

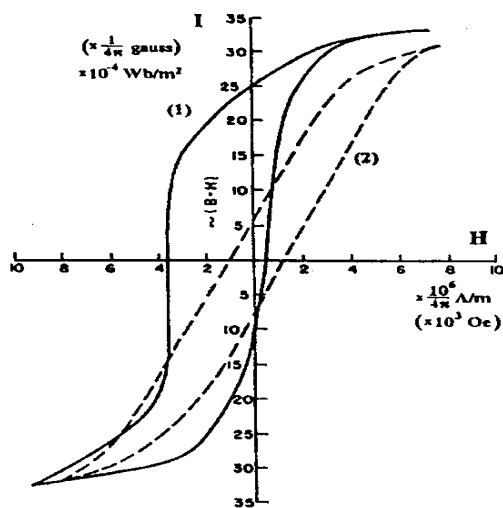
鐵磁/反鐵磁金屬薄膜之間的交換磁異向性

胡裕民、黃榮俊
南榮技術學院電子科 成大物理系

一. 前言

以巨磁阻(Giant magnetoresistance, GMR)磁性多層膜為讀取頭的硬碟機，在短短幾年內使硬碟資料存量由每單位平方英吋一億單元(1 Gbits/in²)提高到每單位平方英吋二十億單元以上。而具有交換磁異向性(Exchange Magnetic Anisotropy)之自旋閥(Spin Valve)多層膜被視為最有潛力的巨磁阻系統。

交換磁異向性的現象最早在 1956 年由 Meiklejohn 和 Bean^[1] 在直徑約 20~100 nm 的部份氧化 Co 微小粒子(即 Co/CoO)中發現(如圖一所示)，當鐵磁與反鐵磁界面在外加磁場作用下自高溫



a)

圖一. 部份氧化的 Co 微粒系統於 77K 時的磁滯曲線，實線(1)與虛線(2)分別為在外加 10kOe 磁場與未加磁場下冷卻處理後的量測結果，量測磁場方向與冷卻處理時外加磁場方向相同。(參考文獻[1])

(高於反鐵磁物的尼爾溫度，Néel temperature)

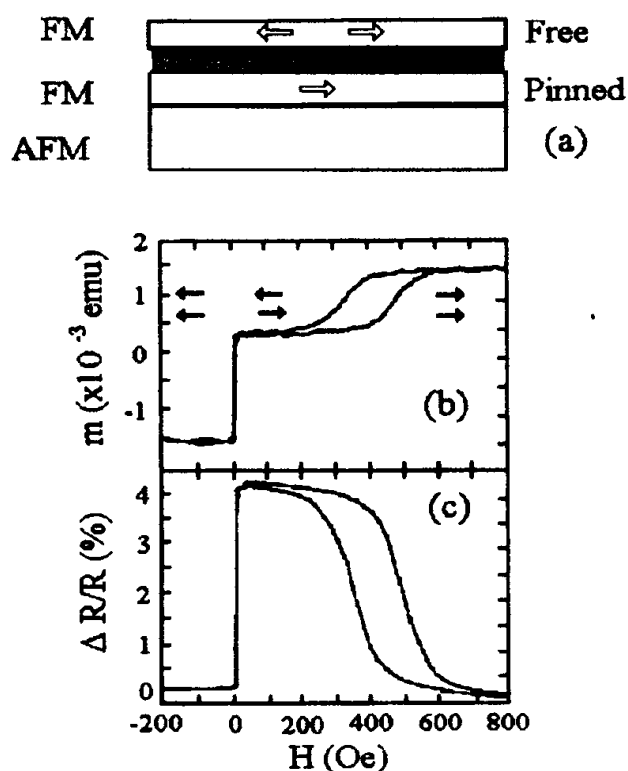
冷卻後，鐵磁物的磁滯曲線會往原先外加磁場方向的相反方向偏移(此曲線偏移量稱之為交換偏壓場)，且矯頑場明顯增加。此單方向(Unidirectional)偏移的效應起因於鐵磁與反鐵磁界面的交換耦合(exchange coupling)作用，因此稱之為交換磁異向性。此交換耦合作用引起科學研究者高度的關注與興趣^[2,3]，因為在理論及實驗方面磁性薄膜的磁結構性質與界面效應等作用機制是非常豐富的研究領域，而在應用方面自從 1991 年 Dieny^[4] 提出自旋閥式的巨磁阻磁頭系統設計概念後，鐵磁層/反鐵磁層系統的交換磁異向性性質的實際應用價值更引起了磁性產業界諸多的關注^[5,6]。自旋閥多層膜的結構包括了(鐵磁層一/分隔層/鐵磁層二/反鐵磁層)，如圖二所示。鐵磁層一不受反鐵磁層影響故又稱為自由層(free layer)。鐵磁層二則受反鐵磁層作用而產生磁滯回路偏移現象，故又稱為釘紮層(pinned layer)。分隔層(spacer layer)則區隔兩鐵磁層，通常使用 Cu 作為自旋閥的分隔層有最好巨磁阻效果。在自旋閥式的巨磁阻磁頭系統的概念中^[7]，乃是利用自由的鐵磁層一與受交換偏移的鐵磁層二，在小磁場感應作用下即能產生兩鐵磁層自旋磁化同向與反向的兩種排列，因而造成磁阻的變化(圖二)，這樣高的磁阻變化靈敏度可應用於高儲存密度的磁頭讀取或磁感應元件。

