

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ

Київський національний університет імені Тараса Шевченка  
Сумський державний університет

**Ю. А. Куницький, В. В. Курилюк,  
Л. В. Однорець, І. Ю. Проценко**

# **ОСНОВИ СПІНТРОНІКИ: МАТЕРІАЛИ, ПРИЛАДИ ТА ПРИСТРОЇ**

Навчальний посібник

Рекомендовано вченою радою Сумського державного університету

Суми  
Сумський державний університет  
2013

УДК 538.9; 537.622

ББК 32.85 Я73

О 91

Рецензенти:

*Г. С. Воробйов* – доктор фізико-математичних наук, професор  
Сумського державного університету;

*С. М. Данильченко* – кандидат фізико-математичних наук,  
ст. науковий співробітник Інституту прикладної фізики НАН України

Рекомендовано до друку вченою радою Сумського державного  
університету

як навчальний посібник

(протокол №10 від 13.06. 2013 р.)

**О 91** Основи спінтроніки: матеріали, прилади та пристрої: навчальний посібник / Ю. А. Куницький, В. В. Курилюк, Л. В. Однорець, І. Ю. Проценко. — Суми : Сумський державний університет, 2013. — 127 с.

ISBN \_\_\_\_\_

У навчальному посібнику подані науково-навчальні матеріали для вивчення дисциплін «Прилади і пристрої оптоелектроніки та спінтроніки», «Фізичні властивості плівкових матеріалів», «Наноматеріали і нанотехнології в приладобудуванні».

Навчальний посібник адресується студентам вищих навчальних закладів денної і заочної форм навчання за напрямками «Електронні пристрої та системи» та «Мікро- і наноелектроніка».

**УДК 538.9; 537.622**

**ББК 32.85 Я73**

© Куницький Ю. А., Курилюк В. В.,  
Однорець Л. В., Проценко І. Ю. 2013

© Київський національний університет  
імені Тараса Шевченка, 2013

© Сумський державний університет, 2013

ISBN

## ЗМІСТ

Список скорочень і умовних позначень.....	С. 4
Передмова.....	5
Вступ.....	6
<b>1 Матеріали спінтроники та технологія їх формування.....</b>	<b>10</b>
1.1 Механізми росту плівкових матеріалів.....	10
1.2 Класифікація плівкових наноструктур.....	14
<b>2 Електронні властивості магнетиків.....</b>	<b>23</b>
2.1 Електронна структура і магнітне обмінне розщеплення...	23
2.2 Магнітні властивості.....	24
<b>3 Фізичні явища у плівкових спінтронних структурах....</b>	<b>35</b>
3.1 Анізотропний магніторезистивний ефект та гігантський магнітоопір.....	35
3.2 Спін-вентильні структури.....	39
3.3 Гранульовані плівкові сплави.....	46
3.4 Структури із тунелюванням електронів.....	50
3.5 Метод надпровідних контактів.....	54
<b>4 Принципи функціонування інформаційних пристроїв.....</b>	<b>56</b>
4.1 Методи керування запам'ятовувальними елементами та способи кодування інформації.....	56
4.2 Анізотропні елементи.....	62
4.3 Структура спін-вентильних елементів.....	65
4.4 Елементи для зчитування інформації.....	68
4.4.1 Динамічне зчитування.....	68
4.4.2 Статичне зчитування.....	72
4.5 Спін-вентильні елементи для зчитування інформації.....	75
4.6 Спін-тунельні структури.....	78
<b>5 Прилади і пристрої спінтроники.....</b>	<b>81</b>
5.1 Датчики магнітного поля на основі одношарових плівок.....	82
5.2 Датчики магнітного поля на основі багатошарових плівок.....	86
5.2.1 Датчики з парною характеристикою вхід-вихід.....	86
5.2.2 Датчики з непарною характеристикою вхід-вихід.....	87
5.3 Спінові транзистори.....	89
5.4 Датчики на основі ефекта ГМО.....	94
5.5 Застосування матеріалів з ГМО.....	106
Список використаної літератури.....	109
Додаток А (обов'язковий).....	111

## Список скорочень і позначень

$R$	електроопір
$\rho$	питомий електроопір
$M_{h,l}$	вектори намагніченості вільної і фіксованої магнітних плівок
$M_f$	вектор намагніченості фіксувальної магнітної плівки
$H_C$	коерцитивна сила магнітної плівки
$H_k$	поле магнітної анізотропії магнітної плівки
$H_r$	поле перемагнічування
$I_S$	сумарний сенсорний струм
$I_c$	сумарний сенсорний струм
$J$	обмінний інтеграл
$D(E_F)$	густина станів на рівні Фермі
СЗРЕ	спін-залежне розсіювання електронів
МРЕ	магніторезистивний ефект
АМР	анізотропний магніторезистивний
ГМО	гігантський магнітоопір
СВМР	спін-вентильний магніторезистивний ефект
СВ	спін-вентильна структура
СТ	спін-тунельний перехід
СДВП	середня довжина вільного пробігу електронів
ЗПДВ	запам'ятовувальний пристрій із довільною вибіркою
ЗЕ	запам'ятовувальний елемент
ФМ	ферромагнітна плівка
НМ	немагнітна плівка
ФШ	фіксувальний шар
ВЛН	вісь легкого намагнічення
ВАП	високоанізотропна плівка
НАП	низькоанізотропна плівка
STD	спін-залежне тунелювання
MRAM	оперативна пам'ять із довільною вибіркою
DRAM	динамічна пам'ять із довільною вибіркою

## ПЕРЕДМОВА

Для останніх трьох десятиліть характерним є перехід від мікрофізики, мікроелектроніки та мікротехнологій до нанофізики, наноелектроніки та нанотехнологій. Цей стрімкий прогрес проявився не лише у різних галузях виробництва, а й у навчальних курсах і програмах вищої школи. Поява ряду монографій (зокрема, Касаткин С.И., Васильева Н.П., Муравьев А.М. Спинтронные магниторезистивные элементы и приборы на их основе. – Москва, 2005; Третьак О. В., Львов В. А., Барабанов О. В. Фізичні основи спінової електроніки. – КНУ, 2002) з прикладних і фундаментальних питань спинтроніки викликана як вимогами часу, так і підвищеною зацікавленістю до всіх питань, що, власне, і є змістом спинтроніки.

Підготовка цього посібника була продиктована такими мотивами і міркуваннями. По-перше, цілком очевидно, що зазначені монографії розраховані на контингент фахівців, що спеціалізуються у галузі виробництва елементів спинтроніки і, зокрема, інформаційних пристроїв.

По-друге, стосовно вказаних і деяких англомовних монографій, наведених у списку літератури, то вони залишаються також малодоступними для широкого студентського загалу та адресовані у першу чергу аспірантам і науковим фахівцям у галузі наноелектроніки і спинтроніки.

Пропонований нами навчальний посібник має ту особливість, що він призначений студентам, для яких курс спинтроніки не нормативний і читається як спецкурс за вибором вузу у вигляді окремих розділів курсу, пов'язаного із проблемами оптоелектроніки та спинтроніки. Структура курсу передбачає певну підготовку студентів із квантової механіки та у галузі нанотехнологій, фізики процесів у ма-

гнітонеоднорідних матеріалах, теорії магнетизму та інформатики.

Витримавши в цілому методологію зазначених вище монографій, ми, до деякої міри, «осучаснили» поданий матеріал, виклавши більш детально питання про плівкові матеріали спінтроники у вигляді спін-вентилів, мультишарів, багатошарових систем; про датчики на основі елементів спінтроники; найсучасніші досягнення спінтроники, про що йде мова у Нобелівських лекціях П. Грюнберга та А. Ферта.

Таким чином, запропонований навчальний посібник може бути корисним студентам, що приступили до вивчення фізико-технологічних основ наноелектроніки і, зокрема, її найсучаснішого розділу – спінтроники. Зрозуміло, що для більш глибокого вивчення основ спінтроники читачу необхідно звернутися до списку літератури, наведеного в кінці посібника. Дуже важливо освоїти певний масив журнальних статей з тематики, розглянутої в посібнику (дещо із них також наведені в списку літератури).

Автори висловлюють щире подяку рецензентам посібника д-ру фіз.-мат. наук, проф. Воробйову Г. С. (Сумський державний університет) та канд. фіз.-мат. наук, старшому науковому співробітникові Данильченку С. М. (Інститут прикладної фізики НАН України) за корисні поради та критичні зауваження, зроблені ними у процесі обговорення змісту посібника.

## Вступ

Магнітна мікро- і наноелектроніка розвивається на основі фундаментальних фізичних явищ, що застосовуються для розроблення тонкоплівкових інтегральних магнітних приладів та елементів: магнітних дисків і стрічок, запам'ятовувальних пристроїв для зберігання інформації, магнітних голівок і датчиків різного функціонального призначення.

Практичний інтерес становлять структури зі спін-вентильним і спін-тунельним магніторезистивними ефектами, що проявляються у малих магнітних полях. Розроблення елементів на основі цих ефектів дозволить різко збільшити щільність записувальної інформації, чутливість сенсорів, а також створити нові види тонкоплівкових магніторезистивних пристроїв.

Спінтроніка — це галузь електроніки, що використовує квантові властивості спіну електронів, що характеризуються двома квантовими станами (спін-уверх, спін-вниз). Зміна орієнтації спінів відбувається за впливу високої густини струму, що проходить через надтонкі феромагнітні структури (сендвічі). Орієнтація спінів залишається незмінною, якщо джерело поляризованого струму вимикається, тому спінтронні пристрої широко використовуються у пристроях запам'ятовування інформації як генератори змінної напруги та транзистори на ефекті поля тощо.

Спінтроніка виникла на основі результатів вивчення явища спін-залежного розсіювання електронів у твердотільних приладах, що виконувалися в 1980-х роках, включаючи вивчення інжекції спін-поляризованих електронів із феромагнітного металу в звичайний метал, виконаних Джонсоном і Сілсбі в 1985 році, і відкриття в 1988 році Альбертом Фертом і Пітером Грюнбергом та їхніми коле-

гами явища гігантського магніторезистивного опору (ГМО) в мультишарах  $[\text{Fe/Cr}]_n/\text{П}$  (П – підкладка). Використання напівпровідників у спінтроніці було розпочате в 1990 році у зв'язку з винаходом спінового польового транзистора Даттом і Дасом.

У тонкоплівкових структурах феромагнетик/неферомагнетик/феромагнетик виявлено спін-вентильний магніторезистивний ефект, який дає змогу магнітним полем порядку 1,6 кА/м змінювати опір на 5 - 10 %. Спінтроніка вивчає явища магнітної та магнітооптичної взаємодії в металевих і напівпровідникових наногетероструктурах, динаміку та когерентні властивості спінів у конденсованих середовищах, а також квантові магнітні явища в структурах нанометрового розміру. Разом з раніше відомими магнетиками з'явилися нові, магнітні напівпровідники – речовини, у яких можна контролювати магнітні, напівпровідникові та оптичні властивості. Експериментальна техніка спінтроніки містить у собі магнітооптичну спектроскопію, атомну і скануючу мікроскопію, спектроскопію ядерного магнітного резонансу та інші методи. Хімічні, літографічні, вакуумні та молекулярно-кластерні технології дозволяють формувати різноманітні наноструктури з необхідними магнітними властивостями.

Електронні властивості напівпровідникових пристроїв визначаються гетероструктурами, квантовими стінками та надрешітками. Явище магнетизму може проявити себе при зміні товщини шарів у наносистемах шляхом магнітної взаємодії. Зокрема, клас магнітних/немагнітних багатошарових структур можна використати для формування спінового клапана, який може бути бітом у магнітному запам'ятовувальному пристрої.

Що необхідно зробити, щоб, змінюючи структуру твердого тіла, вплинути на його електронні та магнітні



властивості? Хвильова функція електронів змінюється в межах простору, порівнянного з довжиною її хвилі. Оцінку його величини можливо провести, виходячи з довжини хвилі вільного електронного Фермі-газу. Довжина хвилі зменшується зі збільшенням густини заряду. Отже, обмеження і квантові явища проявляються в напівпровідниках вже при розмірах менших ніж 200 нм, тоді як у металах вони спостерігаються при розмірах 1 - 10 нм. Довжина хвилі електронів на рівні Фермі типових металів має порядок атомних розмірів, але з урахуванням частоти коливань атомів у ґратках може бути на порядок більшою. Наскільки можливо вважати утворення одновимірного електронного стану квантованим? Електрони в наносистемах розміщуються на дискретних рівнях (у квантових станах). Для  $N$  атомних шарів (одному шару атомів приписується один рівень) у мікрооб'ємі матеріалу є  $N$  рівнів. Щоб реалізувати двовимірну поведінку електрона, повинен бути лише один енергетичний рівень поблизу рівня Фермі. Для якісної оцінки відповідної товщини матеріалу можна взяти енергію  $E = k_B T$ . Оскільки при кімнатній температурі  $E = 0,026$  еВ можна розрахувати довжину хвилі де Бройля  $\lambda = h/p = h/(2mE)^{1/2} \approx 1,23 \text{ нм}/(E/\text{eV})^{1/2} \approx 8 \text{ нм}$ , що сумірне з лінійними розмірами області локалізації квантових станів.

Таким чином, у квантових пристроях при кімнатній температурі електронів у магнітних матеріалах локалізуються в області розміром декілька нанометрів. Такі малі об'єми зумовлюють вибір методів формування наноструктур, де основну роль відіграє самоорганізація ансамблів атомів, що приводить до отримання макроскопічної кількості необхідного матеріалу.

## Розділ 1 МАТЕРІАЛИ СПІНТРОНІКИ ТА ТЕХНОЛОГІЯ ЇХ ФОРМУВАННЯ

### 1.1 Механізми росту плівкових матеріалів

В основу класифікації механізмів росту кристалічних плівок покладені якісні морфологічні ознаки, що характеризують плівку на послідовних стадіях її росту.

**Механізм Фольмера і Вебера (ФВ).** Ріст плівки починається з утворення на поверхні твердого тіла (підкладки) дискретних зародків-острівців (при конденсації в вакуумі це кластери із декількох атомів); у міру виходу атомів із джерела (наприклад, випарника) відбуваються ріст острівців, їх зростання, утворення лабіринтної, а потім і суцільної плівки (рис. 1.1); подальший ріст – це продовження нормального росту кристала або зерен у випадку монокристалічної або полікристалічної плівки.

Середня товщина плівки, при якій відбуваються морфологічні перетворення (коалесценція, утворення перколяційної мікроструктури та утворення суцільної структури), залежить від матеріалу плівки, міжфазної взаємодії конденсату з підкладкою і параметрів процесу: температури підкладки та швидкості конденсації. Ріст за механізмом ФВ може бути реалізований як на кристалічній, так і на аморфній підкладках.

**Механізм Франка і Ван-дер-Мерве (ФМ).** Ріст плівки починається з утворення двовимірних зародків та відбувається послідовним нарощуванням багатоатомних шарів. При цьому морфологія фронту росту може бути розвинутою різною мірою, що визначається параметрами процесу. На початкових стадіях ріст за ФМ можна розглядати як продовження кристала підкладки. За відсутності морфоло-

гічних змін ріст плівки за ФМ супроводжується характерними структурними перетвореннями (рис. 1.2).

**Механізм Странського і Крастанова (СК).** На поверхні кристала-підкладки спочатку відбувається пошаровий ріст з утворенням двовимірних кристалів товщиною від часток моношару до декількох атомних шарів залежно від системи плівка /підкладка, а на цьому двовимірному кристалі утворюються дискретні острівці – зародки, і подальший ріст плівки відбувається, як у першому варіанті. При цьому механізмі росту вже на ранніх стадіях, до заповнення одного моношару, можна спостерігати послідовність структурних переходів у міру збільшення кількості адсорбованих атомів (рис. 1.3).

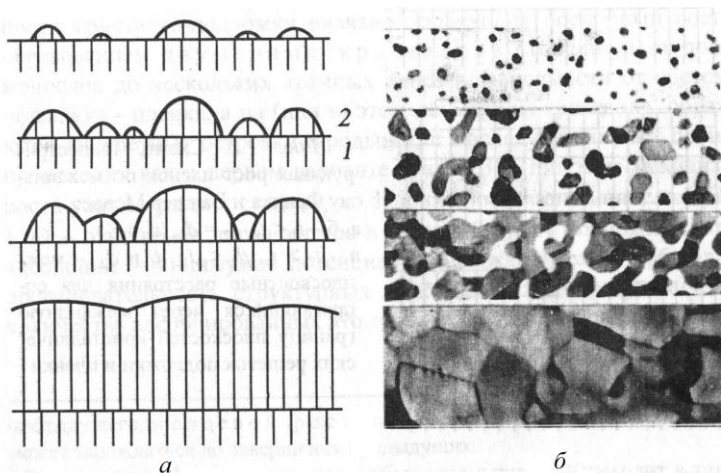


Рисунок 1.1 – Схема морфологічних змін під час росту плівок за механізмом Фольмера і Вебера: а – послідовні стадії переходу від острівцевої до суцільної структури; б – структурно-морфологічні зміни під час росту плівки Мо при температурі підкладки  $T_s = 1170$  К (четверта стадія відповідає товщині 50 нм): 1 – підкладка, 2 – плівка

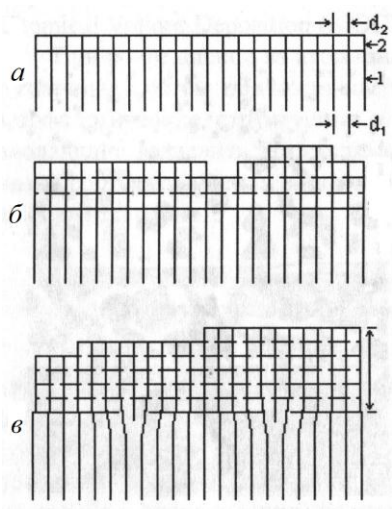


Рисунок 1.2 – Схема, що ілюструє ріст плівок за механізмом ФМ:  $d_1$  і  $d_2$  – між-площинні відстані площин кристалічних решіток підкладки та плівки

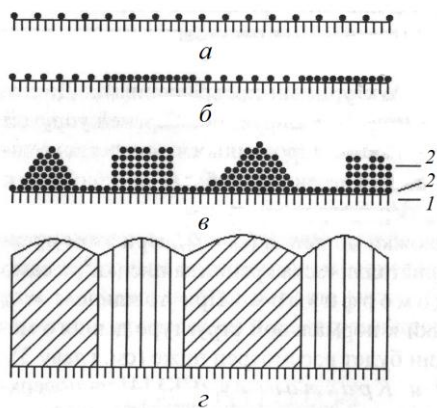


Рисунок 1.3 – Схема структурно-морфологічних перетворень за механізмом СК: а, б – структурні перетворення; в – утворення тривимірних острівців; г – полідоменна (полікристалічна) плівка. 1 – підкладка; 2' – двовимірне (моношарове) покриття; 2 – тривимірні острівці на двовимірному шарі

При вирощуванні магнітних шарів використовують контроль моношаровості. Домінуючу роль у цьому відіграє питома поверхнева енергія ( $\gamma$ ) поверхні та міжфазної межі, що визначає ріст при термічній рівновазі. Морфологія матеріалу  $B$ , що зростає на матеріалі  $A$ , залежить від рівноваги між поверхневими енергіями підкладки і шару, а також міжфазними поверхнями. Якщо  $\gamma_s > \gamma_f + \gamma_{sf}$ , то перший атомний шар вкриває всю поверхню і таким чином загальна поверхнева енергія системи зменшується. Для подальших шарів ситуація змінюється. Поверхнева енергія підкладки зменшується, починаючи з першого шару, тоді як міжфазна поверхнева енергія не змінюється. При адсорбції атомів змінюється енергія деформації, що зростає зі збільшенням товщини плівки. Якщо енергетичний баланс на поверхні розділу фаз розвивається за протилежним сценарієм, тобто  $\gamma_s < \gamma_f + \gamma_{sf}$ , то шар, який наноситься зверху, має тенденцію до формування тривимірних зародків, що знижує енергію підкладки. Така ситуація загалом спостерігається, коли вирощуваний магнітний матеріал знаходиться на верхній поверхні інертної підкладки з благородного металу або якого-небудь оксиду. Якщо атоми підкладки більш рухомі, то вони можуть змішуватися із сконденсованими магнітними атомами, що мігрують поверхнею.

З технологічної точки зору для формування магніторезистивних структур використовують методи магнетронного і йонно-променевого напилення. Принциповою відмінністю цих методів, що визначає властивості отриманих структур, є відмінність енергії частинок і кутів їх падіння на підкладку.

Магнітні матеріали мають відносно високу поверхневу енергію (табл. 1.1). У загальному випадку виконується *закон Мерфі*, згідно з яким епітаксія можлива, коли шари двох матеріалів  $A$  і  $B$ , що вирощуються, мають різні поверхневі енергії.

**Таблиця 1.1 – Величина питомої поверхневої енергії  
для різних матеріалів**

Магнітні метали	$\gamma$ , Дж/м <sup>2</sup>	Метали	$\gamma$ , Дж/м <sup>2</sup>	Метали	$\gamma$ , Дж/м <sup>2</sup>	Напівпровідники і діелектрики	$\gamma$ , Дж/м <sup>2</sup>
Cr	2,1	Ti	2,6	Al	1,1	Алмаз	1,7
Mn	1,4	V	2,9	Cu	1,9	Si	1,2
Fe	2,9	Nb	3,0	Ag	1,3	Ge	1,1
Co	2,7	Mo	2,9	Au	1,6	GaP	1,9
Ni	2,5	Ru	3,4			GaAs	0,9
Gd	0,9	Rh	2,8			LiF	0,3
		Pd	2,0			NaCl	0,3
		Ta	3,0			CaF <sub>2</sub>	0,4
		W	3,5			MgO	1,2
		Pt	2,7			Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	1,4

Якщо  $A$  зростає на  $B$  шар за шаром, тоді  $B$  на  $A$  зростатиме у вигляді острівців за умови оборотності поверхневих енергій. Щоб позбутися проблеми росту острівцевих плівок, необхідно використовувати нерівноважне зростання за низьких температур або коротке рекристалізаційне відпалювання перед початком поверхневої дифузії, що призводить до утворення острівців.

## **1.2 Класифікація плівкових наноструктур**

Інтерес дослідників до багат шарових (багат шарові плівки загального типу та мультишари на основі плівок і наночастинок) і багатокомпонентних наноматеріалів на основі плівок і наночастинок обумовлений істотною зале-

жністю їх властивостей від умов конденсації, концентрації компонент і фазового складу.

На сучасному етапі розвитку магнітоелектроніки можна виділити основні типи плівкових наноматеріалів: багатошарові плівкові системи та мультишари, що по чергово складаються з магнітних і немагнітних шарів; гранульовані плівкові матеріали; комбіновані багатошарові системи із нанорозмірних магнітних шарів у вигляді гранульованих нанокомпозитів із магнітних наногранул, впроваджених у немагнітну матрицю, немагнітних прошарків та проміжних шарів твердого розчину. Крім твердих розчинів, у системах метал-метал можуть утворюватися кристалічні фази, що мають певні особливості: хімічна сполука має чітко визначене співвідношення атомів елементів, яке відповідає стехіометричному складу; хімічна сполука має решітку, що може відрізнятися від решіток вихідних компонент і мати сталу температуру плавлення або певні унікальні властивості. Сполука між металами (інтерметалідні фази) утворюються в системах на основі Cu і Zn, Ti і Ni, Ni і Al, Fe і Pd, Fe і Pt та ін.

Кристалічна структура та властивості плівкових сплавів залежать від характеру взаємодії компонентів при кристалізації. У твердому стані сплави утворюють такі типи структур: двофазну механічну суміш зерен чистих компонент; безперервний ряд необмежених твердих розчинів заміщення (однофазний сплав); обмежені тверді розчини та їх механічну суміш; хімічні сполуки та їх механічні суміші з вихідними компонентами або обмеженими твердими розчинами. Сплави можуть бути однофазними (гомогенними) або багатофазними (гетерогенними).

Сучасні вакуумні технології дозволяють сформувати різні типи плівкових структур (систем), якщо реалізовувати той чи інший їх механізм росту. Найпростішою струк-

турою є одношарова плівка у вільному стані або на підкладці (рис. 1.1а). Відмінність між ними полягає лише у тому, що у другому випадку на плівку діють на межі плівка/підкладка макронапруження термічного походження:

$$S_T = \frac{E}{1 - \mu_f} (\alpha_f - \alpha_s) \cdot (T_s - T),$$

де  $E$  і  $\mu_f$  – модуль Юнга і коефіцієнт Пуасона;

$\alpha$  – термічний коефіцієнт лінійного розширення;

$T_s$  і  $T$  – температура підкладки і температура, при якій вимірюється  $S_T$ .

