuchi N., Kitakami O., Shimada Y. Lowering of ordering temperature for fct Fe–Pt in Fe/Pt multilayers. *J. Appl. Phys.* 2001. Vol. 89. № 11. P. 7065-7067.
65. Yao B., Koffey K. R. Quantification of  $L1_0$  phase volume fraction in annealed  $[\text{Fe/Pt}]_n$  multilayer films *J. Appl. Phys.* 2009. Vol. 105. P. 033901.
66. Endo Y., Oikawa K., Miyazaky T. et al. Study of low temperature ordering of  $L1_0$ -Fe-Pt in Fe/Pt multilayers. *J. Appl. Phys.* 2003. Vol. 94. P. 7222-7226.
67. Endo Y., Kikuchi N., Kitakami O., Shimada Y., Lowering of ordering temperature for fct Fe-Pt in Fe/Pt multilayers. *Appl. Phys. Lett.* 2004. Vol. 85. P. 4430–4432.
68. Feng C., Zhan Q., Li B., Teng J., Li M., Jiang Y., Yu G. Magnetic properties and microstructure of FePt/Au multilayers with high perpendicular magnetocrystalline anisotropy. *Appl. Phys. Lett.* 2008. Vol. 93. P. 152513.
69. Feng C., Li B.-H., Liu Y., Teng J., Li M.-H., Jiang Y., Ya G.-H., Improvement of magnetic property of  $L1_0$ -FePt film by FePt/Au multilayer structure. *J. Appl. Phys.* 2008. Vol. 103. P. 023916.
70. Yu Y.S., Li H.-B., W. L. Li, M. Liu, and W.D. Fei Structure and magnetic properties of magnetron sputtered  $[(\text{Fe/Pt/Fe})/\text{Au}]_n$  multilayer films. *J. Magn. Magn. Mater.* 2010. Vol. 322. P. 1770.
71. Zhang W.Y., Shima H., Takano F., Akinaga H., Yu X.Z., Hara T., Zhang W.Z., Kimoto K., Matsui Y., Nimori S. Enhancement in ordering of  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  film caused by Cr and Cu additives. *J. Appl. Phys.* 2009. Vol. 106. P. 033907.
72. Maeda T., Kai T., Kikitsu A., Nagase T., Akiyama J. Reduction of ordering temperature of a FePt-ordered alloy by addition of Cu. *Appl. Phys. Lett.* 2002. Vol. 80, № 12. P. 2147-2149.
73. Vladymyrskiy I.A., Gafarov A.E., Burmak A.P., Sidorenko S.I., Katona G.L., Safonova N.Y., Ganss F., Beddies G., Albrecht M., Makogon Yu.M., Beke D.L. Low -temperature formation of FePt phase in the presence of an



- intermediate Au layer in Pt/Au/Fe thin films. *J. Phys. D: Appl. Phys.* 2016. Vol. 49. P. 035003.
74. Platt C.L., Wierman K.W., Svedberg E.B., Veerdonk R., Howard J. K., Roy A. G., Laughlin D. E.  $L1_0$  ordering and microstructure of FePt thin films with Cu, Ag and Au additive. *J. of Appl. Phys.* Vol. 92, № 10. P. 6104-6109.
  75. Farrow R.F.C., Weller D., Marks R.F., Toney M.F., Cebollada A., Harp G.R. Control of the axis of chemical ordering and magnetic anisotropy in epitaxial FePt films. *J. Appl. Phys.* 1996. Vol. 79, P. 5967.
  76. Ichitsubo T., Tojo S., Uchihara T., Matsubara E., Fujita A., Takahashi K., Watanabe K. Mechanism of  $c$ -axis orientation of  $L1_0$  FePt in nanostructured FePt/B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> thin films. *Phys. Rev. B.* 2008. Vol. 77. P. 094114.
  77. Bulat T., Goll D. Temperature dependence of the magnetic properties of  $L1_0$ -FePt nanostructures and films. *J. Appl. Phys.* 2010. Vol. 108, P. 113910.
  78. Ding Y. F., Chen J. S., Liu E. Epitaxial  $L1_0$  FePt films on SrTiO<sub>3</sub>(100) by sputtering. *Cryst. Growth.* 2005. Vol. 276, P. 111.
  79. Wang F., Xu X., Liang Y. et al. FeAu/FePt exchange-spring media fabricated by magnetron sputtering and postannealing. *Appl. Phys. Letter.* 2009. Vol. 95. P. 022516.
  80. Albrecht M., Brombacher C. Rapid thermal annealing of FePt thin films. *Phys. Status Solidi A.* 2013. Vol. 210. P. 1272.
  81. Wang L.-W. , Shih W.-C., Wu Y. C., Lai C.-H. Promotion of [001]-oriented  $L1_0$ -FePt by rapid thermal annealing with light absorption layer. *Appl. Phys. Lett.* 2012. Vol. 101. P. 252403.
  82. Yano K., Nandwana V., Poudyal N., Rong C.-B., Liu J. Ping. Rapid thermal annealing of FePt nanoparticles. *J. Appl. Phys.* 2008. Vol. 104. P. 013918.
  83. Лякишев Н.П. Диаграммы состояния двойных металлических систем / Н.П. Лякишев. М.: Металлургия. У 3х т. Т.2, 1997. 1050 с
  84. Кубашевский О. Диаграммы состояния двойных систем на основе железа: Пер. С англ. / Под ред. Л. А. Петровой. М.: Металлургия, 1985. 184 с.

85. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа. Справочник / О. А. Банных, П. Б. Будберг, С. П. Алисова и др. М.: Металлургия, 1986. 440 с.
86. Савицкий Е. М., Полякова В. П., Гориша Н. Б., Рошан Н. Р. // Металловедение платиновых металлов. М.: Металлургия, 1975. 424 с.
87. Zha C.L., He S.H., Ma B., Zhang Z.Z., Gan F.X. Dependence of ordering kinetics of FePt thin films on different substrates. *IEEE Transactions on magnetic*. 2008. Vol. 44, № 11. P. 3539-3542.
88. Wierman K. W., Platt C. L., Howard J. K., Spada F. E. Evolution of stress with  $L1_0$  ordering in FePt and FeCuPt thin films. *J. Appl.Phys*. 2003. Vol. 93. № 10. P. 7160–7162.
89. Hsiao S. N., Chen S. K., Chin T. S., Hsu Y. W., Huang H. W., Yuan F. T., Lee H. Y., Liao W. M. Early-stage ordering in in-situ annealed FePt films / // *J. Magn. Magn. Mater*. 2009. Vol. 321. P. 2459–2466.
90. Hsiao S.N., Yuan F.T., Chang H.W., Huang H.W. , Chen S.K., Lee H.Y. Effect of initial stress/strain state on order-disorder transformation of FePt thin films. *Appl. Phys. Lett*. 2009. Vol. 94. P. 232505.
91. Yuan F.T., Liu S.H., Liao W.M., Hsiao S.N., Chen S.K., Lee H.Y. Ordering Transformation of FePt Thin Films by Initial Stress/Strain Control. *IEEE Transactions on Magnetism*. 2012. Vol. 48, № 3. P. 1139- 1142.
92. Hsiao S.N., Liu S.H., Chen S.K., Yuan F.T., Lee H.Y. Effect of intrinsic tensile stress on (001) orientation in  $L1_0$  FePt thin films on glass substrates. *J. Appl. Phys*. 2012. Vol. 111. P. 07A702.
93. Lai C.H., Yang C.H., Chiang C.C. , Balaji T., Tseng T.K. Dynamic stress-induced low-temperature ordering of FePt. *Appl. Phys. Lett*. 2004. Vol. 85. P. 4430–4432.
94. Hsiao S.N., Chen S.K., Liu S.H., Liao C.J., Yuan F.T., Lee H.Y. Effect of Annealing Process on Residual Strain/Stress Behaviors in FePt Thin Films. *IEEE Transactions on Magnetism*. 2011. Vol. 47, №. 10. P. 3637-3640.

95. Hsiao S.N., Liu S.H., Chen S.K., Chin T.S., Lee H.Y. Direct evidence for stress-induced (001) anisotropy of rapid-annealed FePt thin films. *Appl. Phys. Lett.* 2012. Vol. 100, P. 261909.
96. Kim J.-S., Koo Y.-M., Shin N. The effect of residual strain on (001) texture evolution in FePt thin films. *J. Appl. Phys.* 2006. Vol. 100. P. 093909 (1-6).
97. Hsu W., Chen S. K., Liao W. M., Yuan F. T., Chang W. C., Tsai J. L. Effect of Pt underlayer on the coercivity of FePt sputtered film. *J. Alloys and Comp.* 2008. Vol. 449. P. 52–55.
98. Hazen R. M., Navrotsky A. Effects of pressure on order-disorder reactions // *Amer. Mineral.* 1996. Vol. 81. P. 1021–1035.
99. Li X., Wang F., Liu Y., Xu L., Zhao J., Liu B., Zhang X. Microstructure and magnetic properties of L1<sub>0</sub>-FePt thin films prepared under high pressure. *Appl. Phys. Lett.* 2009. Vol. 94., P. 172512.
100. Barmak K., Kim J., Berry D.C., Hanani W.N., Wierman K., Svedberg E.B., Howard J.K. Calorimetric studies of the A1 to L1<sub>0</sub> transformation in binary FePt thin films with compositions in the range of 47.5–54.4 at% Fe. *J. Appl. Phys.* 2005. Vol. 97. P. 024902.
101. Kim J.-S., Koo Y.-M., Lee B.-J., Lee S.-R. The origin of (001) texture evolution in FePt thin films on amorphous substrates. *J. Appl. Phys.* 2006. Vol. 99. 053906.
102. Hsu Y.-N., Jeong S., Laughlin D.E., Lambeth D.N. The effects of Ag underlayer and Pt intermediate layers on the microstructure and magnetic properties of epitaxial FePt thin films. *J. Magn. Magn. Mater.* 2003. Vol. 260. P. 282-294.
103. Ping D.H., Ohnuma M., Hono K., Watanabe M., Iwasa T., Masumoto T. Microstructures of FePt–Al–O and FePt–Ag nanogranular thin films and their magnetic properties. *J. Appl. Phys.* 2001. Vol. 90, P. 4708-4716.
104. Hsu Y. N., Jeong S., Lambeth D. N., Laughlin D. In situ ordering of FePt thin films by using Ag/Si and Ag/Mn/sub 3/Si/Ag/Si templates. *IEEE Trans. Magn.* 2000. Vol. 36. P. 2945.

