

第二章 文獻回顧

在紀錄密度越來越高的情況下，提升紀錄層的矯頑磁場是勢在必行。FePt γ_2 序化相有著相當大的矯頑磁場以及晶體異向性，相當適合做為高紀錄密度媒體的材料。

圖 2-1 為 FePt 的平衡相圖，由圖可知 γ_2 -FePt 的 Pt 成分約在 30 at% 到 55 at% 之間。序化面心長方相 γ_2 -FePt 與非序化 γ -FePt 的臨界溫度約為 1300 °C，通常 FePt 製備完成時為一非序化的面心立方相（disorder FCC），需要經過約 500 °C 的退火才能轉變為序化相。圖 2-1 為 FePt 序化與非序化相的示意圖，非序化 FePt 原子隨意的佔據晶格點，為一面心立方的結構；序化的 FePt 原子交錯層狀排列，晶體的 c 軸變短，a 軸變長，形成面心長方的結構（FCT）。

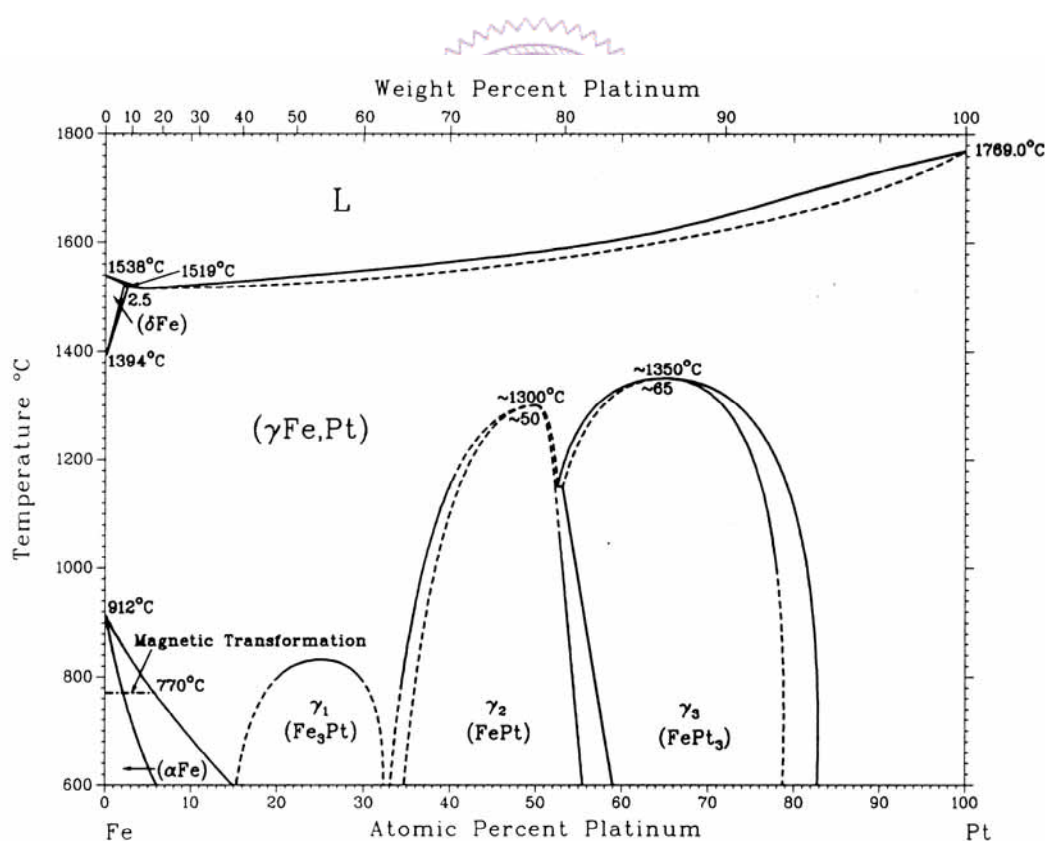


圖 2-1 Fe-Pt 平衡相圖。(Data are from Thaddeus B. Massalski et al., Binary alloy phase diagrams, Materials Park, Ohio/ASM International, 1990.)

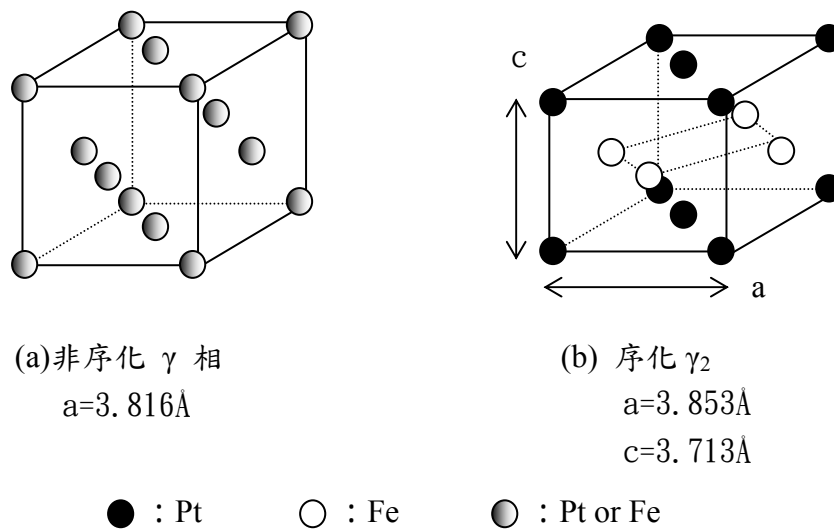


圖 2-2 FePt 晶體結構示意圖 (a) 非序化 FePt，每個晶格點隨機的由 Fe 或 Pt 原子佔據。(b) 序化相 FePt，Fe 原子與 Pt 原子有規律的佔據特定的晶格點。

為了要能夠得到 FePt L1₀ 序化相需要經過大於 500°C 的退火過程使之相變，這個溫度對於工業製程上來說是過高的，而且高溫所造成的晶粒成長會造成磁頭讀取訊號時的雜訊來源。因此，FePt 想要能夠實際用在商品上，勢必要克服這個缺點。在 2002 年，Tomoyuki^[10] 等人在 FePt 之中加入了 Cu。他們利用濺鍍方法在玻璃基板上直接鍍製 FePtCu 的合金。他們發現，Cu 的原子百分率在 15% 下在 300°C 一個小時退火之後，磁性質表現最佳，矯頑磁場可達到 5K0e (如圖 2-3)。由圖 2-4 可以明顯的發現，在 600°C 以下，相同的退火條件，FePtCu 比單純的 FePt 更容易序化。他們推斷，將 Cu 加入 FePt 之中會增加序化的驅動力，因而降低序化溫度。在 2001 年時，韓國的團隊在 FePt 中參雜 3% 的 Zr^[11]。他們使用濺鍍系統在玻璃基板上鍍製 70nm 厚的 FePt，之後退火 500°C 10 分鐘，矯頑磁場達到 7.3K0e。Zr 的加入促進了序化相的成核，但是 Zr 在經過更長時間退火之後，會與 Pt 形成 Pt₃Zr 的化合物，減少 FePt 內的有效 Pt 含量。另外，T. Shima 利用電子槍製備交替的單原子層 Fe(001) 與 Pt(001) 多層膜，使用 MgO(001) 基板與 Pt(001) 緩衝層可以在 230°C 得到非常大的磁異向性 ($K_u=3.0\times 10^7$ erg/cc)。即使在製程溫度 200°C 下，也能得到不錯的異向性，良好的方正性以及很高的矯頑場^[12]。