Ці макронапруження можуть бути як розтягувального, так і стискувального характеру, що в обох випадках впливатиме на електрофізичні властивості (наприклад, при дослідженні тензочутливості чи магнітодеформаційного ефекту розтягувальні макронапруження будуть збільшувати, а стискувальні – зменшувати величину експериментальної деформації плівкового зразка). На рис. 1.4 а, б макронапруження на межі плівка/підкладка і плівка1/плівка2 позначені відповідно  $(S_T)_{sf}$  і  $(S_T)_{f_1 f_2}$ . Очевидно, що такі самі макронапруження спостерігатимуться на межах поділу і в інших плівкових наноструктурах (рис. 1.4 в–е), хоча для спрощення вони не вказані на рисунку. Тришарова плівкова система, що подана на рис. 1.4 в, не відрізнятиметься принципово від двошарової, якщо шари будуть сформовані із немагнітних металів (НМ). Принципова відмінність виникне, коли магнітні шари (М) розділяються нанорозмірним шаром немагнітного матеріалу (наприклад, Cu, Ag, Au). Якщо магнітні шари мають антипаралельні вектори намагнічення  $\vec{M}$ , то у тришаровій системи з'являються умови для спін-залежного розсіювання електронів (СЗРЕ) і



виникають такі явища, як анізотропний магнітоопір (АМО), гігантський магнітоопір (ГМО) і т. п. Такі самі явища спостерігаються у гранульованих сплавах (рис. 1.4 е), коли у немагнітній матриці надлишкові (тобто ті, що не беруть участі у формуванні плівкових сплавів із обмеженою чи необмеженою розчинністю) магнітні атоми утворюють магнітні нанорозмірні гранули (МГ, радіус порядку (1 – 10) нм). Частина цих гранул знаходиться у ферромагнітному (вектор намагнічення  $\vec{M}$ ) або суперпарамагнітному стані, що також спричиняє СЗРЕ.

Плівкові структури у вигляді багат шарової системи загального (рис. 1.4 г) або періодичного (рис. 1.4 д) типу принципово не відрізняються від систем, наведених на рис. 1.4 б, в, якщо окремі шари немагнітні або, навпаки, коли окремі фрагменти (Ф) складаються із магнітних і немагнітних шарів. Можна вказати і на можливу принципову відміну багат шарових систем загального і періодичного типів. Методом молекулярно-променевої епітаксії (автори – Дж. Р. Артур та А. Чо, 1960 р. ) можна сформувати т. з. надрешітку, фрагменти якої складаються, наприклад, із двох напівпровідникових (або металевих) шарів із різним хімічним складом або типом провідності. Мультишари можна сформувати і на основі металевих плівок, у яких сусідні ферромагнітні шари зв'язані між собою антиферромагнітною обмінною взаємодією (наприклад,  $[\text{Fe/Cr}]_n/\text{П}$ ). Недолік таких структур – високе поле насичення. Мультишари, що складаються з ферромагнітних шарів з різними коерцитивними силами (наприклад,  $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}/\text{Cu/Co/Cu}$ ). Під дією магнітного поля конфігурація магнітних моментів змінюється від антипаралельної до паралельної.

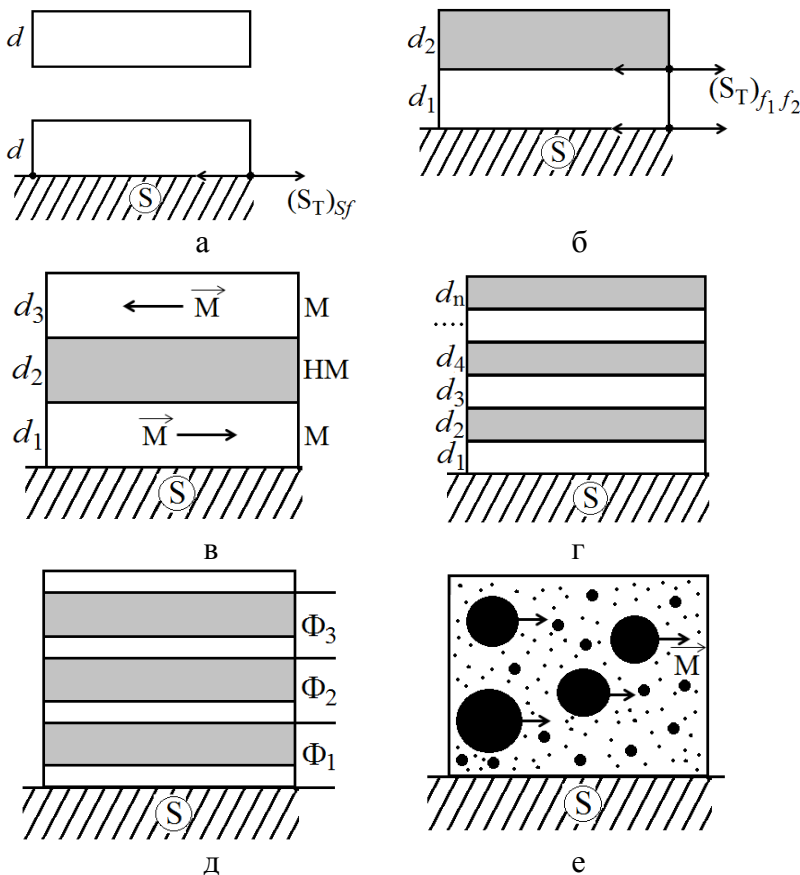


Рисунок 1.4 – Типи плівкових наноструктур: одношарова плівка у вільному стані або на підкладці (а); двошарова система (б); тришарова система (в); багатошарова система загального типу (г); мультишар (д) та гранульований сплав (е).  $S$  - підкладка;  $f$  – плівка;  $d$  – товщина окремого шару;  $M$  і  $HM$  – магнітний і немагнітний шари;  $MГ$  – магнітна гранула;  $\vec{M}$  – вектор намагніченості;  $\Phi$  – фрагмент

Перевага цих структур – відносно низькі значення полів насичення, при яких спостерігається явище ГМО.

Вихідний стан гранульованих магнітних матеріалів характеризується неупорядкованою орієнтацією магнітних моментів зерен. Коли зовнішнє поле орієнтує магнітні моменти гранул паралельно завдяки процесам розсіювання електронів провідності на спіна, величина електроопору сильно зменшується. Гранульована структура може бути сформована одночасною конденсацією феромагнітних і немагнітних матеріалів, що не змішуються (наприклад, Co і Cu); у матеріалах, у яких феромагнітні зерна ізолюються благородним металом (наприклад, Co і Ag) та створюється специфічна гранульована структура із дрібних феромагнітних зерен, що магнітно ізольовані одне від одного шаром благородного металу; методом пошарової конденсації феромагнітного і немагнітного металів (напівпровідника) з подальшою термообробкою (наприклад, Co (Fe) і Pd (Pt)).

Змінюючи розмір гранул, можна маніпулювати фізичними властивостями гранульованих матеріалів і при цьому змінювати їх настільки значно, що з'являються можливості не лише вивчати різноманітні фізичні явища, а й використовувати ці матеріали в сучасній техніці. Розмір гранул контролюється умовами формування та об'ємною часткою металу ( $x$ ).

Якщо матриця гранульованого матеріалу є діелектриком ( $\text{SiO}_2$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{MgO}$  та інші), то такі матеріали називають *гранульованими композитами*, або *керметами*. Для композитів із малою величиною  $x$  металічні гранули електрично ізольовані одна від одної в об'ємі матриці, і тому такі середовища близькі за своїми електричними властивостями до ізоляторів. Провідність у таких композитах здійснюється переважно за рахунок тунелювання електронів

між металічними гранулами або внаслідок стрибкової провідності по локалізованих станах у діелектричній матриці.

З погляду магнетизму всі гранули у композитах є однодоменними, а оскільки вони мають кристалічну структуру і характеризуються кристалографічною анізотропією, то виявляють при цьому висококоерцитивні властивості. З іншого боку, для сплавів із великою величиною  $x$ , із металічних гранул формується своєрідна суцільна "сітка", уздовж якої здійснюється металічна провідність. Разом із виникненням металічної провідності гранули починають магнітно взаємодіяти одна з одною.

Протяжна провідна "сітка" і магнітна замкнена структура виникають у композитах при досягненні *перколяційної межі (порогу проходження)*  $x$  – об'ємної частки металічної фази в композиті, за якої формується кінцева "мережа" з металічних гранул у всьому об'ємі зразка, тобто утворюються суцільні канали з металічною провідністю. Для великої кількості гранульованих композитів величина  $x$  знаходиться у межах 0,5 – 0,6. Для більшості металів (Fe, Au, Co, Cu), розмір гранул знаходиться в межах 1–70 нм. За таких розмірів гранули стають однодоменними і можливий їх перехід у суперпарамагнітний стан.

Унаслідок унікальної наноструктури гранульовані композити виявляють велику різноманітність провідних, надпровідних, оптичних, магнітних, механічних та інших фізичних властивостей. Гранульовані композити можуть виявляти і властивості, характерні їх діелектричним матрицям. Оскільки такі діелектрики, як  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{MgO}$ , зазвичай механічно більш тверді, ніж металічні сплави, а також більш хімічно- і зносостійкі, то очікується, що й композити будуть виявляти аналогічні властивості.

Гранульовані системи можна отримати різними методами осадження, однак йонне розпилення є найбільш уні-

версальним методом. Розпилення можна проводити, використовуючи лише одну мішень – гомогенну або складну. Застосовують також одночасне розпилення двох різних мішеней (наприклад, металічної і діелектричної). У тому разі, коли необхідно забезпечити формування багатошарової структури, оптимальним є використання послідовного осадження різних матеріалів на підкладку. Оскільки наноструктура гранульованих матеріалів досить чутлива до технологічних параметрів, таких як швидкість осадження, тиск у камері розпилення і температура підкладки, то всі ці умови повинні ретельно контролюватися.

Важливою особливістю формування гранульованих композитів є обмежена кількість пар метал–метал і метал–діелектрик, у яких можливе одержання гетерогенної структури. Обов'язкова умова формування гранульованої структури – незмочуваність і низька розчинність одного компонента в іншому. Тобто поверхнева енергія металічної (феромагнітної) фази має бути більшою, ніж поверхнева енергія матеріалу матриці (діелектрик або парамагнітний метал). Якщо ці умови витримуються, то в процесі формування плівки атоми металу, що осаджуються, будуть збиратись у гранули, розміри яких визначаються умовами одержання. Фаза діелектрика також формуватиметься окремо від металічної фази. У результаті утвориться матеріал, у якому обидві фази не змішані, а розміри кожного конкретного включення не перевищують 2 – 70 нм.

Оскільки складна структура гранульованих матеріалів існує лише на рівні нанометрового масштабу, то інформацію про реальну морфологію композитів можна отримати лише за допомогою просвічувальної електронної мікроскопії. Гранули мають рівноважну форму з розміром у кілька нанометрів. У зразках із високим об'ємним вмістом металічної фази гранули утворюють провідну мережу, все-

редині якої знаходяться ізольовані області непровідного середовища.

У спін-вентильних структурах обмінний зв'язок між феромагнітними шарами сильно послаблюється за рахунок немагнітного прошарку (товщина 1,5 – 5,0 нм) із благородного металу (Cu, Ag або Au). Перехід від антипаралельної орієнтації магнітних моментів шарів до паралельної супроводжується різким зменшенням електроопору. Перевагою спін-вентилів є низькі поля насичення і той факт, що амплітуда ГМО в них лінійно залежить від кута повороту вектора намагніченості шарів один щодо одного, що важливо під час використання спін-вентильних структур у пристроях для запису і зчитування інформації.

## Розділ 2 ЕЛЕКТРОННІ ВЛАСТИВОСТІ МАГНЕТИКІВ

Для аналізу електронних станів тонких плівок використовують електронно-зондові та рентгеноспектральні методи. Для поліпшення поверхневої чутливості використовують низькоенергетичні електрони. Локальний електронний стан у наноструктурах може бути визначений за допомогою сканувальної тунельної мікроскопії, що характеризується високою просторовою роздільною здатністю.

### 2.1 Електронна структура і магнітне обмінне розщеплення

Енергетичні зони масивних елементарних феромагнетиків Fe, Co і Ni достатньо досліджені. Вони характеризуються областями з плоскими  $d$ -зонами зі вставленими у них сходянками  $s$ -,  $p$ -зон, причому  $d$ -зони вужчі, ніж  $s$ -,  $p$ -зони, тому що  $d$ -стани більш локалізовані й дають менше перекриття між атомами. У міру того, як збільшується атомний номер від Fe до Co і Ni,  $d$ -зона стає більш заповненою і зміщується вниз нижче за рівень Фермі. Гадоліній (Gd) має додатковий  $f$ -стан, який також локалізований, але він не проявляється при будь-яких вимірюваннях дисперсії зони. Оскільки  $f$ -смуга у Gd наполовину заповнена і повністю поляризована, вона займає  $f$ -рівень мажорних спінів (спін «уверх»), тоді як незайнятий  $f$ -рівень із мінорними спінуми (спін «вниз»).

У феромагнетиках зони розщеплюються на дві підзони: одна містить мажорний спін, інша – мінорний. Мажорні спіни – магнітні моменти спрямовані вздовж напрямку намагніченості атома в  $d$ - або  $f$ -зоні. Мінорні спіни – магнітні моменти спрямовані проти напрямку намагніченості

атома. Енергія магнітного обмінного розщеплення  $\delta E_{\text{обм}}$  між мажорними і мінорними зонами спінів є ключовою для розуміння магнетизму. Належне обмінне розщеплення виникає внаслідок того, що мінорна зона заповнена менше, ніж мажорна зона, таким чином, виникає спіновий розбаланс, який забезпечує необхідний магнітний момент. Зі зростанням обмінного розщеплення магнітний момент збільшується. Наприклад, величина  $\delta E_{\text{обм}}$  в Fe, Co, Ni дорівнює 1,8 – 2,4; 0,93 – 1,05 і 0,17 – 0,33 eВ, відповідно. Магнітні моменти для Fe, Co і Ni становлять 2,2; 1,7 і 0,6  $\mu_B$ . У більшості випадків магнітні моменти утворюються за рахунок  $3d$ -електронів (близько 100 %), тоді як  $s$ -,  $p$ -електрони слабо поляризовані в протилежному напрямі (близько 10 % загального магнітного моменту). Між  $\delta E_{\text{обм}}$  і магнітним моментом існує кореляція. Отже, величина  $\delta E_{\text{обм}}$  є індикатором локального магнітного моменту для  $3d$ -перехідних металів не лише феромагнетиків, а й антиферомагнетиків, а також, у разі відсутності дальнього порядку, для спінових стекол і вільних атомів.

## 2.2 Магнітні властивості

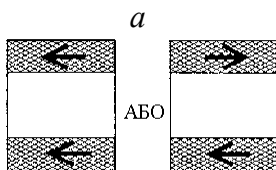
Магнетизм відображає особливості зонної структури, а магнітний момент визначається різницею в заповненні спінових зон. Загальна енергія мінімізується на всі зонні стани, що приводить кристалічну структуру до магнітного впорядкування. Магнітний зв'язок і магнітні моменти дуже чутливі до міжатомного зсуву та атомного моменту відповідно, що ілюструється рис. 2.1.

Різні види петель гістерезису  $M(H)$  відображають складність доменної структури. Ситуація стає простішою в наноструктурах, що менші, ніж товщина доменної стінки (0,1 – 1 мкм). Деяким наноструктурам притаманна квадратна

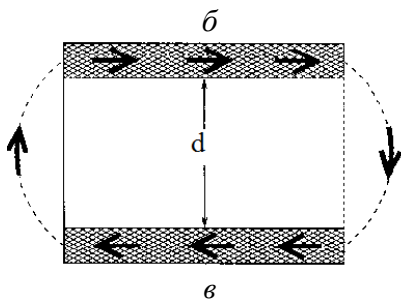




Феромагнітна взаємодія  
через закріплені області



Коливальна взаємодія через  
 $s$ - і  $p$ -електрони



Магнітостатичні диполі

Рисунок 2.1 – Схема зв'язку між магнітними шарами через немагнітний простір різної товщини ( $d$ ):  $a$  – в області поблизу контакту домінує пряма обмінна взаємодія (звичайний феромагнетик);  $b$  – через прошарок у кілька нм реалізується осцилювальний зв'язок через  $s$ - і  $p$ -електрони (РККІ -взаємодія);  $c$  – при збільшенні відстані магнітні диполі взаємодіють завдяки переорієнтації диполів у антипаралельному напрямку. РККІ – Рудерман, Кітель, Кісуя, Іосіда – автори моделі далекодії спінів електронів через електрони провідності

петля гістерезису. Дані з магнітної анізотропії і магнітострикції в тонких плівках показують, що магнітне впорядкування чутливе до малої зміни енергії, що вноситься наявністю напружень у міжфазній межі.

Важливо зберегти характеристичну енергію в масштабі для зонної структури магнетизму і пам'ятати, що ширина  $s$ - і  $p$ -зон залежить від кінетичної енергії на рівні Фермі

і становить близько 10 еВ. Магнітно-зонне перекриття  $\delta E_{\text{EX}}$  обумовлене кулонівською, або обмінною, взаємодією, становить близько 1 еВ. Спін-орбітальний зв'язок, що зростає за наявності кристалічної анізотропії, дає величину близько 0,1 еВ для 3d-феромагнетиків. Магнітний обмінний зв'язок  $Z$  – порядку 0,01 еВ/атом. Кристалічна магнітна анізотропія дає лише близько  $10^{-5}$  еВ/атом в об'ємі, але може збільшуватися до  $10^{-4}$  еВ/атом при зниженні симетрії поверхні. Потім відбувається вирівнювання анізотропії, що відображає магнітну диполь-дипольну взаємодію.

Намагніченість і магнітний зв'язок розраховуються за допомогою зонної теорії. В найзагальнішому наближенні використовується формалізм локальної густини, де спін-залежна частина загальної енергії у будь-якому наближенні визначається з використанням моделі електронного газу. Відповідний обмінно-кореляційний потенціал  $V_{\text{OK}}=V_0+V_K$  залежить лише від густини спінів  $P\uparrow$  і  $P\downarrow$ . Основна частина обмінного потенціалу  $V_X$  пропорційна  $P\uparrow^{1/3}$  і  $P\downarrow^{1/3}$  для мажорних і мінорних спін-хвильових функцій відповідно. Різні магнітні структури (парамагнетики, феромагнетики і різні антиферомагнітні конфігурації), що показують відмінність загальної енергії та найнижчі енергетичні конфігурації, отримані за рахунок теорії локальної густини, відображають магнітні стани для більшості випадків (рис. 2.2).

Феромагнетизм спостерігається в таких елементах, як Fe, Co, Ni, Gd, та в кількох рідкоземельних елементах із низькими температурами Кюрі. Стабільність феромагнетизму в цих елементах пояснюється критерієм Стонера, згідно з яким перехід від парамагнетизму до феромагнетизму стає переважним, якщо

$$D(E_F) \cdot J > 1, \quad (2.1)$$

де  $D(E_F)$  – густина станів на рівні Фермі;  $J$  – обмінний інтеграл міжатомної взаємодії.

Тоді система може знизити свою енергію шляхом зниження енергії основних електронних спінів за рахунок розщеплення. Поблизу рівня Фермі виникає щілина в густині станів. Критерій Стонера пояснює, чому масивні зразки Fe, Co і Ni є феромагнетиками, тоді як для інших елементів цей критерій не виконується. Однак для деяких елементів (V, Cr, Mn, Mo, Ru, Rh, Pd і Pt) формування тонкоплівкових або кластерних структур призводить до появи магнітних моментів. Магнетизм може виникати за рахунок індукції обмінного зв'язку у феромагнітній речовині або здійснюватися самовільно за високої густини станів у моношарі чи кластері внаслідок зменшення ширини зони. Антиферомагнетизм виникає також унаслідок збільшення густини станів на рівні Фермі, але у специфічній точці в  $k$ -стані, де реалізується антиферомагнітний вектор оберненої ґратки. Антиферомагнітне впорядкування відкриває щілину в  $k$ -точках, що знижує енергію зайнятих станів на дні зони (щілини) і переміщує високу густину станів від рівня Фермі.

Магнітний момент спричиняється електронами з високими кутовими моментами –  $3d$ -електронами в Cr, Mn, Fe, Co, Ni і  $4f$ -електронами в рідкоземельних елементах. Зі збільшенням атомного об'єму всі індивідуальні спіни електронів в оболонці розміщуються паралельно, і в наближенні вільного атома формується максимальний магнітний момент. Електрони з паралельними спінами мають різні просторові хвильові функції, що відповідають принципу Паулівського збудження, що відображаються в обмінній взаємодії. Це зменшує їх кулонівське відштовхування. Коли атоми формують тверде тіло, дещо електрони переходять у загальну просторову хвильову функцію, в якій їх

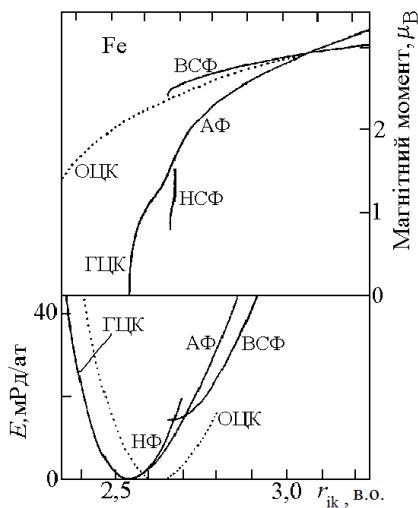


Рисунок 2.2 – Залежність магнітного моменту і загальної магнітної енергії взаємодії для ГЦК-Fe (суцільна лінія) і ОЦК-Fe (пунктирна лінія) від міжатомної відстані: НМ – немагнітна фаза; АФ – антиферомагнетик; НСФ – низькоспіновий феромагнетик; ВСФ – високоспіновий феромагнетик. Рд – одиниця вимірювання енергії *резерфорд*

спіни антипаралельні та зменшують загальний магнітний момент. Наприклад, момент у  $5\mu_B$  для вільного атома Cr зменшується на порядок величини у твердому тілі.

Інший наслідок наявності магнітного моменту в атомах – явище магнітострикції. Цей ефект покладений в основу функціонування магнітних пристроїв, у яких він має бути якомога меншим або спричиняти великі деформації. Отже, чутливі елементи магнітних пристроїв і приладів є сплавами з магнітострикцією нульового порядку – пермалой ( $\text{Ni}_{0,8}\text{Fe}_{0,2}$ ) або аналогічні потрійні сполуки ( $\text{Ni}_{0,8}\text{Fe}_{0,2}\text{Ni}_{0,65}\text{Co}_{0,35}$  та  $\text{Ni}_{0,25}\text{Co}_{0,3}\text{Fe}_{0,45} - \text{Ni}_{0,05}\text{Co}_{0,9}\text{Fe}_{0,05}$ ). У напружених епітаксialьних шарах магнітне впорядкування може змінюватися дуже сильно, наприклад у тонких плівках Fe на Cu(100) від феромагнетизму до антиферомагнетизму.

*Магнітна взаємодія* між спінами різних атомів виначається магнітним порядком у твердому тілі, наприклад феромагнітним або антиферомагнітним. У мультишарах

також реалізується ситуація, коли намагнічені два шари лежать паралельно або антипаралельно один щодо одного, тоді як кожний шар показує феромагнітний порядок окремо. При розрахунках загальної енергії магнітної взаємодії розглядається попарна взаємодія магнітних моментів у вигляді суми енергії магнітних зв'язків нижчого порядку, що білінійні відносно магнітного моменту  $M_i$   $i$ -го атома:

$$E_1 \propto -\sum J_1(r_{ik})(\mathbf{M}_i \cdot \mathbf{M}_k), \quad (2.2)$$

де  $J_i$  – константа зв'язку, що істотно залежить від відстані  $r_{ik}$  між атомами, та магнітних зв'язків вищого порядку (див. далі).

На відстанях порядку атомних зміщень домінує пряма обмінна взаємодія. На рис. 2.2 показана залежність магнітного моменту і загальної енергії взаємодії ( $E_1 + E_2$ ) від  $r_{ik}$  для Fe. При зменшенні міжатомних відстаней  $r_{ik}$  немагнітний стан (крива НМ) є більш стабільним, потім антиферомагнітний стан (крива АФ) виникає зі збільшенням  $r_{ik}$ , і можливе виникнення феромагнітного стану (крива ВСФ) стає переважним при великих значеннях  $r_{ik}$ . Антиферомагнітний зв'язок здійснюється на проміжних відстанях. Він може бути розглянутий як обмінна взаємодія між електронами, що здатна зменшити їх кулонівське відштовхування, здійснюване різницею просторових хвильових функцій з рівними спінами. Непряма обмінна взаємодія спостерігається на відстанях порядку кількох міжатомних відстаней. Вона здійснюється  $s$ - і  $p$ -електронами. Спін  $i$  поляризує  $s$ - і  $p$ -електронний газ, і на другий спін діє індукована поляризація. Ця взаємодія починається у феромагнетиках за малих відстаней і осцилює з періодом  $\lambda_F/r$ , де  $\lambda_F = 2\pi/K_F$  – ферміївська довжина хвилі і  $K_F$  – хвильовий вектор Фермі. Феромагнітний зв'язок на малих відстанях впливає з мір-

кувань симетрії. Обидва спіни взаємодіють тим самим чином із  $s$ - і  $p$ -елекtrонами, так що реалізуються одна  $\uparrow\downarrow\uparrow$  або інша  $\uparrow\uparrow\uparrow$  спінова конфігурація. Осцилювальна поведінка на великих відстанях виникає тому, що  $s$ -,  $p$ -електронний газ відгукується екстраспіновою статичною хвилею. Ця хвиля містить просторові частоти з хвильовим вектором  $2K_F$ , який є найбільшим хвильовим вектором нульової енергії збудження. В реальному просторі зайняті стани мають невизначеність довжини хвилі  $\lambda_F$ . Заряд і спінова густина визначаються як квадрат хвильової функції. Такий непрямий зв'язок  $s$ - і  $p$ -електронів описується взаємодією нижчого порядку РККІ. Щоб отримати магнетизм в об'ємному твердому тілі, потрібно провести інтегрування всіх зв'язків між атомними парами за всіма напрямками і на малих відстанях. Таким чином, РККІ – осциляції стають усередненими. Проте у шаруватих структурах вони залишаються явними і призводять до осциляції магнітних зв'язків. Сума в рівнянні (2.3) часто спрощується шляхом обрізання слабкого зв'язку на великих відстанях. У результаті залишаються лише перші доданки, що залежать від магнітного моменту атомів, що мають одну – три ступені вільності.

