

Вплив відпалювання на структурно-фазовий стан і магнітоопір тришарових плівкових систем на основі Ni і V та Ni і Ag або Au

Т.М. Гричановська, Т.С. Холод, О.А. Гричановська, Л.А. Циганкова

Сумський державний університет, вул. Римського-Корсакова, 2, 40007 Суми, Україна

(Одержано 11.01.2016, опубліковано online 15.03.2016)

Досліджено структурно-фазовий стан і магніторезистивні властивості тришарових плівкових систем на основі Ni і V та Ni і Au або Ag загальною товщиною $d = 25\text{-}55$ нм зі сталою товщиною спейсера $d_c = 5$ нм. Експериментально перевірено вплив температури відпалювання від 300 до 600-700 К та загальної товщини зразка на величину магнітоопору і характер магніторезистивних залежностей. Встановлено, що при відпалюванні у вказаному інтервалі температур плівкові системи Ni/Ag/Ni зберігають від'ємний ізотропний магнітоопір, зразки Ni/Au/Ni мають анізотропний магнітоопір, а магнітоопір плівкових системи Ni/V/Ni дуже чутливий до зміни загальної товщини зразка, тобто може мати, як ізотропний так і анізотропний магнітоопір.

Ключові слова: Структурно-фазовий стан, Магнітоопір, Тришарові плівкові системи, Відпалювання.

PACS numbers: 73.43.Qt, 75.70.Ak, 75.70.Cn

1. ВСТУП

Фізичні властивості магнітних наноструктур різних типів посідають одне з провідних місць у сучасних наукових дослідженнях в галузі фізики твердого тіла. Відкриття гігантського магніторезистивного ефекту (ГМО) в певних гетероструктурах [1-7] і наступне вдосконалення їх електричних і магнітних характеристик дозволили досягати значних показників магнітоопору при кімнатній температурі в слабких магнітних полях [8-10]. На теперішній час ГМО-ефект широко використовується в пристроях обробки і збереження інформації [11-13], в транспінорах [14] та сенсорах [15, 16].

Усі зазначені напрямки використання тонкоплівкових елементів потребують такого підбору компонентів системи, при якому шорсткість межі поділу мінімальна. Авторами [17, 18] вивчені питання про структуру інтерфейсів в металевих системах на основі Ni і V та Co і Cu та їх електрофізичні властивості. У роботі [19] вивчена структура інтерфейсів мультишарових Ag/Ni з низькою взаємною розчинністю нанесені іонним пучком в газовому середовищі Ag або шляхом магнетронного розпилення на різні підкладки. За даними наведеними в роботах [17-19] можна зробити висновок, що характер діаграм стану масивних зразків не може гарантувати того, що багатошарова плівкова система матиме стабільні і якісні (з малою шорсткістю) інтерфейси. Зважаючи на те, що стабільність характеристик плівкових систем таких, як магнітоопір надзвичайно важлива з точки зору їх практичного застосування, то кожна тонкоплівкова система потребує додаткового вивчення.

Значну увагу науковців привертають тришарові спінін-вентильні структури, в яких спостерігаються магніторезистивний і ГМО ефекти [20-25]. Зазвичай, до складу таких структур входять, що найменше, два феромагнітні шари розділені ультратонким прошарком немагнітного металу з високою провідністю (спейсером). Спейсер запобігає прямій обмінній взаємодії феромагнітних шарів. В даній роботі шари 3d-феромагнітного металу Ni було розділено шаром

неферомагнітного перехідного металу V, Ag або Au. На прикладі тришарових плівкових систем Ni/V/Ni, Ni/Ag/Ni або Ni/Au/Ni проведено експериментальні дослідження з вивчення магніторезистивних властивостей у поєднанні з встановленням фазового стану і впливу відпалювання. Результати досліджень дадуть можливість прогнозувати і контролювати експлуатаційні характеристики тонкоплівкових елементів приладів в умовах прояву розмірних ефектів і впливу температур і магнітних полів.

2. МЕТОДИКА ЕКСПЕРИМЕНТУ

Тонкі плівки Ni, V, Ag, Au та тришарові системи Ni/Au/Ni, Ni/Ag/Ni і Ni/V/Ni були отримані методом термічного випарування у вакуумі $10^{-3}\text{-}10^{-4}$ Па. Підкладками, для магніторезистивних досліджень слугували пластини аморфного ситалу. Пошарове осадження матеріалів здійснювалося з двох випарників на підкладку при температурі 300 К. Товщини окремих шарів визначались методом кварцового резонатора. Зразки відпалювались в температурному інтервалі від 300 до 600-700 К.