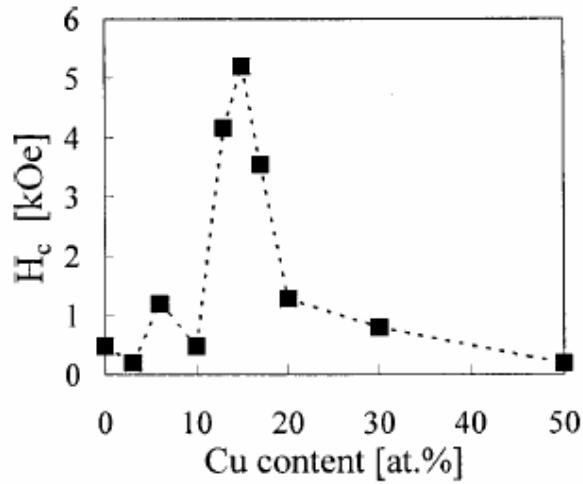


圖 2-3 Cu 的原子百分率對 300°C 退火一小時後的矯頑磁場作圖。

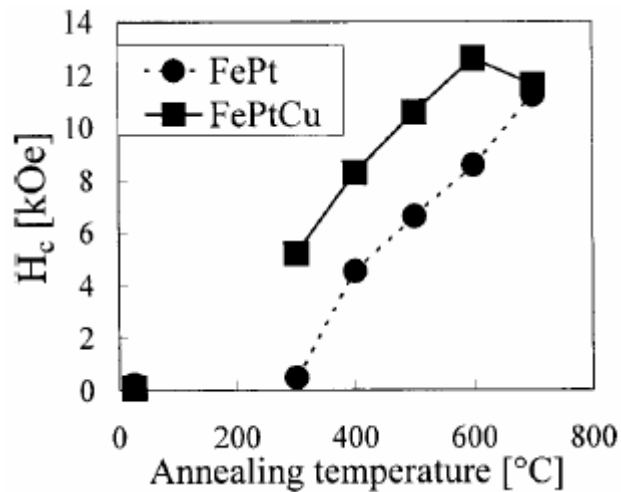


圖 2-4 (FePt)₈₅Cu₁₅ 與 FePt 在不同溫度下退火一小時對矯頑磁場作圖。

2.1 垂直FePt的研究

1995 年 Visokay 分別在 MgO(001)以及 Al₂O₃(0001)基板上以 Pt 為底層升溫鍍製 FePt，發現在 MgO 基板上 FePt 為(001)的晶向，而 Al₂O₃則為(111)的晶向，

而且，在升溫下鍍製的薄膜具有比較良好的晶向，並在初鍍膜時就有序化發生^[13]。

2.1.1 MgO/Pt 底層系列

在近幾年來，人們開始廣泛的研究具有垂直異向性的FePt薄膜。其主因是垂直紀錄加上良好的熱穩定性能夠大大的提升紀錄密度。FePt主要用緩衝層（underlayer）來增加垂直異向性，在1996年Watanabe 等人率先利用射頻磁控濺鍍在 MgO（100）基板上以 Fe 以及 Pt 做為緩衝層成功地鍍出了 FePt（001）垂直磊晶薄膜，如圖2-5所示。研究顯示Pt的緩衝層能夠改善方正性、矯頑磁場以及磁能積^[14]。

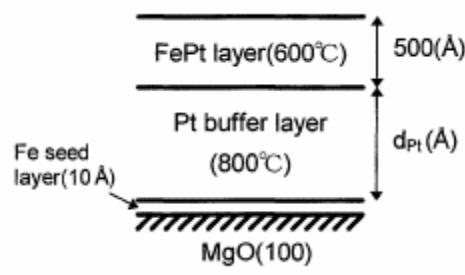


圖 2-5 FePt 垂直磊晶在 MgO(100)結構圖。

同時，其他的研究也正在進行。IBM在1996年利用MBE的方法在 MgO（100）基板上利用Pt緩衝層做出FePt（001）的垂直磊晶薄膜。在低溫下鍍製時，序化程度接近零，但是在500°C鍍製，序化程度可達到0.93^[15]，溫度遠比塊材的相變溫度（1350°C）低。繼而在兩年之後，借由直流磁控濺鍍，在550°C的製程溫度下長出 MgO/Cr/Pt/FePt 的磊晶成長，序化程度高達0.95。研究描述了緩衝層以及紀錄層的厚度對於c軸的排列影響，進而影響晶體異相性。由圖2-6可知，紀錄層厚度越厚，矯頑磁場越小而且孕核場也越大，其理由是當膜厚越厚，晶粒也越大，造成磁域壁移動的阻力變小，因此造成矯頑磁場下降。然而厚度增加，異向性能 K_1 卻增加，研究發現由於高溫鍍膜而造成Pt與FePt相互擴散會導致異向性能的降低(圖2-7)。^[16]。