Магнітні зв'язки вищого порядку починають спостерігатись у низькорозмірних структурах, зокрема коли магнітні зв'язки нижчого порядку в рівнянні (2.2) проходять через нуль при РККІ - осциляціях. Другий доданок у співвідношенні для повної енергії магнітної взаємодії бікватратний відносно магнітних моментів атомів:

$$E_2 \propto + \sum J_2(r_{ik})(\mathbf{M}_i \cdot \mathbf{M}_k)^2. \quad (2.3)$$

При варіюванні кута  $\theta$  між двома магнітними моментами  $\mathbf{M}_i$  і  $\mathbf{M}_k$  мінімум енергії проявляється при  $\pm 90^\circ$  ( $J_2$  –

додатний) або при  $0^\circ$  і  $180^\circ$  ( $J_2$  – від’ємний). Білінійний зв’язок у рівнянні (2.2) має мінімум при  $0^\circ$  ( $J_1$  – додатний, феромагнетизм) або при  $180^\circ$  ( $J_2$  – від’ємний, антиферомагнетизм), але не пояснює зв’язок при  $90^\circ$ . Зв’язок під кутом  $90^\circ$  виявлений у тонкоплівкових системах, таких як Fe/Cr(100), коли товщина плівок досягає точки, де  $J_1$  перемикається від феромагнетизму до антиферомагнетизму. На відстанях більших, ніж 10 нм, магнітостатичні диполі взаємодіють за допомогою обмінної взаємодії. У цьому разі орієнтація частинок або шарів така, неначе взаємодіяли б макроскопічні магніти.

*Магнітна анізотропія* є іншою магнітною особливістю, що стає швидкозникаючою, як тільки об’ємна симетрія зменшується в низькорозмірних структурах. Загалом густина магнітної енергії  $E$  змінюється пропорційно  $\cos^2\theta$  ( $\theta$  – кут між намагніченістю і віссю симетрії в кристалі або плівці), тобто

$$E = K \cdot \cos^2\theta, \quad (2.4)$$

де  $K$  – константа анізотропії.

Величина  $K$  може бути від’ємною («легка вісь» намагнічування) або додатною («важка вісь» намагнічування). Причиною анізотропії можуть бути різні явища, що відповідають за кристалографічну або дипольну анізотропію. Причиною об’ємної кристалічної анізотропії є спин-орбітальна взаємодія, що проявляється при утворенні кристалічної решітки. Для загальновідомих феромагнітних матеріалів легкою віссю є напрями  $[100]$  ОЦК Fe і  $[0001]$  у ГЦП Co,  $[111]$  у ГЦК Ni і  $[0001]$  в ГЦП Gd. У наноструктурах симетрія системи знижується за рахунок наявності поверхні та міжфазної межі, де орбіталі, перпендикулярні й паралельні на межі, стають неадекватними. Дещо повер-

хні показують додаткову анізотропію в площині, що може бути власною, наприклад для поверхонь (110) ГЦК та ОЦК структур, або індукованою. Якщо спостерігається невідповідність решіток магнітного шару і підкладки, то виникає магнітопружна анізотропія, що також відноситься до магнітострикції. Друге основне джерело анізотропії – це магнітно-дипольна взаємодія, густина енергії якої визначається із співвідношення  $E = \frac{1}{2} M H_d$  ( $H_d$  – поле розмагнічування). Цей вид анізотропії більш помітно проявляється в тонких плівках ( $K = -2\pi M^2$ ) і дротах ( $K = -\pi M^2$ ), у яких намагніченість анізотропії лежить у площині плівки або вздовж осі дроту.

Поряд із цим магнітокристалічна анізотропія збільшується за рахунок доданка, залежного від товщини плівки,  $K_{mf}/d$  ( $K_{mf}$  – константа міжфазної анізотропії), який враховує вплив поверхні, міжфазних меж і деформаційно-індукований розподіл густини магнітної енергії. У першому наближенні об'ємна анізотропія не залежить від товщини плівки, тоді як поверхнева і міжфазна зменшуються при збільшенні товщини плівки. Проте об'ємний розподіл може залежати від товщини плівки, оскільки її деформація і взаємодія з підкладкою можуть залежати від товщини. Прикладом є подвійний перехід від паралельної до перпендикулярної і навпаки – до паралельної анізотропії, який спостерігається у плівках Ni на Cu(100) зі збільшенням їх товщини. Плівка Ni намагнічується паралельно поверхні при семи атомних шарах. Анізотропія забезпечується поверхнею, міжфазною поверхнею та анізотропією форми. Між 7 і 40 моношарами намагніченість орієнтується перпендикулярно до площини плівки, тоді як орієнтація вздовж осі переважно обумовлена деформацією плівки Ni. Вище за критичну величину (близько 40 моношарів) плівка Ni починає релаксувати до структури об'ємного Ni, що є



ізотропною в другому порядку. Таким чином, анізотропія форми знову спостерігається, і вектор намагнічення орієнтується паралельно площині плівки.

У тонких плівках часто проявляється конкуренція між анізотропією форми, що орієнтує магнітні моменти паралельно поверхні та кристалографічною анізотропією, що визначає переважно перпендикулярну складову намагніченості. Проста оцінка відносного напруження показує, що зі зменшенням товщини міжфазна анізотропія істотно домінуватиме, оскільки густина енергії змінюється як  $1/d$ . Цим пояснюється перехід від паралельної намагніченості до перпендикулярної в епітаксialьних плівках з малим числом моношарів (менше п'яти), наприклад в ОЦК Fe на Ag(100) і ГЦК Fe на Cu(100).

Для трактування магнітних транспортних явищ необхідно розуміти механізм електроперенесення і формування магнітних моментів у магнітних шарах. У зв'язку з цим важливо відрізнити мажорний і мінорний спіни в  $s$ -,  $p$ - або  $d$ -електронів. Аргументом на користь електроперенесення заряду за рахунок  $s$ - або  $p$ -електронів може бути висока групова швидкість  $dE/dp$  ( $p$  – квазіімпульс) електронів у  $s$ - і  $p$ -зонах. У  $d$ -зоні, навпаки, електрони мають відносно низьку групову швидкість і велику ефективну масу. Густина станів на рівні Фермі, з іншого боку, майже на порядок менша для  $s$ - і  $p$ -зони, ніж для  $d$ -зони. Для оцінки спінової поляризації струму необхідно припустити, що мінорні спіни  $d$ -електронів домінують у загальній густині станів на рівні Фермі (принаймні для Ni і Co), де мажорні спіни  $d$ -зони повністю заповнені (Fe має основні спіни, поляризовані при  $E_F$ ). Проте  $s$ -,  $p$ -електрони мають тенденцію розміщуватися протилежно до  $d$ -електронів, хоча їх набагато менше (лише близько 10 %). Вони завжди проявляють мажорну поляризацію спіну на рівні Фермі, незважаючи на

те, що  $s$ -,  $p$ -поверхня Фермі є більшою для мажорних спінів і обумовлена великим заповненням зони не лише для Ni та Co, а й Fe. Особливість спінової поляризації в даному випадку полягає в тому, що в Ni і Co вона на рівні Фермі протилежна повному магнітному моменту. Основний  $d$ -стан домінує при  $E_F$ , тоді як повна спінова поляризація є, звичайно, основною. Для  $s$ -,  $p$ -станів дещо стани є зворотними.

*Магнітоопір* (МО) – це зміна опору під дією магнітного поля. Цей фізичний ефект привернув увагу в міру того, як появлялася можливість формувати гранульовані та багаточастикові тонкоплівкові матеріали. Ряд фізичних явищ обумовлює різновиди магнітного опору і призводить до збільшення (додатний МО або АМО) або зменшення (від’ємний МО, тобто ГМО або магнітне тунелювання). При вивченні ГМО або спин-поляризованого тунелювання можна спостерігати гістерезисний хід залежності опору від напрямку зовнішнього магнітного поля.

Додатний МО у металах пов'язаний зі зменшенням середньої довжини вільного пробігу електронів (СДВП), оскільки вони рухаються по гелікоїдній траєкторії вздовж силових ліній магнітного поля. Ефект АМО спостерігається внаслідок того, що СДВП менша, ніж радіус гелікоїдної траєкторії. Це призводить до максимального значення опору, паралельної орієнтації магнітних моментів й істотного зменшення опору при перпендикулярній геометрії вимірювання. Домінуючі в провідності  $s$ - і  $p$ -електрони розсіюються сильніше, коли рухаються паралельно вектору намагнічування, і меншою мірою рухаються перпендикулярно до нього. Таким чином, ці явища можна пояснити в контексті електронних станів тонких плівок.

### 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  $\rho_l$  (струм проходить у напрямі вектора намагніченості сплаву) більший за поперечний питомий опір  $\rho_t$  (струм проходить у поперечному напрямі вектора намагніченості).

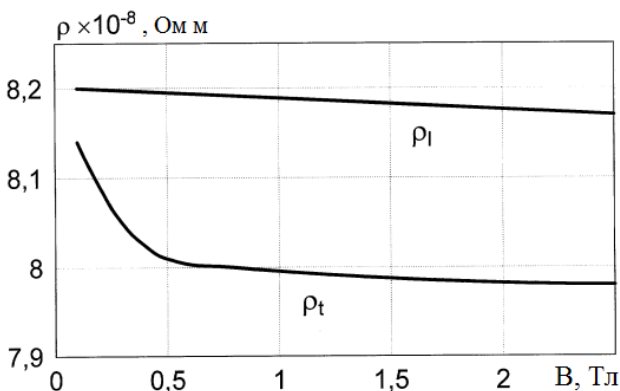


Рисунок 3.1 – Залежність поздовжнього і поперечного опорів NiCo – сплаву від зовнішнього магнітного поля

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  $\Delta R$  анізотропної структури від кута  $\phi$  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

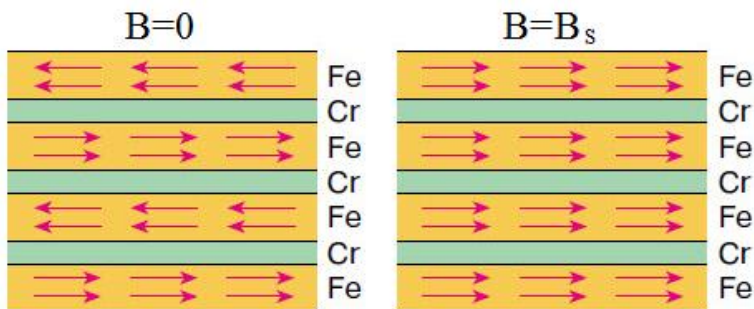


Рисунок 3.2 – Схематична будова мультишару Fe/Cr. Стрілки показують напрямки магнітних моментів атомів Fe

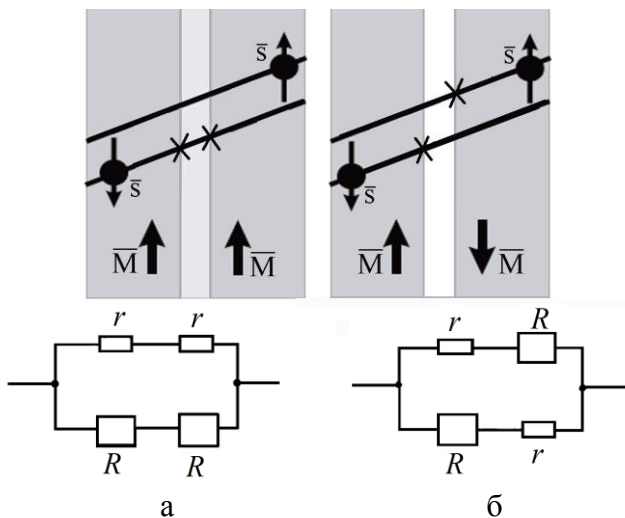


Рисунок 3.3 – Механізм виникнення ГМО на межі поділу шарів ФМ/НМ і НМ/ФМ та відповідні еквівалентні схеми провідності по низькоомному ( $r + r$ ) та високоомному ( $R + R$ ) спінових каналах: феромагнітна (а) та антиферомагнітна (б) орієнтації магнітних моментів

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

Електричний опір надрешітки Fe/Cr за відсутності зовнішнього поля, коли вектори намагніченості сусідніх ферромагнітних 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 ферромагнетиків 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



феромагнітних шарів орієнтовані однаково, то в перемагнічувальному полі, що не перевищує 0,8 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  $H \leq 0,8 - 1,6$  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 K), 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  $10^{-3} \text{ K}^{-1}$ . 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  $\beta_r$  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  $\rho_\phi^+$  і  $\rho_\phi^-$  – питомий опір феромагнітної плівки у низькоомному або високоомному спіновому каналі;

$\rho_{HM}$  – 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 феромагнетика.

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  $\beta_{\text{ГМО}}$ , 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.

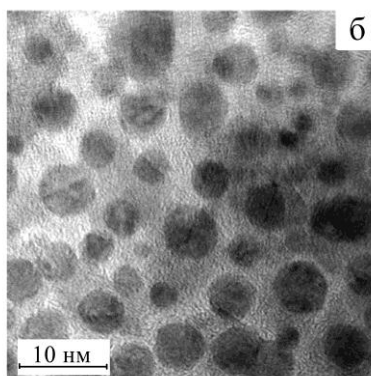
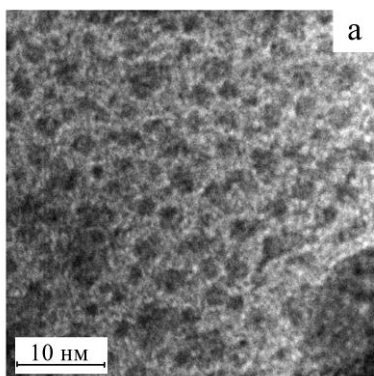
У розглянутих випадках зміна опору відбувається при змінах локальних магнітних конфігурацій, сумірних за розміром із середньою довжиною вільного пробігу носіїв струму. Причиною ефекту ГМО є залежне від орієнтації спіну розсіювання носіїв струму в об'ємі феромагнітних шарів (на гранулах) і на поверхні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

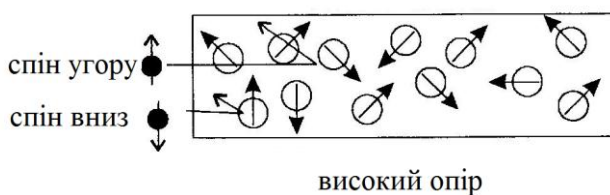
Під час переходу електрона зі спіном, орієнтованим уздовж вектора намагніченості, з одного шару в сусідній, характер його руху в магнітному полі залежатиме від орієнтації вектора намагніченості цього шару відносно першого (об'ємне спін-вентильне розсіювання). З іншого боку, відбивання і проходження через 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  $\Delta R$  від кута  $\varphi$  між векторами намагніченості фіксованої і вільної сусідніх магнітних плівок  $\mathbf{M}_h$  і  $\mathbf{M}_l$  описується рівнянням

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



$H = 0$



**В**

$H \neq 0$



**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.

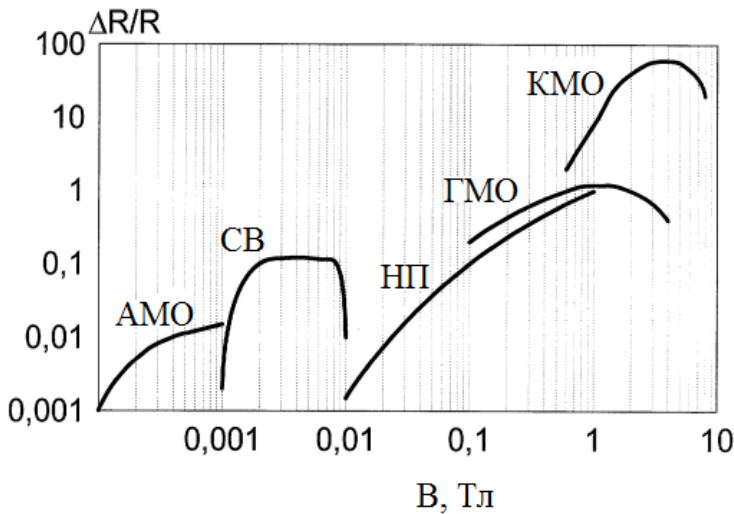


Рисунок 3.6 – Типові польові залежності для МО: АМО – анізотронний МО; СВ – спін - вентиль; НП – магнітні напівпровідники; ГМО – гігантський МО та КМО – колосальний МО

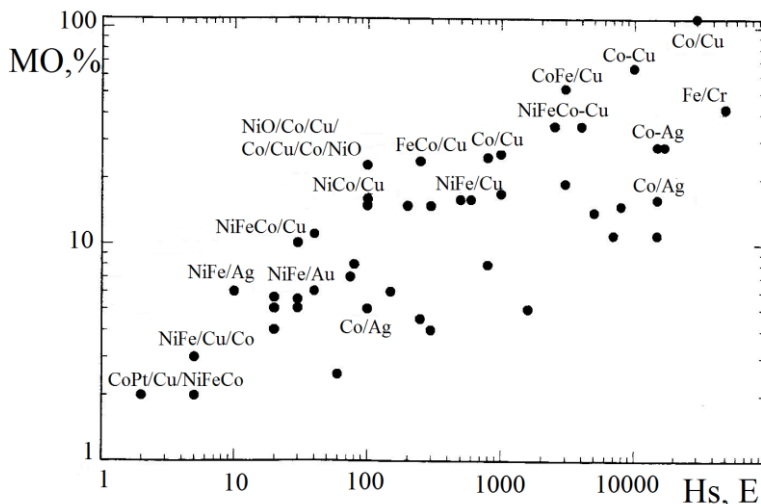


Рисунок 3.7 – Залежність величини ГМО від індукції магнітного поля насичення для різних плівкових систем

### 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  $\Delta R$  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 тонкоплівкових 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 ( $\text{SiO}_2$  або  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), 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 багаточарових структурах. Ця методика дає змогу проводити вимірювання при 4,2 К. Перевагою її є відносна простота формування зразка. За допомогою цієї методики були досліджені багаточарові 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.

## **Розділ 4 ПРИНЦИПИ ФУНКЦІОНУВАННЯ ІНФОРМАЦІЙНИХ ПРИСТРОЇВ**

### **4.1 Методи керування запам'ятовувальними елементами та способи кодування інформації**

Магніторезистивний запам'ятовувальний елемент (ЗЕ) повинен забезпечувати запис, зберігання і зчитування інформації. У всіх типах магніторезистивних ЗЕ для виконання цих функцій використовують багат шарові смужки, що містять феромагнітні плівки. Використовуються два варіанти запису інформації в МР – елементах – перпендикулярний і поздовжній (рис. 4.1). Метод перпендикулярного запису – це технологія, при якій біти інформації зберігаються у вертикальних доменах, що дозволяє використовувати більш сильні магнітні поля та зменшити площу матеріалу, що необхідна для запису 1 біта інформації. У 2009 році була досягнута щільність запису дисків у 0,62 Гбіт/мм<sup>2</sup>, що майже втричі більше, ніж при використанні методу поздовжнього запису інформації (0,23 Гбіт/мм<sup>2</sup>), який повністю витіснений у 2010 році методом перпендикулярного запису.

Для запам'ятовування інформації використовуються два стійкі стани магнітних плівок, що приймаються за «0» та «1». Ці стани визначаються гістерезисом, і при записі інформації створюються прикладанням до феромагнітної структури ЗЕ – магнітних полів, що генеруються струмами в спеціальних керуючих провідниках ( $I_c$ ) або сенсорним ( $I_s$ ) струмом через магнітні плівки. При зчитуванні використовується різниця електричних опорів для двох станів, що визначається під час або після дії зчитувальних магнітних полів. Магнітні поля створюються керуючими струмами зчитування, що проходять через магнітну структуру і



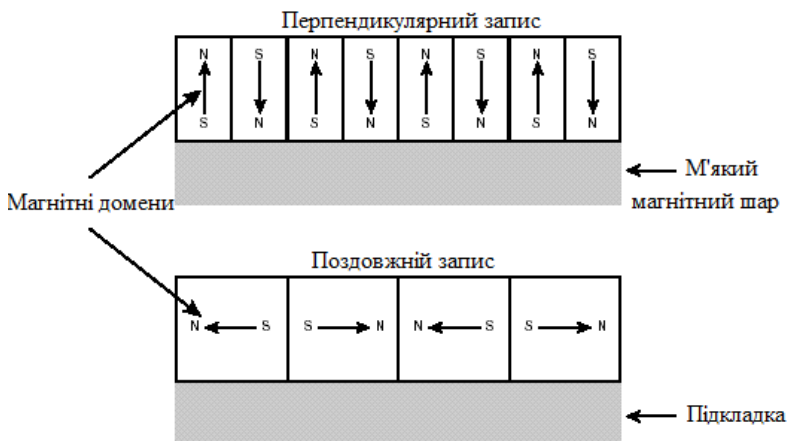


Рисунок 4.1 – Схема перпендикулярного і поздовжнього записів інформації

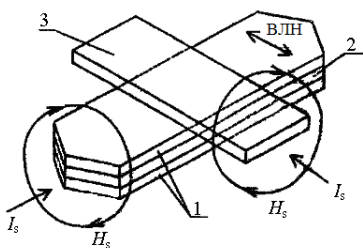


Рисунок 4.2 – Структура АМР ЗЕ: 1 – FeNiCo-плівка; 2 – Ti- або TiN-плівка; 3 – провідник; ВЛН – вісь легкого намагнічування

по керуючих провідниках. На рис. 4.2 схематично зображений ЗЕ у вигляді смужки з двох ферромагнітних плівок 1, через що протікає сенсорний струм, що створює в сусідніх плівках антипаралельні магнітні поля. Між плівками розмішений немагнітний роздільний шар 2. Для СТМР (спін-тунельних магніторезистивних) елементів, у яких сенсорний струм проходить перпендикулярно площині плівок, структура інша, хоча основний елемент – сендвіч із

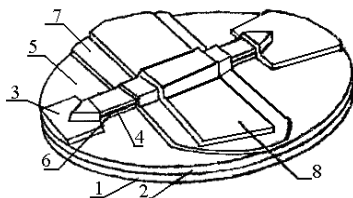


Рисунок 4.3 – Структура ЗЕ: 1 – кремнієва Si підкладка; 2 – ізолюючий шар; 3 – контакти до МР смужки; 4 і 5 – магнітні плівки, 6 – роздільний високорезистивний шар; 7 – ізолюючий шар; 8 – керуючий провідник

роздільним шаром – залишається. На рис. 4.3 показана реальна конструкція ЗЕ.

Запам'ятовувальний елемент – це пороговий елемент із гістерезисною характеристикою, що входить до запам'ятовувальної матриці пристрою, і до нього пред'являються жорсткі вимоги щодо точності відтворення основних параметрів у процесі виробництва. ЗЕ поєднують у собі специфічні переваги магнітних запам'ятовувальних елементів з можливістю мікромініатюризації та інтегрального виконання на одному кристалі разом із напівпровідниковими керуючими схемами. На їх основі проектуються енергозалежні репрограмувальні мікросхеми пам'яті зі щільністю зберігання інформації до  $10^7$  біт/мм<sup>2</sup>, з неруйнівним зчитуванням, з довільною вибіркою та з необмеженим числом циклів перезапису інформації. Вони придатні для роботи в широкому температурному діапазоні і при підвищеній радіації.

ЗЕ залежно від співвідношення параметрів магнітних плівок, що входять до їх складу, можна розділити на дві групи: із двома однаковими МР плівками та із двома МР плівками, що мають різні  $H_s$ .