一般在鐵磁層與反鐵磁層的交換磁異向性的研

究中，鐵磁層多為 Fe、Co 或 NiFe 等 3d 過渡鐵磁性金屬。而反鐵磁層材料的選擇除了對其本身的磁性結構與耦合機制的主軸研究外，實際應用於自旋閥式巨磁阻系統亦是主要考量。可作為自旋閥式巨磁阻系統中交換偏移層(Exchange Biasing Layer)的反鐵磁層大致上須具備以下性質：(1)強的界面交換異向耦合作用，即大的交換場(Exchange Field)以及小的矯頑場(Coercive Field)，(2)良好的熱穩定度，亦即對應於高的尼爾溫度與阻隔溫度(Blocking Temperature--為交換偏移場消失的溫度)，(3)好的抗腐蝕度與抗氧化度，(4)製程容易。目前在實驗研究方面，反鐵磁層的選擇種類大致可分以下幾種：(A)鐵磁性金屬的氧化物(如：CoO、Ni 等)薄膜，(B) Mn 系列與鐵磁性金屬的合金(如：FeMn、NiMn、CoMn 等)薄膜，(C) Mn 與其它過渡金屬的合金(如：PtMn、PdMn、IrMn 等)薄膜，(D)其它合金薄膜系統(如：FeF₂)。由於反鐵磁性合金薄膜本身在結構與磁性上的豐富變化，利用先進的真空技術與表面磁學性質測量儀器可使得這方面研究不僅對於物理有更進一步的了解，更可應用於高價值的高科技產品，因此近年來在大型的國際磁性研討會議中(如：MMM，Intermag)，鐵磁與反鐵磁界面交換磁異向性是最熱門的研究主題之一。

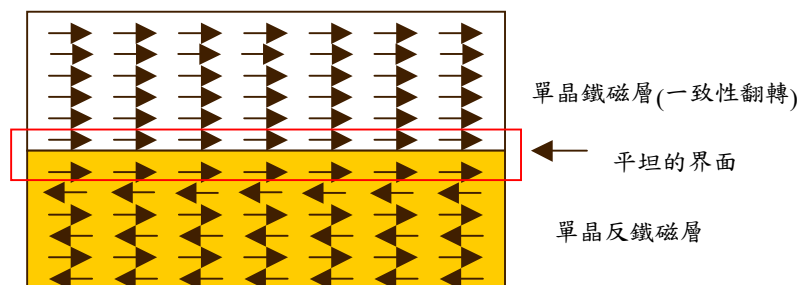
二. 理論與實驗發展

理論機制方面，對於鐵磁層與反鐵磁層薄膜界面的交換耦合作用一般認為與界面的粗糙度(Interfacial Roughness)、反鐵磁層的磁疇(Magnetic



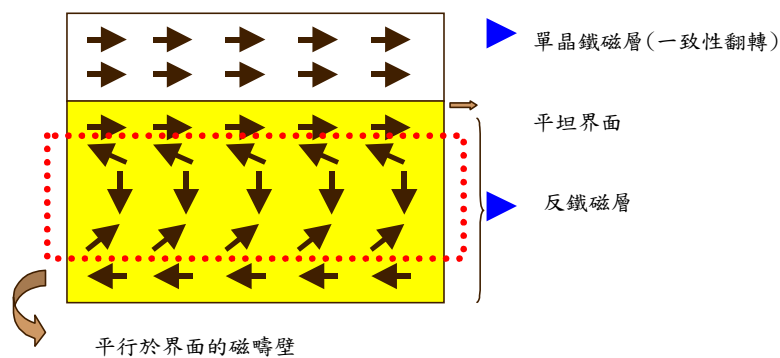
圖二. (a)自旋閥裝置示意圖。(b)、(c)分別(Ni₈₀Fe₂₀/Cu/ Ni₈₀Fe₂₀/FeMn)GMR 自旋閥系統於室溫時的磁滯曲線和磁阻變化。(參考文獻 [4])

Domains)排列以及反鐵磁層界面的原子磁矩排列--補償面或非補償面(Compensated or Uncompensated plane)--有關，然而卻無一適合的模型能充份解釋



圖三. 鐵磁層/反鐵磁層界面“理想化”模型。(參考文獻 [8])

此現象並與實驗結果完全吻合。1962 年 Meiklejohn^[8] 提出所謂‘理想化’模型(圖三),然而此模型所計算出交換偏移場卻高出實驗值兩個數量級之多。1967 年 Néel^[9] 提出此交換耦合能量是由反鐵磁層中臨近界面處出現平行界面的磁疇壁所儲存。1987 年 Mauri^[10] 與 Malozemoff^[11] 分別提出磁疇壁平行於界面模型(Planar Domain Wall Model, 如圖四所示)以及磁疇壁垂直於界面之任意場模型(Random Field Model, 如圖五所示); 1997 年 Koon^[12] 提出由反鐵磁層界面原子磁矩的自旋翻轉



