

Розділ 3 ФІЗИЧНІ ЯВИЩА У ПЛІВКОВИХ СПІНТРОННИХ СТРУКТУРАХ

3.1 Анізотропний магніторезистивний ефект та гігантський магнітоопір

У металах і сплавах за кімнатної температури збільшення електричного опору при дії магнітного поля не перевищує 1 %. У феромагнетиках величина опору залежить від орієнтації вектора намагніченості $\mathbf{M}$ відносно напрямку електричного струму в матеріалі. Цей різновид магнітоопору (МО) називають *анізотропним магнітоопором* (АМО).

На рис. 3.1 для прикладу показана зміна анізотропного питомого опору сплаву NiCo залежно від зовнішнього магнітного поля. Поздовжній питомий опір ρ_l (струм проходить у напрямі вектора намагніченості сплаву) більший за поперечний питомий опір ρ_t (струм проходить у поперечному напрямі вектора намагніченості).

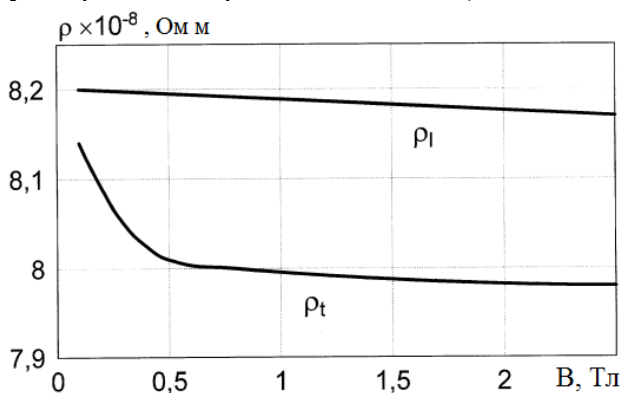


Рисунок 3.1 – Залежність поздовжнього і поперечного опорів NiCo – сплаву від зовнішнього магнітного поля

Кількісною характеристикою АМО є т. зв. магніторезистивний коефіцієнт $\Delta\rho/\rho$, який можна означити таким чином:

$$\frac{\Delta\rho}{\rho} = \frac{\Delta\rho}{\bar{\rho}} = \frac{\rho_l - \rho_t}{\frac{1}{3}\rho_l + \frac{2}{3}\rho_t}, \quad (3.1)$$

де $\bar{\rho}$ – середнє значення питомого опору розмагніченого зразка.

Багатошарова АМР – структура має такий вигляд: ФМ/НМ/ФМ, де ФМ – феромагнітна плівка, НМ – плівка немагнітного матеріалу з високим електричним опором. Залежність зміни опору ΔR анізотропної структури від кута ϕ між вектором намагніченості $\mathbf{M}$ феромагнетика і напрямком електричного струму $\mathbf{I}$ має вигляд

$$\Delta R = (\Delta\rho/\rho) R \cos^2\phi,$$

де $(\Delta\rho/\rho)$ – коефіцієнт МР - ефекту.

У магнітних матеріалах також виявлено ефект гігантського магнітоопору (ГМО), який уперше спостерігався в надгратках (мультишар) Fe/Cr, виготовлених методом молекулярно-променевої епітаксії, – періодичних структурах із чергуванням шарів Fe товщиною 3 нм і Cr – 4 нм (рис. 3.2). На рис. 3.3 наведена якісна схема механізму виникнення ГМО у тришаровій системі ФМ1/НМ/ФМ2 у результаті СЗРЕ на інтерфейсах. Тут же наведені еквівалентні схеми провідності двома спіновими каналами з малим і великим опорами.

Вивчення цього явища показало, що при товщині немагнітного прошарку хрому, за якої між шарами заліза

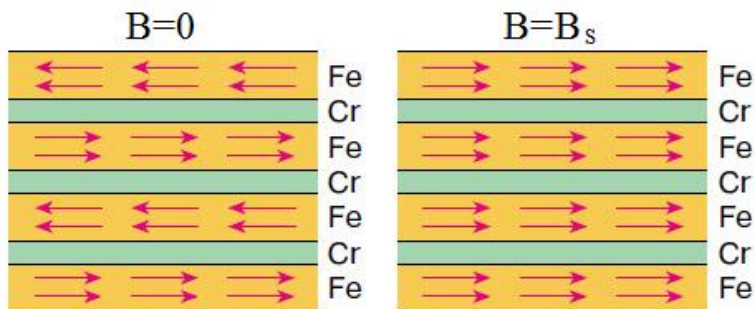


Рисунок 3.2 – Схематична будова мультишару Fe/Cr. Стрілки показують напрямки магнітних моментів атомів Fe

