

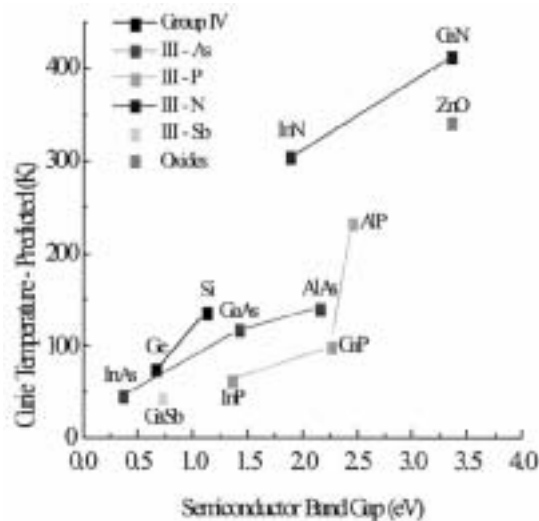
以 3d 過渡金屬摻雜氧化物之稀磁性半導體研究

文/許華書、黃榮俊

前言

由於近來的物理學在自旋相依現象的發展及其許多極具潛力的應用性，全世界自旋電子學的相關研究正如火如荼的展開中。在相關自旋電子學與電子自旋的元件研究系統中，鐵磁性半導體（ferromagnetic semiconductor）被認為是下一世代利用電子的自旋自由度所製程微電子元件的主要材料。其中最受矚目的為**稀磁性半導體**（diluted magnetic semiconductor），其作法是將過渡金屬引入材料的晶格中，使其產生自發的磁矩。過去磁性半導體的研究主要是集中在 III-V-Mn 如(Ga,Mn)As[1~3]及(In,Mn)As[4~6]系統。其樣品主要是以分子束磊晶成長出單晶薄膜，利用摻雜 Mn 原子本身內層 3d⁵ 軌域不全填滿，造成 III-V-Mn 具有磁性。電子或電洞受錳原子 3d⁵ 軌域的影響會有特殊的磁光現象。並使利用控制其鐵磁性質而改變材料的電及光[7]的特性得以實現。然而，III-V-Mn 其最高的居禮溫度（T_c）只有 110K，離電子元件實用化的溫度（室溫以上）仍有一大段距離。因此，目前磁性半導體研究中最關鍵的技術在於如何將居禮溫度提高至室溫以上。

根據 Dietl [8]等人之理論預測，將 Mn 摻入 ZnO、GaN 等半導體中，將可能成功的製作出室溫以上的磁性半導體（見圖一）。其中在 ZnO 方面，此材料在最近的研究發展，不論是背景導電率(background conductivity)的控制或者是 p-type 摻雜(doping)都有很大的突破，也因此被期待應用於紫外光發光源(UV light emitters)，透明高功率電子元件(transparent high-power electronics)，表面聲波元件(surface acoustic wave devices)，和自旋功能性元件(spín functional devices)。而 ZnO 比較起 GaN，有許多更具應用潛力的優勢，此氧化物可以很低的溫度成長較便宜的基板



圖一：理論預測能隙與居禮溫度的關係圖(參考文獻[8])

上（如玻璃），所以成本較低。並且具有較高的激子束縛能 (exciton binding energy, ZnO~60meV，GaN~25meV)。因此，以 ZnO 在稀磁性半導體的研究，引起了相當廣泛的重視與興趣。本文內容著重在以 ZnO 為主的氧化物半導體系列，介紹其在稀磁性半導體研究，包括目前相關研究團隊的進展，以及本實驗室目前在此方面的一些較重要研究結果。

氧化物半導體系統理論回顧

自從 Dietl 於 2000 年由 Zener exchange (Ruderman-Kittel-Kasuya-Yosida-like) 的理論預測 [9]，Mn 摻雜之 p-type ZnO 可以形成居禮溫度高於室溫的稀磁性半導體後，各研究團隊在氧化物稀磁性半導體的研究上更是如火如荼的展開。Dietl等人提出的近場模型（near-field model）認為鐵磁性是由p-type材料內非局域或弱局域的電洞所貢獻。磁性的Mn離子提供局域（localized）的自旋，並在大部分的III-V族半導體中扮演受體。因此，也可以提供電洞。此假設Mn

摻入 III-V 族半導體是電荷轉移絕緣體，並不提供 d 殼層的電子參與電荷傳輸。並假設自旋之間的耦合為長程的作用，因此可以適用於平均場近似 (mean-field approximation)。Dietl 並考慮了半導體內跟自旋軌道耦合相關之摻入載子交互作用的異向性。利用此模型，不同材料、Mn 的含量及電洞密度下的居禮溫度 (T_c)，便可經由鐵磁與反鐵磁競爭作用下被預測出來。他更以此推算相關 p-type 的 III-V 族及 II-VI 族半導體中， T_c 跟摻入的 Mn 離子濃度與電洞濃度呈現正比的關係。進而預測出 GaN、ZnO 等稀磁性半導體其 T_c 可能高於室溫。而如前言所述，在居禮溫度高於室溫的系統中，由於 ZnO 有前述許多的優點，因此，ZnO 系統的研究更是重要且具應用潛力的。