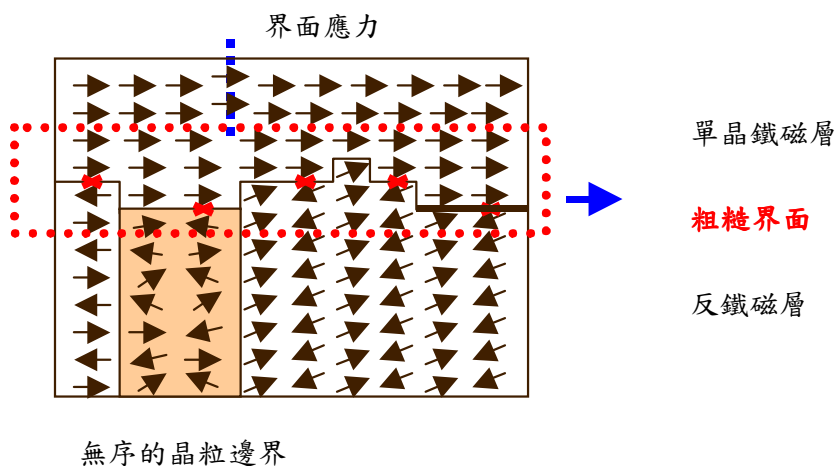
圖四. 鐵磁層/反鐵磁層界面“planar domain wall”模型。(參考文獻[10])

(Spin-Flop) 態與鐵磁層之間的垂直耦合(稱為 Spin-Flop Coupling)可能是造成交換耦合的機制(圖六)。1999 年 Schulthess^[13] 對於理想的 CoO(111)/鐵磁層系統(假設 CoO 與鐵磁層均為單晶且單一磁疇, CoO(111)界面為補償)利用微觀 Heisenburg 模型以及對自旋運動的古典

Landau Lifshitz 方程式計算認為此 Spin-Flop 垂直耦合作用僅對於鐵磁層引致一強的單軸磁異向性,造成矯頑場明顯增加,而真正導致交換耦合作用的是反鐵磁層界面中未補償缺陷(Uncompensated Defects)。明顯地,由於此鐵磁層與反鐵磁層之間交換耦合作用為界面效應,因而增添了研究交換磁異向性的困難度與複雜度。

在實驗方面,由於交換偏壓耦合現象最先從 Co 與其表面氧化層的微小粒子中發現,因此早期對於反鐵磁薄膜的選擇研究多著重於過渡金屬的氧化物

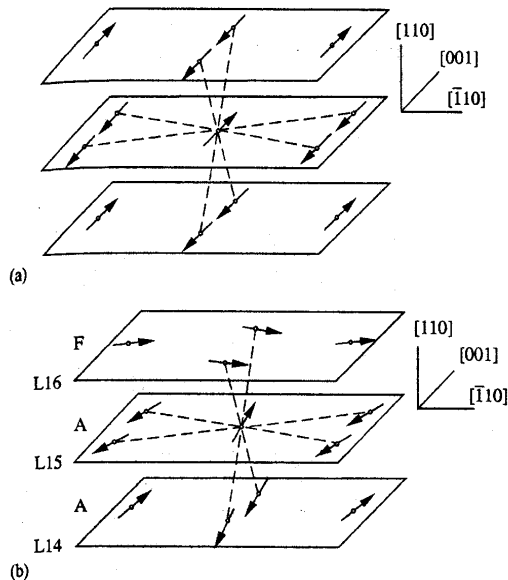
(如: CoO、NiO 等薄膜),此類絕緣性的反鐵磁氧化物薄膜在化學及磁性結構方面較為簡單穩定,應用在自旋閥系統中可避免分電流(Shunting Current)效應的發生。雖然它們對於鐵磁層可有較大的交換偏壓作用(例如 Co/CoO 雙層薄膜^[14]有最大的界面交換能量密度



圖五. 鐵磁層/反鐵磁層界面“random field”模型。(參考文獻[11])

$$\Delta\sigma = 3.5 \text{ erg/cm}^2 \text{ at } 10\text{K}, H_{\text{eb}} = \frac{\Delta\sigma}{M_{\text{FM}} t_{\text{FM}}},$$

而且有相當好的抗腐蝕性與抗氧化性，然而伴隨著



圖六. 鐵磁層/反鐵磁層界面 spin-flop coupling 模型。(a)理想的 AFM-(110)晶面的磁矩排列，虛線表示交換鍵結。(b)鐵磁與反鐵磁層界面(L16/L15)的磁矩組態。(參考文獻 [12])

受偏壓鐵磁層的矯頑場明顯增加以及反鐵磁層本身的尼爾溫度相對偏低(CoO 與 NiO 塊體的 T_N 分別為 293K 及 525K)等因素，使得在實際應用的自旋閥系統中並未受到青睞，近幾年的研究以及實際應用上反而是金屬性的反鐵磁層薄膜系統較受到矚目，因此本文就近幾年來金屬反鐵磁層/鐵磁層薄膜的研究做些整理與介紹。

