

第四章 結果與討論

4.1 MMES (Metal-Metal Epitaxy on Silicon)

自 1989 年起，IBM 發表了一系列金屬在以 Cu 為起始層的 Si 基板上磊晶的技術^{[31][32]}。先以氫氟酸(HF)洗去 Si(100)表面的自然氧化層，氫離子(H^+)會與矽表面的懸鍵(dangling bond)鍵結，稱為氫終結(hydrogen terminated)。氫終結的表面會鈍化，並有重構(reconstruction)產生。Cu 室溫下可與氫終結的 Si 形成磊晶，由圖 4-1 可知其磊晶關係為： $Cu[110] // Si[100]$ ； $Cu(001) // Si(001)$ ，在 Si(100)的平面上，Si[100]與 Si[010]會構成一個邊長為 3.84 Å 的正方格子，Cu 轉了 45° 才疊在 Si 上。此時 Cu(100)平面上沿[100]、[010]方向收到一拉伸的磊晶應力。實驗發現，晶格常數與 Cu 相近的其他元素(如：Co、Ni)均無法成功的在 Si 上形成磊晶。此套技術可以利用來成長 FePt(001)薄膜。

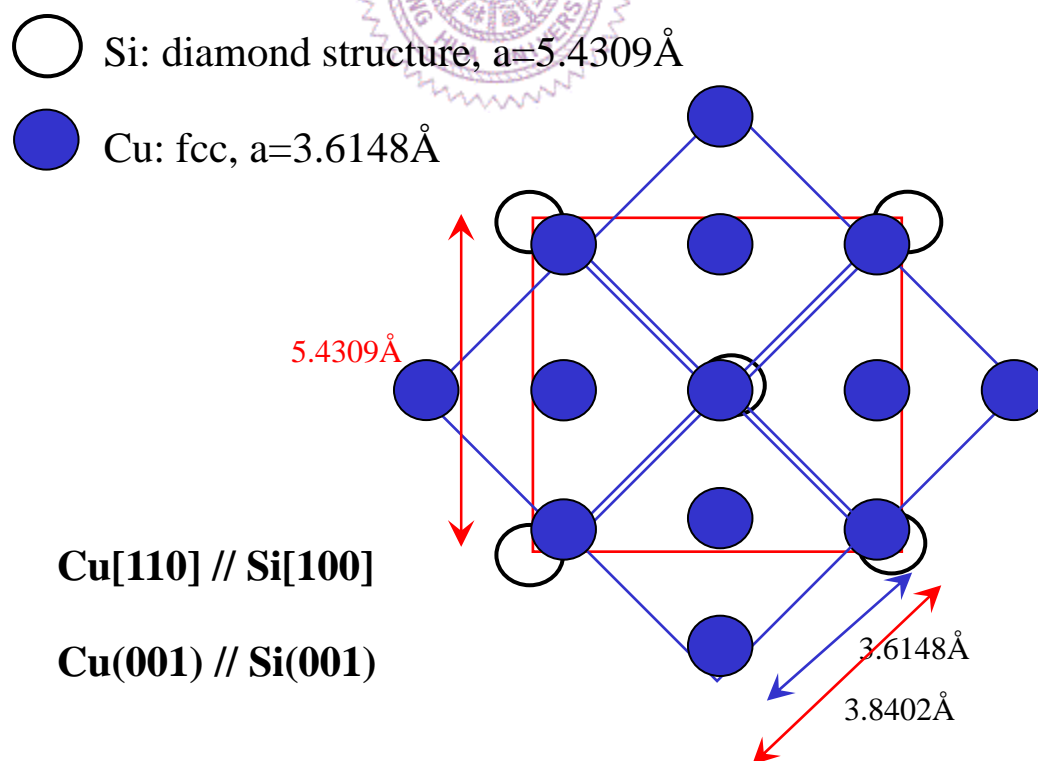


圖 4-1 Cu(100)/Si(100)的磊晶關係。

4.2 Si/Cu 底層誘發 FePt 低溫相變

我們在室溫下分別使用帶有自然氧化層的 Si (native oxide Si)、氫終結後的 Si (HF-Cleaned Si)，以及 SiO_2 三種不同的基板成長 $\text{Cu}(100\text{nm})/\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}(60\text{nm})/\text{Pt}(10\text{nm})/\text{FePt}(50\text{nm})$ 多層膜，利用前述的磊晶技術期望能做到 $\text{FePt}(002)$ 垂直的膜，以應用在未來高密度垂直紀錄媒體上。之後以 300°C 半個小時退火，研究其磁性質的變化。由之前的研究^[10]可知，FePt 在引入了 Cu 之後會降低序化溫度。另外 Si 擴散進入 FePt 裡會形成矽化物影響合金結構。因此，在 Cu 之上加入了 $\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}$ 做為擴散阻擋層，阻擋 Si 與 Cu 的擴散，另外在將來可作為垂直紀錄用的軟磁底層。而 Pt 則用於隔絕紀錄層以及軟磁底層交互作用。三種基板在初鍍膜時性質並無差異，皆為軟磁。但是經過 300°C 退火之後，三種不同的基板表現出截然不同的性質，以下將一一的分析。

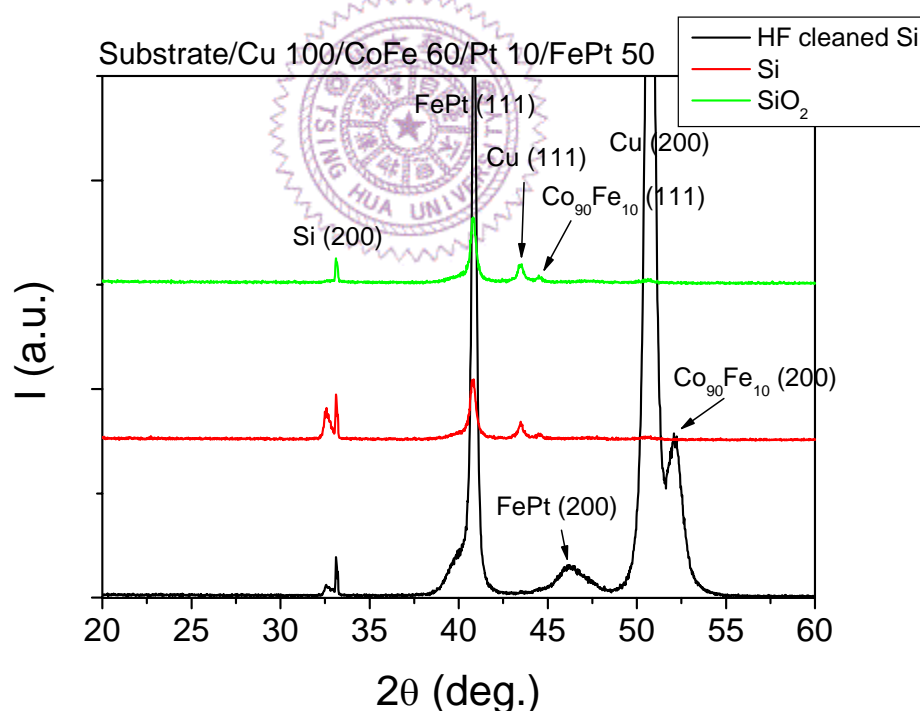
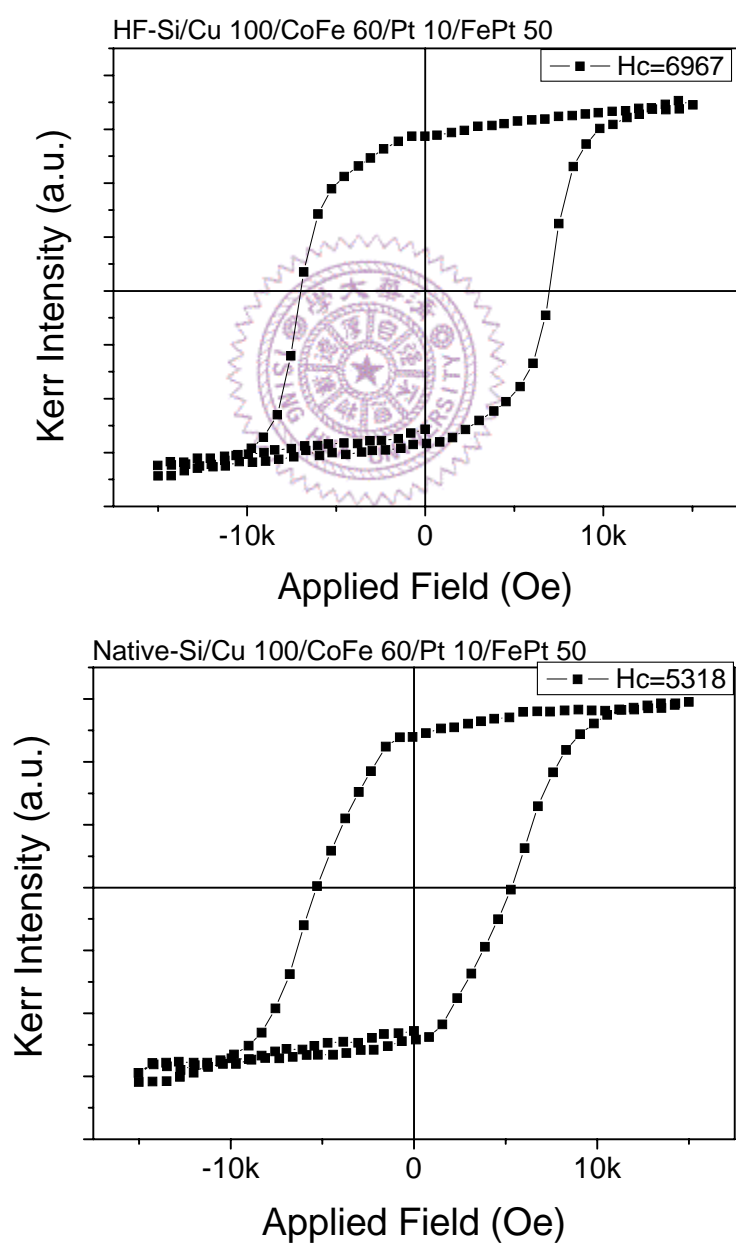


圖 4-2 不同基板初鍍膜 x-ray 比較。

圖 4-2 為不同基板之初鍍膜 x-ray 比較，由圖可以發現，在氫終結後的 Si 基板上才能長出 $\text{Cu}(200)$ 的磊晶成長，因此在 Cu 上面的 $\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}$ 也是長成 (200) 的磊晶成長。但是由於 Pt 與 $\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}$ 的晶格常數差異太大，開始由 (200) 慢慢轉

成(111)的最密堆積方向來排列，因而 FePt 成長成同時具有(111)及(200)優選方向的膜。而在具有自然氧化層的 Si 基板以及 SiO₂的基板上，由於氧化層的阻絕，使得所有膜層都是以能量最低的方式成長，較弱的 x-ray 強度顯示其結構為多晶，而(111)是其優選方向。