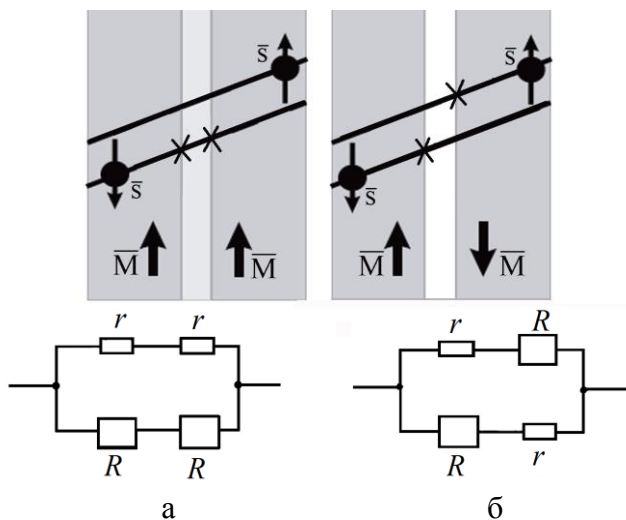


Рисунок 3.3 – Механізм виникнення ГМО на межі поділу шарів ФМ/НМ і НМ/ФМ та відповідні еквівалентні схеми провідності по низькоомному ($r + r$) та високоомному ($R + R$) спінових каналах: феромагнітна (а) та антиферомагнітна (б) орієнтації магнітних моментів

існує сильна антиферомагнітна взаємодія, електричний опір R над решітки у магнітному полі істотно зменшується.

Електричний опір надрешітки Fe/Cr за відсутності зовнішнього поля, коли вектори намагніченості сусідніх феромагнітних шарів антипаралельні, тобто $R(\uparrow\downarrow, H=0)$, істотно більший, ніж коли надрешітка намагнічена до насичення, а вектори намагніченості орієнтовані однаково – $R(\uparrow\uparrow, H>H_S)$, де H_S – поле насичення. При цьому відносна зміна електричного опору

$$\Delta R/R = [R(\uparrow\downarrow, H=0) - R(\uparrow\uparrow, H>H_S)] / R(\uparrow\downarrow, H=0)$$

становила при 4,2 К близько 50 %, а зміна питомого електричного опору $\Delta\rho = 2,3 \cdot 10^{-7}$ Ом·м (для феромагнетиків Fe або Ni $\Delta\rho$ не перевищує $1 \cdot 10^{-8}$ Ом·м).

Для опису ГМО – ефекту був уведений і інший, більш зручний для експериментального визначення, параметр:

$$\Delta R/R(H=H_S) = (R(\uparrow\downarrow, H=0) - R(\uparrow\uparrow, H>H_S)) / R(\uparrow\uparrow, H=H_S),$$

Причому, оскільки $R(\uparrow\uparrow) < R(\uparrow\downarrow)$, то $\Delta R/R(H=H_S) > \Delta R/R(H=0)$, і $\Delta R/R(H=H_S)$ може перевищувати (на відміну від $\Delta R/R(H=0)$) 100 %. Зокрема, для надгратки Fe/Cr при оптимізації умов виготовлення отримані значення $\Delta R/R(H=H_S) = 150$ % при 4,2 К і 28 % при 300 К.

Великі значення, незалежність від орієнтації магнітного поля і значне збільшення $\Delta R/R$ при збільшенні числа періодів структури, а також зменшення опору при накладанні магнітного поля (геометрії вимірювання) – вказують на новий механізм формування магнітоопору, що отримав назву ГМО – ефекту і був виявлений у надрешітках Co/Cu, Co/Ru, Co/Cr, Fe/Cu, Co/Au, NiFe/Ag та ін. Характерною

рисою цього класу матеріалів із сильною антиферомагнітною взаємодією є необхідність достатньо сильних магнітних полів насичення (0,8 – 1,6 МА/м). Іншою особливістю таких надрешіток є підвищена чутливість $\Delta R/R$ до технологічних параметрів і товщини шарів, особливо прошарків.

3.2 Спін-вентильні структури

Іншим класом магнітних матеріалів із ефектом ГМО є багатошарові структури – сендвічі та багатошарові системи, у яких антиферомагнітна взаємодія між феромагнітними шарами або відсутня, або незначна. Ці структури отримали назву спін-вентильних (СВ) і мають якісно такий вигляд:

захисний шар/ФШ/ФМ2/НМ/ФМ1/підшар/П,

де основний елемент – це два феромагнітні шари ФМ1 і ФМ2 із Co, Ni або NiFe, що розділені прошарком немагнітного металу – Cu, Ag, Au або іншого металу з високою провідністю. Як антиферомагнітний шар зазвичай використовується FeMn. Такий фіксувальний шар (ФШ) створює обмінну анізотропію в шарі ФМ2, через що вектор намагніченості шару ФМ2 може бути переорієнтований лише в порівняно великих полях (більше 16 – 24 кА/м), тоді як шар ФМ1 перемагнічується в слабких полях (менше 1,6 кА/м). Для того щоб виключити обмінний зв'язок між шарами ФМ1 і ФМ2, у СВ – структурах товщину НМ прошарку вибирають більшою, ніж у надрешітках.