當反鐵磁層為金屬性薄膜時，目前對於其與鐵磁金屬薄膜之間的交換耦合作用的瞭解仍有限，原因大致為：(1)相較於絕緣性的反鐵磁氧化膜，金屬反鐵磁薄膜的晶體結構常偏離了立方對稱性，這使得對於此雙層或多層薄膜系統適當的磊晶成長條件與技術變得較為困難。(2) 金屬反鐵磁薄膜的自旋

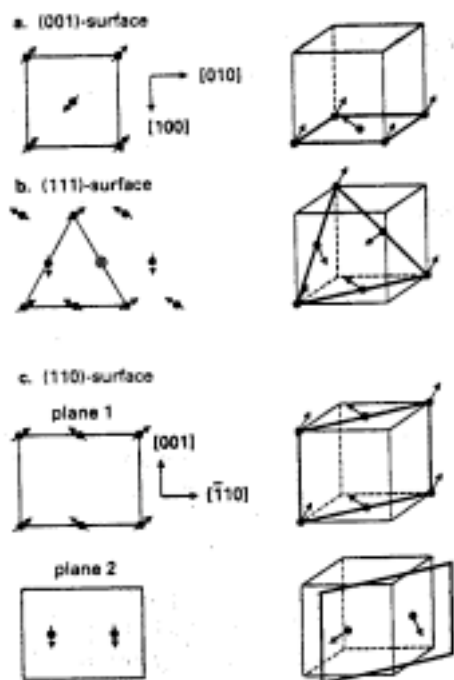
結構一般較為複雜，存在有“多自旋子晶格”(Multi-Spin Sublattices)以及隨溫度而改變的自旋相。(3) 金屬反鐵磁薄膜相較於絕緣性的反鐵磁氧化膜通常有較高的尼爾溫度，因此並非所有反鐵磁金屬薄膜都能自尼爾溫度作磁退火的處理而不用考慮結構上可能的不可逆改變--包括晶粒生長 (grain growth)與內部擴散(interdiffusion)等因素。上述的幾項因素雖然使得對於鐵磁層/金屬反鐵磁層之間交換耦合作用的研究增添些許困難，但也因為如此，深入的探討反而使得我們對於交換偏移耦合作用的現象與機制能有更進一步的認識與了解。一般作為交換偏移作用研究的金屬反鐵磁薄膜通常 Mn 系列的合金，因篇幅所限以下我們就 FeMn、NiMn、IrMn、以及 PtMn 等 Mn 系列金屬反鐵磁薄膜分別加以說明：

(一) FeMn 系統：

自 1978 年 Hempstead^[15]發現 $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}/\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}$ 雙層薄膜系統有交換偏移現象後，反鐵磁性 $\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}$ 薄膜隨即被廣泛的研究，並最早應用於自旋閥式巨磁阻磁頭系統中。1981 年 C. Tsang^[16]在 $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}/\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}$ 薄膜系統中發現當 $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ 厚度介於 25nm~40nm 之間時，交換偏移場 H_{eb} 與 $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ 鐵磁層厚度 t_{FM} 約略成反比。1991 年 Kung 實驗發現^[17] $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ 沉積於 FeMn 上會比 FeMn 沉積於 $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ 上得到較低的交換偏移場。在結構方面，室溫時 FeMn 在 Mn 原子含量於 30~55%之間為無序(γ phase)的反鐵磁性面心立方結構^[18]；雖然 Mn 塊體的 γ phase 在室溫時為非穩定相，然而 FeMn 的 γ phase 在薄膜狀態是穩定的，而且甚至無需經過磁退火處理。由於 $\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}$ 塊體的晶格常數 ($a = 3.625\text{\AA}$)與 $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ (面心

立方結構， $a=3.55\text{\AA}$)非常接近，因此無論是利用濺鍍(Sputtering)或是蒸鍍(Evaporating)的方式， $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}/\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}$ 雙層薄膜的磊晶生長並不困難。然而 $\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}$ 薄膜的阻隔溫度在目前所研究 Mn 系列的反鐵磁性合金薄膜中是最低的($T_b \sim 425\text{K}$)，而且它的抗腐蝕性與抗氧化性較差，因此就應用方面必將被其他的反鐵磁性金屬薄膜所取代。

$\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}$ 的自旋結構一般由所謂的<111>模型來描述(如圖七所示)：(111)面上原子的自旋磁矩方向與平面夾 $\pm 19.5^\circ$ 或 $\pm 90^\circ$ ，而在平面上為自旋補償；



圖七. 反鐵磁性 $\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}$ 合金在<111>模型下不同晶面的自旋結構。(參考文獻 [19])

向 $[110]$ 和 $[-110]$ 方向，而在平面上亦為自旋補償；而對於(110)面，一層原子的自旋磁矩方向與平面夾 $\pm 54.7^\circ$ 指向 $[001]$ 方向，另一層原子的自旋磁矩方向