Магнітоопір досліджуваних зразків вимірювався при кімнатній температурі з використанням автоматизованого комплексу за чотирьохточковою схемою. Комплекс дозволяє автоматично фіксувати зміни магнітоопору в тонкоплівкових системах в поздовжній, поперечній і перпендикулярній геометріїх вимірювання. Величини магнітоопору (МО) плівкових систем розраховувалась за співвідношенням $(\Delta R/R_s) = (R(B) - R_s)/R_s$, де $R(B)$ та R_s – опір зразків при заданому магнітному полі і полі насичення відповідно.

Електронно-мікроскопічні та електроннографічні дослідження проводились за допомогою ПЕМ – 125 К. Електроннограми плівкових матеріалів розшифровувалися за стандартною методикою [26]. з використанням еталону плівки Al. Розрахунок міжплощинних відстаней та визначення параметрів решіток проводився з точністю $\pm 0,001$ нм, за співвідношеннями для кристалів кубічної сингонії.

3. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ РЕЗУЛЬТАТИ

3.1 Структурно-фазовий стан

Діаграма стану системи на основі Ni і V у високо-температурній частині досить складна і характеризується наявністю цілого ряду проміжних фаз (V_2Ni , VNi_3 , VNi_2 , V_3Ni). Також, в системі Ni-V мають місце евтектика та ряд твердих розчинів (т.р.). У т.р. на основі решітки Ni, в залежності від вмісту в ньому V (концентрація від 2,57 до 41,92 ат. %), параметр решітки збільшується від 0,3528 до 0,3625 нм [27]. Отже, у плівкових системах слід очікувати активних процесів фазоутворення, які впливатимуть і на магніторезистивні властивості зразків. Згідно з даними електронно-мікроскопічних досліджень, у тришарових плівкових системах Ni(40 нм)/V(5 нм)/Ni(10 нм) у невідпаленому стані фазовий склад відповідає ОЦК-V + ГЦК-т.р. (Ni, V) (рис. 1а). Середні параметри решіток ОЦК-V і ГЦК-т.р. (Ni, V) мають величини $\bar{a}(V) = 0,303-0,304$ нм і $\bar{a}(Ni) = 0,352-0,353$ нм, що близькі до параметрів решіток одношарових плівок та масивних зразків $a_0(V) = 0,3039$ нм і $a_0(Ni) = 0,3523$ нм [26]. Аналіз мікрознімків показав, що плівки у невідпаленому стані дрібнодисперсні із середнім розміром кристалітів 15-20 нм. Відпалювання в температурному інтервалі $300 \leq T_v \leq 600$ К зазвичай не викликає зміни фазового складу зразків та відчутних рекристалізаційних процесів. Але на дифракційних картинах зразків деяких плівкових систем Ni(40 нм)/V(5 нм)/Ni(10 нм) з'являються лінії, що відповідають ГЦК-VO_x з $\bar{a} = 0,408$ нм (рис. 1б), де $x \approx 1$, виходячи із залежності параметру решітки від концентрації кисню [28]. Дослідження дифузійних процесів здійснені в роботі [29] добре узгоджуються з даними вивчення фазового складу. У плівкових системах відпалених в інтервалі $600 \leq T_v \leq 700$ К, спостерігається збільшення параметру решітки Ni до значень $\bar{a}(Ni) = 0,353-0,354$ нм, що можна пояснити утворенням ГЦК-т.р. (Ni, V), з середнім розміром кристалітів 25-30 нм, на основі кристалічної решітки Ni. Вміст атомів ванадію становив 4-10 ат. %. Оцінка здійснювалась, виходячи із залежності параметру решітки т.р. (Ni-V) від концентрації V [27].

Діаграма стану Au-Ni [27] показує, що атоми Au і Ni мають необмежену розчинність в рідкому, а при високих температурах і в твердому станах. Сплави системи Au-Ni мають гранецентровану кристалічну решітку. При збільшенні частки Ni до 37-46 ат. % відбувається зниження температур початку кристалізації і на діаграмі з'являється мінімум, обумовлений перетином ліній ліквідус і солідус при 1220 К [27]. При охолодженні сплаву нижче 1100 К відбувається розпад гомогенного твердого розчину на суміш твердих розчинів на основі Au і Ni. До того ж, компоненти обраної системи мають однаковий тип кристалічної решітки, параметри яких значно відрізняються один від одного і становлять 0,4078 і 0,3523 нм для Au і Ni відповідно [27].