На рис. 3.4 наведена реальна структура спінового вентилля та його робоча характеристика. Якщо в початковому стані ($H=0$) у СВ FeNi/Cu/FeNi вектори намагніченості



Рисунок 3.4 – Приклад структури спін-вентилля (а) та його робочої характеристики (б)

ферромагнітних шарів орієнтовані однаково, то в перемагнічувальному полі, що не перевищує $0,8 \text{ кА/м}$, вектор намагніченості вільного шару ФМ1 орієнтується антипаралельно вектора намагніченості шару ФМ2, що супроводжується збільшенням опору структури.

При подальшому збільшенні напруженості магнітного поля до рівня насичення H_S , що перевищує напруженість поля обмінної анізотропії, перемагнічується і шар ФМ2. При цьому, як і в надрешітках, опір зменшується. Кращі результати отримані для пермалоевих або кобальтових СВ, для яких у полях $H \leq 0,8 - 1,6 \text{ кА/м}$, величина $\Delta R/R$ становить $5 - 10 \%$.

Можливість змінювати відносну орієнтацію векторів намагніченості у слабких полях спостерігається і в мультишарових структурах, сформованих послідовними магнітними шарами з різною коерцитивною силою. В цих структурах фіксувальний шар відсутній, а шари ФМ1 і ФМ2 відрізняються за коерцитивною силою. За діапазоном напруженостей магнітних полів і ступенем прояву ефекту ГМО мультишарові структури аналогічні надрешіткам. У мультишарах із магнітними плівками, що мають відмін-

ність за коерцитивною силою, ефект зростає зі збільшенням числа періодів.

У надрешітках і мультишарах ефект ГМО можливий, коли струм у структурі проходить або в площині шарів, або перпендикулярно до неї. У другому випадку коефіцієнт ефекту ГМО більший, ніж у першому (зокрема, для Co/Cr він досягає 170 % при температурі 4,2 К), і менш чутливий до товщини прошарку. Виявлено, що в одних і тих самих зразках при перпендикулярному проходженні струму коефіцієнт ефекту ГМО в 3 – 10 разів більший, ніж при проходженні струму в площині.

Спін-вентильне тунелювання можна отримати різними комбінаціями феромагнетиків, нормальних металів і надпровідників. У всіх випадках є ізолюючий шар, який діє як бар'єр для планарного тунелювання. Відповідна висота бар'єра в ізоляторі забезпечує участь у процесі тунелювання електронів із закритого рівня Фермі, тобто s -, p -електронів, у яких більш розширена хвильова функція. Для s -, p -електронів густина електронних станів $n_{\uparrow}$ на рівні Фермі вища, ніж для $n_{\downarrow}$. Отже, більша кількість електронних спінів $n_{\uparrow}$ емітується на межі переходу і зустрічається з високою густиною незаповнених станів, коли магнітні орієнтації паралельні, та опір стає низьким.

Закінчуючи питання про явище ГМО в мультишарах і багатошарових плівкових системах, акцентуємо увагу, що поряд із фундаментальними проблемами цього явища в полі зору дослідників постійно знаходиться також питання про його температурну залежність. Усі відомі експериментальні результати вказують на те, що зі зростанням температури величина ефекту ГМО зменшується, хоча в окремих експериментах у певних температурних інтервалах результати можна трактувати таким чином, що температурна залежність ГМО має протилежний характер. Це

питання легко проаналізувати в рамках резистивної моделі при СПП-геометрії вимірювання (тобто струм проходить перпендикулярно до площини плівки), оскільки вона найпростіша для пояснення фізики ефекту. Однак хронологічно першою та більш широко застосовною є інша геометрія (СВП), в якій струм проходить вздовж площини шарів. Більше використання такої схеми пов'язане з тим, що опір СПП-структур занадто низький для вимірювань. У цьому разі можна скористатись еквівалентною схемою проходження електричного струму по двох паралельно з'єднаних спінових каналах (рис. 3.3).