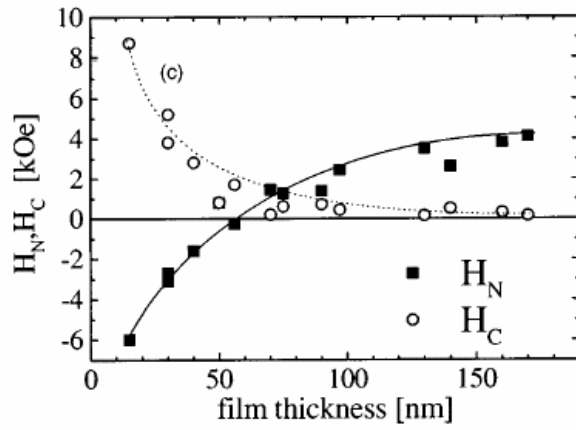


圖 2-6 FePt 薄膜厚度對於矯頑磁場 H_c 以及孕核場 H_n 的關係。

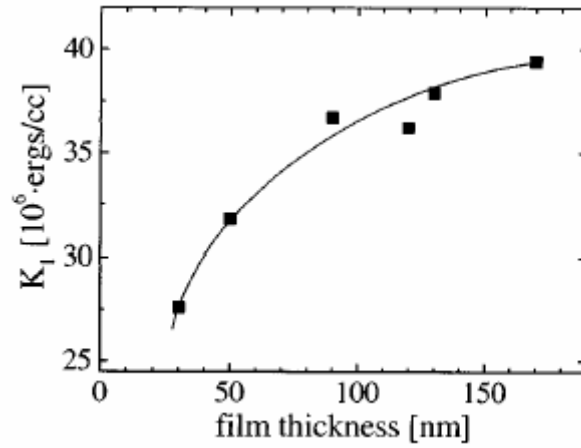


圖 2-7 FePt 厚度對於異向性能 K_1 的關係。

在垂直紀錄中，軟磁層用來引導集中磁力線讓寫入更有效率，Z. G. Zhang 等人在軟磁層上方疊上 SiO_2/MgO (200) 中間層，使得 FePt 能夠垂直磊晶成長。研究發現， SiO_2 能夠增強 MgO (200) 的優選方向。如圖 2-8 所示，加上了 SiO_2 這層之後 MgO 的優選方向很明顯的從 (111) 變成 (200)，FePt(001) 因而增強^[17]。

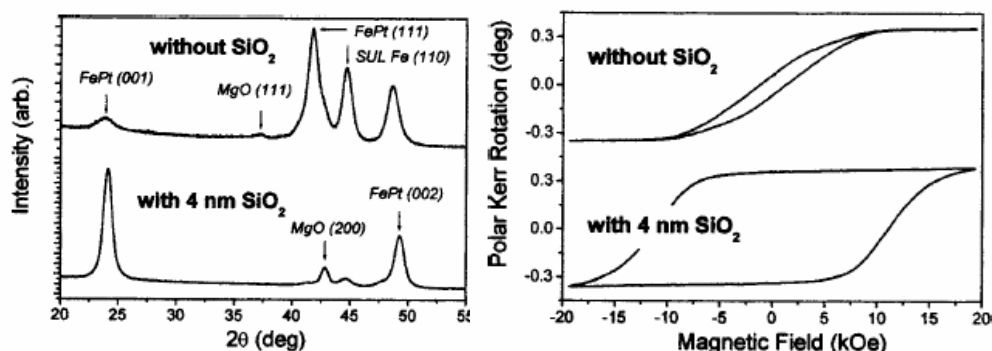


圖 2-8 加上 SiO_2 與沒有 SiO_2 的 XRD 以及垂直方向磁性質比較。

2.1.2 Si/Ag 底層系列

除了 MgO 基板以及 Pt 緩衝層之外，人們開始常是用其他的方法來製作擁有垂直異相性的 FePt。Carnegie Mellon 大學成功的使用 Ag 做為緩衝層長出垂直磊晶的 FePt 薄膜。首先使用 HF 洗去 Si (100) 上的自然氧化層，在基板溫度 300°C 時可以磊出具有 γ_1 序化相的 FePt 薄膜。圖 2-9 的電子繞射圖 (EDP) 看出，在 25°C 成長並沒有辦法做出磊晶，溫度提高到 75°C 後即可觀察到磊晶以及部分序化相的產生。而當溫度到達 300°C 時，序化程度更為明顯，可知溫度與序化的關係是密不可分的^[18]。他們繼續做了一系列的研究發現 Ag 緩衝層有著比 FePt 大的晶格常數 (lattice constant)，能夠撐大 FePt 的晶格，同時壓縮垂直膜面的 c 軸，因此能降低序化溫度以及促進垂直異相性。而 Pt 的晶格常數比較小，因此效果沒有 Ag 來的顯著(圖 2-10)^[19]。

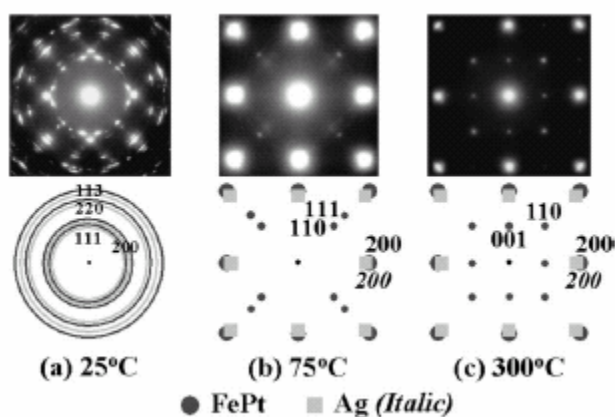


圖 2-9 Si/Ag(175)/FePt(30) 在不同溫度下成長的電子繞射圖。

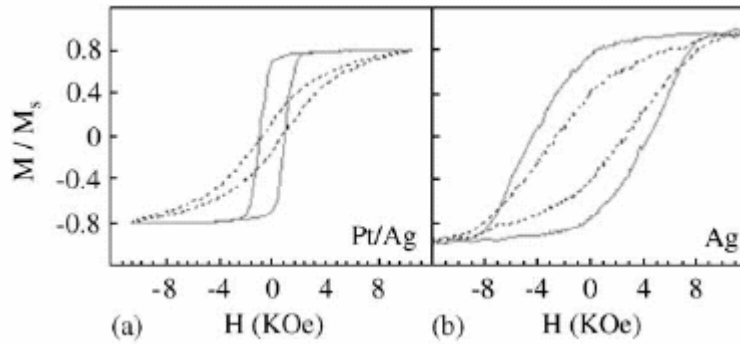


圖 2-10 不同緩衝層的磁滯曲線圖。

(a) Si/Ag(175nm)/Pt(12.5nm)/FePt(30nm)

(b) Si/Ag(175nm)/FePt(30nm)

皆在 300°C 下製備，實線為水平方向，虛線為垂直方向。

2.1.3 底層應力的研究

新加坡的團隊也對於垂直 FePt 做了一系列的研究。2002 年發表了用 CrRu 做為緩衝層長出具有優選方向的序化 FePt 薄膜。調變 Ru 的比例可以調整緩衝層的晶格常數，而 FePt 與 CrRu 緩衝層之間晶格差異 (lattice misfit) 影響著磁性質的表現。他們以玻璃基板在 550°C 下以濺鍍的方法成長薄膜。圖 2-11 顯示，隨著 Ru 含量的增加，FePt 與 CrRu 之間的晶格差異逐漸增加，磊晶應力也逐漸增加，有助於 FePt c 軸的壓縮，誘導序化的生成，降低序化溫度。在 Ru 的比例為 9 at% 時，FePt 具有最大的垂直矯頑磁場，此時的晶格差異約為 6.3%。當 Ru 的比例繼續增加，晶格差異也越來越大，但是 FePt 的矯頑磁場却不升反降，原因是晶格間累積了過多的應力造成差排的產生釋放了應力^[20]。緊接著他們調整各種參數，調整工作壓力、CrRu 的厚度，以及 FePt 的成份，結果顯示 C 軸的排列與應力有著很大的關係^[21]。