則與平面平行指向 $[00-1]$ 方向，在平面上為自旋非補償。在此<111>模型的自旋結構下，Spin-Flop 耦合作用是不可能發生的，因此對於 $\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}$ 系統而言 Koon 的模型並不適用。而在 1994 年 Jungblut^[19]利用分子束磊晶(Molecular Beam Epitaxy)的方式生長出 (111)、(001) 以及 (110) 三種單晶向的 $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}/\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}$ 薄膜系統，他們發現即使 $\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}$ 是 (111)或(001)自旋非補償面時亦有交換偏移的作用，而且以(111)系統最為明顯，他們認為這樣的結果是由於 $\text{Ni}_{80}\text{Fe}_{20}$ 與 $\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}$ 之間界面的粗糙度 (Interfacial Roughness) 所導致的，其交換耦合作用可以 Malozemoff 模型來加以解釋。隨後許多的研究均顯示在鐵磁層/ $\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}$ 系統的交換偏移作用中，鐵磁層與反鐵磁層界面的粗糙度扮演著關鍵的角色。

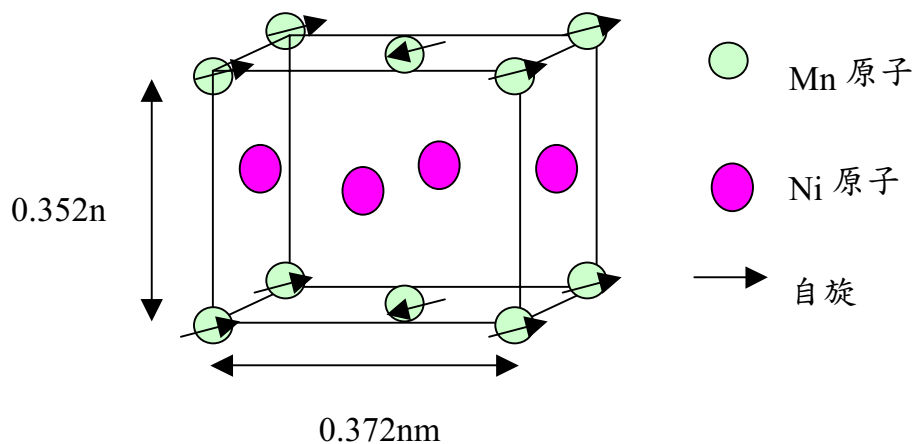
(二) IrMn 系統：

$\text{Ir}_{20}\text{Mn}_{80}$ 合金與 $\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}$ 合金同為反鐵磁性無序的面心立方結構(γ phase)，尼爾溫度約在 400°C 左右。1997 年 Fuke^[20]在 $\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}/\text{Ir}_{20}\text{Mn}_{80}$ 薄膜系統中發現室溫時界面交換能量密度 $\Delta\sigma$ 可達到 0.19 erg/cm^2 ，阻隔溫度在 265°C ；由於反鐵磁性 $\text{Ir}_{20}\text{Mn}_{80}$ 合金薄膜無須經過磁退火處理，而且在磁性上比 $\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}$ 系統有較大的交換場與較高的阻隔溫度，因此近年來許多自旋閥應用的研究 $\text{Ir}_{20}\text{Mn}_{80}$ 取代 $\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}$ 。1999 年 Devasahayam^[6]在以 $\text{Ir}_{20}\text{Mn}_{80}$ 為反鐵磁層的自旋閥系統中發現磁阻變化可達 10 %左右，且操作溫度可達到 200°C 。然而在 Mn 系列的反鐵磁合金中， $\text{Ir}_{20}\text{Mn}_{80}$ 合金的抗腐蝕性只比 $\text{Fe}_{50}\text{Mn}_{50}$ 合金好一些，熱穩定度方面(操作時間)則比 NiMn 和 PtMn 系統差^[21]。此外，當 IrMn 薄膜有較好的(111)晶向

組織時較容易得到強的交換耦合作用，這與 FeMn 系統的結果類似。

(三) NiMn 系統:

當 Mn 原子比例介於 43~53 %之間，NiMn 合金系統為一有序的 CuAu-I (L1₀)面心四角(Face Center Tetragonal, FCT)的晶體結構(圖八)，且為反鐵磁性^[22] -- Ni 原子磁矩非常小($< 0.2\mu_B$)，而 Mn 原子



圖八. 反鐵磁性 Ni₅₀Mn₅₀ 合金的 CuAu-I (L1₀)有序結構。

(磁矩約為 $3.8 \mu_B$)之間最鄰近為反鐵磁耦合，次鄰近則為鐵磁耦合。NiMn 合金塊體的尼爾溫度可高達 800°C；此外，反鐵磁性的有序 Ni₅₀Mn₅₀ 合金有高的晶體異向場、好的熱穩定性及抗腐蝕性（比 FeMn 有較好的化性穩定度），因此引起了廣泛研究的興趣。由於有序的反鐵磁 Ni₅₀Mn₅₀ 合金為 FCT 結構，用濺鍍或是蒸鍍的方式大多生長出(001)或是(111)的自旋補償面，即使利用磊晶方式也不容易生長出(100)的自旋非補償面，因此在 NiMn 系統中目前仍無法清楚分辨其交換耦合作用是適用於何種模型。