Якщо позначити відносно великий опір магнітних шарів при антипаралельній орієнтації магнітних спінових моментів електронів і вектора намагніченості через R_{AP} , а відносно малий опір при їх паралельній орієнтації через R_P , то згідно із законом Ома можна записати

$$\frac{1}{R_P} = \frac{1}{r+r} + \frac{1}{R+R}, \text{ або } R_P = \frac{2Rr}{R+r},$$

$$\frac{1}{R_{AP}} = \frac{1}{R+r} + \frac{1}{r+R}, \text{ або } R_{AP} = \frac{R+r}{2}.$$

Оскільки найбільш широкоживане співвідношення для ГМО має вигляд

$$\Gamma_{MO} = \frac{R_{AP} - R_P}{R_P} = \frac{(R-r)^2}{4Rr},$$

то для термічного коефіцієнта ГМО можна записати

$$\beta_{\Gamma_{MO}} = \frac{1}{\Gamma_{MO}(T_1)} \cdot \frac{\Gamma_{MO}(T_2) - \Gamma_{MO}(T_1)}{\Delta T}.$$

Після деяких перетворень отримуємо кінцеве співвідношення для $\beta_{\text{ГМО}}$:

$$\beta_{\text{ГМО}} = \frac{2(R^2 \beta_R - R \cdot r \cdot \beta_R + r^2 \beta_R)}{(R - r)^2} - (\beta_R + \beta_r).$$

У граничному випадку $r \ll R$ співвідношення спрощується до вигляду, зручного для аналізу:

$$\beta_{\text{ГМО}} \cong \beta_R \left(1 - \frac{r}{R}\right) - \beta_r, \quad (3.2)$$

тобто температурна залежність ГМО визначається термічним коефіцієнтом спінового каналу із малим опором і має величину порядку 10^{-3} K^{-1} . Це підтверджують розрахунки $\beta_{\text{ГМО}}$ на основі відомих експериментальних даних для плівкової системи $\text{Ru}(1,5 \text{ нм})/[\text{Cu}(2 \text{ нм})/\text{Co}(1,1 \text{ нм})]_6/\text{Ru}(5 \text{ нм})/\text{Si}$ ($\beta_{\text{ГМО}} = -4,5 \cdot 10^{-3} \text{ K}^{-1}$) та гранульованого сплаву $\text{Co}_{20}\text{Cu}_{80}$ ($\beta_{\text{ГМО}} = -10^{-2}$ і $-5,0 \cdot 10^{-3} \text{ K}^{-1}$ відповідно у температурних інтервалах $10 - 150 \text{ K}$ та $150 - 300 \text{ K}$).

Таким чином, для узгодження співвідношення (3.2) із експериментальними даними β_r повинно мати величину порядку $10^{-2} - 10^{-3} \text{ K}^{-1}$ за виконання умови $|\beta_r| > |\beta_R|$. Це може бути реалізовано за рахунок більшої чутливості до температури низькоомного спінового каналу, тобто повинна виконуватися нерівність $\frac{\Delta R}{\Delta T} < \frac{\Delta r}{\Delta T}$. Відмітимо також принципову можливість формування плівкових структур, у яких при $|\beta_r| < |\beta_R|$ зі зростанням температури буде також збільшуватися величина ГМО.

Проведені міркування стосовно $\beta_{\text{ГМО}}$ можна реалізувати за іншого підходу, що здійснений у монографії

Третьяка О. В., Львова В. А., Барабанова О. В. «Фізичні основи електроніки» (2002 рік). Як і в попередньому аналізі, в СПП-геометрії опір спін-вентилля подається як паралельне з'єднання двох спінових каналів, опір кожного із яких можна представити як послідовне з'єднання трьох опорів феромагнітних (товщина – a) і немагнітних шарів (товщина – b), площа перерізу яких дорівнює S :

$r = r_\phi + R_{HM} + r_\phi$ – опір низькоомного спінового каналу;

$R = R_\phi + R_{HM} + R_\phi$ – опір високоомного спінового каналу.

Опір зразка при паралельній та антипаралельній намагніченості феромагнітних шарів можна записати у вигляді

$$\frac{1}{R_p} = \frac{S}{2a\rho_\phi^+ + b\rho_{HM}} + \frac{S}{2a\rho_\phi^- + b\rho_{HM}}, \quad (3.3)$$

$$\frac{1}{R_{AP}} = \frac{2S}{a(\rho_\phi^+ + \rho_\phi^-) + b\rho_{HM}},$$

де ρ_ϕ^+ і ρ_ϕ^- – питомий опір феромагнітної плівки у низькоомному або високоомному спіновому каналі;

ρ_{HM} – питомий опір нормального металу.

Тоді для відносної величини опору при зміні напрямку намагніченості одного феромагнетика можна записати таке співвідношення:

$$\frac{\Delta R}{R} = \frac{R_{AP} - R_p}{R_p} = \frac{(\rho_\phi^+ - \rho_\phi^-)^2}{(2\rho_\phi^+ + \chi\rho_{HM})(2\rho_\phi^- + \chi\rho_{HM})},$$

де $\chi = b/a$. З цього виразу бачимо, що величина ГМО визначається різницею провідностей двох спінових каналів у феромагнетику.