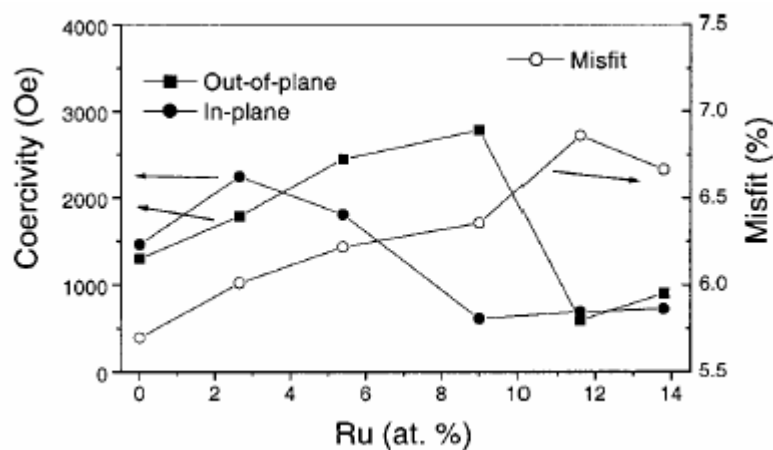


圖 2-11 CrRu 緩衝層 Ru 含量與 Out-of-plane、in-plane H_c 及 FePt/CrRu 間晶格差異(misfit)的關係圖。

2.1.4 FePt 內雙晶的影響

在1998年 Watanabe 等人利用穿遂式電子顯微鏡 (transmission electron microscopy, TEM) 研究 Pt(001)/FePt(001) 垂直磊晶系統，發現磊晶的FePt薄膜中含有大量的面缺陷。如圖2-12所示，由於晶格常數差異產生的缺陷，而這些缺陷在塊材中是不常出現的。進而研究發現其中雙晶(twin)的密度越大，矯頑磁場越大^[22]。2001年法國的團隊也在這個系統上做了更進一步的研究，利用MFM (Magnetic Force Microscopy)的觀察，顯示雙晶為磁域壁(domain wall)的牽制點，由於雙晶缺陷限制了磁域壁的移動，導致矯頑磁場上升。圖2-13 為MFM掃描結果，經過特殊的調整，使得從圖上可以同時看到磁與表面型態的訊號。從圖上可以清楚的看到，磁域壁的所在地皆與雙晶的晶界吻合，顯示雙晶晶界的確有牽制磁域壁移動的作用^[23]。

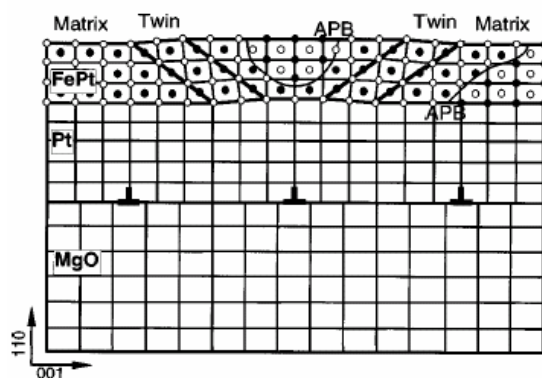


圖 2-12 磊晶 FePt 系統缺陷示意圖。

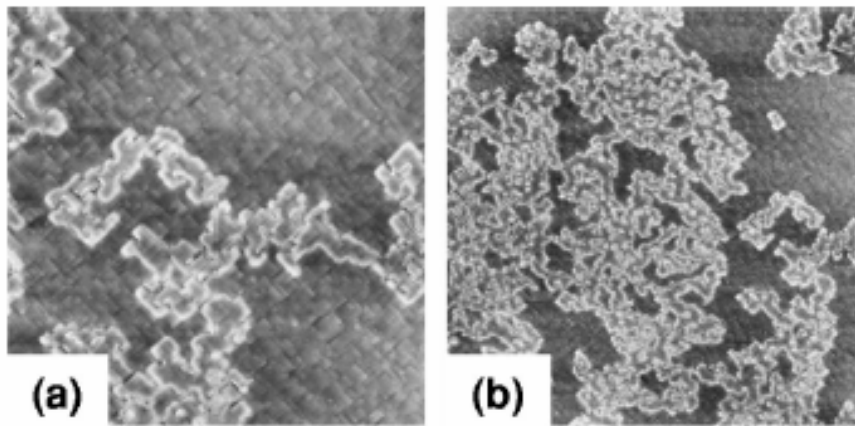


圖 2-13 MFM 掃描圖，試片在 $M/M_s=0.84$ 的狀態下量測，表面型態以及磁力訊號同時量測在圖中。其中亮線為磁域壁。(a)為 $8\mu\text{m}\times 8\mu\text{m}$ 範圍(b)為 $16\mu\text{m}\times 16\mu\text{m}$ 範圍。

2.1.5 Ru 作為牽制層以及 Ag 增加移動性

做完底層應力的研究之後，新加坡的團隊做了一些有趣的改進。同年，他們在 FePt 中間插入了 Ru 做為牽制層(pinning layer)。藉由 Ru 的引入，提供牽制源 (pinning site) 原本 FePt 的翻轉機制由磁區壁移動 (domain wall motion) 變成成核形式的翻轉 (nucleation mode)。由圖 2-14 可以看到，加入 Ru 之後矯頑磁場由 1.6 KOe 提高到 2.6 KOe，將近 60% 的提升^[24]。

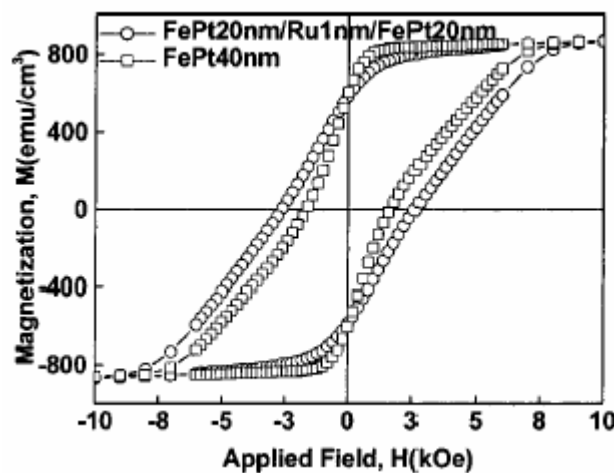


圖 2-14 加入牽制層(pinning layer)對 FePt 薄膜垂直方向磁滯曲線的影響。

2003 年，他們在 400°C 下以 CrRu 為緩衝層的垂直 FePt 上方鍍上一層 Ag，發現加了一層薄薄的 Ag 之後使得矯頑磁場上升非常多，從原本的 2.5 kOe 升高到 5 kOe (圖 2-15)。Ag 放在上層能夠使得 FePt 空缺增加，因而增加 FePt 原子的移動率，使得 FePt 能夠在較低的溫度得到序化相^[25]。