經由退火之後，三種基板展現了截然不同的結果。在磁性質表現上，氬終結基板上的 FePt 退火後矯頑磁場達到將近 7000 Oe，而在普通自然氧化的 Si 基板上則為 5318 Oe，SiO₂基板僅有 1336 Oe(如圖 4-3)。



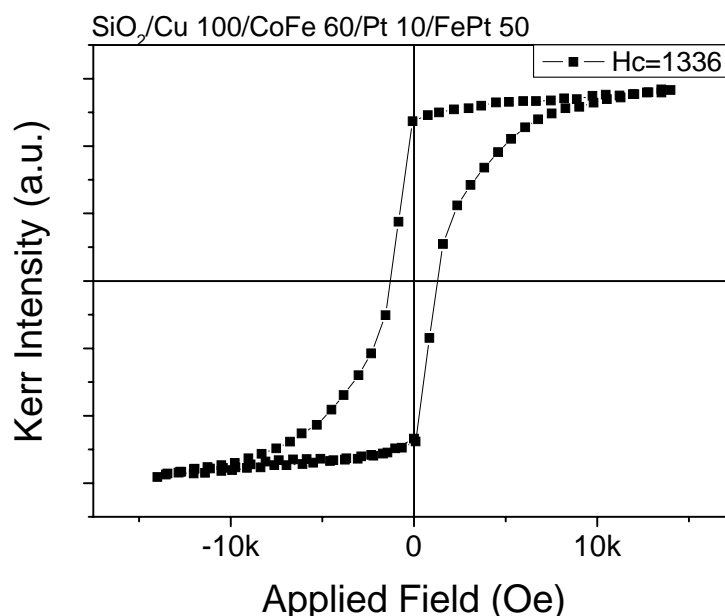


圖 4-3 使用三種不同基板的 FePt 經過 300°C 30 分鐘退火後磁滯曲線圖。

圖 4-4 為三種不同的基板經退火後的 x-ray 繞射圖，三種不同的基板產生的晶相也是不一樣的。在氬終結的 Si 基板以及自然氧化的 Si 基板上皆有發現 Cu 矽化物的繞射峰而且 Cu(200) 的繞射峰消失，而在 SiO₂ 的基板上並無發現，且 Cu(111) 繞射峰依然存在。另外仔細觀察可以發現，在氬終結的 Si 基板以及自然氧化的 Si 基板上，FePt(111) 的繞射峰比 SiO₂ 上的繞射峰角度稍為往高角度偏移了一些，其中以氬終結的 Si 偏移量最多。另外觀察圖 4-5，氬終結 Si 以及 SiO₂ 上退火前後 FePt(111) 的繞射峰比較，可以很輕易的發現在氬終結的 Si 基板上 FePt(111) 位置有明顯的往高角度移動，代表著 FePt 序化相的生成，而在 SiO₂ 基板上並沒有看到這個現象，這個現象與磁性質的變化相吻合。這樣的發現顯示了 Cu 與 Si 基板關聯著 FePt 的序化，似乎 Cu₃Si 的型成與 FePt 的序化也有一定的關聯，值得我們深入探討。

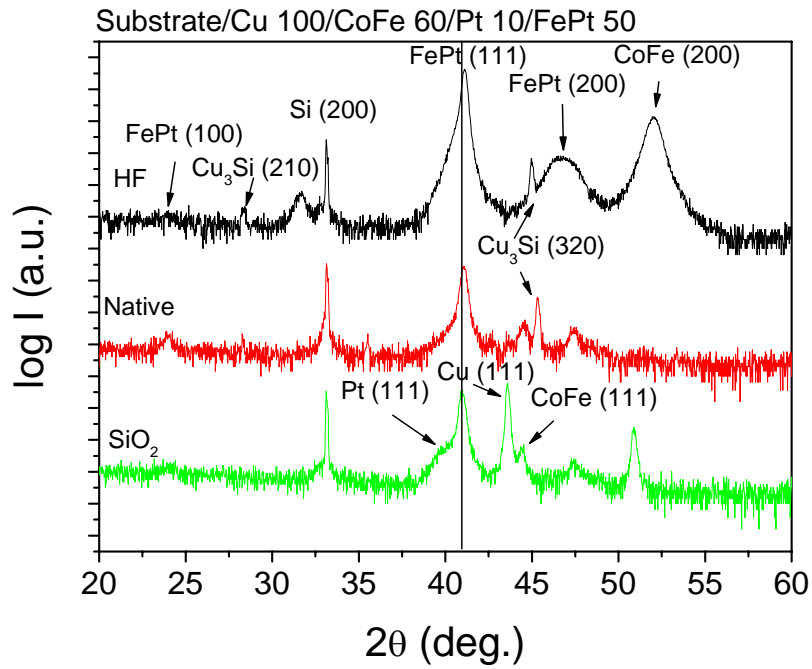


圖 4-4 不同基板經 300°C 30 分鐘退火後的 x-ray 繞射圖。

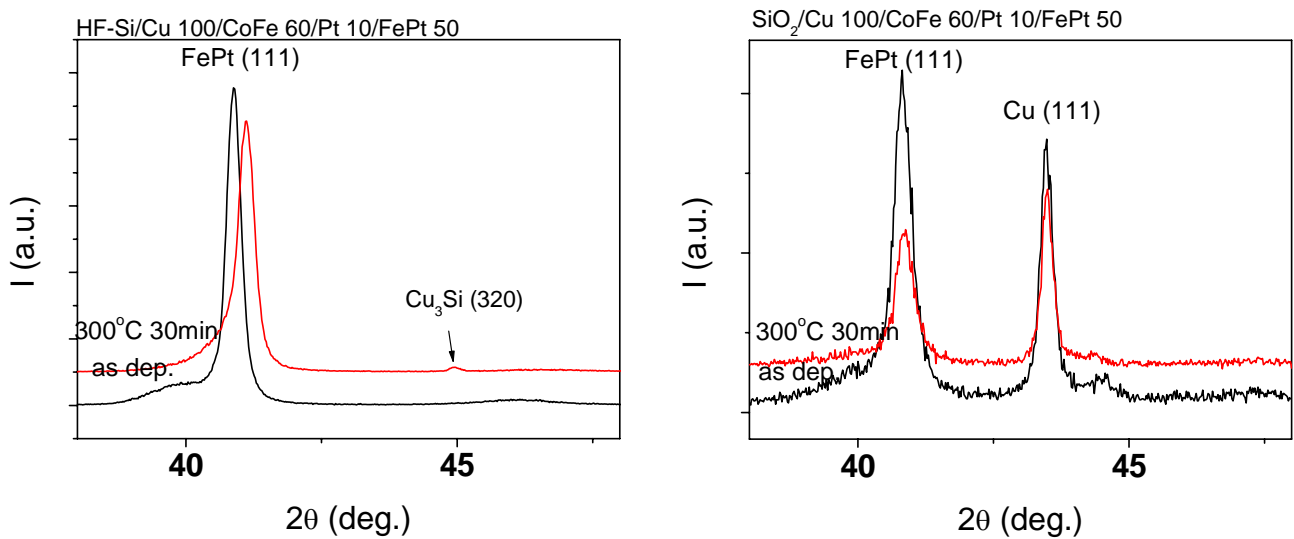


圖 4-5 氬終結 Si 與 SiO₂ 基板上退火前後 FePt (111) 比較。

在我們這個結構中，我們有 Cu 的底層，根據文獻記載^[10]，Cu 加入到 FePt 之中會形成 FePtCu 新的三元合金並降低序化溫度。因此，我們用二次離子質譜儀(SIMS)的分析各成分的縱深分布，結果如圖 4-6 所示。從二次離子質譜儀的結果可看出，無論是 Si 或者是 Cu，在 FePt 層都沒有訊號，而且在 Co 存在最多的地方 Si 與 Cu 的訊號強度急劇下降，顯示 $\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}$ 在 300°C 下能夠有效的阻止 Si 與 Cu 的擴散。因此，我們可以很肯定地說，此一 FePt 低溫序化的現象並非由 Cu 擴散進入 FePt 之中產生 FePtCu 新的合金所造成的。