У випадку СВП-геометрії для паралельної та антипаралельної конфігурації намагніченості можна записати

$$\frac{1}{R_p} = \frac{S}{L} \left[\frac{2a+b}{2a\rho_\phi^+ + b\rho_{HM}} + \frac{2a+b}{2a\rho_\phi^- + b\rho_{HM}} \right],$$

$$\frac{1}{R_{AP}} = \frac{2S(2a+b)}{L[a(\rho_\phi^+ + \rho_\phi^-) + b\rho_{HM}]}, \quad (3.4)$$

де L – довжина зразка. Видно, що з точністю до загального множника ці вирази збігаються із співвідношенням (3.3). Якщо, використовуючи співвідношення (3.3) і (3.4), записати вираз для $\beta_{ГМО}$, то можна прийти до результату, поданого формулою (3.2).

Узагальнення резистивної моделі на випадок багат шарової структури досить тривіальне і не містить принципово нових моментів. Збільшення інтерфейсного опору при переході від паралельної до антипаралельної орієнтації намагніченостей феромагнетиків у структурах типу СВП, коли перехід електрона через межу між металами супроводжується подоланням енергетичного бар'єра, може також бути враховане у резистивній моделі.

Необхідно акцентувати увагу на тій обставині, що ефект ГМО не завжди може реалізуватись у спінівентильних структурах, якщо товщина магнітних шарів буде більшою за величину СДВП, що зазвичай має порядок 10 нм. У цьому випадку основний внесок у величину опору будуть давати акти дифузного розсіювання електронів в об'ємі плівки, не СЗРЕ, оскільки вони будуть відбуватися частіше, ніж переходи електронів з одного в інший феромагнітний шар. У зв'язку з цим опір плівкової структури наближено дорівнюватиме опору паралельно з'єднаних незалежних металевих шарів.

3.3 Гранульовані плівкові сплави

У 1992 р. виявлено ще один клас магнетиків з ГМО – гранульовані (кластерні) системи типу $\text{Co}_x\text{Cu}_{1-x}$, $\text{Co}_x\text{Ag}_{1-x}$, $(\text{FeNi})_x\text{Ag}_{1-x}$ (рис. 3.5 а, б). За допомогою оптимізуючого відпалювання в них формується структура, що однорідно розподілена в немагнітній матриці феромагнітними частинками з радіусом, близьким до розміру однодоменності. За відсутності магнітного поля вектори намагніченості окремих гранул орієнтовані хаотично, а при накладанні магнітного поля вектори намагніченості орієнтуються за полем, що супроводжується зменшенням електричного опору такої структури. Коефіцієнт ефекту ГМО в цих системах, як правило, більший, ніж у мультишарах того самого складу зі струмом до площини шарів, але менший, ніж при струмі, перпендикулярному площині шарів. Поле насичення в гранульованих системах через геометричну форму феромагнітних частинок не може бути меншим кількох сотень кА/м, тому МР – чутливість у них нижча, ніж у пермалою.

Останнім часом проводиться пошук гібридних структур, таких як сендвічі з гранульованої плівки та однорідного шару (можливий варіант, коли замість гранульованої плівки використовується впорядкований масив магнітних наночастинок). Інтерес становлять також аморфні феромагнетики.

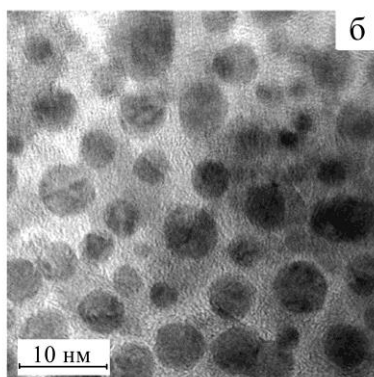
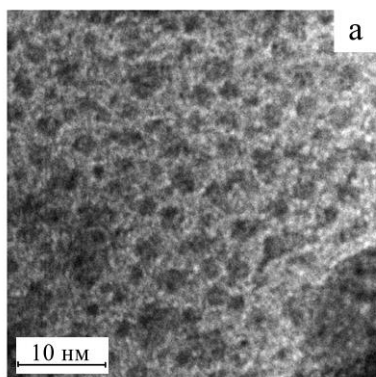
У розглянутих випадках зміна опору відбувається при змінах локальних магнітних конфігурацій, сумірних за розміром із середньою довжиною вільного пробігу носіїв струму. Причиною ефекту ГМО є залежне від орієнтації спіну розсіювання носіїв струму в об'ємі феромагнітних шарів (на гранулах) і на поверхні їх розділу. Зміна локальних магнітних конфігурацій призводить до зміни СЗРЕ, що

й спричинює появу ГМО. Те, що в перехідних феромагнітних металах і сплавах внески електронів провідності зі спіном уздовж і проти вектора намагніченості в електричний опір можуть істотно відрізнятися, відомо досить давно (див. додаток).