В роботі електроннографічно підтверджено, що свіжосконденсовані зразки Ni/Au(5 нм)/Ni загальною товщиною $d = 25-55$ нм переважно не зберігають індивідуальність окремих шарів. На електроннограмах про-

слідкуються дві групи ліній, що відповідають ГЦК-Au ($\bar{a}(Au) = 0,408$ нм) і ГЦК-т.р. (Ni, Au) ($\bar{a}(Ni) = 0,355$ нм). Плівки на основі Ni і Au у невідпаленому стані дрібнодисперсні із середнім розміром кристалітів 5-10 нм відповідно. Відпалювання при 600 К не викликає структурно-фазових змін і зразки залишаються двофазними. Як видно з рис. 1в зберігаються два сімейства ліній, що відповідають дифракції електронів на ГЦК-решітках чистого Au і ГЦК-т.р. (Ni, Au). Для зразків Ni(5 нм)/Au(5 нм)/Ni(40 нм) теж фіксувалося утворення твердого розчину ($\bar{a} = 0,360-0,361$ нм) уже в процесі осадження плівки і зразок в такому випадку можна вважати двофазним ГЦК-Au + ГЦК-т.р. (Ni, Au). У твердому розчині на основі Ni в залежності від вмісту в ньому Au (концентрація від 10 до 90 ат. %) параметр решітки збільшується від 0,3593 до 0,4035 нм [27]. Отже, вміст атомів золота у подібному твердому розчині становив близько 15 ат. %.

Відпалювання зразків Ni/Au(5 нм)/Ni та в температурному інтервалі 300-700 К викликає зближення ліній Au і Ni, що свідчить про утворення твердих розчинів на основі компонентів плівкової системи.

Як показує діаграма стану, система Ag-Ni проста монотектична. Максимальна розчинність Ag в Ni складає ~ 1 ат. % і зменшується при зниженні температури [30]. На електроннограмах свіжосконденсованих плівкових систем Ni/Ag(5 нм)/Ni загальною товщиною $d = 25-55$ нм є два сімейства ліній, що відповідають ГЦК-Ni і ГЦК-Ag із середніми параметрами решіток $\bar{a}(Ni) = 0,353$ нм та $\bar{a}(Ag) = 0,407$ нм.

Середній розмір кристалітів для плівкових систем на основі Ni і Ag складає 30-40 нм. Як свідчить рис. 1г, відпалювання зразків в температурному інтервалі $300 \leq T_v \leq 600$ К не викликає зміни фазового складу плівкової системи, але рефлекси стають чіткішими, що свідчить про незначне збільшення розмірів кристалітів. При подальшому відпалюванні в температурному інтервалі $600 \leq T_v \leq 700$ К плівкова система зберігає двофазний склад ГЦК-Ni + ГЦК-Ag з параметрами решіток, що близькі до табличних значень для масивних зразків [26].

3.2 Магніторезистивні властивості

В роботі проведені магніторезистивні вимірювання декількох серій невідпалених і відпалених в температурному інтервалі від 300 до 600-700 К плівкових систем Ni/V/Ni, Ni/Au/Ni та Ni/Ag/Ni загальною товщиною $d = 25-55$ нм зі сталою товщиною спейсера $d_c = 5$ нм (таблиця 1). Так, для однієї серії зразків з фіксованими товщинами базового шару Ni ($d_1 = 40-45$ нм) і спейсера ($d_c = 5$ нм) товщина вільного шару нікелю d_2 була сталою ($d_2 = 10$ нм), а для другої – варіювалась в межах від 5 до 20 нм. Додатково було проведено дослідження впливу на величину магнітоопору зменшення загальної товщини тришарового зразка при сталій товщині спейсера (таблиця 1). На рис. 2 показані залежності поздовжнього і поперечного магнітоопору для невідпалених плівкових систем з товщиною шару нікелю $d_2 = 10$ нм та з різними матеріалами спейсера. Аналіз отриманих даних показав, що для невідпалених плівкових систем Ni/V/Ni та Ni/Ag/Ni з $d_2 = 10$ нм спостерігається ізотропний магнітоопір