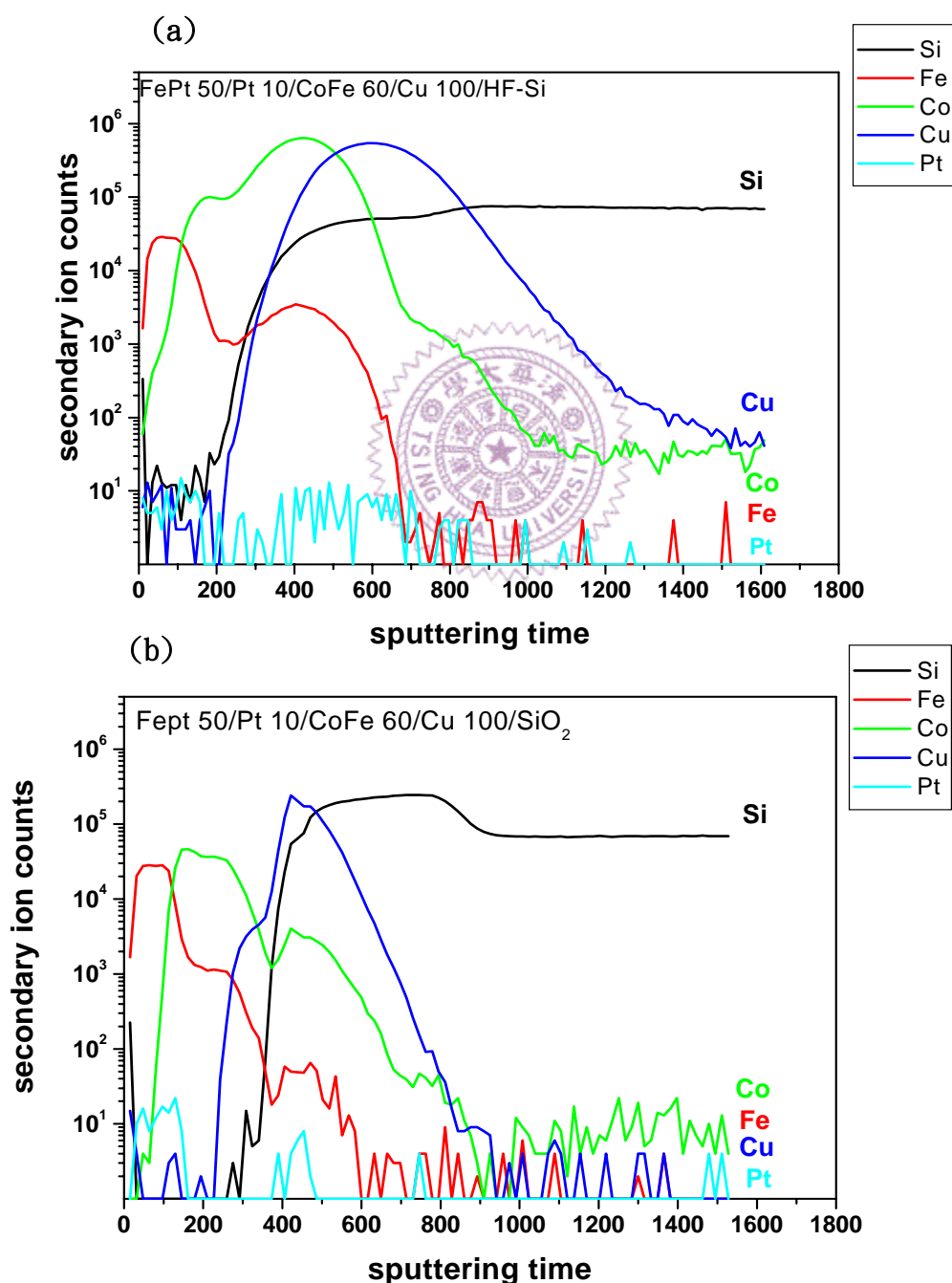


圖 4-6 二次離子質譜儀分析結果。(a)為 HF-Si 基板，(b)為 SiO_2 基板。試片皆經過 300°C 30 分鐘退火。

為了了解 Si/Cu 的影響我們對於 Cu 的厚度做了一系列的變化，並在退火後觀察磁性質。圖 4-7 為 Cu 的厚度對於矯頑場做圖。由圖可明顯看出，在沒有加入 Cu 的情況下，三種基板退火後的磁性質幾乎一樣，但隨著 Cu 的厚度逐漸增加，使用 SiO₂ 基板的試片磁性質幾乎沒有太大的改變，但是在具有數個 Å 的自然氧化層 Si 基板以及氫終結後的 Si 隨著厚度的上升，矯頑磁場也逐漸上升。而當 Cu 厚度到了 40nm 之後，氫終結的 Si 基板矯頑場開始超越自然氧化的 Si 基板。這意味著 Si/Cu 的相互擴散形成矽化物的確對於降低 FePt 的序化溫度有所影響，而且，Cu 的厚度對於矯頑磁場有著一定的影響，顯示矽化物的量影響著 FePt 相變過程。目前我們已經明瞭，促成低溫相變是 Si/Cu 的相互擴散形成矽化物所致。而 SiO₂ 由於表面穩定的氧化層防止了 Si/Cu 的相互擴散，具有數個 Å 自然氧化層的 Si 基板由於氧化層的阻擋因此效果沒有氫終結的基板好。

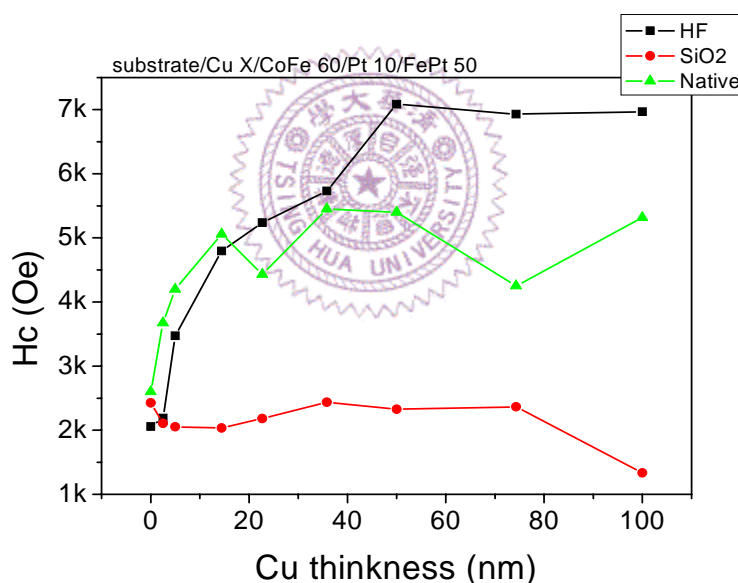


圖 4-7 變化 Cu 厚度在不同基板上經過 300°C 30 分鐘退火後對於矯頑場的影響。

根據以上的實驗可以合理的猜測，Cu 的矽化物會誘發 FePt 在低溫就開始進行相變化，那麼是否意味著直接使用矽化物當作底層就可以使得 FePt 在低溫相變呢？因此，在鍍完 Cu 及 Co₉₀Fe₁₀ 之後，利用主腔體內的升溫裝置立即進行退火動作。在經過不同溫度半個小時的升溫，並等到基板降到室溫之後才鍍上 Pt 與 FePt。不意外地，初鍍膜為軟磁相。繼而以 300°C 半小時的後退火處理，由圖 4-8

可知，隨著前退火處理溫度的升高，試片經過後退火處理完之後的矯頑磁場越低。顯示如果 Si/Cu 先反應完成之後再鍍上 FePt 將失去低溫向變的能力。由此可以得知，Si/Cu 誘發 FePt 低溫相變的時機是在矽化物形成的當時所造成的，而不是矽化物形成之後所造成。

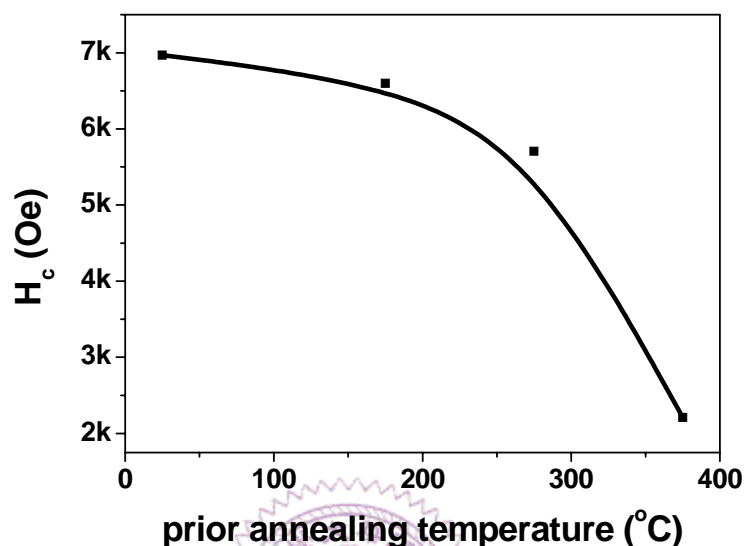


圖 4-8 在鍍膜時做前升溫半小時後繼以 300°C 30 分中後退火，前處理升溫溫度與退火完矯頑磁場關係圖。

圖 4-9 分別為在氫終結的 Si 基板以及 SiO₂ 基板上鍍製 Cu(100nm)/Co₉₀Fe₁₀(60nm)/Pt(10nm)/FePt(50nm)，並在不同溫度下退火半小時得到的矯頑場大小。由圖可看出，隨著退火溫度的增加，在氫終結的 Si 基板上 FePt 的矯頑磁場迅速攀升，在 300°C 時即升到將近 70000e，反觀 SiO₂ 基板上的 FePt 需要在較高的溫度下矯頑磁場才漸漸的增加，顯示氫終結的 Si 基板與 Cu 的作用的確能夠在較低的溫度下幫助 FePt 的相變。

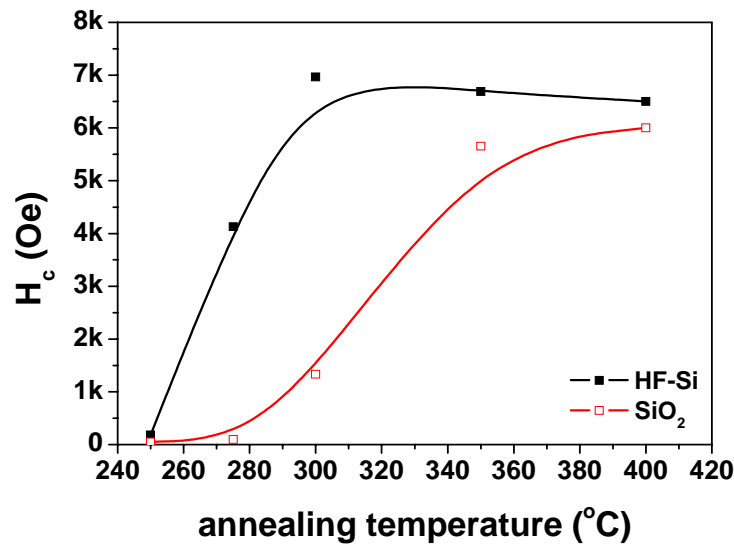


圖 4-9 HF-Si 與 SiO₂ 基板在不同溫度下退火半小時後的矯頑磁場比較。

FePt 相變是由 FCC 轉變成 FCT，c 軸壓縮，a、b 軸拉伸。因此，許多研究都嘗試使用較大的底層來拉撐晶格以達到低溫相變的效果^[18-21]。若不是因為 Cu 的矽化物拉撐 FePt 的晶格造成低溫相變，那麼必定是矽化物形成時造成的應力變化。因此，我們做了單層 HF-Si/Cu(100nm)與 HF-Si/Cu(100nm)/Co₉₀Fe₁₀(60nm)/Pt(10nm)/FePt(50nm)退火應力量測。圖 4-10 為退火 300°C 半小時應力量測結果。應力量測是利用雷射光點掃描試片表面，當試片因為應力關係而改變曲度的時候反射雷射光點的位置也會隨之改變，因而可以由雷射光點的位移量來推得試片表面的曲度而算出應力的大小。結果顯示在升溫經過 250°C 左右的時候會有一個突然的應力變化，之後迅速的釋放。實驗數據顯示了一個付的曲度變化，表示試片是突然的向上凸出，這是由 Si/Cu 相變產生突然的伸張所造成，而此一伸張會給予 FePt 一個張應力。無論是單層 Cu 還是多層膜，都有這一個突然的應力產生。而單層 Cu 的應力疏散較快，多層膜的應力疏散一直持續到將近 300°C，接著為 FePt 的相變。此一應力的變化可以確定是由於 Cu 的矽化物產生所造成，而此一應力的變化被疏散可解釋為何在矽化物形成之後再鍍上 FePt 就沒有低溫相變的效果。

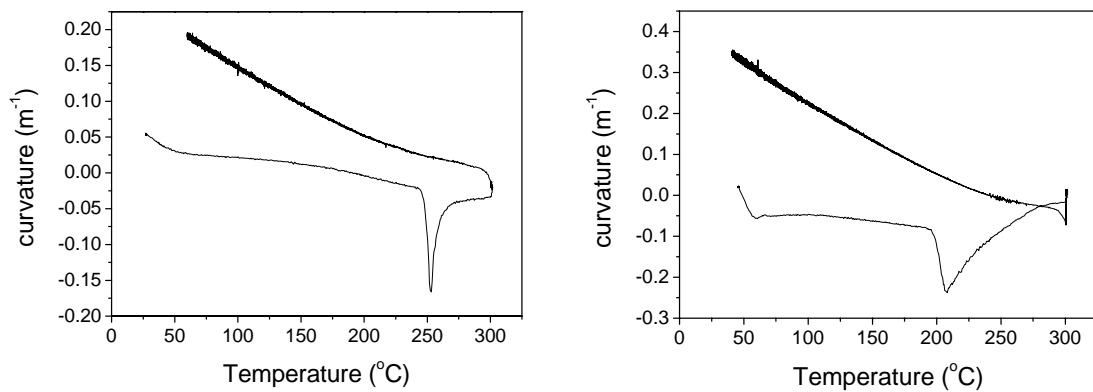


圖 4-10 試片曲率對溫度的作圖，左圖為單層 Cu 的樣品，右圖為多層模試片(Si/Cu 100/CoFe 60/Pt 10/FePt 50 單位為 nm)曲率正的代表試片下凹。

