

第二章 文獻回顧

2-1 稀磁半導體簡介

2-1-1 何謂稀磁半導體？

有別於以往的半導體材料都是非鐵磁性材料，H. Ohno[1]提出在半導體材料中摻雜過渡金屬使其同時具有鐵磁性及半導體特性於一體的元件，所以稀磁半導體也就是將半導體作為基材(host material)，再添加微量過渡金屬元素作為磁性來源，過渡金屬原子必須均勻分散於基材之中且沒有叢聚(clusters)或析出(precipitate)的現象，整體呈現類似稀薄溶液的狀態，所以稱為稀磁半導體(dilute magnetic semiconductors，以下簡稱DMS)，DMS原子排列的情形與鐵磁、半導體材料的差異如圖2-1。在DMS中半導體扮演電子傳導的角色，而過渡金屬原子則為磁性來源，磁訊號的傳輸是經由傳導載子與過渡金屬原子的外圍電子產生的交互作用，利用載子在半導體基材中移動使得過渡金屬原子間產生溝通而保持固定的自旋極化方向，傳導載子成了自旋訊號的傳遞者，使得通過DMS的電子，理論上將會被極化成單一方向，在自旋極化(spin-polarized)的實際應用上有其價值。

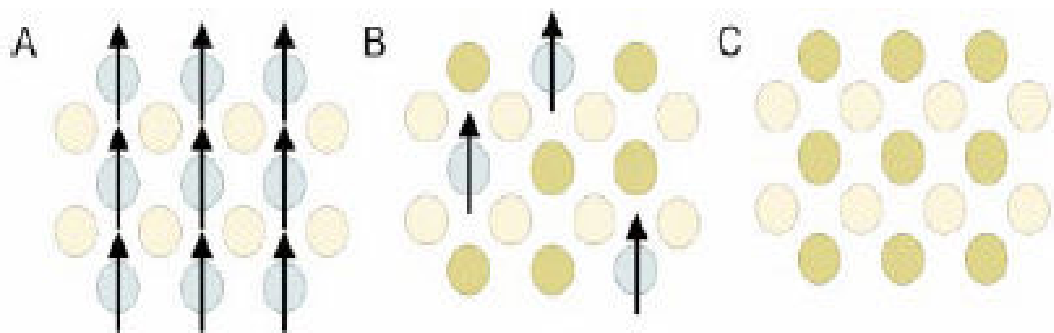


圖 2-1 A:鐵磁性材料 B:DMS C:半導體材料

H. Ohno, Science
281, 951 (1998)

2-1-2 發展DMS的必要性

DMS的發展與近年來新興的自旋電子學(spintronics)有關，相較於傳統電子學應用電子及電洞的價數差異作為區別，當成訊號傳輸或是資料儲存的0或1，自旋電子學應用的是電子自旋向上(spin up)及自旋向下(spin down)二者擇一的自旋量子態，由於一般的電流皆非自旋極化的電流，無法將spin up及spin down電子分開，在相互抵消的情形下，無法使用到電子本質自旋量子態的優點，自旋電子學就是要克服此難點創造可以過濾電流並產生自旋極化電流的元件，使得電子通過自旋電子元件後就變成單一自旋方向的電子，與目前使用電子價數的概念相仿，電子的自旋量子態也能用來作為資訊傳輸抑或是資料儲存的單元，由於控制自旋電子的傳輸技術逐漸成熟，一些嶄新並具強大應用潛力的自旋電子元件被一一提出，其中包括DMS、spin-FET[2]、巨磁阻(giant magneto-resistance，GMR)、磁性隨機存取記憶體(Magneto-resistive Random Access Memory，MRAM)以及穿隧式磁阻

元件(tunneling magneto-resistance, TMR)[3]，其中又以稀磁半導體是近年來在國際期刊上發表論文數、引用最多的題材，由於應用廣泛所以受到許多研究團隊的投入，因為它將是能夠結合磁性與電性於一體的元件同時也能扮演自旋過濾器(spin filter)的角色。

目前許多發展中的自旋電子元件，如GMR、TMR以及MRAM都需要與半導體的製程作結合，如此一來勢必會產生許多鐵磁/半導體的界面，此界面會導致自旋電子元件的磁電阻(magneto-resistance)很大的下降，因為界面是電子的散射中心，即使電子通過自旋電子元件後有相當高的極化率，但是遇到界面處便會產生散射，散射導致電子極化率以及平均自由路徑(mean free path)下降，且界面為Schottky barrier會對電子通過形成阻礙，鐵磁/半導體界面侷限了自旋電子元件的發展，也迫使許多研究人員急欲創造磁性與半導體共存的元件以克服鐵磁/半導體界面所帶來的問題，因此有了在半導體中摻雜少量元素的想法，使得DMS因此成為自旋電子學中相當熱門的研究題目。

DMS除了能解決界面的問題之外，還能引入自旋電子元件中做實際應用，GMR的結構是[金屬鐵磁層/非磁性金屬層/金屬鐵磁層]，利用電子的差異性自旋散射(differential spin scattering)產生高低電阻態，目前已應用在磁紀錄中的磁頭部分；TMR則是將GMR中的非磁性金屬層換成較薄的氧化絕緣層[金屬鐵磁層/氧化絕緣層/金屬鐵磁

層]，利用電子spin up及spin down穿隧的難易產生高低電阻態，由於TMR的磁阻較GMR大，在應用上能產生較大的訊號避免雜訊干擾，是目前應用在MRAM研究中的記憶單元，但受限於界面影響使得MRAM發展受到影響，若是DMS的研究能有所突破，則能把膜層換作[DMS/非磁性半導體/DMS]全為半導體的結構，相信將使MRAM的發展更為突飛猛進。

2-1-3 DMS的分類

DMS主要分為兩部分，是以基材的半導體類別作為區分，有III-V族以及II-VI族兩種系列作為半導體基材，在III-V族的部分主要有砷化鎵(GaAs)、氮化鎵(GaN)等，而II-VI族是以氧化鋅(ZnO)及二氧化鈦(TiO_2)的氧化物半導體為主，因為它們目前已經廣泛應用且產業技術是比較成熟的，可以減少未來新製程相容上的困難度。