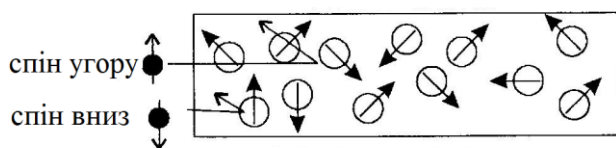
Під час переходу електрона зі спіном, орієнтованим уздовж вектора намагніченості, з одного шару в сусідній, характер його руху в магнітному полі залежатиме від орієнтації вектора намагніченості цього шару відносно першого (об'ємне спін-вентильне розсіювання). З іншого боку, відбивання і проходження через межу розділу спін-поляризованого електрона також залежить від відносної орієнтації векторів намагніченості магнітних плівок вздовж цієї поверхні розділу (поверхнєве спін-залежне розсіювання) (рис. 3.5 в,г). Нині розроблені квазікласична і квантова теорія ефекту ГМО в мультишарах, СВ-структурах і гранульованих матеріалах. За допомогою механізму СЗРЕ вдається пояснити експериментально виявлені закономірності. Додавання атомів Со у пермалой призводить до збільшення не лише поля анізотропії H_k , а й коефіцієнта СВМР ефекту. Застосування високо- і низько-анізотропних плівок, а також однакових плівок при спеціальному методі керування їх структурою дає змогу відмовитися від фіксувального шару, створення якого вимагає ускладнення технології за рахунок напilenня додаткового матеріалу, і призводить до появи в сендвічі сильно залежних від умов напilenня обмінних магнітних полів.

Залежність зміни опору структури ΔR від кута φ між векторами намагніченості фіксованої і вільної сусідніх магнітних плівок $\mathbf{M}_h$ і $\mathbf{M}_l$ описується рівнянням

$$\Delta R = 0,5 (\Delta\rho/\rho) R (1 - \cos \varphi).$$



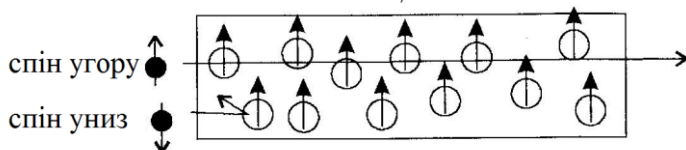
$H = 0$



високий опір

В

$H \neq 0$



низький опір

Г

Рисунок 3.5 – Мікроструктура гранульованого сплаву на основі Ag та Co після отримання (а) та після відпалювання до температури 600 К (б). Схема орієнтації магнітних моментів гранул за відсутності (в) та під дією (г) зовнішнього магнітного поля

Мінімальний і максимальний опори СВМР – структури відповідають паралельному $\uparrow\uparrow$ та антипаралельному $\uparrow\downarrow$ розміщенню векторів намагніченості в сусідніх магнітних плівках.

Дані, наведені на рис. 3.6 і 3.7, ілюструють інтервали магнітних полів, у яких максимально проявляють себе різні види магнітоопору, та залежність ГМО від поля насичення для різних плівкових систем, що необхідно враховувати при конструюванні сенсорів різного функціонального призначення.

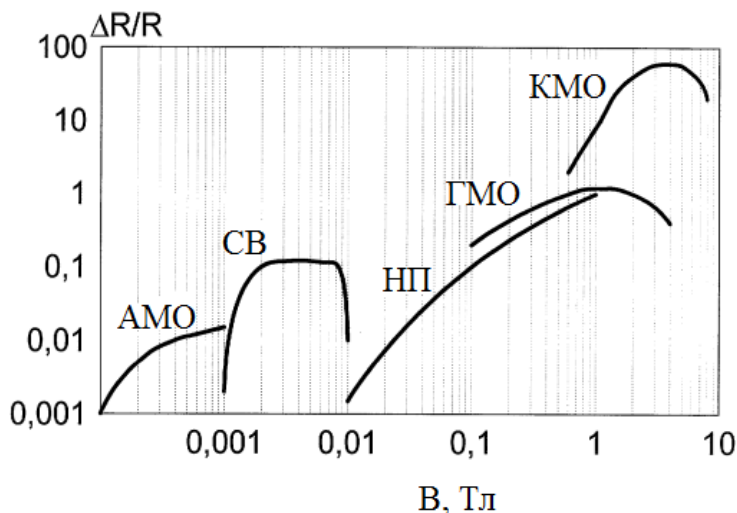


Рисунок 3.6 – Типові польові залежності для МО: АМО – анізотронний МО; СВ – спін - вентиль; НП – магнітні напівпровідники; ГМО – гігантський МО та КМО – колосальний МО