由以上的實驗發現，Si/Cu 的底層能夠在退火時形成矽化物並提供張應力促使 FePt 的序化。此應力在產生之後迅速的疏散，因此一旦應力疏散之後 Si/Cu 底層就失去了提供應力的作用。Si 表面的氧化層顯然會妨礙 Cu 的矽化物生成，若沒有以氫氟酸吃掉表面的自然氧化層，則促進低溫相變的效果變得比較不明顯。

得知在 250°C 左右 Cu 會產生變化，那麼是否意味著在 250°C 左右 FePt 就能夠相變了呢？因此，我們將樣品分別在 250°C 與 275°C 退火半小時，發現在 250°C 退火之後 FePt 依然為軟磁相，而 275°C 下 FePt 矯頑場就有 4127 Oe(圖 4-11)，可見的確在 Cu 的矽化物形成不久之後，FePt 就會開始相變。

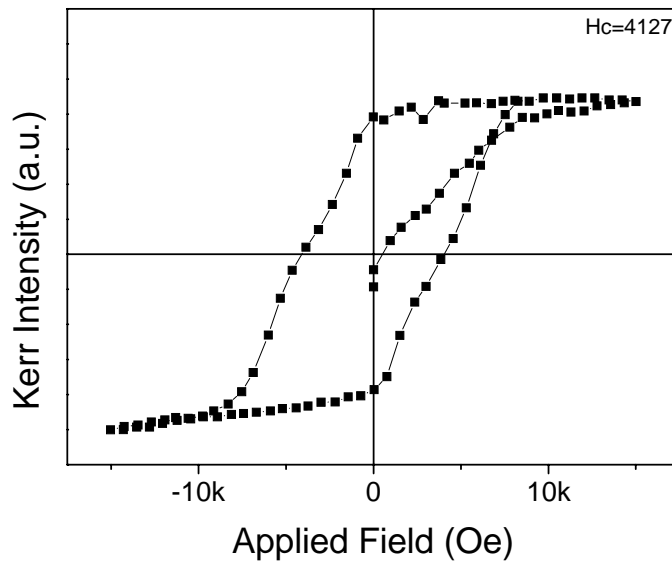


圖 4-11 HF-Si/Cu 100/CoFe 60/Pt 10/FePt 50(單位為 nm) 經 275°C 退火 30 分鐘的 MOKE 結果。

為了要更進一步的明瞭其中的機制，我們分別選以氫終結的基板以及 SiO_2 基板退火 300°C 30 分鐘後做穿隧式電子顯微鏡的剖面圖。圖 4-12 及 4-13 分別為 SiO_2 基板以及 HF-Si 基板的穿隧式電子顯微鏡橫截面圖。很清楚的可以發現， SiO_2 基板非常穩定，並沒有與 Cu 發生互相擴散的狀況，而在氫終結過後的基板上可以清楚的看見 Si/Cu 大量相互擴散的現象。這更證實了我們的猜測，氫終結過後的 Si 與 SiO_2 退火後明顯的膜層有很大的不同，造成在磁性質表現上的不同。Si/Cu 的相互擴散形成的矽化物的確造成了某種程度上的影響。同時我們也對各個膜層做了成分分析(EDX)，而成分分析也顯示在氫終結的 Si 基板上 Cu 的那一層有大量的 Si 擴散進入，而以 SiO_2 為基板的樣品卻沒有。另外，我們並未發現有 Cu 或者 Si 擴散至 FePt 這一層，再次證明了低溫相變並非是因為形成 FePtCu 新的相所造成。

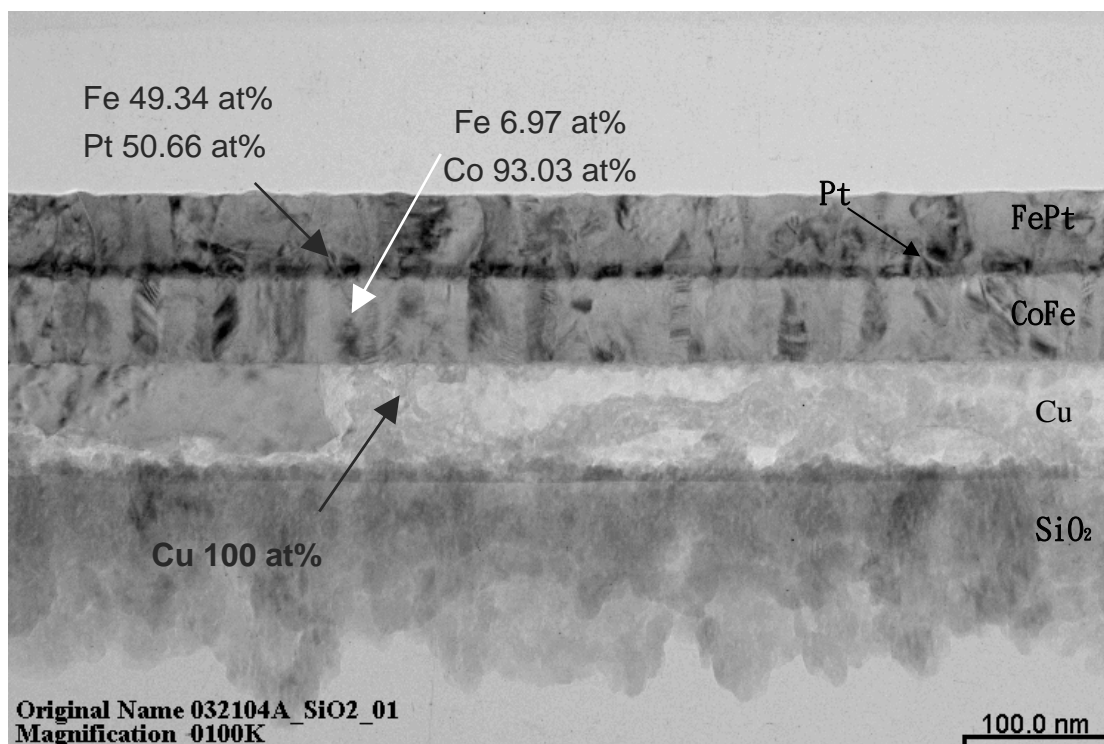


圖 4-12 $\text{SiO}_2/\text{Cu}(80\text{nm})/\text{CoFe}(60\text{nm})/\text{Pt}(10\text{nm})/\text{FePt}(50\text{nm})$ TEM 剖面圖。

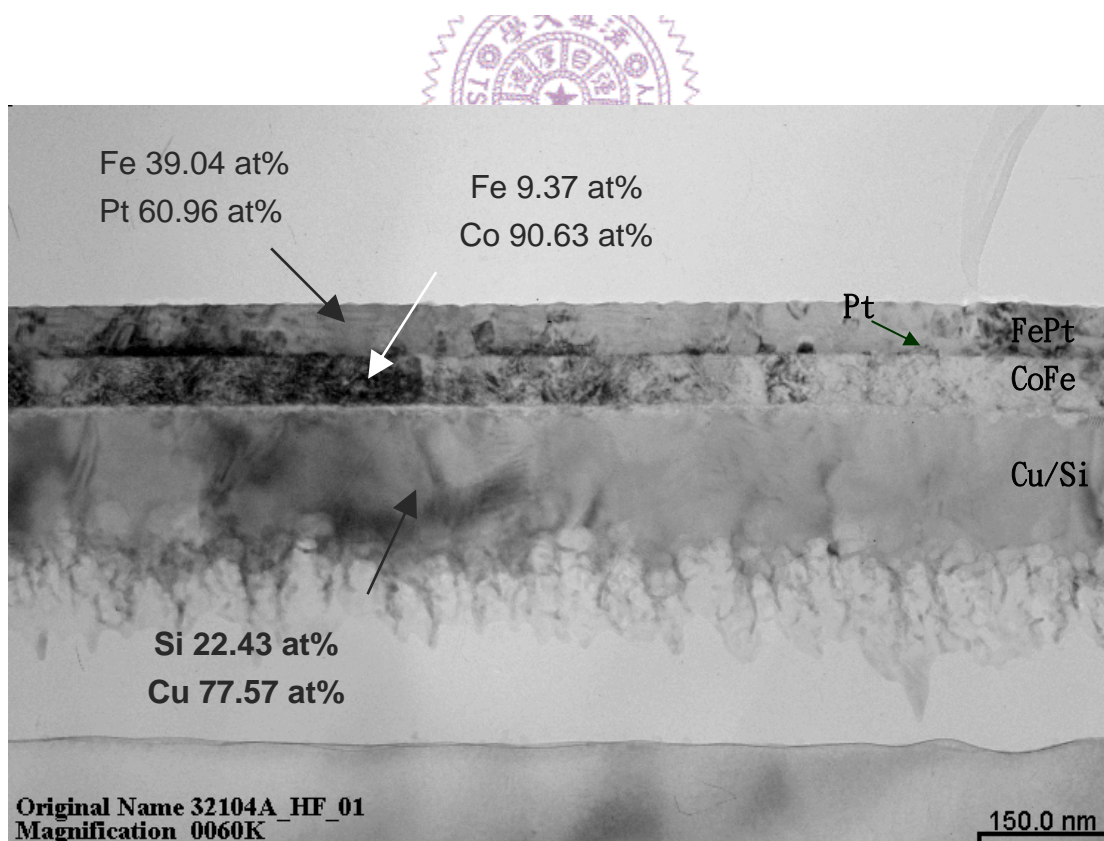


圖 4-13 $\text{HF-Si}/\text{Cu}(80\text{nm})/\text{CoFe}(60\text{nm})/\text{Pt}(10\text{nm})/\text{FePt}(50\text{nm})$ TEM 剖面圖。

從電子顯微鏡的橫截面圖來看，薄膜成長很有可能是柱狀成長。由 x-ray $\theta/2\theta$ 看來，氬終結基板的 FePt 只有(111)與(200)的訊號，因此合理的猜測 FePt 是具有(200)與(111)混合的兩種優選方向。我們以 HF-Si//Cu (100nm)/Co₉₀Fe₁₀ (60nm)/Pt (10nm)/FePt (50nm)結構的試片做了 x-ray ϕ scan，其結果如圖 4-14，由於試片已經做了退火，因此已經沒有 Cu 的訊號。Co₉₀Fe₁₀ 與 Si 是轉 45° 的磊晶關係，由前人的研究^{[35][36]}知道 Si/Cu 是轉 45° 的磊晶關係，因此可推斷 Cu 與 Co₉₀Fe₁₀ 是立方對立方(cubic on cubic)的磊晶關係。接著去抓 FePt(111)的訊號，一樣是四軸對稱，顯示 FePt 與 Co₉₀Fe₁₀ 也是立方對立方的磊晶關係。接著我們嘗試去抓 FePt(200)與(001)的訊號，發現了一個十二軸對稱的訊號，顯示 FePt 的確有(111)的優選方向。但是為什麼會是十二軸對稱，可能的原因有很多。三軸對稱的(111)堆疊在四軸對稱的(200)上或者是 FePt 內部的雙晶造成都是有可能的，這點尚待查證。