105. Hsu Y.-N., Jeong S., Laughlin D.E., Lambeth D.N. Effects of Ag underlayers on the microstructure and magnetic properties of epitaxial FePt thin films. *J. Appl. Phys.* 2001. Vol. 89. P. 7068-7070.
106. Xu Y., Chen J. S., Wang J. P. In situ ordering of FePt thin films with face-centered-tetragonal (001) texture on  $\text{Cr}_{100-x}\text{Ru}_x$  underlayer at low substrate temperature. *Appl. Phys. Lett.* 2002. Vol. 80, P. 3325. <https://doi.org/10.1063/1.1476706>
107. Li X., Liu B., Sun H., Guo J., Wang F., Li W., Zhang X.  $L1_0$  phase transition in FePt thin films via direct interphase reaction. *J. of Physics D Applied physics.* 2008. Vol. 41(23). P. 235001.
108. Sun A.C., Yuan F.T., Hsu J.-H. Control of growth and ordering process in FePt(001) film at 300°C, *J. Physics: Conference Series.* 2010, Vol. 200. P. 1020099.
109. Chason E., Guduru P.R. Tutorial: Understanding residual stress in polycrystalline thin films through real-time measurements and physical models *J. of Appl. Phys.* 2016. Vol. 119, P. 191101.
110. Schichten, Diploma Thesis, Chemnitz University of Technology. 2008.
111. Минайчев В.Е. Нанесение тонких пленок в вакууме . – М.: Высш. шк., 1989. 110 с.
112. Малышева И.А. Технология производства микроэлектронных устройств. - М.: Энергия, 1980. 455 с.
113. Физико-химические основы технологии микроэлектроники / Ю.Чистяков, Ю. Райнова - М.: Металлургия, 1979. 406 с.
114. C. Schubert, Herstellung und Charakterisierung d'ünner Eisen-Platin-AST Elektronik GmbH, SHS 10 Hardware Manual. 1994.
115. Рентгеноструктурный и электроннооптический анализ / Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скаков Ю.А. М.: Металлургия. 1970. 366 с.
116. Русаков А.А. Рентгенография металлов. Учебник для вузов. – М.:Атомиздат. 1977. 480 с.

117. Миркин Л.И. Рентгеноструктурный анализ, Справочное руководство, Получение и измерение рентгенограмм. М.:Наука. 1981. 512 с.
118. Хунгер Г.Й. Избранные методы исследования в металловедении. М.: Наука. 1981. 872 с.
119. Yano K., Nandwana V., Poudyal N., Rong C.-B., Liu J. Ping. Rapid thermal annealing of FePt nanoparticles. *J. of Appl. Phys.* 2008. Vol. 104. P. 013918.
120. Makushko P.V., Verbytska M.Yu., Shamis M.N., Verbytska T.I., Beddies G., Safonova N. Y., Albrecht M., Makogon Iu.M. Effect of initial stress/strain state on the  $L1_0$  phase formation of FePt in FePt/Au/FePt trilayers. *Applied Nanoscience*. 2019. P. 1-6. [Режим доступа]: <https://link.springer.com/article/10.1007/s13204-019-01066-6>
121. Камзин А. С., Снеткова Е. В., Янг З. Исследование тонких пленок FePt, Синтезированных методом последовательного распыления . *Письма в ЖТФ*. 2008. №1. С. 57-63.
122. [Электрон. ресурс]. – Режим доступа: <http://femto.com.ua/>
123. Гольман Б. Резерфордовское обратное рассеяние.: [Электрон. ресурс]. – Режим доступа: [http://www.eltech.ru /fet\\_eips/golman/BOOK/24.htm](http://www.eltech.ru /fet_eips/golman/BOOK/24.htm)
124. G. Schatz and A. Weidinger, *Nukleare Festk rperphysik*, B. G. Teubner, Stuttgart (1992).
125. Mayer M. SIMNRA users's guide. 1997.
126. Утевский Л.М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. М.:Металлургия. 1973. 584 с.
127. Рамбиди Н. Г. Спектроскопия и дифракция электронов при исследовании поверхности твердых тел. М.:Наука, 1985. 250 с.
128. Klepsis S. J., Bendikt J. P., Anderson R. M Spesiment preparation for TEM materials. *Mat. Res. Sump. Pros.* 1987.Vol. 118. P.179.
129. Пилянкевич А. Н. Просвечивающая электронная микроскопия. К.: Наук. думка, 1975. 326с.
130. Батавин В.В. Контроль параметров полупроводниковых материалов и эпитаксиальных слоев. *Электроника*. № 9. С. 6-14.