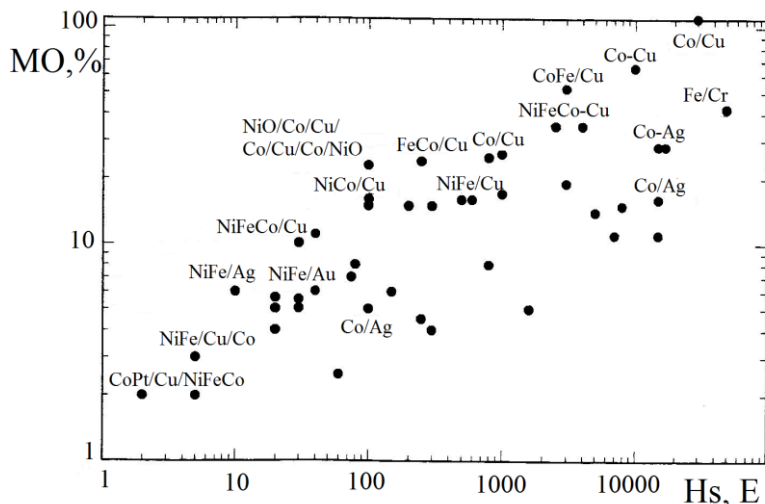


Рисунок 3.7 – Залежність величини ГМО від індукції магнітного поля насичення для різних плівкових систем

3.4 Структури із тунелюванням електронів

Структури із тунелюванням електронів називають *спін-тунельними магніторезистивними (СТМР) переходами*. Зокрема, тунелювання спін-поляризованих електронів через перехід Ni/NiO/Ni показало нові електронні та магнітні властивості цих структур.

У результаті теоретичних досліджень було отримано вираз для зміни опору залежно від густини станів спін-поляризованих електронів:

$$\Delta\rho/\rho=2P_lP_h/(1-P_lP_h),$$

де P_h ($\uparrow\uparrow$) і P_l ($\downarrow\downarrow$) – поляризації (відносна кількість спінів уверх або вниз).

СТМР – перехід має таку структуру:

$$M/D/M,$$

де M – магнітні плівки, а D – роздільний діелектричний шар. Як магнітні шари зазвичай використовують пермалой, $CoFe$, $FeNiCo$ тощо, а як діелектрик – Al_2O_3 , SiO_2 .

СТМР – ефект полягає в тому, що, як і при СВ – ефекті, опір залежить від кута між векторами намагніченості й має ту саму залежність зміни опору структури або переходу ΔR від кута між векторами намагніченості сусідніх магнітних плівок. Відмінності СТМР – ефекту – в проходженні тунельного (сенсорного) струму через багатшарову структуру ортогонально площині плівок і у великому опорі тунельного переходу, що призводить до малих значень сенсорного струму і розсіюваної потужності.

До основних магнітних характеристик тонкоплівкових структур належать:

- осі легкого та важкого намагнічення;
- поле магнітної анізотропії H_k магнітних плівок структури;
- коерцитивна сила H_C магнітних плівок структури;
- коефіцієнт ГМО – ефекту ($\Delta\rho/\rho$);
- поле або енергія обмінної взаємодії між магнітними плівками структури;
- товщина магнітних і немагнітних шарів.

Одним із основних факторів, що визначають створення елементів на основі багатшарових структур, є забезпечення сприятливих умов для перемагнічування магнітних плівок структури когерентним обертанням векторів намагніченості сусідніх магнітних плівок, а не рухом доменних меж. Рух доменних меж супроводжується великими низькочастотними магнітними шумами; випадковим

характером перемагнічування магнітних плівок через наявність дефектів; ефектом сповзання доменних меж, який руйнує записану в запам'ятовувальному елементі (ЗЕ) інформацію; невідтворюваністю вимірювань магнітного поля в МР – датчиках. Перемагнічування шляхом когерентного обертання вектора намагніченості магнітної плівки позбавлене від цих недоліків і відбувається набагато швидше ($\tau \approx 10^{-9}$ с). Одна з умов переважання процесу когерентного перемагнічування – перевищення H_k над H_C у поєднанні з вимогою, щоб основне перемагнічувальне магнітне поле мало достатню складову, спрямовану вздовж осі важкого намагнічення.

Розроблення елементів на основі одношарових структур показало, що через великі розмагнічувальні поля на краях магнітних плівок для них цих умов недостатньо. Кардинально покращує ситуацію використання багатошарових тонкопліткових магнітних структур (зокрема двошарових). У подібних структурах на краях плівок відбувається майже повне замикання розмагнічувальних магнітних полів, що є джерелом створення доменних меж. Це призводить до різкого зменшення гістерезису і величини коерцитивної сили структур. Товщину магнітних плівок можна змінювати в обмеженому діапазоні, особливо в ГМО – структурах. Їх величина визначається як розмагнічувальними полями, що пропорційні товщині магнітної плівки і впливають на чутливість до магнітного поля, так і умовами реалізації ГМО в багатошаровій структурі.