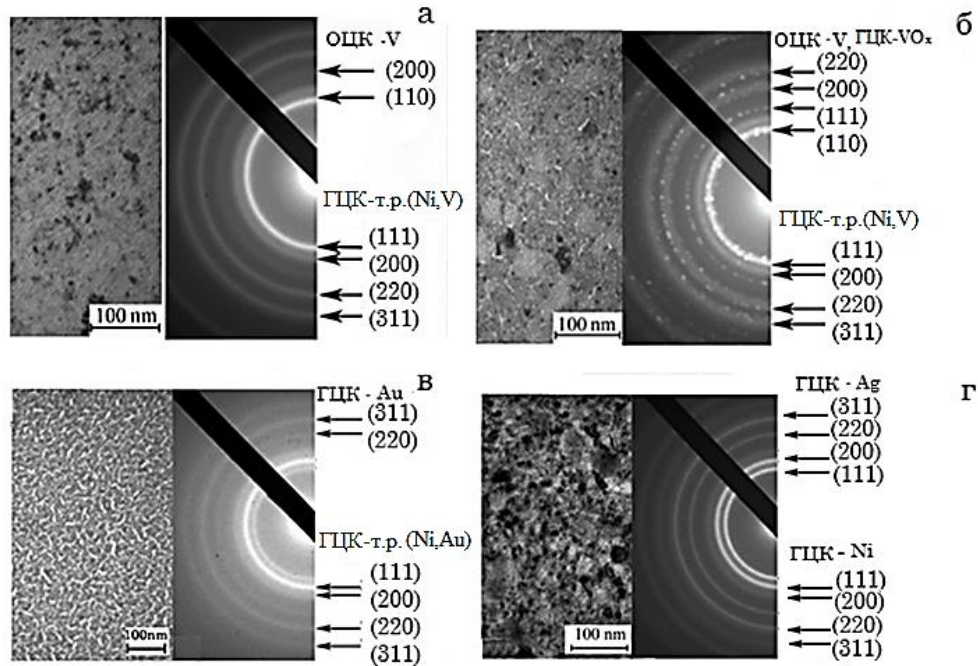


Рис. 1 – Дифракційна картина і кристалічна структура плівкової системи Ni (10)/V(5)/Ni(40)/П свіжосконденсованої (а) і відпаленої до 600 К (б) та Ni(10)/Au(5)/Ni(40)/П (в) і Ni(10)/Ag(5)/Ni(40)/П (г) відпалених до 600 К, П – підкладка. Значення товщини в нм

різної величини і протилежного знаку (рис. 2). Так, для зразка Ni(10)/V(5)/Ni(40) максимальна величина $\Delta R/R_s$ в поздовжній геометрії становить 0,16 %, а для зразка Ni(10)/Ag(5)/Ni(40) її значення - 0,57 %, що майже в 4,5 рази більше за абсолютною величиною (рис. 2а). Особливістю цих залежностей є відсутність чітко виражених піків, що може свідчити про роздільне перемагнічування шарів Ni. У нашому випадку, ймовірно, внаслідок різної товщини шарів Ni ($d_1 = 40$ нм, $d_2 = 10$ нм) вони мають різну коерцитивну силу, що й підтверджується розмиттям піків. Подібні петлі спостерігаються для асиметричних структур, які автори роботи [20] пов'язують з реалізацією стійкого антиферомагнітного розподілу намагніченості феромагнітних шарів в певному інтервалі зовнішнього магнітного поля.

Для системи Ni/Au/Ni спостерігається анізотропний магнітоопір, величина і знак якого залежать від взаємної орієнтації струму в зразку і зовнішнього магнітного поля. Найбільші за абсолютною величиною значення $\Delta R/R_s$ для подібних зразків спостерігались в перпендикулярній геометрії і становили 0,6 % (рис. 2б). Піки магніторезистивних петель системи Ni/Au/Ni чіткі і формуються у вузькому інтервалі магнітного поля ($\Delta B = 10-20$ мТл), що свідчить про синхронність процесів перемагнічування обох шарів нікелю. Можна припустити, що внаслідок утворення твердого розчину ще в процесі конденсації, межі поділу шарів розмиваються і антипаралельна орієнтація намагніченостей у сусідніх парах нікелю не виникає. Таку плівкову систему можна представити вже, як тришарову Ni/Au + т.р. (Ni, Au)/Ni. Також, можлива реалізація двошарової системи т.р. (Au-Ni)/Ni, що перемагнічується, як єдине ціле. Утворення твердих розчинів викликає збільшення опору спейсера і обов'язково відбувається на

поведінці петель магнітоопору. Так, при переході від перпендикулярної до поперечної геометрії вимірювання, величина МО зразків Ni/Au/Ni зменшується в декілька разів. Наприклад, для системи Ni(10)/Au(5)/Ni(40) магнітоопір зменшується майже в 5 разів і становить 0,11 %. Таку різку зміну величини магнітоопору у перпендикулярній геометрії відносно поперечної, можна пояснити «витісненням» електричного струму у шари феромагнетика із-за збільшення питомого опору спейсера внаслідок утворення твердого розчину. Відпалювання зразків при температурі 600-700 К приводить до незначного збільшення магнітоопору, але характер петель зберігається (рис. 3а).