早期DMS的發展在80年代主要集中在II-VI族半導體之研究，如HgMnTe、CdMnTe[4-5]等，主因是II-VI族半導體陽離子之價數與Mn相同，能有較佳的溶解度，且一般認為磁訊號的強弱會與摻雜的過渡金屬含量成正比，就溶解度而言II-VI族半導體有較大的優勢；反之，若要使用III-V族半導體為基材必定會遭遇到低溶解度限制的問題，主要是因為基材與摻雜原子半徑差異過大及價數不同所導致。

由於III-V族半導體的低溶解度以及高溫製程容易產生析出相，曾讓III-V半導體的研究停滯不前，在1989年，H. Munekata與H. Ohno[6]利用低溫分子束磊晶(LT-MBE)造成非平衡態之晶體成長，成功地磊晶出InMnAs及GaMnAs薄膜，此一方法的發現使得半導體基材有更多的選擇，也開創了III-V族半導體為DMS基材的發展。

2-1-4 平均場理論與從無到有理論

DMS的發展直到2000年有了較大的突破，根據T. Dietl及H. Ohno使用平均場的理論概念(mean field theory)[7]將系統中所有的磁性貢獻用一個有效的淨磁場替代，簡化系統的複雜性，並經計算而得各種半導體在5%Mn摻雜以及傳輸載子為電洞的情況下，居禮溫度(Curie temperature, T_C)可能達到的值，如圖2-2，結論顯示居禮溫度會跟摻雜的磁性原子含量以及載子濃度有關係，其中對GaAs的預測與當時實驗結果相符，而氧化鋅被預測是有機會將居禮溫度提升至室溫以上的半導體基材，這篇報導使得近年來氧化鋅DMS研究相當的熱門。

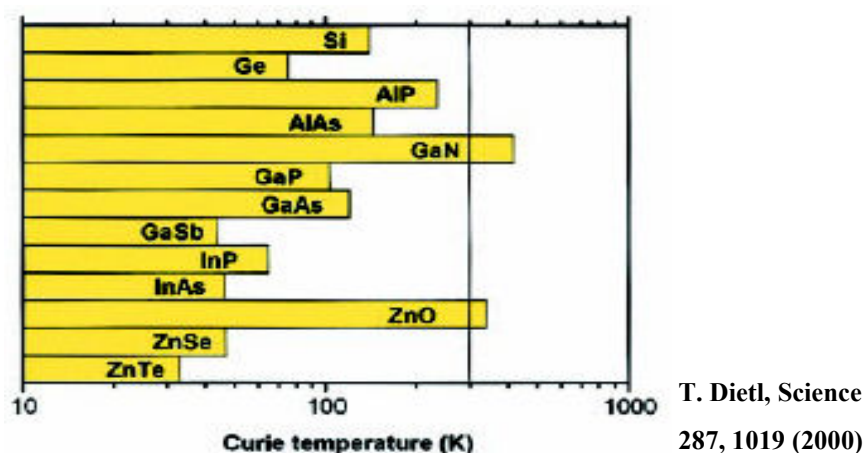
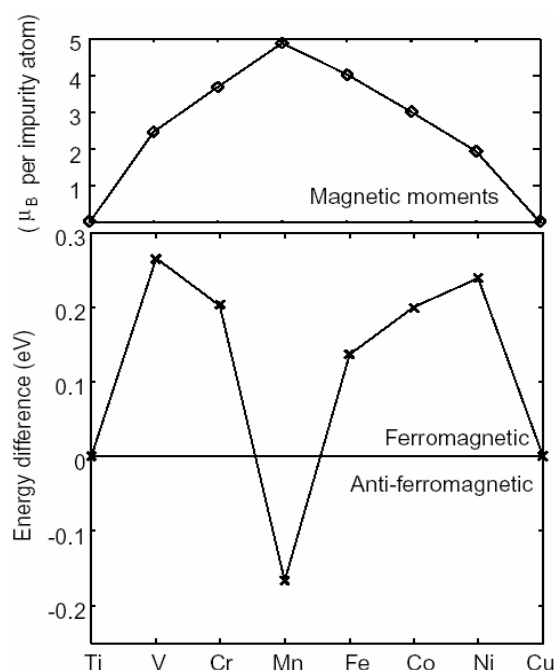


圖 2-2 各種 P 型半導體在 5%Mn 摻雜以及電洞濃度為 3.5×10^{20}

情況下，平均場預測的 T_C 值

然而許多寬能隙半導體材料有一個缺點，假如系統容易形成 N 型半導體那麼 P 型就很難創造，反之亦然，這類材料如 ZnO、ZnSe、GaN 都是比較容易形成 N 型半導體；ZnTe 則較易形成 P 型半導體，由於氧化鋅自然形成的氧空孔(oxygen vacancy)及鋅格隙原子(interstitial zinc)，自然地成為本質 N 型半導體，直到現今，P 型的氧化鋅仍然難以藉由簡易的摻雜創造出來，因此目前的文獻中氧化鋅 DMS 都屬於 N 型半導體，這事實無法與平均場理論推斷氧化鋅 T_C 能超越室溫謀合，因為平均場的結論必須以 P 型半導體為前提才能有超越室溫的 T_C ，因此 K. Sato[8] 利用從無到有(ab initio)理論計算後，推測 N 型氧化鋅在各種過渡金屬元素摻雜下，原子之間的磁矩排列情形以及每種原子所能貢獻的 M 值，圖 2-3 顯示 V、Cr、Fe、Co、Ni 的原子間會產生鐵磁序化排列，而 Mn 原子間則會產生反鐵磁序化排列，儘管結論與平均場理

論大相逕庭，但都表示氧化鋅是有潛力將居禮溫度突破室溫的基材，只是除了基材之外，摻雜物的選擇與電性質也是影響居禮溫度的重要因素，必須謹慎控制之。



K. Sato, Jpn. J. Appl. Phys. 39, L555 (2000)

圖 2-3 利用從無到有理論，在 N 型氧化鋅中各種過渡金屬元素原子間交互作用的情況以及每種元素所能貢獻的磁化量

2-1-5 II-VI 族氧化鋅 DMS 的優勢

a. 製程簡易

因為材料選擇以及製程設備的緣故，使得材料的磊晶結構不易創造及過渡金屬不易溶入，一直到分子束磊晶(Molecular-beam epitaxy, MBE)、脈衝雷射鍍附(Pulsed-laser deposition, PLD)這些可在較低溫非平衡相成長薄膜的真空技術成熟才獲得解決。因為 III-V 族半導體