131. Thornton J. Scanning Probe Microscopy Training Handbook, Digital Instruments, Veeco Metrology Group. 2000.
132. Миронов В.Л. Основы сканирующей зондовой микроскопии. Учебное пособие для студентов старших курсов высших учебных заведений.: Нижний Новгород. 2004.
133. Martin Y., Wickramasinghe H. K. Magnetic imaging by “force microscopy” with 1000 °Å resolution. *Applied Physics Letter*. 1987. Vol. 50. P. 1455–1457.
134. Edelstein A. Advances in magnetometry. *Journal of Pysics: Condensed Matter*. 2007. Vol. 19. P. 165217.
135. Quantum Design, MPMS SQUID VSM Brochure. 2010.
136. Sander D. The magnetic anisotropy and spin reorientation of nanostructures and nanoscale films. *Journal of Physics: Condensed Matter*. 2004. Vol. 16. P. R603–R636.
137. Stoner E. C., Wohlfarth E. P. A mechanism of magnetic hysteresis in heterogeneous alloys. *Philosophical Transactions of the Royal Society London A* 1948. Vol. 240. P. 599–642.
138. Bader S. D., Moog E. R., Grunberg P. Magnetic hysteresis of epitaxially-deposited iron in the monolayer range: A Kerr effect experiment in surface magnetism. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 1986. Vol. 53. P. L295–L298.
139. Barman A., Wang S., Maas J. D., Hawkins A. R., Kwon S., Liddle A., Bokor J., Schmidt H. Magneto-optical observation of picosecond dynamics of single nanomagnets. *Nano Letters*. 2006. Vol. 6. P. 2939–2944.
140. Weinberger P., John Kerr and his effects found in 1877 and 1878. *Philosophical Magazine Letters*. 2008. Vol. 88. P. 897–907.
141. G. Schatz and A. Weidinger, *Nukleare Festk rperphysik*, B.G. Teubner, Stuttgart (1992).

142. Bechthold P. Magnet-optische Effekte : Phänomenologische Beschreibung und Anwendungen, 30. IFF-Ferienkurs, Forschungszentrum Jülich GmbH. 1999.
143. Makushko P.V., Verbytska M.Yu., Shamis M.N., Burmak A.P. Berezniak Ya. A., Graivoronska K.A., Verbytska T.I., Makogon Yu.N. Formation of Phases in the FePt/Au/FePt Films and their Magnetic Properties. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. 2019. Vol. 58. Issue 3-4. P. 197-203.
144. Владимирський І.А. , Круглов І.О., Вербицька М.Ю., Фігурна О.В. Вплив товщини проміжного шару Ag на фазові перетворення в тонкоплівкових композиціях FePt/Ag/FePt. *Наукові вісті НТУУ "КПІ"*. 2015. №5. С. 73-80.
145. Вербицкая Т.И., Фигурная Е.В., Вербицкая М.Ю., Владимирский И.А. , Сидоренко С.И., Павлова Е.П., Макогон Ю.Н. Влияние меди на формирование упорядоченной фазы  $L1_0(\text{FePt})$  в наноразмерных пленках  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}/\text{Cu}/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  на подложках  $\text{SiO}_2/\text{Si}(001)$ . *Порошковая металлургия*. 2016. № 1/2. С. 141-146.
146. Вербицька М.Ю. , Шаміс М.Н., Макушко П.В. , Березняк Я.А. , Грайворонська К.О. , Вербицька Т.І. , Макогон Ю.М. , Кудрявцев Ю.В. Формування впорядкованої фази  $L1_0\text{-FePt}$  у плівках  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}/\text{Au}/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  при відпалі у водні. *Металофізика та новітні технології*. 2018. т.40, № 8. С. 1069-1079.
147. Макушко П.В., Вербицкая М.Ю., Шамис М.Н., Бурмак А.П., Березняк Я.А., Грайворонская К.А., Вербицкая Т.И., Макогон Ю.Н. Фазообразование и магнитные свойства в пленках FePt/Au/FePt. *Порошковая металлургия*. 2019. № 3/4. С. 95-103.
148. Вербицька М.Ю., Шаміс М.Н. , Сліпченко К.В., Вербицька Т.І., Макогон Ю.М. Вплив напруженого стану на формування фази  $L1_0\text{-FePt}$  в плівці  $\text{Fe}_{52}\text{Pt}_{48}(15 \text{ нм})$  на підкладці  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . *Металофізика та новітні технології*. 2017. т. 39. № 1. С. 105-115.