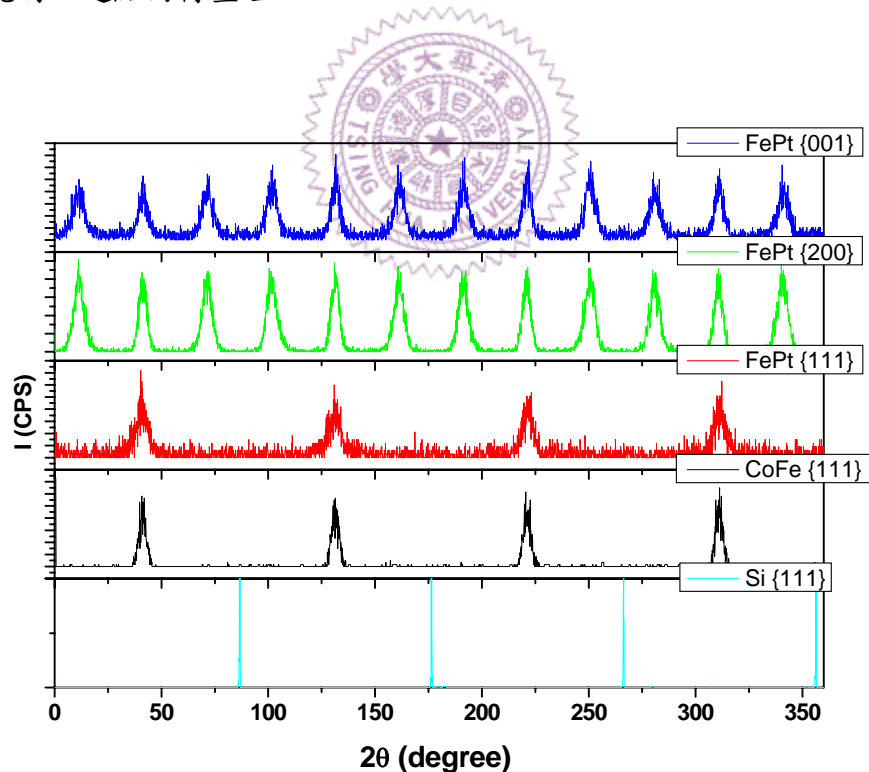


圖 4-14 HF-Si/Cu(100nm)/CoFe(60nm)/Pt(10nm)/FePt(50nm) 300°C 30min 退火後 x-ray ϕ scan 結果。

4.3 Si/Cu/CoFe/Pt/FePt (001)垂直膜

由前述已知，在室溫下鍍製 Si/Cu/CoFe 是為一良好的磊晶多層膜，但 Pt 與 FePt 則不是以磊晶成長的方式堆疊。因此，在鍍完 CoFe 之後，升溫至 300°C 鍍製 Pt，FePt 則升溫至 400°C。由圖 4-15 的 x-ray 繞射圖可以發現，在初鍍膜時就有 FePt(001)的序化峰出現，而且 FePt(111)的繞射峰也有出現，顯示 FePt 有序化但是並沒有很好的(200)優選方向。而觀察初鍍膜的磁滯曲線(圖 4-16)，垂直的矯頑磁場約為 2100 Oe，並且呈現難軸狀態，顯示序化並未完全，並且 FePt(001)並未完全排列在垂直膜面方向，與 x-ray 觀察到的現象相近。經過 300 °C 退火 30 分鐘，FePt(001)繞射峰強度增強，垂直的矯頑場增加到 7400 Oe。在 400°C 底下，Co₉₀Fe₁₀ 的繞射峰消失了，顯示 Co₉₀Fe₁₀ 無法承受如此高的溫度。

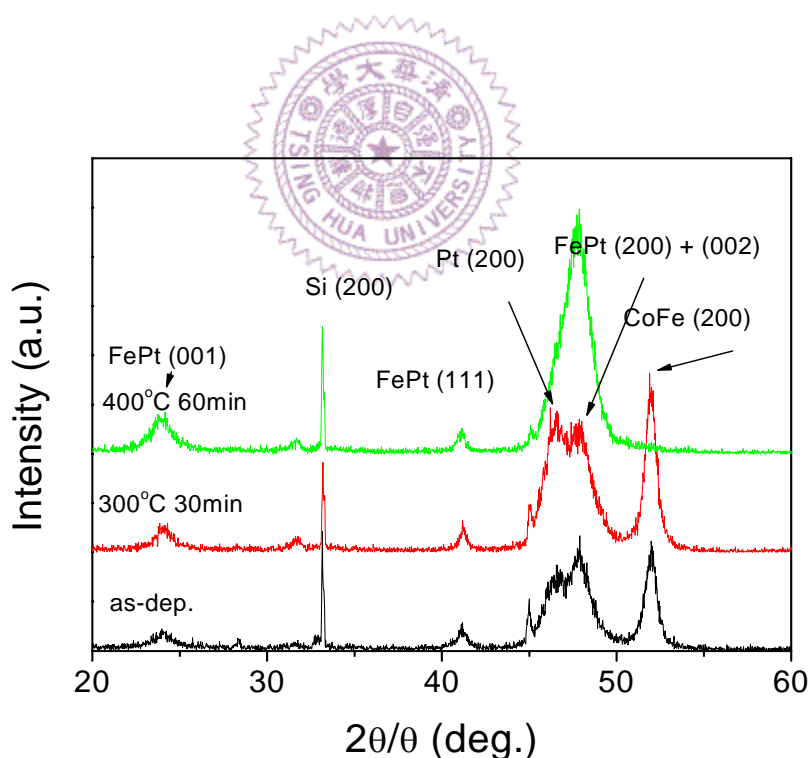


圖 4-15 Si/Cu(100nm)/CoFe(60nm)/Pt(10nm)/FePt(50nm)(升溫)初鍍膜以及退火的 x-ray 繞射圖。

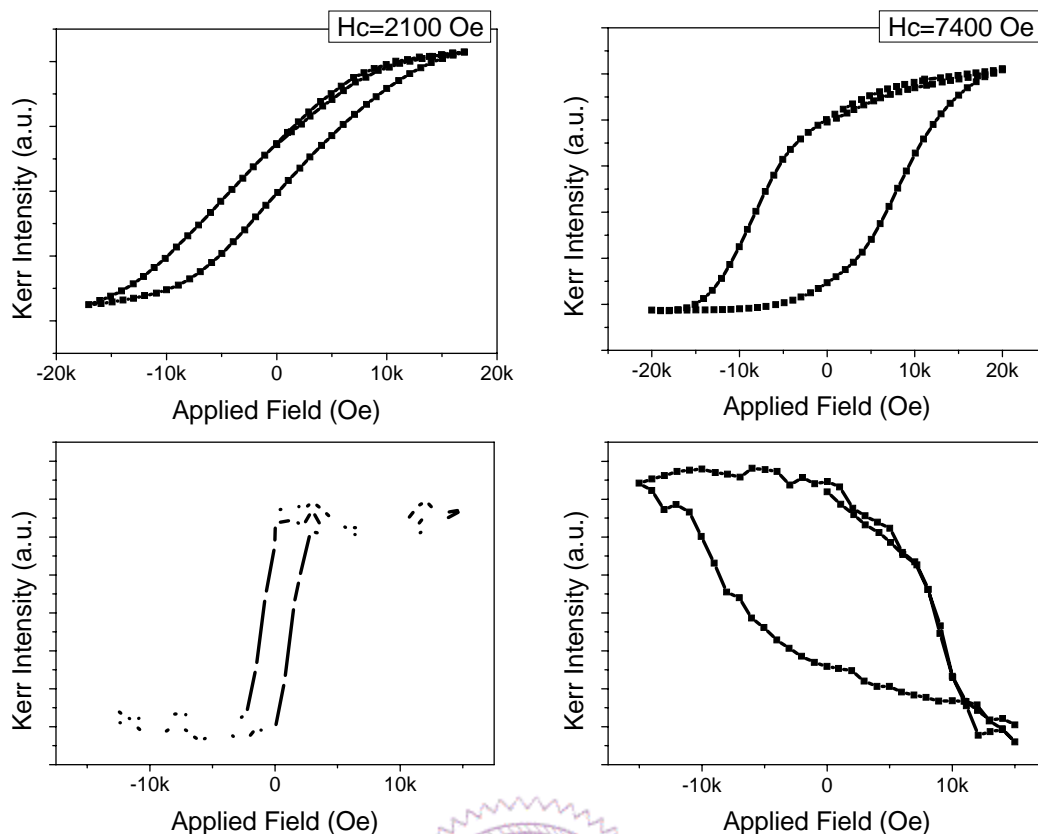


圖 4-16 HF-Si/Cu(100nm)/CoFe(60nm)/Pt(10nm)/FePt(50nm)(升溫)左圖為初鍍膜的磁滯曲線，右圖為 300°C 退火 30 分鐘的磁滯曲線。上方為垂直，下方為水平。

根據文獻上記載^{[18][20][21]}，FePt 需要一個具有較大晶格常數的底層來拉撐晶格，而 Ag 的效果，比白金要好很多^[19]。因此，如果嘗試在 FePt 與 Pt 的膜層之間放入一層 Ag，那是否能夠讓 FePt 有更好的磁性質表現？我們於是製作 HF-Si/Cu(100nm)/Co₉₀Fe₁₀(60nm)/Pt(5nm)/Ag(5nm)/FePt(50nm)，在鍍製 Pt 時升溫至 300°C，Ag 與 FePt 則在 400°C 下鍍製。圖 4-17 為初鍍膜以及後退火的 x-ray 繞射圖。初鍍膜 Ag(111)與 FePt(111)都還看的見，顯示 Ag 不易在 Pt 上成長(001)優選方向的膜。初鍍膜與退火後的 x-ray 繞射圖相去不遠。由磁性質觀察，初鍍膜時水平方向為易軸，矯頑場約為 1600 Oe，顯示序化未完全。圖 4-18 為 300°C 退火 30 分鐘的磁滯曲線，水平方向的矯頑場增加到 5900 Oe，垂直方向仍然為難軸狀態，顯示 FePt(001)並未排列在垂直膜面的方向。接著升高溫度加長時