ZnO 是具有直接能隙的半導體 ($E_g=3.35\text{eV}$)，其室溫下的霍爾移動率 (Hall mobility) 約為 $200\text{ cm}^2\text{V}^{-1}\text{s}^{-1}$ 。結構是屬於六方晶系 (wurtzite)，其 a 軸長 3.25\AA ，c 軸長 5.12\AA 。電子的摻雜是藉由 ZnO 晶格中的 Zn 空隙形成的缺陷完成。由 n-type 摻雜造成的本質缺陷層約在其導帶下方 0.05eV 處。經由 III 族的取代 (如 Al、Ga、In)，高載子 (電子) 密度的 n-type 摻雜是很容易被達成的。相較之下，p-type 摻雜已經被證實是相當難達到的。一般多以氮 (N) 進行 p-type 摻雜的研究，然而其製成的 p-type 薄膜其電洞的濃度是非常低的 [10]，而且被認為以氮取代的行為並不足以產生 p-type 的行為 [11]。然而，在以稀磁性氧化物半導體的理論預測中，除了 Dietl 之外，建構在局域密度近似 (local density approximation) 下的第一原理計算 (ab initio calculations) 又再一次的預測 Mn 離子的鐵磁耦合較容易形成於 p-type 半導體上 [12]。但由於 p-type 的 ZnO 目前在製作上是非常困難的。也因此，ZnO 系統的磁性半導體似乎亦遇到了瓶頸。所以在製作氧化物半導體的材料上，可否有除了 ZnO 之外的其他選擇，仍被持續的討論中。表一列出幾組除了 ZnO 之外，被認為具有相當潛力的氧化物系統其相關之性質。其中如 Cu_2O 是目前已知唯一為 p-type 的二元半導體氧化物。

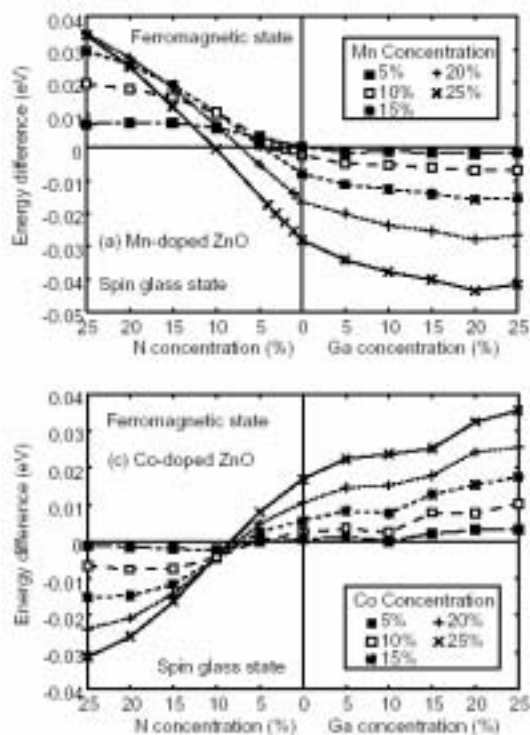
表一、氧化半導體的材料性質 (參考文獻 [1])

Compound	Crystal structure	Conductivity (cm^{-1})	Carrier type	Maximum mobility ($\text{cm}^2\text{V}^{-1}\text{s}^{-1}$)	Band gap (eV)	Maximum carrier concentration (cm^{-3})
CuAlO_2	Hexagonal	1	P	30	3.3	1.3×10^{17}
CuInO_2	Hexagonal	0.003	P	0.25	3.6	1.7×10^{18}
SrCu_2O_3		0.05	P	0.3	3.3	8×10^{17}
AgBiO_2	Hexagonal	6	N	0.3	4.2	2.7×10^{18}
ZnO	Hexagonal	20	N	200	3.2	1×10^{21}
In_2O_3	Cubic	10^4	N	30	3.75	1×10^{18}
Cd_2SeO_4	Orthogonal	10^4	N	40	2.7	
SnO_2	Tetragonal	10^4	N	30	3.6	8×10^{18}
TiO_2	Tetragonal		N	20-100	3.8	1×10^{19}
Cu_2O	Cubic		P	100	2.8	1×10^{17}