Раніше для АМР ЗЕ застосовувалися дві однакові МР плівки. Це означало, що вони перемагнічуються обидві, і в результаті можливе лише динамічне зчитування. Таке рі-

шення було виправдане завдяки технологічній простоті формування структур, надійності способів керування і принципової неможливості використання в АМР ЗЕ статичного зчитування внаслідок малої величини АМР – ефекту. В перших варіантах спін-вентильних ЗЕ також використовувались однакові МР – плівки. Якщо плівки ЗЕ мають різні значення напруженості магнітного поля перемагнічування  $H_r$ , достатньо, щоб зовнішнім полем, яке створюється струмом у спеціальному провіднику, і полем сенсорного струму, що протікає по цих плівках, перемагнічувалася лише плівка з мінімальним  $H_r$  (так звана "вільна" плівка).

Основні переваги приладів на основі ГМО: висока чутливість навіть до незначних змін зовнішнього магнітного поля, малі габарити, мала споживана потужність, простота об'єднання з електронними пристроями. До того ж завдяки інтенсивному електричному сигналу, який формує ГМО – структура, знижується і чутливість до завад. Ці властивості і призвели до того, що елементи на основі ефекту ГМО в першу чергу знайшли застосування у зчитувальних головках жорстких дисків. Це дозволило приблизно за десятиріччя збільшити щільність запису жорстких дисків з 4,1 до більш ніж 1 Тбіт/дюйм<sup>2</sup>. При цьому досі виробники зчитувальних головок жорстких дисків віддають перевагу СВ – структурі, хоча інтенсивно проводяться розроблення по використанню STD – структури (Spin Tunneling Dependent) для зчитувальних голівок жорстких дисків і базових елементів магніторезистивної оперативної пам'яті з довільною вибіркою MRAM (Magnetoresistance Random Access Memory).

Пам'ять MRAM є досить перспективною і багатообіцяючою порівняно з іншими типами енергонезалежної пам'яті. Так, час вибірки даних у MRAM може становити менше за 10 нс, що у 5 разів менше, ніж у флеш – пам'яті, а

час запису – порядку 2 нс (на три порядки менший ніж у флеш – пам'яті). При цьому енергоспоживання магніторезистивної пам'яті вдвічі менше, ніж у флеш та динамічної пам'яті DRAM (Dynamic Random Access Memory). Сьогодні розроблення MRAM виконуються декількома фірмами: Motorola, IBM, Infineon, Cypress semiconductor, TSMC, NEC і Toshiba. Схема комірки MRAM – пам'яті, сформованої на перетині розрядної та числової шин, наведена на рис. 4.4. Кожна комірка складається із структури, що відповідає за збереження інформації, і транзистора, за допомогою якого зорганізовується адресація. Відомі схеми, у яких транзистор може бути замінений діодом або зовсім відсутній.

Під час запису струм, що протікає по розрядній і числовій шинам, наводить перехресне магнітне поле, яке змінює магнітний стан вільного шару. При зчитування через комірку пропускають струм, величина якого залежить від орієнтації векторів намагнічування магнітних шарів структури: при паралельній конфігурації опір переходу мінімальний (логічний «0»), при антипаралельній орієнтації намагніченостей опір великий (логічна «1»). У 2004 році компанією Motorola були створені чипи MRAM – пам'яті ємністю 4 Мбіт, з часом доступу 25 нс; компанії

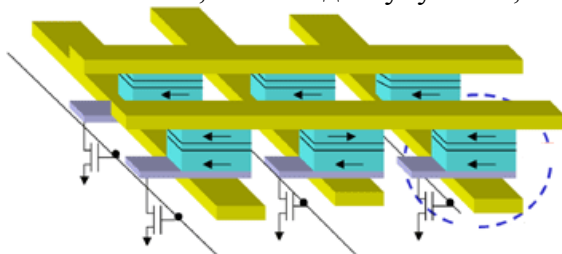


Рисунок 4.4 – Елементарна комірка MRAM пам'яті

Infinion та IBM представили експериментальний чип MRAM – пам'яті ємністю 16 Мбіт.

Пристрій для зчитування і запису інформації для жорстких дисків із використанням датчика на основі ГМО – структури поданий на рис. 4.5.

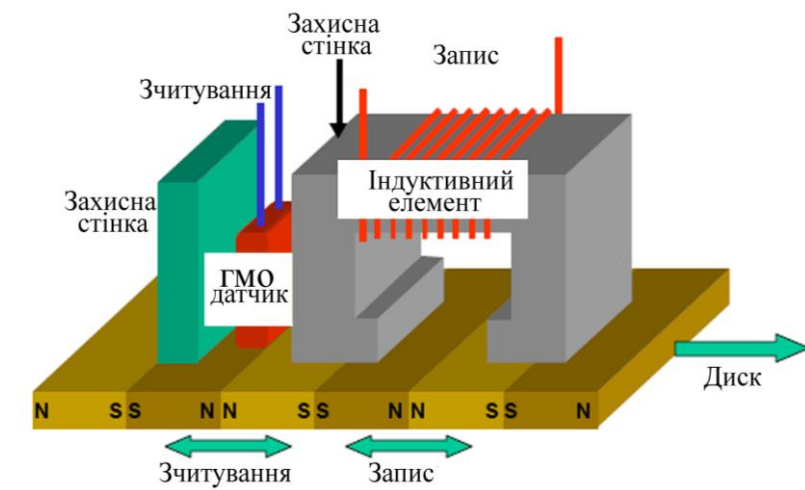


Рисунок 4.5 – Схема ГМО–пристрою для зчитування та запису інформації

На сьогодні можна констатувати перехід усіх виробників жорстких дисків на технологію ГМО-головок. Також відмічається технологічний прорив у виготовленні модулів пам'яті. У 2005 році компанія Motorola почала масове виготовлення спінтронних модулів пам'яті MRAM. Комірки такої пам'яті являють собою спін-вентильні плівкові структури, що потребують мінімальної енергозатрати для запису та зберігання інформації.

У всіх ЗЕ використовуються два варіанти структури з АМР-, СВ- і СТ- ефектами, і за способом кодування при

записі станів «0» і «1» їх можна класифікувати таким чином.

Перший спосіб кодування – «0» і «1» у результаті запису розрізняються паралельним ( $\uparrow\uparrow$ ) і антипаралельним ( $\uparrow\downarrow$ ) розташуванням векторів намагніченості сусідніх магнітних плівок і величиною МР – ефекту. При цьому обидва стани повинні бути стійкі за відсутності керуючих полів, а зчитування може здійснюватися одним сенсорним струмом у МР – плівках, тобто статично. У цьому випадку використовуються максимальний перепад опору і мінімальний струм керування.

Другий спосіб – «0» і «1» розрізняються напрямками паралельних векторів  $\mathbf{M}_{h,l}$  плівок, тобто  $\uparrow\uparrow$  і  $\downarrow\downarrow$ . У цьому випадку може бути використаний лише спосіб з динамічним зчитуванням, перевагою якого є можливість виключення впливу на сигнал розкиду параметрів.

Третій спосіб – «0» і «1» розрізняються напрямками антипаралельних векторів  $\mathbf{M}_{h,l}$  сусідніх плівок, тобто  $\uparrow\downarrow$  і  $\downarrow\uparrow$ . Перевага цього способу в тому, що стани з антипаралельними  $\mathbf{M}_{h,l}$  більш стійкі, ніж з паралельними. У цьому випадку може бути використаний лише спосіб з динамічним зчитуванням.

## 4.2 Анізотропні елементи

Анізотропний магніторезистивний запам'ятовувальний елемент (АМР ЗЕ) – це багат шарова структура, що формується двома шарами FeNiCo плівки, які розділяються тонким немагнітним високорезистивним шаром (рис. 4.1). Розділяючий шар перешкоджає обмінній взаємодії між магнітними шарами.

За «0» і «1» беруться два стійких протилежних стани із антипаралельними ( $\uparrow\downarrow$  і  $\downarrow\uparrow$ ) напрямками векторів  $\mathbf{M}_{h,l}$  ма-

гнітних плівок за відсутності керуючих полів (це третій спосіб кодування). Набув поширення варіант АМР ЗЕ з поперечним розташуванням вісі легкого намагнічення (ВЛН).

Одночасне використання двох перпендикулярних магнітних полів струмів  $I_S$  і  $I_C$  дає змогу при записі перемагнічувати МР – плівки обертанням вектора  $\mathbf{M}$  і організувати довільну вибірку. Поле струму  $I_S$  здійснює вибірку розряду і визначає записуване число, тобто сенсорний струм виконує функцію числового, тоді як поле струму в провіднику визначає вибірку ряду чисел, що становлять слово, тобто струм через провідник за виконуваною функцією є словарним.

Отже, запис здійснюється одночасною дією керуючих струмів  $I_S$  і  $I_C$ . Імпульс струму  $I_S$ , розділяючись на дві складові у магнітних плівках, створює в них антипаралельні магнітні поля, спрямовані вздовж ВЛН. У результаті їх дії при збігу напрямів початкової намагніченості магнітних плівок і магнітних полів, створюваних  $I_S$ , тобто коли підтверджується інформація, що була записана в МРЕ раніше, магнітні поля від  $I_S$  утримують вектори  $\mathbf{M}$  у колишніх напрямках. Якщо вектори  $\mathbf{M}$  плівок і поля від  $I_S$  антипаралельні, тобто записується інформація, протилежна інформації, що зберігалася, поля струму розвертають кожний з векторів  $\mathbf{M}_{h,l}$  у протилежний бік. Діючий одночасно із  $I_S$  імпульс струму  $I_C$  створює магнітне поле, перпендикулярне до ВЛН (тобто спрямоване вздовж структури). При одночасній дії двох струмів у разі підтвердження інформації мають місце лише невеликі відхилення векторів намагніченості  $\mathbf{M}_{h,l}$  від ВЛН, а у разі зміни інформації відбудеться перемагнічування обох плівок.

При зчитуванні (в АМР ЗЕ унаслідок малої величини ефекту можливе лише динамічне зчитування) напрям сен-

сорного струму  $I_s$  завжди однаковий і відповідає, наприклад, запису «0». Окрім сенсорного струму, подається імпульс струму в провідник. Кути  $\varphi$  повороту векторів  $\mathbf{M}_{h,l}$  у магнітних плівках сендвіча під дією полів керуючих струмів при зчитуванні залежать від початкового стану, тобто від записаної інформації. Щоб при зчитуванні не відбувалося руйнування інформації, ці кути не повинні перевищувати  $90^\circ$ , а практично  $(10 - 20)^\circ$ , що обмежує величину зчитувальних струмів, а отже, і сигналу зчитування.

Величина сигналу зчитування АМР ЗЕ, тобто зміна падіння напруги на ЗЕ при переході від стану із записаним «0» до стану «1»:

$$\Delta V = V(1) - V(0) = I_s R (\Delta \rho / \rho) [\cos^2 \varphi(1) - \cos^2 \varphi(0)], \quad (4.1)$$

де  $V(1)$  і  $V(0)$  – напруги на ЗЕ при зчитуванні «1» і «0» відповідно;  $I_s$  – сумарний сенсорний струм;  $R = \rho b / a \delta$  – електричний опір АМР ЗЕ ( $\rho$  – питомий електричний опір АМР ЗЕ;  $b$ ,  $a$  і  $\delta$  – довжина, ширина і товщина МР структури);  $(\Delta \rho / \rho)$  – коефіцієнт АМР ефекту;  $\varphi(1)$  і  $\varphi(0)$  – кути між  $\mathbf{M}$  сендвіча і сенсорним струмом при зчитуванні «1» і «0», відповідно.

Такі значення сигналу зчитування отримують при диференціальному або мостовому включенні двох ЗЕ, в одному з яких записаний «0», а в іншому – «1».

У відомих ЗЕ використовуються дві однакові FeNiCo плівки з  $H_k = 1,6$  кА/м, що неможливо у випадку двох плівок FeNi, оскільки це призводить до відмов функціонування приладів унаслідок руйнування інформації при зчитуванні. Розширення робочих областей ЗЕ можна забезпечити шляхом збільшення струму керування. У той самий час ЗЕ на основі плівок з різними величинами анізотропії забезпечують значно більший сигнал (при тих самих величинах



робочих струмів) або дозволяють функціонувати ЗЕ при зменшених величинах струмів керування. Недоліки цих ЗЕ – дещо складніша технологія формування плівок різних металів замість плівок, виготовлених з одних і тих самих магнітних шарів.

### 4.3 Структура спін-вентильних елементів

СВ – структури найбільш придатні за своїми характеристиками для застосування у датчиках та головках зчитування (табл. 4.1). При відпалюванні таких структур виникає додаткова область розділу між FeNiCo і Cu шарами. При температурі понад 473 К величина МР – ефекту зменшується, але введення шарів Со збільшує температурну стабільність до 500 К. Структури NiFe/Ag принципово інакше реагують на термообробку через слабку розчинність атомів цих матеріалів. У цих структур МР властивості поліпшуються після відпалювання до 573 К.

Вимоги до СВ – структур для запам'ятовувальних елементів відрізняються від вимог до структур для датчиків і головок зчитування. Основні відмінності зводяться до того, що для ЗЕ потрібна стійкість записаної інформації і не так важлива чутливість до магнітного поля. Це означає, що СВ структури для ЗЕ повинні мати підвищені поля перемагнічування, причому поля перемагнічування вільної і фіксованої плівок повинні максимально відрізнитись.

Розглянемо матеріали для кожного шару СВ – структури.

1. *Феромагнітний шар.* Як феромагнітний шар застосовують виключно пермалой NiFe і сплави FeNiCo, що мають підвищене поле магнітної анізотропії. Завдяки явищу СЗРЕ саме у структурах із застосуванням цих матеріалів виявляється помітний СВ – ефект.

Таблиця 4.1 – Основні характеристики СВ –структур

Структури	СВ-ефект, %	$H_{\max}$ , кА/м
NiFe/Cu/Co/Cu	14	6,4
NiFeCo/Cu/Co/Cu	16	4
[NiFeCo(1,5 нм)/Cu(2,2 нм)] <sub>30</sub>	15	8
[Cu (2,1 нм)/ Co <sub>90</sub> Fe <sub>10</sub> (2,5 нм)] <sub>10</sub>	24	6,4
[Co <sub>90</sub> Fe <sub>10</sub> (1нм)/Cu (2 нм)/ Co <sub>90</sub> Fe <sub>10</sub> (3 нм)/Cu (2нм)] <sub>10</sub>	16	4
[Ni <sub>80</sub> Fe <sub>20</sub> (2 нм)/Ag (1 нм)] <sub>n</sub>	12	8
NiFe/Cu/NiFe/FeMn	5	—
NiFe/Co/Cu/Co/NiFe/FeMn	8	—

2. *Немагнітний роздільний шар.* Для зменшення спін-незалежного розсіювання як область розділу шарів найбільш підходять немагнітні метали з високою електричною провідністю (Cu, Ag та Au).

3. *Фіксувальний (антиферромагнітний) шар.* Для виготовлення фіксуючих шарів використовують сплави  $\gamma$ -FeMn, аморфні сплави перехідних та рідкоземельних металів (TbCo) і оксиди NiO, NiCoO і NiO/CoO.

Кожний із цих матеріалів має переваги і недоліки, їх вибір визначається методом виготовлення і передбачуваним застосуванням. При цьому використовують наступні основні конфігурації розміщення шарів у СВ – структурах.

*Основна конфігурація: ФМ/НМ/ФМ/ФШ.* Ця конфігурація має найкращі характеристики. Фіксувальний шар може розташовуватися зверху або знизу СВ – структури. У другому випадку використовується фіксувальний шар із NiO. Часто для поліпшення характеристик між підкладкою і структурою шару ФМ1 вводять проміжний шар, підси-

люючи тим самим формування потрібної кристалічної фази.

*Структура із різними магнітними шарами: ФМ1/НМ/ФМ2.* Перевагою цього варіанта є можливість посилення СВ – ефекту шляхом добору матеріалу. Недолік цього варіанту структури – необхідність використання при конденсації двох мішеней із матеріалів ФМ1 і ФМ2.

*Структура із додатковими шарами кобальту: NiFe/Co/Cu/Co/NiFe/ФШ.* Уведення між магнітними плівками пермалою і Со шару Cu товщиною у декілька моносарів збільшує величину СВ – ефекту в 2 рази. Поряд з цим шар Со збільшує коерцитивну силу вільного шару, що погіршує характеристики СВ. Як компромісне рішення можна вводити шар Со лише поряд із зафіксованим пермалоевим шаром.

*Симетрична структура: ФС/ФМ/НМ/ФМ/НМ/ФМ/ФШ.* Перевагою симетричної структури є збільшення СВ – ефекту за рахунок наявності чотирьох областей розподілу замість двох. Основний недолік структури – складність її виготовлення.

Певний інтерес становить дослідження СВ – ефекту, коли струм проходить перпендикулярно до площини плівок, опір структури вкрай малий і визначається їх товщиною. Для збільшення опору використовують зразки нанометрових розмірів, а для зменшення впливу опору контактів вимірювання проводять при низьких температурах. Для експериментальних досліджень використовуються спін-інжекторна техніка, технологія надпровідних контактів, нанотехнологія, осадження мультишарів на підкладку з каналами, електролітичне вирощування на мембранах.

Для розвитку робіт зі створення ЗПДВ нових поколінь на ЗЕ із спін-вентильним ефектом важлива можливість зменшення розмірів цих елементів до субмікронних

розмірів, що дає можливість розраховувати на густину інформації до  $10^7$  біт/мм<sup>2</sup>. Окрім можливості значного зменшення розмірів, СВ – ефект дає можливість значно збільшити сигнали зчитування і швидкодію ЗПДВ. СВЗЕ, як і АМР ЗЕ, може бути виготовлений у вигляді багат шарової структури з загостреними кінцями, що складається із МР – плівки сплаву FeNiCo і FeNi (кожна товщиною близько 5 нм), захищених із зовнішніх сторін плівками TiN. Між магнітними плівками розміщується низькорезистивний шар Cu завтовшки 1 - 3 нм.

Для використання СВ ефекту можна перемагнічувати як одну з двох сусідніх плівок, так і обидві. При перемагнічуванні однієї плівки намагніченість іншої плівки фіксується в якому-небудь напрямі. Під дією зовнішнього поля і полів, що породжуються сенсорними струмами, перемагнічується лише плівка з меншим  $H_c$ . Петля гістерезису однієї з плівок може зміщуватися полем обмінної взаємодії, що створюється додатковим магнітошорстким шаром, наприклад, FeMn або CoFe.

Розроблені СВЗЕ, у яких функції зберігання і зчитування інформації об'єднані (одні і ті ж самі феромагнітні плівки зберігають подвійну інформацію і дають змогу її зчитувати шляхом вимірювання електричного опору) та розділені (одні магнітні плівки зберігають інформацію, а інші – магнітозв'язані з першими – використовуються для зчитування інформації).

## **4.4 Елементи для зчитування інформації**

### **4.4.1 Динамічне зчитування**

Робота СВЗЕ з динамічним зчитуванням багато в чому нагадує роботу АМР ЗЕ (третій спосіб кодування).

Сенсорний струм, що протікає по окремих МР – плівках і прошарку  $\text{Cu}$ , створює у сусідніх МР плівках антипаралельні магнітні поля, спрямовані поперек сендвіча. Потоки обох МР – плівок майже повністю замикаються один на одного, що зменшує поперечні розмагнічувальні ефекти. За допомогою струму  $I_C$ , який протікає по провіднику над МР сендвічем ортогонально до нього, створюється додаткове магнітне поле, направлене вздовж сендвіча. Одночасна дія двох перпендикулярних полів – поля сенсорного струму і поля струму в провіднику – приводить до перемагнічування МР – плівок обертанням векторів  $\mathbf{M}_{h,l}$ , що забезпечує високу швидкодію СВЗЕ.

Роботу елементів розглянемо на прикладі структури з застосуванням магнітних плівок, що мають різні поля анізотропії. Високоанізотропна плівка (ВП)  $\text{FeNiCo}$  не перемагнічується в малих полях, при яких перемагнічується лише низькоанізотропна плівка (НП) з пермалою. Можливі два варіанти розташування ВЛН щодо елемента: поздовжнє і поперечне. При поздовжньому розташуванні ВЛН за стани зберігання інформації приймають стани з паралельним  $\uparrow\uparrow$  (рис. 4.6 а – логічна «1») і антипаралельним  $\uparrow\downarrow$  (рис. 4.6 з – логічний «0») взаємним розташуванням  $\mathbf{M}_h$  і  $\mathbf{M}_l$  (перший метод кодування). Обидва стани повинні бути стійкими за відсутності струмів керування.

Напрям  $\mathbf{M}_h$  постійний завжди. Розвертається лише  $\mathbf{M}_l$ . Записувана інформація визначається полярністю  $I_C$ , але його величина без одночасної дії  $I_S$  недостатня для перемагнічування навіть  $\mathbf{M}_l$ . За допомогою поля струму  $I_S$  (рис. 4.6 б) поле струму  $I_C$  встановлює  $\mathbf{M}_l$  у новий напрям (рис. 4.6 в) або підтверджує попередній. Після припинення дії струмів  $\mathbf{M}_l$  залишається в новому положенні (рис. 4.6 з).

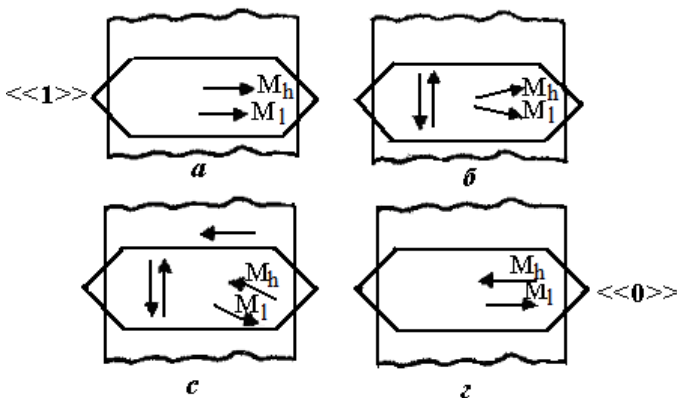


Рисунок 4.6 – Орієнтація векторів намагніченості  $\mathbf{M}_h$  і  $\mathbf{M}_l$  при поздовжньому розташуванні ВЛН: *а, г* – стани зберігання інформації; *б, в* – стани зчитування

При динамічному зчитуванні з використанням автообнулювання в підсилювачі має значення послідовність подачі керуючих струмів. Спочатку подається  $I_s$ . При цьому  $\mathbf{M}_h$  і  $\mathbf{M}_l$  дещо відхиляються від ВЛН. При подачі струму  $I_c$  формується сигнал. При зчитуванні поворот вектора  $\mathbf{M}_l$  під дією полів керуючих струмів не повинен приводити до його повного розвороту, інакше відбудеться перезапис, тобто руйнування інформації. При цьому повний перепад електричного опору, який відповідає СВ ефекту, при поздовжньому розташуванні ВЛН використовувати не вдається. Таким чином, верхня межа струмів зчитування визначається величиною струмів перезапису. Значення «0» або «1» при зчитуванні визначаються полярністю вихідного сигналу  $V$  в діагоналі моста.

Для СВЗЕ з поперечним розташуванням ВЛН застосовують метод функціонування, що використовує лише стійкі стани з антипаралельними векторами  $\mathbf{M}_{h,l}$  в МР – плівках ( $\uparrow\downarrow$  та  $\downarrow\uparrow$ ) і з перемагнічуванням високо анізотропної

(ВАП) при записі (третій метод кодування). Стани «0» і «1» визначаються напрямом вектора  $\mathbf{M}_h$ , а вектор  $\mathbf{M}_l$  у стані зберігання завжди антипаралельний  $\mathbf{M}_h$  (наприклад, на рис. 4.7 *а* – «0», а на рис. 4.7 *в* – «1»). При запису інформація визначається напрямом  $I_s$  (рис. 4.7 *в*). Магнітне поле, створюване струмом у провіднику, може лише відхиляти вектор  $\mathbf{M}_l$  від ВЛН (рис. 4.7 *б*). Кінцевим після зняття струмів виявляється стан з антипаралельним розташуванням  $\mathbf{M}_{h,l}$ , але при новому напрямі  $\mathbf{M}_h$  (рис. 4.7 *г*).

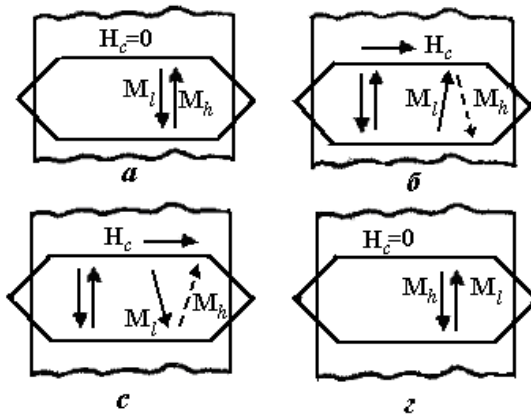


Рисунок 4.7 – Орієнтація векторів намагніченості  $\mathbf{M}_h$  і  $\mathbf{M}_l$  при поперечному розташуванні ВЛН: *а*, *г* – стани зберігання інформації; *б*, *в* – стани зчитування

При цьому струми запису зростають порівняно з попереднім варіантом через необхідність перемагнічування ВАП. При зчитуванні  $I_s$  подається першим. При подачі  $I_c$  вектор  $\mathbf{M}_l$  повертається у протилежний бік або не повертається залежно від свого колишнього положення, а ВП при цьому не перемагнічується.