Важливими для працездатності елементів є вибір матеріалу прошарку між магнітними плівками і його товщина. Роздільний шар обумовлює зникнення обмінної взаємодії, що накладає обмеження знизу на його товщину (у цьому разі магнітні шари ведуть себе як незалежні). У СВ структурах як роздільний шар може застосовуватися лише

немагнітний метал з високою електричною провідністю (Cu, Ag або Au) товщиною до 1,5 – 2,0 нм. У СТМР – структурах як роздільний шар використовується, як уже відмічалось, діелектрик (SiO_2 або Al_2O_3), приблизно тієї самої товщини – 1,5 – 2,5 нм.

Важливим фактором є термочасова стабільність магнітних параметрів плівок. Для її підвищення використовується відпалювання у магнітному полі, при якому АМР – структури витримують нагрівання до 573 К, а ГМО структури – до 500 - 570 К.

Як магнітні матеріали в одношарових АМР – структурах використовується пермалой, а в багатошарових структурах – пермалой та сплави FeNiCo, що мають підвищені значення поля анізотропії. Товщина шарів становить десятки нанометрів. Коерцитивна сила АМР – структур звичайно становить 80 – 160 А/м, а поле магнітної наведеної анізотропії – до кількох сотень А/м для пермалою і до 1,6 кА/м для сплавів з кобальтом. Типова величина коефіцієнта АМР – ефекту сягає 1,5–2,0 % для пермалоевих структур і близько 2,0–2,5 % – для FeNiCo – структур.

Високорезистивні немагнітні матеріали (Ta, Ti або їх нітриди) товщиною кілька нанометрів застосовуються як роздільні шари в багатошарових АМР – структурах. Обмеження зверху на товщину цього шару пов'язане із шунтуванням магнітної структури і з механічними напруженнями на межах із магнітними плівками. Дослідження багатошарових пермалоевих структур з роздільним шаром Ta показало, що оптимальне число магнітних шарів дорівнює двом, а оптимальна товщина роздільного шару становить 3–4 нм. Збільшення кількості магнітних і роздільних шарів, а також їх товщина слабо впливають на магнітні характеристики багатошарових структур.

У полікристалічних плівках FeNiCo при розмірах кристалітів, порівняних із шириною доменної межі, відбувається розупорядкування напрямів кристалітів. Для пермалоевих плівок у площині (111) магнітокристалічна анізотропія дорівнює нулю. Це означає, що в таких плівках можливе створення наведеної анізотропії. Зважаючи на особливості мікроструктури таких плівок, для них характерні механічні напруження, хоча можна сформувати структури, у яких ці напруження мінімальні.

3.5 Метод надпровідних контактів

Один із методів дослідження перпендикулярного СВМР – ефекту полягає у формуванні макроскопічних зразків із використанням планарної технології та надчутливої техніки вимірювання сигналів. Така методика з використанням надпровідних квантових інтерференційних датчиків була запропонована в Мічиганському університеті й стала могутнім інструментом для дослідження спін-залежних процесів розсіювання в магнітних багатошарових структурах. Ця методика дає змогу проводити вимірювання при 4,2 К. Перевагою її є відносна простота формування зразка. За допомогою цієї методики були досліджені багатошарові структури Ag/Co, Cu/Co, Cu/NiFe, Ag/Ni, Co/Cu/(Ni-Fe)/Cu, (Ag-Sn)/Co, (Ag-Mn)/Co, (Cu-Mn)/Co, (Ag-Pt)/Co. В останніх випадках до немагнітних плівок були додані кілька атомних відсотків Mn, Pt і Sn. Усі структури виготовлені за ультрависокого вакууму на сапфірових (структури із Ag) і кремнієвих підкладках (структури із Cu).

СЗРЕ обумовлене утворенням електрон-діркових пар на рівні Фермі, що ефективні у підзоні мінорних спінів, оскільки густина стану їх вища на рівні Фермі (принаймні

для Co та Ni). Допускається, що мажорний спін зонної структури Co і Ni подібний спіну благородного металу, а *d*-зона повністю заповнена. Якщо є міжповерхневі ефекти, то МО повинен зростати зі збільшенням кількості міжфазних поверхонь або шарів у блоці. Якщо з'являється об'ємний ефект, то все залежить від повної товщини блока, а не від кількості шарів. Вважається також, що міжфазне поверхневе розсіювання є домінуючим фактором у ГМО. Незалежний доказ критичної ролі міжфазної поверхні проявляється в експериментах, де МО значно посилюється за рахунок покриття міжфазної поверхні моношаром іншого матеріалу. Введення в міжфазну поверхню феромагнетика з великим магнітним моментом, наприклад Co, дозволяє більш ніж удвічі збільшити магнітоопір. Спектроскопічне дослідження таких міжфазних поверхонь виявило зміни поверхневих станів із константою загасання в області моношару, що вказує на зв'язок із підвищенням відбивної здатності меншості спінів незаповненої зони електронів у шарі Co.