但可喜的是，Sato 等人在 2000 年末發表的理論結果預測 [13,14]，若以 Co、Fe、Ni 摻雜的 n-type ZnO，可能有助於高居禮溫度的 ZnO 稀磁性半導體的產生。他們在第一原理計算中結合了 Korringa-Kohn-Rostoker 方法及同調位能近似 (coherent potential approximation) [15]，計算此替代型非有序系統的電子結構。可以估計出在 ZnO-base 系統中摻雜不同磁性離子濃度下的鐵磁態及自旋玻璃態的穩定度。而依照其內部的兩狀態的能量差 $\Delta E = E(\text{spin glass state}) - E(\text{ferromagnetic state})$ 。便可預測其鐵磁相穩定與否。計算時，分別以摻雜 Ga 及 N 分別表示電子和電洞的摻入。圖二分別表示 Mn 及 Co-doped ZnO 的鐵磁狀態穩定程度，橫軸為載子濃度，縱軸為鐵磁態及自旋玻璃態的能量差。此結果顯示了 Mn-doped ZnO 必須為 p-type 濃度大於某一程度時，才能顯示出鐵磁態。而 Co-doped ZnO 則在 n-type 下或零摻雜載子時即可呈現鐵磁態，Fe 跟 Ni 也有和 Co 類似的結果。而由於 n-type 的 ZnO 是非常容易得到的，而且似乎此結果亦可被應用在其他氧化物半導體系統上。因此，此理論預測對氧化物系統上製作室溫以上的稀磁性半導體，有很大的鼓舞作用。然而，其詳細的載子引致磁性 (Carrier-induced ferromagnetism) 之機制，仍有待實驗和理論的進一步驗證。

氧化物半導體系統相關實驗進展

由於氧化物磁性半導體系統被預測可能具有高於室溫的居禮溫度，因此吸引了許多研究團隊投入氧化物半導體系統中摻入過渡金屬的研究，其中又以 TiO_2



圖二：以理論預測 Mn 與 Co 摻雜 ZnO 系統其載子濃度對鐵磁相穩定之相依關係(參考文獻[15])

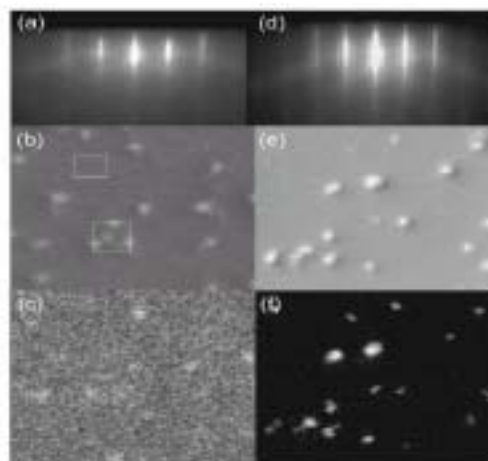
系統及 ZnO 系統因其應用上的潛力及功能性最受矚目。因此，以下將對此兩系統的相關研究做一簡單的文獻回顧。

TiO₂系統

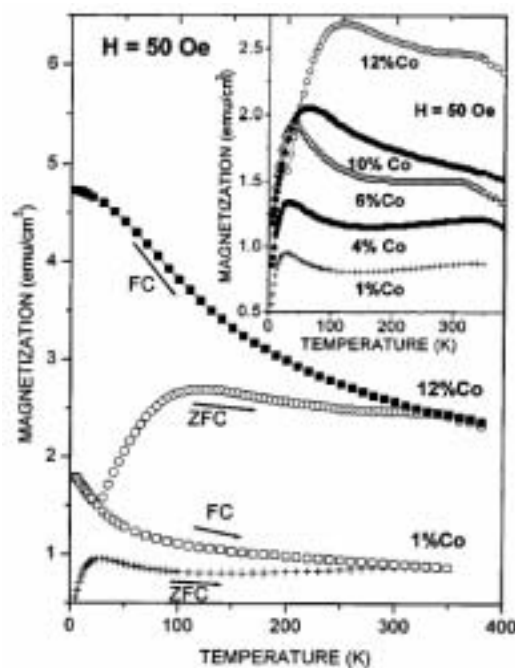
自從 Matsumoto 等人[16]於 2001 年，於 Science 上第一個發表利用雷射蒸鍍(pulsed laser deposition, PLD)系統以 Co 摻入 anatase 相的 TiO₂的可以形成居禮溫度高於 400K 以上的稀磁性半導體後，此系統便吸引了許多團隊投入研究。不久，Chambers 等人[17]亦利用電漿氧輔助分子束磊晶(oxygen-plasma-assisted molecular beam epitaxy, OPMBE)系統在單晶及多晶的 anatase 相的 CoTiO₂，也發現了室溫鐵磁性。最近，Park[18]及 Matsumoto[19]兩個團隊，分別利用反應式濺鍍(reaction sputtering)及 PLD 的方式在 CoTiO₂之 rutile 相亦發現了室溫鐵磁性。