一般製程不易得到磊晶結構，通常必須使用設備昂貴的 MBE 製程，反觀氧化鋅可用較便宜的 PLD、Sputter 得到優良的磊晶結構。

b. 磁性原子溶解度高

過去一直想提升過渡金屬原子在半導體中的溶解度以提升鐵磁訊號，然而因為價數的關係，III-V族半導體如GaAs、GaN對於過渡金屬元素的溶解度始終無法提升，大多低於5%，而II-VI族氧化鋅DMS對於過渡金屬元素的溶解度很高，根據T. Fukumura[9]的報導，利用PLD製程可在氧化鋅中摻雜高達30%以上的錳且沒有析出的第二相生成，此結果一出，增大了氧化鋅DMS的溶解極限，調變摻雜於其中過渡金屬的濃度相對而言是比較容易的，過渡金屬元素溶解度是II-VI族較III-V族佔有優勢的地方。

c. 獨立調變過渡金屬濃度及載子濃度

II-VI 族半導體可以獨立地控制摻雜磁性原子的含量以及載子的濃度。比較 III-V 族以及 II-VI 族半導體在添加過渡金屬元素時電性質上的極大差異，由於過渡金屬元素帶有+2 價的電荷，如 Mn^{+2} 、 Co^{+2} ，假使是使用 III-V 族半導體，則過渡金屬原子置換了 III 族原子的位置後，同時也會產生一個多餘的電洞(hole)，且此電洞的數量會與摻雜過渡金屬原子含量成正比，也就是在改變磁性質的同時也會跟著改變

電性質中的載子濃度；然而在 II-VI 族半導體中，過渡金屬原子置換 II 族原子後並不會產生多餘的載子，也就是能夠單獨地控制並改變磁性質及電性質，載子濃度的改變必須再添加其他摻雜物，如 Cu、Sn 等[10-13]，這是 III-V 族半導體在本質上無法達到的，相反地，也是 II-VI 族相較於 III-V 族半導體在製程與討論上的一大優勢。

2-1-6 DMS目前遭遇的挑戰

1. 居禮溫度的提升

有鑒於實際應用價值，勢必要能將DMS與目前的半導體材料及自旋電子元件作結合，但實際的應用必須可在室溫以上仍然可以工作的元件，那麼DMS的居禮溫度勢必要能超過室溫並且越高越好，居禮溫度為鐵磁性與順磁性的溫度轉換點，超過此溫度點是磁矩散亂排列的順磁態，在此溫度點以下才是具有淨磁矩的鐵磁態，因此DMS必須在鐵磁態才能工作，在III-V族中發展比較久的GaMnAs系統已實驗成功在低溫下作出應用，然而眾多的文獻中此系統的 T_C 最高紀錄只達160K[14]，反觀在II-VI族的系統，如ZnCoO、TiCoO₂陸續都有 T_C [15-16]超越室溫的報導，令所有的研究單位為之振奮， T_C 值的提升是DMS邁入應用的必要條件，也是目前各個研究DMS單位追求的一項指標。

2. 磁原子團及析出物的排除

在DMS中摻入的過渡金屬元素期望能夠均勻分散於半導體材料之中，且不可形成磁性原子團(clusters)以及析出物(precipitate)，因為這些磁原子團和析出物在微結構中是非均質(inhomogenous)的地方，會使電子產生散射的效果，使得電子無法保持原本的自旋量子態，也失去DMS原本期望磁性是源自於傳導電子與磁性原子的外層電子彼此產生的交互作用，進而造成鐵磁序化排列並具有極化電子的能力，而非來自於磁原子團的貢獻，所以在稀磁半導體的製程中需極力避免磁性原子團和析出物的產生。在摻雜V、Cr、Mn的系統中此狀況可以較簡單的排除，因為V、Cr、Mn本身的原子團並不具有鐵磁性質，無法貢獻高溫的鐵磁性質，但是在摻雜Fe、Co、Ni的系統中，則必須排除這些元素所形成的磁原子團，因為所觀察到的高溫鐵磁性質極有可能是這些原子團的貢獻，然而這些磁原子團都相當的小，無法由簡易的X光繞射分析得知。

在部分的報導也顯示有觀察到磁原子團的析出，Jung H. Park利用sol-gel coating的方法製作ZnCoO[17]，使用HRTEM發現磁性是源自於鈷的原子團；R. J. Kennedy[18]使用PLD鍍製TiCoO₂的薄膜也發現Co原子團，並利用較省時的電阻與溫度(R-T curve)檢定基材中有磁原子團散佈時，電子的移動有類似跳躍式的傳導(hopping transport)，使

得 $\log R$ 對 $T^{-0.5}$ 做圖會呈現線性的關係，如圖2-4，磁原子團大小及彼此之間的距離對電性質的影響，也由TEM證實之。製造DMS元件以及提升 T_C 的同時，為了避免錯誤的引用，對磁原子團的分析也有其重要性。