Для іншої серії зразків, де d_2 варіювалось в межах від 5 до 20 нм, помічено, що при наближенні товщини верхнього шару до товщини нижнього шару магніторезистивні петлі мають дещо інший вигляд: збільшення чи зменшення опору відбувається у вузькому інтервалі магнітного поля ($\Delta B = 5-10$ мТл) і спостерігаються вузькі гострі максимуми. Як відмічалось вище, це свідчить про процес одночасного перемагнічування обох шарів, що властиво симетричним структурам, які складаються із двох однакових шарів з однаковою коерцитивною силою. Верхній та нижній магнітні шари у даному випадку перемикаються одночасно, при одному значенні зовнішнього магнітного поля.

Зменшення загальної товщини тришарових зразків загальною товщиною $d = 25-55$ нм при сталій товщині спейсера ($d_c = 5$ нм) по різному впливає на магнітоопір тришарових систем Ni/V/Ni, Ni/Au/Ni та Ni/Ag/Ni. Для прикладу, можна розглянути плівкові системи з однаковою загальною товщиною $d = 30$ нм та однаковими товщинами відповідних шарів.

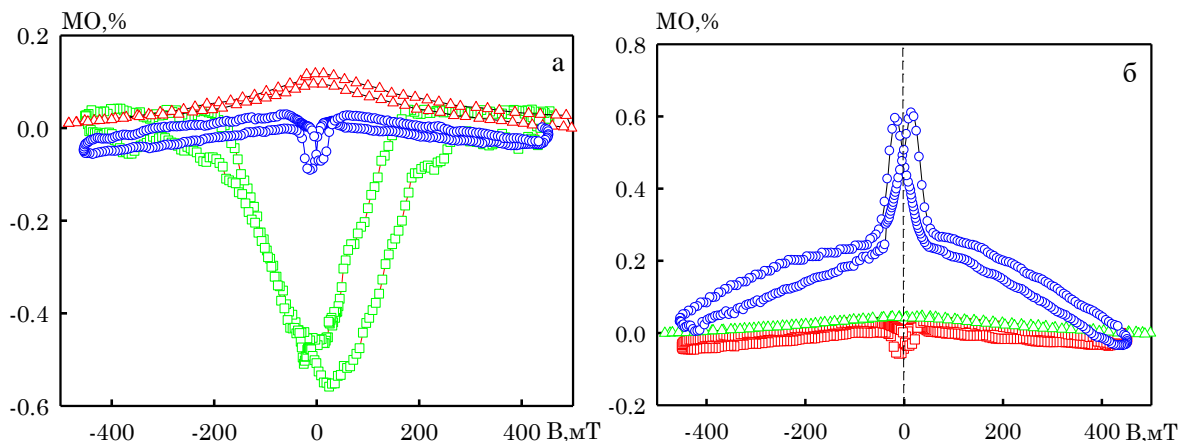


Рис. 2 – Польові залежності поздовжнього (а) і перпендикулярного (б) магнітоопору для плівкових систем Ni(40)/Ag(5)/Ni(10) (□); Ni(40)/V(5)/Ni(10) (Δ); Ni(40)/Au(5)/Ni(10) (○)