然而，由於此系統中，Co 的只要非常少的含量 (~0.01) 就可以引發室溫鐵磁性。因此，此系統的磁

性來源仍持續的討論中。其中 Chambers 的研究團隊利用 TEM 在 anatase 相的 CoTiO₂ 薄膜中，發現了 Co cluster 的存在[20]，而認為其室溫的磁性的貢獻可能是來自於 Co cluster (圖三)。然而接著 A.Puoose 也利用零場冷卻(zero-field-cooled, ZFC)和場冷卻(field-cooled, FC)的磁化率量測方式證明了 Park 的樣



圖三：以 OPA-MBE 成長單晶 Co_xTi_{1-x}O 薄膜之 LEED((a)跟(d))、secondary electron micrographs((b)跟(e))及 Auger intensity maps((c)跟(f)) (參考文獻[20])



圖四：Co_xTi_{1-x}O 薄膜之 ZFC-FC 的 M-T 關係圖(參考文獻[21])

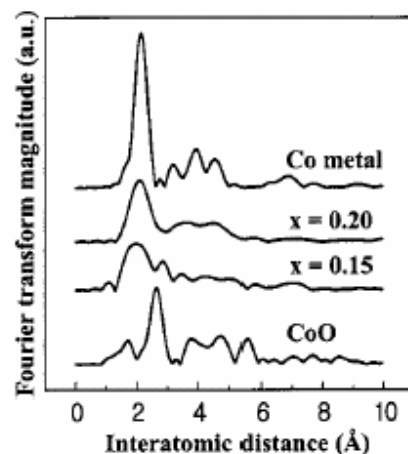
品，其在 ZFC 的磁化率出現了磁顆粒 blocking 的現象[21]（圖四）。而在電阻對溫度的量測上，也顯示了其電傳特性遵守 $\log(\rho) \sim T^{1/2}$ 的相依關係，此多重相躍遷（multiphase hopping）行為亦暗示了 Co cluster 的存在[22]。這些集中在 2003 年至 2004 年初的研究，似乎已經宣告了目前研究中的 CoTiO_2 系統，其磁性來源很有可能是來自於 Co cluster。但 Nguyen Hoa Hong 的研究團隊卻又在 2004 年發表了 V 摻入 anatase 相的 TiO_2 的系統[23]可以獲得較以往 CoTiO_2 系統更高的磁矩的室溫稀磁性半導體，並且沒有磁性的 nanoparticle 及 cluster 被檢測到。因此過渡金屬摻入 TiO_2 系統的磁性研究，仍有許多待釐清與研究的地方。

ZnO 系統

雖然 CoTiO_2 系統是第一個被發現的室溫以上的氧化物磁性半導體，然而由 Dietl 及 Sato 等不同的理論預測中，皆認為 ZnO 半導體，是室溫磁性半導體的有力的候選材料。相關的實驗研究，也陸續被發表。Ueda 等人以 PLD 系統成長出了居禮溫度高於室溫的磁性半導體 $\text{Zn}_{1-x}\text{Co}_x\text{O}$ [24]，然而其樣品的重複率卻不高（~10%）。Cho 等人也陸續的報導了 CoFe-doped ZnO 及 FeCu-doped ZnO 的室溫鐵磁性[25]。而以 Ni 摻入系統，由於 ZnO 及 NiO 的相分離需要較大的推動力（driving force），此系統被報導的較少，但在 2003 年底，也由 Pavle V. Radovanovic 團隊以低溫的溶液法製作合成了 ZnNiO 的半導體量子點[26]。至此，理論所預測以過渡金屬(V[27]，Co，Fe，Ni) doped 的 n-type ZnO 半導體，皆已被實驗做出室溫的稀磁性半導體。然而以 Mn doped 的 p-type ZnO 的磁性半導體其居禮溫度仍然未被提高至室溫以上。可能與電洞濃度無法提高有關。

然而其 ZnO 系統中的磁性來源，和 TiO_2 的系統一樣，也仍待釐清。如 Park 在 2004 年發表的論文中，也以 x-ray 吸收光譜的實驗方法，發現了其以交流濺鍍法及溶液法製作的 ZnCoO 的室溫磁性半導體，在以 Co K-edge 延伸吸收光譜（extended x-ray absorption fine structure, EXAFS）做傅立葉轉換而得到的徑向分布函

數（radial distribution function, RDF）中，發現了 Co cluster 的鍵結的存在[28]（見圖五）。並推論在小含量的 Co 摻雜雖可以取代 Zn，但其濃度卻不夠構成 carrier-induced RKKY 的作用形成鐵磁性，然而多量的則會導致 Co cluster 的產生。



圖五： $\text{Zn}_{1-x}\text{Co}_x\text{O}$ 薄膜 Co K-edge 之 EXAFS 經傅立葉轉換得到的 RDF 結果(參考文獻[28])