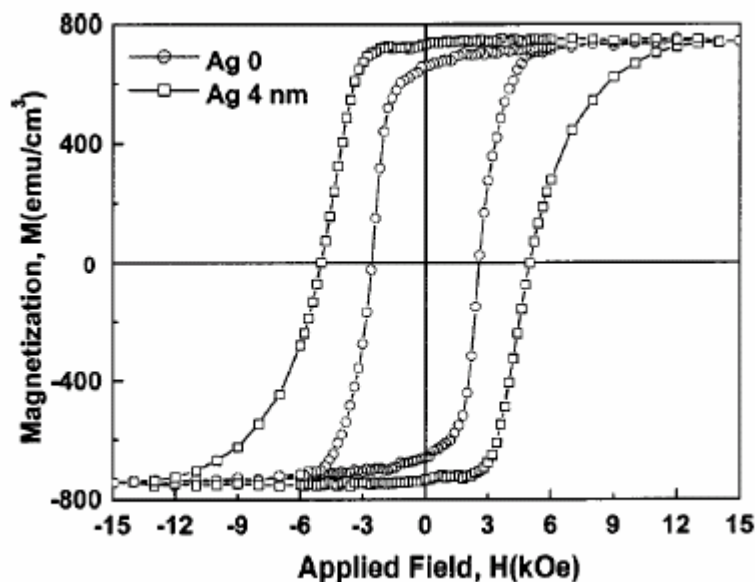


圖 2-15 有加 Ag 與沒有 Ag 的垂直方向磁滯曲線比較。



2.1.6 引入 C 的(001)優先方向 FePt

2003 年，M. L. Yan 使用 C(0.3nm)/Fe(0.9nm)/Pt(1.0nm)結構的多層膜在 C 的緩衝層以及 Ta 擴散阻擋層之上，退火之後產生了具有(001)優先方向的 FePt:C 的磁性紀錄層^[26](圖 2-16)。薄膜採濺鍍方法鍍製在 SiO₂ 基板上，在合適的底層之上鍍上 CoFeNi 做為軟磁層，並以 Ta 當做中間層，隔絕磁性層與軟磁層。鍍製完以後再進行快速退火處理。圖 2-17 為 550°C 退火 300 秒之後 XRD 以及磁滯曲線圖，很清楚的看到 FePt(001)的序化相以及 6.2 kOe 矯頑磁場。

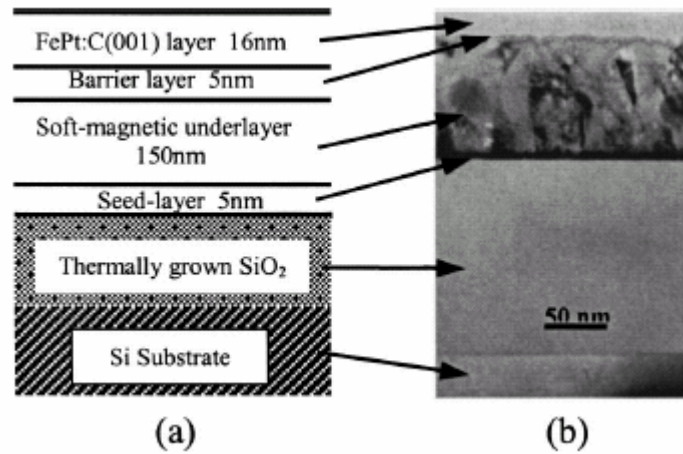


圖 2-16 (a)多層膜結構示意圖。(b)TEM 橫結面照片。

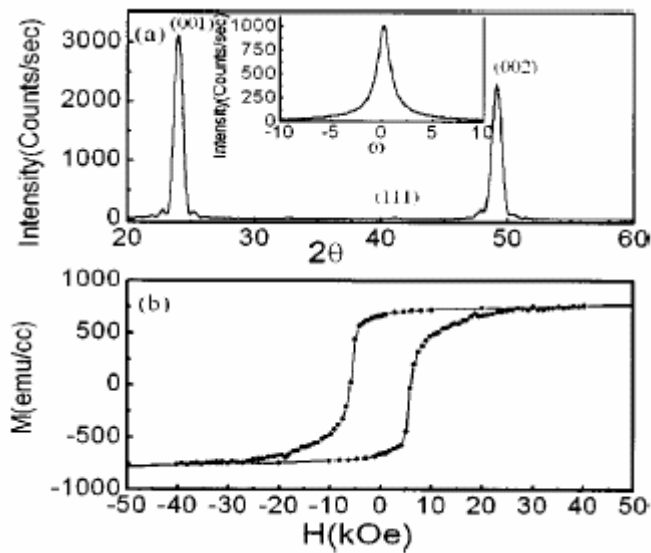


圖 2-17 (a) 500°C 退火 300 秒 XDR 圖，插入的圖為 (001)的 Rocking curve。(b)磁滯曲線圖。

Hyun Seok Ko 等人在 400°C 下利用 FePt 與 C 共鍍在 MgO(001)基板上，如圖 2-18 所示，FePt L_{10} 序化相(001)的繞射峰強度隨著 C 含量的增加而降低，而序化與非序化的(200)/(002)繞射峰強度比隨著 C 含量的增多而變高，這意味著可以利用 C 含量的多寡來控制 FePt 序化與非序化相的比例。