149. Vickie W. Guoa, Bin Lu, Xiaowei Wu et al. A survey of anisotropy measurement techniques and study of thickness effect on interfacial and volume anisotropies in Co/Pt multilayer media. J. of Appl. Phys. 2006. Vol. 99. P. 08E918.
150. Вербицкая М.Ю., Холина Е.А., Вербицкая Т.И., Макогон Ю.Н. Влияние толщин отдельных слоёв и границ раздела на фазовый состав и магнитные свойства многослойных плёночных композиций Pt/Fe. *Металлофизика и новейшие технологии*. 2016. т.38. №12. С. 1587-1598.
151. Shamis M.N., Verbytska M.Yu., Bezsmertna O.S., Burmak A.P., Sidorenko S.I., Verbytska T.I., Makogon Yu.M. Formation of hard magnetic  $L1_0$  Phase in  $[Pt/Fe]_4$  Films on  $SiO_2/Si(001)$  and  $Al_2O_3$  Substrates. Conference Proceeding of IEEE 39th International Conference on Electronics and Nanotechnology (ELNANO-2019). Київ, Україна. 2019. P. 278-281.



## ДОДАТОК 1

## СПИСОК ОПУБЛІКОВАНИХ ПРАЦЬ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ:

1. Макогон Ю.М., Павлова О.П., Сидоренко С.І. Вербицька, Т.І., **Вербицька М.Ю.**, Фігурна О.В. Формування хемічно впорядкованої фази  $L1_0(\text{FePt})$  в нанорозмірній плівковій композиції  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}(30 \text{ нм})/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})$  при відпалі в вакуумі. *Металлофизика и новейшие технологии*. 2014. т. 36, № 11. С. 1513-1522. *Особистий внесок здобувача*: проведено дослідження фазового складу плівок і їх магнітних властивостей після осадження і термічної обробки.)
2. Makogon Yu.M., Pavlova O.P., Sidorenko S.I., Verbytska T.I., **Verbytska M.Y.**, Fihurna O.V. Influence of Copper on A1 to  $L1_0$  Phase transformation in Nanoscale  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  Films. *Metallofis. Noveishie Tekhnol.* 2015. т. 37. № 4. С. 487-498. *Особистий внесок здобувача*: проаналізовано фазові перетворення у плівках при відпалі у вакуумі та досліджено їх магнітні властивості методом МОКЕ.
3. Владимирський І.А., Круглов І.О., **Вербицька М.Ю.**, Фігурна О.В., Вплив товщини проміжного шару Ag на фазові перетворення в тонкоплівкових композиціях  $\text{FePt}/\text{Ag}/\text{FePt}$ . *Наукові вісті НТУУ “КПІ”*. 2015. №5. С. 73-80. *Особистий внесок здобувача*: розраховано параметри структури, впорядкування і напружений стан у тонкоплівкових композиціях.
4. Вербицкая Т.И., Фигурная Е.В., **М.Ю. Вербицкая**, Владимирский И.А., Сидоренко С.И., Павлова Е.П., Макогон Ю.Н., Вербицкая Т.И. Влияние меди на формирование упорядоченной фазы  $L1_0(\text{FePt})$  в наноразмерных пленках  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}/\text{Cu}/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  на подложках  $\text{SiO}_2/\text{Si}(001)$ . *Порошковая металлургия*. 2016. № 1/2. С. 141-146. *Особистий внесок здобувача*: проаналізовано зміну фазового складу і магнітних властивостей плівкових композицій, їх залежність від температури відпалу.

5. Вербицкая М.Ю., Холина Е.А., Вербицкая Т.И., Макогон Ю.Н. Влияние толщин отдельных слоёв и границ раздела на фазовый состав и магнитные свойства многослойных плёночных композиций Pt/Fe *Металофізика та новітні технології*. 2016. т. 38. №12. С. 1587-1598. *Особистий внесок здобувача*: проаналізовано вплив товщин окремих шарів і границь поділу на фазовий склад і магнітні властивості багат шарових плівкових композицій Pt/Fe.