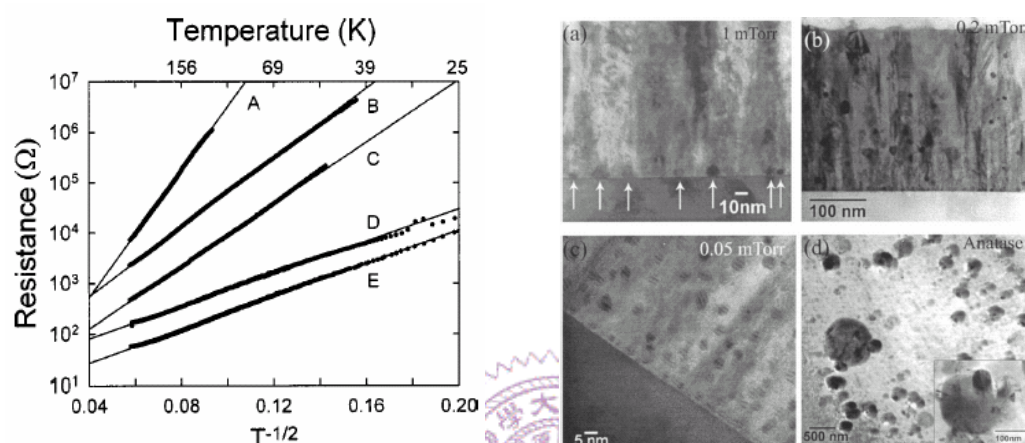


圖 2-4 $\log R$ vs $T^{-0.5}$ 及 TEM 分析

R. J. Kennedy, APL
84, 2832 (2004)

A.B.C: rutile 結構(氧壓 1、0.2、0.05 mtorr)

D.E: anatase 結構(厚度 80、350 nm)

2-1-7 DMS 的磁性來源

DMS 要求磁性原子必須是均勻分散在基材中，那麼鐵磁性訊號是如何貢獻出來的呢？一般相信是傳導載子與過渡金屬原子的外層電子產生交互作用後，藉由載子為媒介攜帶磁訊號傳遞於各個原子之間，如圖 2-5，利用載子作溝通使摻雜原子形成相同的自旋方向稱為

載子誘發鐵磁性(carrier-induced ferromagnetism)，載子使得 DMS 能貢獻出鐵磁特性，此解釋方法類似 RKKY 效應[1]，RKKY 效應是指兩個磁性原子間的自旋方向為鐵磁或反鐵磁交互作用與彼此相距的距離有關，如圖 2-6，並呈現震盪交替的結果，由於系統中載子濃度過低，使得載子在達到第一個被翻轉的距離之前即能將訊號傳遞給下一個原子。

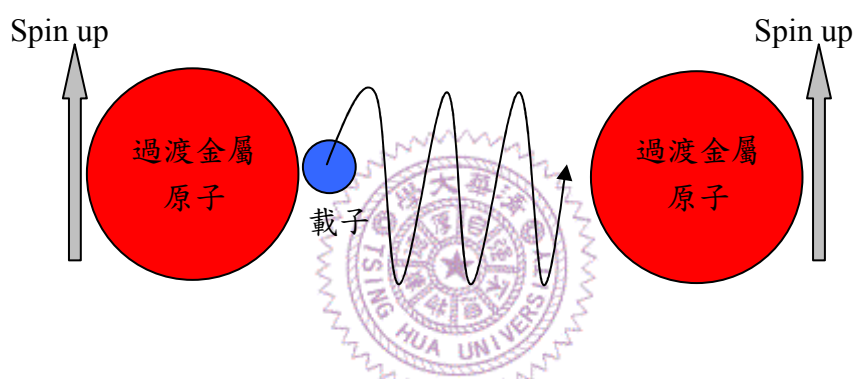


圖 2-5 載子傳遞自旋訊號示意圖

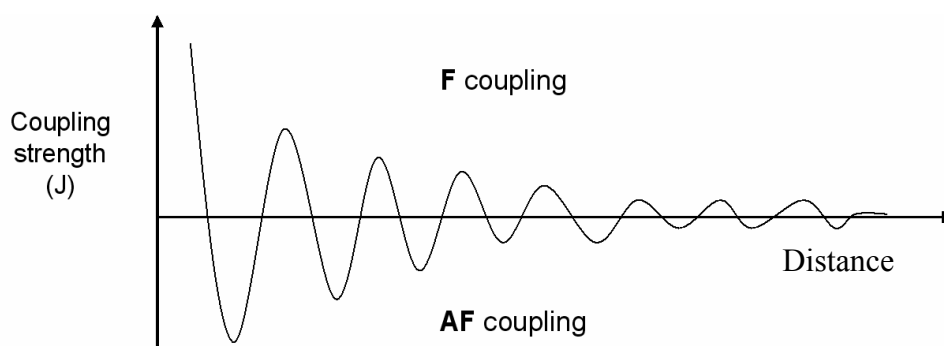


圖 2-6 RKKY 效應

2-1-8 氧化鋅的性質

氧化鋅密度 5.6 g/cm^3 ，熔點 1975°C ，晶格具有六方最密堆積 ($a=b=3.25\text{\AA}$ ， $c=5.20\text{\AA}$ ， $\alpha=\beta=90^\circ$ ， $\gamma=120^\circ$) 屬於纖鋅礦結構(wurtzite structure)，如圖 2-7，此結構是以 Zn 組成的 hcp 為主體並在 Zn 的四面體格隙位置(tetrahedral sites)插入 O 原子而得。每個鋅原子與四個氧原子相互連結，所以鋅的 d 電子會與氧的 p 電子作軌域混成，由於自然產生的缺陷導致氧化鋅為本質 N 型半導體，並在傳導帶下方約 $0.01\sim 0.05\text{eV}$ 產生缺陷能階。氧化鋅在可見光區域具有高透明性，能隙約為 3.3eV 且屬於直接能隙，相較於其他的直接能隙材料具有高達 60meV 的 exciton binding energy，如:GaN(28meV)、ZnSe(19meV)。