Lin^[23] 比較了 Ni₈₁Fe₁₉/Fe₄₆Mn₅₄ 與 Ni₈₁Fe₁₉/Ni₅₀Mn₅₀

兩個雙層系統，發現後者在經過 24 小時 255°C 的退火處理後界面的能量密度($\Delta\sigma = 0.27 \text{ erg/cm}^2$ ，於室溫時)約為前者的三倍之多，400°C 的阻隔溫度也遠高於前者的 150°C。雖然以 Ni₅₀Mn₅₀ 為反鐵磁層的自旋閥系統經過長時間的操作結果比 FeMn 好很多，然而 Ni₅₀Mn₅₀ 系統也有些許缺點：(1)Ni₅₀Mn₅₀ 合金薄膜要得到有序 FCT 結構反鐵磁性得先經過高溫(至少 250°C 以上)長時間的場退火處理，這對於自

旋閥多層膜系統的生長並不方便。(2)經過磁退火處理後的 Ni₈₁Fe₁₉/Ni₅₀Mn₅₀ 薄膜系統會出現矯頑場明顯的增加。(3)Ni₅₀Mn₅₀ 合金薄膜厚度需大於 300 Å 才能獲得較為明顯的交換偏移作用，這使得分電流效應無法避免。雖然如此，目

前 Ni₅₀Mn₅₀ 系統相較於其他系統仍是較為理想的選擇之一。

(四) PtMn 系統:

與 Ni₅₀Mn₅₀ 系統相似，在結構上有秩序的 (CuAu-I, L1₀) 面心四角(FCT)之 Pt₅₀Mn₅₀ 晶體為反鐵磁性，其塊體的尼爾溫度可達 700°C。實驗^[23] 發現以 Pt₅₀Mn₅₀ 為反鐵磁層的系統在室溫時其介面交換能量密度 $\Delta\sigma$ 大小與 IrMn 系統相當，阻隔溫度(約 310°C)是介於 NiMn 與 IrMn 系統之間；此外，Pt₅₀Mn₅₀ 系統有最好的抗腐蝕性，長時間的操作結果比 IrMn 更好，因此

PtMn 與 NiMn 被視為適合實際應用於自旋閥式巨磁阻磁頭系統。然而 $\text{Pt}_{50}\text{Mn}_{50}$ 系統也有與 NiMn 同樣的缺點--需高溫(至少 230 °C 以上)及長時間的磁退火處理;經過退火處理後鐵磁層的矯頑場會明顯的增加;反鐵磁層薄膜厚度需大於 250 Å 才能獲得較為明顯的交換偏移作用等。

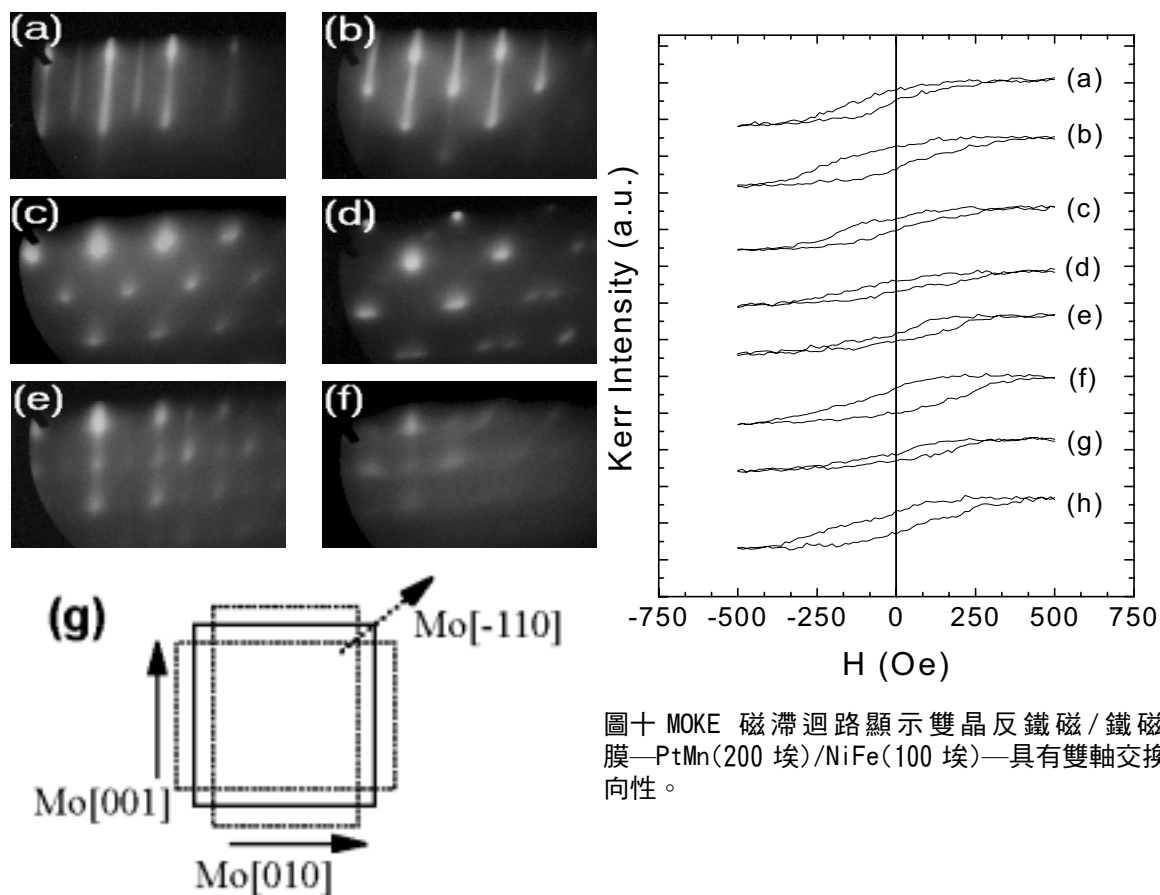
此外,最近的研究發現在 $\text{Pt}_{50}\text{Mn}_{50}$ 系統中以其他元素的原子替代部分的 Pt 原子可以得到較好的磁性質與應用價值。例如以 Pd 替代部分的 Pt 原子的系統-- $\text{Pd}_{30}\text{Pt}_{18}\text{Mn}_{52}$ 系統^[24]中其與鐵磁層的堆疊順序並不太影響交換耦合的性質,使其適合用於不同排列型式的自旋閥系統--例如:FM/M/FM/AFM、AFM/FM/N/FM 以及 AFM/FM/N/FM/N/FM/AFM 等,其中 FM、AFM、N 分別代表鐵磁層、反鐵磁層以及一般金屬層。又如加入 Cr 的 CrMnPt 系統比 NiMn 和 PtMn 系統有較低的磁退火溫度,而其巨磁阻的變化可高達 14%。^[25]