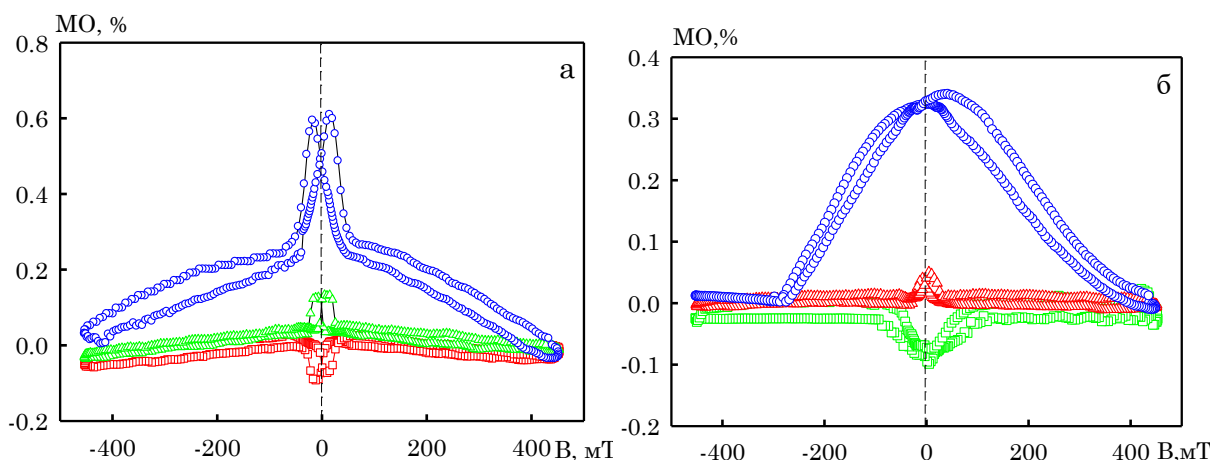


Рис. 3 – Польові залежності магнітоопору плівкових системи Ni(40)/Au(5)/Ni(10) (а) та Ni(15)/Au(5)/Ni(10) (б) відпалених до 700 К для трьох геометрій вимірювання: поздовжньої(□); поперечної (Δ); перпендикулярної (○)

Таблиця 1 – Магнітоопір невідпалених і відпалених плівкових систем в двох геометріях вимірювання

№	Зразки (нм)	$(\Delta R/R_s)_{\max}$, %			
		поздовжня		перпендикулярна	
		300 К	600 К	300 К	600 К
1	Ni(5)/Au(5)/Ni(15)/П	-0,12	-0,12	0,35	0,36
2	Ni(10)/Au(5)/Ni(15)/П	-0,12	-0,15	0,29	0,24
3	Ni(10)/Au(5)/Ni(40)/П	-0,14	-0,15	0,61	0,65
4	Ni(20)/Au(5)/Ni(20)/П	-0,06	-0,06	0,22	0,24
5	Ni(20)/Au(5)/Ni(30)/П	-0,11	-0,13	0,30	0,32
6	Ni(5)/Ag(5)/Ni(45)/П	-0,42	-0,44	-0,10	-0,13
7	Ni(10)/Ag(5)/Ni(40)/П	-0,57	-0,64	-0,06	0,06
8	Ni(10)/V(5)/Ni(40)/П	0,16	0,16	0,06	0,051
9	Ni(10)/V(5)/Ni(45)/П	0,12	0,14	0,07	0,08

Так, у тришаровій системі Ni(10)/V(5)/Ni(15) ізотропність польових залежностей не зберігається і магнітоопір зменшується до 0,05-0,08 %. Тоді, як у зразках Ni(10)/Ag(5)/Ni(15) зберігається ізотропність магнітоопору. Відпалювання обох зразків при температури 700-600 К не впливає на характер залежностей і величину магнітоопору. Плівкова система Ni(10)/Au(5)/Ni(15) зберігає анізотропний магнітоопір, але відпалювання при 700 К приводить до зміни характеру польових залежностей (рис. 3б). Порівнюючи, представлені на рис. 3 залежності магнітоопору

Ni(10)/Au(5)/Ni(40) (загальна товщина $d = 55$ нм) та Ni(10)/Au(5)/Ni(15) (загальна товщина $d = 30$ нм) можна помітити, що піки втрачають свій чіткий характер, що свідчить на користь роздільного перемігнення шарів Ni. Значно зменшується величина магнітоопору до 0,36 %. Але спільним, для обох зразків залишається те, що перпендикулярний магнітоопір в декілька разів перевищує поздовжній і поперечний.

4. ВИСНОВКИ

1. Електроннографічні дослідження структурно-фазового складу тришарових плівкових системи на основі Ni і V та Ni і Au (або Ag) загальною товщиною 25-55 нм (товщина спейсера $d_c = 5$ нм) свідчать про різний характер його залежності від режиму термічної обробки. Отримані методом термічного випарування у вакуумі при температурі підкладки $T_n \approx 300$ К плівкові системи мають наступний фазовий склад: ОЦК-V + ГЦК-т.р. (Ni, V) з середнім параметром решітки т.р. 0,352-0,353 нм; ГЦК-Au+ГЦК-т.р. (Ni, Au) з середнім параметром решітки т.р. на основі Ni 0,360-0,361 нм; ГЦК-Ni + ГЦК-Ag з параметрами решіток, що близькі до табличних значень масивних зразків. Плівки на основі Ni і V та Ni і Au у невідпаленому стані дрібнодисперсні із середнім розміром кристалітів 15-20 нм та 5-10 нм відповідно. Термовідпалювання зразків на основі Ni і V та Ni і Au в інтервалі температур від 300 до 600-700 К викликає збільшення параметра решітки на 0,2-0,3 % та розмірів кристалітів на 30-40 %. Свіжосконденсовані плівкові системи на основі Ni і Ag мають середній розмір кристалітів 30-40 нм, що збільшується при термовідпалюванні на 20-25 %. Структурно-фазовий склад і параметри решіток Ni і Ag не змі-

нюються при термовідпалювання в інтервалі температур від 300 до 600-700 К.