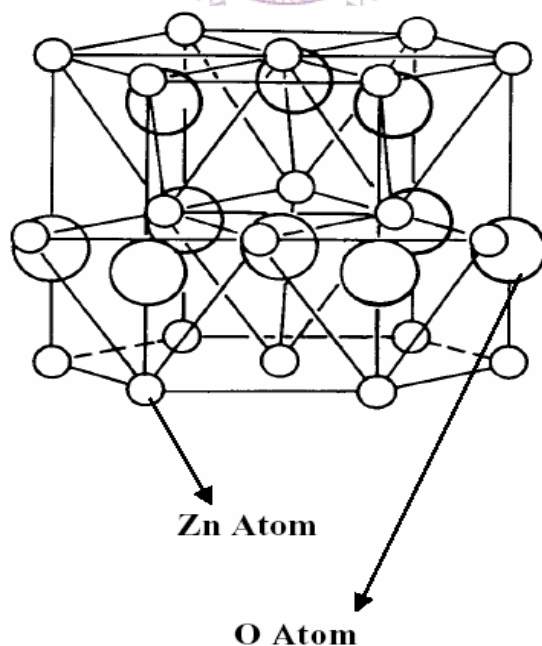


圖2-7 wurtzite氧化鋅結構

氧化鋅的發光特性可由光致激發光(photoluminescence, PL)分析得知，在近紫外光區(約380nm)有一個比較陡峭的峰值，來源是能隙吸收光源而發光，此外在可見光區有一個比較寬廣的峰值，波長約在500-600nm，主因是氧化鋅中的缺陷造成，包括氧空孔、鋅空孔、電子電洞對結合以及格隙型鋅、氧原子所貢獻，可見光區峰值的強度可以用來間接判定缺陷濃度的多寡，如圖2-8所示[19]，氧化程度越好也表示缺陷較少，則可見光區峰值強度越弱。

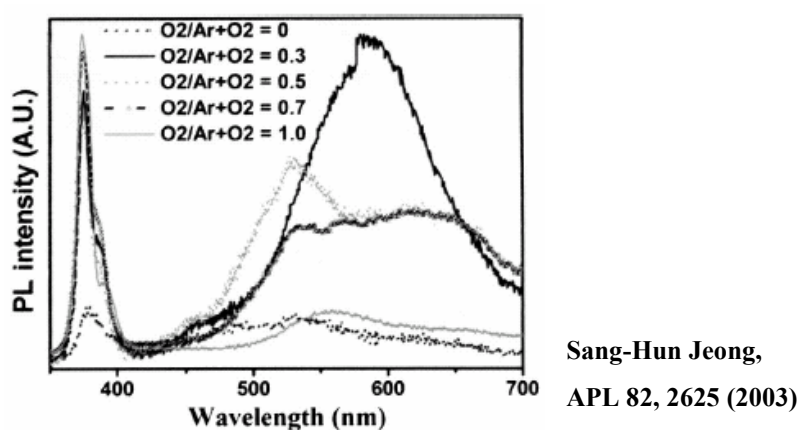


圖 2-8 不同氧氣比例的氧化鋅 PL 光譜

氧化程度直接地影響了氧化鋅半導體的載子濃度，這也會反映氧化鋅在電阻上的差異，阻值可以從絕緣體至半導體的範圍。綜觀上面所敘，可以瞭解到氧化鋅的氧化程度會嚴重影響其光、電性質，所以分析並改變氧空缺的含量是控制氧化鋅性質的重要方法。

2-2 DMS 的應用

a. SPIN-LED

Y. Ohno 在 1999 年將 DMS 薄膜引入一個量子井結構中，如圖 2-9 [20]，利用電子電洞對的結合所發出的光線做討論，發現使用 DMS 薄膜的系統會發出極化光，而未使用 DMS 薄膜的系統，光線則不會被極化，此一實驗證明了 DMS 確實有產生極化電子的能力，而此極化的能力也會隨著溫度產生改變，可以從溫度提升的同時光線極化率的下降看出，也證實了 DMS 極化電子的能力在越接近 T_C 時會有下降的趨勢，如圖 2-10 所示。

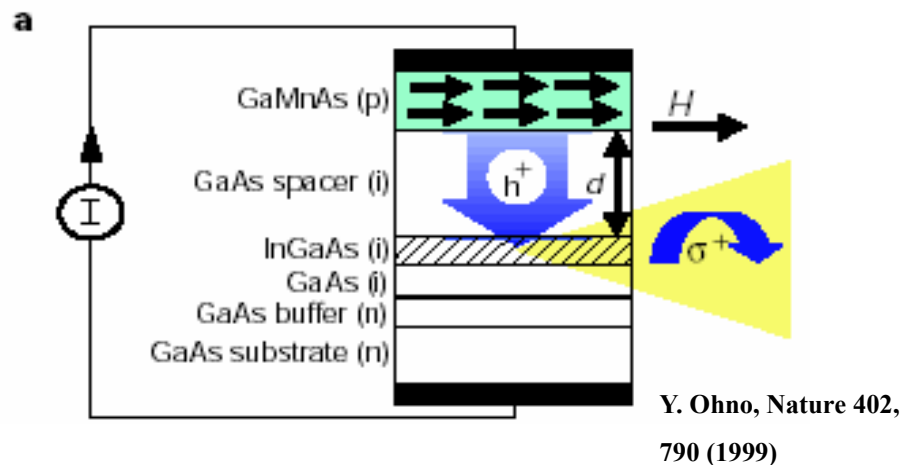
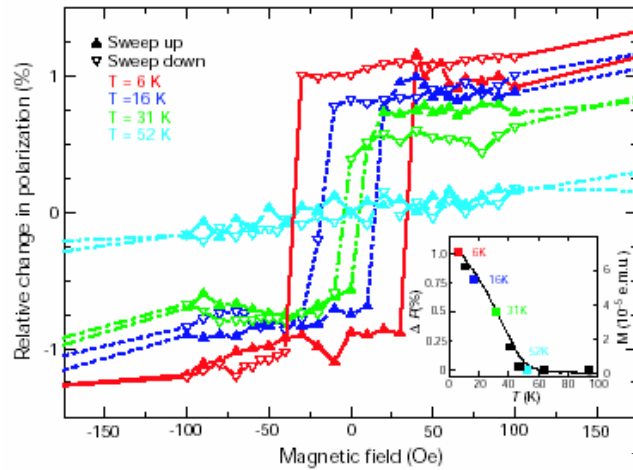