間退火，矯頑場並沒有增大，FePt 仍然以水平方向為易軸，插入 Ag 的方法並沒有成功的讓 FePt 排列得更好。

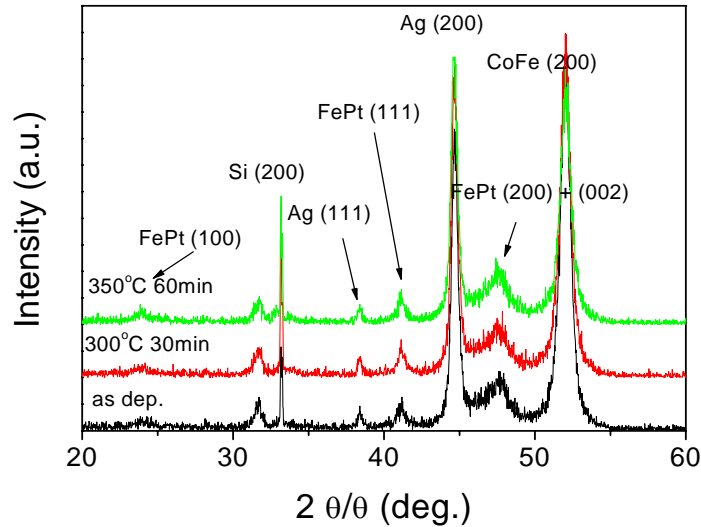


圖 4-17 加入 5nm Ag 初鍍膜以及退火 x-ray 繞射圖。

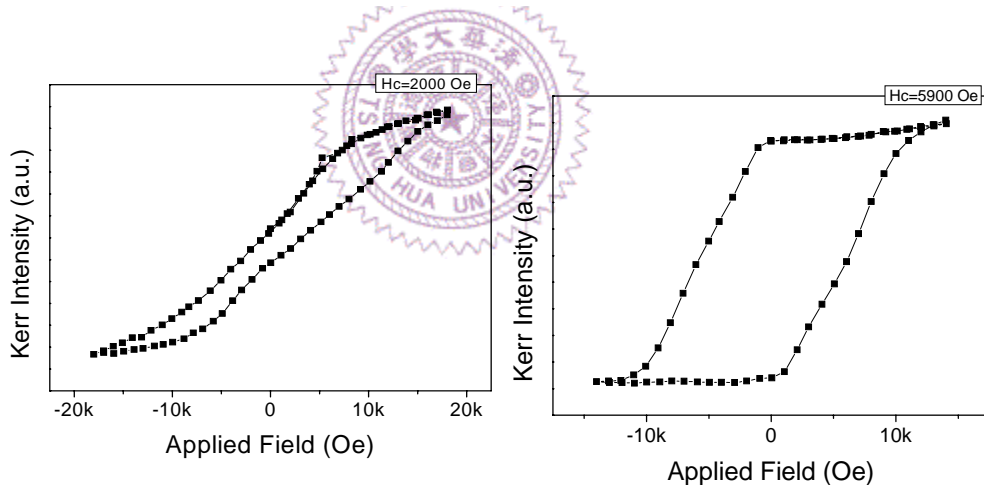


圖 4-18 Si/Cu(100)/CoFe(60)/Pt(5)/Ag(5)/FePt(50)(升溫)。在 300°C 下退火 30 分鐘的 MOKE 結果。左圖為垂直，右圖為水平。(厚度單位皆為 nm)。

FePt 與 Pt 的晶格差異比 $\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}$ 與 Pt 的晶格差異來的小，因此，理論上 FePt 不需要再提高溫度就可以再 Pt 上長出良好的(001)優選方向膜。我們試著成長 Si/Cu(100nm)/ $\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}$ (60nm)/Pt(10nm)/FePt(50nm)，在鍍完 $\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}$ 之後將基板升溫至 300°C，在鍍 FePt 時則自然降溫至 220°C。由 x-ray 繞射圖(圖 4-19)可

看出初鍍膜 Pt 是一良好的(200)優選方向成長，而 FePt 也有不錯的優選方向。初鍍膜並未發現 FePt(100)繞射峰出現，代表著 FePt 尚未序化，需要經過後退火處理來促使序化。

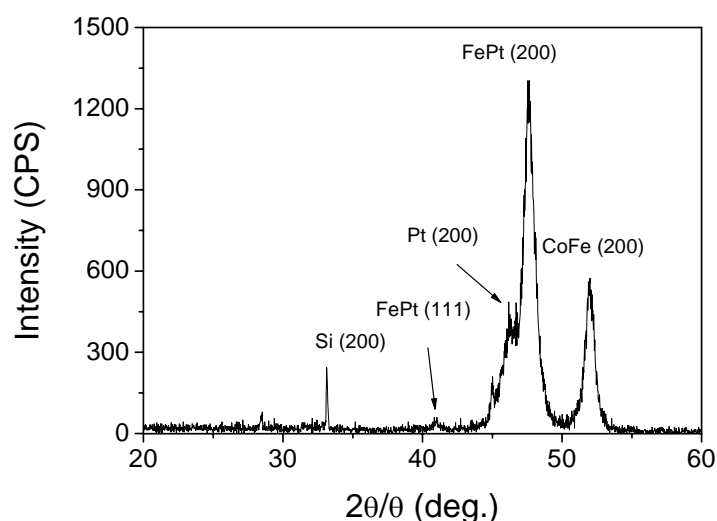


圖 4-19 Si/Cu(100)/CoFe(60)/Pt(10)/FePt(50)(升溫) x-ray 繞射圖。單位皆為 nm。

經過 300°C 退火，FePt(001)序化峰仍未出現(圖 4-20)，磁性質跟初鍍膜時一樣。繼以 350°C 退火，FePt(111)由於熱能影響成長不少，(200)優選方向變差，而且，FePt 仍未序化，由此更可證明，Si/Cu 底層誘使 FePt 低溫相變必須是在 Cu 的矽化物形成之時才會發生。

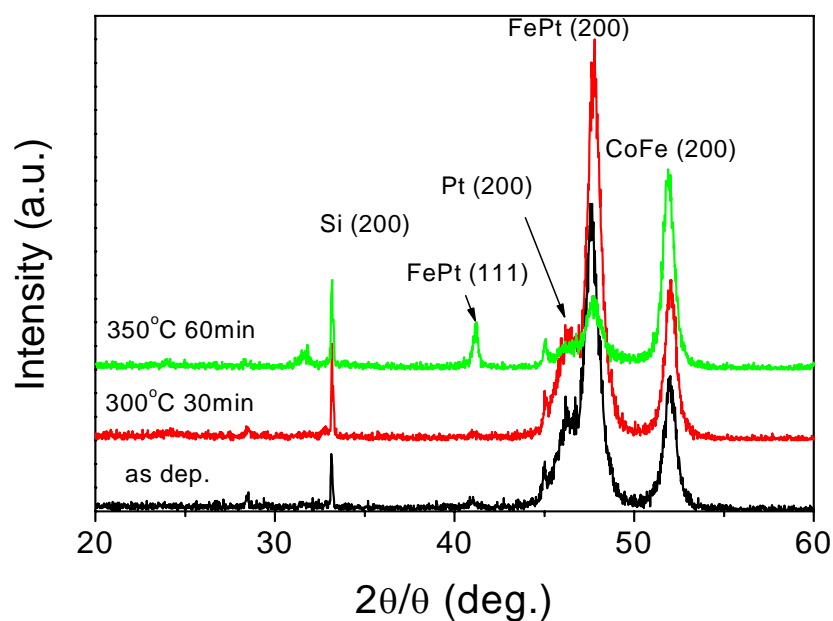


圖 4-20 垂直 FePt 初鍍膜、300°C、350°C 退火 x-ray 繞射圖。

為了讓 Pt 在 $\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}$ 上長出(001)的優選方向，必須在鍍膜時升溫，FePt 則要降溫。根據之前所做的結果，為了要讓 FePt 能夠低溫相變，則必須要在 Cu 的矽化物形成所造成的應力完全疏散之前將 FePt 成長上去。這兩個條件相互抵觸，也就是說，如果希望要成長一個具有良好(001)優選方向的 FePt 薄膜，則必須要降低鍍膜溫度，而一但升溫鍍 Pt 之後再降溫則失去了低溫序化的好處。若要能夠利用 Cu 矽化物生成時的應力誘使 FePt 相變，則不能夠讓溫度下降後 Cu-Si 的反應停止之後再鍍製 FePt。但是在高溫的情況下，FePt 容易成長出(111)最密堆積面。因此，我們必須找出其他的方法來成長具有(001)優選方向的 FePt 薄膜。

在鍍膜時加一偏壓也是一種控制成長方向的方法，我們試著在鍍製 FePt 時在基板上加一偏壓，讓 FePt 原子到達基板時動能增加，希望能長出良好的(001)優選方向。我們製作 $\text{Si}/\text{Cu}(100\text{nm})/\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}(60\text{nm})/\text{Pt}(10\text{nm})/\text{FePt}(50\text{nm})$ ，Pt 在 300°C 下鍍製，FePt 則在 400°C 下，並加 -100V 的偏壓。由圖 4-21 的 x-ray 繞射圖來看，偏壓並沒有促進 FePt(001)方向，反而是抑制了(001)的成長，這

顯示了在高溫狀態下，FePt(111)是能量較低的狀態。退火後的磁性質並無特別突出的結果。如何能夠成長出漂亮的(001)優選方向 FePt 並能得到良好的低溫相變效果，尚須思考及研究。

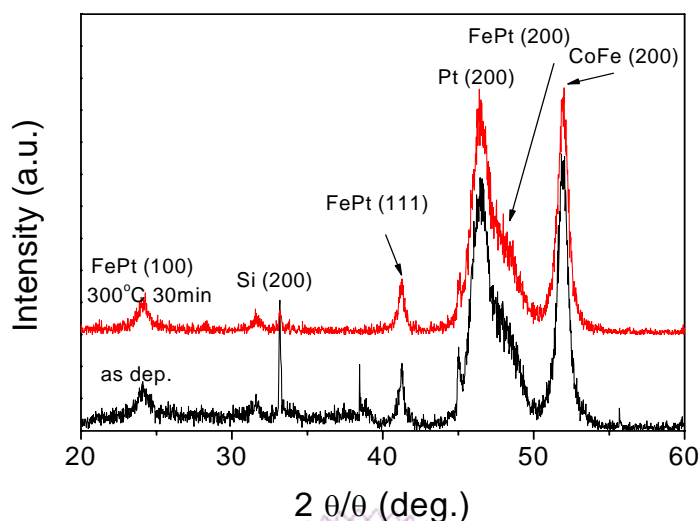


圖 4-21 FePt 使用-100V 偏壓初鍍膜以及退火 x-ray 繞射圖。

經過上述一連串的嘗試之後，我們可以很明確的知道，如果需要保留 Cu/Si 的介面以利低溫相變，則我們需要在室溫鍍製好垂直膜。然而依現有的結構來說，因為 Pt 與 $\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}$ 的晶格常數差異過大導致從 Pt 開始就轉成(111)方向的成長，因此我們嘗試著在不升溫的情況下，改變 Pt 及 FePt 的厚度，以期在室溫下成長出良好(200)優選方向的薄膜。