6. **Вербицька М.Ю.**, Шаміс М.Н, Сліпченко К.В., Вербицька Т.І., Макогон Ю.М. Вплив напруженого стану на формування фази  $L1_0$ -FePt в плівці  $Fe_{52}Pt_{48}$ (15 нм) на підкладці  $Al_2O_3$ . *Металофізика та новітні технології*. 2017. т.39. № 1. С.105-115. *Особистий внесок здобувача*: досліджено фазовий склад плівкових композицій після осадження і термічної обробки, проаналізовано вплив напруженого стану на формування фази  $L1_0$ -FePt в плівці  $Fe_{52}Pt_{48}$ (15 нм) на підкладці  $Al_2O_3$ .

7. **Вербицкая М.Ю.**, Шамис М.Н, Грайворонская К.А., Вербицкая Т.И., Макогон Ю.Н., Кудрявцев Ю.В. Влияние Au на формирование фазы  $L1_0$  в наноразмерных пленках  $[Fe_{50}Pt_{50}/Au/Fe_{50}Pt_{50}]_n$ . *Металофізика та новітні технології*. 2018. т. 40, № 3. С.381-395. *Особистий внесок здобувача*: проаналізовано вплив напруженого стану та кількості прошарків Au на фазовий склад і магнітні властивості у плівкових композиціях  $[Fe_{50}Pt_{50}/Au/Fe_{50}Pt_{50}]_n$  після термічної обробки у вакуумі.

8. **Вербицька М.Ю.**, Шаміс М.Н., Макушко П.В., Березняк Я.А., Грайворонська К.О., Вербицька Т.І., Макогон Ю.М., Кудрявцев Ю.В. Формування впорядкованої фази  $L1_0$ -FePt у плівках  $Fe_{50}Pt_{50}/Au/Fe_{50}Pt_{50}$  при відпалі у водні. *Металофізика та новітні технології*. т.40. № 8. 2018. С. 1069-1079. *Особистий внесок здобувача*: проаналізовано фазові перетворення у плівках та зміну їх магнітних властивостей при відпалі у водні.

9. Макушко П.В., **Вербицкая М.Ю.**, Шамис М.Н., Бурмак А.П., Березняк Я.А., Грайворонская К.А., Вербицкая Т.И., Макогон Ю.Н. Фазообразование и магнитные свойства в пленках FePt/Au/FePt. *Порошковая металлургия*. 2019. № 3/4. С. 95-103. *Особистий внесок здобувача:* проаналізовано вплив атмосфери відпалу (вакуум, водень) та товщини проміжного шару золота на фазові перетворення у плівках та зміну їх магнітних властивостей при відпалі у водні.

10 Спосіб одержання середовища для магнітного запису і зберігання інформації на основі шаруватої нанорозмірної плівки Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>/Ag/Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>: пат. № 94883 Україна, № u201404650; заявл. 30.04.2014; опубл. 10.12.2014, Бюл. № 23. *Особистий внесок здобувача:* проаналізовано зміну фазового складу плівкових композицій після термічної обробки.

11. Спосіб формування магнітного матеріалу на основі FePt з орієнтованою структурою зерен L1<sub>0</sub>(FePt) фази для перпендикулярного або повздовжнього магнітного запису і зберігання інформації: пат. № 98785 Україна, № u201411632; заявл. 27.10.2014; опубл. 12.05.2015, Бюл. № 9. *Особистий внесок здобувача:* проаналізовано зміну фазового складу плівкових композицій після термічної обробки.

12. Shamis M.N., **Verbytska M.Yu.**, Bezsmertna O.S., Burmak A.P., Sidorenko S.I., Verbytska T.I., Makogon Yu.M. Formation of hard magnetic L1<sub>0</sub> Phase in [Pt/Fe]<sub>4</sub> Films on SiO<sub>2</sub>/Si(001) and Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Substrates. Conference Proceeding of IEEE 39th International Conference on Electronics and Nanotechnology (ELNANO-2019). Київ, Україна. 2019. P. 278-281. *Особистий внесок здобувача:* досліджено вплив типу підкладок на напружений стан та фазові перетворення у багат шарових плівкових композиціях [Pt/Fe]<sub>4</sub>, відпалених швидким термічним відпалом у атмосфері азоту.

13. Макогон Ю.Н., Павлова Е.П., Сидоренко С.И., Вербицкая Т.И., Владимирский И.А., Фигурная Е.В., **Вербицкая М.Ю.** Влияние промежуточного слоя Cu на фазовый переход A1→L1<sub>0</sub>(FePt) в наноразмерных плёночных композициях [Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>/Cu/Fe<sub>50</sub>Pt<sub>50</sub>]<sub>n</sub>. Тезисы 4-ой

Международной конференции «Наноразмерные системы: строение, свойства, технологии». Киев, Украина. 2013. С. 373. *Особистий внесок здобувача:* досліджено вплив проміжного шару Cu на фазові перетворення в нанорозмірних плівкових композиціях.