2. Плівкові системи Ni/V/Ni і Ni/Ag/Ni загальною товщиною 55 нм ($d_c = 5$ нм) мають ізотропний магнітоопір з найбільшим значенням у паралельній геометрії вимірювання, але протилежного знаку. При зменшенні загальної товщини системи Ni/V/Ni до 30 нм магнітоопір стає анізотропним з найбільшим значенням у перпендикулярній геометрії вимірювання. Відпалювання зразків Ni/V/Ni і Ni/Ag/Ni при 600-700 К не впливає на характер петель і величину магнітоопору.

3. Плівкові системи Ni/Au/Ni мають анізотропний магнітоопір. Найбільші значення магнітоопору спостерігаються у перпендикулярній геометрії вимірювання і становлять 0,1 % для плівок загальною товщиною $d = 55$ нм та 0,5 % для плівок $d = 25$ нм. При переході від перпендикулярної до поперечної орієнтації зразка у зовнішньому магнітному полі величина магнітоопору зменшується в 3-5 разів. При відпалюванні Ni/Au/Ni при 600-700 К змінюється характер петель і величина магнітоопору.

Робота виконана у рамках держбюджетної тематики № 0115U000689 Міністерства освіти і науки України (2015-2017 рр.)

Effect of Annealing on Structural-phase State and Three-layered Film Magnetoresistance Systems Based on Ni and V as well as Ni and Au or Ag

T.M. Grychanovs'ka, T.S. Kholod, O.A. Hrychanovs'ka, L.A. Tsygankova

Sumy State University, 2, Rymsky-Korsakov Str., 40007 Sumy, Ukraine

The structural-phase state and magnetoresistive properties of three-layer film systems based on Ni and V and Ni and Au or Ag total thickness $d = 25-55$ nm thick steel spacer $d_s = 5$ nm. Experimentally tested the influence of annealing temperatures from 300 to 600-700 K and the total thickness of the sample on the value and nature of the magnetoresistive magnetoresistance dependencies. Established that the annealing temperature range in said film system Ni/Ag/Ni retain negative isotropic magnetoresistance, samples of Ni/Au/Ni with anisotropic magnetoresistance and magnetoresistance film system Ni/V/Ni is very sensitive to changes in the overall thickness of the sample is can be as isotropic and anisotropic magnetoresistance so.

Keywords: Structural-phase state, Magnetoresistance, Three-layer film system, Annealing.

Влияние отжига на структурно-фазовое состояние и магнитосопротивление трехслойных пленочных систем на основе Ni и V а так же Ni и Au или Ag

Т.М. Гричановская, Т.С. Холод, О.А. Гричановская, Л.А. Цыганкова

Сумской государственной университет, ул. Римского-Корсакова, 2, 40007 Сумы, Украина

Исследованы структурно-фазовое состояние и магниторезистивные свойства трехслойных пленочных систем на основе Ni и V и Ni и Au или Ag общей толщиной $d = 25-55$ нм с постоянной толщиной спейсера $d_c = 5$ нм. Экспериментально проверено влияние температуры отжига от 300 до 600-700 К и общей толщины образца на величину магнетосопротивления и характер магниторезистивных зависимостей. Установлено, что при отжиге в указанном интервале температур пленочные системы Ni/Ag/Ni сохраняют отрицательное изотропное магнитосопротивление, образцы Ni/Au/Ni имеют анизотропное магнитосопротивление, а магнитосопротивление пленочных системы Ni/V/Ni очень чувствительно к изменению общей толщины образца, то есть может иметь, как изотропное так и анизотропное магнитосопротивление.