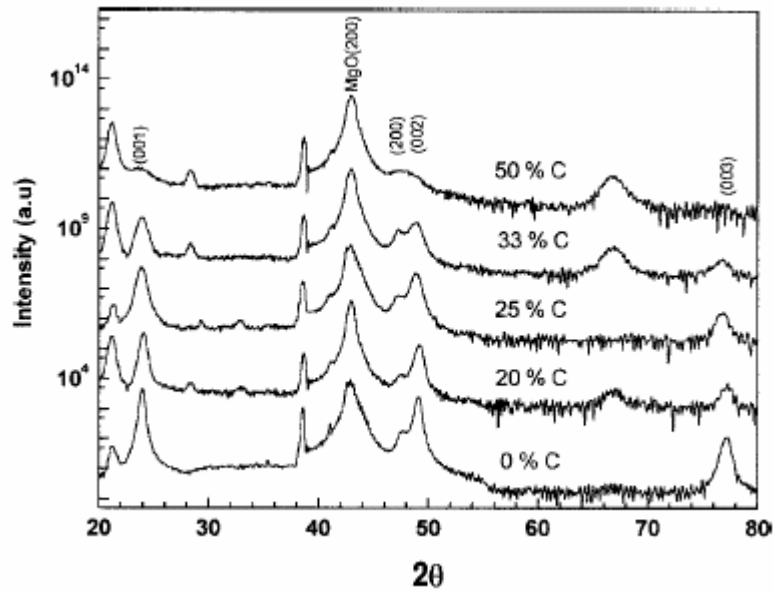


圖 2-18 FePt:C 的 XRD 隨 C 比例的變化。

另外，C 的引入也會影響 FePt 的晶粒大小，如圖 2-19 所示，C 的含量越高，晶粒大小分佈越均勻，也比較小。原因猜測可能是 C 在 FePt 的晶界上聚集，分離了 FePt 晶粒而阻止成長^[27]。到目前為止，還尚未釐清引入 C 之後誘發 FePt 的機制。

2.1.7 垂直 FePt/B₂O₃ 多層膜

Nebraska 大學於 2000 年發展出共鍍 FePt/B₂O₃ 的多層膜使得 FePt 具有垂直異相性的方法^[28]。他們分別鍍 FePt 與 B₂O₃ 多層膜(FePt 32Å/B₂O₃ χ Å)₅ 並且藉由改變 B₂O₃ 的厚度從 4~48Å，來控制其相對 FePt 的體積分率。發現隨著 B₂O₃ 的厚度增加，FePt 漸漸由(111)的方向轉為(200)為主的方向。圖 2-20 為經過 550°C 真空退火 30min 後的 XRD θ -2 θ 繞射圖，其中，(a)單層 FePt (b) B₂O₃~8 Å (c) B₂O₃~12 Å (d) B₂O₃~28 Å，隨著 B₂O₃ 的厚度增加，FePt 的晶向逐漸由(111)轉成以(001)繞射峰為主，當 B₂O₃ 每一層厚度增至 12 Å 以上便完全觀察不到(111)晶向的晶粒。其中圖. 2-20(c)的插圖為 FePt-(001)繞射峰的 rocking curve，實驗結果顯示其半高寬(full width at half-maximum intensity)約為 2.9°，這表示

絕大部分 FePt 晶粒的 C 軸都整齊地排列在垂直膜面的方向。

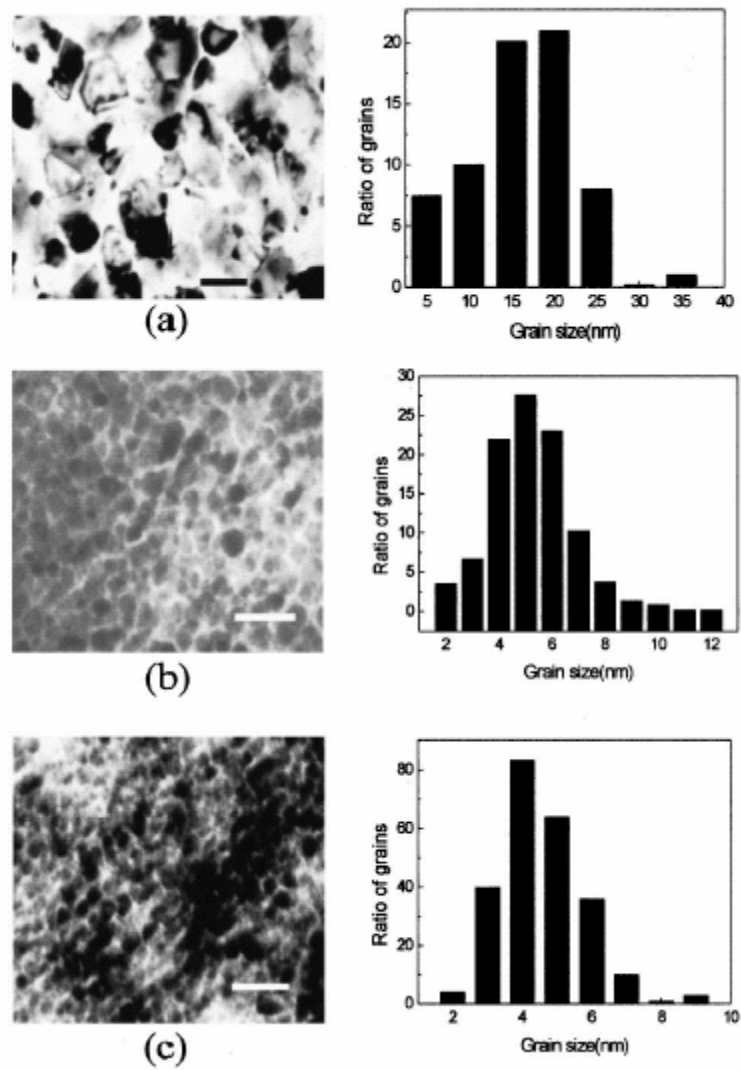


圖 2-19 FePt:C 的 TEM 照片以及晶粒大小分佈，(a) C 含量為 0% (b) C 含量為 25% (c) C 含量為 50%。TEM 照片中比例尺長度為 20nm。