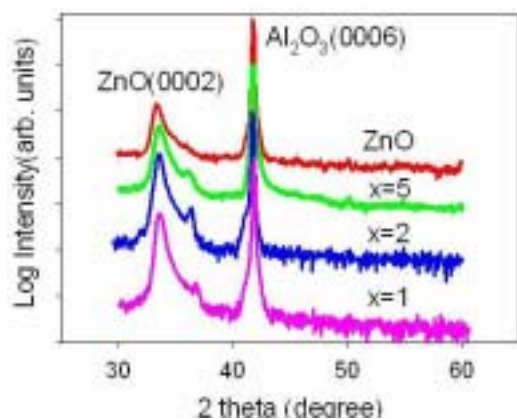
上述室溫的磁性其實驗的重複性不佳，而且不同製程方式對其性質亦有相當大的影響，因此如何找出在製程中的控制因素，並避免掉磁性 cluster 的產生。是製作氧化物室溫磁性半導體的重要因素。A. B. Pakhomov 在今年年初的 MMM 會議中，發表了類似 Mn/GaAs digital alloy 的方式，以原子級厚度的 Co 和 ZnO 交替成長多層膜，在適當的 Co 厚度下，此多層膜會顯示出室溫鐵磁性半導體的行為 [29]。且其不論在 ZFC-FC 的磁化率量測及電傳特性（磁阻及溫度電阻的依存性）皆顯示其為本質性的室溫磁性半導體。但其相關的電子結構及磁性來源，還未被深入的被探討。

本實驗室近期研究成果

而我們利用離子束濺鍍(Ion beam sputtering, IBS)以多層膜的成長方式，製備 CoFe/ZnO 多層膜，其中 CoFe 層的厚度皆小於其達到連續膜的臨界厚度，為導狀的不連續結構，因此在此所稱 CoFe 的厚度，為

名義上 (nominal) 的。利用控制 CoFe 的厚度，其不連續的型態，如形成的顆粒尺寸的大小及分布，可達到粗略的控制。此種不連續的多層膜的結構早期是應用在於 CoFe/Al₂O₃ 系統[30]，有別於現今採用的強調各膜面間平整度的磁性金屬/絕緣層/磁性金屬的穿隧磁阻系統，此結構利用控制 CoFe 不連續的程度，來調變其磁傳輸性質。而我們則是利用此原理，控制 CoFe 的厚度。研究其沉積在 ZnO 薄膜上的磁性、電子結構和微結構的變化。

大多數的 ZnO based 的磁性半導體研究，多為多晶的結構，也使得要了解結構和磁性間的關聯性是相當困難的。而此工作中，我們選擇 Al₂O₃ (0001) 基板以成長 (0001) 高度優選取向的 [CoFe(x Å)/ZnO(20 Å)] (x=1,2,5) 多層膜。(見圖六) 值得注意的是當 x 約為 15 Å 時，(0001) 單晶成長的優選取向會被破壞而形成多晶的薄膜。此臨界厚度和我們在成長單一層 CoFe 膜時，利用臨場電阻量測的方式所測得薄膜連續的臨界厚度接近，因此，在本篇所探討的實驗結果中的三個樣品，皆為不連續的 CoFe 及連續的 ZnO 所構成的多層膜。

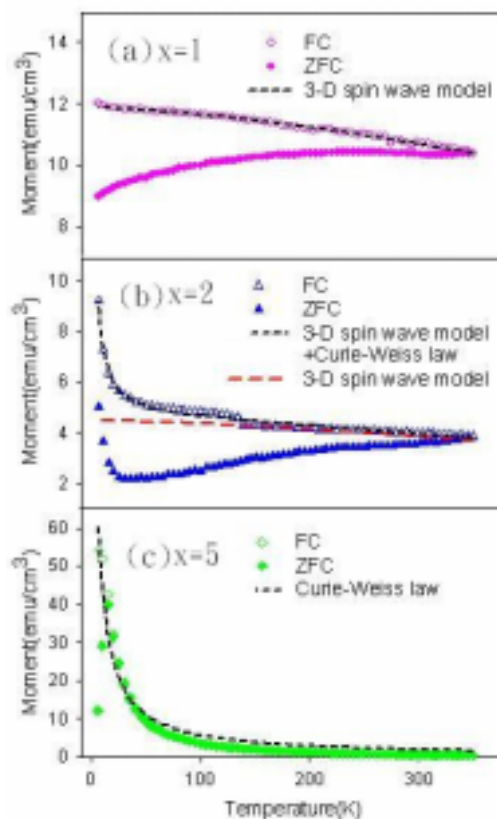


圖六：[ZnO(20Å)/CoFe(x Å)]₂₅(x=1,2,5)之 XRD 結果

在磁性質方面，圖七為利用超導量子磁性量測儀 (SQUID) 所量測 [CoFe(x Å)/ZnO(20 Å)] 多層膜之低場 (50 Oe) 下 ZFC-FC 之磁化強度對溫度關係圖。我們可以觀察到在 x=1 及 2 的 ZFC 之 M-T 曲線中，在量測的溫度範圍內，並無出現 blocking 的現象，且