Особливістю цього способу є можливість повного переманіччування НАП при зчитуванні, оскільки через нестійкість стану із паралельним розташуванням  $\mathbf{M}_{h,l}$  плівок руйнування інформації не відбувається, і така можливість дає змогу до 10 разів збільшити сигнал зчитування, наближаючи його до фізичної межі.

#### 4.4.2 Статичне зчитування

У СВЗЕ зі статичним зчитуванням, де стани зберігання «0» і «1» визначаються взаємним розташуванням векторів  $\mathbf{M}_{h,l}$  сусідніх МР – плівок, близьких до паралельного і антипаралельного (перший спосіб кодування), реалізується практично максимальний перепад електричних опорів. Але використання статичного зчитування можливе лише в тих випадках, коли величина СВМР – ефекту перевищує розкид значень усіх опорів плечей моста від номіналу під впливом зовнішніх чинників.

СВЗЕ з об'єднаними в одній смужці функціями зберігання і зчитування інформації має вигляд багат шарової смужки, що складається з двох МР – плівок сплаву FeNiCo (розділених прошарком міді) і розташованої під нижньою магнітною плівкою фіксувального шару зі сплаву Fe<sub>5</sub>Co<sub>95</sub>. Структура елемента якісно не відрізняється від структури СВЗЕ з динамічним зчитуванням і з подовжнім розташуванням ВЛН, описаного вище. Станам «0» і «1» відповідають стабільні антипаралельні і паралельні взаємні розташування вектора  $\mathbf{M}_l$  вільної і фіксованої  $\mathbf{M}_h$  магнітних плівок.

Оскільки при поперечному розташуванні ВЛН в сендвічах стан із паралельними векторами  $\mathbf{M}_{h,l}$  обох плівок нестійкий, як ЗЕ зі статичним зчитуванням можна використовувати лише елементи з подовжнім розташуванням



ВЛН. Візьмемо за «0» стан з антипаралельним розташуванням векторів  $\mathbf{M}_{h,l}$  обох плівок, а стан з паралельним розташуванням векторів – за «1». При цьому обидва стани повинні бути стійкими за відсутності всіх струмів. При записі перемагнічується лише вільна плівка (ВП). Зчитування проводиться у мостовій схемі при проходженні одного струму  $I_s$ , який виконує лише функцію вимірювального струму і недостатній для перемагнічування ні НАП, ні тим більше ВАП або фіксованої плівки. Вибірка здійснюється напівпровідниковими ключами, що підключають джерела струмів керування і підсилювач зчитування. Пари однаково намагнічених ЗЕ розташовані на протилежних плечах мостової схеми. При подачі імпульсу струму  $I_s$  з'являється сигнал зчитування, полярність якого визначається інформацією, що зберігається.

У СВЗЕ із розділеними елементами зберігання і зчитування функції зберігання і зчитування інформації структурно і топологічно розділені (рис. 4.8). Сенсорна лінія (лінія зчитування) виготовляється з матеріалу з СВ – ефектом і є безперервною доріжкою – сендвіч із закороченими накладками, що шунтують проміжки між бітами. Вона складається з двох обмінно-незв'язаних магнітом'яких плівок і прилеглого до однієї з магнітом'яких плівок магнітожорсткого шару, який фіксує вектор намагніченості  $\mathbf{M}_l$  найближчої до нього магнітом'якої плівки. Елементи зберігання, що складаються з однієї магнітної плівки, розташовані над словарною лінією і знаходяться в електричному контакті з нею. На рис. 4.9 наведена матриця з  $2 \times 2$  ЗЕ.

Розглянемо роботу такого варіанта СВЗЕ. Елемент зчитування містить СВ – структуру з фіксуючим шаром. Струми  $I_s$  та  $I_c$  паралельні, і плівка в області зберігання перемагнічується при їх одночасній дії. Вибірка за другою координатою проводиться комутуючими ключами. Керую-

чі провідники можна прокласти перпендикулярно до сенсорних ліній, хоча в цьому випадку дещо зростає

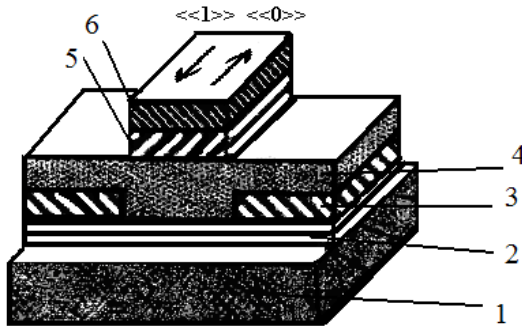


Рисунок 4.8 – Структура комірки СВЗЕ зі статичним зчитуванням, з розділеними областями зберігання і зчитування: 1 – підкладка з ізолюючим шаром; 2 – СВ; 3 – перемички; 4 – ізолюючий шар; 5 – провідник запису; 6 – магнітна плівка для зберігання інформації

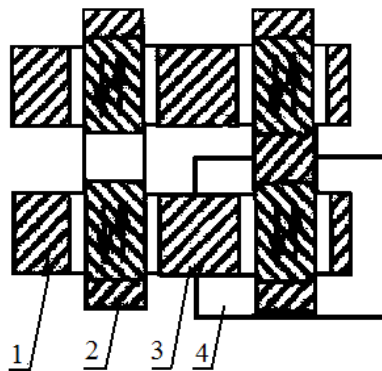


Рисунок 4.9 – Магнітна матриця з 2x2 СВЗЕ зі статичним зчитуванням, що розділені областями зберігання і зчитування: 1 і 3 – перемички; 2 – провідник запису; 4 – область, зайнята 1 бітом

струми. Напрямок вектора  $\mathbf{M}_f$  постійний для фіксованої магнітної плівки області зчитування. При записі інформації змінюється напрямок вектора  $\mathbf{M}_h$  магнітної плівки області зберігання. Напрямок вектора  $\mathbf{M}_l$  вільної плівки області зчитування визначається напрямком вектора  $\mathbf{M}_h$  області зберігання і завжди антипаралельний йому, що є наслідком умови мінімуму енергії системи.

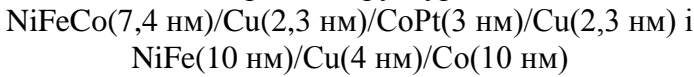
Для визначеності вважатимемо, що стану «0» відповідає розташування намагніченості області зберігання, антипаралельне вектору  $\mathbf{M}_f$  фіксованої плівки області зчитування. Вектори намагніченості  $\mathbf{M}_h$  і  $\mathbf{M}_l$  в області зчитування при цьому виставляються паралельними. Тоді стану «1» відповідає паралельне розташування вектора  $\mathbf{M}_h$ , області зберігання по відношенню до вектора  $\mathbf{M}_f$  фіксованої плівки – області зчитування (вектори  $\mathbf{M}_l$  плівок області зчитування при цьому антипаралельні). При записі у провідник запису і в сендвіч зчитування подаються імпульси струму, полярність яких залежить від записуваної інформації. Обмежень зверху на величину струмів запису практично немає через високу  $H_C$  у ФШ. При зчитуванні полярність імпульсу струму повинна бути незмінною.

#### **4.5 Спін-вентильні елементи для зчитування інформації**

СВЗЕ зі спільними областями зберігання і зчитування спроектував дослідницький центр фірми ІВМ (США). ЗЕ розміром  $1 \times 6 \text{ мкм}^2$  становиться із двох феромагнітних шарів товщиною 9 нм, розділених про шарком міді 2,2 - 2,5 нм. Один з шарів має високе поле перемагнічування  $H_f$  унаслідок антиферомагнітної взаємодії з додатковим ФШ, другий шар – вільний. МО має величину 3 – 5 %. Різниця напруг сигналу зчитування «0» і «1» – 30 мВ. Коли ширина

сендвіча порівнянна або менша ширини доменної межі, перемагнічування відбувається так само, як в однодоменній структурі, тобто за відсутності проміжних станів, і поріг перемагнічування добре відтворюється. Для цього ширина сендвіча не повинна перевищувати 1 мкм.

Тип СВЗЕ, запропонований вченими Laboratory Matsushita Electric Industrial (Японія) є прикладом застосування способу кодування із двома паралельними напрямками векторів  $\mathbf{M}_{h,l}$  ( $\uparrow\uparrow$  і  $\downarrow\downarrow$ ) як «0» і «1». Принцип дії ЗЕ на основі багатошарових структур



показано на рис. 4.10.

Запис «0» і «1» здійснюється різнополярними імпульсами словарного струму, достатніми для перемагнічування магнітошорсткого і тим більше магнітом'якого шарів. Зчитування проводиться під дією двох послідовних імпульсів  $I_C$  різної полярності, що перемагнічують лише магнітом'який шар. Досліджувані зразки ЗЕ мали розміри від  $(5 \times 40)$  до  $(20 \times 40)$  мкм<sup>2</sup> зі словарним провідником (багато-розрядний, який допускає зчитування інформації у вигляді слів).

Величина МО становила 4 %. Дослідники Institute Electronic Communication (Японія) запропонували структуру ЗЕ  $\text{Co}(5 \text{ нм})/\text{NiFe}(0,5 \text{ нм})/\text{Cu}(4 \text{ нм})/\text{Co}(0,5 \text{ нм})/\text{NiFe}(5 \text{ нм})$  із слабкозв'язаними шарами Co (рис. 4.11). Наявність надтонких шарів  $\text{Co}(0,5 \text{ нм})$  призводить до збільшення МР коефіцієнта вдвічі порівняно із сендвічем  $\text{Co}/\text{Cu}/\text{NiFe}$ . У СВЗЕ з роздільними областями зберігання і зчитування ці функції структурно і топологічно розділені. Сенсорна лінія виготовляється із матеріалу з СВ – ефектом і є безперервною доріжкою-сендвічем із накладками, що замикаються і шунтують проміжки між комірками.

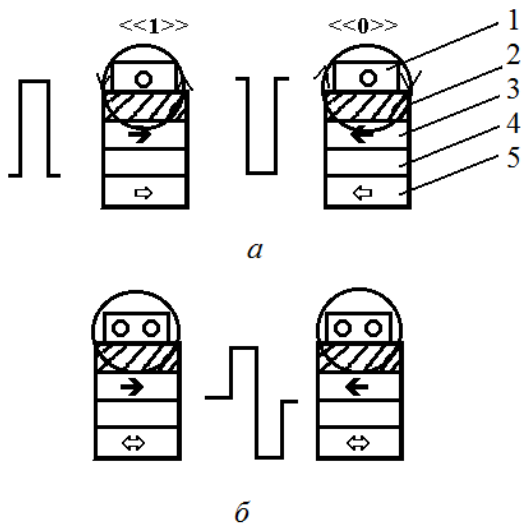


Рисунок 4.10 – Структура ЗЕ: запис (а) та зчитування (б) інформації; 1 – провідник словарного струму; 2 – ізолюючий шар; 3 і 5 – верхня і нижня магнітні плівки; 4 – роздільний шар

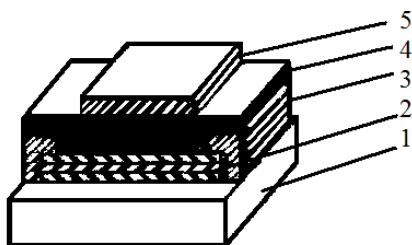


Рисунок 4.11 – Топологія ЗЕ: 1 – підкладка; 2 – СВ структура; 3 – підвідні провідники; 4 – ізолюючий шар; 5 – провідник для словарного струму

Вона становиться із двох обмінно незв'язаних магнітом'яких плівок і прилеглого до однієї із магнітом'яких плівок магнітошорсткого шару, який фіксує  $\mathbf{M}$  найближчої до нього магнітної плівки. Сформовані протравленням

магнітні елементи зберігання, що складаються з однієї магнітної плівки, розміщені над вольфрамовою доріжкою словарної лінії і знаходяться в електричному контакті із нею. Словарна лінія, у свою чергу, розміщена над спін-вентильною структурою.

## 4.6 Спін-тунельні структури

Велика чутливість до зовнішніх магнітних полів отримана у спін - залежних тунельних структурах (рис. 4.12). У таких структурах шари феромагнетиків розділені тонким шаром діелектрика ( $< 2$  нм), як правило  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , що дозволяє електрону пройти через цей бар'єр. Оскільки у феромагнетику енергія електронів з орієнтацією спіну «уверх» або «вниз» різна, то саме це призводить до спін - залежного тунельного ефекту, який пов'язаний із хвильовими властивостями електрона. Значення тунельного струму, який спрямований перпендикулярно до шарів структури, визначається напрямом векторів магнітних полів шарів феромагнетиків.

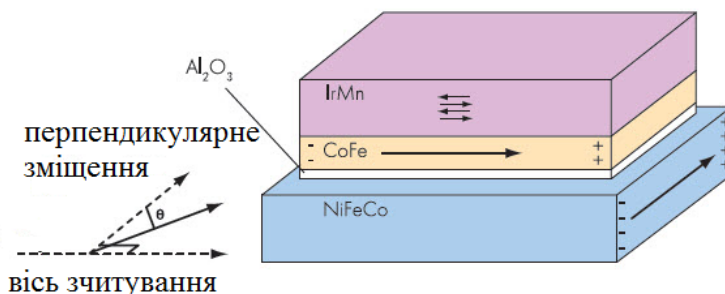


Рисунок 4.12 – Структура STD - елемента

Величина МО в STD - елементах із тунельним бар'єром у вигляді плівок  $\text{Al}_2\text{O}_3$  або  $\text{MgO}$  становить 70 і 355 %, відповідно. Як потенціальні бар'єрні шари також можуть бути використані плівки  $\text{Ta}_2\text{O}_5$ ,  $\text{GaAs}$  і  $\text{ZnS}$ .

Напруженість магнітного поля насичення таких структур, що залежить від матеріалу магнітних шарів та методів одержання паралельної та антипаралельної орієнтації, коливається у межах від 1,25 до 125 Е, що і забезпечує створення надзвичайно чутливих магнітних датчиків. Завдяки наявності ізолюючого тунельного шару опір цих елементів великий, і вони придатні для роботи з джерелами постійного струму.

СТЗЕ (рис. 4.13) становиться із підкладки з діелектричним шаром, на якому сформовані провідники (1, 4), СТ – перехід (2) та ізолюючий шар (3). Підведення  $I_s$  до СТ – переходу здійснюється через магнітні плівки перпендикулярно до їх площині. Над ізолюючим шаром, що захищає СТ – структуру, розташовано один або два керуючих провідники для запису інформації і для динамічного зчитування.



Рисунок 4.13 – Конструкція спін-тунельних ЗЕ:  
1, 4 – провідники;  
2 – спін-тунельний перехід;  
3 – ізолюючий шар

Типова товщина магніторезистивних плівок – 5 – 10 нм, роздільного ізолюючого шару з  $\text{Al}_2\text{O}_3$  – 0,8 – 1,5 нм. При статичному зчитуванні доцільне додавання ФШ  $\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}$  для кращої стабілізації стану верхньої плівки. Перпендикулярне проходження  $I_s$  через СТ – структуру

призводить до відсутності впливу цього струму на напрям  $\mathbf{M}_{h,l}$  МР плівок, на відміну від АМР і СВ структур. Це ускладнює запис інформації та вимагає двох провідників керування замість одного.

Особливостями СТЗЕ є його невеликі планарні розміри і великий питомий електричний опір роздільного діелектричного шару, що призводить до достатнього для нормальної роботи елемента електричного опору СТ – переходу. При такій самій товщині МР – плівок, як і в СВ – структурах, малі планарні розміри призводять до різкого збільшення розмагнічувальних магнітних полів, що погіршує стабільність станів ЗЕ з паралельними напрямками  $\mathbf{M}_{h,l}$  обох плівок.

Запис у СТЗЕ проводиться шляхом подачі струму в провідник керування або одночасно в два провідники залежно від конструкції СТЗЕ. При цьому відбувається перемагнічування плівки з низьким значенням  $H_k$  або обох плівок залежно від типу СТЗЕ за рахунок надання векторам  $\mathbf{M}_{h,l}$  потрібної орієнтації.



## Розділ 5 ПРИЛАДИ І ПРИСТРОЇ СПІНТРОНІКИ

Упродовж багатьох років магніторезистивний ефект у феромагнітних товстих плівках використовується при розробленню датчиків магнітного поля і зчитуючих головок, проте впровадження тонкоплівкової технології відкрило нові можливості перед розробниками таких пристроїв і різко розширило сферу їх застосувань. Використання МР – ефекту із застосуванням сучасної інтегральної технології дає можливість створювати датчики і головки гранично малих розмірів з високою чутливістю (незалежною від частоти) у широкому діапазоні (включаючи постійні поля) і можливістю виготовлення на одній підкладці датчиків і головок, а також електронних схем обробки сигналів і керування.

Якщо резистивна смужка у вигляді одношарової анізотропної феромагнітної плівки з початковим електричним опором  $R_0$  буде поміщена у зовнішнє магнітне поле  $H_{\perp}$  (лежить у площині плівки перпендикулярно ВЛН), то її опір зміниться на величину  $\Delta R$ , тобто

$$\Delta R \approx R_0(\Delta\rho/\rho) \cdot h_{\perp}^2 \cos 2\varepsilon,$$

де  $\Delta\rho/\rho$  – коефіцієнт МР – ефекту;  $h_{\perp} = H_{\perp}/H_k$ ;  $\varepsilon$  – кут між ВЛН і напрямом проходження струму.

Змінюючи кут  $\varepsilon$ , можна змінювати вид характеристики перетворення магніторезистора  $\Delta R/(\Delta R)_m = f(h_{\perp})$ , де  $(\Delta R)_m = R_0(\Delta\rho/\rho)$  – максимальна зміна електричного опору. Магніторезистор у вигляді смужки із поздовжньою ВЛН ( $\varepsilon = 0^\circ$ ) має характеристику перетворення, виражену квадратичною функцією поля  $\Delta R/(\Delta R)_m \approx h_{\perp}^2$ .

На відміну від запам'ятовувальних елементів, МР – датчики магнітного поля і головки зчитування слугують для перетворення діючого в даний момент магнітного поля

в електричну величину (зміна електричного опору, напруги або вихідного струму). Інша особливість їх застосування в тому, що датчик або головка, як правило, входять як одиничний елемент у відносно складне і дороге вимірювальне, обчислювальне, записуюче, автоматичне регулювальне або інше обладнання. Параметри датчика або зчитуючої головки вирішальним чином впливають на технічні характеристики виробу в цілому.

Для лінійних датчиків необхідна однозначність відповідності вихідного сигналу величині вимірюваного магнітного поля. Для таких датчиків недопустимий або принаймні шкідливий гістерезис. Оскільки датчик часто обернений своїм входом до зовнішнього середовища, то випадкова дія магнітних полів, що багатократно перевищують вимірюваний діапазон, тут більш ймовірна, ніж у запам'ятовувальних пристроях.

Відомо, що МР – датчики можуть застосовуватись як порогові. У цьому випадку посилені вимоги, наприклад, стійкості до дії дуже великих полів, екстремальних температур тощо. У загальному випадку МР – датчики доцільно застосовувати у пристроях, у яких традиційно використовуються датчики на основі ефекту Холла. Типовий МР – датчик – це мостова схема, у чотирьох плечах якої використані магніторезистори.

## **5.1 Датчики магнітного поля на основі одношарових плівок**

В одношарових МР – структурах спостерігається лише АМР – ефект. АМР – смужки сформовані таким чином, що їх поздовжні осі спрямовані вздовж ВЛН – плівки. Для збільшення електричного опору датчика при збереженні мінімальних розмірів кожне плече виготовляється у вигляді

кількох паралельно розташованих АМР – смужок, електрично послідовно сполучених низькорезистивними перемичками з алюмінію або міді.

Для формування відгуку мостової схеми на вимірюване магнітне поле на чутливі елементи двох протилежних плечей мостового датчика наноситься так звана барбер-поліусна (Barber-pole) структура низькорезистивних (Au або Al) смужок (рис.5.1), що забезпечує проходження струму під кутом  $+45^\circ$  по відношенню до поздовжньої осі АМР – смужки. В іншій парі протилежних плечей кут нахилу низькорезистивних смужок по відношенню до поздовжньої осі дорівнює  $-45^\circ$ . Дія однорідного в площині датчика магнітного поля з напруженістю  $H$  призводить до зменшення електричних опорів однієї пари плечей моста і до збільшення – іншої пари. Мостова схема має відносну стійкість до змін температури.

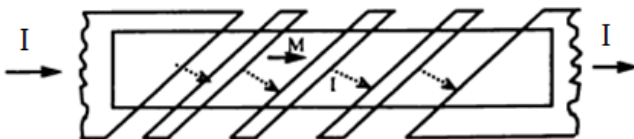


Рисунок 5.1 – Конфігурація барбер-поліусної структури

Інший спосіб побудови одношарових датчиків – розташування АМР – смужок однієї пари протилежних плечей моста під кутом  $+45^\circ$  до ВЛН, а смужок іншої пари – під кутом  $-45^\circ$ . Одношарові АМР – датчики внаслідок великих розмагнічуючих полів, що створюються на краях смужок векторами намагніченості магнітної плівки, мають великий гістерезис. Компенсувати його вплив можна подаванням перед кожним вимірюванням магнітного поля в додаткову планарну котушку датчика спеціальних імпульсів струму.

Як приклад реалізації МР – датчиків можна назвати одношарові датчики фірми Valvo. Чутливі елементи датчика виконані за тонкоплівковою технологією у вигляді меандрів з пермалою на Si підкладці з розмірами  $1,6 \times 1,63 \text{ мм}^2$ . Подібні датчики виготовляє фірма Philips. Параметри датчика KMZ-10B, як прилад, наведені в табл. 5.1. Недоліком МР – датчиків є наявність гістерезису, тобто залежність результатів поточного вимірювання від величини первинного магнітного поля. Причина гістерезису пов'язана із стрибкоподібним рухом доменних стінок («стрибки Баркгаузена»). У багатьох випадках ця проблема може бути усунена шляхом подачі перед вимірюванням імпульсу магнітного поля  $H \leq 8 \text{ кА/м}$ .

У результаті його дії вектор намагніченості магнітної плівки встановлюється кожного разу в одному і тому ж самому напрямі, і тоді процес вимірювання відбувається завжди по одній

**Таблиця 5.1 – Характеристики МР датчика KMZ-10B**

Діапазон вимірювання магнітного поля, кА/м	$\pm 2,0$
Чутливість, мВ/(В·кА/м)	3,2 – 4,8
Номінальна напруга живлення моста, В	5
Опір моста, кОм	1,6 – 2,6
ТКО, %/К	0,3
Лінійність % при $H=0 - \pm 1 \text{ кА/м}$	$\pm 0,5$
Напруга зсуву, мВ/В	$< \pm 1,5$
Дрейф зсуву %/К; $U=\text{const}; I=\text{const}$	0,01 – 0,3
Дрейф чутливості, %/К; $U=\text{const}$ і $I=\text{const}$	(-0,4) – (-0,1)
Максимальна напруга живлення моста, В	12
Максимальна потужність, мВт	120
Робочий температурний діапазон, °С	(-40) – (+150)

гілці характеристики. Для створення цього поля в МР – датчиках передбачена тонка планарна котушка.

Для зменшення гістерезису і температурної нестабільності МР – датчиків фірмою Honeywell запропоновано ряд цікавих рішень. Електрична схема з'єднання МР – смужок залишається практично без змін. МР – смужки не містять поворотних частин, вони розташовані паралельно і закінчуються з обох боків загостреними торцями. Послідовне з'єднання здійснюється за допомогою провідників-перемичок, накладених на МР – смужки і що сполучають смужки в меандроподібну структуру.

**Таблиця 5.2 – Характеристики АМР датчиків  
НМС1001/1002**

Напруга живлення моста, В	5
Опір моста, Ом	850
Температурний діапазон, °С	(-40) –(+85)
Діапазон вимірюваних магнітних полів, А/м	±160
Нелінійність, %	1
Зміна сигналу після дії імпульсів $S$ і $R$ , мкВ	2
Чутливість при $U=8$ В, мВ/(В·Е)	3,2
Густина шуму при 1 Гц, $U=5$ В, нВ/Гц <sup>1/2</sup>	29
Порогова чутливість при $U=5$ В і смужі 10 Гц, мкЕ	27
Верхня межа частоти, МГц	5
Амплітуда імпульсів струму в котушці, А	3,2
ТКО, %/К	+0,25

Для виключення впливу на опір торцевих доменів над ними розміщують провідники, що електрично замикають смужки і створюють додаткове магнітне поле поблизу торців смужок. Ця сама фірма випускає серії одношарових одно-, дво- і тривісних анізотропних АМР – датчиків. У робочому діапазоні вимірюваних магнітних полів датчики мають лінійну непарну характеристику (табл. 5.2).