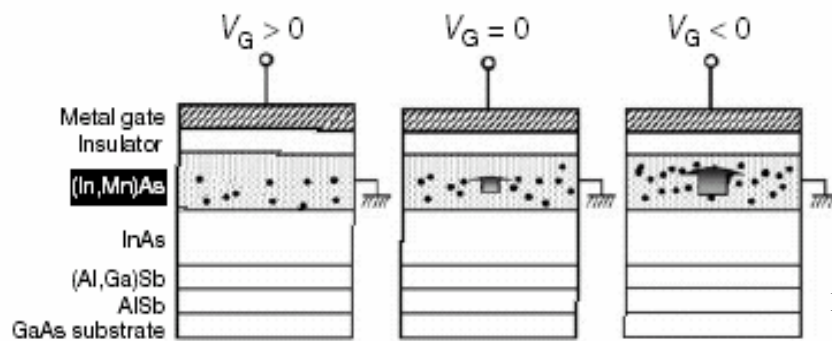
圖2-9 引入稀磁半導體的量子井結構



Y. Ohno, Nature 402,
790 (1999)

圖2-10 溫度對光極化率的影響

b. 場效電晶體

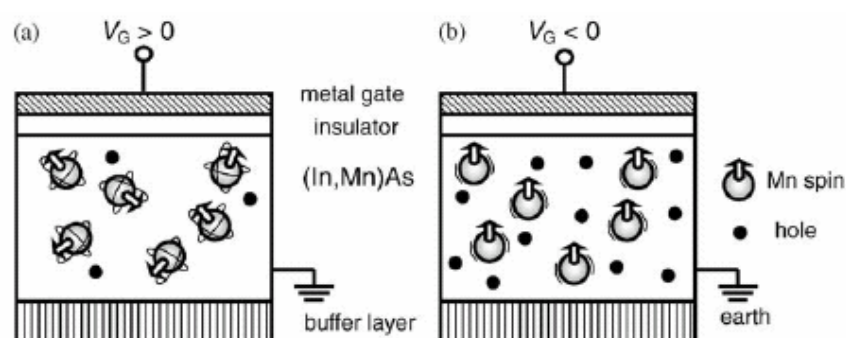


H. Ohno, Nature 408,
944 (2000)

圖 2-11 DMS 場效電晶體示意圖

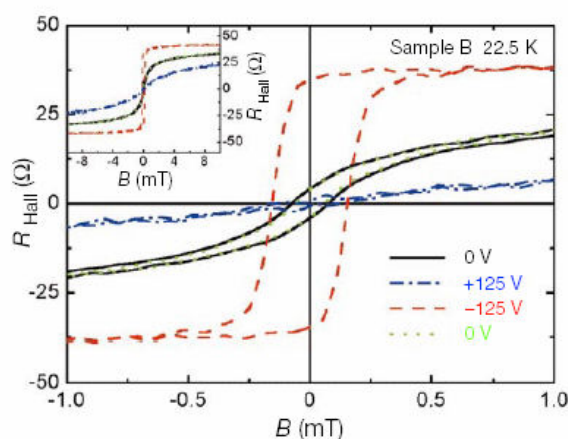
H. Ohno 等人使用 DMS 薄膜創造出的場效電晶體來控制磁性質 [21]，如圖 2-11，當減少電洞的濃度時，因電洞在磁性原子間相互傳遞引發磁性原子所貢獻出來的磁性也會變小。也就是電洞濃度減小，磁訊號也就越微弱。如圖 2-12 所示，當施加一足夠大正偏壓時，電壓驅使電洞跑離 InMnAs 層，使此層幾乎沒有電洞的存在，磁性原子彼此喪失聯絡導致自旋方向混亂排列，因而無法貢獻磁訊號。反之，

負偏壓則使電洞增多，使得磁性原子彼此傾向朝同一方向排列並貢獻磁性。由圖 13 中可以看到磁訊號之強弱隨著電場的大小在做改變，當電場為+125V 時，幾乎沒有磁性質；但當電場為-125V，其鐵磁訊號相當強烈，唯一可惜的是此元件只能在極低溫(22.5K)才可運轉。



H. Ohno, Nature 408, 944 (2000)

圖 2-12 電場對磁矩排列的影響

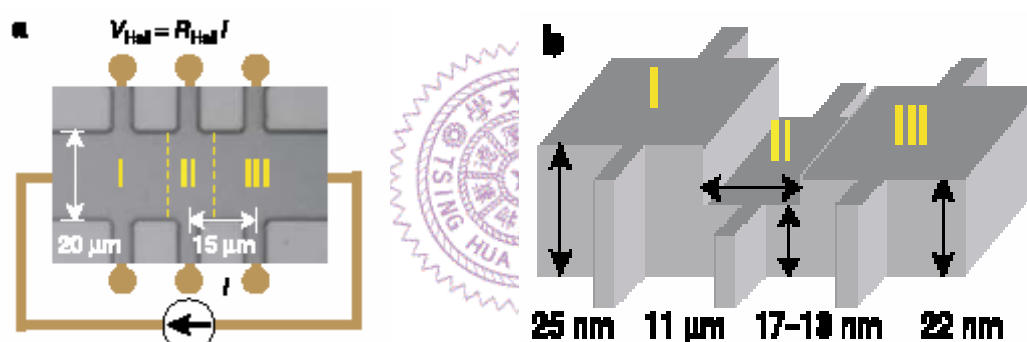


H. Ohno, Nature 408, 944 (2000)

圖 2-13 電場對磁滯曲線的影響

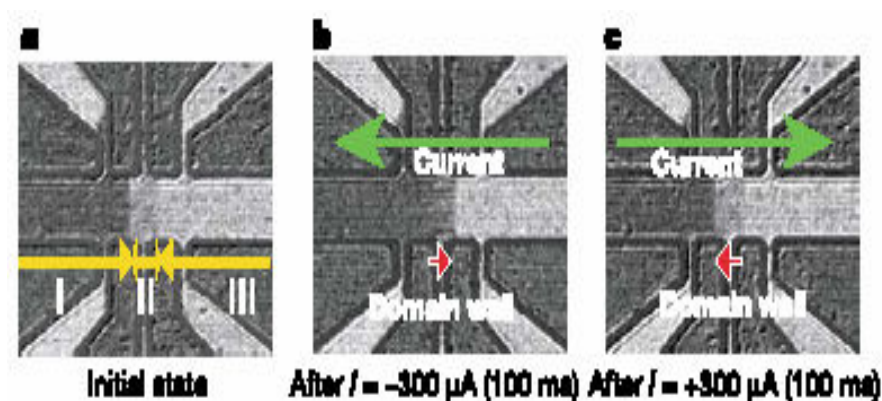
c. 利用低電流控制磁區壁的翻轉

M. Yamanouchi 創造出擁有兩個階梯的 DMS 結構[22]，如圖 2-14 所示，並且使用較低的電流密度精確地控制磁區壁(domain wall)的位置，經過反覆的正向、反向電流脈衝翻轉磁矩並移動磁區壁，結果顯示磁區壁停留的位置相當精準，而所使用的電流也較一般金屬鐵磁層要翻轉磁場所使用的電流低了 2~3 個數量極，此實驗使得 DMS 將來在使用電流翻轉磁場時有相當大的應用空間。