圖 4-22 為一系列變化 Pt 以及 FePt 厚度初鍍膜的 x-ray 分析結果，其基本結構為 HF-Si/Cu (100nm)/ $\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}$ (60nm)/Pt (x nm)/FePt。從 x-ray 的結果看來，我們可以很輕易的發現當 FePt 厚度皆為 50nm 的時候，在底下加有 Pt 0.4nm 的這一組，FePt (111)的繞射峰很明顯的比沒有放 Pt 的要強上許多，因此可以知道，Pt 的確是因為與 $\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}$ 晶格常數的差異太大導致無法有效的成長(200)的磊晶。但是觀察沒有 Pt 的情形，FePt(111)的繞射峰依然可以觀察得到，隨著

厚度的變薄而越來越弱，顯示 FePt 亦不能在室溫下完全的磊晶成長。

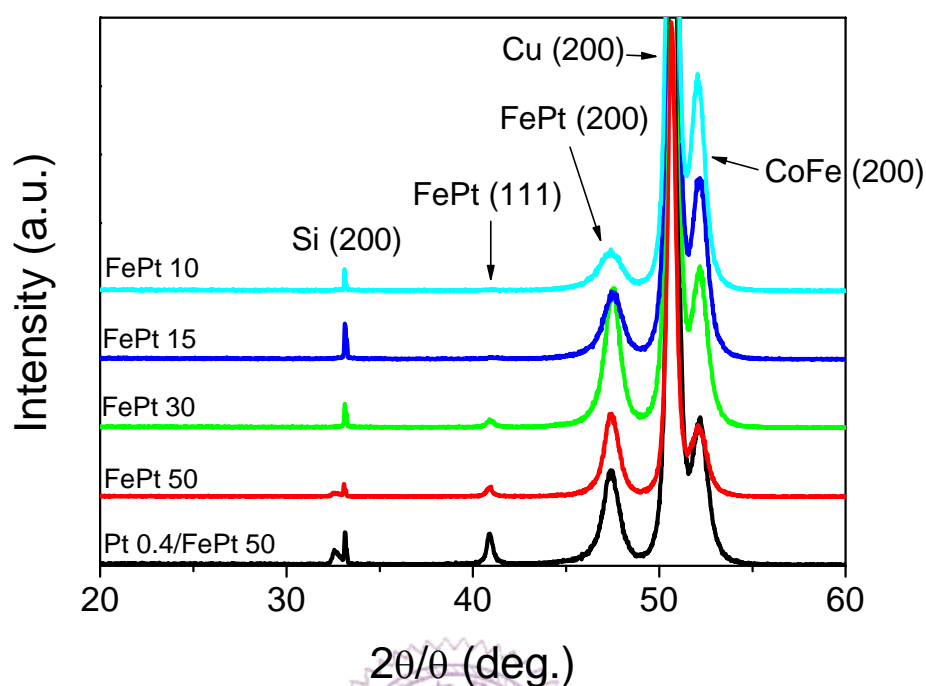


圖 4-22 HF-Si/Cu 100/CoFe 60/X (nm) 初鍍膜 x-ray 結果。

接著，我們將試片在真空中退火 300°C 半小時，圖 4-23 為退火後 x-ray 分析結果，經過升溫之後 Cu 皆與 Si 反應生成 Cu_3Si ，而 FePt(111) 的繞射峰也有些許的增強。值得注意的是，FePt(001) 的繞射峰隨著厚度的減小越來越不明顯。接著我們分析磁性質，由圖 4-24 可以很明顯的看出 FePt 越薄，退火後矯頑磁場越小，也就是說，FePt 越薄，越不容易序化。IBM 在 2003 年發表的結果^[33]也顯示越薄的 FePt 越不容易序化，因為缺乏序化相的成核位置。圖 4-25 及 4-26 為 FePt 厚度為 50nm 兩組的 MOKE 量測結果，可以發現沒有放 Pt 的那一組垂直方向的方正性比有放白金的好，這顯示著我們需要利用其他辦法，抑制 FePt(111) 的成長，以達到更佳的方正性。

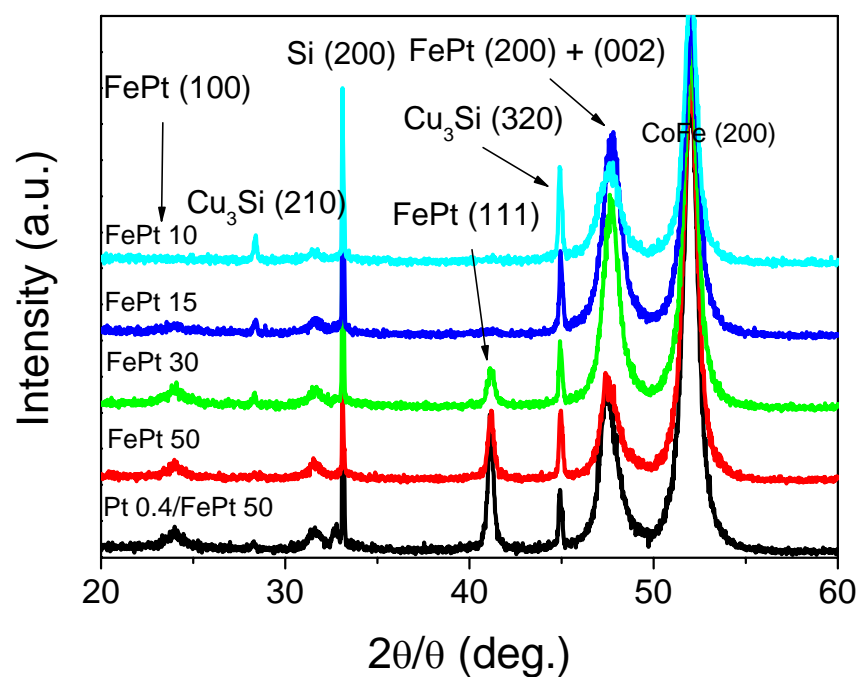


圖 4-23 真空退火 300°C 30 分鐘後 HF-Si/Cu 100/CoFe 60/x (nm) 的 x-ray 結果。

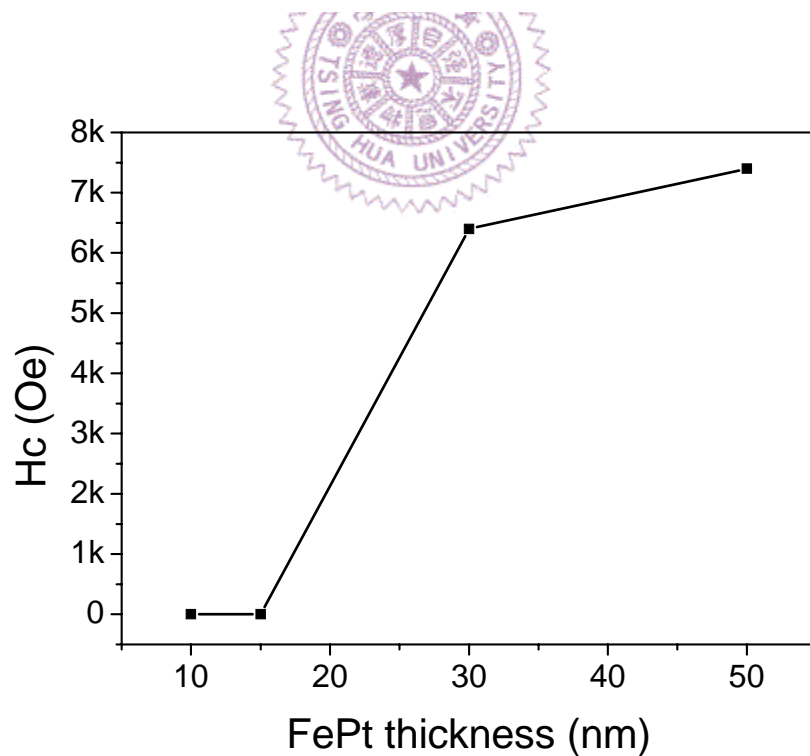


圖 4-24 FePt 厚度對退火後矯頑磁場的關係圖。

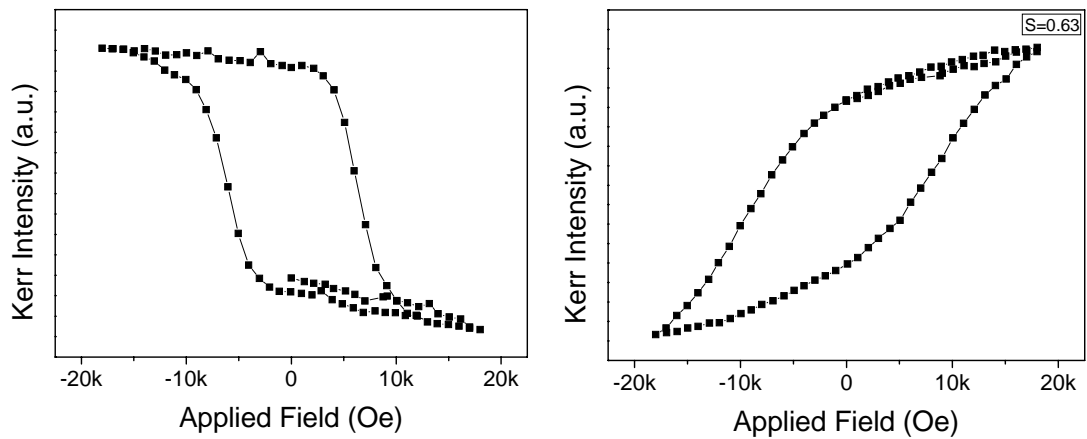


圖 4-25 HF-Si/Cu 100/CoFe 60/Pt 0.4/FePt 50 (nm) MOKE 結果，左圖為水平，右圖為垂直。

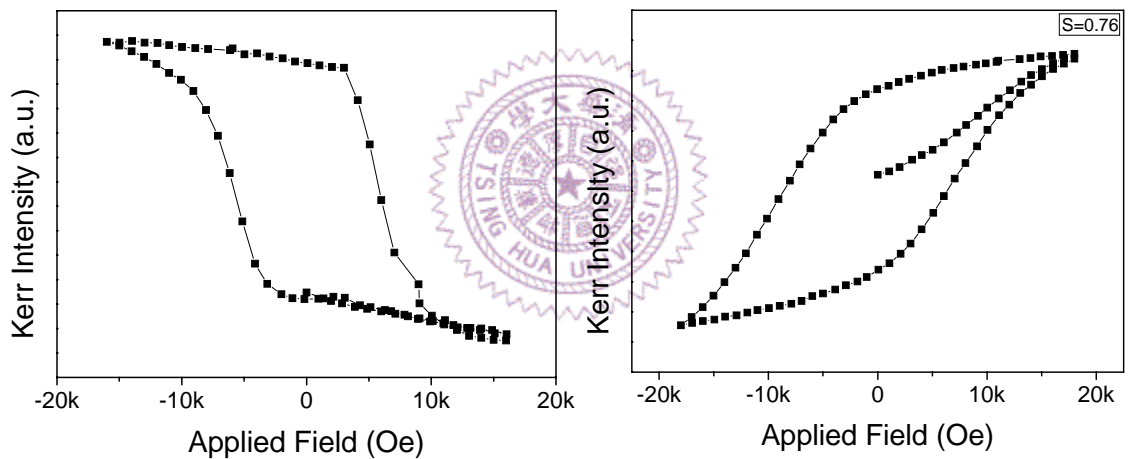


圖 4-26 HF-Si/Cu 100/CoFe 60/FePt 50 (nm) MOKE 結果，左圖為水平，右圖為垂直。

我們知道，由於晶格差異造成 FePt 無法完美的磊晶在 $\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}$ 上，我們需要一個緩衝層，來消除晶格差異以利 FePt 長出完美的磊晶成長。以現有的材料來說，Cu 的晶格常數介於 $\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}$ 以及 FePt 之間，看來很適合當做緩衝層，因此我們試著將 Cu 放在 $\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}$ 以及 FePt 中間，看看是否能夠使得 FePt 成長得更完美。