其 FC 所測得的磁化強度到 350K 皆不為 0，呈現室溫的鐵磁行為。反之，x=5 的樣品在溫度為 18K 附近的，明顯的出現 blocking 的行為，在磁化強度在室溫以上已經接近 0，顯現明顯的超順磁相。然而，在比較 x=1 及 2 的樣品部分，其低溫區間的磁化量和溫度的相依行為卻有明顯的不同。x=2 樣品在 6~25K 的溫度區間其磁化強度有明顯的陡降。此現象常見於一般磁性半導體的研究中[31,32]。但卻未被仔細的探討。此部分在我們進一步的利用磁性的理論模型，搭配電子結構、微結構的分析，可以得到一些有趣的結果。

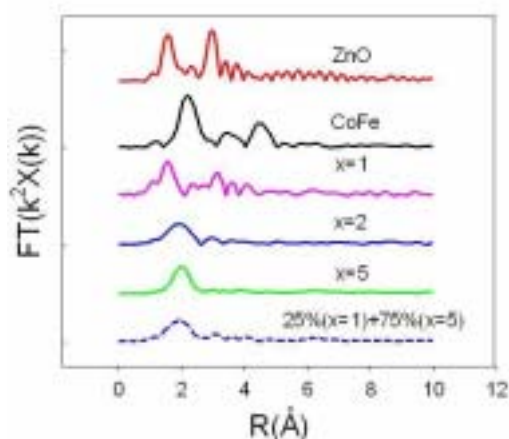
若以磁性理論進行分析，x=1 的樣品 FC 的磁強度對溫度關係 (圖七(a))，可以被一個標準的鐵磁的 3-D spin-wave model 所適配[33]，為鐵磁性。而 x=5 樣品的 FC 曲線則可以簡單的被順磁的 Curie-Weiss law 所描述 (圖七(c))。然而 x=2 的樣品的則必須結合鐵磁態及順磁態的模型，其 FC 的磁化強度和溫度的相依性，才可以得到完整的描述 (圖七(b))，顯示



圖七：[ZnO(20Å)/CoFe(x Å)]₂₅(x=1,2,5)之 ZFC-FC 之 M-T 曲線與理論模型適配結果(虛線)

此樣品混和著兩相，然而，此差異並無法單從 $x=1$ 及 $x=2$ 樣品的磁滯曲線中分辨，因為兩樣品於低溫（6K）及室溫（300K）的磁滯曲線皆呈現鐵磁性的行為。

此三個樣品不同的磁性質暗示其具有不同的微結構來源，圖八為利用此三樣品及 CoFe 的 Co K-edge 及 ZnO 的 Zn K-edge 的 EXAFS 的結果所得到的徑向分布函數。ZnO 的第一峰及第二根峰分別代表從某特定的 Zn 原子所看出去的 Zn-O 及 Zn-Zn 的鍵結。而樣品 $x=1$ 的 Co 有著和 Zn 類似的徑向分布函數，此

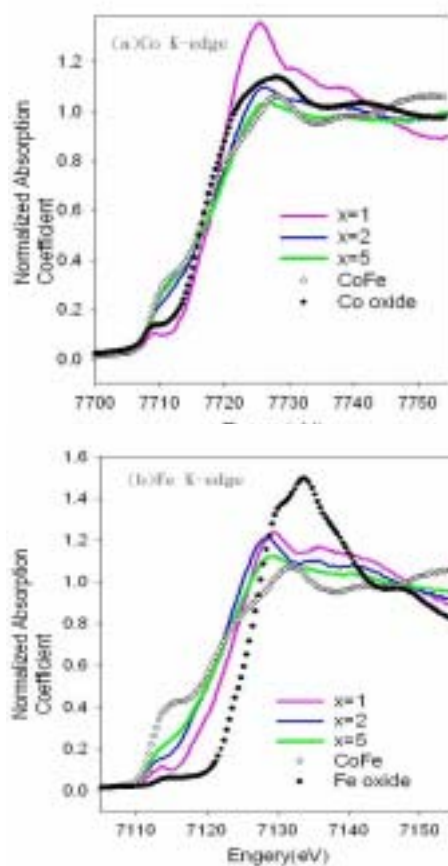


圖八：[ZnO(20Å)/CoFe(x Å)]₂₅($x=1,2,5$)之 Co K edge、CoFe 的 Co K-edge 與 ZnO 的 Zn K-edge 之 EXAFS 結果經傅立葉轉換的 RDF 結果