M. Yamanouchi, Nature
428, 539 (2004)

圖2-14 控制磁區壁的DMS結構



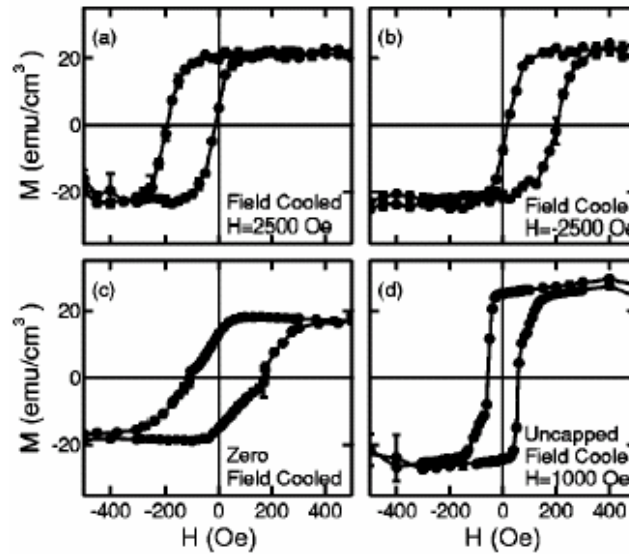
M. Yamanouchi, Nature
428, 539 (2004)

圖2-15 磁光顯微鏡顯示磁區壁的翻轉

圖 2-15 是使用磁光柯爾顯微鏡所顯示的磁訊號，比較黑的區域代表磁矩方向出紙面；比較白的區域代表磁矩方向入紙面，可以清楚看到電流方向的改變會造成第二區的磁矩方向跟著交替翻轉，而第一區及第三區的磁矩由於矯頑場較大則不會有翻轉的現象，這也代表著磁區壁會在 I-II 以及 II-III 區中間來回的移動，此實驗可以精確地控制磁區壁停留在階梯處。

d. DMS/反鐵磁的交換場

K. F. Eid 在 GaMnAs 的上方加上 MnO 的反鐵磁層[23]，發現 DMS 也和一般的鐵磁層相同，會與反鐵磁層產生交互作用使鐵磁層受到牽制的效果，導致磁滯曲線水平偏離原點的現象稱為交換場(exchange bias)。製程方式是使用 LT-MBE 在 GaAs 的基板上鍍製 GaMn_{0.08}As(10nm)/MnO(4、8nm)，分別使用不同場方向冷卻並在低溫量測磁滯曲線，其結果如圖 2-16 所示。



K. F. Eid, APL 85,
1556 (2004)

圖2-16 GaMnAs(10nm)/MnO(4nm)不同磁場中冷卻在10K的磁滯曲線，

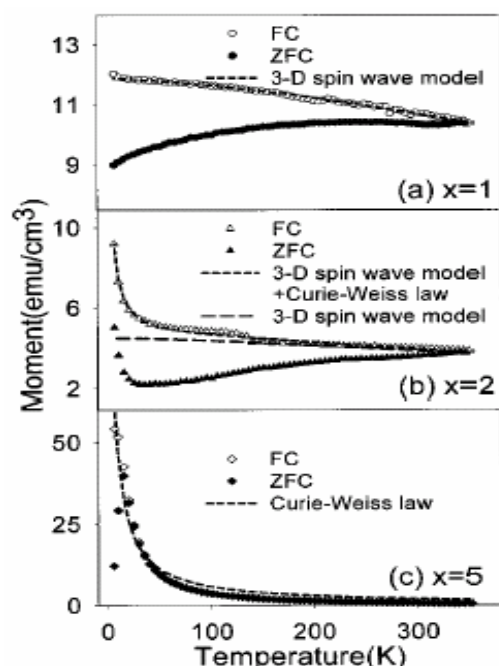
(a) $H=2500$ Oe (b) $H=-2500$ Oe (c) $H=0$ (d) Uncapped MnO

由圖(a)(b)發現磁滯曲線會有與場冷方向反向的偏移，並且與圖(d)相較有較大的矯頑場，這些現象都證實 DMS 能與反鐵磁產生交互作用產生交換場，代表 DMS 能替代 GMR、TMR 中被牽制住的鐵磁層 (pinned layer)，並且應用在其他鐵磁-反鐵磁交互耦合之中。

以上的應用雖然不是使用氧化鋅為基材，不過結果顯示仍然能以其他較低居禮溫度的系統中在較低的溫度下創造各個方面的應用，也代表了 DMS 未來如果能夠創造出較高的居禮溫度來提升工作溫度，將使 DMS 的應用更為廣泛，也有利於應用到元件之中以及更高的電子極化率。