## **5.2 Датчики магнітного поля на основі багатшарових плівок**

### **5.2.1 Датчик з парною характеристикою вхід-вихід**

МР – датчики на основі багатшарових структур унаслідок відносно невеликого гістерезису дозволяють використовувати конструкції як з паралельним, так і з перпендикулярним взаємним розташуванням чутливих елементів у сусідніх плечах мостових схем. У багатшарових структурах вектори намагнічування по-різному змінюють свою орієнтацію у зв'язку із різницею у величині полів розмагнічування через анізотропію форми. При цьому характеристика вхід-вихід мостового датчика симетрична із зсунутими відносно нульового значення поля двома лінійними областями. Переваги такої топології – в її простоті і наявності вихідного сигналу при великих магнітних полях, що важливо для ряду застосувань (наприклад, у дефектоскопії). Недоліки – підвищений гістерезис, що виникає в плечах моста з поперечним розташуванням ВЛН, і необхідність постійного зміщеного Н-поля для роботи в лінійній області.

Інший варіант датчика є мостовою схемою із чотирьох магнітоопорів. На підкладці з діелектричним шаром

розташовані МР – сендвічі, що складаються з нижнього і верхнього захисних шарів  $Ti$  або  $TiN$ , нижньої МР – плівки, роздільної плівки  $Ti$  і верхньої МР плівки. З'єднання сендвічів у мостову схему здійснюється низькорезистивними провідниками. МР – сендвічі закриті ізолюючим шаром, поверх якого розташована планарна котушка для створення магнітного поля, що зміщує робочу точку у центр лінійного діапазону з максимальною чутливістю. Відмінність залежності зміни опору сусідніх плечей від поля досягається взаємно перпендикулярним розташуванням довгих сендвічів, що складають плечі мостової схеми.

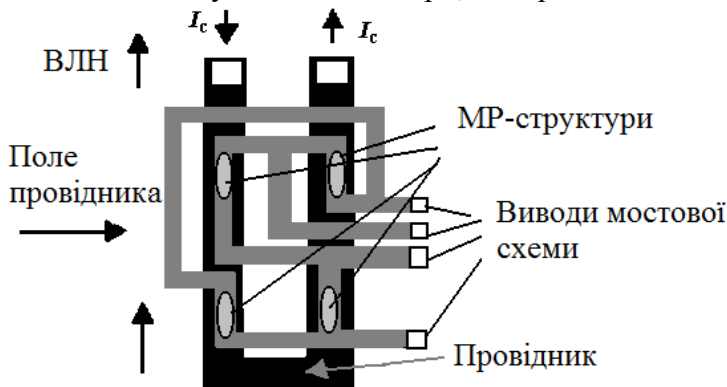
### **5.2.2 Датчик з непарною характеристикою вхід-вихід**

Іншу характеристику вхід-вихід мають датчики з паралельним розташуванням ВЛН усіх сендвічів моста. У цих датчиках у провіднику, прокладеному над магніторезисторами, струмом  $I_C$  створюється магнітне поле, яке спрямоване в МР – елементах сусідніх плечей у протилежні боки (рис. 5.2). При такій конструкції характеристика вхід-вихід стає непарною подібно характеристиці датчика з барбер-полусною структурою. Перевагами таких датчиків є практично повна відсутність гістерезису внаслідок малих значень розмагнічувальних полів і можливість регулювання чутливості зміною величини  $I_C$ . Недоліки такої конструкції пов'язані з наявністю додаткового провідника і достатньо великими значеннями  $I_C$  для датчика з підвищеним полем магнітної анізотропії. Принцип роботи датчика полягає в такому. За відсутності в датчику зовнішнього магнітного поля і постійного струму вектори  $M_i$  у двох плівках усіх чотирьох плечей моста встановлюються вздовж ВЛН і взаємно антипаралельні. При пропусканні постійного струму через датчик можна нехтувати впливом магнітних полів,

створених струмом у двох магнітних плівках, оскільки ці поля набагато менші від  $H_k$ .

Допускається, що напрями векторів  $\mathbf{M}_l$  у двох магнітних плівках не змінюються і залишаються антипаралельними. Керуючий провідник розміщений таким чином, що перпендикулярне до ВЛН магнітне поле від постійного струму діє на смужки однієї пари плечей моста в один бік, а смужки іншої пари – у протилежний. Під дією магнітного поля цього струму вектора  $\mathbf{M}_l$  у МР – смужках однієї пари плечей відхиляться на кут  $+\varphi$ , а іншої пари плечей – на кут  $-\varphi$  щодо ВЛН.

Вимірюване магнітне поле діє перпендикулярно до ВЛН, як і поле керуючого провідника. Під дією поля всі вектори  $\mathbf{M}_l$  повертаються на деякий кут у його напрямі. При цьому залежно від напрямку вимірюваного поля в МР – смужках двох плечей моста абсолютне значення кута  $|\varphi|$  зменшується, а в двох інших – збільшується. Це означає, що збільшується електричний опір однієї пари протилежних плечей моста і зменшується іншої пари, що призводить



Магнітне поле, яке вимірюється

Рисунок 5.2 – Схема датчика з непарною характеристикою



до розбалансу моста і появи вихідного сигналу. Полярність сигналу залежить від напрямку зовнішнього магнітного поля. При малих кутах відхилення залежність вихідного сигналу від величини поля лінійна.

### 5.3 Спінові транзистори

В основі принципу роботи спінтронних приладів лежать ефекти ГМО та спін-залежного тунелювання. У них зміна напрямку намагніченості здійснюється за допомогою власного внутрішнього або зовнішнього магнітного поля. Спін-поляризований польовий транзистор, СВ-транзистор, транзистор на «гарячих» електронах, логічні елементи, уніполярні спінові діоди і транзистори – лише дещо з перспективних приладів.

Логічним продовженням дослідження МР – ефекту в багатошарових структурах є створення спінового польового транзистора, схема якого наведена на рис. 5.3.

У спіновому польовому транзисторі витік може інжектувати в канал спін-поляризовані (тобто з направленими переважно у одному напрямку спінами) електрони. Передбачається, що напрямок спінової поляризації збігається з напрямком електронного транспорту. Для цього витік має бути однорідно намагніченим (без доменів) ФМ металом або феромагнітно впорядкованим напівпровідником, у яких переважна більшість електронів провідності є спін-поляризованою у напрямку намагніченості. Стік також має бути ФМ матеріалом, який має великий магнітоопір. Напрямок його намагніченості той самий, що і у витоку. Якщо електрони, що пройдуть канал, матимуть таку саму спінову поляризацію, як і спінова поляризація переважної частини електронів стоку, то вони пройдуть через матеріал

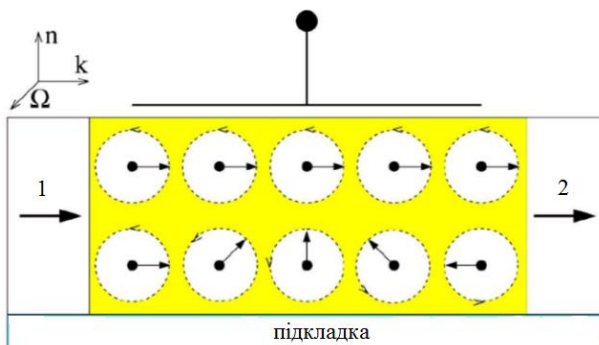


Рис. 5.3. Схема проходження фізичних процесів у спіновому польовому транзисторі: 1 – витік спін-поляризованих носіїв; 2 – стік (детектор спінового стану носіїв);  $V_3$  – напруга, що прикладається до заслону;  $\mathbf{n}$  – нормаль до площини структури;  $\mathbf{k}$  – хвильовий вектор електронів, що рухаються в каналі під дією напруги витік-стік;  $\mathbf{\Omega}$  – вектор кутової швидкості прецесії спінів електронів під дією  $V_3$

стоку із малим опором (т. зв. низькоомний спіновий канал). У протилежному разі опір буде високим, і електрони переважно розсіюються (високоомний спіновий канал).

Тобто стік відіграє роль детектора спінової поляризації електронів. Затвор пристрою керується електрично (шляхом прикладання напруги  $V_3$ ). Завдяки спін-орбітальній взаємодії у каналі електричне поле створює ефективне магнітне поле, в якому навколо його напрямку відбувається прецесія електронів із кутовою швидкістю  $\mathbf{\Omega}$ , величина якої залежить від  $V_3$ . На рис. 5.3 верхній і нижній рядки символів показують електрони, у яких прецесія відбувається таким чином. У верхньому ряду, коли величина  $V_3$  або не спричиняє прецесії спінів, або прецесія навколо напрямку  $\mathbf{\Omega}$  відбувається із цілим числом обертів, усі електро-

ни приходять до стоку із напрямом спіну, який збігається із напрямом спінової поляризації, а отже, проходять крізь стік по низькоомному спіновому каналу (транзистор відкритий). Нижній ряд електронів, коли  $V_3$  підбрано так, що електрон рухається у висовокоомному спіновому каналі (тобто спин повертається на півціле число обертів навколо  $\Omega$ ), відповідає ситуації, коли транзистор закритий.

Колекторний струм СВ-транзистора істотно залежить від магнітного стану в базі та суттєво змінюється залежно від напруженості зовнішнього магнітного поля (рис.5.4). Відмінність полів перемагнічування обумовлена різними значеннями коерцитивних сил пермалою ( $H_c=0,4$  кА/м) та кобальту ( $H_c= 1,76$  кА/м). При великих полях обидва магнітних шари мають паралельні напрями намагніченості та максимальний струм колектора. При зменшенні напруженості магнітних полів вектори намагніченості шарів NiFe та Co стають антипаралельними, а струм колектора  $I_c$  різко зменшується. Відомо кілька різних підходів до ідеї підвищення транзистора до поляризації спінів. Історично

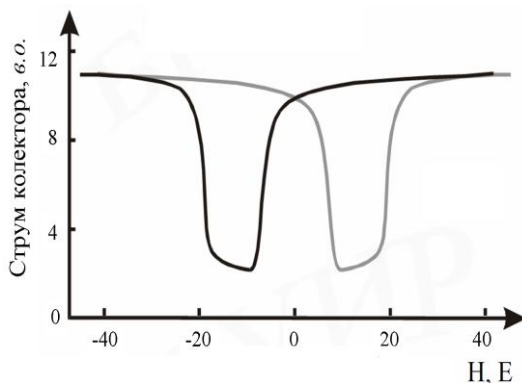


Рисунок 5.4 – Залежність струму колектора у спін-вентильному транзисторі від напруженості зовнішнього магнітного поля

першим підходом було виготовлення спінового транзистора на основі двох феромагнітних плівок, між якими розміщується парамагнітна плівка.

При використанні спін-вентильного ефекту внаслідок малої товщини багатошарової структури електричний опір вимірюється за допомогою пропускання струму в площині шарів. При цьому ефект сильно зменшується, оскільки в цьому випадку багато електронів переміщується всередині одного шару. У СВ – транзисторі електрони інжектуються в металеву багатошарову структуру (базу) із кремнієвої підкладки-емітера. Завдяки спін-вентильному ефекту колекторний струм, величина якого залежить від величини магнітного поля, може перевищувати струм емітера в десятки разів. Особливостями функціонування спінових транзисторів є те, що напрямок руху електронів, що перетинають магнітні шари, спрямований перпендикулярно до площини підкладки, а струм колектора експоненціально залежить від середньої довжини вільного пробігу електронів.

Інший технологічний підхід для створення СВ-транзисторів полягає у конденсації в надвисокому вакуумі аморфного напівпровідника поверх металевої бази. В обох випадках процес літографії забезпечує виготовлення пристроїв достатньо малих розмірів.

Структура спінового транзистора на «гарячих» електронах, що наведена на рис. 5.5, становиться із кремнієвих емітера і колектора та бази у вигляді магнітної плівки Co/Cu. Транзистор працює так. Між емітером і базою виникає такий струм (струм емітера), при якому електрони інжектуються в базу перпендикулярно до шарів спінового заслону.

Оскільки інжектвані електрони проходять через бар'єр Шотткі, то вони входять у базу як нерівноважні гарячі електрони. Коли вони перетинають базу, то починають пружно

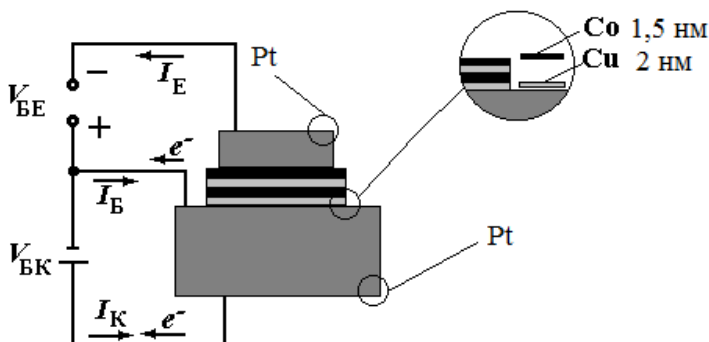


Рис. 5.5. Структура СВ-транзистора на гарячих електронах:  $V_{BE}$  – напруга база-емітер;  $V_{BC}$  – колекторно-базова напруга;  $I_E$  – струм емітера;  $I_B$  – струм бази;  $I_C$  – струм колектора

або непружно розсіюватися, що призводить до зміни їхньої енергії і розподілу за напрямками спінових магнітних моментів.

Електрони тільки тоді потрапляють у колектор, коли вони накопичили достатню енергію для подолання енергетичного бар'єра з боку колектора. Кількість зібраних у колекторі електронів (колекторний струм) суттєво залежить від СЗРЕ в базі. Важливою перевагою спин-вентильного транзистора на гарячих електронах виступає відносно великий магнітний ефект при кімнатній температурі при незначних магнітних полях.

Подальший розвиток спінтроники пов'язаний із спін-тунельним транзистором (СТ), структура якого становиться з двох феромагнітних шарів, розділених тонким діелектричним шаром (тунельний бар'єр). Опір СТ – транзистора залежить від орієнтації магнітних моментів двох фе-

ромагнітних шарів: він мінімальний, коли моменти паралельні один одному, і максимальний, коли моменти антипаралельні. У малих магнітних полях при кімнатній температурі такі пристрої мають МР коефіцієнт значно більший, ніж в СВ – структурах. Транзистори такого типу можуть бути застосовані як комірки магнітних енергонезалежних ЗП.

Концепція СТ-транзистора на гарячих електронах та його структура показані на рис. 5.6. Відомі методи удосконалення емітерного бар'єра, структури бази і бар'єра Шотткі, що дозволяють підвищити ймовірність передачі електронів приблизно до 50 %. Відносний магнітний відгук СТ-транзистора при  $T=300$  К становить близько 300 %, а при  $T=77$  К магнітострум перевищує 500 %. Характерно, що різні механізми розсіювання гарячих спін-поляризованих електронів можуть істотно змінювати величину відносного магнітного відгуку.

Якщо струм витоку колектора незначний, то струм  $I_c$  не залежить від зворотної напруги, прикладеної до бар'єра Шотткі. Це пов'язано з тим, що напруга між базою та колектором не змінює його висоту. Зміна емітерного струму також не впливає на енергію, при якій гарячі електрони інжектуються в базу.

Необхідно зазначити, що подальший розвиток спітроніки пов'язаний із створенням елементів на квантових ефектах для розроблення спінових процесорів.

## **5.4 Датчики на основі ефекту ГМО**

На базі тонкоплівкових структур із ГМО, осаджених на кремнієвій підкладці, виготовляються різні елементи датчиків – резистори, резисторні пари, напівмости, мости Уїтстона. У типовому датчику чотири ГМО – резистори

формують міст Уїтстона, вихідна напруга якого пропорційна зовнішньому магнітному полю. Температурний коефіцієнт усіх резисторів, виготовлених із одного і того самого матеріалу, однаковий. Два резистори моста становлять собою активні елементи датчика, а два інших

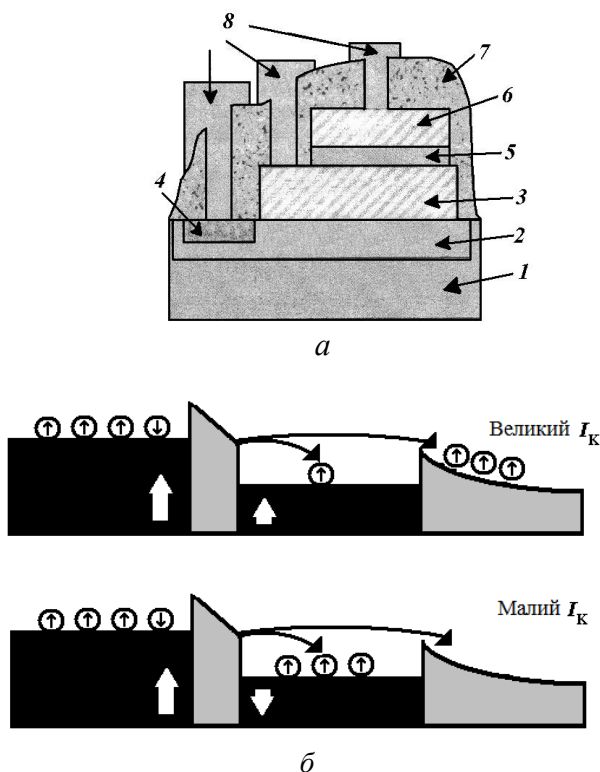


Рисунок 5.6 – Поперечний переріз (а): 1 – підкладка р-типу; 2 – колектор n-типу; 3 – ферромагнітна база; 4 – p<sup>+</sup>-контакт; 5 – тунельний шар Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; 6 – магнітний емітер; 7 – Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>; 8 – Al та схематичне пояснення (б) принципу роботи СТ-транзистора на гарячих електронах

(пасивних) виконують функцію опорних елементів. На них наносяться невеликі екрани з плівки пермалою товщиною близько 100 нм, що захищають резистори від дії зовнішнього магнітного поля. Поверхневий опір усіх чотирьох резисторів однаковий, але зміна опору на 10 % активних резисторів викликає зміну його вихідної напруги на 5 %.

Для підвищення чутливості датчика у ряді випадків використовуються додаткові структури з пермалою (кілька товстих шарів, розділених прошарком високо резистивного або діелектричного матеріалу), що виконують функцію концентраторів магнітного потоку. Активні резистори розміщуються в зазорі між концентраторами (рис. 5.7).

Використання концентратора магнітного поля – один із шляхів збільшення чутливості магніторезистивних і ГМО – датчиків. Завдяки своїй сумісності з використовуваною для виготовлення ряду магніточутливих елементів (магніторезисторів, магнітодіодів, магнітотранзисторів, магніточутливих елементів, датчиків Холла) планарною технологією найперспективнішими є товстоплівкові (товщина порядку одиниць мікрон мікрометрів). Концентратори магнітного поля формують методом конденсації на дві феритові поверхні в зазорі головки, що різко збільшує величину напруженості магнітного поля і дає можливість істотно підвищити густину інформації магнітного носія. У магнітотранзисторах і МР – датчиках концентратори, що збільшують напруженість магнітного поля до 10 разів, виконуються, як уже зазначалось раніше, у вигляді двох паралельно розташованих багат шарових товстоплівкових структур з високорезистивними або тонкими діелектричними роздільними шарами та вузьким зазором між ними, в якому розміщений магніточутливий елемент. Магнітне поле спрямоване перпендикулярно до зазору. При цьому напрямки векторів намагніченості сусідніх магнітних плівок



антипаралельні, що відповідає мінімуму енергії багатошарової структури. Відношення розміру зазору між концентраторами до довжини одного з них визначає ступінь впливу напруженості магнітного поля на параметри резисторів. Концентратори можуть виконувати також роль екранів, якщо розмістити і два інших резистори під ними. Чутливість моста можна варіювати, змінюючи зазор між концентраторами та їх довжину. Використання концентраторів дозволяє створювати датчики з полями насичення від 15 до 100 Е (розмір промислового датчика  $6 \times 5 \text{ мм}^2$ , загальний опір резисторів – 5 кОм).

ГМО – датчики на основі моста Уїтстона, що працюють у режимі гістерезису (за відсутності струму зміщення) або в лінійному режимі (при струмі 40 мА), також можуть виготовлятися на основі STD – структур. Режим гістерезису встановлюється у випадках, коли при перевищенні граничного значення напруженості магнітного поля

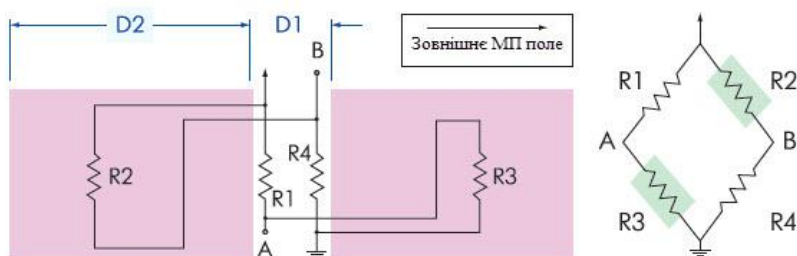


Рисунок 5.7 – Схема ГМО-датчика на основі моста Уїтстона:

D1 – ширина зазору між концентраторами;

D2 – довжина концентратора;

R1 і R4 – активні резистори, розміщені в зазорі між концентраторами;

R2 і R3 – опорні резистори

(порядку  $\pm 1$  Е) необхідна зміна сигналу. Датчики на STD –структурах мають такі параметри: діапазон лінійності ( $\pm 0,5$  Е); двополярний вихідний сигнал; чутливість за напругою (10 – 100 мВ/Е); поле насичення ( $\pm 1$  Е); опір моста (5 – 50 кОм); споживання потужності (2 – 20 мВт за хвилину); розмір кристала (1,65x2,14 мм<sup>2</sup>); діапазон робочих температур (- 40) – (+185) С; максимальна робоча напруга (15 В). Лінійний режим ідеальний для реєстрування незначних змін магнітного поля.

Відома велика кількість сфер застосування ГМО – датчиків. У промисловому обладнанні вони застосовуються для виявлення намагнічених об'єктів, отворів в пластинах феромагнетиків, реєстрації наявності чи відсутності провідників, наявності в них дефектів, наявності оксиду заліза у червоній фарбі банкнот, для знаходження підземних провідних магістралей і навіть непровідникових водяних труб та вимірювання електричного струму. Як приклад, на рис.5.8 наведені структури чутливих елементів ГМО-датчиків переміщення і руху (рис.5.8 а, б) та повороту об'єктів (рис.5.8 в,г). Точність вимірювання кутового положення становить  $\sim 1^\circ$ , діапазон робочих температур від -40 до 150 °С. Перевага ГМО-датчика на основі багатошарової плівки полягає в тому, що він має інтенсивний сигнал (більше 10 %), але він уніполярний, і це не дає можливості здійснювати магнітний запис інформації. У той самий час ГМО-датчик на основі СВ – біполярний, але величина його сигналу не перевищує 10 %.

Відмітимо, що якщо маркувати перший тип ГМО-датчика прикріпленням до нього невеликим постійним магнітом (як у випадку СВ ГМО – датчика), то його також можна використовувати для вимірювання кута повороту. Але у цьому випадку необхідно користуватися кривою

градування (рис.5.8 г) залежності величини ГМО від кута повороту об'єкта із прикріпленням до нього магнітом.

Також представляє інтерес ГМО-датчик прискорення, розроблений спеціалістами лабораторії реактивних двигунів Каліфорнійського інституту технології, космічного центру Ліндона Джонсона, університету Райса і дослідницького центру Ленглі. До цього часу датчик прискорення виготовлявся на основі електромеханічних, п'єзоелектричних, п'єзорезистивних і ємнісних елементів. Конструктивно він становиться з мембрани із нітриду кремнію товщиною 0,5 мкм, що формується об'ємною обробкою кремнієвої підкладки; магнітотверду тонку плівку, напилена поверх мембрани, і ГМО-елемент, виготовлений шляхом вакуумного напилення на другу кремнієву підкладку. При збиранні датчика обидва кристали поєднуються методом анодного зварювання. Датчик визначає прискорення, реєструючи зміну магнітного поля, викликаного зміщенням мембрани з магніто – твердою плівкою. Типова структура чутливого елемента у таких датчиках  $\text{Si/SiO}_2/\text{Ta/Cu/Co/FeNTa}$ . Шар  $\text{Co}$  між провідним шаром  $\text{Cu}$  і пермалою запобігає зміщенню  $\text{Cu}$  і пермалою, яке спостерігається при температурі датчика менше  $200^\circ\text{C}$ . Товщина шарів ГМО – структури становить 30 - 40 нм. Як матеріал магнітотвердої плівки використовується  $\text{CoCrTaPt}$ ,  $\text{FePt}$  або  $\text{CoPt}$ .

Технологія ГМО знайшла комерційне застосування багато в чому завдяки американській компанії NVE, науковцями якої на базі ГМО – резистора із структурою спінового вентиля створений датчик, що реєструє кутове положення в межах  $360^\circ$ . Структура ГМО – датчика, як зазначалося раніше, завдяки можливості отримання великого вихідного сигналу, малим розмірам і простоті освоєння масового виробництва знайшла широкі застосування в головках зчитування.