結果顯示此樣品中大部份的 Co 皆取代了 Zn 原子的位置。證實了其磁性來源應為本質性的磁性半導體相，而非來自外質的 cluster 所貢獻（並無發現 cluster 的鍵結）。而 $x=2$ 和 $x=5$ 的徑向分布函數則和 CoFe 的標準片較接近，暗示其形成了 cluster 的存在（有 Co-Co 鍵結形成）。比較有趣的是， $x=2$ 及 $x=5$ 的樣品有截然不同的磁性質，卻有接近的徑向分部函數的情況。我們進一步發現其實 $x=2$ 的徑向分布函數，可以被 $x=1$ 及 $x=5$ 的結果線性疊加出來。Fe 的部份亦有類似的趨勢。此結果和我們磁性分析符合，顯示 $x=2$ 的樣品中，Co 有部份取代 Zn 原子，而較大的部份則析出形成 cluster，為形成磁性半導體態與顆粒膜超順磁態的混相。取代的部份貢獻鐵磁性，析出的 cluster 部份，則有可能因為其平均粒徑非常小，所以貢獻出

blocking 行為發生在低於我們量測極限（6K）的超順磁性。因此我們只能在 $x=2$ 的樣品的 M-T 行為中，在低溫範圍看到磁化量的快速下降而未見 blocking 的行為。

此結果可以利用近邊緣的吸收光譜（NEXAS）所測得 Co 和 Fe 的電子結構得以進一步印證。圖九分別為 Co 跟 Fe 的 K-edge 的結果。樣品 $x=1$ 的譜圖在 pre-edge 的部份和 $x=2$ 及 $x=5$ 有明顯的不同。樣品 $x=1$ 較接近氧化物（二價）的譜圖而 $x=5$ 樣品則較接近金屬的譜圖（零價），樣品 $x=2$ 的譜圖則介於兩者之間，與我們利用磁性分析和 EXAFS 所得到的結果相符。



圖九：[ZnO(20Å)/CoFe(x Å)]₂₅($x=1,2,5$)之 Co 及 Fe 之 K edge、CoFe 的 Co K-edge、Co 及 Fe 氧化物 K edge 之歸一化吸收光譜結果

在此系列的實驗中，我們證實了多層膜的成長技術確實是一個可能應用在製作稀磁性半導體的方式，在控制適當的磁性金屬的厚度（亦即不連續的金

屬顆粒的分佈情況)，可以得到較純相的稀磁性半導體。此製程方式亦可能可以被應用在其他系統中。而常見於一般磁性半導體的混相結構，容易造成在判讀磁性來源時的混淆。這一點可以透過磁性分析及 X-ray 吸收光譜技術的結合清楚的分辨出來。

總結

本文所介紹的稀磁性氧化物半導體系統，比較著重基礎的物理及材料問題之探討。因為若能對室溫下顯現磁性之半導體材料之磁性形成機制及來源更佳的釐清，並藉以提高其磁性。便有可能將現今分開發展完成之磁性元件與半導體元件作一整合，眾所期待中融和半導體電子與磁性自旋性質而成的自旋電子元件將有可能被開發出來。而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，則需進一步與應用導向或業界單位合作方有可能達成。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，則在這一波自旋電子學的熱潮下，磁性薄膜與半導體工業的結合，或許有機會為綠色矽島開創出一番嶄新的局面。(本文之完成作者要感謝清大工程與系統科學系李志浩教授研究群與彰師大物理系洪連輝教授研究群在實驗量測上之協助，同步輻射研究中心提供光束線以及國科會的研究資助。)

參考文獻

[1] G. a. Prinz, *Science* **282**, 1660 (1998).
 [2] F. Matsukura, H. Ohno, A. Shen, and Y. Sugawara, *Phys. Rev. B* **57**, R2037 (1998).
 [3] H. Ohno, A. Shen, F. Matsukura, A. Oiwa, A. Endo, S. Katsumoto, and Y. Iye, *Appl. Phys. Lett.* **69**, 363 (1996).
 [4] H. Munekata, H. Ohno, S. von Molnar, A. Segmuller, L. L. chang, and L. Esaki, *Phys. Rev. Lett.* **63**, 1849 (1989).
 [5] H. Akai, *Phys. Rev. Lett.* **81**, 3002 (1998).
 [6] H. Ohno, H. Munekata, T. Penneys S. von Molnar,