2-3 氧化鋅 DMS 文獻回顧

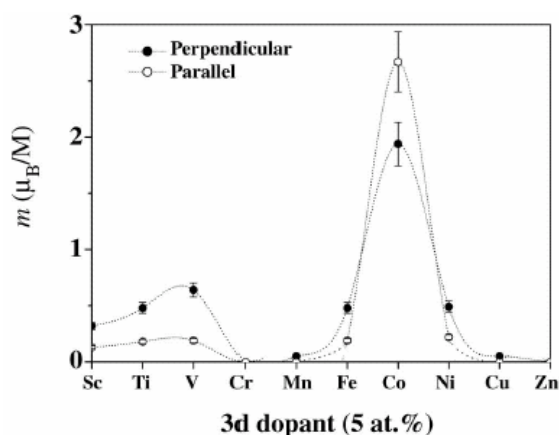
J. C. A. Huang 使用 ion beam sputtering (IBS) 在氧化鋁基板上鍍製 $[\text{ZnO}(20\text{\AA})/\text{CoFe}(x\text{\AA})]_{25}$ 的多層膜[24]，調變 CoFe 的厚度($x=1、2、5$) 控制成分，利用理論模型和 M-T 曲線探討其磁性質的結果如圖 2-17， $x=1$ 的場冷(field cooling, FC)曲線與自旋波理論(spin wave model)[25] 相符，表示此成分為鐵磁性質，使得在室溫下仍然能觀察到磁滯曲線；而 FC 曲線($x=5$)則與 Curie-Weiss law 相符，代表了順磁性較為顯著，在室溫下為超順磁態；介於其中的 FC 曲線($x=2$)則必須結合兩種理論才能符合，顯示此成分為鐵磁與順磁混合的磁性狀態，室溫下觀察到的磁滯曲線是由磁原子團貢獻。利用成份的調變證實磁性的變化與理論相謀合， $x=1$ 的薄膜為本質鐵磁性的 DMS。



J. C. A. Huang, APL
85, 3815 (2004)

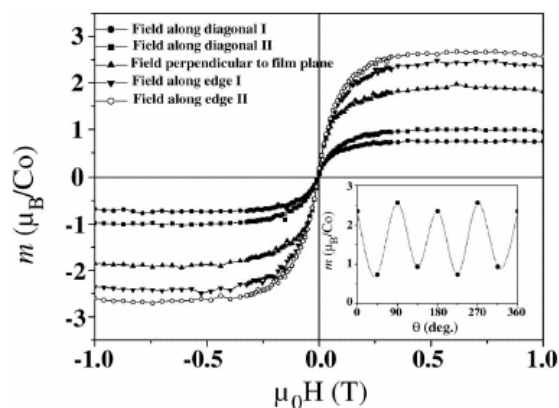
圖2-17 三種成份的M-T曲線

2004 年 PRL 有篇有趣的報導，在 DMS 中觀察到異向性 (anisotropy) 的現象[26]，使用 PLD 的方式鍍製薄膜，但有別於一般常用的 C 面氧化鋁基板，用的是 R 面氧化鋁基板並創造出(110)的氧化鋅優選方向，並摻雜 5% 各種過渡金屬元素到氧化鋅中，室溫下所能貢獻出的磁化量，如圖 2-18 所示，顯示摻雜物對居禮溫度有影響，其中又以 Co 的性質最佳且令人驚奇的是鈦也顯現微弱的磁性。除此之外，ZnCoO 的磁滯曲線沿著不同方向加場量測皆有迴路，如圖 2-19 所示，並且在水平膜面有出乎意料的異向性發現。



M. Venkatesan, PRL
93, 177206 (2004)

圖2-18 摻雜5%過渡金屬的氧化鋅，室溫下水平及垂直方向M值的比較



M. Venkatesan, PRL
93, 177206 (2004)

圖2-19 不同方向量測Zn_{0.93}Co_{0.07}O磁滯曲線，插圖顯示水平方向有異向性

除了以上兩篇較有趣的報導之外，近年來氧化鋅 DMS 相關的文獻整理，包括製程方法以及磁性質的結果表列如 Table 2-1:

Table 2-1

鍍膜方式	基板	摻雜元素	鍍膜(燒結)溫度	磁性質	參考文獻
PLD, implant Mn	sapphire	Mn	400°C	$T_C = RT$	APL 84, 2292 (2004)
Sputter	SiO ₂	CoFe	600°C	$T_C = RT$	APL 80, 3358 (2002)
Solid state reaction		Co	1173K	$T_C = RT$	APL 85, 621 (2004)
LMBE	sapphire	Mn		$T_C = 45K$	APL 80, 4561 (2002)
Sputter	glass	Co	RT	$T_C = 290K$	APL 84, 2376 (2004)
Implant	ZnO	Co	350°C	$T_C = RT$	APL 83, 5488 (2003)
Implant	ZnO	Mn	350°C	$T_C = 250K$	APL 82, 239 (2003)
PLD	sapphire	Co	500-750°C	$T_C = RT$	APL 82, 3490 (2003)
PLD	sapphire	Co	350-600°C	$T_C = RT$	APL 79, 988 (2001)
PLD	sapphire	Mn	600°C	自旋玻璃態	APL 78, 958 (2001)
Solid state reaction		Mn	1100-1400K	順磁	APL 83, 920 (2003)
IBS	sapphire	CoFe	RT	$T_C = RT$	APL 85, 3815 (2004)
CVD	fused-silica	Co	130-170°C	$T_C = RT$	APL 85, 1027 (2004)
Sol-gel	sapphire	Co	300°C	$T_C = 350K$	APL 81, 4020 (2002)
Vapor phase evaporation	Si(100)	Mn	500°C	$T_C = 37K$	APL 83, 4020 (2003)
IBS	glass	Co	RT	$T_C = RT$	APL 83, 4357 (2003)
PLD	sapphire	Co	500-650°C	$T_C = RT$	APL 84, 5255 (2004)
Sol-gel and sputter	sapphire	Co	500-600°C	超順磁	APL 84, 1338 (2004)
1.Solid state reaction 2.PLD	fused quartz	Mn	1. 500-900°C 2. 400°C	$T_C = RT$	Nature Material 2, 673 (2003)
1.Solid state reaction 2.PLD	sapphire	Mn	1. 500-900°C 2. 700°C	Due to $Mn_{2-x}Zn_xO_{3-\delta}$	Nature Material 3, 709 (2004)
Spin coating	fused-silica	Co		$T_C = RT$	Advanced materials 2004, 16, No 23-24

綜合以上結果看來，磁性質較佳的文獻大部分是在摻雜 Co 的系統中發生，並且 T_C 能夠達到室溫的水準，此外 IBS 系統的製程溫度都在室溫完成，相對其他製程方法能避開高溫擴散的問題，IBS 能降低製程溫度是一大優點，所以本論文之研究將使用 IBS 的製程方法，探討在氧化鋅 DMS 中摻雜 Co 的性質。