由以上的討論可知在 Mn 系列的合金系統中,就應用的角度而言各有其優缺點。NiMn 與 PtMn 系統在阻隔溫度、界面交換能量密度、抗腐蝕性與抗氧化性、操作穩定度等方面均優於 IrMn 和 FeMn 系統,然而卻需要高溫磁退火的處理以及較厚的厚度,因此目前許多研究嘗試利用不同的薄膜生長技術,或是參雜(doping)第三元素的方式來改進,以達到理想的應用價值。而在學術研究方面,各種新穎之鐵磁層/反鐵磁層雙層薄膜系統以及自旋閥系統的實驗製程與量測正如火如荼的進行中。雖然到目前為止鐵磁/反鐵磁層交換耦合性質仍未有一適合的統一模型來加以說明,但相信在各方積極研究探討下此一重要物理課題很快會有所進展,應用上的難題也會得到解決。

三. 國內和我們的研究發展介紹

在國內許多的單位在鐵磁與反鐵磁界面交換耦合方面的研究也有不錯的研究成果,例如中研院物理所姚永德教授對自旋閥多層膜有廣泛的研究。中正大學物理系陳恭教授對反鐵磁和鐵磁氧化物薄膜研究多年有成。清大材料系賴志煌教授近年來在 NiO 以及 NiMn 反鐵磁系統有深入的研究。理論方面,台大物理系張慶瑞教授對鐵磁與反鐵磁界面交換耦合已研究多年;清大物理系洪在明教授最近在此領域亦有深入研究。

而我們利用分子束磊晶(MBE)方式對於 FeMn、CoMn、NiFeMn 以及 PtMn 等系統也做了一些較獨特之研究工作^[26-31]。一般研究自旋閥系統大都被限制在多晶材料,對於磊晶結構與磁性之關連性瞭解甚少。我們利用 MBE 方法成長了高品質之自旋閥結構,並研究磊晶方向、應力等因素之影響。例如在 FeMn/NiFe 和 CoMn/NiFe 之自旋閥系統的研究中,我們發現(111)磊晶薄膜比其他成長方向具有較佳的交換耦合效應。然而在 PtMn/NiFe 之自旋閥系統中,(111)磊晶薄膜的交換耦合效應卻比(110)磊晶薄膜差。此結果顯示反鐵磁性材料電子自旋的非補償面(亦即同一平面上電子自旋同向)對於 PtMn/NiFe 系統之交換耦合作用是重要的,然而對於 FeMn/NiFe 和 CoMn/NiFe 系統而言卻沒有幫助。我們推測這主要是因 FeMn 和 CoMn 反鐵磁相為無序結構,而 PtMn 反鐵磁相卻為有序結構。另外我們首先發現薄膜雙晶(Bicrystal)結構會導致所謂的雙軸交換異向性(Bi-Axial Exchange Anisotropy)。一般的交換耦合效應為單向或單軸(Uniaxial Exchange Anisotropy)交換異向性,亦即鐵磁層僅



圖九 (a)(b) 100 埃 Mo(100) 基底面電子繞射圖。
(c)(d) 100 埃 NiFe(110) 雙晶電子繞射圖。
(e)(f) 120 埃 PtMn(110) 雙晶電子繞射圖。
(g) PtMn/NiFe 雙晶 (虛線) 和 Mo(100) 基底之磊晶關係圖。