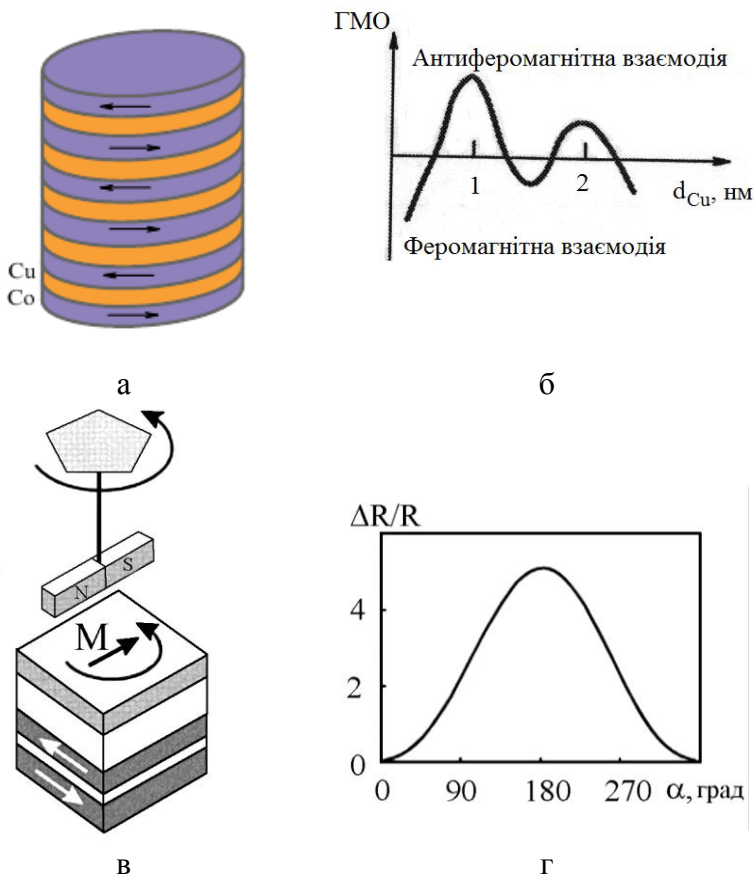


Рисунок 5.8 – Чутливі елементи ГМО – датчиків на основі багат шарової (а) та спін-вентильної (в) пліткових структур для детектування положення і повороту об'єкта. Залежність величини ГМО від товщини немагнітного прошарку Cu (б) та робоча характеристика датчика повороту (г)

Це і стало стимулом до створення іншого типу кутового датчика (рис.5.9), який не вимагає фізичного контакту (див рис.5.8 в) для формування вхідного сигналу і відрізняється високою зносостійкістю. ГМО- датчик має структуру Ta/NiFeCo/CoFe/Cu/CoFe/Ru/ CoFe/CrMnPt. Напруженість магнітного поля фіксованого шару, яку створює тришарова синтетична антиферомагнітна структура CoFe/Ru/ CoFe, перевищує 500 Е. Таке значення обумовлене нульовим результуючим кінцевим магнітним моментом структури в результаті сильного зустрічно-паралельного зв'язку між двома шарами CoFe однакової товщини через тонкий шар Ru. Обмінний шар, що забезпечує фіксовану орієнтацію магнітного поля синтетичної структури (CrMnPt), відрізняється високою температурою блокування і термічною стабільністю при відпалюванні упродовж однієї години при температурі 250 °С. Як магніто-м'який матеріал з вільно орієнтованим полем використовується двошарова структура NiFeCo/CoFe. Коерцитивна сила уздовж осі легкого намагнічення поля цього шару складала ~ 4 Е. Опір СВ- резистора залежить від кута  $\theta$  між вільно орієнтованим і фіксованим магнітними полями.

Якщо прикласти зовнішнє магнітне поле  $H > H_s$  шару з вільною орієнтацією і меншим, ніж у фіксованого поля, то вільне поле орієнтується відповідно до зовнішнього магнітного поля. Таким чином, значення МО визначатиметься  $\cos \theta$  у діапазоні від 0 до 180°. Для отримання датчика кутового положення на діапазон 360° потрібний другий резистор із СВ – структурою та із затримкою сигналу щодо першого на 90°. Опір одного визначатиме  $\cos\theta$ , опір іншого –  $\sin\theta$ .

З метою компенсації теплового дрейфу, який виникає при експлуатації приладу в реальних умовах, датчик кутового положення виконується у вигляді двох напівмостів Уїтстона. Повний опір одного напівмоста в такій схемі дорівнює

величині включених послідовно резисторів, причому опір одного плеча залежить від  $-\sin\theta$ , а опір іншого – від  $\sin\theta$ . Аналогічно, опір другого напівмоста дорівнює величині включених послідовно опорів, що залежать від  $-\cos\theta$  і  $\cos\theta$ , відповідно. Такий міст може працювати при постійній або змінній напрузі.

Один із найперспективніших напрямів розвитку малогабаритних магнітних датчиків – створення спітронних біодатчиків типу «лабораторія на кристалі» для систем біомедичного аналізу, в основі якого лежить метод приєднання магнітних міток до рідини, що захоплюється ГМО- датчиком, що фіксує кількість міток. Його конструкція являє собою інтегровану платформу на основі кремнієвої мікросхеми з трьома мостами Уітстона розміром  $20 \times 4$  мкм<sup>2</sup>. Опорні ГМО – датчики моста захищені шаром діелектричного полімера. Спіновий вентиль датчика має таку структуру: Ta/NiFeCo/Ta/NiFeCo/CoFe/Cu(2,5нм)/CoFe/CrPtMn. Резистори для зчитування розміщуються безпосередньо під каналом шириною 13 мкм і глибиною 18 мкм, через який пропускається струмінь мікропроби (довжина 5 мкм), що містить порядку  $5 \cdot 10^8$  магнітних наночастинок розміром 10 нм. Канал відокремлюється від СВ – структури шаром нітриду кремнію товщиною 300 нм. У полімерній кришці системи мікрообробкою формується канал шириною 30 мкм і глибиною 25 мкм, розміщений перпендикулярно до мікроструменевому. В області перекриття двох каналів можливий перехід струменя з одного каналу в інший. Система на кристалі монтується на друковану плату, до входних отворів якої під'єднуються мікрокапіляри. В області перекриття двох каналів виникає потік рідин, що не перемішуються. Система розташовується між полюсами мініатюрного електромагніту, поле якого направлене вздовж ВЛН ГМО – елемента. Швидкість потоку визначається шляхом кореляції сигналів двох мостів. Її

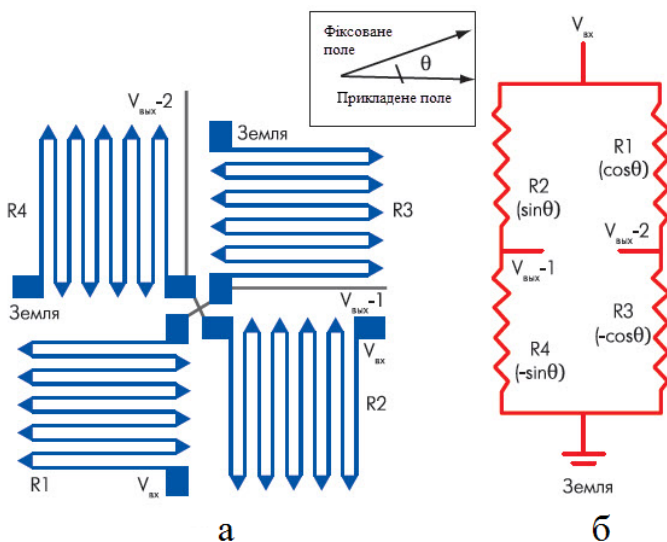


Рисунок 5.9 – Конфігурація (а) та схема (б) кутового датчика

розрахункове значення дорівнює  $19,0 \pm 0,4$  мм/с, що добре узгоджується із швидкістю накачування насоса –  $21 \pm 2$  мм/с.

Постійно відбувається розширення галузей застосування ефекту ГМО, наприклад, спінові вентиляції набули широкого використання і як гальванічні ізолятори, що виконують ту саму функцію, що й оптоелектронні, та забезпечують розв'язку ланцюгів з живлення та заземлення. Основні елементи гальванічного ізолятора – плоска котушка та ГМО-датчик, що вмонтовані інтегральну схему (рис.5.10). Для передавання сигналу з одного ланцюга на інший по котушці пропускається струм. Магнітне поле, створене струмом, впливає на чутливий елемент ГМО-датчика. Ізо-

лятори такого типу працюють у 10 разів швидше за сучасні оптичні.

Інше застосування ГМО-датчиків проілюстровано на рис.5.11 і 5.12 на прикладі псевдоспін-вентилів для вимірювання поздовжньої деформації. Відмінність псевдоСВ порівняно із типовим СВ полягає в тому, що обидва магнітні шари різної товщини виготовляються із одного й того самого феромагнітного матеріалу (у даному випадку – із  $\text{Co}$ ). Різниця в товщині плівок  $\text{Co}$  обумовлює різну їх коерцитивність і дозволяє функціонувати псевдоСВ. На рис.5.12 наведена залежність величини ГМО псевдоСВ від товщини немагнітного шару  $\text{Au}(d)$  при сталому навантаженні або за його відсутності. Значна зміна ГМО дає можливість використовувати псевдо СВ як чутливий елемент датчика деформації, який знайшов промислове застосування. Приклад кривих градування такого датчика для випадку поздовжньої деформації наведено на рис.5.12.

Очевидно, що для зручності вимірювань деформації найкраще використовувати залежності, що наведені на даному рисунку під номерами 1, 3 та 5 і близькі до лінійних.

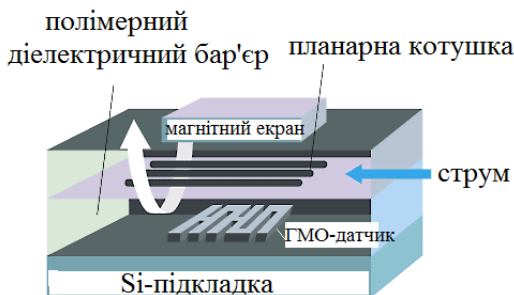


Рисунок 5.10 – Структура гальванічного ізолятора на основі ГМО-датчика



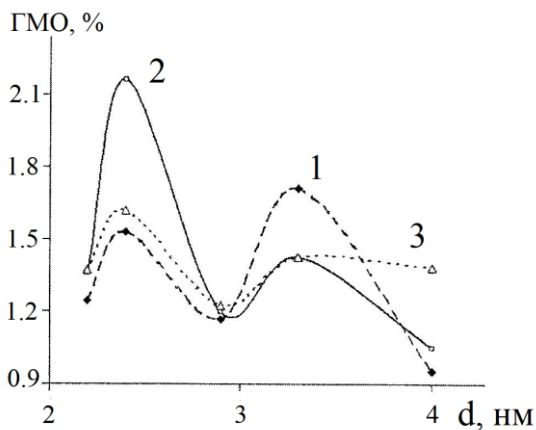


Рисунок 5.11 – Залежність ГМО псевдоспін-вентилля  $\text{Cr}(5\text{nm})/\text{Au}(2,5\text{nm})/\text{Co}(5\text{nm})/\text{Au}(d\text{nm})/\text{Co}(2\text{nm})$  від товщини  $d$  плівки Au: 1 – стиснення (- 0,86%); 2 - розтягування 0,86% і 3 – без деформації

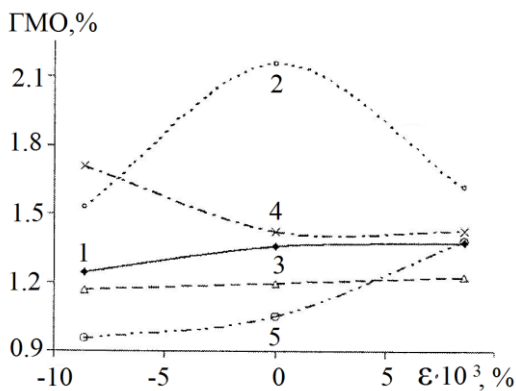


Рисунок 5.12 – Залежність величини ГМО від поздовжньої деформації для псевдоспін-вентилля  $\text{Cr}(5\text{nm})/\text{Au}(2,5\text{nm})/\text{Co}(5\text{nm})/\text{Au}(d\text{nm})/\text{Co}(2\text{nm})$  для різних товщин плівки Au, nm: 1– 2,2; 2– 2,4; 3– 2,9; 4– 3,3 та 5– 4,0

## 5.5 Застосування матеріалів з ГМО

Останніми роками спостерігається значний інтерес до багатошарових магнітних структур, у яких спостерігається ефект ГМО, з точки зору їх практичного застосування в галузях обчислювальної техніки та автоматизованих системах з використанням різного роду сенсорів. Магнітні елементи, завдяки таким перевагам, як енергозалежність, широкий температурний діапазон, радіаційна стійкість, можливість використання планарної інтегральної технології, займають особливе місце серед елементів твердо тільної електроніки. Багатошарові плівкові магніторезистивні елементи мають енергозалежність у режимі зберігання і необмежену кількість перезапису, високу радіаційну стійкість, широкий температурний діапазон, а також можливість зменшення їх розмірів до 0,1 мкм. Вони широко застосовуються в авіаційній, космічній та автомобільній промисловості, медицині та інших галузях виробництва. Швидкозростаючим ринком для таких пристроїв є автомобільний сектор, ключовими факторами розвитку якого є потреба в поліпшеному керуванні двигунами внутрішнього згорання та системами гальмування.

Об'єднання ГМО-матеріалів з напівпровідниковими транзисторами приведе до дуже істотного збільшення густини запису інформації, чутливості датчиків і потенційно до створення сімейства радіаційно стійких логічних мікросхем та квантових комп'ютерів.

Кількість матеріалів, у яких спостерігається ефект ГМО, та варіанти їх використання на практиці досить різноманітні (рис.3.7). Один з очевидних напрямів застосування нових матеріалів із ГМО – це створення високочутливих головок для зчитування інформації з магнітних носіїв (магнітна стрічка, магнітний диск тощо). Головка “роз-

пізнає” інформацію, що збережена на носіях, за допомогою детектування крайових полів, що виникають на межах доменів із протилежною орієнтацією магнітних моментів. Ці поля детектуються робочим матеріалом головки, для якого характерний магнітоопір, тобто опір чутливого елемента змінюється пропорційно зміні магнітного поля. За інших рівних умов чутливість такої головки залежить від магніторезистивних властивостей матеріалу, що використовується як сенсорний елемент. Як магніторезистивний матеріал у магнітних головках широко використовується пермалой ( $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ ), МО якого становить 2 – 2,5 % у полях 0,4 – 0,8 кА/м при кімнатній температурі.

Перемагнічення феромагнітного матеріалу відбувається за рахунок руху доменних стінок. Коли частота коливальних полів сягає десятків мегагерц, пінінгування доменних стінок на структурних дефектах починає перешкоджати процесам перемагнічування і відповідно погіршує експлуатаційні характеристики виробів із традиційних металевих сплавів. Гранульовані матеріали позбавлені цього недоліку, оскільки їх розміри настільки малі, що вони не розбиваються на окремі домени і становлять собою єдиний монодомени. За таких умов процес перемагнічування феромагнітного сплаву не ускладнюється переміщенням доменних стінок і тому частотні межі якісної роботи гранульованих матеріалів значно вищі, ніж у гомогенних сплавів.

З огляду на це розробляють високоякісні магнітні головки та чутливі елементи із використанням гранульованих магніторезистивних матеріалів, одним із недоліків яких є те, що для реалізації ГМО-ефекту необхідні магнітні поля  $H > 10$  кА/м.

На основі спінових вентилів створено експериментальні зчитувальні головки, розроблено високочутливі

магнітні реле. Подібні тришарові структури, що складаються з магнітотвердого шару, магнітом'якого шару і діелектричного прошарку (використовується тунелювання електронів через діелектричний бар'єр), застосовують для створення спін-тунельних переходів, керованих магнітним полем. На таких елементах створено нанометрові комірки пам'яті.

Гранульовані ізотропні матеріали можна використовувати як надчутливі датчики температури (оскільки температурна залежність електроопору у них перевищує чутливість нинішніх вугільних і напівпровідникових термодатчиків приблизно на порядок), та як чутливі датчики поля (заміна датчиків Холла). Однак слід пам'ятати про сильну температурну залежність їх опору і необхідність забезпечення якісної термостабілізації датчиків.

На основі манганітів лантану вже створено перші виробу – телефонну мембрану. Плівка манганіту наноситься на мембрану, що розміщується у неоднорідному магнітному полі електромагніту. Звукові коливання переміщують плівку в цьому полі і змінюють її опір, що спричиняє зміну спаду напруги на плівці. Навіть без підсилювачів електричний відгук на звук становить значну величину – кілька мілівольт.

Таким чином, використання матеріалів із спін-залежним розсіюванням електронів у вигляді багатошарових плівок, мультишарів, гранульованих плівкових сплавів, спінових клапанів на основі металів та напівпровідників як чутливих елементів приладів різного функціонального призначення та інформаційних матеріалів з високою щільністю запису інформації є вигідним і перспективним напрямом спінової електроніки.

## Список використаної літератури

1. Иевлев В.М. Тонкие пленки неорганических материалов: механизм роста и структура. – Воронеж: ИПЦ ВГУ, 2008. – 496 с.
2. Касаткин С. И. Многослойные тонкопленочные магниторезистивные элементы / С. И. Касаткин, Н. П. Васильева, А. М. Муравьев. – Тула: Гриф и К, 2001. – 188 с.
3. Касаткин С. И. Спинтронные магниторезистивные элементы и приборы на их основе / С. И. Касаткин, Н. П. Васильева, А. М. Муравьев. – Москва: РАН ИПУ, 2005. – 168 с.
4. Золотухин И. В. Магнитные наноструктуры. – Воронеж: ВГТУ, 2003. – 113 с.
5. Шпак А.П. Квантові низькорозмірні системи / А. П. Шпак, Ю. А. Куницький, О. О. Коротченков, С. Ю. Смик. – К.: Академперіодика, 2003. – 310 с.
6. Третьак О.В. Фізичні основи спінової електроніки / О. В. Третьак, В. А. Львов, О. В. Барабанов О.В. – К.: ВПЦ «Київський університет», 2002. – 314 с.
7. Никитин С.А. Гигантское магнитосопротивление // Соросовский образовательный журнал. – 2004. – Т.8, №4. – 2004. – С. 92 – 98.
8. Огнев А. В. Спинтроника: физические принципы, устройства, перспективы / А. В. Огнев, А. С. Самардак // Вестник ДВО РАН. – 2006. – №4. – С. 70 – 80.
9. Федосюк В.М. Наноструктурные пленки и нанопроволоки. – Минск: Издательский центр БГУ, 2006. – 279 с.
10. Погосов В.В. Нанофізика і нанотехнології / В. В. Погосов, Ю. А. Куницький, А. В. Бабіч, А. В. Коротун, А. П. Шпак. - Запоріжжя: ЗНТУ, 2011. - 380 с.
11. Одноворець Л.В., Проценко С.І., Чорноус А.М. Електрофізичні та магніторезистивні властивості плівкових матеріалів в умовах фазоутворення / Л. В. Одноворець, С. І. Проценко, А. М. Чорноус. –

- Суми: Вид-во СумДУ, 2011. – 204 с.
12. Данилов Ю.А. Основы спинтроники / Ю. А. Данилов, Е. С. Демидов, А. А. Ежевский. – Нижний Новгород: НГУ, 2009. – 173 с.
  13. Spin Dependent Transport in Magnetic Nanostructures / Edited by S.Maekawa and T.Shinjo. – CRC PRESS: Boca Raton – London – New York – Washington, 2002.
  14. Грюнберг П. А. От спиновых волн к гигантскому магнитосопротивлению и далее / П. А. Грюнберг // УФН.– 2008. – Т.178, №12. – С. 1349 – 1358.
  15. Ферт А. Происхождение, развитие и перспективы спинтроники / А. Ферт // УФН.– 2008. – Т.178, №12. – С. 1336 – 1348.
  16. Anwarzai B. Pseudo spin-valve on plastic substrate as sensing elements of mechanical strain / B. Anwarzai, V. Ac, S. Luby, E. Majkova, R. Senderak // Vacuum. – 2010. – V.84. – P. 108 – 110.
  17. Luby S. Pseudo spin-valve with different spacer thickness as sensing elements of mechanical strain / S. Luby, B. Anwarzai, V. Ac, E. Majkova, R. Senderak // Vacuum.– 2012.– V.86. – P. 718 - 720.
  18. Bakonyi I. Electrodeposited multilayer films with giant magnetoresistance (GMR): Progress and problems | I. Bakonyi, I. Peter // Prog. Mat. Sci. – 2010. – V.55. – P.107 – 245.
  19. Tumanski S. Thin film magnetoresistive sensors. – Bristol – Philadelphia: Institute of Physics Publishing. – 2001. – 441 p.
  20. Ткалич В.Л. Физические основы наноэлектроники / В. Л. Ткалич, А. В. Макеева, Е. Е. Оборина. – Санкт-Петербург: СПбГУ ИТМО, 2011. – 83 с.
  21. Campbell I.A., Fert A. Transport properties of ferromagnets / Ferromagnetic Materials, V.3 / Edited by E.P.Wohlfarth. – 1982. – P.747 – 800.

## **Походження, розвиток і перспективи спінтроники**

А. Ферт

(Вибрані розділи Нобелівської лекції.

Стокгольм, 8 грудня 2007 року)

### **ЗМІСТ**

1. Вступ.
2. Від спін-залежної провідності у феромагнетиках до гігантського магнітоопору.
3. Золотий вік гігантського магнітоопору.
4. Гігантський магніторезистивний ефект у геометрії "струм перпендикулярний до площини" та явище спінової акумуляції.
5. Висновок.
6. Список літератури.

### **1 Вступ**

Електрони мають заряд і спін, але до недавнього часу їх зарядові та спінові властивості розглядались окремо. У класичній електроніці заряди електронів піддаються впливу електричних полів, при цьому спіновими властивостями електронів, як правило, нехтують. Інші традиційні прикладні напрямки, наприклад, магнітний запис, використовують властивості спіну, але лише стосовно такої макроскопічної характеристики, як намагніченість феромагнетика. Ця картина почала якісно змінюватися у 1988 році з моменту відкриття гігантського магніторезистивного ефекту (гігантського магнітоопору або ГМО) [1, 2] в магнітних багатошарових плівках, який поклав початок ефективному керуванню рухом електронів шляхом впливу на їх

спінові моменти. Відкриття цього явища ініціювало активну роботу в новій галузі досліджень і технологій, іменованій зараз як спінтроніка, в якій використовується дія спіну на рухливість електронів у феромагнітних металах. Фактично модель, що описувала вплив спіну на рухливість електронів у феромагнітних металах, була вперше запропонована Моттом [3] і експериментально продемонстрована та теоретично описана у моїй дисертаційній роботі більш ніж за десять років до відкриття в 1988 р. явища ГМО. Гігантський магніторезистивний ефект став першою сходинкою на шляху до застосування подібного впливу для керування електричним струмом, а його застосування в зчитувальних головках жорстких дисків внесло значний внесок у швидке збільшення щільності запису інформації і привело до поширення технологій зовнішніх накопичувачів на область побутової електроніки. Пізніше завдяки розвитку спінтроніки було відкрито багато інших ефектів, пов'язаних із керуванням і впливом на спінові струми. Сьогодні ця галузь наукових досліджень значно розширюється в таких багатообіцяючих нових напрямках, як явище перенесення спіну, напівпровідникова, молекулярна або одноелектронна спінтроніка.

## **2. Від спін-залежної провідності у феромагнетиках до гігантського магнітоопору**

ГМО і спінтроніка беруть свій початок у дослідженнях впливу спіну на електричну провідність у феромагнітних металах [3 - 5]. Механізм спін-залежної провідності може бути зрозумілий із стандартної зонної структури феромагнітного металу, поданої на рис. 1а.



Розщеплення енергетичних рівнів, що мають відношення до орієнтацій спінів "уверх" і "вниз" (в англomовній науковій літературі - "majority spin" і "minority spin" за аналогією з поняттям "основних" і "неосновних" носіїв у фізиці напівпровідників), призводить до того, що на рівні Фермі носії струму (електрони) знаходяться в різних станах, що відповідають протилежним орієнтаціям спінів, і проявляють різні властивості провідності. Така модель спін-залежної провідності була запропонована Моттом [3] у 1936 р. для пояснення деяких особливостей поведінки електричного опору ферромагнітних металів поблизу температури Кюрі.

Проте, коли у 1966 р. я розпочав роботу над дисертацією, ця тема була практично не вивчена. Мій науковий керівник Йсн Кемпбелл запропонував мені провести експериментальне дослідження сплавів на основі заліза і нікелю, тому мені пощастило бути близько витоків вивчення проблематики. Мені вдалося підтвердити, що рухливість електронів є спін-залежною і, зокрема, я показав, що опори різних спінових каналів можуть істотно відрізнятись в металах, легованих домішками, і характеризуються значним перерізом спін-залежного розсіювання [4]. На рисунку 1б наведено приклад, який ілюструє поведінку відповідних орієнтацій "спін вверх" і "спін вниз" електричних опорів нікелю, легованого 1% різними типами домішок.