圖 4-27 為 HF-Si/Cu (100nm)/ $\text{Co}_{90}\text{Fe}_{10}$ (60nm)/X/FePt (50nm) 的初鍍膜 x-ray

分析結果，仔細觀察可以發現，Pt 在 Cu 上仍然會使得 FePt(111)長得比較強一些。

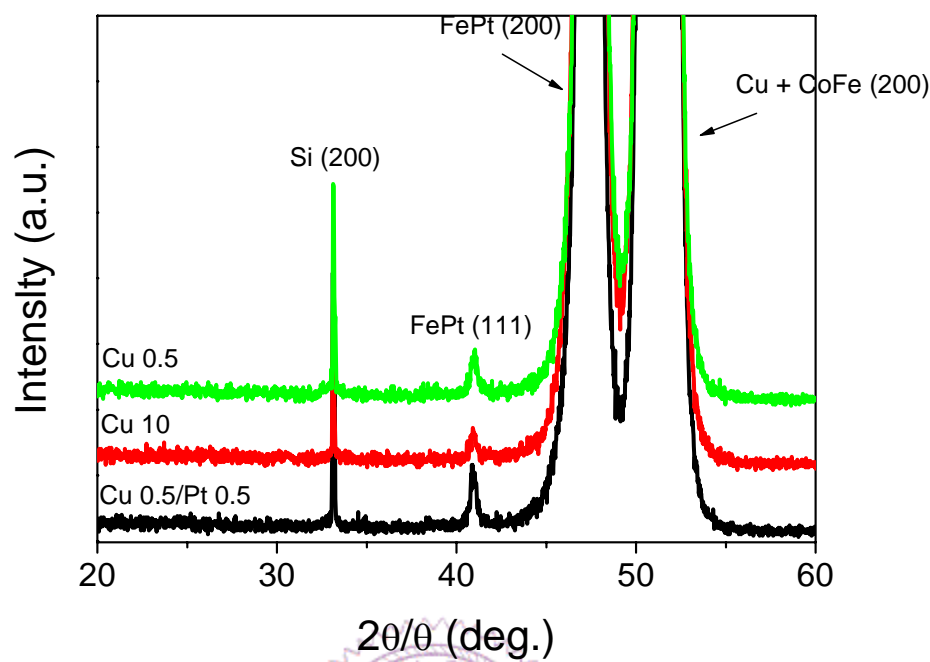


圖 4-27 HF-Si/Cu 100/CoFe 60/x/FePt 50 (nm)初鍍膜 x-ray 分析結果。

單純的加入 Cu 之後 FePt(111)的繞射峰跟之前的數據比起來有減弱一些，但仍然可以觀察得到。不意外地，退火過後 FePt(111)的繞射峰有些許的增強，其中以有加入 Pt 的那一組增強最多(圖 4-28)。三組的 FePt(100)序化峰都很明顯，顯示序化良好。之後隨即作磁性分析量測，結果發現並非預期的全部的矯頑磁場都很大，在沒有白金的那兩組矯頑磁場還不到兩千，圖 4-29 為 HF-Si/Cu (100nm)/Co₉₀Fe₁₀ (60nm)/Cu (10nm)/FePt (50nm)的 MOKE 量測結果，由圖上可以看到 FePt 的矯頑磁場非常的小，幾乎等於沒有序化的程度。然而在 x-ray 的分析上卻有序化峰的發現，顯示 FePt 是有序化產生的。接著仔細觀察 x-ray 分析，我們並沒有看到任何的 FePtCu 三元合金的繞射峰，而從文獻^[10]上來看，FePt 加入 Cu 的實驗，只有 Cu 在 15%的時候才会有低溫序化的效果，其他的成份無法做到。因此可推斷，FePt 因為 Cu 的底層在退火時溶入，造成矯頑場的降低。

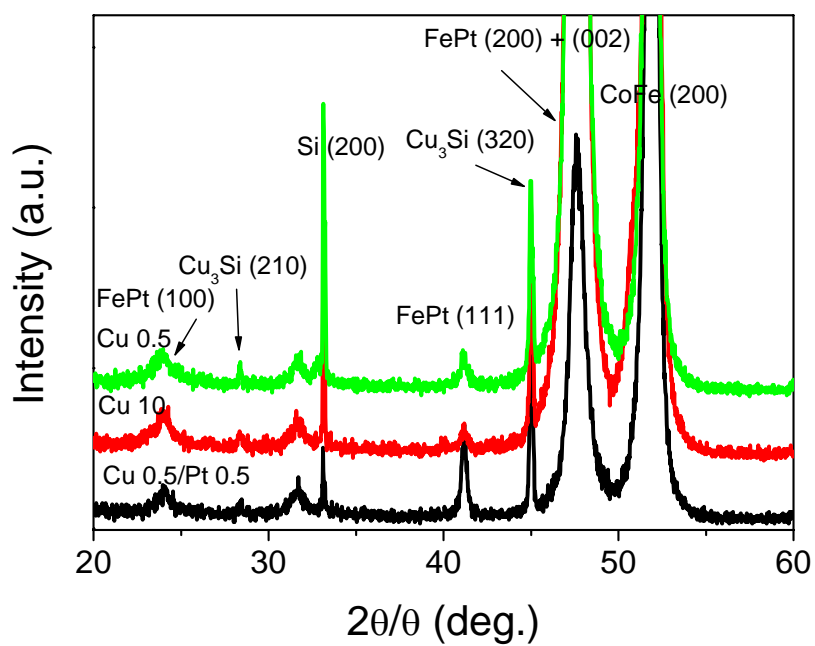


圖 4-28 HF-Si/Cu 100/CoFe 60/x/FePt 50 (nm) 300°C
30 分鐘真空後退火 x-ray 分析結果。

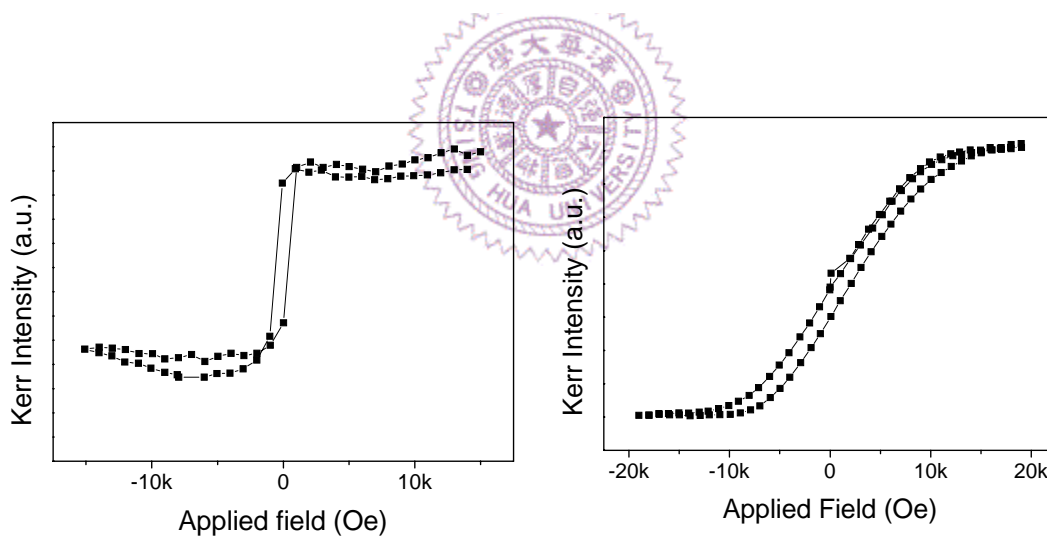


圖 4-29 HF-Si/Cu 100/CoFe 60/Cu 10/FePt 50 (nm) 的 MOKE
結果，左圖為水平，右圖為垂直。

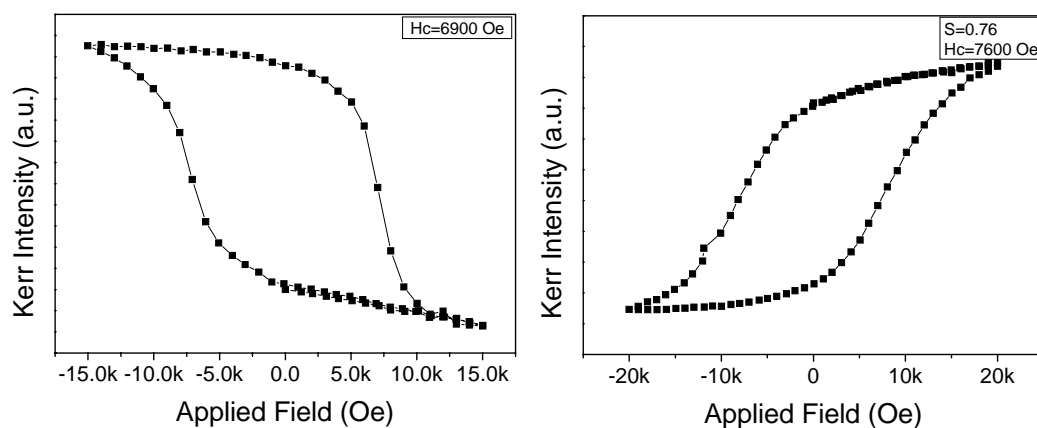


圖 4-30 HF-Si/Cu 100/CoFe 60/Cu 0.5/Pt 0.5/FePt 50 (nm) 的 MOKE 結果，左圖為水平，右圖為垂直。

圖 4-30 為 HF-Si/Cu (100nm)/Co₉₀Fe₁₀ (60nm)/Cu (0.5nm)/Pt (0.5nm)/FePt (50nm) 的磁性質量測結果，這組樣品的垂直方向方正性達到 0.76，矯頑磁場也有 7600 Oe，顯示加入 Cu 降低晶格差異的確能夠有效的幫助(200)方向的成長，且提升垂直方向的異向性。