and L. L. chang, *Phys. Rev. Lett.* **68**, 2664 (1992).
 [7] S. Koshihara, A. Oiwa, M. Hirasawa, S. Katsumoto, Y. Iye, C. Urano, H. Takagi, and H. Munekata, *Phys. Rev. Lett.* **78**, 4617 (1997).
 [8] Dietl, T., *Semicond. Sci. Technol.* (2002) 17 (14), 377
 [9] T. Dietl, H. Ohno, F. Matsukura, J. Cibert, and D. Ferrand, *Science* **287**, 1019 (2000)
 [10] K. Minegishi, Y. Koiwai, Y. Kikuchi, K. Yano, M. Kasuga, and A. Shimizu, *Jpn. J. Appl. Phys., Part 2* **36**, L1453 (1997)
 [11] C. Rouleau, S. Kang, and D. Lowndes (unpublished).
 [12] Sato, K., and Katayama-Yoshida, H., *Jpn. J. Appl. Phys.* (2000) 39(Part 2, No. 63), L555
 [13] K. Sato and H. Katayama-Yoshida, *Jpn. J. Appl. Phys., Part 2* **40**, L334 (2001)
 [14] K. Sato and H. Katayama-Yoshida, *Jpn. J. Appl. Phys., Part 2* **39**, L555 (2000)
 [15] H. Akai: *Phys. Rev. Lett.* **81**, 3002 (1998)
 [16] Y. Matsumoto, M. Murakami, T. Shono, T. Hasegawa, T. Fukumura, M. Kawasaki, P. Ahmet, T. Chikyow, S.-Y. Koshihara, and H. Koinuma, *Science* **291**, 854 (2001)
 [17] S. A. Chambers *et al.*, *Appl. Phys. Lett.* **79**, 3467 (2001)
 [18] W. K. Park, R. J. Ortega-Hertogs, J. Moodera, A. Punnoose, and M. S. Seehra, *J. Appl. Phys.* **91**, 8093 (2002)
 [19] Y. Matsumoto *et al.*, *Jpn. J. Appl. Phys., Part 2* **40**, L1204 (2001).
 [20] S. A. Chambers, T. Droubay, C. M. Wang, A. S. Leab, R. F. C. Farrow, L. Folks, V. Deline, and S. Anders, *Appl. Phys. Lett.* **82**, 1257 (2003)
 [21] A. Punnoose, M. S. Seehra, W. K. Park and J. S. Mooera, *J. Appl. Phys.* **93**, 7867 (2003)
 [22] R. J. Kennedy and P. A. Stampe Erhong Hu, Peng Xiong, and Stephan von Molna and Yan Xin, *Appl.*

- Phys. Lett. **84**, 2832 (2004)
- [23] Nguyen Hoa Hong, Joe Sakai, and Awatef Hassini, Appl. Phys. Lett. **84**, 2602 (2004)
- [24] K. Ueda, H. Tabata, and T. Kawai, Appl. Phys. Lett. **79**, 988 (2001).
- [25] Y. M. Cho, W. K. Choo, H. Kim, D. Kim, and Y. E. Ihm, Appl. Phys. Lett. **80**, 3358 (2002).
- [26] Pavle V. Radovanovic and Daniel R. Gamelin, Phys. Rev. Lett. **91**, 157202 (2003).
- [27] H. Saeki, H. Tabata, and T. Kawai, Solid State Commun. **120**, 439 (2001).
- [28] Jung H. Park, Min G. Kim, Hyun M. Jang, Sangwoo Ryu and Young M. Kim, Appl. Phys. Lett. **84**, 1338 (2003)
- [29] A. B. Pakhomov, Bradley K. Roberts, and Kannan M. Krishnan, Appl. Phys. Lett. **82**, 1257 (2003)
- [30] G. N. Kakazei, Y. G. Pogorelov, A. M. L. Lopes, J. B. Sousa, S. Cadoso, P. P. Freitas, M. M. Prerira de Azevedo, and E. Snoeck, J. Appl. Phys. **90**, 4044 (2001)
- [31] H.J. Lee, S. Y. Jeong, C.R. Cho, and C. H. Park, Appl. Phys. Lett. **81**, 4020 (2002).

[33] J. H. Kim, H. Kim, D. Kim, Y. E. Ihm, and W. K. Choo, J. Appl. Phys. **92**, 6066 (2002).

[33] S. J. Potashnik, K. C. Ku, R. Mahendiran, S. H. Chun, R. F. Wang, N. Samarth, and P. Schiffer, Phys. Rev. B **60**, 2653 (2002)

作者簡介

黃榮俊

學歷：美國伊利諾大學博士

現職：國立成功大學物理系 教授

國立高雄大學應用物理系 教授兼系主任

主要研究領域：自旋電子學與奈米材料

email : jcahuang@mail.ncku.edu.tw

許華書

國立成功大學物理系 博士班研究生

email : apiece1997@yahoo.com.tw

歡迎刊登廣告

「物理雙月刊」是一份報導物理界動態發展之刊物，其內容深入淺出，涵蓋物理新知、物理專文、人物專訪、物理消息、研討會消息等專欄，為台灣物理界人士所熟知。若有需要，歡迎學校各系所或廠商利用本刊物刊登廣告，有意者請向物理學會李衷潔小姐聯絡。

TEL : 02-23634923