Ключевые слова: Структурно-фазовый состав, Магнитосопротивление, Трехслойные пленочные системы, Отжиг.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. U. Hartman, *Magnetic Multilayers and Giant Magnetoresistance: Fundamentals and Industrial Applications* (Berlin: Heidelberg: New York: Springer-Verlag: 2000).
2. T.V. Ustinov, A.B. Rinkevich, L.N. Romashev, D. Perov, *Tech. Phys.* **49**, 613 (2004).
3. A.N. Stetsenko, V. Samofalov, V. Zorchenko, *JETP Lett.* **64**, 376 (1996).
4. F.S. Bergeret, A.F. Volkov, K.B. Efetov, *Rev. Mod. Phys.* **77**, 1321 (2005).
5. A.B. Svalov, P.A. Savin, G. Kurlandskaya, J. Gutiérrez, V.O. Vas'kovskiy, *Tech. Phys.* **47**, 987 (2002).
6. M. N. Baibich, J. M. Broto, A. Fert, F. Nguyen Van Dau, F. Petroff, P. Eitenne, G. Creuzet, A. Friederich, J. Chazelas, *Phys. Rev. Lett.* **61**, 2472 (1988).
7. P. Grünberg, R. Schreiber, Y. Pang, M.B. Brodsky, H. Sowers, *Phys. Rev. Lett.* **57**, 2442 (1986).
8. F. Pulizzi, *Nature Mater.* **11**, 367 (2012).
9. Claude Chappert, Albert Fert, Frédéric Nguyen Van Dau, *Nature Mater.* **6**, 813 (2007).
10. E. Hirota, H. Sakakima, K. Inomata, *Magneto-Resistance Devices* (Springer: 2002).
11. G.A. Prinz, *Science* **282**, 1660 (1998).
12. G.A. Prinz, *J. Magn. Magn. Mater.* **200**, 57 (1999).
13. J.F. Gregg, R.P. Borges, E. Jouguelet, C.L. Dennis, I. Petej, S.M. Thompson, K. Ounadjela, *J. Magn. Magn. Mater.* **265**, 274 (2003).
14. E.J. Torok, S. Zurn, L.E. Sheppard, R. Spitzer, Seongtae Bae, J.H. Judy, W.F.Jr. Egelhoff, P.J. Chen, *Magnetics Conference, 2002 (INTERMAG Europe 2002) art. no. 7473420* (Amsterdam: The Netherlands: 2007).
15. B. Anwarzai, V.Ac.S. Luby, E. Majkova, R. Senderak, *Vacuum* **84**, 108 (2010).
16. S. Luby, B. Anwarzai, V.Ac.E. Majkova, R. Senderak, *Vacuum* **86**, 718 (2012).
17. L. Odnodvoretz, S. Protsenko, O. Synashenko, D. Velykodnyi, I. Protsenko, *Cryst. Res. Technol.* **44**, 74 (2009).
18. M. Marzalek, A. Polit, V. Tokman, Y. Zabala, I. Protsenko, *Surface Sci.* **601**, 4454 (2007).
19. P. Sandström, E.B. Svedberg, M.P. Johansson, J. Birch, J.-E. Sundgren, *Thin Solid Films* **353**, 166 (1999).
20. M.H. Demydenko, S.I. Protsenko, D.M. Kostyuk, I.V. Cheshko, *J. Nano-Electron. Phys.* **3**, No 4, 81 (2011).
21. P. Sabareesan, M. Daniel, *J. Magn. Magn. Mater.* **324**, 4219 (2012).
22. Zhang Sun, Zichao Tang, Zhen Gao, *J. Molecular Structure* **1032**, 111 (2013).
23. H. Gokcan, J.C. Lodder, R. Jansen, *J. Mater. Sci. Eng. B* **126**, 129 (2006).
24. Jang-Hae Ku, Hyun Cheol Koo, Suk Hee Han, Jonghwa Eom, Gyutae Kimb, Joonyeon Chang, *Solid-State Electron.* **89**, 72 (2013).
25. Alain Schuhl, Daniel Lacour, *C.R. Physique* **6**, 945 (2005).
26. S.S. Gorelik, L.N. Rastorguev, Y. Skakov, *X-ray and electron graphical analysis of metals* (Moscow: GNTI: 1963).
27. A.M. Barabash, J.N. Kovalev, *Structure and properties of metals and alloys* (Kiev: Naukova Dumka: 1986).
28. Х.Дж. Гольдшмидт, *Сплавы внедрения, вып. I* (Москва: Мир: 1971) (Kh.Dzh. Gol'dshmidt, *Splavy vnedreniya, vyp. I* (Moskva: Mir: 1971)).
29. Т.М. Grychanovska, A.M. Chornous, I.Yu. Protsenko, I.O. Shpetnyi, *Metallofiz. Nov. Technol.* **28** No 2, 267 (2006).
30. *Диаграммы состояния двойных металлических систем. Т.2* (Под ред. Н.П. Лякишева) (Москва: Машиностроение: 1997) (*Diagrammy sostoyaniya dvoynnykh metallicheskih sistem. T.2* (Pod red. N.P. Lyakisheva) (Moskva: Mashinostroyeniye: 1997)).