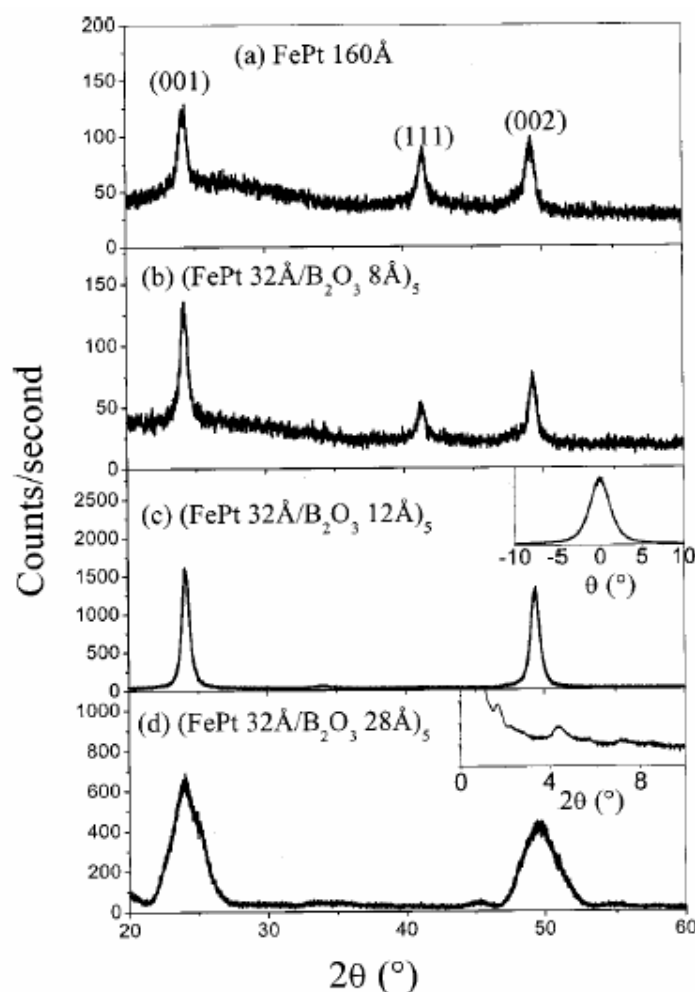


圖 2-20 x-ray 分析結果隨 B2O3 厚度變化關係。(c) 縮圖為 rocking curve，(d)縮圖為低掠角結果。

圖 2-21 為改變 B₂O₃ 厚度所對應的遲滯曲線圖，可以發現當 B₂O₃ 的厚度增加，曲線在垂直方向的方正性越接近於 1，換句話說，FePt 的垂直異向性越明顯。VSM 量測結果與 XRD 的結論一致。但是，雖然成功的控制 C 軸方向，隨著 B₂O₃ 的厚度增加卻犧牲了 FePt 層的 M_s 值。

為了更進一步了解造成(001)晶向的機制以及相關製程對磁性質的影響，Nebraska 的研究團隊改變一系列的製程參數如多層膜的總厚度、FePt 層中 Fe 相對的量等參數來觀察^[29]。實驗結果發現成分上 Fe 稍微過量(例如 Fe₆₀Pt₄₀)或使多層膜的總厚度變薄均有助於 FePt(001)晶粒的成長。研究認為(001)晶向成長的機制主要與 FePt 晶粒初始生長有關(first stages of growth)，簡單地說，

初鍍膜的晶向便決定了退火後 FePt 晶粒的發展。

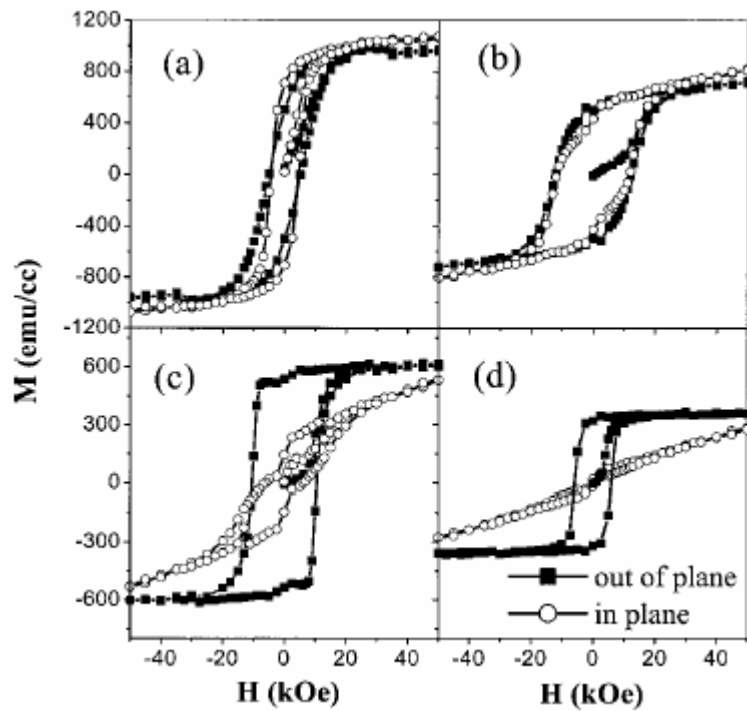


圖 2-21 550°C 30 分鐘退火遲滯曲線圖：(a)單層 FePt，(b)(FePt 32Å/B₂O₃ 8Å)₅ (c) (FePt 32Å/B₂O₃ 12Å)₅ (d) (FePt 32Å/B₂O₃ 48Å)₅。

2.1.8 成分、厚度以及退火條件的控制

H. Zeng 研究在 SiO₂ 的基板上控制 CoPt 或者 FePt 的退火條件、成分以及膜厚，可以控制晶向。研究使用 Co/Pt 多層膜結構退火，發現晶向的成長隨時間有三個階段，在退火的前幾秒內，fcc(100)的奈米晶粒生成，顯示(100)方向比其他的方向容易生成，猜測可能是因為膜與基板的作用力所造成。接下來是非序化轉變程序化階段，牽涉到原子在附近區域做交換的動作，這個過程要花上數分鐘之久。最後階段晶粒開始成長，為了減少表面能，(111)最密堆積面產生。因此，若要讓模具有(001)優選方向，勢必要阻止晶粒成長。基於上述的理由，減少膜厚也是一種想法，實驗上也證實了這個想法，如圖 2-22 所示，越薄的膜所展現出來的(001)優選方向越強。FePt 與 CoPt 的行為大致相同，但值得注意的是 FePt

的序化階段發生的溫度比較低，時間也比較短，顯示 FePt 的擴散比 CoPt 更有效率^[30]。藉由精確的控制，可以控制 FePt 與 CoPt 的晶向，長出近乎完美的(001)優選方向薄膜。

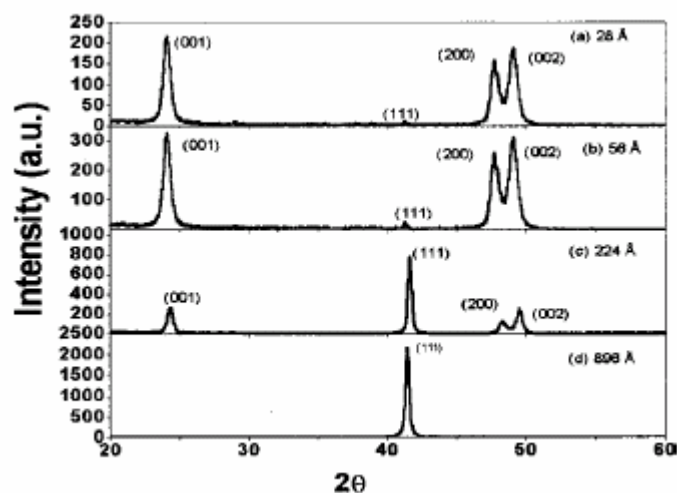


圖 2-22 不同 CoPt 膜厚在 750°C 下退火 300 秒的 XRD。

綜觀以上的研究發現，降低 FePt 的序化溫度以及誘發(001)優選方向需要用適當的緩衝層拉撐 FePt 晶格。誘發序化的主要來源來自於 FePt 與緩衝層的晶格差異以及 FePt 雙晶應力。另外可用其他元素的引入來達到此效果。要增加 FePt 的矯頑磁場除了用底層的調變之外，可以利用牽制層，或者改變厚度以及改變升溫條件來控制序化。可見在未來，FePt 還有許多待研究改進的地方。