14. Makogon Yu.M., Pavlova O.P., Sidorenko S.I., Verbytska T.I., Vladymyrskyi I.A., Figurna O.V., **Verbytska M.Y.** Influence of Cu on formation of chemically ordered  $L1_0(\text{FePt})$  phase in nanoscaled  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}/\text{Cu}/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  films on  $\text{SiO}_2/\text{Si}(001)$  substrate. Сбірник тез доповідей міжнародної наукової конференції E-MRS-2014 Fall Meeting. Warsaw, Poland. 2014. *Особистий внесок здобувача:* досліджено вплив проміжного шару Cu на фазові перетворення в нанорозмірних плівкових композиціях.

15. Павлова О.П., **Вербицька М.Ю.**, Шамис М.Н., Сліпченко К.В. Вплив Au на структуру і магнітні властивості шаруватих плівкових композицій  $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})/\text{Au}/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}(15 \text{ нм})]_n/\text{SiO}_2(100 \text{ нм})/\text{Si}(001)$ , де  $n = 1, 2$ . Матеріали Міжнародної науково-технічної конференції молодих учених та студентів. Тернопіль. Україна. 2014. С. 30. *Особистий внесок здобувача:* досліджено вплив шару Au на фазові перетворення в нанорозмірних плівкових композиціях.

16. Фігурна О.В., **Вербицька М.Ю.**, Шамис М.Н., Макогон Ю.М. Вплив напруженого стану на формування фази  $L1_0(\text{FePt})$  у плівкових композиціях Fe-Pt з додатковими шарами Au та Ag. Матеріали 5-й Международной научно-практической конференции «Структурная релаксация в твердых телах». Винница, Украина. 2015. С. 92-93. *Особистий внесок здобувача:* проаналізовано вплив напруженого стану на формування фази  $L1_0(\text{FePt})$  у плівкових композиціях Fe-Pt з додатковими шарами Au та Ag.

17 Slipchenko K.V., Makogon Yu. M., **Verbitskaja M.Yu.**, Fihurna O.V. The formation of  $L1_0$  phase in multilayered film composition  $\text{Pt}(4,2 \text{ nm})/\text{Fe}(3,2 \text{ nm})]_{x4}/\text{Al}_2\text{O}_3$ . Збірник тез доповідей VI International

Conference for Young Scientists LOW TEMPERATURE PHYSICS (ICYS–LTP–2015). Kharkiv, Ukraine. 2015. *Особистий внесок здобувача*: здійснено аналіз результатів експериментів.

18. Verbytska T.I., **Verbytska M.Yu.**, Falovska A.I., Sidorenko S.I., Makogon Iu.N. Effect of Au on ordered  $L1_0$ (FePt) phase formation in nanoscaled  $Fe_{50}Pt_{50}/Au/Fe_{50}Pt_{50}$  films on  $SiO_2/Si(001)$  substrate. Збірник тез доповідей міжнародної наукової конференції E-MRS-2015 Fall Meeting. Warsaw, Poland. 2015. *Особистий внесок здобувача*: здійснено аналіз результатів експериментів.

19. Фигурная О.В, **Вербицкая М.Ю.**, Макогон Ю.Н., Сидоренко С.И., Вербицкая Т.И. Влияние промежуточных слоев Ag, Au, Cu в наноразмерных пленочных композициях на основе  $Fe_{50}Pt_{50}$  на формирование фазы  $L1_0$ -FePt и ее магнитные свойства. Сборник тезисов докладов 5-й международной конференции «HighMatTech», Киев, Украина. 2015. С. 139. *Особистий внесок здобувача*: проаналізовано вплив проміжних шарів Ag, Au, Cu в нанорозмірних плівках на формування фази  $L1_0$ -FePt.

20. **Вербицька М.Ю.**, Круглов І.О., Макогон Ю.М., Сидоренко С.І., Сліпченко К.В. Вплив напруженого стану на формування фази  $L1_0$ -FePt в плівковій композиції  $Fe_{52}Pt_{48}$ (15 нм) на підкладці  $Al_2O_3(10\bar{1}0)$ . Збірник тез доповідей наукової конференції «Сучасні проблеми фізики металів і металічних систем». Київ, Україна. 2016. С. 182. *Особистий внесок здобувача*: проаналізовано вплив напруженого стану на формування фази  $L1_0$  в плівковій композиції  $Fe_{52}Pt_{48}$ (15 нм).