有一磁易軸，而雙軸交換異向性卻有兩個互相垂直之磁易軸。圖九顯示成長於 Mo(100) 面上之 PtMn/NiFe(110) 雙晶之電子繞射圖和磊晶關係圖。PtMn/NiFe(110) 雙晶之雙軸交換異向性則如圖十所示。注意，由於具有兩個互相垂直之磁易軸，故造成磁滯曲線（相對於曲線中心）之不對稱性，這亦是雙軸交換異向性的特徵。

圖十 MOKE 磁滯迴路顯示雙晶反鐵磁/鐵磁薄膜—PtMn(200 埃)/NiFe(100 埃)—具有雙軸交換異向性。

四. 結語

本文所介紹的鐵磁層/反鐵磁層系統的交換磁異向性，比較著重基礎的物理及材料問題之探討。由於這些系統深具應用價值，未來如何發展到真正實用的地步，則需進一步與應用單位合作方有可能達成。前不久（2000 年 9 月 6 日）於台大物理系召開了一次「MRAM 及自旋電子元件」研討會，與會人士超過 150 人，並有多位業界及工研院代表參加。未來產官學各界若能更加重視推動磁性薄膜之研究與交流合作的進行，則磁性薄膜工業或許有機會在台灣生根茁壯，為綠色矽島開創出另一條科技大道。（本文作者胡裕民為私立南榮工商專校電子工程科助理教授，黃榮俊為成功大學物理系教授）

參考文獻

1. W.H. Meiklejohn, C.P. Bean, Phys. Rev. 102, 1413 (1956).
2. J. Nogués, Ivan K. Schuller, J. Magn. Magn. Mater. 192, 203 (1999).
3. A.E. Berkowitz, Kentaro Takano, J. Magn. Magn. Mater. 200, 552 (1999).
4. B. Dieny, V.S. Speriosu et al., Phys. Rev. B 43, 1297 (1991).
5. M. Lederman, IEEE Trans. Magn. 35, 794 (1999).
6. Adrian J. Devasahayam and Mark H. Kryder, IEEE Trans. Magn. 35, 649 (1999).
7. J.C. S. Kools, IEEE Trans. Magn., 32, 3165 (1996).
8. W.H. Meiklejohn, J. Appl. Phys. 33, 1328 (1962).
9. L. Néel, Ann. Phys. (Paris) 2, 61 (1967).
10. D. Mauri, H.C. Seigmann et al., J. Appl. Phys. 62, 3047 (1987).
11. A.P. Malozemoff, Phys. Rev. B 35, 3679 (1987).
12. N. Koon, Phys. Rev. Lett. 78, 4865 (1997).
13. T.C. Schulthess, W.H. Butler, Phys. Rev. Lett. 81, 4516 (1998).
14. B.H. Miller, E.D. Dahlberg, Appl. Phys. Lett. 69, 3932 (1996).
15. R.D. Hempstead, S. Krongelb and D.A. Thompson, IEEE Trans. Magn. MAG-14, 521 (1978).
16. C. Tsang, N. Heiman and K. Lee, J. Appl. Phys. 52, 2471 (1981).
17. K.T.-Y. Kung, L.K. Louie, G.L. Gorman, J. Appl. Phys. 69, 5634 (1991).
18. H. Umbayashi, Y. Ishikawa, J. Phys. Soc. Japan 21, 1281 (1966).
19. R. Jungblut, R. Coehoorn, M.T. Johnson, J. aan de Stegge and A. Reinders, J. Appl. Phys. 75, 6659 (1994).
20. H.N. Fuke, K. Saito, Y. Kamiguchi, H. Iwasaki, M. Sahashi, J. Appl. Phys. 81, 4004 (1997).
21. J.P. Nozuères, S. Jaren, Y.B. Zhang, A. Zeltser, K. Pentek and V.S. Speriosu, J. Appl. Phys. 87, 3920 (2000).
22. E. Krén, E. Nagy, I. Nagy, L. Pál, P. Szabó, J. Appl. Chem. Solids 29, 101 (1968).
23. T. Liin, D. Mauri, N. Staud, C. Hwang, J.K. Howard and G. Gorman, Appl. Phys. Lett. 65, 1183 (1994).
24. A. Tanaka, Y. Shimizu, H. Kishi, K. Nagasaka, H. Kanai and M. Oshiki, IEEE Trans. Magn. 35, 700 (1999).
25. Sining Mao and Zheng Gao, J. Appl. Phys. 87, 6662 (2000).
26. Y.M. Hu, J.C.A. Huang, C.C. Yu and C.H. Tsao, IEEE Trans. Magn. 33, 3952 (1997).
27. J.C.A. Huang, C.H. Tsao, and C.C. Yu, IEEE Trans. Magn 35, 2931 (1999).
28. J.C.A. Huang, H.C. Chiu, J. Magn. Magn. Mater. 209, 106 (2000).
29. J.C.A. Huang, C.C. Yu, and C.H. Lee, J. Appl. Phys. 87, 4921(2000).
30. C.H. Lai, S.A. Chen, J.C.A. Huang, J. Magn. Magn. Mater. 209, 122 (2000).
31. C.H. Lai, S.A. Chen, J.C.A. Huang, J. Appl. Phys. 87, 6656 (2000).