2.2 異向性簡介

在鐵磁性材料中，影響其相關磁性質如矯頑場、磁滯曲線等最重要的因素為”磁異向性”，這是指內在能量隨自發磁化方向改變而變化的一種現象，這類能量稱為異向性能。換言之，即指物質的磁性與量測方向有關。一般分下列幾種：

1. 晶體異向性(Magnetocrystalline anisotropy)
2. 形狀異向性(Shape anisotropy)

3. 應力異向性(Stress anisotropy)
4. 交換異向性(Exchange anisotropy)
5. 磁退火引致異向性(Magnetic anisotropy induced by annealing)
6. 塑性形變引致異向性(Magnetic anisotropy induced by plastic deformation)
7. 輻射引致異向性(Magnetic anisotropy induced by irradiation)

以下由於實驗僅討論到前三項，故僅簡介前三項之影響。

2.2.1 晶體異向性

磁晶體異向性(Magnetocrystalline anisotropy)是指物質的異向性與其晶體晶軸有關——沿磁性材料易磁化軸比較容易磁化；相對的沿難磁化軸較困難。從能量來看，鐵磁性材料由去磁態到飽和態，磁化過程所作的功等於其 M-H loop 與 M 軸間所包含的面積($W = \int_0^M H dM$)，並且沿不同軸向所需能量亦不同，其中以沿易磁化方向所需能量最低，而沿難磁化方向最高。此外，一般認為晶體異向性的起源主要與磁性材料中電子自旋-軌道耦合 (spin-orbit coupling) 有關，以下將考慮數種不同的交互作用關係：

1. 自旋-自旋耦合 (spin-spin coupling)：

此種耦合意指兩鄰近自旋間的交互作用(exchange interaction)。通常屬強作用力，使得兩鄰近自旋相互平行或反平行，但是其 exchange energy 為等向性的(交換能只跟兩鄰近自旋間的角度有關)，因此磁晶體異向性的起源並非自旋與自旋的耦合。

2. 軌道-晶格耦合 (orbit-lattice coupling)：

軌道與晶格之間的耦合也屬強作用力，在高磁場下對此種耦合亦不會造成影響，所以在磁化過程中其軌道磁矩如同消失一般(be quenched)，因此它不是導致晶體異向性的原因。

3. 自旋-軌道耦合 (spin-orbit coupling)：

自旋與軌道之間的耦合屬於弱的作用力，一般認為晶體異向性的來源應該來自於此種耦合，而異向性能(anisotropy energy)為克服自旋軌道耦合作用所需的能量。

對 FePt 系統而言，晶體異向性是抑制磁化反轉最有效的方式也是高矯頑磁場的來源。若一磁性物質具有異向性，這表示磁化沿某一晶體方向排列，欲使磁化方向偏離此易磁化軸則需對系統作功。通常晶體異向性決定抗磁場的大小，約為異向性磁場(anisotropy field)的 10% ，異向性磁場 H_k 越大，其矯頑磁場也越大。因此要提高抗磁力最直接的方式就是選擇高晶體異向性的材料，此外降低成核密度大小或成長出與磁壁大小相當的析出物，亦可使析出物對磁壁移動產生固定作用(pinning effect)而提高矯頑磁場。

2.2.2 型狀異向性

考慮一個沒有優選方向(preferred orientation)的多晶試片，當然它沒有明顯的晶體異向性。如果其形狀為球形，實驗發現無論沿試片的任何方向磁化所需能量均相同；但是形狀若非球形，你將發現沿長軸磁化將比短軸容易，這種現象稱之為形狀異向性。在討論形狀異向性之前必須先了解去磁場(Demagnetizing field)。一般磁鐵的磁力線方向由北極指南極，因此在其內部的磁力線方向與外加磁場相反，這表示磁鐵本身會有去磁的動作，此一內部的磁場稱之為去磁場(H_d)。

物體的去磁場正比於磁化量(M)：

$$H_d = N_d \times M$$

其中 N_d 為去磁係數(Demagnetizing coefficient)，與形狀有關。因此，對於非球形體沿長軸較易磁化的原因是短軸方向的去磁場較強之故。當其為理想薄膜時(x、y 方向無限大)其在 z 軸方向(垂直膜面方向)的異相性常數為 4π 。

Co 晶體的飽和磁化約為 1422 emu/cm^3 (室溫時)，若其結晶形狀為橢球狀且 $c/a = 3.5$ ，估計其形狀異向性常數 K_s 約為 $45 \times 10^5 \text{ erg/cm}^3$ 。這值與磁晶體異向性

常數 K_1 相當。由此可知，特別在處理磁性薄膜的磁異向性行為時，形狀異向性是不能被忽略的。

2.2.3 應力異向性

通常在非去磁態下，若對磁性物質施以一應力(stress)而影響其易磁化方向，此一現象稱之為應力異向性。簡單的來說， M_s 的方向將由使物體獲得最低能量態來決定。而實際 easy axis 的方向受 $(\lambda_{si} \sigma)$ 的乘積影響。當 $(\lambda_{si} \sigma)$ 為正值，easy axis 將與外加應力方向平行；反之，若 $(\lambda_{si} \sigma)$ 為負，應力軸方向變成 hard axis 而與之垂直的方向成為易磁化軸。

綜合以上三種異向性，我們可以利用課種不同的方法來使得磁性物質易軸方向排列在我們想要的方向。早在 80 年代便開始垂直異向性的研究，那時大部分以磁性多層膜為主，例如：Co/Pd、Co/Cu、Co/Au、Cu/Ni 以及 Co/Pt 等。其所謂的異向性指的是界面異向性(interface anisotropy)，因為相較於塊材當晶體物質表面的磁性原子發生鄰近原子消失或對稱性降低時，便會提昇磁晶體表面異向性的大小。其後，超晶格合金材料，FePt、CoPt、FePd 陸續被發現也具有良好的垂直異向性，這是由於它們擁有很高的磁晶異向性能，並且藉由適當地控制易磁化的 c 軸，便能抑制去磁能量(demagnetization energy)的作用，進而引發垂直膜面方向的磁化，也就是垂直異向性越明顯。

實際上，我們是以垂直及水平的磁滯曲線的方正性的比較來判斷薄膜的磁矩是否垂直膜面磁化。當磁矩完全平躺於膜面時， M_r 為 0；當垂直異向性最完美時，方正性為 1。也就是說，當 FePt 的 c 軸完全垂直膜面時，我們應該可以得到一個在垂直方向的方正性為 1 的遲滯曲線。