21. **Verbytska M.Yu.**, Falovska A.I., Matyash D.I., Kotenko I.E., Makogon Iu.N., Berezniak Ya.A. Effect of annealing in  $H_2$  on  $L1_0$ -FePt phase formation in  $Fe_{50}Pt_{50}/Au/Fe_{50}Pt_{50}$  films on  $SiO_2/Si(001)$  substrate. Збірник тез доповідей міжнародної наукової конференції E-MRS-2016 Fall Meeting Warsaw, Poland. 2016. Р. 72. *Особистий внесок здобувача*: проаналізовано вплив відпалу у водні на формування фази  $L1_0$  в плівках  $Fe_{50}Pt_{50}/Au/Fe_{50}Pt_{50}$ .

22. **M.Yu.Verbytska**, Ye.O. Kholina, P.V. Makushko, T.I. Verbytska, S.I. Sidorenko, Yu.M. Makogon Effect of annealing atmosphere and interfaces on  $A1 \rightarrow L1_0$  FePt phase transformation in multilayered  $[Pt/Fe]_n$  films. Збірник тез доповідей міжнародної наукової конференції E-MRS- 2017 Spring Meeting. Strassburge, France. 2017. P. Q7. *Особистий внесок здобувача*: проаналізовано вплив атмосфери відпалу на формування фази  $L1_0$  в багатошарових плівках.

23. **Verbytska M.Yu.**, Falovska A. I., Makushko P.V., Matyash D.I., Bereznia Ya.A., Grayvoronska K.A., Verbytska T.I., Makogon Iu.N. Phase formation and magnetic properties in  $Fe_{50}Pt_{50}/Au/Fe_{50}Pt_{50}$  films. Міжнародна конференція НАНО-2017, Чернівці, Україна. 2017. P. 384-385. *Особистий внесок здобувача*: здійснено аналіз результатів експериментів.

24. **Verbytska M.Yu.**, Chernysh A.Yu., Makushko P.V., Verbytska T.I., Makogon Yu.M. Influence of anealing ambient on  $L1_0$  phase formation in Pt/Fe multilayers. Збірник тез доповідей міжнародної наукової конференції E-MRS-2017 Fall Meeting. Warsaw, Poland. P. 330. *Особистий внесок здобувача*: здійснено аналіз результатів експериментів.

25. Shamis M.N., **Verbytska M.Yu.**, Makushko P.V., Bohdanov S.Ye., Verbytska T.I., Makogon Yu.M. Effect of Fe content in bilayer Pt/Fe films on  $L1_0$  FePt phase formation. Збірник тез доповідей Junior EUROMAT Conference. Budapest, Hungary. 2018. *Особистий внесок здобувача*: здійснено обробку результатів дослідження.

26. Shamis M.N., **Verbytska M.Yu.**, Makushko P.V., Verbytska T.I., Makogon Yu.M. Effect of different substrates on  $L1_0$  phase formation in  $[Pt/Fe]_4$  films. Збірник тез доповідей міжнародної наукової конференції E-MRS-2018 Spring Meeting. Strassburge, France. 2018. *Особистий внесок здобувача*: здійснено обробку результатів дослідження.

27. Shamis M.N., **Verbytska M.Yu.**, Makushko P.V., Verbytska T.I., Sidorenko S.I., Makogon Yu.M. Effect of stress on structure and magnetic properties of nanoscale  $[Fe_{50}Pt_{50}/Au/Fe_{50}Pt_{50}]_n$  film compositions – TOPO-2018:

International Workshop on "Topological Structures in Ferroic Materials". Natal, Brazil, 2018. P. 32. *Особистий внесок здобувача:* проаналізовано вплив напруженого стану на структуру і магнітні властивості в нанорозмірних плівкових композиціях  $[\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}/\text{Au}/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}]_n$ .

28. Makushko P.V., **Verbytska M.Yu.**, Shamis M.N., Verbytska T.I., Makogon Yu.M. Effect of stress on  $L1_0$  phase formation and magnetic properties of nanoscale  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}/\text{Au}/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  films. Міжнародна конференція Nanotechnology and nanomaterials (НАНО-2018), Київ, Україна. 2018. P. 681-682. *Особистий внесок здобувача:* проаналізовано вплив напруженого стану на формування фази  $L1_0$  і магнітні властивості в нанорозмірних плівках.

29. Makushko P.V., Shamis M.N., **Verbytska M.Yu.**, T.I. Verbytska, S.I. Sidorenko, Yu.M. Makogon Effect of annealing atmosphere on phase and structure formation in  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}/\text{Au}/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$  films. Збірник тез доповідей міжнародної наукової конференції E-MRS-2018 Fall Meeting. Warsaw, Poland. 2018. P. 450. *Особистий внесок здобувача:* проаналізовано вплив атмосфери відпалу на формування фазового складу і структури в плівках  $\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}/\text{Au}/\text{Fe}_{50}\text{Pt}_{50}$ .