Із графіка видно, що величина відношення опору для стану "спін вниз" до опору для стану "спін вверх" (коефіцієнт  $\alpha$ ) досягає величин близьких двадцяти за наявності домішок кобальту і стає менше одиниці при наявності домішок хрому і ванадію, що узгоджується з теоретичними моделями, розвиненими Жаком Фріделем для опису ефект

ронної структури таких домішок. Модель двострумової провідності була незабаром підтверджена результатами досліджень в інших наукових групах, а також розширена ними.

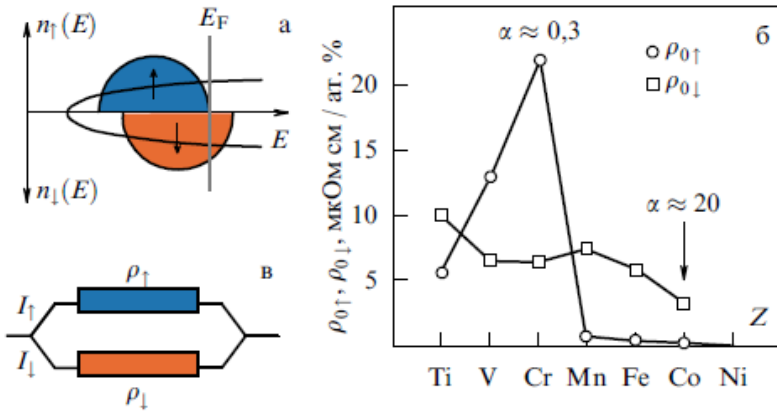


Рисунок 1 – Основи спітроніки: а - схематичне зображення зонної структури феромагнітного металу, що відображає розщеплення енергетичних зон з урахуванням орієнтації спінів; б - опори спінових каналів провідності (в орієнтаціях "спін уверх" і "спін вниз") для нікелю, легovanого 1% різними типами домішок (вимірювання проводилися при температурі 4,2 К) [4]. Відношення величин опорів  $\rho_{0\downarrow}$  до  $\rho_{0\uparrow}$  каналів «спін  $\downarrow$ » та «спін  $\uparrow$ » ( $\alpha$ ) досягають значення 20 для домішок Co та стає менше за 1 для домішок Cr і V; в – схематичне зображення спин-залежної провідності за незалежними каналами «спін  $\downarrow$ » та «спін  $\uparrow$ » у наближенні нехтування малим змішуванням спінових каналів ( $\rho_{\uparrow\downarrow} = 0$  у позначеннях роботи [4])

При виконанні дисертації я також працював над двострумовою моделлю [4] провідності в феромагнітних металах. Ця модель базується на уявленні про взаємодію струмів електронів із напрямками «спін уверх» та «спін вниз» шляхом зіткнення з обміном імпульсами. Явище перемішування спінових станів (spin mixing) відбувається завдяки «спін-фліп» розсіюванню (процесів спінових переворотів) і, головним чином, у результаті розсіювання на магнонах, яке, збільшуючись із ростом температури, частково вирівнює струми каналів «спін вниз» і «спін уверх», вище кімнатної для більшості феромагнетиків. На сьогодні двострумова модель – це основна модель у спінтроніці. Однак дивно, що трактування спінтронних явищ у цілому ґрунтується на спрощеній моделі, що нехтує перемішуванням спінових станів і передбачає, що електрична провідність розглядається як провідність двох паралельно з'єднаних незалежних спінових каналів (рис. 1в). Безсумнівно, було б корисно знову переглянути інтерпретацію багатьох недавніх експериментів уже із урахуванням перемішування спінових станів (тут не слід плутати механізм спінового перемішування з релаксаційними механізмами при спіновій акумуляції, зумовленими іншими типами процесів перевороту спіну [6]).

Насправді дещо експериментальні факти, що наведені у моїй дисертації, пов'язані з металами, що леговані двома типами домішок, уже були передвісниками відкриття в галузі ГМО [4]. Це пояснює рис. 2. Наприклад, припустимо, що зразок Ni легований домішками Co, він має здатність до сильного розсіювання електронів у каналі зі спіном «вниз», і Rh, який сильно розсіює електрони зі спіном «уверх». У трикомпонентному сплаві Ni (Co+Rh), який мною названий сплавом першого типу, електрони обох спінових каналів розсіюються і на атомах Co, і на атомах Rh, так що спосте-

рігається помітне зростання величини опору. У протилежній ситуації перебувають сплави другого типу, які леговані домішками, наприклад, Со і Ау, і що мають здатність до сильного розсіювання електронів лише в одному каналі (залишаючи вільним інший); при цьому не відбувається значного збільшення опору. В основі ефекту ГМО лежить ідея заміни домішок А і В трикомпонентного сплаву на шари А і В у багат шарових плівках. При цьому антипаралельній магнітній конфігурації шарів А і В відповідає ситуація для "сплаву першого типу", а паралельній магнітній конфігурації – для "сплаву другого типу". Це дає можливість переключення між станами із великими і малими величинами опорів методом простої зміни взаємної орієнтації намагніченості шарів А і В – від антипаралельної до паралельної. Однак із рівнянь перенесення випливає, що зміни взаємної орієнтації шарів А і В електрони "відчують" тільки у тому випадку, коли вони знаходяться на відстані, меншій від довжини вільного пробігу, тобто, фактично, на відстані кількох нанометрів. На жаль, у 1970-і роки було технічно неможливим виготовити багат шарові плівки з товщинами шарів в декілька нанометрів. Мені довелося відкласти здійснення ряду своїх задумів, і з початку 1970-х років і до 1985 р. наша наукова група Лабораторії фізики конденсованого стану Університету Парі-Зюд працювала над виконанням завдань із дослідження аномального ефекту Холла, спінового ефекту Холла, вивчення природи магнетизму у спінових стеклах і аморфних матеріалах.

Із появою у середині 1980-х років технологій, подібних до молекулярно-променевої епітаксії (МПЕ), з'явилася можливість виготовлення багат шарових плівок, що складаються з дуже тонких окремих шарів, і я вже міг розглянути спробу поширення експериментальних досліджень

Продовження додатка А

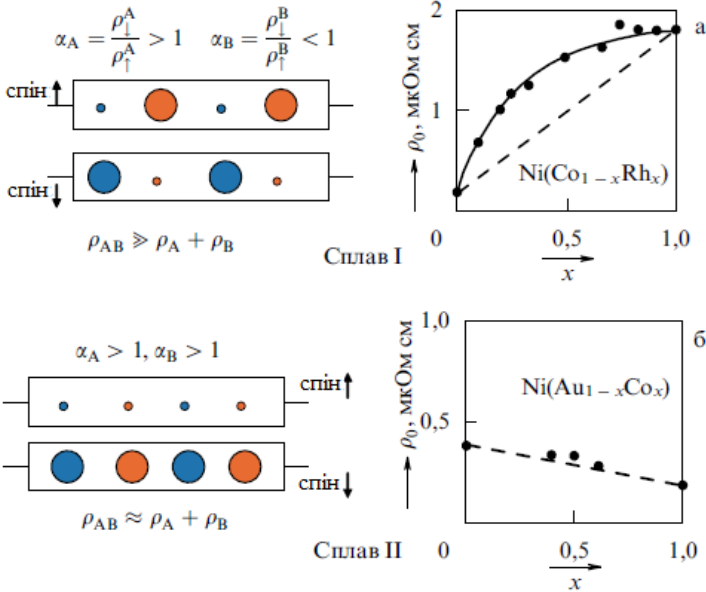


Рисунок 2 – Експерименти, що проведені на три-компонентних сплавах із використанням аналогічного з ГМО принципу [4]: а - схематичне зображення спін-залежної провідності для сплавів, легованих домішками із протилежним характером симетрії спін-залежного розсіювання ( $\alpha_A = \rho_{A\downarrow} / \rho_{A\uparrow} > 1$ ,  $\alpha_B = \rho_{B\downarrow} / \rho_{B\uparrow} < 1$ , звідси випливає, що  $\rho_{AB} \gg \rho_A + \rho_B$ ) та експериментальні результати для сплавів  $\text{Ni}(\text{Co}_{1-x}\text{Rh}_x)$ ; б – те саме для сплавів, легованих домішками з однаковим характером симетрії спін-залежного розсіювання ( $\alpha_A = \rho_{A\downarrow} / \rho_{A\uparrow} > 1$ ,  $\alpha_B = \rho_{B\downarrow} / \rho_{B\uparrow} > 1$ , звідси випливає, що  $\rho_{AB} \approx \rho_A + \rho_B$ ), та експериментальні результати для сплавів  $\text{Ni}(\text{Au}_{1-x}\text{Co}_x)$ . Для ГМО домішки А і В замінюють на багатошарові плівки, при цьому випадки (а)/(б) відповідають антипаралельній/паралельній магнітним конфігураціям сусідніх магнітних шарів

## Продовження додатка А

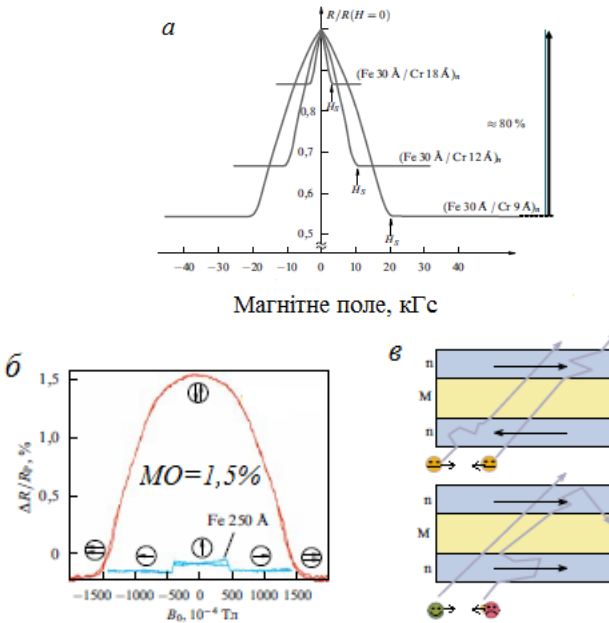


Рисунок 3 – Перші експериментальні результати із спостереження ГМО: *а* – багатошарові плівки Fe/Cr(001) [1] ( у загальноприйнятих позначеннях для магнітоопору  $MO = 100 (R_{AP} - R_P) / R_P$ , величина  $MO = 80\%$  для багатошарової плівки Fe(3 нм)/ Cr(0,9 нм); *б* – тришарові структури Fe/Cr/Fe [2]; *в* – схема механізму виникнення ГМО. У випадку паралельної магнітної конфігурації (нижня схема) електрони, що належать одному із каналів (із спіном уверх або вниз) можуть вільно переміщатися по всіх магнітних шарах, і висока провідність цього каналу призводить до малої величини повного опору зразка. В антипаралельній конфігурації (верхня схема) електрони в кожному з каналів сильно розсіюються кожним другим магнітним шаром, що приводить до зростання опору (із статті [18])

трикомпонентних сплавів на багатошарові плівки. Крім того, у 1986 р. я став свідком виконання в групі під керівництвом Петера Грюнберга [7] серії чудових експериментів із бриллюєнівського розсіювання, які відкрили існування міжшарової обмінної взаємодії антиферромагнітного характеру в плівках Fe/Cr. Система Fe/Cr – це магнітна багатошарова структура, в якій під дією зовнішнього магнітного поля можливе переключення взаємної орієнтації намагніченості в сусідніх магнітних шарах від антипаралельної до паралельної. При співпраці із колективом Алана Фрідерика в компанії Thomson-CSF я розпочав виготовляти та вивчати багатошарові плівки Fe/Cr. Фахівці з МПЕ в Thomson-CSF Патрік Етьєн і троє моїх аспірантів, спочатку Фредерік Нгуєн Ван До, а пізніше Аньєс Бартелемі і Фредерік Петров також були залучені до роботи над проектом. Усе це привело нашу групу до відкриття в 1988 р. [1] саме тих самих значних магніторезистивних ефектів, які отримали назву ГМО (рис. 3а). Одночасно ефекти аналогічної природи на тришарових структурах Fe/Cr/Fe були отримані Петером Грюнбергом в Юліху [2] (рис. 3 б). Інтерпретація ГМО подібна до вищеописаної для трикомпонентних сплавів та проілюстрована на рис. 3 в. Перший опис ГМО у рамках класичної моделі був опублікований у працях Кемлі і Барнаса [8] в 1989 р., а в 1991 р. разом з Леві і Жангом я працював над першою квантовою моделлю ГМО [9].

Мене часто запитують, чи очікував я отримати настільки значні магніторезистивні ефекти? Можу відповісти - і "так", і "ні". З одного боку, екстраполюючи свої попередні результати для трикомпонентних сплавів, я міг би припустити наявність дуже великого за величиною магнітоопору.

З іншого боку, було побоювання, що структурні дефекти у багатошарових плівках, наприклад, наявність шорсткості на межах поділу, могли б внести спін-незалежне розсіювання і значно зменшити спін-залежне розсіювання в магнітних шарах. І мені видається великою удачею, що розсіювання електронів на шорсткостях меж поділу виявилось спін-залежним і дало свій внесок у об'ємне розсіювання (внески в об'ємне розсіювання і розсіювання на межах можуть бути окремо відновлені з експериментальних даних дослідження ГМО в геометрії «струм перпендикулярний до площини»).

### **3. Золотий вік гігантського магніторезистивного ефекту**

Дуже скоро наші публікації про відкриття гігантського магніторезистивного ефекту звернули увагу наукового суспільства як з точки зору фундаментальної науки, так і з точки зору різноманіття прикладних можливостей. З того часу вивчення магнітних багатошарових структур і ГМО стало дуже популярною тематикою. У нашій групі, що була підсилена такими співробітниками, як Аньєс Бартелемі та Фредерік Петров, виникло відчуття від дослідження зовсім невивченої країни із дивними відкриттями у майбутньому. З точки зору експерименту зазначу два дуже важливих результати, що були опубліковані у працях 1990 року. По-перше, у праці [10] Паркіна та ін. спостерігався ГМО у багатошарових плівках Fe/Cr, Co/Ru, Co/Cr, що були приготовані за допомогою більш простої та швидкої техніки конденсації, та зроблено висновок про осцилюючий характер ГМО, який був обумовлений осциляціями



міжшарової обмінної взаємодії як функції товщини немагнітних шарів. Також у 1990 році іншими групами вчених (Шиньо і Ямамото [11], Дюпа та ін. [12]) було проілюстровано, що ефекти ГМО можна спостерігати і в багатошарових структурах, які не мають антиферомагнітного характеру міжшарової взаємодії і які складаються із магнітних шарів з різними коерцитивними силами. Ще один важливий результат 1991 року – спостереження більших за величиною і осцилюючих ефектів ГМО на зразках  $\text{Co/Cu}$ , що стали прототипом ГМО-систем (рис.4 а). Ці результати вперше були отримані в моїй науковій групі [13] аспірантом Данте Москкой на багатошарових плівках, приготованих методом конденсації в Університеті м. Мічиган, і паралельно групою під керівництвом Стюарта Паркіна в IBM [14]. У роботі Дієні та ін. [15] уперше описано явище ГМО в структурах типу "спіновий вентиль" (у тришарових плівках "spin-valve"), що базуються на моделі, запропонованій Петером Грюнбергом [16], з яким ми розділили Нобелівську премію. Відповідно до цієї моделі один із двох магнітних шарів пов'язаний обмінною взаємодією з антиферомагнітним прошарком, у той час як намагніченість іншого шару є вільно орієнтованою. Намагніченість вільного шару може бути інвертована дуже малими за величиною магнітними полями; на сьогодні цей принцип використовується в більшості практичних застосувань.

У лекції Нобелівського лауреата Петера Грюнберга розповідається про інші розроблення початку 1970-х років з досліджень магнітних багатошарових плівок та гігантського магніторезистивного ефекту і, зокрема, дано уявлення про різні пристрої, принцип дії яких базується на ефекті ГМО в спінових вентилях [17, 18]. У зчитувальних головках (рис. 5) зовнішніх магнітних жорстких дисків ГМО-

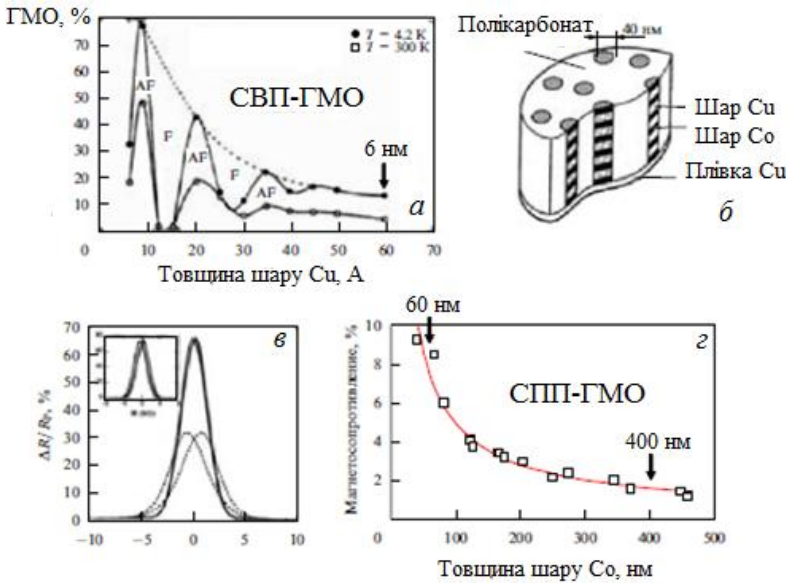


Рисунок 4 – а – зміна відносного ГМО для багат шарових плівок Co/Cr у звичайній геометрії СВП (струм у площині) як функція товщини шару Cu [13]; характерний масштаб довжини – це довжина вільного пробігу (менша); б – структура багат шарового нанодроту, що застосовується при вимірюванні ГМО в геометрії СПП (струм перпендикулярний до площини) [20]; в – ГМО, яке було виміряне в геометрії СПП для багат шарових дротів пермалой 12 нм/мідь 4 нм (суцільні лінії) та багат шарових нанодротів кобальт 10 нм / мідь 3 нм (пунктирна лінія); г – зміна відносного ГМО в геометрії СПП у багат шарових нанодротах Co/Cu як функція товщини Co [20]; характерний масштаб довжини у цьому випадку – спінова дифузійна довжина (більша)

сенсори, що працюють за принципом спінового вентиля, до 1997 р. витіснили сенсори, дія яких базувалася на ефекті анізотропного магнітоопору. Забезпечуючи чутливий і масштабований метод зчитування інформації, застосування ефекту ГМО привело до збільшення величини поверхневої щільності запису більш ніж на два порядки (з  $\sim 1$  до 600 Гбіт/дюйм<sup>2</sup> до 2007 р.). Це відкрило шлях до створення небувалої за ємністю зовнішньої пам'яті (до 1 Тбайта) для відеозапису або створення резервних копій, а також для виробництва невеликих за розміром жорстких

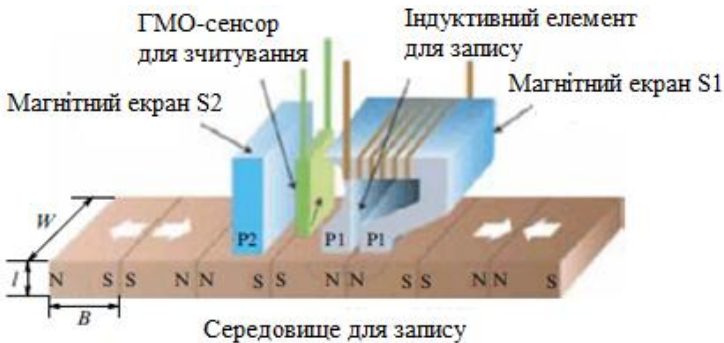


Рисунок 5 – ГМО-головка жорсткого диска (із роботи Чапперта та ін. [18])

дисків (діаметром до 0,85-дюймів (21,6 мм)) для мобільних пристроїв (надлегких ноутбуків, портативних мультимедійних плеєрів). ГМО-сенсори застосовуються і в багатьох інших галузях - в основному в автомобільній промисловості та біомедицині [19]

## 5 Висновок

Ми бачимо, що менш ніж за двадцять років застосування спінтронних явищ дало можливість суттєво підвищити ємність зовнішніх накопичувачів, поширивши технологію жорстких дисків на такі мобільні пристрої, як фото- та відеокамери та портативні мультимедійні плеєри. Спінтроніка проникла у галузь автомобільної промисловості та біомедичні технології, а об'єднавшись із застосуванням ефектів тунельного магнітоопору і явищ перенесення спіну, підготує платформу для впровадження в технології оперативної пам'яті комп'ютерів і мікрохвильових джерел наших мобільних телефонів. Сучасні наукові дослідження явищ перенесення спіну, мультифероїків, дослідження у сфері напівпровідникової та молекулярної спінтроніки відкривають нові горизонти для багатьох практичних застосувань. Інша перспектива спінтроніки, що залишилася за рамками моєї лекції, передбачає використання квантово-механічних властивостей спіну і тривалого часу когерентності спіну в нанорозмірних структурах в інших, набагато більш революційних додатках, пов'язаних з квантовими комп'ютерами. Спінтроніці необхідно зайняти найважливіше місце в науці і технології XXI століття.

## Список літератури

(збережений оригінальний текст посилань автора)

1. Baibich M N, Broto J M, Fert A, Nguyen Van Dau F, Petroff F, Etienne P, Creuzet G, Friederich A, Chazelas J Phys. Rev. Lett. 61 2472 (1988)

2. Binasch G, Grunberg P, Saurenbach F, Zinn W Phys. Rev. B 39 4828 (1989r)
3. Mott N F Proc. R. Soc. London A 153 699 (1936)
4. Fert A, Campbell I A Phys. Rev. Lett. 21 1190 (1968); J. Phys. Colloq. (Paris) 32 C1 (1971); J. Phys. F Met. Phys. 6 849 (1976)
5. Loegel B, Gautier F J. Phys. Chem. Solids 32 2723 (1971)
6. Внесок процесів перевероту спіну в спінове перемишування (тобто обмін спіновими моментами між двома каналами, в основному, через магнетонного розсіяння [4]) не слід плутати із внеком процесів перевероту спіну в релаксацію в ефектах спінової акумуляції (в основному, через спин-граткову релаксацію шляхом спин-орбітальної взаємодії).
7. Grunberg P, Schreiber R, Pang Y, Brodsky M B, Sowers H Phys. Rev. Lett. 57 2442 (1986)
8. Camley R E, Barnas J Phys. Rev. Lett. 63 664 (1989)
9. Levy P M, Zhang S, Fert A Phys. Rev. Lett. 65 1643 (1990)
10. Parkin S S P, More N, Roche K P Phys. Rev. Lett. 64 2304 (1990)
11. Shinjo T, Yamamoto H J. Phys. Soc. Jpn. 59 3061 (1990)
12. Dupas C, Beauvillain P, Chappert C, Renard J P, Trigui F, Veillet P, Velu E, Renard D J. Appl. Phys. 67 5680 (1990)
13. Mosca D H, Petroff F, Fert A, Schroeder P A, Pratt W P (Jr.), Loloee R J. Magn. Mater. 94 L1 (1991)
14. Parkin S S P, Bhadra R, Roche K P Phys. Rev. Lett. 66 2152 (1991)
15. Dieny B, Speriosu V S, Parkin S S P, Gurney B A, Wilhoit D R, Mauri D Phys. Rev. B 43 1297 (1991)

16. Grunberg P "Magnetic field sensor with ferromagnetic thin layers having magnetically antiparallel polarized components", US patent 4,949,039 (1990)

17. Parkin S S P, in Spin Dependent Transport in Magnetic Nanostructures (Eds S Maekawa, T Shinjo). – London: Taylor & Francis, 2002. – 237 p.

18. Chappert C, Fert A, Nguyen Van Dau F Nature Mater. 6 813 (2007)

19. Freitas P P, Ferreira H, Graham D, Clarke L, Amaral M, Martins V, Fonseca L, Cabral J S Europhys. News 34 224 (2003)

20. Piraux L, George J M, Despres J F, Leroy C, Legras R, Ounadjela K, Fert A Appl. Phys. Lett. 65 2484 (1994); Fert A, Piraux L J. Magn. Mater. 200 338 (1999)

**Навчальне видання**

**Куницький Юрій Анатолійович,  
Курилюк Василь Васильович,  
Однодворець Лариса Валентинівна,  
Проценко Іван Юхимович**

# **Основи спінтроніки: матеріали, прилади та пристрої**

**Навчальний посібник**

**Дизайн обкладинки К. В.Тищенко  
Редактори Н. А. Гавриленко, Н. В. Лисогуб  
Комп'ютерне верстання Л. В.Однодворець**

Формат 60x84/16. Ум.друк. арк. 7,44. Обл.-вид. арк.5,. Тираж 300 пр. Зам.№

**Видавець і виготовлювач  
Сумський державний університет,  
вул. Римського-Корсакова, 2, м.Суми, 40007  
Свідоцтво суб'єкта видавничої справи ДК № 3062 від 17.12.2007.**